



HAL
open science

Conception de substrats céramiques métallisés architecturés pour la montée en tension des modules de puissance destinés aux applications à moyenne tension

Jérémy Deltour

► **To cite this version:**

Jérémy Deltour. Conception de substrats céramiques métallisés architecturés pour la montée en tension des modules de puissance destinés aux applications à moyenne tension. Sciences de l'ingénieur [physics]. Université de Toulouse; Université Toulouse III - Paul Sabatier, 2024. Français. NNT : . tel-04749693v1

HAL Id: tel-04749693

<https://hal.science/tel-04749693v1>

Submitted on 23 Oct 2024 (v1), last revised 7 Jan 2025 (v2)

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Doctorat de l'Université de Toulouse

préparé à l'Université Toulouse III - Paul Sabatier

Conception de substrats céramiques métallisés architecturés
pour la montée en tension des modules de puissance destinés
aux applications à moyenne tension

Thèse présentée et soutenue, le 11 juillet 2024 par
Jérémy DELTOUR

École doctorale

GEETS - Génie Electrique Electronique, Télécommunications et Santé : du système au nanosystème

Spécialité

Génie Electrique

Unité de recherche

LAPLACE - Laboratoire PLAsma et Conversion d'Énergie

Thèse dirigée par

David MALEC

Composition du jury

M. Stéphane DUCHESNE, Rapporteur, Université d'Artois, LSEE

M. Pascal RAIN, Rapporteur, Université Grenoble Alpes, G2Elab

Mme Rachelle HANNA, Examinatrice, Université Grenoble Alpes, G2Elab

M. Jean-Louis AUGÉ, Examineur, Université Toulouse III - Paul Sabatier, Laplace

M. Cyril BUTTAY, Examineur, INSA Lyon, Laboratoire Ampère

M. David MALEC, Directeur de thèse, Université Toulouse III - Paul Sabatier, Laplace

Membres invités

Mme Marie-Laure Locatelli, Co-encadrante, Université Toulouse III - Paul Sabatier, Laplace

M. Eric Vagnon, Ecole Centrale de Lyon, Ampère

Remerciements

En premier lieu, je tiens à remercier particulièrement Marie-Laure LOCATELLI mon encadrante et David MALEC mon directeur de thèse pour m'avoir fait confiance pour travailler sur ce sujet ainsi que pour m'avoir guidé, soutenu et encouragé durant toutes ces années.

Je remercie vivement l'ensemble des membres du jury de thèse. Je remercie Cyril BUTTAY pour m'avoir fait l'honneur de présider ce jury ainsi que Stéphane DUCHESNE et Pascal RAIN d'avoir accepté d'être rapporteurs de ce document.

Je tiens également à remercier l'ensemble des personnels techniques du laboratoire Laplace notamment Sorin DICULESCU, Céline COMBETTES, Benoît SCHLEGEL, Pierre HERNANDEZ et Benoît LANTIN qui ont permis de mener à bien l'ensemble des expérimentations tout comme Vincent BAYLAC et Christophe TENAILLEAU du laboratoire CIRIMAT ainsi que Stéphane LE BLOND DU PLOUY du Centre de Micro-caractérisation Raimond Castaing.

Je souhaite aussi remercier les collègues de l'équipe MDCE pour leur accueil et leur aide précieuse dont Zarel VALDEZ-NADA, Vincent BLEY et Lionel LAUDEBAT.

Je remercie également l'ensemble des partenaires du projet ARCHIVE avec qui j'ai eu l'honneur de travailler.

Je remercie chaleureusement les collègues doctorants croisés au cours de ces années et pour tous les moments de complicité passés à leurs côtés : Alejandro CAN ORTIZ, Tianbo ZHOU, Imadeddine BENFRIDJA, Tara NIAKAN, Arnaud ESCRIVA, Sébastien CHABERT, Assane NDOUR, Duvan MENDOZA LOPEZ, Baptiste ROBBIANI, Tania AL MOUSSI, Christina SARA, Caio DE OLIVERA MENDES et Adrien RUBIO. Je remercie également Lara STORTINI dont j'ai eu le plaisir d'encadrer le stage.

Enfin, je remercie ma famille, tous mes amis et mon équipe des restos du cœur qui m'ont aidé, accompagné et soutenu tout au long de cette aventure.

Table des matières

INTRODUCTION.....	7
--------------------------	----------

CHAPITRE 1 : ÉTAT DE L'ART SUR LES MODULES DE PUISSANCE, LEUR PACKAGING ET LEURS CONTRAINTES LIEES A LA MONTEE EN TENSION	9
--	----------

1.1 MODULES DE PUISSANCE ISOLES	9
1.1.1 APPLICATIONS DES MODULES DE PUISSANCE ISOLE	9
1.1.2 TECHNOLOGIE DES MODULES DE PUISSANCE ISOLES.....	12
1.1.3 BESOINS ACTUELS SUR LES MODULES DE PUISSANCE	17
1.2 CONTRAINTES DE CHAMP ELECTRIQUE ET MECANISMES PHYSIQUES IMPACTANT L'ISOLATION ELECTRIQUE DES MODULES DE PUISSANCE ISOLES	19
1.2.1 RENFORCEMENTS DE CHAMP DANS LES MODULES DE PUISSANCE ISOLES.....	19
1.2.2 RUPTURE DIELECTRIQUE DANS LES ISOLANTS SOLIDES	21
1.2.3 DECHARGES PARTIELLES.....	24
1.2.4 POINT SUR LES STREAMERS.....	30
1.2.5 PROBLEMATIQUE DES CHARGES D'ESPACE	32
1.3 SOLUTIONS ENVISAGEES SUR LES ISOLANTS POUR AMELIORER LA TENUE EN TENSION.....	34
1.3.1 MATERIAUX ISOLANTS AVEC DES PROPRIETES PARTICULIERES	34
1.3.2 MODIFICATION DE LA GEOMETRIE DU SUBSTRAT.....	38
1.4 SYNTHESE/CONCLUSION.....	40

CHAPITRE 2 : ÉTUDE DE LA LIMITATION EN TENSION AC 50 HZ DE SUBSTRATS CERAMIQUES METALLISES ENCAPSULES DE REFERENCE	42
---	-----------

2.1 DEFINITION DES ECHANTILLONS ET PARAMETRES VARIES	42
2.1.1 SUBSTRATS CERAMIQUES EN ALN.....	42
2.1.2 METALLISATIONS.....	43
2.1.3 MATERIAUX D'ENCAPSULATION ET CELLULES DE TEST ADAPTEES	46
2.2 TESTS ELECTRIQUES EN AC 50 Hz REALISES : DEFINITIONS ET METHODES	51
2.2.1 MESURE DE LA TENSION DE RUPTURE DIELECTRIQUE A COURT TERME EN AC.....	51
2.2.2 MESURE DE LA TENSION DU SEUIL D'APPARITION DE DECHARGES PARTIELLES	53
2.3 RESULTATS DES MESURES ELECTRIQUES EN AC 50Hz : VALEURS DES TENSIONS ET MODES DE LIMITATION	55
2.3.1 TENSION DE RUPTURE DIELECTRIQUE A COURT TERME EN AC 50 Hz.....	56
2.3.2 TENSION DE SEUIL D'APPARITION DE DECHARGES PARTIELLES AC 50 Hz.....	64
2.3.3 SYNTHESE DES VALEURS MAXIMALES DE TENSION ET DISCUSSION PAR RAPPORT A LA MONTEE EN TENSION DES MODULES DE PUISSANCE ISOLES.....	70
2.4 RESULTATS DES CARACTERISATIONS POST-CLAQUAGE ET DE L'ANALYSE PHENOMENOLOGIQUE.....	72
2.4.1 CARACTERISATIONS DES DOMMAGES POST-CLAQUAGE	72
2.4.2 SIMULATION DU CHAMP ELECTRIQUE A LA TENSION DE RUPTURE AC ET AU PDIV	84
2.4.3 PROPOSITION DE SCENARIOS DE MECANISMES DE RUPTURE DIELECTRIQUE EN AC 50 HZ DE SUBSTRATS CERAMIQUES METALLISES ENCAPSULES	87
2.5 SYNTHESE SUR LA LIMITATION EN TENSION DES SUBSTRATS CERAMIQUES METALLISES EN AC 50 Hz	94

CHAPITRE 3 : ÉTUDE DE LA LIMITATION EN TENSION DC DES SUBSTRATS CERAMIQUES METALLISES ENCAPSULES	95
3.1 MESURE DE LA TENSION DE RUPTURE DIELECTRIQUE EN DC	95
3.1.1 BANCS DE MESURE.....	95
3.1.2 ÉCHANTILLONS ET METHODE	96
3.2 RESULTATS DES MESURES ELECTRIQUES ET MODES DE RUPTURE EN DC+	96
3.2.1 EFFET DE L'ÉPAISSEUR D'ALN, DE LA NATURE DE L'ENCAPSULANT	96
3.2.2 EFFET DE LA NATURE DE LA METALLISATION	98
3.2.3 SYNTHÈSE DE L'ÉTUDE QUANTITATIVE DE LA TENSION DE RUPTURE EN DC+	100
3.2.4 MODES DE RUPTURE SOUS TENSION DC+.....	100
3.3 RESULTATS DES MESURES ELECTRIQUES ET MODES DE RUPTURE EN DC-	101
3.3.1 EFFET DE L'ÉPAISSEUR D'ALN ET DE LA NATURE DU MATERIAU ENCAPSULANT	101
3.3.2 SYNTHÈSE RAPIDE DE L'ÉTUDE QUANTITATIVE DE LA TENSION DE RUPTURE EN DC-.....	103
3.3.3 MODES DE RUPTURE SOUS TENSION DC-	103
3.3.4 COMPARAISON DES TENSIONS DE RUPTURE DC+ ET DC-.....	104
3.4 RESULTATS DES OBSERVATIONS POST-CLAQUAGE ET DE L'ANALYSE PHENOMENOLOGIQUE	105
3.4.1 LES DIFFÉRENTES CATEGORIES DES DEGRADATIONS OBSERVEES AU MICROSCOPE.....	105
3.4.2 MESURE DES DISTANCES DES POINTS DE RUPTURE PAR RAPPORT AU BORD D'ELECTRODE.....	111
3.4.3 SIMULATION SOUS COMSOL DU CHAMP ELECTRIQUE SOUS TENSION DE RUPTURE DC.....	114
3.4.4 DISCUSSION SUR LES MECANISMES DE RUPTURE SOUS CONTRAINTE DC	117
3.5 CONCLUSION	118
CHAPITRE 4 : SOLUTIONS MISES EN ŒUVRE POUR AUGMENTER LA TENUE EN TENSION DES SUBSTRATS CERAMIQUES METALLISES.....	120
4.1 MISE EN ŒUVRE DE TECHNIQUES AGISSANT SUR LA GEOMETRIE POUR REDUIRE LE CHAMP ELECTRIQUE AU POINT TRIPLE	120
4.1.1 SUBSTRATS ARCHITECTURES DE TYPE ROME	120
4.1.2 SUBSTRATS ARCHITECTURES DE TYPE MESA	133
4.2 MISE EN ŒUVRE D'UN DEPOT DE PARYLENE SUR LES SUBSTRATS ALN METALLISES	142
4.2.1 INTERET DU DEPOT DE PARYLENE.....	142
4.2.2 DIMENSIONNEMENT DES SUBSTRATS AVEC DEPOT DE PARYLENE.....	144
4.2.3 MESURES DU PDIV.....	147
4.2.4 MESURE DE LA TENSION DE RUPTURE EN AC 50 Hz	151
4.2.5 CONCLUSION SUR L'IMPACT D'UN DEPOT DE PARYLENE	155
4.3 CONCLUSION SUR LES SOLUTIONS PROPOSEES POUR AMELIORER LA TENUE EN TENSION DES SUBSTRATS CERAMIQUES METALLISES ENCAPSULES PAR GEL SILICONE – PERSPECTIVES	156
CONCLUSION GENERALE.....	158
ANNEXE I.....	160
ANNEXE II.....	163
ANNEXE III.....	172
BIBLIOGRAPHIE.....	175

Introduction

La lutte contre le changement climatique, sans doute l'enjeu principal du XXI^{ème} siècle pour l'humanité, nécessite de transformer radicalement nos modes de vie et de production. Parmi les ruptures à opérer, nous pouvons citer l'électrification de l'industrie et des transports (automobile, ferroviaire, aéronautique...), ainsi que le recours massif aux différentes énergies renouvelables (hydraulique, solaire, éolien, géothermie...) pour produire cette électricité. Cette révolution nécessite un besoin croissant d'électronique de puissance au travers de convertisseurs d'énergie électrique et donc de modules de puissance isolés.

Le module de puissance isolé est en effet la structure d'intégration de fonctions électroniques à base de puces semi-conductrices de puissance la plus couramment utilisée, dans un très vaste champ d'applications, du kW à la dizaine de MW. Actuellement, les modules de puissance isolés disponibles sur le marché ont des tensions maximales de fonctionnement ne dépassant pas 6,5 kV et utilisent majoritairement des puces semi-conductrices classiques en silicium. Or, certaines applications requièrent de très hautes tensions, comme par exemple pour les réseaux à courant continu haute tension (High Voltage Direct Current ou HVDC en anglais), dont certains fonctionnent à plus de 800 kV, comme la liaison Xianjiaba-Shanghai, longue de 1980 km et inaugurée en 2010. Les réseaux HVDC ont l'avantage de générer moins de pertes sur de longues distances (plus de 800 km) lors du transport de l'électricité par rapport aux réseaux AC et sont même la seule possibilité pour transporter l'électricité par des câbles sous-marins sur plus de 100 km. Pour pouvoir convertir de telles tensions, il est donc nécessaire d'associer de nombreux modules en série, augmentant le coût, l'encombrement et la complexité de la commande tout en diminuant le rendement. De la même manière, des calibres en tension au-delà de 10 kV seraient également très bénéfiques aux performances des systèmes de conversion essentiels à d'autres domaines, tels que les réseaux dits « Moyenne Tension », ou le transport ferroviaire, nécessitant des systèmes de conversion d'énergie alimentés sous tension AC ou DC jusqu'à 20 kV.

Dans ce contexte, l'émergence de composants de puissance à semi-conducteur «Grand Gap» à tension de rupture très élevée, notamment ceux à base de carbure de silicium (SiC), permet d'envisager une montée significative en tension et en fréquence d'usage, et donc des gains en densité de puissance et efficacité énergétique des systèmes cités plus haut. Néanmoins, cette montée en tension s'accompagne de contraintes électriques plus sévères sur le système d'isolation électrique (S.I.E.) interne du module, lequel est usuellement constitué d'un substrat céramique métallisé et d'un gel silicone d'encapsulation. Ces nouvelles contraintes demandent de repenser globalement la conception du packaging des modules de puissance et du S.I.E. en particulier, afin d'accroître leur tenue en tension. La gamme de tension visée par ce travail (au-delà de 10 kV) étant très supérieure à la limite maximale de l'offre actuelle développée pour la filière silicium, il est nécessaire d'avoir une connaissance précise des phénomènes physiques pouvant affecter l'isolation électrique au sein des modules de puissance, pour ensuite pouvoir proposer des recommandations permettant des fonctionnements fiables dans ces nouvelles conditions.

Ainsi, notre démarche a été de vouloir mener une étude expérimentale et paramétrique de compréhension des limitations en haute tension du S.I.E. d'un module de puissance d'un point de vue quantitatif et phénoménologique, dans la gamme spécifique des hautes tensions visées. Il s'est d'abord agi de faire varier différents paramètres de la structure de référence classique (avec substrat en AlN épais, métallisation en cuivre, encapsulation par gel silicone). Dans un second temps, des structures, modifiées selon des solutions

nouvellement proposées dans la littérature ont également été considérées. Pour chaque paramètre varié, son impact tant sur les grandeurs électriques mesurées que sur les manifestations physiques observées durant ou post- caractérisations, a été analysé. Parmi les différentes grandeurs pouvant être un critère de limitation en tension, les tensions de rupture à court terme en AC sinus 50 Hz et en DC, et la tension de seuil d'apparition de décharges partielles, ont été retenues pour cette étude.

Il est à noter que ce travail de thèse s'est inscrit dans un projet de collaboration franco-allemande, appelé ARCHIVE, financé par l'Agence Nationale de la Recherche (A.N.R.) côté français et par le Ministère Allemand de l'Éducation et de la Recherche (B.M.B.F.). L'objectif de ce projet était de réaliser un prototype de module de puissance fonctionnant à 20 kV basé sur un nouveau concept de substrat céramique en nitrure d'aluminium (AlN) métallisé architecturé, permettant de découpler la contrainte électrique de la contrainte thermique associée à cet élément dans la structure actuelle, en autorisant en particulier l'augmentation de son épaisseur. Aux côtés de l'Institut SuperGrid, du laboratoire d'Électronique Intégrée de l'université de Kempten, et du Laplace, l'implication de la société CeramTec, spécialisée dans la fabrication de substrats et pièces techniques en céramique, nous a permis de disposer d'un nombre conséquent d'échantillons spécifiquement conçus et dédiés à notre étude.

L'apport de la thèse dans le cadre de ce projet a donc été double : étudier les phénomènes affectant l'isolation électrique du substrat céramique métallisé épais en nitrure d'aluminium (AlN) et de son matériau encapsulant sous haute tension (au-delà de 10 kV) et étudier des structures de ce S.I.E nouvelles, permettant la conception d'un module de puissance de tenue en tension 20 kV.

Dans ce manuscrit, la présentation de l'étude menée pour ce faire est organisée en quatre chapitres :

- Le premier présente un état de l'art d'abord de la technologie actuelle du module de puissance isolé, puis des connaissances actuelles des phénomènes physiques affectant la tenue en tension de son système d'isolation, et enfin des solutions proposées pour réduire les renforcements de champ à l'origine de ces phénomènes ;
- Le second chapitre traite des tests électriques en AC 50 Hz, consistant en la mesure de la tension du seuil d'apparition des décharges partielles ainsi que de la tension de rupture à court terme, effectués sur des substrats en nitrure d'aluminium (AlN) épais métallisés et encapsulés, avec pour objectif d'étudier l'impact de plusieurs paramètres comme l'épaisseur du substrat, le type de métallisation ou encore la nature du matériau d'encapsulation ;
- Le troisième chapitre est dédié quant à lui à l'étude des mesures de la tension de rupture DC, effectués sur les mêmes structures que celles utilisées au deuxième chapitre ;
- Le quatrième chapitre explore les différentes solutions mises en œuvre pour essayer d'améliorer la tenue en tension du S.I.E., consistant à jouer soit sur la forme géométrique des substrats d'une part (structures de type RoME et Mesa), soit sur l'insertion d'un dépôt de parylène d'autre part.

Chapitre 1 : État de l'art sur les modules de puissance, leur packaging et leurs contraintes liées à la montée en tension

1.1 Modules de puissance isolés

1.1.1 Applications des modules de puissance isolé

Pour assurer sa fonction, un convertisseur statique d'énergie électrique fait appel (entre autres bien sûr) à des composants dits « actifs » jouant le rôle d'interrupteurs, dont l'ouverture et la fermeture sont commandées de façon à convertir les caractéristiques de l'onde électrique de la source en entrée (intensité, forme AC ou DC, fréquence) afin de les adapter aux besoins de la charge connectée en sortie. Le module de puissance isolé est la forme de composant de puissance la plus adaptée pour un grand nombre d'applications dans une gamme de puissance très large allant de la dizaine de kW à la centaine de MW.

Dans le contexte actuel de transition énergétique, et de déploiement de l'électrification dans de nouveaux domaines, les convertisseurs d'énergie électriques, et donc les modules de puissance, sont employés dans de plus en plus d'applications, dont :

- l'automobile qui impose de produire en masse et donc de réduire au maximum les coûts. Dans le contexte de l'électrification des transports terrestres, certaines prévisions estiment que le nombre de voitures électrifiées (électrique sur batterie et hybride rechargeable) vendue chaque année pourrait atteindre 74 millions (cf. Figure 1) représentant autant de convertisseurs statiques à produire [1]. Leur masse et leur volume sont des facteurs importants de leur dimensionnement. De plus les modules doivent pouvoir fonctionner dans une large plage de température (de -40°C à 160°C). Généralement, les voitures électriques sur batterie ont besoin d'une puissance autour de quelques centaines de kW et le moteur est alimenté par des tensions de plusieurs centaines de volts (exemple Tesla modèle 3 : moteur de 210 kW, tension de sortie du pack batteries de 355 V DC). Il est également nécessaire de développer les réseaux de charges rapides fonctionnant en MVAC ou MVDC.
- l'aéronautique, où les contraintes d'encombrement et de variations de température sont encore plus sévères. La plage de température généralement comprise entre -55 °C et 70 °C peut dépasser les 200 °C lorsque l'équipement se situe proche des réacteurs ou des freins [2]. L'électrification de l'aviation est déjà en cours, avec, comme le montre le graphique de la Figure 2, un accroissement constant du niveau de puissance électrique embarquée au cours des dernières décennies. L'avènement de l'avion plus électrique (suppression des commandes hydrauliques) et dans un avenir proche des avions hybrides ou tout électriques va encore accroître le besoin en convertisseurs de puissance. Actuellement les puissances électriques installées dans les avions de ligne sont autour de plusieurs centaines de kW et d'ici 2030 il sera nécessaire d'avoir des tensions de 2000 V pour alimenter des avions plus (voir entièrement) électriques [3].
- le développement des transports ferroviaires et l'augmentation de leur efficacité énergétique avec notamment la volonté de réduire les consommations des motrices sur un même réseau (pour augmenter le nombre de passagers transportés pour une même puissance installée). Dans ce cas, il faut réduire les masses et en particulier remplacer le transformateur abaisseur très lourd par une mise en série de convertisseurs haute fréquence/haute puissance associant des transformateurs plus

légers. Le projet d'Automotrice Grande Vitesse d'Alstom par exemple reprend ce principe en répartissant les motorisations sur plusieurs voitures [4]. Les systèmes d'alimentation des trains sont conçus pour s'adapter aux différents réseaux coexistant (1,5 kV DC ou 25 kV AC 50 Hz en France par exemple) et les puissances embarquées peuvent aller jusqu'à 9280 kW pour certaines rames de TGV par exemple.

- les réseaux MVDC et HVDC (Medium/High Voltage Direct Current), nouvelles lignes électriques permettant de transporter sur de longues distances de l'énergie électrique en courant continu afin de diminuer les pertes [5]. La tenue en tension des modules isolés à base de silicium étant actuellement limitée (6,5 kV est le calibre maximal sur le marché), on utilise des centaines de modules en série/parallèle pour convertir des hautes tensions (jusqu'à 800 kV) et faire transiter des hautes puissances (centaines de MW). Ces réseaux HVDC sont amenés à se déployer pour raccorder aux sites consommateurs les sites de production des énergies renouvelables, dispersés et souvent éloignés des lieux de consommation, comme représenté sur la Figure 3, pour un exemple lié à l'énergie solaire.

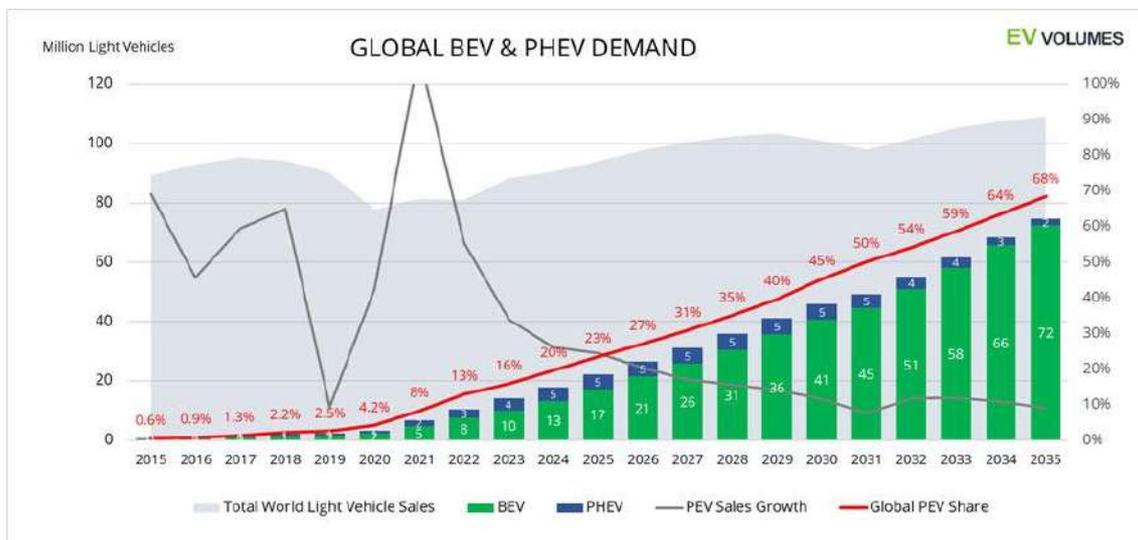


Figure 1 : Prévission en 2023 de l'évolution de la demande de véhicules électriques avec batteries (BEV) ou hybrides rechargeables (PHEV) dans le monde d'ici 2035 selon le cabinet EV volumes [1]

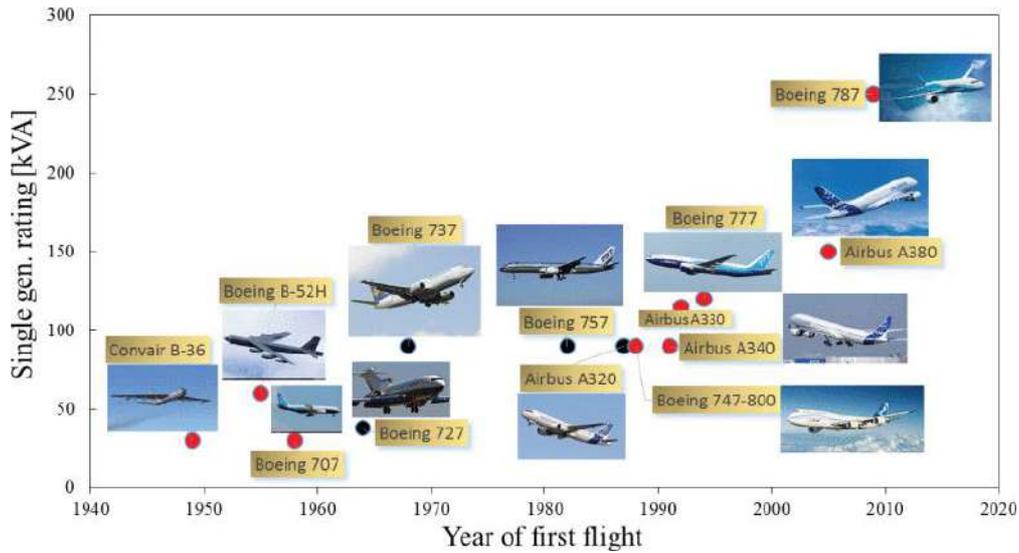


Figure 2 : Puissance électrique nominale des générateurs principaux de certains avions commerciaux : moyen et long courrier (rouge), et court et moyen courrier (noir) [6]



Figure 3 : Esquisse du réseau électrique nécessaire au projet Desertec pour que l'Afrique du Nord et le Moyen-Orient puissent alimenter l'Europe en électricité issue de l'énergie solaire, soulignant l'éloignement entre lieux de production d'énergie renouvelable et lieux de consommation [7]

Quelle que soit l'application, les modules de puissance sont amenés à massivement se développer dans les prochaines années. La multiplication des domaines d'utilisation fait apparaître de nouvelles contraintes sur ces modules de puissance, notamment en tension de fonctionnement, les amenant à fortement évoluer. Notre travail de thèse s'inscrit dans cette démarche de conception de ces futurs modules, en s'intéressant plus spécifiquement aux besoins en calibres en tension bien supérieurs à l'offre commerciale actuelle.

1.1.2 Technologie des modules de puissance isolés

1.1.2.1 Généralités

De façon générale, le terme de « modules » désigne des dispositifs multi-puces, contrairement au terme de « composants discrets » qui désigne des dispositifs ne comportant qu'une puce (qui peut être parfois une tranche de semi-conducteur entière) correspondant à un seul composant. Parmi les assemblages multi-puces, on trouve les modules dits « press-pack », permettant d'intégrer plusieurs puces d'un même composant unitaire en parallèle, les faces de chaque puce étant connectées aux faces externes du composant (via un contact pressé). L'autre classe principale d'assemblages multi-puces est constituée des modules de puissance isolés. Ce type d'assemblage (ou packaging), grâce à la présence d'un substrat isolant électrique, offre la possibilité d'intégrer plusieurs puces, correspondant à des composants unitaires identiques ou non (par exemple des puces de transistors et de diodes) et de les relier pour réaliser une mise en série ou en parallèle, ou une fonction (par exemple une cellule de commutation, un bras d'onduleur ...), au sein d'un même boîtier.

Vu de l'extérieur, un module de puissance isolé est un boîtier en plastique équipé de connexions électriques avec une semelle métallique en face inférieure. Cependant le packaging du module de puissance isolé est assez complexe car il doit répondre à plusieurs conditions indispensables :

- assurer une tenue mécanique, mais aussi une protection chimique contre la poussière, l'humidité ou encore des chocs ou vibrations des puces et du circuit,
- gérer l'évacuation de la chaleur : les fortes puissances pouvant transiter dans les modules génèrent des pertes au niveau des puces et du circuit électrique sous forme d'énergie thermique devant s'évacuer pour éviter la surchauffe,
- isoler électriquement le module et ses composants internes pour éviter les courts-circuits,
- assurer les connexions électriques internes et avec le circuit extérieur.

Comme le montre le schéma de la Figure 4 qui présente la structure la plus courante, un module de puissance isolé possède de nombreux constituants dont :

- les puces semi-conductrices (principalement en silicium et plus récemment en carbure de silicium), qui constituent le cœur du module ;
- le substrat en céramique (Al_2O_3 , AlN principalement et plus récemment Si_3N_4) qui sert d'isolant électrique, mais qui doit aussi être un bon conducteur thermique ;
- les métallisations (pistes), sur lesquelles sont fixées les puces (métallisations supérieures) mais qui servent aussi de plan de masse (métallisation inférieure). Ces métallisations sont généralement en cuivre mais peuvent aussi être en aluminium, elles doivent pouvoir conduire le courant et dissiper la chaleur ;
- les fils de connexion (bonding) en aluminium qui servent à réaliser les connexions électriques internes au module ;
- les plots de connexion qui permettent de relier les connexions électriques extérieures (le busbar) au circuit interne du module ;
- l'encapsulant (gel silicone généralement), qui permet de figer mécaniquement les éléments à l'intérieur du module, tout en assurant leur isolation électrique grâce à une rigidité diélectrique supérieure à celle de l'air. Notons que c'est un gel qui a été choisi pour permettre aux constituants possédant des coefficients de dilatation thermique différents de pouvoir se dilater et se contracter durant les cyclages électro-thermiques sans créer de tension mécanique pouvant amener à des

ruptures, des délaminations ... Ce milieu doit aussi être une barrière de protection contre les impuretés, l'humidité ...

- La semelle métallique, sur laquelle repose le module, permettant de le fixer au dissipateur thermique disposé sous la semelle.
- Le boîtier plastique, qui contient et protège l'intérieur du module.

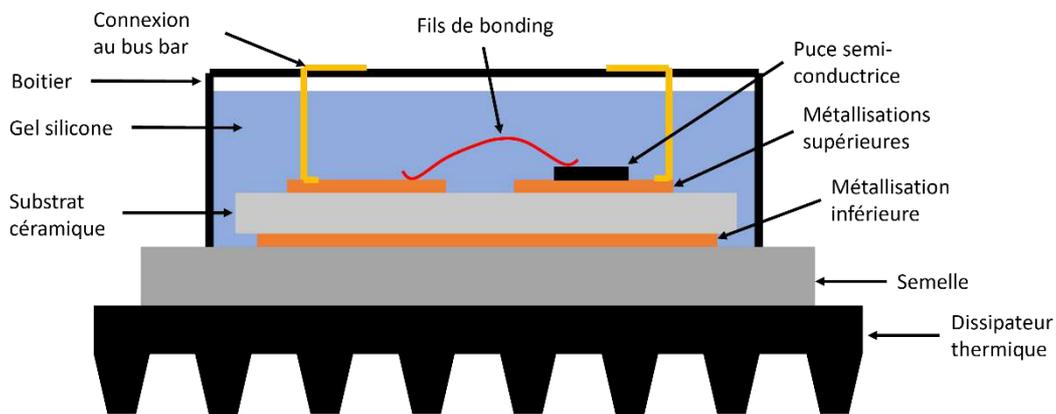


Figure 4 : Schéma simplifié de la structure classique d'un module de puissance isolé sur un dissipateur thermique

Nous allons détailler dans les parties suivantes les technologies de certains des principaux constituants listés précédemment.

1.1.2.2 Puces semi-conductrices

Les puces semi-conductrices constituent les éléments actifs du module de puissance. Ce sont principalement des transistors IGBTs ou MOSFETs, ou encore des diodes de puissance qui permettent de réaliser la fonction de conversion d'énergie électrique. L'ensemble du module est donc conçu autour des puces semi-conductrices et dépend de leurs comportements thermique, mécanique et électrique.

Actuellement, la plupart des puces des modules de puissance sont réalisées en silicium (Si). Mais pour pouvoir fonctionner à fréquence plus élevée sous plus haute tension tout en diminuant les pertes, il est nécessaire d'utiliser des matériaux semi-conducteurs dits « grand gap » (i.e. à large bande d'énergie interdite), comme le carbure de silicium (SiC) ou le nitrure de gallium (GaN). Pour les applications sous tension supérieure à 600 V, les puces en SiC sont actuellement les plus avancées, avec des technologies permettant la commercialisation standard de transistors et de diodes de calibre en tension jusqu'à 3,3 kV [8], et même la disponibilité réservée à certains clients d'approvisionner des transistors MOSFETs de calibre 10 kV [9]. Le Tableau 1 montre les principales propriétés physiques des semi-conducteurs à grand gap.

Tableau 1 : Propriétés électriques et thermique des principaux semi-conducteurs (à 25 °C) [10]

Propriétés	Si	SiC (forme 4H)	GaN	Diamant
Bande d'énergie interdite (eV)	1,12	3,26	3,46	5,5
Conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$)	150	450	130	2000
CTE ($10^{-6}/K$)	4	2,6	2,5	1,5
Rigidité diélectrique (kV/mm)	33	300	500	1000

Ainsi, la rigidité diélectrique élevée des semi-conducteurs à grand gap, accompagnée d'une bonne mobilité des électrons, permet la diminution des pertes engendrées à l'état passant (du fait de la réduction de l'épaisseur et de l'augmentation du nombre des porteurs de charge) dans les couches du composant parcourues par le courant à l'état passant. Les matériaux semi-conducteurs « grand gap » rendent donc théoriquement possible l'utilisation de composants dits « rapides » et à faibles pertes en commutation, (tels les MOSFETs, les diodes Schottky, ...), tout en ayant des calibres en tension plus élevés que ne le permet le silicium. De plus, ces matériaux permettent aussi de repousser la limitation en haute température liée à la très forte augmentation des courants de fuite en inverse (limitation inférieure à 200 °C pour les composants haute tension en silicium). La conductivité thermique significativement élevée du carbure de silicium et du diamant sont un atout complémentaire. Par la possibilité d'augmenter la tension de fonctionnement (et donc la puissance), de réduire le poids/volume du système, par réduction de la taille des composants passifs (grâce à la montée en fréquence) et du dispositif de refroidissement (grâce à la réduction des pertes ou l'augmentation de la température de jonction), ces matériaux semi-conducteurs permettent donc d'accroître la densité de puissance et l'efficacité énergétique des systèmes, qui sont des caractéristiques critiques pour les applications embarquées notamment.

1.1.2.3 Substrat isolant métallisé

Placé entre la semelle et les puces semi-conductrices, le substrat isolant métallisé doit assurer l'isolation électrique entre les pistes qu'il porte tout en permettant d'évacuer les calories produites par les puces semi-conductrices. La partie supérieure étant en effet remplie par du gel (mauvais conducteur de chaleur), il est nécessaire d'évacuer les calories vers le bas du module. De plus, il doit être résistant mécaniquement pour soutenir l'ensemble et supporter les contraintes thermomécaniques induites par la différence de coefficient de dilatation thermique (ou CTE), qu'il faut la plus faible possible, avec les autres éléments du module notamment dans le cas d'un fonctionnement en haute température. Le substrat peut être un circuit imprimé (PCB), un substrat métallique isolé (IMS) ou un substrat céramique métallisé. Ce dernier est majoritairement utilisé dans les modules de puissance car les matériaux isolants polymères ne peuvent actuellement pas répondre aux exigences thermiques requises.

Le substrat isolant métallisé du module se compose d'une céramique métallisée en face avant et en face arrière.

Il existe plusieurs types de céramiques isolantes utilisées comme substrat. La plus utilisée est l'alumine (Al_2O_3) grâce à son plus faible coût, malgré sa faible conductivité thermique, car elle satisfait les applications les plus courantes, de niveau de puissance peu

élevé et aussi parce qu'elle permet l'assemblage DBC (voir ci-dessous). Le nitrure d'aluminium (AlN) est employé pour sa bonne conductivité thermique malgré un coût élevé, pour les applications de plus fortes tenues en tension et puissance. Moins bon conducteur thermique que l'AlN, mais présentant une résistance mécanique plus élevée que celles de l'alumine et du nitrure d'aluminium (plus grande contrainte maximale en flexion), et un CTE plus proche de celui des puces, le nitrure de silicium (Si₃N₄) est une solution pour les applications de puissance classique mais devant fonctionner à haute température. L'oxyde de béryllium (BeO) a aussi une conductivité thermique importante mais sa forte toxicité et son coût important font qu'il est maintenant rarement utilisé pour des modules de puissance. Le tableau suivant détaille les principales propriétés de ces différentes céramiques.

Tableau 2 : Propriétés physiques des céramiques diélectriques à 25 °C [10] [11] [12]

Propriétés	Matériaux					
	Al ₂ O ₃	AlN	BeO	Si ₃ N ₄	SiC	Diamant
CTE (ppm/°C)	7,5-8,1	4,2-5,2	6,8-7,5	2,7-3,4	3,7	1
Conductivité thermique (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	20-30	170-260	250	60	270	2000
Rigidité diélectrique AC (kV/mm)	11-16	14-17	10-14	15	300	1000
Module de Young (GPa)	300-400	300-310	300-350	300	380	1000
Contrainte maximale à la flexion (MPa)	250-300	300-500	170-250	>700	450-500	> 60 000
Coût (base Al ₂ O ₃)	1x	4x	5x	2,5x	-	-

La métallisation du substrat céramique est réalisée par l'une des trois principales techniques ci-dessous :

- la technique Direct Bonded Copper (DBC), la plus utilisée, métallisation en cuivre,
- la technique Direct Bonded Aluminium (DBA), métallisation en aluminium, permettant de limiter les contraintes mécaniques sur la céramique,
- la technique Active Metal Brazing (AMB), utilisée lorsque le substrat ne permet pas de réaliser une DBC.

La première technique de métallisation appelée DBC consiste à braser une feuille de cuivre sur les deux faces de la céramique. Cette technique est applicable sur les céramiques de type Al₂O₃, AlN ou BeO et est la plus répandue. Pour réaliser la métallisation DBC, la céramique ainsi que la feuille de cuivre sont placées dans un four sous atmosphère de dioxygène à une température proche de la fusion du cuivre (entre 1065 °C et 1080 °C). La fusion entre le cuivre et la céramique crée une liaison mécanique très forte entre eux. L'AlN n'étant pas un oxyde, il est nécessaire de réaliser au préalable une étape d'oxydation de sa surface. Les contraintes mécaniques sur le substrat céramique peuvent être importantes avec ce procédé de métallisation ce qui peut conduire à des fractures de ce dernier (en particulier Al₂O₃ et AlN qui présentent les plus faibles contraintes maximales à la flexion).

La seconde technique de métallisation appelée DBA repose sur le même principe que la précédente mais utilise l'aluminium au lieu du cuivre permettant de réduire les contraintes mécaniques sur la céramique et limiter le risque de fracture. Une couche de silicium, argent ou cuivre est déposée entre la céramique et l'aluminium pour abaisser la température de fusion de ce dernier.

Enfin la technique AMB consiste à réaliser une brasure haute température (> 850 °C) de la feuille de cuivre et de la céramique en utilisant une pâte à braser titane/argent/cuivre. C'est

la seule technique qui permet de métalliser la céramique Si_3N_4 et elle convient également aux céramiques AlN et Al_2O_3 .

La Figure 5 montre les procédés de métallisation des céramiques AlN sous forme de schémas simplifiés.

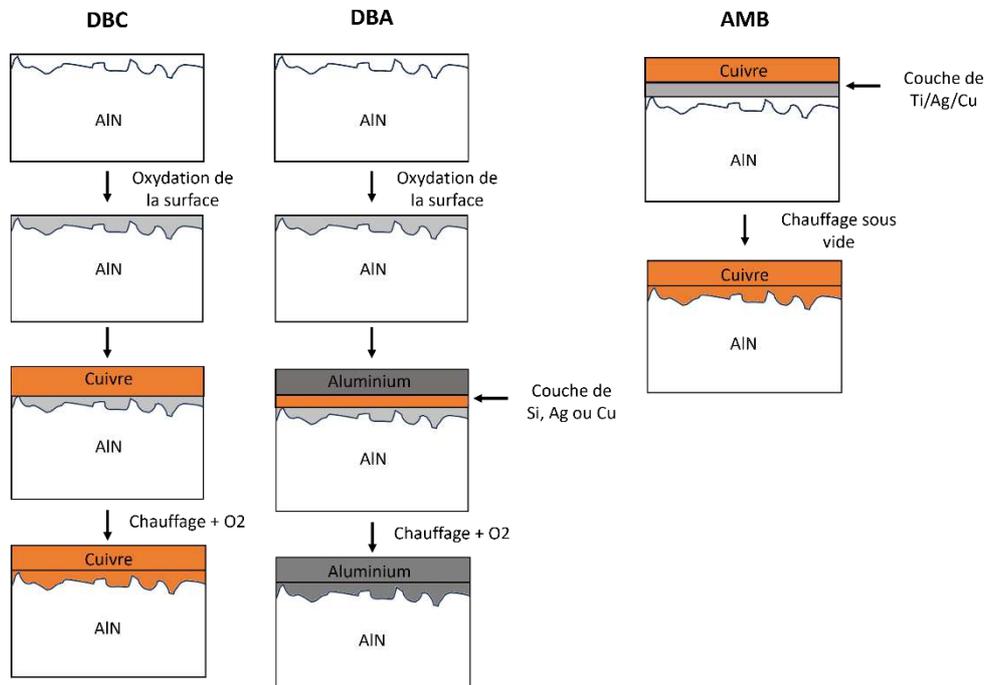


Figure 5 : Techniques de métallisation de substrats AlN pour les modules de puissance, d'après [10]

1.1.2.4 Encapsulation

L'encapsulation du module de puissance permet d'assurer la tenue diélectrique du milieu « ambiant » à l'intérieur du module tout en le protégeant contre les agressions extérieures comme l'humidité ou le dépôt de poussières. Le matériau principalement utilisé comme encapsulant est le gel silicone. Liquide à très faible viscosité lors de sa mise en œuvre, ce matériau polymère inorganique se réticule ensuite, à température ambiante ou à haute température. Il possède un CTE élevé (200 ppm/°C), et un très faible module d'Young. Son caractère très souple lui permet de supporter et minimiser les contraintes électro-thermo-mécaniques subies par les différents matériaux du module en fonctionnement. Une bonne rigidité diélectrique (autour de 20 à 40 kV/mm à 25 °C en AC - 60 Hz pour 2 mm d'épaisseur [13]) fait également partie de ses atouts. Cependant, adapté aux températures de jonction maximales imposées par les puces en silicium, il ne permet pas de fonctionner durablement à plus de 200 °C [14] [15]. D'autres matériaux peuvent être utilisés comme les résines époxy qui ont de meilleures rigidité diélectrique et tenue en température, mais des contraintes mécaniques plus fortes (retrait lors de la réticulation, matériau solide et dur...) semblent limiter leur emploi à des packaging de petites dimensions, ou s'accompagner d'une modification de la technologie d'assemblage (nature des connexions sur puce, nature du substrat). D'autres matériaux d'encapsulation ont été proposés pour des applications hautes températures comme le polyamide, le benzocyclobutène ou des silicones élastomères [16]. Des isolants liquides pourraient être mis en œuvre là-aussi pour des applications sous haute température et haute tension, tel que le dibenzyltoluène [17]. Enfin, l'utilisation d'un gaz encapsulant tel que l'octafluorocyclobutane (C_4F_8) sous pression pour des modules de 1 kV permettant d'obtenir un PDIV supérieur à 1,5 kV jusqu'à 300 °C a été rapporté. [18]. Mais

l'utilisation de matériaux fluides est complexe à mettre en œuvre (risque de fuite, maintenance plus importante, problèmes pour les applications embarquées...).

1.1.3 Besoins actuels sur les modules de puissance

1.1.3.1 Les différentes contraintes

L'emploi de plus en plus massif de l'électronique de puissance, notamment en fortes puissances, justifie l'apparition sur le marché de composants semi-conducteurs à grand gap, notamment les composants en SiC qui permettent d'augmenter les densités de puissance et d'améliorer les rendements. Mais leurs spécificités impliquent l'apparition de nouvelles contraintes sur le design du packaging des modules de puissance notamment [19] :

- des contraintes liées aux fréquences élevées de commutation, de quelques 10 kHz à quelques MHz selon le calibre en tension des MOSFETs en SiC (cf. Figure 6). Le principal avantage des composants en SiC est en effet leur capacité à commuter très rapidement (avec des dV/dt et dI/dt de l'ordre de 100 kV/ μ s et de 1 kA/ μ s respectivement), mais cela implique des problèmes en présence de capacités et d'inductances parasites, ainsi que de compatibilité électromagnétique [20] ;
- des contraintes sur la gestion de la dissipation thermique, du fait de la faible taille des puces en SiC, qui implique une densité de flux de chaleur à dissiper plus importante [21] ;
- des contraintes sur le fonctionnement à température supérieure à 200°C. Certains matériaux comme l'encapsulant devront être remplacés ;
- des contraintes sur l'isolation en haute tension. L'augmentation de la tension de fonctionnement au-delà des plus hauts calibres actuels des modules de puissance isolés va engendrer des contraintes électriques supplémentaires sur leur système d'isolation que sont le substrat en céramique d'une part et l'encapsulant d'autre part.

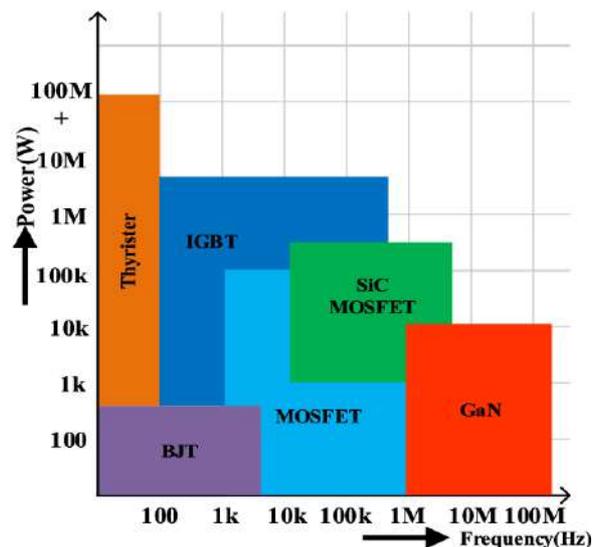


Figure 6 : Domaines de densité de puissance et fréquence de commutation des différentes technologies de composants en Si (Thyristor, IGBT, BJT et MOSFET) et en SiC et GaN [22]

1.1.3.2 Solutions envisagées

Pour satisfaire ces différentes contraintes, de nombreuses solutions ont été envisagées qui visent à changer radicalement le design du packaging des modules de puissance.

Pour contrer les problèmes liés à la montée en fréquence on peut citer trois exemples (voir Figure 7) :

- une technologie d'interconnexion planaire [23] appliquée sur un module IGBT 600 V ;
- un packaging intégrant le driver [24] réalisé pour un module 1200 V et 24 A ;
- des modules de puissance empilés (intégration 3D), 380 V, 660 W [25].

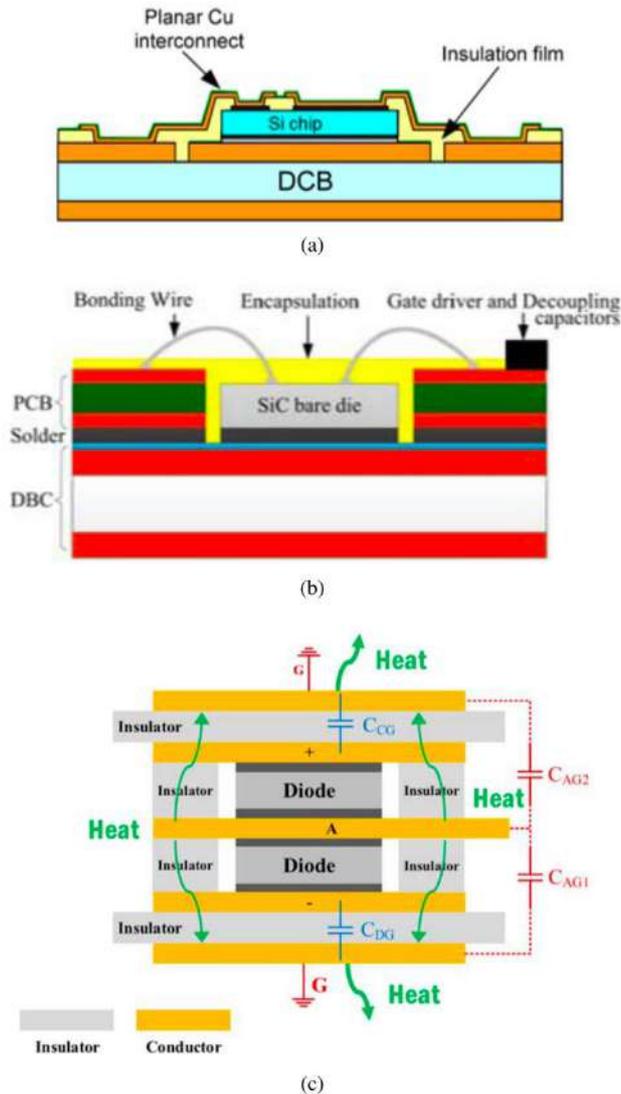


Figure 7 : Trois exemples de solutions pour concevoir des modules fonctionnant à haute fréquence : (a) Interconnexions planaires [23], (b) Driver intégré au module [24] et (c) Modules empilés en 3D [25]

De même, deux exemples d'approches étudiées pour améliorer l'évacuation de la chaleur générée (voir Figure 8) sont citées ici :

- remplacement du substrat céramique par une matrice de connexion en cuivre associée à une couche d'isolant électrique pour des modules basse tension (1,2 kV, 25 A) [26] ;
- utilisation d'un système de refroidissement double face, évacuant les calories par le dessus et le dessous des puces (double substrat), testé sur un prototype de module 1200 V / 100A [27].

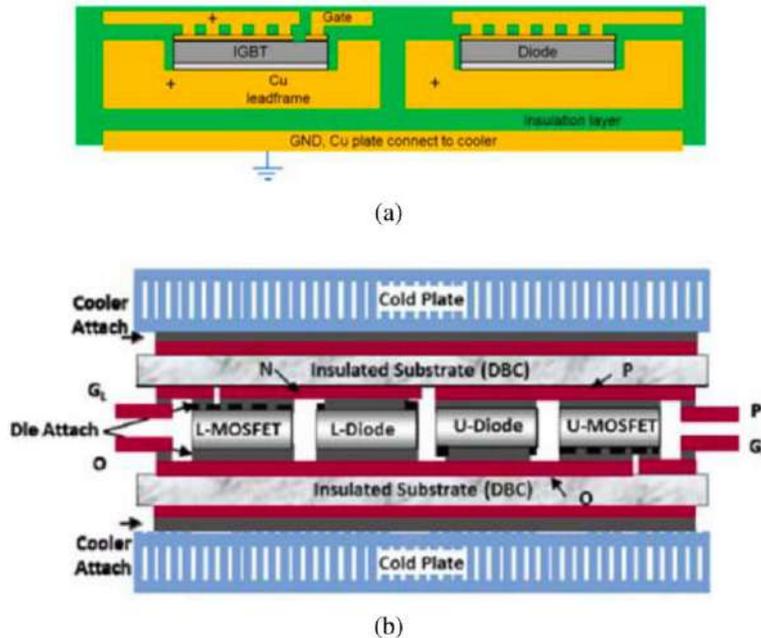


Figure 8 : Deux solutions pour la gestion thermique des modules de puissance : (a) Substrat avec une grille de connexion en cuivre [26] et (b) Double substrat pour un système de refroidissement double face [27]

Si les problèmes de montées en fréquence et en température sont critiques pour le packaging des modules de puissance, le travail de cette thèse s'intéressera principalement à la montée en tension des modules de puissance isolés, au-delà des calibres maximaux disponibles pour la filière silicium et son impact sur le design leur système d'isolation électrique. Actuellement, les modules de puissance sur le marché, principalement réalisés avec des puces en Si, fonctionnent à des tensions maximales de 6,5 kV. Par contre on trouve dans la littérature des prototypes de modules fonctionnant à des tensions plus élevées, à 10 kV et 15 kV [28] [29]. Ces modules ont été conçus pour accueillir des puces en SiC dont la tension de fonctionnement peut être très élevée, comme des publications l'ont rapporté avec des démonstrateurs supportant 15 kV pour des diodes Schottky [29], 22 kV pour un thyristor [30] et jusqu'à 27 kV pour un IGBT [31].

Les différentes méthodes utilisées pour satisfaire les contraintes de tenue en tension seront détaillées dans le paragraphe 1.3, après avoir présenté un rappel des différents phénomènes limitant les performances des matériaux diélectriques isolants sous fort champ électrique (paragraphe 1.2).

1.2 Contraintes de champ électrique et mécanismes physiques impactant l'isolation électrique des modules de puissance isolés

1.2.1 Renforcements de champ dans les modules de puissance isolés

Au sein du module de puissance sous tension, le champ électrique n'est pas réparti de manière homogène : des zones vont subir des renforcements de champ. C'est notamment le cas aux endroits de ce que l'on appelle les points triples. Un point triple est la jonction entre trois matériaux avec des propriétés électriques très différentes : le cuivre de la métallisation, le substrat en céramique et l'encapsulant en gel silicone.

Lorsqu'une tension est appliquée entre la piste métallique supérieure et la piste inférieure du substrat céramique, la répartition des équipotentielles est uniforme entre les

deux électrodes, mais elles se resserrent fortement à la terminaison de la piste supérieure, entraînant l'augmentation du champ électrique dans cette zone. La Figure 9 présente un exemple de répartition du champ électrique au point triple d'une structure polarisée sous une tension sinusoïdale 50 Hz d'amplitude 20 kV, calculée par la méthode des éléments finis avec le logiciel Comsol Multiphysics. Le renforcement du champ électrique au point triple dépend de la géométrie de bord de l'électrode (d'autant plus intense que le profil du bord de métal est peu arrondi, produisant un effet de pointe). Il dépend aussi des propriétés des matériaux diélectriques, i.e. leur permittivité diélectrique et leur résistivité électrique, et du signal électrique appliqué. Enfin, le calcul par éléments finis du champ électrique au point triple implique que mathématiquement, ce champ électrique simulé diverge et augmente lorsque la taille des éléments du maillage diminue [32].

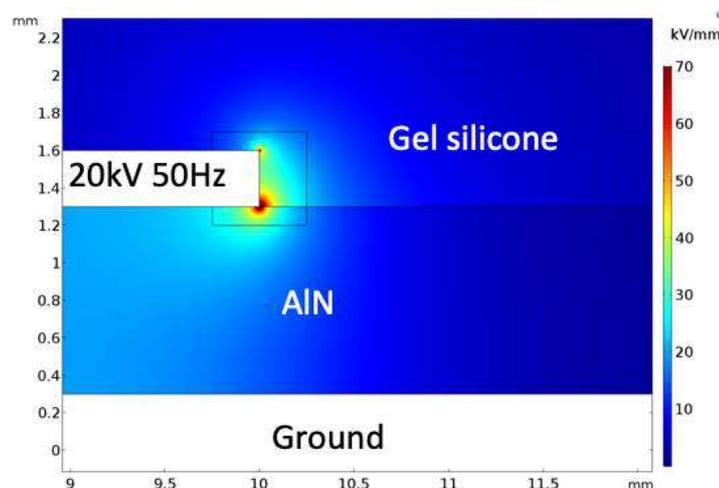


Figure 9 : Simulation sous Comsol du champ électrique dans une structure classique de substrat céramique métallisé sous 20 kV AC 50 Hz. On remarque le renforcement de champ au point triple

Cette jonction triple sous haute tension constitue le principal point faible des modules de puissance isolés. Il a été montré que le bord extérieur de la métallisation est soumis à des décharges partielles pouvant endommager les isolants [33], [34] comme le montre la Figure 10 (présence de décharges lumineuses en bord de métallisation). Pour limiter les décharges électriques, il est donc nécessaire de travailler sur des profils de métallisation « lissés » (sans excroissances « pointues »). Il est également nécessaire de limiter la présence de bulles à l'interface gel/céramique [34]. Suivant la technique de métallisation, des décharges peuvent aussi avoir lieu à l'interface entre la métallisation et la céramique mais ces dernières semblent moins intenses et moins dégradantes que celles présentes en bord de métallisation [35].

L'apparition de ces décharges partielles se produit à des niveaux de tension généralement inférieurs à celui provoquant l'apparition du phénomène de rupture diélectrique et qui conduit à l'apparition d'une décharge court-circuitant les deux électrodes et entraînant la perte complète du caractère isolant du matériau. Le fonctionnement sous tension entraînant la présence de décharges partielles est cependant à proscrire car elles conduisent à des dégradations cumulées susceptibles de se propager et de provoquer la rupture diélectrique prématurée du système d'isolation du module.

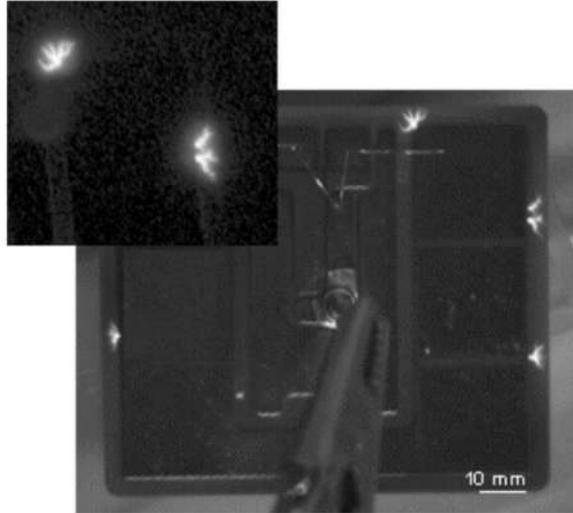


Figure 10 : Localisation des décharges partielles dans un substrat AlN encapsulé dans du gel silicone. Les décharges ont toutes lieu aux bords de la métallisation (9,5 kV, décharges de 500 pC) [34]

Les prochains paragraphes font un rappel sur les principaux phénomènes physiques induits au sein des matériaux isolants sous fort champ électrique, et qui seront utiles pour la suite de notre étude.

1.2.2 Rupture diélectrique dans les isolants solides

La rupture diélectrique est le passage de l'état isolant à celui de conducteur en un point localisé amenant à la destruction d'un matériau diélectrique. La rigidité diélectrique est la valeur maximale du champ électrique que peut supporter l'isolant avant la rupture. Une fois cette valeur atteinte, le matériau ne peut plus être considéré comme un isolant. Il s'agit ici d'une rupture totale, à la différence d'une rupture partielle qui ne court-circuite qu'une partie du mur isolant.

Pour tous les matériaux diélectriques, la rupture est toujours associée à un effet thermique dans la phase finale de la rupture. Cependant on différencie trois « familles » de rupture dans les isolants solides : la rupture d'origine thermique, la rupture d'origine électronique et la rupture d'origine électromécanique.

On appelle rupture thermique la rupture causée par une génération continue de chaleur par effet Joule au sein du diélectrique qui ne parvient pas à s'évacuer par conduction ou convection [36]. Dans le cas d'une rupture dite électronique, la multiplication des porteurs est due à des processus électroniques autres que l'excitation thermique [36]. Il existe plusieurs théories qui essaient d'expliquer la rupture électronique au sein des diélectriques solides, que nous précisons ici.

- **La rupture intrinsèque.** C'est une propriété du matériau diélectrique qui dépend exclusivement de la température (indépendant de la taille de l'échantillon et de l'électrode). Elle a lieu dans un temps très court (de 10^{-8} s à 10^{-7} s) et est indépendante de la forme d'onde et de la durée d'application de la tension. Cette rupture est donc purement électronique et est due à la présence de pièges à électrons qui permettent aux électrons libres de gagner de l'énergie dans la bande de conduction lors de l'application d'un champ électrique suffisamment élevé.
- **La rupture Zener due à la transition entre bande.** En présence d'un fort champ, des électrons libres sont générés par effet tunnel de la bande de valence vers la bande

de conduction. Si cette théorie permet d'expliquer la rupture dans des semi-conducteurs à faible gap comme dans les diodes Zener à jonction p-n, elle peut s'appliquer à certains isolants électriques.

- **La rupture par avalanche électronique.** Cette théorie estime qu'au niveau de la cathode, le champ électrique n'est pas uniforme et a tendance à augmenter à cause de l'ionisation par impact, ce qui augmente l'injection d'électrons, renforçant ainsi l'ionisation et donc augmentant encore plus le champ électrique localement. En effet, si le champ électrique est suffisamment fort, les électrons libres peuvent acquérir suffisamment d'énergie cinétique pour libérer d'autres électrons lors des collisions qui eux-mêmes peuvent à leur tour libérer d'autres électrons et ainsi de suite, créant une réaction en chaîne appelée avalanche électronique. Ce phénomène d'avalanche électronique peut donc in-fine conduire à la rupture. Si cette théorie permet d'expliquer le lien entre champ de rupture et épaisseur du diélectrique, elle ne peut expliquer à elle seule l'ensemble des phénomènes observés lors d'une rupture.
- **La rupture électrique due aux porteurs « chauds » dans des états de haute mobilité.** Dans le cas de matériaux non cristallins comme les polymères, l'application d'un champ électrique suffisamment élevé va permettre l'injection d'électrons dits « chauds » depuis la cathode ce qui peut créer une ionisation par impact et endommager la structure chimique de l'isolant [37]. Cela peut conduire à la création d'une « arborescence électrique » (electrical tree) qui se propage jusqu'à la rupture.
- **La rupture électrique due à la formation d'une phase gazeuse dans les solides** [38]. La rupture électrique apparaît après quatre étapes. Dans la première étape de formation, de l'énergie est stockée dans l'isolant, certaines liaisons chimiques se cassent menant à la transition d'un solide vers une phase gazeuse. L'étape suivante est l'apparition d'une arborescence. Ensuite, apparaît l'étape du développement de l'arborescence (décharges électriques qui dégradent l'isolation petit à petit). Lorsque l'arborescence atteint l'électrode reliée à la masse, on a l'apparition d'un streamer hautement conducteur qui mène à la rupture, c'est l'étape du retour de streamer. Cette théorie est là aussi difficile à valider car on ignore encore comment une phase gazeuse peut apparaître au sein d'un isolant solide.

Enfin pour ce qui est de la rupture électromécanique, l'application d'un champ électrique induit une force électrostatique qui tend à rapprocher les deux électrodes. Sous un fort champ électrique, la compression exercée sur l'isolant est telle qu'elle peut dépasser la résistance mécanique de l'isolant et ainsi entraîner une rupture. Ce phénomène est notamment rencontré dans les isolants lorsque la température est trop élevée et dégrade leur module d'Young. A partir (entre autres) de cette théorie, un autre modèle de rupture dite rupture électromécanique filamentaire est présenté par Fothergill [39]. Dans ce modèle, une fissure en forme de filament se propage à travers un diélectrique solide libérant à la fois l'énergie électrostatique et l'énergie de déformation électromécanique stockée dans le matériau lors de l'application d'un champ électrique. Dans ce cas, la rigidité électrique du diélectrique est proportionnelle à la racine quatrième du module d'Young.

La rupture diélectrique dans les isolants solides est un phénomène complexe, difficile à modéliser. Les théories détaillées précédemment nous donnent cependant des clés pour comprendre ce phénomène qui semble dépendre a minima trois critères : la présence de trous

et d'électrons, l'ionisation par impact et le processus de rétroaction permettant d'assurer la multiplication des charges [36].

Cas des substrats en céramique

Dans le cas des substrats en AlN utilisés pour les modules, le mécanisme de rupture semble suivre un modèle modifié basé sur la rupture dans de petites fissures remplies de gaz dans les isolants [40]. Cela signifie que la rigidité diélectrique de l'AlN est peu dépendante de la température mais très dépendante de la microstructure de la céramique étudiée (et donc du processus de fabrication). Dans le cas des céramiques, la rupture thermique n'a lieu que pour des températures très élevées, au-delà de 900 °C par exemple pour les alumines [41]. La rigidité diélectrique est aussi plus faible lorsque l'on applique une tension alternative (AC) plutôt que continue (DC) comme le montre la Figure 11 [40].

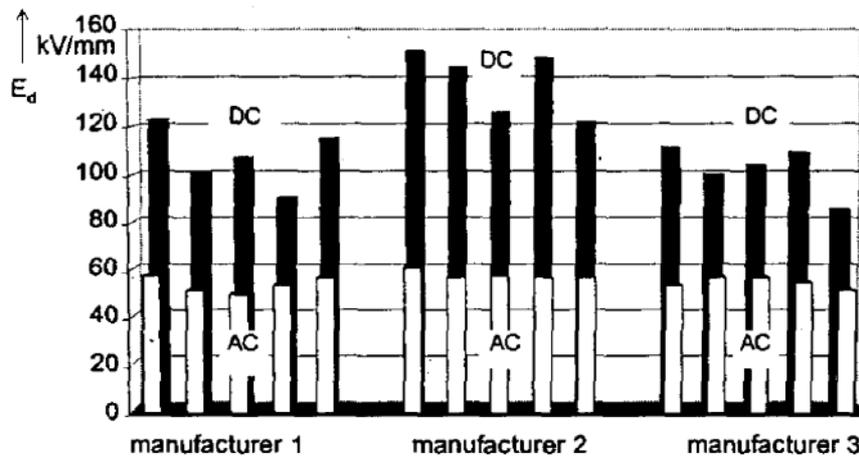


Figure 11 : Champ de rupture après application d'une tension AC et DC sur des céramiques AlN de 0,635 mm d'épaisseur de plusieurs fabricants [40]

Comme la plupart des isolants solides, le champ de rupture des substrats céramiques diminue avec l'épaisseur. Par exemple, comme présenté dans le Tableau 3 dans le cas de l'AlN nue (sans métallisation), le champ de rupture en appliquant une tension AC 50 Hz à température ambiante passe de 39,2 kV/mm pour une épaisseur de 1 mm à 29,4 kV/mm pour une épaisseur de 2 mm (valeurs RMS) [42]. Il en va de même pour des céramiques en alumine, avec un champ de rupture passant de 16,2 kV/mm à 12,5 kV/mm pour respectivement 1 mm et 2 mm d'épaisseur [42]. Cette baisse du champ de rupture avec l'augmentation de l'épaisseur est connue, comme le montre le graphique de la Figure 12 pour des vitrocéramiques, et est interprétée comme liée à l'augmentation de la probabilité de défauts dans le volume de la céramique lorsque l'on augmente son épaisseur [43]. De plus, on remarque que la température n'a que peu d'influence sur le champ de rupture au moins jusqu'à 80 °C [42].

Tableau 3 : Champ de rupture (en kV RMS/mm) de céramiques AlN et Al₂O₃ nues pour des épaisseurs de 1 mm et 2 mm à température ambiante et à 80 °C [42]

Epaisseur AlN	1 mm		2 mm	
	Ambiante	80 °C	Ambiante	80 °C
AlN	39,2	40,3	29,4	29,1
Al ₂ O ₃	16,2	15,8	12,5	11,9

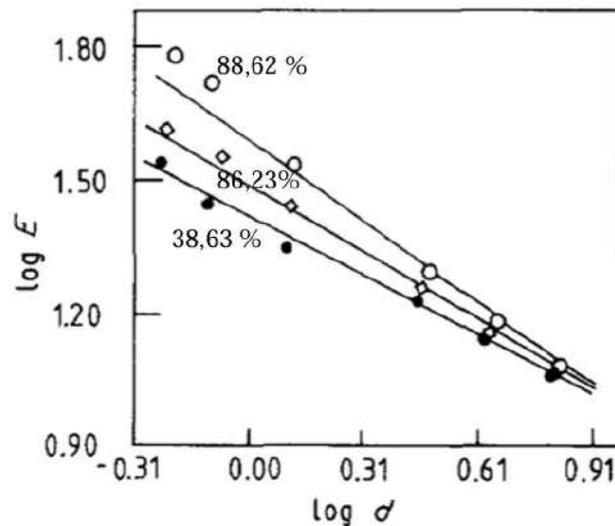


Figure 12 : Évolution de la rigidité diélectrique de vitrocéramiques avec des taux de cristallinité de 38,63 %, 86,23 % et 88,62 % en fonction de l'épaisseur [44]

1.2.3 Décharges partielles

1.2.3.1 Types de décharges partielles

Les décharges partielles sont des ruptures d'un milieu gazeux localisées apparaissant sous fort champ électrique, qui ne créent pas de court-circuit entre les électrodes (rupture totale) dans le matériau diélectrique à court terme. La présence de cavités gazeuses dans la zone de fort champ peut être initiale (inhérente à la structure, ou à des défauts de fabrication) ou résultant d'une dégradation locale du matériau solide produite par le champ intense).

On classe les décharges partielles selon quatre types.

- **Les décharges corona ou couronnes.** Elles apparaissent au bord de matériaux métalliques possédant des angles vifs (comme en bord de métallisation) ou proche d'une particule conductrice dont le champ électrique alentour est très élevé.
- **Les décharges en surface.** Elles ont lieu uniquement en surface du diélectrique (par exemple deux électrodes espacées sur un diélectrique portées à des potentiels différents) et dépendent du couple matériau solide/matériau environnant.
- **Les décharges internes.** Elles se situent au sein même d'un matériau diélectrique, dans son volume, notamment à cause de la présence de bulles d'air ou de gaz, ou autres défauts comme des fissures. Elles peuvent apparaître dans des défauts occlus ou reliés au milieu extérieur.
- **Les décharges en arborescence (electrical treeing).** Décharges qui ont lieu dans le matériau diélectrique et qui se propagent selon un motif « d'arbre ».

Dans les modules de puissance isolés, on estime que les décharges partielles peuvent avoir trois origines différentes :

- la présence de bulles d'air au sein du gel silicone [45],
- dans les pores du substrat en céramique [46],
- à l'interface entre le gel silicone et la céramique [47].

Ces décharges peuvent à long terme dégrader fortement l'isolant solide et ainsi drastiquement diminuer ses performances et sa durée de vie. Les phénomènes de dégradation et de propagation des défauts engendrés varient selon le type de matériau diélectrique, mais aussi de la forme de la tension appliquée et de la durée d'application.

1.2.3.2 Cas du gel silicone

Dans le cas du gel silicone, la décharge créée par un renforcement de champ électrique local est de type décharge en arborescence.

a) Structure élémentaire pointe/plan

Selon des études faites à l'aide d'une structure élémentaire pointe/plan, cette arborescence possède des propriétés communes avec les arborescences que l'on observe à la fois dans des isolants liquides et solides. Ainsi, comme dans un isolant solide, la décharge crée la formation d'une arborescence filamenteuse qui persiste après l'application du champ (défaut définitif) d'une part (comme illustrée en Figure 14), et d'autre part la formation de cavités en forme de bulles qui se dilatent et s'effondrent comme dans le cas de streamers dans un isolant liquide [48], [49]. De fait, si la quantité de durcisseur dans le gel diminue, ce dernier devient liquide et ses arborescences se rapprochent de celles observées dans les liquides, alors que si on augmente la quantité de durcisseur, le gel devient élastomère et se comporte alors comme un solide comme le montre la Figure 14 [48].

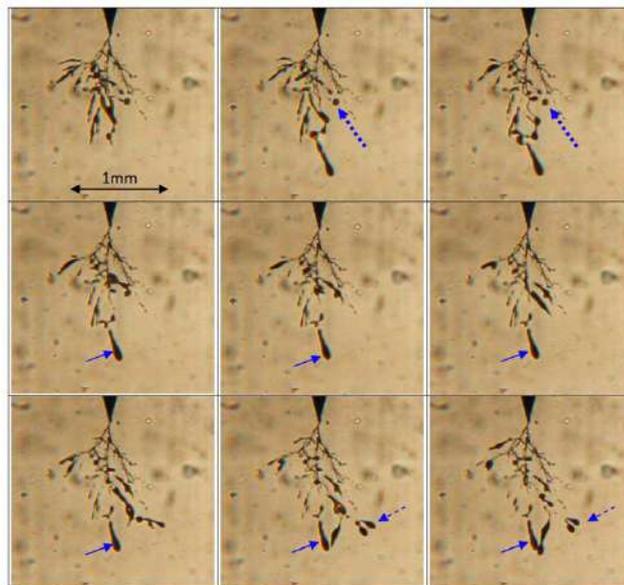


Figure 13 : Exemple du développement d'une arborescence dans le gel silicone avec présence de cavités (une photo toutes les 0,6 s pour une tension de 7 kV) [49]

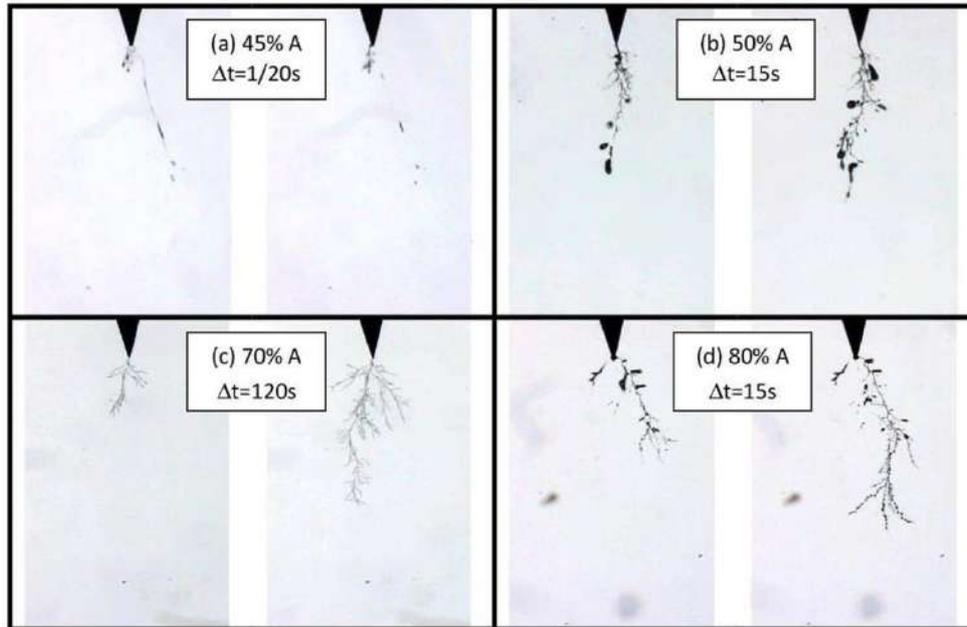


Figure 14 : Différences de la croissance des arborescences électriques pour des microstructures différentes de gel silicone sous une tension de 8 kV. (a) 45 % de A (durcisseur), échantillon quasi liquide, streamer rapide. (b) 50 % de A, gel silicone classique, avec croissance de la cavité et auto cicatrisation au niveau des pointes du filament. (c) 70 % de A, élastomère, arborescence classique, sans cavité. (d) 80 % de A, élastomère [48].

Dans les diélectriques solides comme les polymères, la propagation des arborescences électriques est connue et liée à des décharges dans des cavités remplies de gaz ou grâce à l’injection de charge depuis l’électrode comme cela a pu être constaté sur le polyéthylène [50]. Le processus de création de la décharge est moins clair mais il est lié, lors de l’application d’une tension AC, à des cycles d’injection et d’extraction de charges par l’électrode ce qui est mis en évidence par l’électroluminescence des décharges comme elles ont pu être observées dans de la résine époxy [51], [52] ou sur d’autres polymères [53]. De plus, il semble que la création de l’arborescence est reliée à la présence de décharges partielles de faible énergie qui dépend de la tension appliquée et de sa durée [54]. Tout cela a permis d’établir le modèle décrit dans [55] avec les principes physiques suivants valant dans le cas des diélectriques solides :

- Chaque onde d’impulsion ou sinus sur une demi-période produit un évènement qui délivre une énergie au matériau diélectrique.
- Si et seulement si l’énergie ainsi créée est supérieure à une énergie spécifique diélectrique dépendant de la température, l’excès d’énergie résultant cause des changements sur le matériau en cassant des liaisons chimiques et/ou en créant une déformation plastique.
- Les dommages ainsi créés sur le matériau vont s’accumuler à chaque impulsion ou sinus jusqu’à atteindre une quantité critique qui permet alors la création d’une arborescence à travers la formation de la première cavité.

L’apparition de l’arborescence électrique dans le gel silicone a été plus précisément étudiée par P. Mancinelli et al. [55]. Ces auteurs proposent un modèle physique à partir notamment de tests réalisés en appliquant des tensions sinusoïdales et carrées à plusieurs fréquences sur une structure pointe/plan encapsulée dans du gel silicone. La tension d’apparition des arborescences électriques est plus faible dans le cas d’un signal carré qu’avec un signal sinusoïdal en basse fréquence (1 Hz), alors qu’à plus haute fréquence (1 kHz), les

tensions d'apparition sont les mêmes. Ces résultats ont montré que la tension d'apparition des arborescences électriques dans le gel silicone est très dépendante de la vitesse de montée en tension : plus cette dernière est élevée, plus la tension d'apparition diminue. Ces auteurs ont de plus montré la nécessité de modifier le modèle de création et de propagation des arborescences dans les solides afin de prendre en compte le fait que l'apparition de l'arborescence électrique dans le gel est due à un seul évènement d'une amplitude assez importante pour dépasser la quantité critique permettant de former une cavité capable de supporter les décharges partielles et de s'étendre (et non à une accumulation d'évènements de plus faible amplitude). Le modèle établi prend en compte la fréquence, l'amplitude, et la vitesse de montée de la tension ainsi que le rayon de courbure de la pointe de l'électrode. Ceci confirme que le gel se comporte à la fois comme un isolant solide et liquide (avec des propriétés d'auto-cicatrisation) [55].

b) Configuration du module de puissance isolé

Dans la configuration du module de puissance isolé, le gel silicone est le matériau qui subit le plus les dégradations dues aux décharges partielles. La décharge en arborescence, initiée dans les zones de renforcement de champ électrique (point triple en bord de métallisation) va se propager dans le gel le long de l'interface céramique/gel silicone. Il a été de plus démontré que des charges électriques s'accumulent à la surface de ces cavités arborescentes le long de l'interface céramique/gel silicone et sur les parois des bulles de gaz [56]. Dans le cas d'un substrat en céramique AlN, les dégradations du gel silicone vont créer des cavités plus longues que pour un substrat en alumine. De plus dans le cas de l'AlN, l'émission de lumière dans la cavité le long de l'arborescence est discontinue, ce qui, couplé à des mesures de conductivité de surface sur la cavité, montre que la surface de l'AlN devient plus conductrice et permet de propager plus facilement les décharges en surface [57]. Ce phénomène est représenté schématiquement sur la Figure 15.

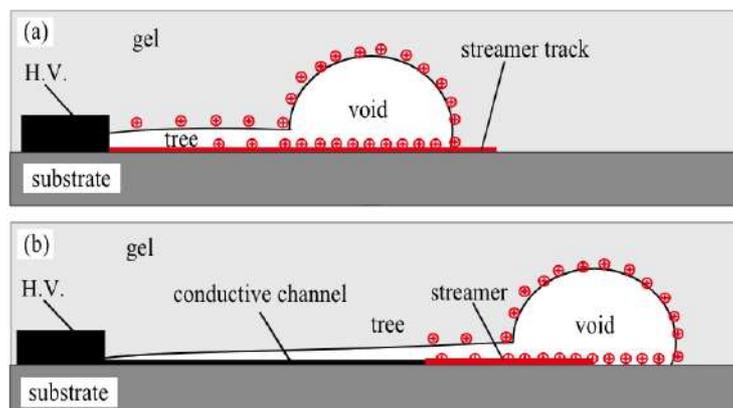


Figure 15 : Modèle de propagation des décharges sur un substrat en Al_2O_3 (a) et sur un substrat en AlN (b). Des décharges répétées créent un canal conducteur le long de l'interface AlN/gel silicone [57]

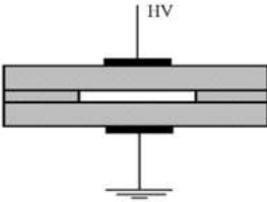
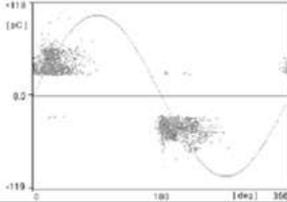
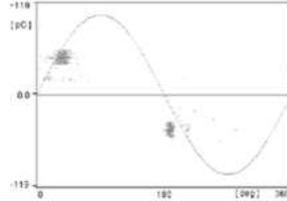
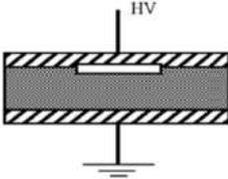
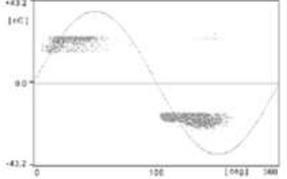
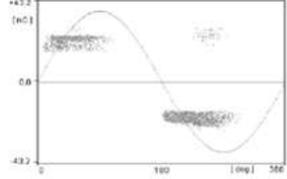
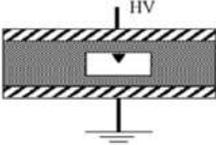
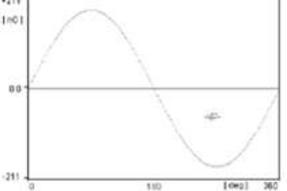
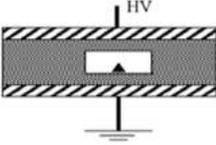
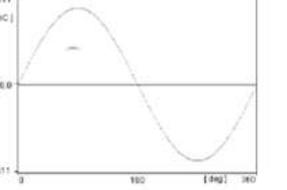
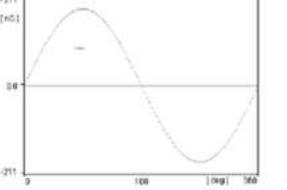
1.2.3.3 Principales méthodes de détection

Pour mesurer les décharges partielles il existe deux grandes familles de méthodes. La première correspond aux méthodes de mesure de grandeurs non électriques, ce qui peut permettre, dans certains cas, d'avoir une idée précise de la localisation de ces décharges. On utilise pour cela des mesures acoustiques ou des mesures de la lumière émise par les décharges. Le principal inconvénient de ces méthodes est que leur sensibilité dépend du mécanisme étudié et elles ne peuvent pas toujours être mises en œuvre. La seconde famille

de mesures correspond aux méthodes de mesure de grandeurs électriques. S'il est difficile avec ces méthodes de connaître la localisation des DP, elles sont très utiles pour avoir une idée de la quantité et du niveau des décharges partielles.

L'utilisation de méthodes de mesure à la fois optique et électrique a permis de démontrer que les décharges partielles dans les modules haute tension apparaissent en bord des métallisations et principalement aux endroits où celles-ci présentent des défauts comme des excroissances [34].

Les méthodes de mesure optiques n'étant pas adaptées à tous les échantillons, il est parfois possible d'avoir une idée de la localisation des décharges partielles en analysant le diagramme de décharges partielles à résolution de phase PRPD (Phase Resolved Partial Discharge) qui permet d'analyser l'occurrence des défauts par rapport à la phase de la tension appliquée. Ainsi, des décharges résultant de défauts caractéristiques créés intentionnellement (de types bulle dans la céramique et le gel, cavité à l'interface céramique/gel, décharge couronne et décharge en surface) ont été analysées afin de connaître leur signature sur un PRPD [58]. Le Tableau 4 montre les PRPD relevés pour ces défauts types. On remarque alors que les décharges qui ont lieu dans des cavités dans la céramique ou le gel silicone sont symétriques (elles ont lieu pour les deux polarités) entre le zéro et la tension maximale. Pour savoir si ces décharges ont lieu dans le gel ou dans la céramique il suffit d'augmenter la tension : si l'amplitude des décharges augmente, elles ont lieu dans le gel, si l'amplitude n'augmente pas ou très peu elles ont lieu dans la céramique [59]. Cela est dû au fait que le gel silicone a plus facilement tendance à développer des arborescences électriques qui se propagent contrairement à la céramique comme on va le voir par la suite.

Type of defect	Sample (object) to be tested	Partial discharges patterns	
		Test under ac sine 50 Hz voltage	Test under ac sine 50 Hz +dc voltage
<p><u>Sample No. 1</u></p> <p>PD in IGBT modules</p>		Not workable	See Table 3
<p><u>Sample No. 2</u></p> <p>Void in the bulk of the ceramic or the silicone gel</p>			
<p><u>Sample No. 3</u></p> <p>Void at the interface between ceramic (or silicone gel) and one metallization</p>			
<p><u>Sample No.4</u></p> <p>Needle in a ceramic's void (or silicone gel). Needle on the high voltage side.</p>			
<p><u>Sample No. 5</u></p> <p>Needle in a ceramic's void (or silicone gel). Needle on the earth side.</p>			

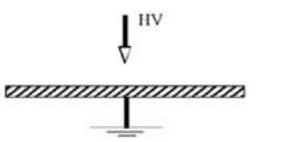
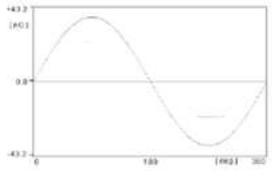
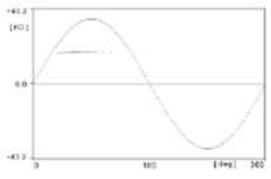
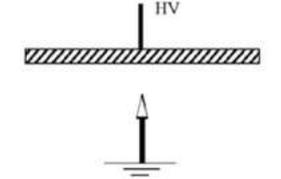
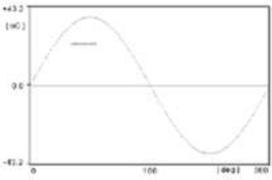
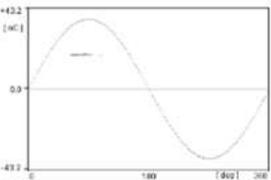
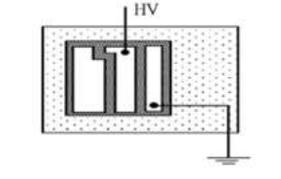
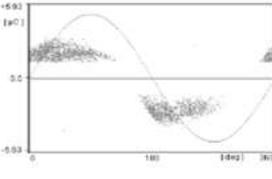
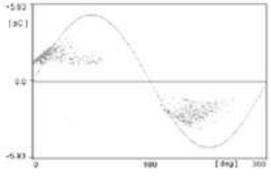
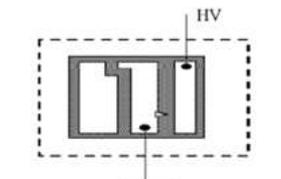
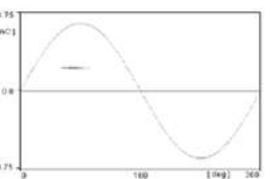
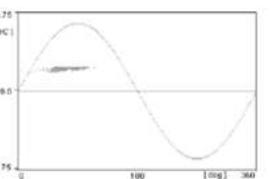
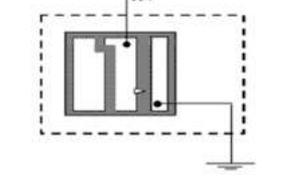
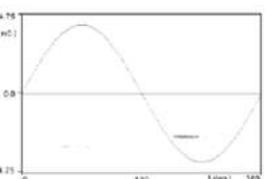
<p><u>Sample No. 6</u></p> <p>Corona discharges in the air (needle connected to the high voltage)</p>			
<p><u>Sample No. 7</u></p> <p>Corona discharges in the air (needle earthed)</p>			
<p><u>Sample No. 8</u></p> <p>Surface discharges on the ceramic substrate surface (immersed in insulating oil)</p>			
<p><u>Sample No. 9</u></p> <p>Surface discharges on the ceramic substrate surface. Plane needle connected to the earth (immersed in insulating oil)</p>			
<p><u>Sample No. 10</u></p> <p>Surface discharges on the ceramic substrate surface. Plane needle connected to the high voltage (embedded in insulating oil)</p>			

Tableau 4 : PRPD de défauts types pouvant être présents dans un module de puissance isolé [58]

1.2.4 Point sur les streamers

a) Caractéristiques générales

Une décharge de type streamer, également appelée décharge filamentaire, est un type de décharge électrique transitoire qui se forme à partir de la surface conductrice d'une électrode et transportant un potentiel électrique élevé dans un matériau isolant. Les streamers prennent la forme d'étincelles lumineuses et ramifiées, composées de plasma (molécules ionisées) qui partent de façon répétée de l'électrode. Un streamer peut être également défini comme un front d'ionisation s'auto-propageant dans des conditions de champ bien déterminées ; son développement conduit à la formation de filaments relativement froids ($T = 300 \text{ K}$) et faiblement conducteurs [60].

Dans les gaz, et selon la science des plasmas, les décharges de type streamer se différencient des décharges de type Townsend car à l'amorçage de la décharge, les densités électroniques sont importantes, permettant de dépasser le critère de Loeb-Meck (nombre

d'électrons créés par l'avalanche supérieur à 10^8), ce qui crée un champ de charge d'espace noté E' de même ordre de grandeur que le champ externe noté E_0 [61]. Dans la littérature, est appelé streamer dans un liquide ou un solide diélectrique toute décharge détectable en forme d'arborescence [62]. Bien que les formes des streamers dans un gaz et dans un liquide puissent se ressembler, les mécanismes physiques impliqués diffèrent.

Enfin, précisons qu'il existe deux types de streamers : les streamers positifs, qui se déplacent dans le sens du champ électrique, dans la direction inverse des électrons (de l'anode vers la cathode) et les streamers négatifs qui se déplacent contre le sens du champ électrique, dans la même direction que les électrons (de la cathode vers l'anode). Dans le second cas, les électrons présents dans le canal vont directement alimenter la tête du streamer alors que pour les streamers positifs, une source d'électrons en amont du streamer est nécessaire [63].

b) Mécanismes de propagation des streamers dans un liquide

Les streamers ont été bien décrits dans le cas des liquides diélectriques, comme par exemple par A. Denat [64]. Le processus d'initiation des streamers est une ionisation locale qui nécessite un champ électrique très élevé (de l'ordre du MV/cm) et se rapproche d'un phénomène d'avalanche électronique très court (1 ns) qui va créer une onde de choc ainsi qu'une cavité de vapeur microscopique. L'initiation ne peut donc avoir lieu qu'en bord de métallisation, là où le champ électrique est le plus élevé. Le processus de conduction des streamers quant à lui a besoin d'un champ électrique plus faible pour se propager (de l'ordre du kV/cm). Toujours selon A. Denat [64], on peut séparer les streamers dans les liquides diélectriques purs en deux catégories en fonction de leur vitesse de propagation :

- les streamers subsoniques qui sont caractérisés par une densité d'électrons faible dans la région de la décharge. Leur propagation est due à l'ionisation par avalanche dans des bulles de vapeur successives créant suffisamment de chaleur dans le liquide pour créer de nouvelles bulles et donc étendre le canal du streamer à chaque impulsion de courant. Cette propagation s'arrête soit lorsque la tension de rupture V_{BR} du canal gazeux devient plus élevée que la tension aux bornes du « collier » de bulles ainsi créé, soit lorsque le champ électrique à la pointe du canal du streamer est suffisamment élevé pour créer un autre mécanisme de propagation. Cette théorie des bulles de vapeur formées dans des liquides est schématisée sur la Figure 16 dans le cas de l'eau ;
- les streamers supersoniques sont créés par un processus d'avalanche en phase liquide qui a lieu devant la tête du streamer. Cela nécessite un champ électrique très élevé au niveau de la tête du filament ainsi qu'une forte densité d'électrons et un filament très conducteur. La propagation hypersonique est plus souvent observée dans le cas de streamers positifs, c'est-à-dire partant de l'anode vers la cathode (dans la direction du champ électrique) ; dans ce cas une couche de charge d'espace est créée sur la pointe du filament ce qui va conduire à un champ électrique suffisant pour entretenir le processus d'avalanche.

Les streamers peuvent mener à la formation d'un leader, qui est un canal de pré-décharge précédant le court-circuit, faiblement ionisé, bon conducteur et chaud ($T > 1500K$) [60].

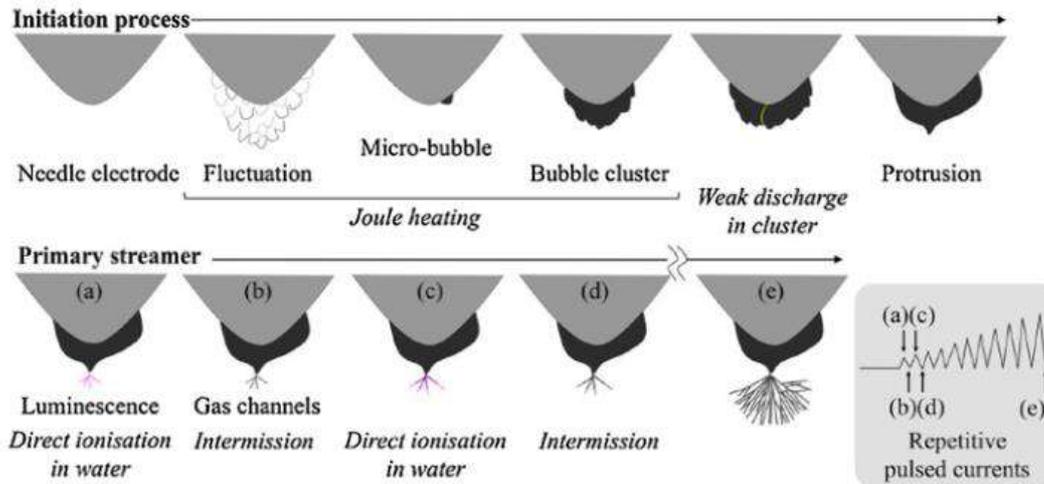


Figure 16 : Schéma représentant l'initiation et la propagation d'un streamer positif dans l'eau selon la théorie de formation de bulles de vapeur [63]

1.2.5 Problématique des charges d'espace

Dans un matériau diélectrique soumis à un champ électrique, des charges électriques tels des électrons ou des trous peuvent être injectées par les électrodes, ou encore des ions préexistants ou générés dans le volume du matériau par dissociation peuvent être présents. Ces charges deviennent donc mobiles au sein du diélectrique et peuvent être stabilisées sur des sites, ce qui conduit à la formation de charges d'espace modifiant significativement la répartition du champ électrique local [36]. Ainsi une charge d'espace se définit comme une zone dans l'espace où sont accumulées des charges électriques positives ou négatives. Une zone de charge d'espace peut apparaître par exemple lorsqu'une cathode injecte plus d'électrons par seconde que la région du matériau ne peut évacuer, créant un champ électrique local qui permet de réduire l'injection d'électrons depuis la cathode [36].

La conduction peut être dominée soit par le déplacement d'ions, soit par le déplacement d'électrons et de trous. A fort champ électrique, la conduction peut être aussi contrôlée par la présence de ces charges d'espace (SLCC : Space Charge Limited Conduction Current).

Dans le cas de liquides diélectriques telles les huiles silicones, la conduction ionique est due à la présence d'impuretés après le processus de raffinage [65]. Cette conduction est dépendante du temps ainsi que de la température [64]. De plus, la conduction ionique apparaît plutôt sous des champs électriques faibles ($< 100 \text{ V/mm}$) [66]. La conduction des porteurs électriques est due à l'émission depuis les électrodes (injection comme vu dans l'exemple précédent) ou à partir des électrons présents dans les ions ou molécules.

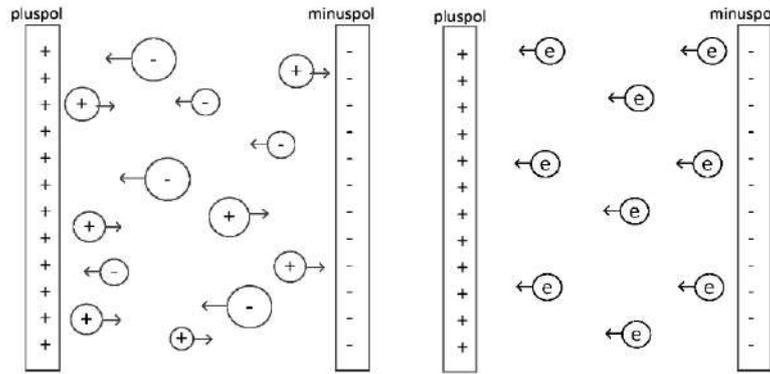


Figure 17 : Schéma présentant les deux principaux mécanismes de conduction dans les liquides : la conduction ionique sous faible champ (gauche) et l'injection d'électrons sous fort champ (droite) [65]

Comme les liquides diélectriques, le gel silicone peut lui aussi être sujet à l'apparition de charges d'espace lors de l'application d'un fort champ. En effet, des mesures de charges d'espace réalisées par la méthode LIPP (ou méthode de l'onde de pression) sur du gel silicone de 1,6 mm d'épaisseur sous un champ de 5 kV/mm en DC a démontré la présence de charges d'espace notamment à une température de 50 °C [67]. Des mesures de charges d'espace par la technique PEA (Pulsed Electro-Acoustic) ont également été réalisées sur des échantillons de gel silicone de 300 μm d'épaisseur en appliquant des paliers de tension DC pour des champs allant de 3 à 15 kV/mm (1800s par palier) [68]. Les résultats ont montré une accumulation d'homocharges autour de l'anode et de la cathode comme le montre la Figure 18 (a). Plus le champ augmente, plus la densité des charges d'espace augmente et plus elles s'étendent au sein du gel. Une fois la tension coupée (court-circuit) et même après 3600 s, des charges d'espace sont encore présentes. L'impact de la présence des charges d'espace sur la répartition du champ électrique dans l'échantillon a été évaluée dans la Figure 18 (b). En effet, le champ électrique près des électrodes diminue mais le champ entre les charges positives et négatives accumulées augmente, ce qui signifie que l'accumulation de charges d'espace dans le gel peut modifier la répartition de champ électrique lorsque l'on applique une tension DC importante.

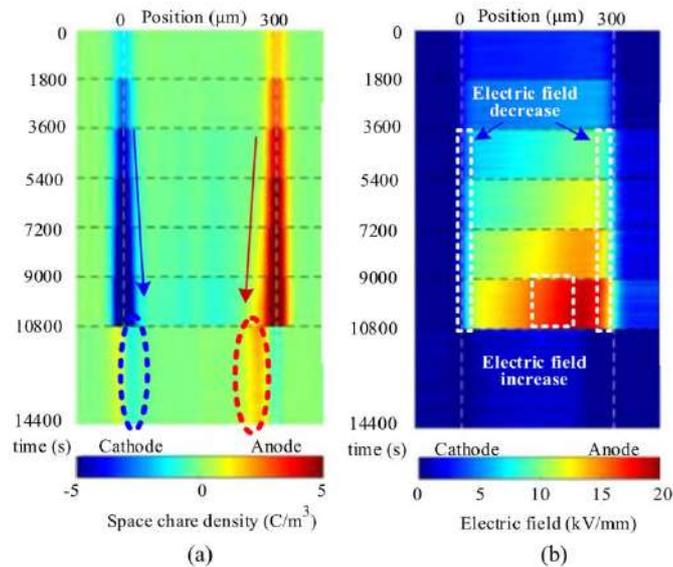


Figure 18 : Résultats des mesures de charges d'espace par PEA réalisées sur un échantillon de gel silicone de 300 μm d'épaisseur. (a) Distribution des charges d'espace. (b) Distribution du champ électrique calculée [68]

Y. Wang et al. [68] ont simulé par la méthode des éléments finis le comportement des charges d'espace dans une structure de substrats en céramique métallisés. Pour ce faire, un modèle de transport de charges bipolaires établi par M. Alisson et R.M. Hill [69], qui prend en compte les processus physiques d'injection, d'extraction, de piégeage, de dépiégeage et de recombinaison est utilisé et adapté. Après vérification de la validité du modèle ainsi obtenu avec les résultats de la PEA, ce dernier est appliqué à une structure de substrat céramique métallisé (Al_2O_3 de $600\ \mu\text{m}$ d'épaisseur et cuivre de $300\ \mu\text{m}$ d'épaisseur) sous une tension de $5\ \text{kV DC}$. $1800\ \text{s}$ après l'application de la tension, les simulations montrent bien que des charges d'espace s'accumulent au voisinage des électrodes et exercent une influence sur la répartition du champ électrique comme présenté sur la Figure 19, le champ électrique étant diminué au point triple mais augmentant entre les électrodes supérieures.

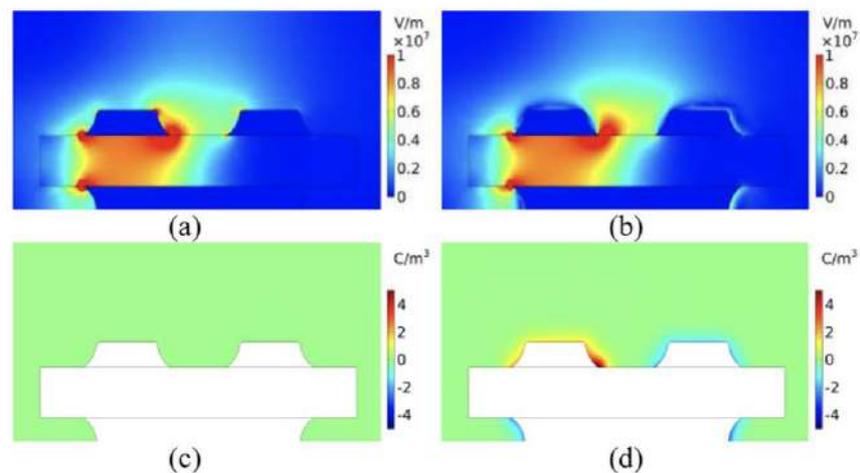


Figure 19 : Simulation des charges d'espace sous une tension $5\ \text{kV DC}$. Champ électrique simulé à $1\ \text{s}$ (a) et $1800\ \text{s}$ (b). Répartition des charges d'espace à $1\ \text{s}$ (c) et $1800\ \text{s}$ (d) [68]

1.3 Solutions envisagées sur les isolants pour améliorer la tenue en tension

Nous avons vu précédemment que pour limiter l'apparition de décharges partielles et donc aussi pour limiter le risque de rupture diélectrique, lorsque la tension appliquée au système d'isolation augmente, il est nécessaire de réduire au maximum les renforcements de champ dans les modules de puissance. Ces derniers ont lieu principalement au point triple, lorsque la métallisation est polarisée sous haute tension. Pour ce faire, différentes techniques proposées dans la littérature vont être présentées.

1.3.1 Matériaux isolants avec des propriétés particulières

Une méthode visant à réduire les renforcements de champ consiste à réaliser localement des couches de matériaux à conductivité dépendante du champ électrique. Ces couches sont déposées dans les zones à fort champ électrique. Une première étude évoque l'utilisation de fines couches de film polyamide (environ $30\ \mu\text{m}$) au niveau du point triple [70]. Les simulations par éléments finis (FEM) de cette structure sous polarisation AC $50\ \text{Hz}$ montrent une diminution significative des renforcements de champ électrique (divisé par 100) mais cela n'a pas encore été démontré en pratique.

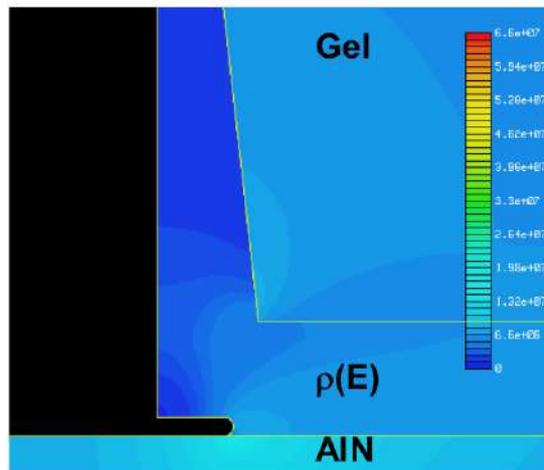


Figure 20 : Champ électrique simulé sur une structure avec l'application d'un matériau à conductivité non linéaire dépendante du champ électrique [70]

Plutôt que d'utiliser des matériaux à conductivité non-linéaire, il est possible d'employer des couches de matériaux à permittivité non-linéaire en champ électrique. Il est possible d'obtenir ce type de matériaux en ajoutant des particules, comme du titanate de baryum dans une matrice de gel silicone [33]. Des simulations FEM ont permis de montrer une réduction du champ électrique de près de 40 % dans les zones critiques et des tests expérimentaux ont démontré une augmentation importante du seuil d'apparition de décharges partielles (plus de 60 %) en polarisation AC 50 Hz.

Afin de déposer une couche fine de ces matériaux dans les zones aux forts renforcements de champ électrique, il est également possible d'utiliser l'électrophorèse (voir Figure 21) [71]. Cette technique consiste à utiliser une résine époxy à précurseur liquide contenant des nanoparticules de SrTiO_3 pour réaliser l'encapsulation. L'application d'une tension continue entre les électrodes lors de la mise en œuvre, avant l'étape de réticulation, permet d'augmenter la concentration de nanoparticules sur les zones de fort champ. La réticulation de la résine époxy fixe ensuite le gradient de répartition des nanoparticules dans la structure. Les simulations FEM montrent que l'on peut diviser par trois le champ électrique au point triple tandis que l'on observe une augmentation significative de la tension de rupture en AC 50 Hz (plus de 70 %) sur les tests expérimentaux comparativement à une encapsulation avec de la résine époxy pure.

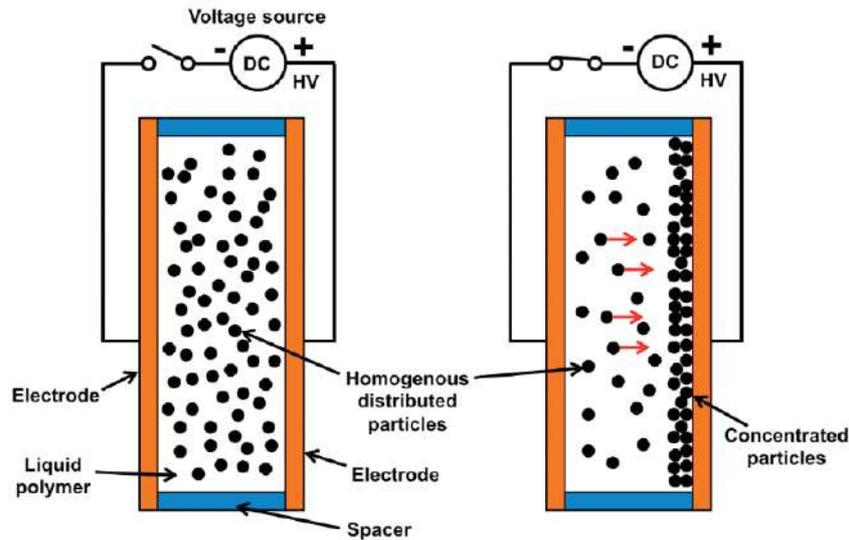


Figure 21 : Principe de l'électrophorèse avec l'application d'une tension continue pour « drainer » les nanoparticules dans les zones de fort champ électrique [71]

Une autre méthode intéressante car plus simple à mettre en œuvre consiste à « remplir » localement la zone du point triple par de la résine époxy, le reste étant encapsulé dans du gel silicone (voir Figure 22) [72]. Ainsi, est appliqué autour du point triple un matériau avec une permittivité plus importante que celle du gel silicone. Les simulations FEM montrent une réduction du champ électrique au point triple (quasiment divisé par deux pour une époxy de permittivité valant 9) qui se confirme dans la pratique, avec un seuil d'apparition de décharge partielles qui augmente jusqu'à plus de 40 % en régime AC 50 Hz. De plus, des tests de vieillissement ont été effectués et confirme la durabilité de cette méthode.

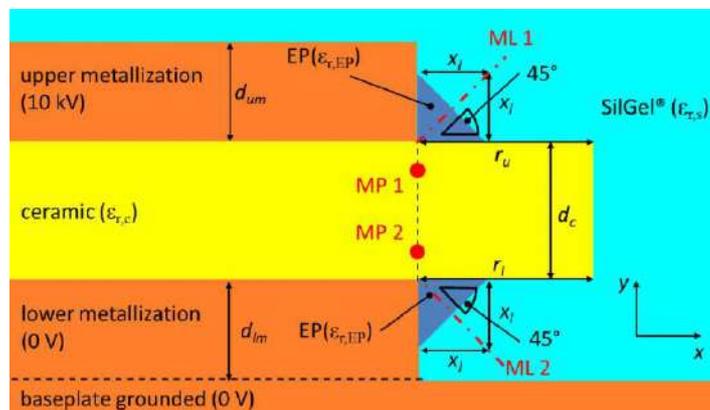


Figure 22 : Modèle de simulation pour une structure DBC avec une couche de résine époxy (EP) au point triple [72]

On peut également envisager de déposer au lieu de l'époxy du polyimide qui est une famille de matériaux très utilisée en électronique du fait d'un champ de rupture élevé (325 kV/mm en AC pour des couches fines de l'ordre de plusieurs dizaines de μm) tout en étant résistant à haute température. Le polyimide possède aussi de bonnes propriétés chimiques et mécaniques. L'application d'un dépôt de polyimide d'environ 40 μm d'épaisseur permet d'augmenter la tension PDIV s'il est mélangé à un promoteur d'adhérence type silane « G » [73] afin d'éviter au maximum la formation de bulles à l'interface avec les surfaces métalliques.

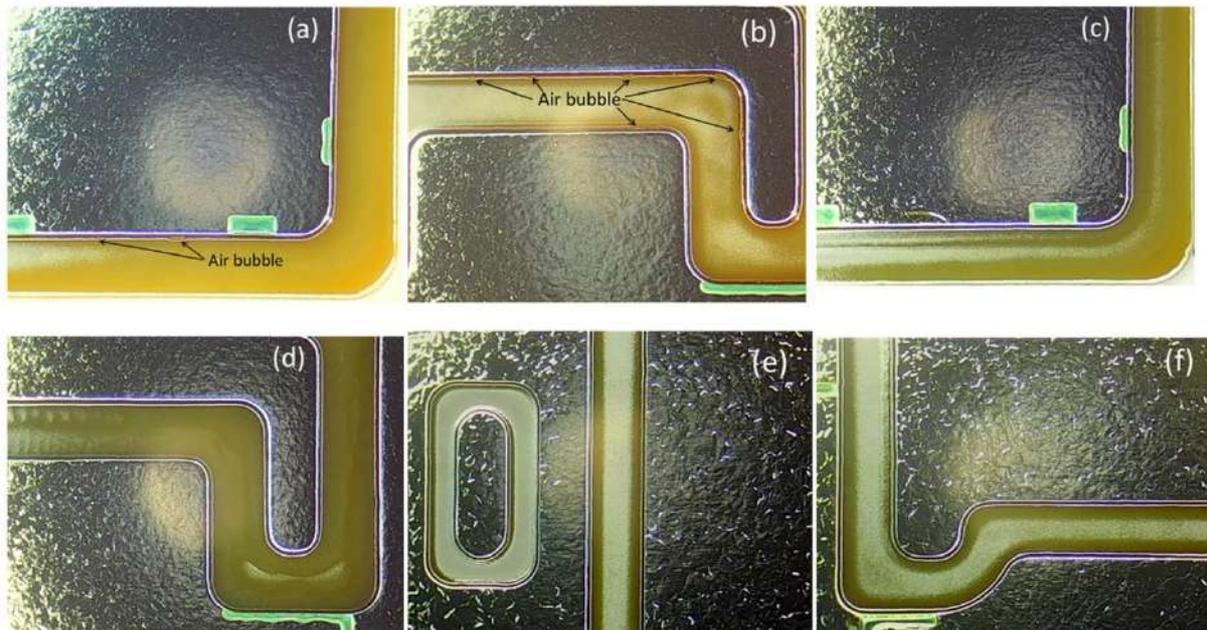


Figure 23 : Dépôt de polyimide sur les bords de la métallisation AMB avec a) et b) dépôts sur substrats non nettoyés, c) et d) polyimide modifié avec du silane G sur substrats nettoyés, e) et f) polyimide modifié avec du silane Y sur substrats nettoyés [73]

Enfin une des solutions les plus récemment explorées est d'utiliser des électrets pour réduire le champ électrique. Un électret est un matériau diélectrique qui a la particularité d'avoir un état de polarisation électrique permanent, ce qui signifie qu'il est le siège d'un champ électrique permanent (analogue à un aimant avec le champ magnétique). L'objectif est donc d'utiliser des électrets dans des structures de substrats céramiques métallisés afin d'appliquer un champ inverse à celui créé au point triple pour réduire le champ électrique comme exposé par C. Park [74]. Des électrets ont été créés en utilisant du polyfluorure de vinylidène (PVDF) et il a été montré que si l'on compare un PDVF chargé (devenu donc un électret) et un non chargé, l'amplitude des décharges partielles diminue d'environ 20 % mais surtout, leur occurrence est largement réduite (entre -43 % et - 82 % selon la fréquence) lors de l'application d'impulsions de tension notamment en haute fréquence [75]. De plus, lors de l'application d'une tension DC, le PVDF chargé limite l'apparition de charges d'espace, permettant d'améliorer légèrement la tenue en tension en DC, passant de 6,5 kV à 7 kV [76].

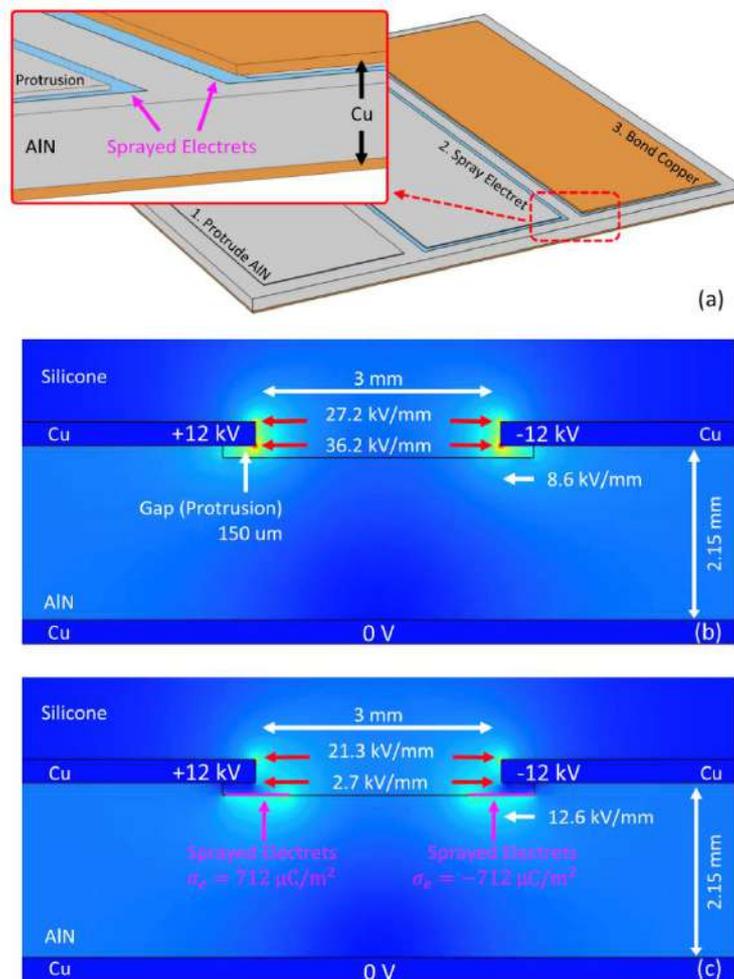
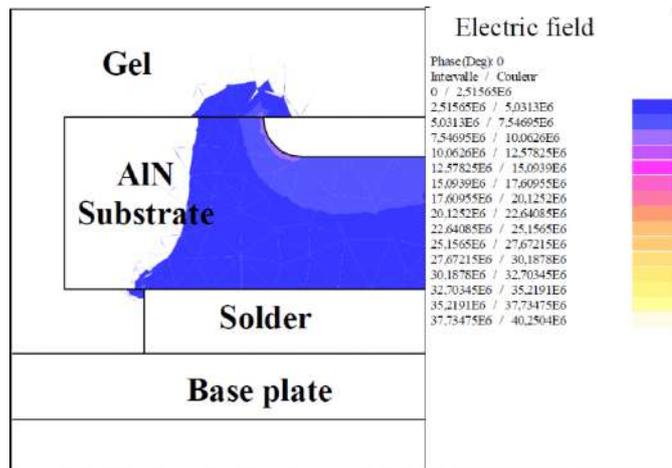


Figure 24 : (a) Exemple d'application d'électret dans une structure de substrats en céramique métallisés de type DBC. Des simulations du champ électrique par éléments finis sont réalisées sous Comsol entre une structure sans électret (b) et avec électrets (c) [74]

1.3.2 Modification de la géométrie du substrat

Un autre moyen de réduire les renforcements du champ électrique est de non pas jouer sur la nature des matériaux mais sur leur géométrie. Ainsi, il est possible de modifier la géométrie du substrat métallisé pour limiter les contraintes présentes notamment au niveau du point triple.

Une solution proposée est d'enterrer la métallisation supérieure dans le substrat de céramique et arrondir ces angles afin de limiter les effets de pointes [77]. Mais même si les simulations FEM montrent une diminution importante du champ électrique maximal (divisé par 4), la réalisation technologique et son efficacité en conditions réelles n'ont pas encore été pratiquement démontrées sur un objet réel.



Maximum field : 9.2kV/mm (compared to 40kV/mm)

Figure 25 : Simulation du champ électrique pour une structure de substrats métallisés avec une métallisation enterrée et arrondie [77]

Une méthode déjà employée dans la conception des modules de puissance isolés consiste à introduire un décalage entre les électrodes supérieure et inférieure, avec généralement une électrode supérieure plus grande que l'électrode inférieure (qui est ainsi plus proche du bord du substrat). Certains travaux utilisant des simulations FEM montrent des gains importants sur les champs électriques maximaux (près de 70 %) [32] [78] mais cela crée d'autres renforcements de champ. Cette méthode sera évaluée quant à sa capacité à améliorer significativement les performances électriques des modules pour la montée en tension souhaitée.

D'autres modifications plus complexes de la géométrie ont déjà été mises en œuvre afin de réduire encore plus le champ électrique, notamment la géométrie de substrat saillant étudiée par H. Reynes [79]. Les résultats de simulations FEM montrent une réduction importante du champ électrique dans la céramique, presque divisé par deux, et en pratique la tension de PDIV de cette structure plongée dans du liquide diélectrique est près de 40% supérieur qu'avec une structure classique. En revanche les performances électriques sont moins bonnes une fois la structure encapsulée dans de l'élastomère, à cause notamment de la présence de défauts d'interface. En plus des problèmes d'encapsulation, l'industrialisation de ces substrats n'a pas encore été étudiée.

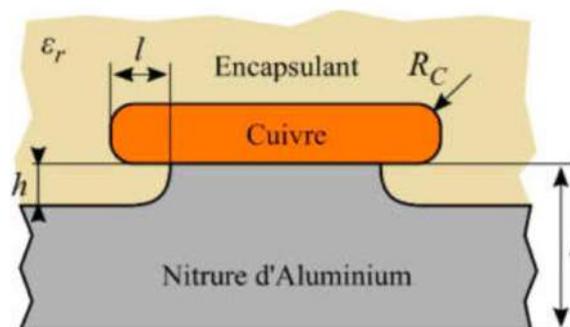


Figure 26 : Schéma de la structure saillante proposée dans la thèse d'Hugo Reynes [79]

Enfin il existe aussi la structure de type « Mesa » étudiée par H. Hourdequin qui consiste à usiner par ultrasons simultanément la céramique et la métallisation au niveau du point triple et ainsi obtenir des flancs de métallisation et de céramique parfaitement alignés et verticaux au niveau de la jonction cuivre/AlN [80]. Cette technique permet d'augmenter le

PDIV de 30% par rapport à une structure classique mais a un impact négatif sur la tension de rupture (baisse de 10 %).

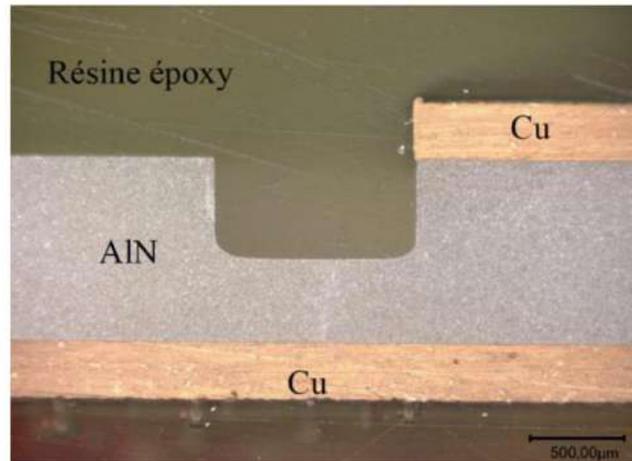


Figure 27 : Vue en coupe du profil de la structure de type « Mesa » réalisée par Héliane Hourdequin [80]

1.4 Synthèse/Conclusion

De plus en plus utilisés dans de nombreuses applications, les modules de puissance isolés font face à une révolution avec l'apparition de composants à semi-conducteur « grand gap » et notamment les premières puces et modules de transistors et de diodes à base de SiC haute tension de calibre en tension jusqu'à 3,3 kV, et plus encore la perspective de disponibilité prochaine de composants de calibres en tension au-delà de 10 kV, soit bien supérieurs aux potentialités de la filière silicium. Cette révolution, qui fera augmenter sensiblement la fréquence de commutation des transistors, réduira la complexité et l'encombrement des convertisseurs d'énergie et permettra alors une plus grande densité de puissance ainsi qu'un meilleur rendement, va en revanche influencer sur la manière de concevoir le module de puissance, en particulier pour les systèmes très haute tension de forte puissance, du point de vue de la minimisation des éléments parasites, du point de vue de la gestion thermique, et du point de vue de l'isolation électrique.

Concernant l'isolation électrique, les renforcements de champ électrique aux points triples existant dans la structure du module isolé, créant des décharges partielles dégradant les matériaux isolants (gel silicone et substrat céramique) et pouvant ainsi conduire à la rupture diélectrique sont déjà bien connus pour la filière silicium, et représentent un réel point dur pour la montée en tenue en tension de ce type d'assemblage.

De nombreuses solutions sont à cet effet à l'étude actuellement afin de limiter ces renforcements de champ avec notamment une modification des propriétés des matériaux isolants ou de la géométrie du substrat et du module.

Notre travail de thèse s'inscrit dans cette démarche de recherche d'un design adapté à la montée en tension, en plaçant notre étude dans une gamme encore peu explorée, dédiée à des modules de puissance isolés de calibre en tension au-delà de 10 kV, pour tenter de mieux comprendre les phénomènes physiques impliqués, peut-être spécifiques, qui créent les verrous technologiques actuels. Ainsi, nous avons choisi de travailler avec des substrats en AlN du fait de leur bonne conductivité thermique essentielle pour des modules de puissance de forte puissance. Les substrats étudiés ont des épaisseurs supérieures au millimètre avec l'objectif d'une tenue en tension du module de 20 kV ; les problèmes de dissipation thermique

engendrés par cette épaisseur d'isolant électrique étant traités par d'autres partenaires du projet ARCHIVE [81]. Ces substrats sont testés en tension de rupture AC 50 Hz et DC (polarités positive et négative) ainsi qu'en décharges partielles en AC 50 Hz (mesure du seuil d'apparition des décharges partielles) en faisant varier un certain nombre de paramètres (matériau d'encapsulation, métallisation, épaisseur de la céramique...) afin d'observer et analyser les mécanismes affectant l'isolation lors de la montée en tension. Enfin, de ces observations, trois méthodes sont testées pour tenter de réduire les renforcements de champ électriques et améliorer la tenue en tension du système d'isolation électrique du module de puissance. En premier lieu deux solutions géométriques déjà présentées au paragraphe 1.3.2, la Mesa et la structure saillante (appelée RoME ici) et ensuite l'application d'un dépôt de parylène sur le substrat céramique métallisé.

Chapitre 2 : Étude de la limitation en tension AC 50 Hz de substrats céramiques métallisés encapsulés de référence

Dans ce chapitre, des tests électriques de mesure de la tension de rupture et de la tension du seuil d'apparition des décharges partielles (PDIV) sont réalisés en AC 50 Hz sur des structures de substrats céramiques métallisés encapsulés, que nous désignons par « structures de référence » pour les distinguer des structures avec substrats métallisés architecturés (MESA et RoME) ou revêtus d'un film mince en surface, et encapsulés par gel silicone, qui feront l'objet du dernier chapitre.

Ainsi, à partir d'une structure simple la plus représentative du S.I.E. utilisé dans les modules de puissance isolés commerciaux, lequel étant constitué (comme vu au chapitre précédent) d'un substrat en AlN (d'épaisseur inférieure ou égale à 1 mm), avec métallisation en cuivre et encapsulation par gel silicone, plusieurs paramètres ont été variés séparément. Ces paramètres sont : l'épaisseur de la céramique, la nature et la géométrie de la métallisation, la nature du matériau encapsulant.

L'objectif de ce chapitre est double. Il s'agit d'une part d'obtenir une analyse quantitative de l'effet de ces paramètres sur les grandeurs électriques mesurées afin d'aider au dimensionnement des substrats pour les modules de puissance haute tension. Il s'agit d'autre part de présenter une analyse phénoménologique des observations pré- et post-claquage afin d'identifier les mécanismes mis en jeu sous fort champ électrique dans de telles structures.

Une description des différents échantillons testés, puis des dispositifs expérimentaux utilisés sera donnée en premier lieu. Puis une présentation des différents résultats de mesure sera réalisée, pour en déduire les valeurs et les modes de limitation de la tenue en tension dans la gamme d'épaisseur de substrat étudiée. Une analyse des observations des phénomènes et des caractérisations des zones dégradées sera ensuite effectuée. L'ensemble de ces éléments sera considéré pour en déduire des hypothèses de scénarios de claquage à court terme sous polarisation AC 50 Hz.

2.1 Définition des échantillons et paramètres variés

2.1.1 Substrats céramiques en AlN

Les substrats utilisés sont des céramiques en nitrure d'aluminium (AlN) qui ont été fabriquées par la société allemande CeramTec. Ces plaques de céramique se présentent sous la forme unique d'un carré de 55 x 55 mm². Quatre épaisseurs différentes ont été considérées : 1 mm, 1,5 mm, 2 mm et 3 mm.

Pour pouvoir comparer les résultats électriques entre eux, les céramiques ont toutes été produites à partir des mêmes poudres par le même procédé de fabrication. Ce procédé comprend plusieurs étapes : un pressage à sec des céramiques, une première étape de frittage, une deuxième servant à rendre les céramiques bien planes et enfin une découpe précise à la meuleuse des substrats afin de rectifier leurs dimensions. Cette dernière étape peut parfois provoquer des fissures en surface, situées aux bords de la céramique (proche de la zone de découpe).

Avant toute étape effectuée au laboratoire (métallisation, encapsulation, test électrique ...), les substrats nus ou déjà métallisés ont été nettoyés par deux fois à l'éthanol avec un chiffon doux adapté aux salles blanches afin d'éviter de déposer des fibres sur les échantillons et les éventuels défauts (fissures, rayures, taches...) sont observés et repérés.

Ainsi, tous les échantillons (métallisés ou non) ont été photographiés sur les deux faces avant et après chaque étape, ceci afin de conserver une trace des observations visuelles.

Des mesures de la rugosité sur des substrats nus ont été réalisées à l'aide d'un profilomètre optique, donnant une rugosité surfacique moyenne de $1,1 \mu\text{m}$ (écart type de $0,2 \mu\text{m}$), portant sur 8 échantillons de plusieurs épaisseurs. Les mesures ont été prises en plusieurs points sur la surface des céramiques : proche du centre et des bords, ainsi que sur les deux faces. Aucune influence notable de l'épaisseur de l'AlN, de la face ou de la position dans la céramique sur la rugosité mesurée n'a été constatée.

2.1.2 Métrallisations

Tous les substrats ont été métallisés avec le motif présenté en Figure 28 : sur une face, un carré de $20 \times 20 \text{ mm}^2$ situé au centre de la céramique, qui correspondra à l'électrode connectée à la haute tension, et sur l'autre face un carré, là-aussi au centre de la céramique, de $40 \times 40 \text{ mm}^2$ et qui servira de masse.

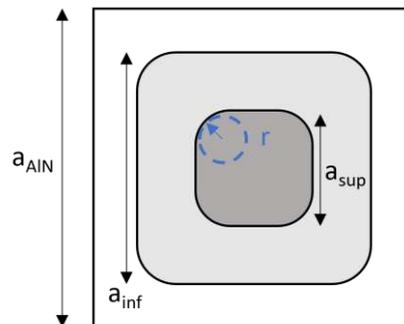


Figure 28 : Schéma des substrats AlN métallisés avec a_{AlN} la longueur de la céramique (55 mm), a_{sup} la longueur de l'électrode supérieure (20 mm), a_{inf} la longueur de l'électrode inférieure (40 mm) et r le rayon de courbure de l'angle de la métallisation supérieure (2,5 mm et 0,5 mm selon les cas)

Deux types de métallisation (élaborés comme décrit ci-après) ont été considérés dans notre étude :

- une métallisation classique AMB en cuivre, notée Cu-AMB (300 μm) ;
- une métallisation fine d'or déposée par pulvérisation, notée Au-Sp (120 nm).

Si la métallisation en cuivre (Cu-AMB) a été retenue car représentative de ce que l'on peut retrouver dans un module commercial, la métallisation fine en or déposée par pulvérisation (sans intérêt applicatif car elle n'est bien entendu pas utilisable en soi) présente a priori l'intérêt de ne pas induire de contraintes mécaniques sur le substrat, susceptibles d'influencer le comportement électrique sous fort champ d'une part, et d'autre part d'éviter la présence de cavités entre la métallisation et l'AlN qui pourraient être source de potentielles décharges partielles (comme évoqué au Chapitre 1). En effet, elle épouse la rugosité de la céramique en surface. Ainsi, ces deux causes possibles d'impact de la métallisation sur les performances électriques sous haute tension ont pu être évaluées par comparaison.

2.1.2.1 Métallisation par brasure d'une plaque de cuivre (Cu-AMB)

Le premier type de métallisation utilisé pour réaliser les pistes du substrat a été réalisé par attache d'une plaque en cuivre de 300 μm d'épaisseur sur chaque face du substrat céramique par un procédé de brasure appelé 'Active Metal Brazing' (AMB). Les plaques brasées ont ensuite été recouvertes d'un dépôt nickel-or (Ni-Au) pour notamment protéger le cuivre de l'oxydation. Deux rayons de courbure (r) sont demandés pour les angles de la piste supérieure : 0,5 mm et 2,5 mm. Cette étape de métallisation a été réalisée par l'entreprise

CeramTec après la fabrication du substrat en AlN. Le processus de métallisation par AMB a été le suivant :

- Les feuilles de cuivre ont été découpées à la dimension désirée par électroérosion par enfonçage ce qui permet d'avoir des bords de métallisation avec arête peu anguleuse.
- La pâte à brasier en titane-argent-cuivre (Ti-Ag-Cu, CB10 de chez Umicore) a été sérigraphiée sur l'AlN.
- Le tout a ensuite été brasé à haute température ($> 850\text{ }^{\circ}\text{C}$) dans un four sous vide.
- Une couche de nickel de $4,5\text{ }\mu\text{m}$ d'épaisseur ainsi que celle d'or de 60 nm d'épaisseur ont ensuite été déposées sur l'électrode par galvanisation.

Lors de la brasure, certaines métallisations se sont décalées malgré l'utilisation de supports en graphite comme on peut le voir sur la Figure 29. De plus, de grosses fissures se sont formées sur certains échantillons de 1 mm d'épaisseur toujours lors du processus de brasure sans doute dues aux contraintes thermomécaniques. Les échantillons ayant de telles fissures n'ont pas été testés et ont été généralement écartés par CeramTec avant l'expédition.

Pour assurer la prise de contact électrique avec ces électrodes, un écrou métallique M5 est soudé au centre de chacune d'elles afin d'attacher des vis conductrices en acier inoxydable.

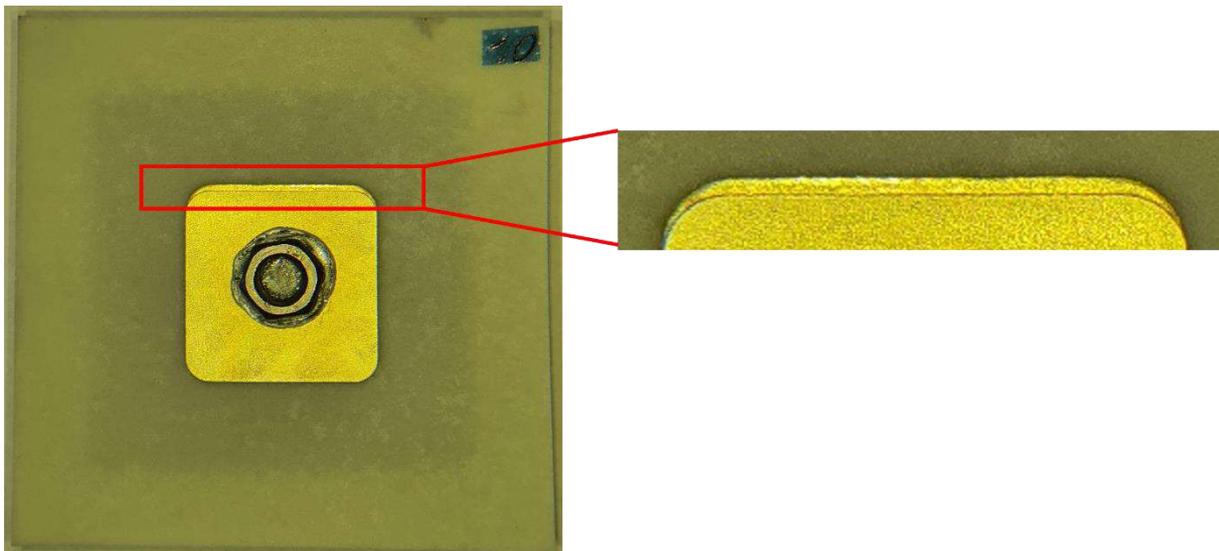


Figure 29 : Exemple d'un échantillon de substrat céramique AlN de 1 mm d'épaisseur avec une métallisation de type Cu-AMB ($r = 2,5\text{ mm}$) fortement décalée lors du brasage

2.1.2.2 Métallisation par dépôt d'or par pulvérisation cathodique (Au-Sp)

Le second type de métallisation est un dépôt d'or d'une épaisseur de 120 nm , réalisé par pulvérisation cathodique grâce à un équipement Leica EM ACE600, au laboratoire Laplace.

La technique consiste à placer l'échantillon dans une enceinte sous vide (pression autour de 10^{-6} mbar), et d'appliquer une différence de potentiel entre la cible (en or) et l'échantillon, ce qui permet de déclencher un plasma froid. Cela va exciter des espèces positives qui vont rentrer en contact sur la cible sous l'effet du champ électrique et pulvériser les atomes d'or qui vont donc se déposer par condensation sur l'échantillon (et aussi les parois de l'enceinte). L'équipement commercial a été optimisé, permettant d'obtenir une bonne adhérence du dépôt d'or sur la céramique tout en limitant le temps de métallisation.

Nous avons fixé préalablement des masques en acier au substrat céramique pour pouvoir définir le motif d'électrode souhaité (technique du « pochoir »), comme montré en Figure 31.

Avant le masquage et la métallisation, les substrats ont été nettoyés à l'éthanol avec un chiffon doux adapté aux salles blanches, et mis à l'étuve ventilée à 60 °C au moins 24 h avant le dépôt. Avec cette méthode de métallisation, on ne peut métalliser qu'une face pour un seul échantillon pour chaque dépôt soit deux dépôts par échantillon.

Seul un rayon de courbure de 2,5 mm a été considéré pour l'électrode supérieure (identique en face inférieure), la taille et la forme des électrodes ne changeant pas par rapport aux substrats avec métallisation Cu-AMB.

Pour assurer les contacts électriques sur ces électrodes en or très fines, nous avons utilisé des aimants en néodyme avec un revêtement conducteur en nickel. Ainsi nous avons pu, grâce aux aimants, maintenir mécaniquement l'échantillon et assurer sa connexion électrique sans devoir souder un écrou.



Figure 30 : Appareil EM AC600 de chez Leica, adapté pour la pulvérisation d'une couche de 120 nm d'or sous vide sur des céramiques en AlN

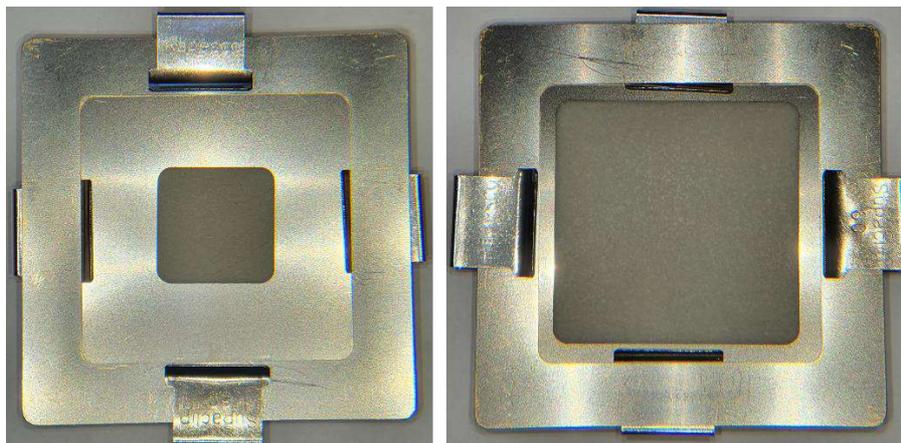


Figure 31 : Masques utilisés lors de la métallisation de 120 nm d'or des céramiques en AlN (faces avant et arrière)

La Figure 32 présente un exemple d'électrodes déposées en face avant et face arrière d'un substrat AlN. Le dépôt de 120 nm d'or sur les céramiques AlN est homogène et adhère bien à la surface. La résistivité de la couche a été mesurée à l'aide de la méthode dite « des 4 pointes » et a donné une résistivité très faible de $3,9 \times 10^{-8} \Omega \cdot m$.

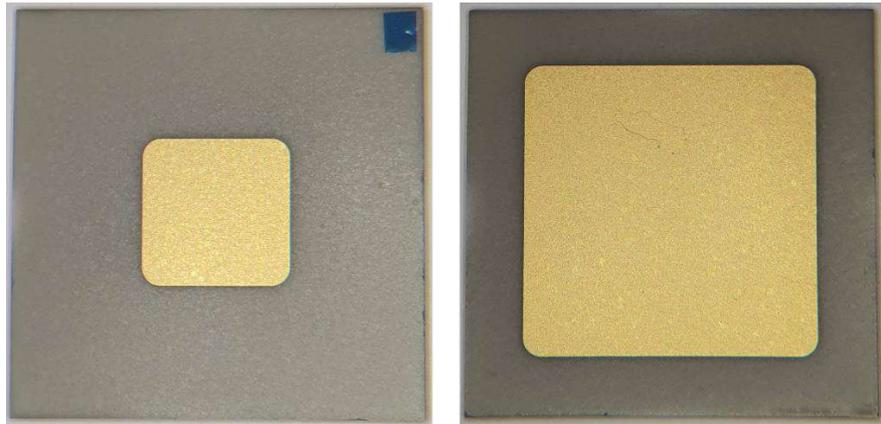


Figure 32 : Résultat de métallisation en or pulvérisé de 120 nm d'épaisseur sur céramique en AlN ($r = 2,5$ mm)

2.1.3 Matériaux d'encapsulation et cellules de test adaptées

Comme relevé dans l'état de l'art, le substrat céramique métallisé est encapsulé dans les modules de puissance par un matériau isolant électrique en gel silicone. Trois matériaux diélectriques d'encapsulation ont été considérés :

- un matériau diélectrique liquide, afin d'écartier l'impact de la présence d'éventuels défaut d'adhésion ou bulles résultant de l'étape d'encapsulation ;
- un gel silicone, représentatif de la technologie des modules ;
- une résine époxy solide, pour ses propriétés mécaniques et les éventuelles contraintes mécaniques exercées sur la céramique, très différentes des deux autres matériaux.

Les caractéristiques de ces différents matériaux ainsi que leur mise en œuvre sont détaillées dans cette partie.

Le Tableau 5 (donné à la fin de ce paragraphe) regroupe les valeurs de quelques propriétés électriques et thermiques des matériaux d'encapsulation utilisés pour l'étude, mesurées (comme vu après) ou issues des documents fournisseurs.

2.1.3.1 Liquide diélectrique

Le liquide diélectrique de type perfluoropolyéther (PFPE) retenu est le Galden[®] HT55 de chez Solvay. Cette famille de produit est notamment utilisée en tant que liquide de refroidissement, isolant électrique, non explosif et peu toxique pour l'homme avec une température de fonctionnement allant de -125 °C à $+275$ °C suivant le modèle. Le Galden HT55 a une température d'ébullition de 55 °C (bien sûr trop faible au regard de l'application des modules) mais cela permet une mise en œuvre plus simple lors des tests car le produit n'est pas visqueux et s'évapore rapidement (contrairement par exemple à un Galden possédant une température d'ébullition plus importante, mais est plus visqueux et nécessite de nettoyer chaque échantillon après chaque test).

La rigidité diélectrique du Galden HT55 a été mesurée grâce à un testeur d'huiles diélectriques Baur DPA 75 C, équipé avec des électrodes sphériques de $12,5$ mm de diamètre et un espacement inter-électrode de $2,5$ mm sous une rampe de tension AC 50 Hz de 2 kV/s. Le liquide est brassé lors des mesures à l'aide d'un agitateur magnétique. Au total, 10 mesures sont réalisées. La rigidité diélectrique mesurée a été évaluée à $14,7$ kV/mm dans ces conditions et à température ambiante (soit un peu moins que les $15,7$ kV/mm donnés par le fabricant) (valeur reportée au Tableau 5).



Figure 33 : Appareil Baur DPA 75 C (gauche) et cellule de test remplie de Galden HT55 lors du test de mesure de rigidité diélectrique (droite)

Pour tester les échantillons dans le liquide diélectrique, nous avons utilisé une potence en téflon à l'aide de laquelle le substrat céramique métallisé a été porté et connecté électriquement par ses vis dans le cas de la métallisation Cu-AMB, et par ses aimants en Néodyme nickelé dans le cas de la métallisation Au-Sp. L'ensemble de la cellule de test a été plongé dans un grand béccher en verre de 2 litres rempli de l'encapsulant liquide. Ce dernier a été régulièrement filtré avec un filtre papier lors des essais pour éviter les contaminations et pollutions extérieures et a été régulièrement renouvelé.

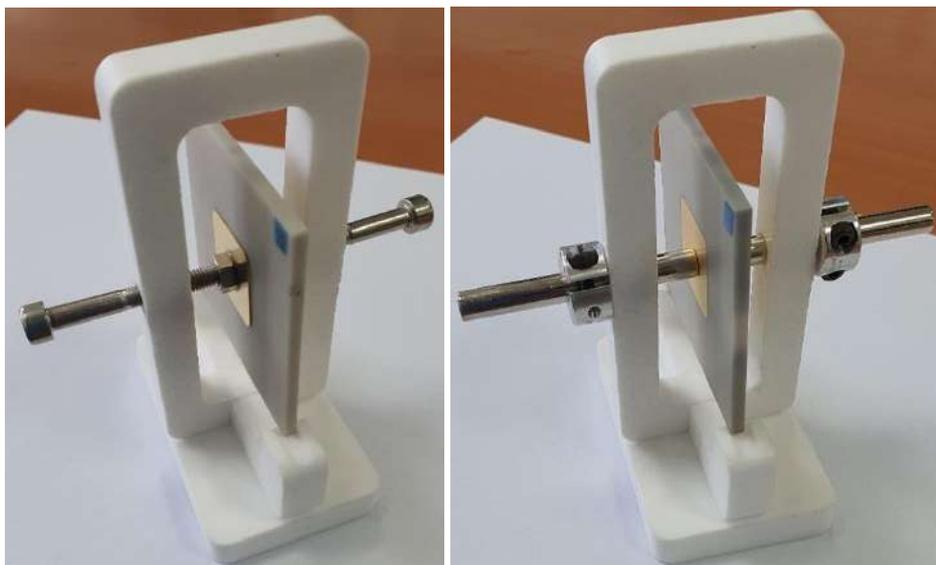


Figure 34 : Cellule de test dans le cas de l'encapsulant liquide diélectrique pour les substrats avec métallisation Cu-AMB (gauche) Au-Sp (droite)

2.1.3.2 Gel silicone

Le deuxième matériau d'encapsulation testé est le gel silicone SilGel® 612 de chez Wacker, classiquement utilisé dans l'industrie notamment pour encapsuler les modules de puissance. Il s'agit d'un polydiméthylsiloxane (PDMS) avec des groupes fonctionnels et auxiliaires pour réticulation par addition (matériau bi-composant, à vulcanisation à température ambiante (RTV-2)).

Pour réaliser les cellules de test avec encapsulation par gel, les substrats métallisés équipés de leurs vis ont d'abord été montés dans des boîtes étanches en polypropylène (boîtes de dimensions 109 mm x 79 mm x 47 mm) en prenant soin de bien nettoyer chaque composant à l'éthanol. La Figure 36 présente les étapes du procédé d'élaboration d'encapsulation utilisé. Les matériaux précurseurs du gel (Part A et Part B) ont d'abord été

mélangés en ratio 1 : 1 en masse. Puis le mélange a été placé sous vide pour enlever toutes les bulles, et ensuite coulé dans les cellules de tests qui ont été inclinées pour faire remonter les potentielles bulles créées lors de la coulée afin d'éviter qu'elles soient restées bloquées sous l'échantillon. Les cellules ont été ensuite remises à plat après la coulée de gel silicone et la polymérisation s'est effectuée à pression atmosphérique et à température ambiante pendant 24 h. Finalement, chaque cellule contient environ 180 ml de gel silicone de sorte qu'il y ait au moins 1 cm d'épaisseur de gel sur et sous le substrat, comme illustré en Figure 35.

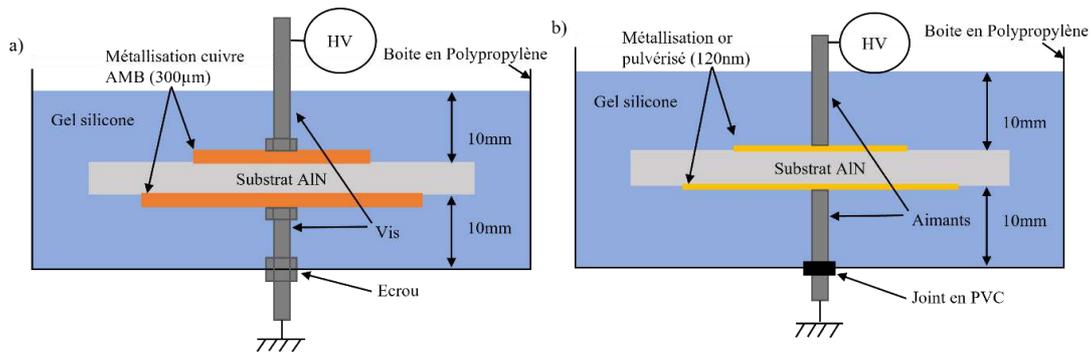


Figure 35 : Schéma représentant les cellules de test encapsulées dans le gel silicone avec : a) la métallisation AMB cuivre et b) la métallisation or pulvérisée



Figure 36 : Protocole d'encapsulation des échantillons dans du gel silicone

Par ailleurs, la rigidité diélectrique a été mesurée à l'aide d'une cellule de test contenant deux électrodes sphériques fixes de 14 mm de diamètre et espacées de 2 mm

encapsulées dans le gel, et en appliquant, comme pour le Galden HT55, une rampe de tension AC 50 Hz de 2 kV/s. Nous avons obtenu une rigidité diélectrique à température ambiante de 32,5 kV/mm sur 5 échantillons (valeur également reportée au Tableau 5). Des détails sur la réalisation de ces mesures de rigidité diélectrique du gel silicone sont donnés en Annexe I.

2.1.3.3 Résine époxy

Le troisième type de matériau encapsulant qui a été mis en œuvre est la résine époxy EpoThin™ 2 de chez Buehler. Bien qu'elle ne soit pas conçue pour des applications électroniques mais plutôt pour l'enrobage de pièces mécaniques avant leur découpe, cette résine possède une faible viscosité, un très faible retrait après réticulation, et peut réticuler à température ambiante assez longtemps (6 heures). Cette résine est aussi intéressante car on peut encapsuler des volumes en théorie jusqu'à 200 ml, sans risquer un emballement thermique (ce risque provient du fait de la réaction exothermique se produisant entre le précurseur de la résine et l'agent durcisseur lors de leur mélange). Enfin, la résine EpoThin™ 2 avait déjà été utilisée au laboratoire LAPLACE dans un projet précédent pour encapsuler des AIN de plus petite taille en ayant donné de bons résultats en termes de tension de rupture AC 50 Hz.

Pour encapsuler les substrats céramiques métallisés avec cette résine, nous avons employé la même cellule de test que pour l'encapsulation avec le gel silicone. En revanche, il n'a pas été possible de couler la résine en une seule fois sans risquer l'emballement thermique. Il a donc fallu couler la résine en utilisant deux volumes. Le premier volume de résine permet un remplissage partiel de la cellule en s'arrêtant à environ 2 mm sous l'échantillon. Le second volume permet de compléter l'encapsulation (jusqu'à 8 mm au-dessus de l'échantillon), après une attente permettant à la résine de la première coulée de commencer à devenir solide sans être entièrement réticulée.

La Figure 37 présente les étapes d'élaboration et de coulage de la résine. Le rapport de quantité de résine par durcisseur en volume est de 2 : 1. Travailler avec des volumes plus faibles nous a permis de passer chaque mélange au mélangeur planétaire afin d'éviter la formation de bulles, tout en contrôlant l'échauffement. Une fois les deux volumes coulés dans chaque cellule de test, les échantillons ont été laissés à température ambiante et pression atmosphérique pendant 6h, jusqu'à réticulation.

La résine époxy a été utilisée sur un nombre limité (20) de substrats céramiques métallisés avec métallisation Cu-AMB, afin d'être testés en rupture diélectrique AC 50 Hz uniquement.

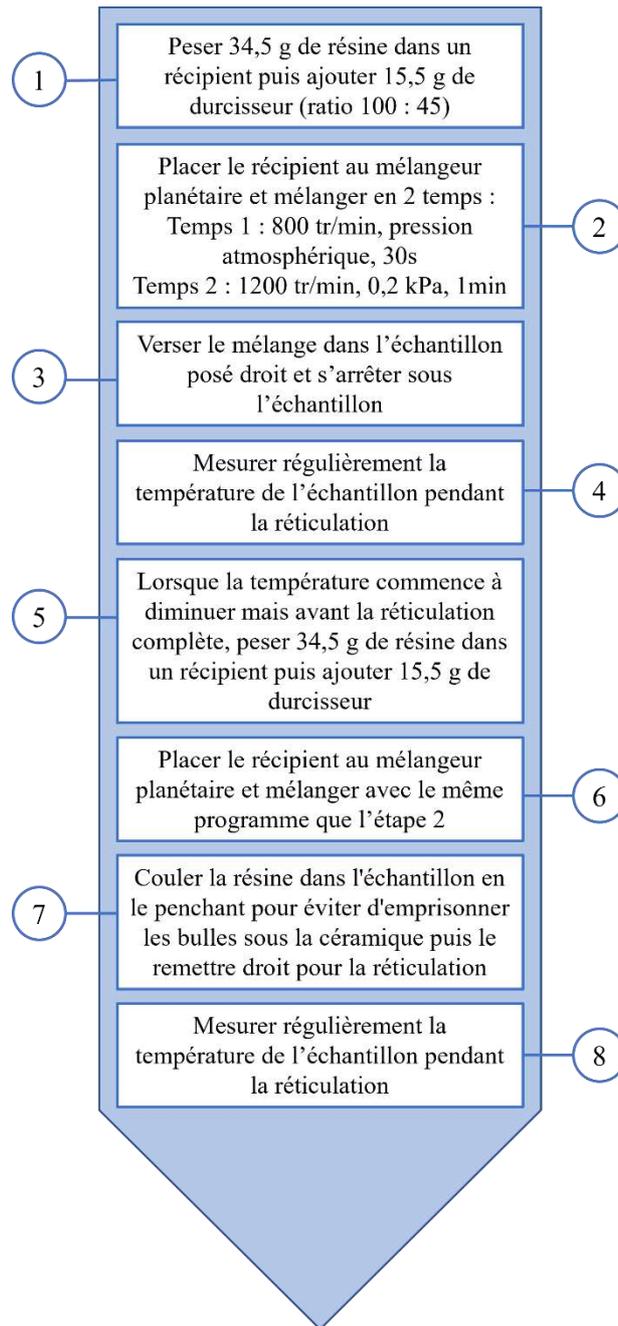


Figure 37 : Protocole d'encapsulation des échantillons dans la résine époxy

2.1.3.4 Synthèse des principales propriétés électriques et thermiques des encapsulants considérés

Le Tableau 5 rassemble les principales propriétés électriques (à température ambiante), issues des fiches des fournisseurs ([82], [83]) ou évaluées au laboratoire dans le cas de la rigidité diélectrique du Galden HT55 et du SilGel 612 (comme décrit plus haut). Pour la résine époxy, le fabricant ne fournit aucune donnée, mais des ordres de grandeurs ont pu être trouvés dans la littérature [84].

Tableau 5 : Propriétés à température ambiante du gel silicone, du liquide diélectrique et de la résine époxy, utilisés pour l'encapsulation des substrats AlN métallisés.

Matériau encapsulant	Constante diélectrique	Rigidité diélectrique (kV/mm)	Résistivité volumique ($\Omega \cdot \text{cm}$)	Conductivité thermique (W/m.K)
Galden® HT55	1,86 [82]	14,7	1×10^{12} [82]	0,065 [82]
SilGel® 612	2,70 [83]	32,5	1×10^{15} [83]	0,200 [83]
Résine EpoThin™ 2	$\approx 4,20$ [84]	≈ 20 [84]	$\approx 5 \times 10^{15}$ [84]	$\approx 0,200$ [84]

Ces valeurs de constante diélectrique et de résistivité volumique ont été utilisées pour les simulations numériques de calcul de champ électrique avec l'outil COMSOL MultiPhysics.

2.2 Tests électriques en AC 50 Hz réalisés : définitions et méthodes

Deux types de mesures électriques en AC pouvant être utilisées comme critère de limitation en tension ont été réalisées sur les structures de référence définies précédemment. Tout d'abord des mesures de la tension du seuil d'apparition des décharges partielles (partial discharge inception voltage en anglais PDIV) en AC 50 Hz, puis des mesures de tension de rupture en AC 50Hz. Cette partie se propose de définir les méthodes et les appareils utilisés pour réaliser ces mesures.

2.2.1 Mesure de la tension de rupture diélectrique à court terme en AC

2.2.1.1 Bancs de mesure

La tension AC 50 Hz a été appliquée à l'aide d'un transformateur élévateur de tension (tension de sortie de 100 kV RMS au maximum) connecté à une station de contrôle pilotant un autotransformateur motorisé pour créer la rampe de montée en tension, comme montré en Figure 38. Pour choisir la rampe de montée en tension, nous nous sommes appuyés sur ce qui est fait dans les tests normés. Par exemple, la norme IEC 60664-1 estime que les échantillons ne doivent pas subir la tension plus de 30 s lors des tests de rupture. En supposant une tension de rupture d'un substrat en AlN d'épaisseur maximale 3 mm à 20 kV/mm, une vitesse de montée de la tension de 2 kV/s permet bien d'arriver à 60 kV en 30 s. Enfin, nous avons fixé la valeur du courant limite au-dessus de laquelle l'application de la tension s'arrête à 10 mA. Lorsque l'échantillon subit un claquage, la valeur de la tension mesurée au moment où le courant dans la structure atteint la valeur limite définie est maintenue affichée, et est considérée comme la valeur de tension de rupture V_{BR-AC} recherchée.

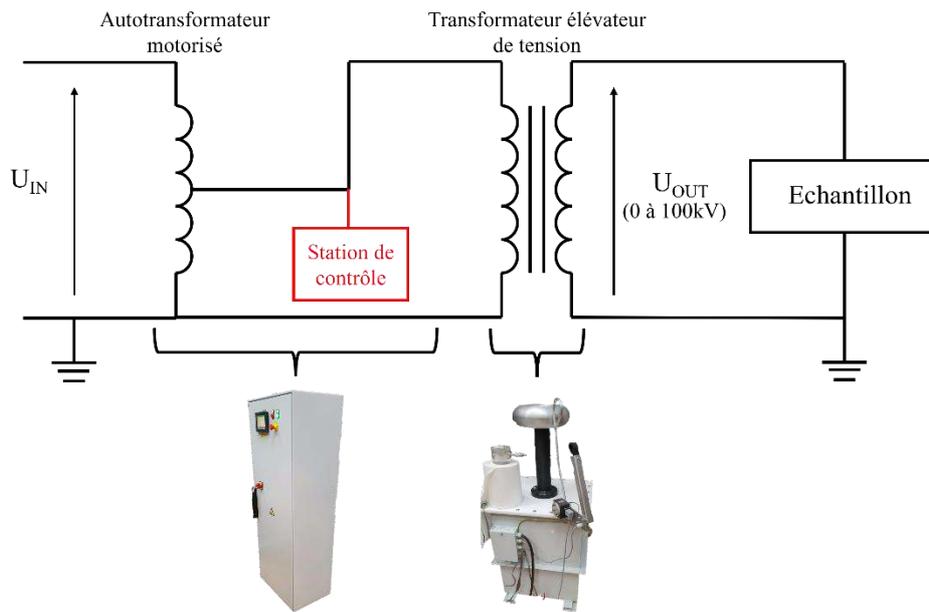


Figure 38 : Schéma du banc de test de rupture AC 50 Hz

2.2.1.2 Méthode d'exploitation des mesures

Pour que la mesure de la tension de rupture ait du sens, il faut un nombre d'essais réalisés suffisant afin d'obtenir une estimation statistique précise de la tension de rupture d'un type d'échantillons donné. Dans cette étude, une série de dix échantillons ont été testés pour chaque type d'échantillons identiques.

Pour traiter les données mesurées, la statistique de Weibull est communément utilisée [85]. A l'origine, la loi de Weibull était utilisée pour décrire la rupture mécanique des matériaux car elle peut représenter une large gamme de distribution statistique et ses paramètres statistiques permettent de caractériser la variabilité intrinsèque des propriétés mécaniques des matériaux. L'utilisation de cette loi a par la suite été élargie pour étudier divers paramètres de fiabilité des matériaux dont la rupture diélectrique. Il faut noter que les tenues électriques et mécaniques des céramiques sont fortement liées, ce qui explique peut-être que la loi de Weibull s'applique également à la rigidité diélectrique. La fonction de distribution de Weibull $F(V_{BR})$ est donnée par la formule ci-dessous :

$$F(V_{BR}) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{V_{BR}}{\alpha}\right)^\beta\right)$$

Avec :

- V_{BR} la tension de rupture ;
- α le paramètre d'échelle égal à la tension de rupture ayant une probabilité d'apparaître de 63 % ;
- β le paramètre de forme qui donne la dispersion des résultats (plus β est élevé, plus la dispersion diminue).

Ainsi, le paramètre α sera utilisé comme valeur de tension de rupture pour chaque série alors que le paramètre β permettra de calculer l'intervalle de confiance à 95%. Pour estimer cet intervalle de confiance, nous avons employé des formules et des tables présentées dans [86] :

$$\alpha_l = \alpha \exp\left(\frac{-V_{1-p/2}}{\beta}\right) \text{ et } \alpha_u = \alpha \exp\left(\frac{-V_{p/2}}{\beta}\right)$$

Avec :

- α_l alpha « low », c'est-à-dire la borne basse de α pour un intervalle de confiance de 95% ;
- α_u alpha « up », c'est-à-dire la borne haute de α pour un intervalle de confiance de 95% ;
- $V_{1-p/2}$ un paramètre donné dans les tables ; il vaut -0,6 pour une série de 10 échantillons et un intervalle de confiance de 95% ;
- $V_{p/2}$ un paramètre donné dans les tables ; il vaut 0,71 pour une série de 10 échantillons et un intervalle de confiance de 95%.

2.2.2 Mesure de la tension du seuil d'apparition de décharges partielles

2.2.2.1 Technique de mesure

Pour simplifier, une décharge partielle équivaut à une rupture locale au sein (décharge dans une cavité) ou à proximité (décharge de surface) du volume d'un isolant. Pour le cas d'une cavité, il est possible de la modéliser par une capacité, dont la décharge correspondrait à l'occurrence d'une décharge partielle. Ceci permet de modéliser le comportement total de l'échantillon lors d'une décharge partielle sous tension AC par un schéma de capacités équivalent comme le montre la Figure 39. On note C_c la capacité de la cavité, C_d la capacité du matériau diélectrique et C_s la capacité du matériau en série avec la cavité, avec $C_d \gg C_c \gg C_s$. Il est impossible d'accéder directement à la décharge dans la cavité. Pour la mesurer, il faut donc mesurer ce que l'on appelle la charge apparente. Le schéma de la Figure 39 permet d'obtenir la relation suivante entre la charge réelle $q_{réelle}$ et la charge apparente $q_{apparente}$:

$$q_{apparente} = \frac{C_c}{C_d + C_s} q_{réelle}$$

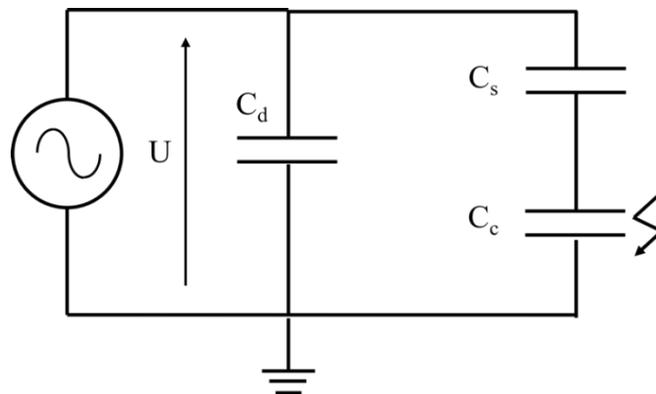


Figure 39 : Circuit électrique équivalent d'une décharge dans une cavité au sein d'un diélectrique

Plusieurs méthodes existent pour mesurer les décharges partielles mais ici une mesure électrique classique est utilisée. En effet, lorsqu'une décharge partielle se déclenche dans l'isolant, une faible quantité de charge est mise en circulation impliquant une variation très faible du courant dépendant de la tension appliquée et du diélectrique testé. Ce courant est de très faible amplitude et d'une durée très rapide, de l'ordre de la nanoseconde ce qui le rend délicat à mesurer. La mesure du courant de décharge permet de retrouver la charge apparente de la décharge. Le principe de la mesure de ce courant est rappelé dans le schéma de la Figure 40. Le circuit comprend : un filtre haute tension (Z), un condensateur de couplage haute tension exempt de décharges (C_k), l'échantillon à tester (C_{ech}) et une impédance de mesure (Z_{mes}) aux bornes de laquelle la tension de mesure V_{mes} (image du courant de la décharge) est obtenue. Le filtre haute tension Z permet de filtrer le bruit provenant de

l'alimentation. L'impédance de mesure Z_{mes} est généralement composée d'un circuit RLC. L'inductance L permet d'atténuer les composantes basses fréquences du signal mesuré, la capacité C intègre les impulsions rapides des décharges partielles et la résistance R amortit les oscillations. Pour obtenir un signal proportionnel à la charge apparente des décharges partielles, il est nécessaire de calibrer ce circuit RLC. Afin d'éviter les perturbations extérieures du signal électrique mesuré, il est nécessaire de réaliser les mesures de décharges partielles au sein d'une cage de Faraday.

Pour réaliser ces mesures, un appareil ICMcompact de chez Power Diagnostix a été utilisé et connecté à un ordinateur possédant le logiciel de l'entreprise permettant d'extraire les résultats sous forme de diagramme de phase (Phase Resolved Partial Discharge PRPD) comme le montre le schéma de la Figure 41. Un PRPD est un graphique permettant de relever l'amplitude de chaque décharge se produisant (en pC ou nC) en fonction de la phase du signal de la tension appliquée de 0° à 360° (maximum de l'alternance positive à 90° et minimum de l'alternance négative à 180°) sur un temps donné. Chaque point sur le graphique représente alors une décharge mesurée s'étant produite durant le temps d'acquisition. Si plusieurs décharges apparaissent pour la même amplitude à la même phase, la couleur des points évolue du noir au rouge.

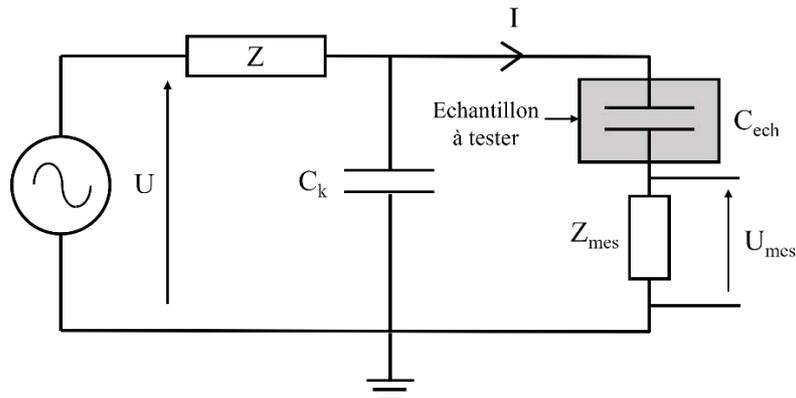


Figure 40 : Schéma de principe de la mesure électrique de détection des décharges partielles

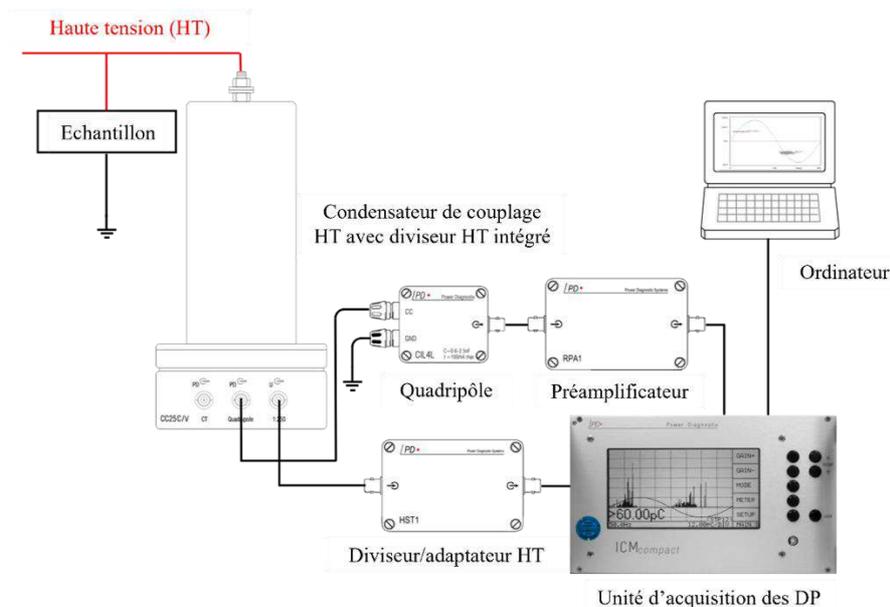


Figure 41 : Schéma du montage de la mesure électrique des décharges partielles avec l'appareil ICMcompact

On dispose de deux enceintes servant de cages de Faraday pour les mesures de PDIV :

- une enceinte permettant de faire des mesures de PDIV jusqu'à 15 kV, utilisée principalement pour les faibles épaisseurs d'AIN (1 mm et 1,5 mm) ;
- une seconde permettant de mesurer des DP jusqu'à 40 kV, utilisée pour les substrats plus épais (2 mm et 3 mm).

Les décharges mesurables sont d'amplitude supérieure à 0,3 pC, le bruit du signal détecté étant inférieur à 0,2 pC.



Figure 42 : Les deux enceintes utilisées pour la mesure de décharges partielles et la station de contrôle commune

2.2.2.2 Méthode de mesure

Pour chaque jeu de paramètres (i.e. série d'échantillons similaires), nous avons effectué les mesures sur cinq échantillons. Pour relever la valeur de la tension PDIV, nous avons augmenté progressivement (manuellement) la tension de rupture jusqu'à détecter des décharges auto-entretenues durant au moins 10 s. Nous avons noté cette valeur comme étant la tension PDIV et avons enregistré l'amplitude des décharges détectées pendant une durée de 20 s (sous forme d'un diagramme PRPD). Nous avons répété la mesure huit fois d'affilée sur le même échantillon (avec redescente à tension nulle entre chaque essai) afin de vérifier la reproductibilité de la mesure et obtenir une moyenne sur huit PDIV par échantillon.

2.3 Résultats des mesures électriques en AC 50Hz : valeurs des tensions et modes de limitation

Cette partie décrit tout d'abord l'ensemble des valeurs de tension mesurées en AC 50Hz, sur les structures de référence, en considérant tout d'abord la tension de rupture (V_{BR-AC}), puis la tension de seuil d'apparition de DP (PDIV). Ces paragraphes mettront en évidence l'impact de l'ensemble des paramètres considérés, à savoir dans l'ordre l'épaisseur d'AIN, le milieu encapsulant, le type de métallisation et son rayon de courbure en face supérieure. Une synthèse des valeurs maximales de tension ainsi obtenues et une discussion en regard des normes à respecter pour la réalisation d'un module de puissance de calibre haute tension (20 kV ici) fait l'objet du dernier paragraphe.

2.3.1 Tension de rupture diélectrique à court terme en AC 50 Hz

2.3.1.1 Effet de l'épaisseur d'AlN et de la nature du matériau encapsulant

Tout d'abord, nous nous sommes intéressés **aux substrats AlN avec la métallisation Cu-AMB et un rayon de courbure des électrodes de 2,5 mm.**

Les graphes de Weibull correspondant aux résultats en fonction de l'épaisseur, pour les trois natures d'encapsulation sont montrés en Figure 43.

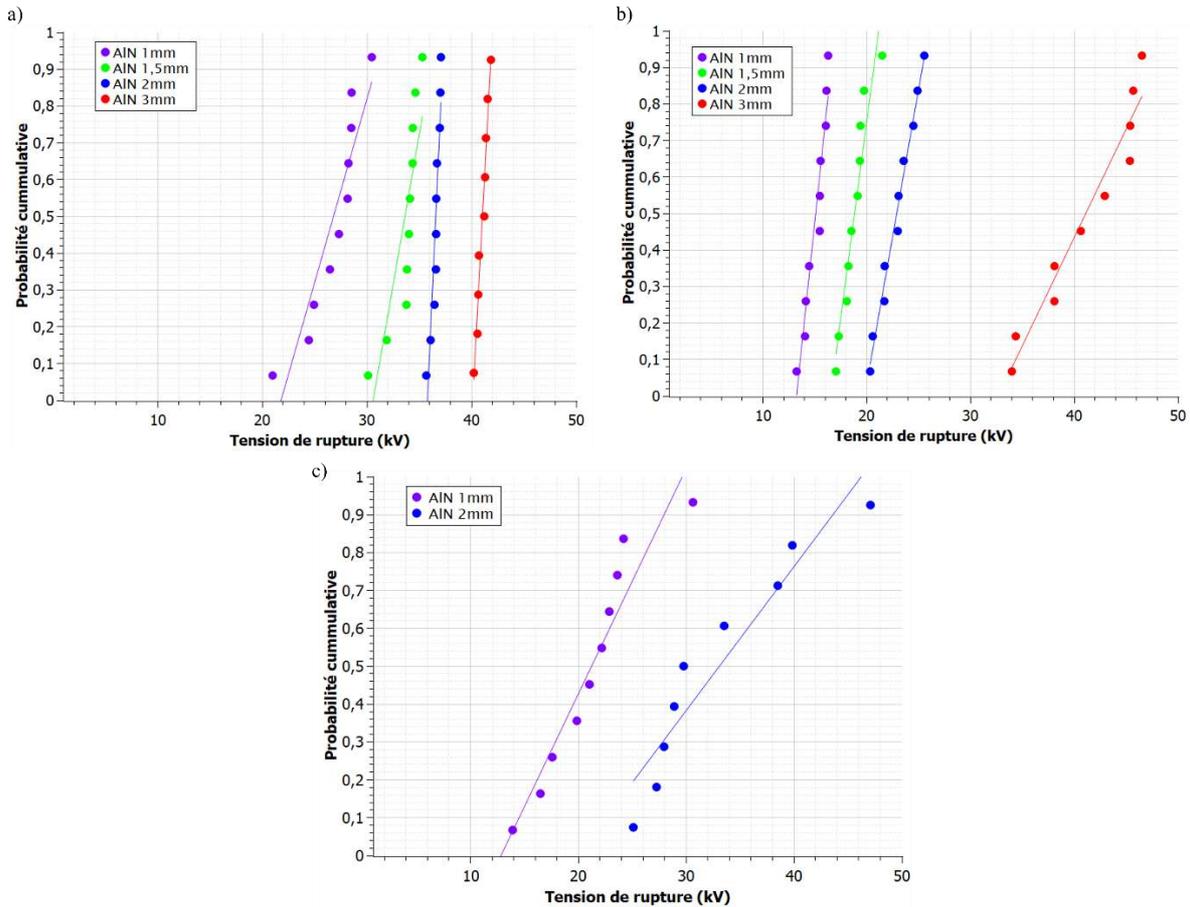


Figure 43 : Graphes de Weibull de la tension de rupture AC 50 Hz des substrats AlN avec métallisation Cu-AMB (rayon de 2,5 mm) dans le gel a), dans le liquide b) et dans l'époxy c)

A partir des graphiques de Weibull, nous avons déterminé les paramètres d'échelle α et de forme β . Ces derniers sont rassemblés au Tableau 6.

La Figure 44 permet de comparer graphiquement les paramètres d'échelle α (l'intervalle de confiance à 95 % est représenté par les barres noires).

Tableau 6 : Valeurs α et β issues de la mesure de tension de rupture en AC 50 Hz pour des échantillons avec métallisation Cu-AMB (rayon de 2,5 mm)

Epaisseur AlN	1 mm			1,5 mm		2 mm			3 mm	
	Gel	Liquide	Epoxy	Gel	Liquide	Gel	Liquide	Epoxy	Gel	Liquide
α (en kV)	28,20	15,65	23,08	34,55	19,43	36,80	23,71	36,09	41,31	43,15
β	9,84	14,75	4,90	20,95	15,60	87,76	13,95	4,88	82,32	8,85

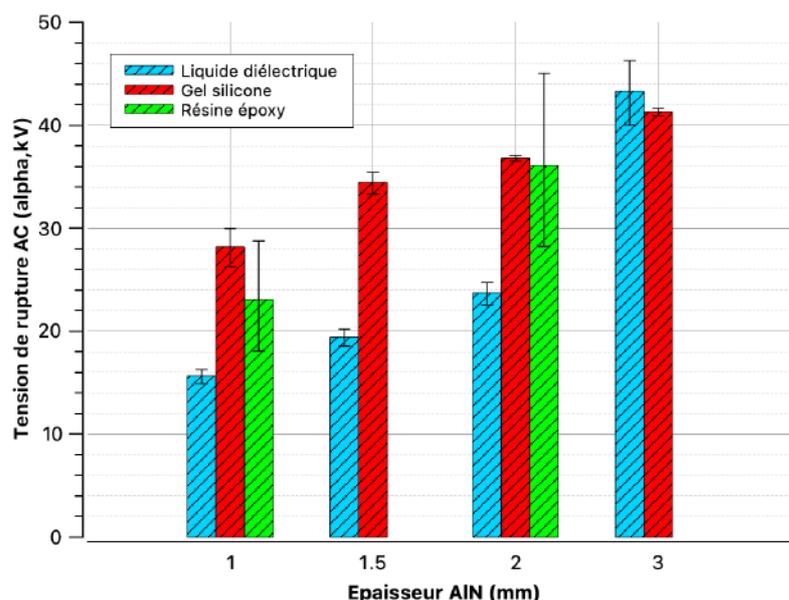


Figure 44 : Tension de rupture (α) pour les substrats AlN avec métallisation Cu-AMB (rayon de 2,5 mm) dans le gel silicone, le liquide diélectrique et la résine époxy

On remarque tout d'abord que la tension de rupture augmente avec l'épaisseur d'AlN dans les trois cas d'encapsulation. Par ailleurs, la tension de rupture AC ainsi mesurée est plus élevée dans le gel que dans le liquide (entre + 50 % et + 80 %) sauf pour les échantillons de 3 mm d'épaisseur où la tension de rupture dans le liquide rattrape celle du gel. Pour les échantillons encapsulés dans la résine époxy (d'épaisseur d'AlN de 1 mm et 2 mm), la tension de rupture est équivalente à celle obtenue avec gel (substrats de 2 mm d'épaisseur), et intermédiaire entre le liquide et le gel (inférieure de 18% au cas du gel) (substrats de 1 mm). Les échantillons encapsulés dans la résine époxy ont cependant conduit à une dispersion des mesures plus élevée que pour les deux autres milieux. La grande valeur de dispersion se retrouve dans les faibles valeurs de β données dans le Tableau 6.

Au-delà des valeurs de tension de rupture, il est aussi intéressant de décrire le mode de rupture. Les phénomènes observables durant ou suite à l'occurrence du claquage sont en effet très différents pour chacun des trois milieux isolants étudiés.

- Dans le cas du liquide diélectrique, le claquage se produit toujours en périphérie de l'électrode supérieure (HV) avec une rupture en volume de la céramique. Ce point de claquage à l'endroit duquel le courant de rupture traverse la couche d'AlN pour rejoindre l'électrode en face inférieure est plus ou moins distant du bord de la

métallisation, jusqu'à plus de 10 mm pour des échantillons ayant une tension de rupture élevée. On remarque de plus l'apparition d'un canal gravé dans la céramique, présentant un dépôt noir le long du trajet du courant, entre le bord de l'électrode et le point de claquage, comme le montre les photographies de la face supérieure post-claquage sur deux exemples en Figure 45.

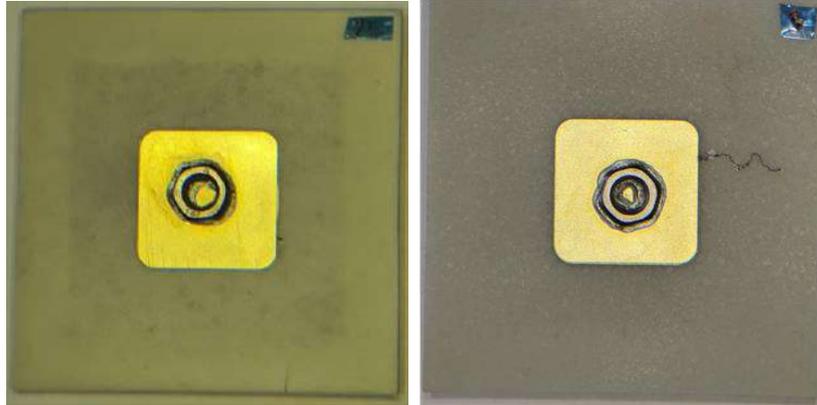


Figure 45 : Échantillons de 1 mm d'épaisseur (gauche) et 3 mm d'épaisseur (droite) avec métallisation Cu-AMB après la rupture diélectrique AC dans le liquide.

Nous avons noté qu'avant la rupture, au-delà d'un certain niveau de tension durant la rampe de tension, des décharges lumineuses de type streamers ont lieu dans le liquide, partant du bord de la métallisation, de différents points tout autour de l'électrode et longeant la surface de l'AlN. La Figure 46 montre une photographie des décharges prise durant la mesure de V_{BR-AC} durant la montée de la tension ainsi que deux photographies des streamers prises par une caméra rapide.

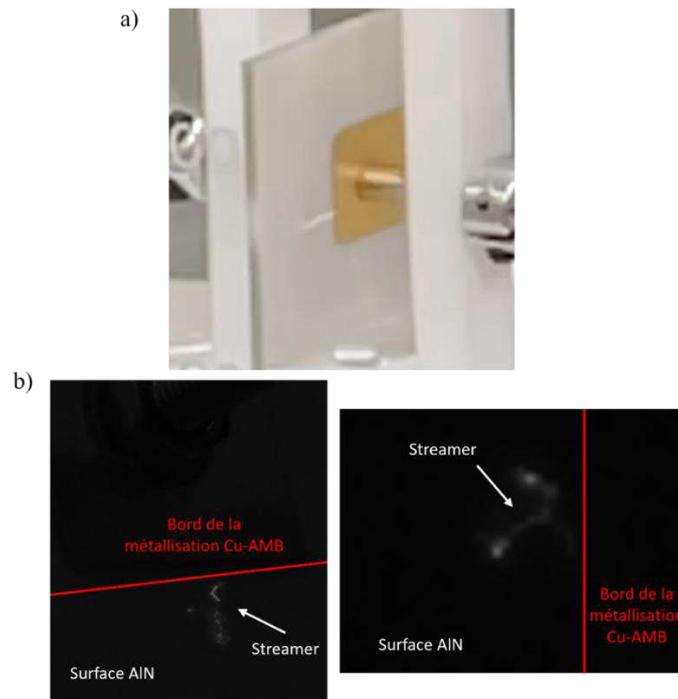


Figure 46 : a) Photographie d'un streamer partant du bord de la métallisation Au-Sp pour un échantillon plongé dans le liquide diélectrique. b) Photographies prises grâce à la caméra rapide de streamers au bord de la métallisation Cu-AMB pour un échantillon plongé dans le liquide

- Le cas du gel silicone montre quant à lui deux types de mécanismes de rupture différents selon l'épaisseur du substrat :

* pour les échantillons d'épaisseur 1 mm (100 %) et de 1,5 mm (10 %), la rupture a lieu, comme ci-dessus, à travers la céramique en périphérie de l'électrode HV, avec un point de claquage plus ou moins proche de la métallisation,

* alors que pour les autres échantillons (1,5 mm (90 %), 2 mm et 3 mm), la rupture s'est faite le long de la surface de la céramique, à l'interface gel/AlN, le courant rejoignant l'électrode inférieure par cheminement sans traverser la céramique. La Figure 47 montre des photographies de cellules de test, avec les dégradations visibles post-claquage résultant de ces deux types de comportement.

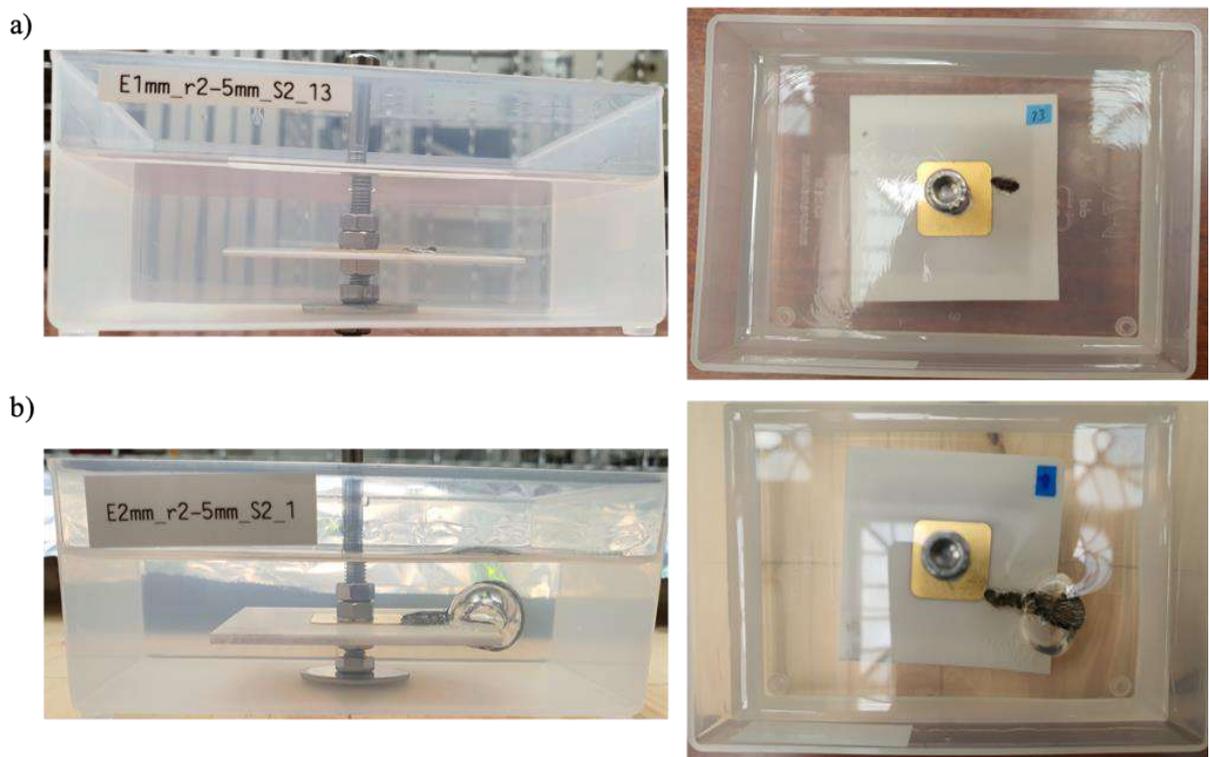


Figure 47 : Échantillons avec métallisation Cu-AMB encapsulés dans du gel silicone après la rupture AC vus de côté et de dessus, a) de 1 mm d'épaisseur avec rupture de la céramique et b) de 2 mm d'épaisseur avec claquage le long de l'interface céramique/gel

De plus, comme dans le cas du liquide diélectrique, durant la montée de la tension appliquée, nous avons observé et entendu des décharges luminescentes à partir d'une certaine valeur de tension, partant du bord de la métallisation supérieure (HT). Ces décharges se propagent du bord de l'électrode vers le bord de l'échantillon avec l'augmentation continue de la tension appliquée, jusqu'à l'obtention d'un point de rupture à travers l'AlN pour les échantillons fins, ou jusqu'au contournement pour atteindre le bord de la métallisation inférieure (masse) pour les substrats épais.

Après la rupture, nous avons remarqué que ces décharges avaient laissé des cavités sous la forme d'arborescences partant de différents points tout autour de l'électrode et constituées de nombreuses bulles, comme le montre les images en Figure 48. Il est à noter que ces arborescences disparaissent au bout de quelques heures après l'essai. Ce type de défauts en arborescence créés par des décharges dans le gel silicone ont déjà été rapportés dans la littérature comme décrit dans le Chapitre 1 (paragraphe sur les décharges partielles).

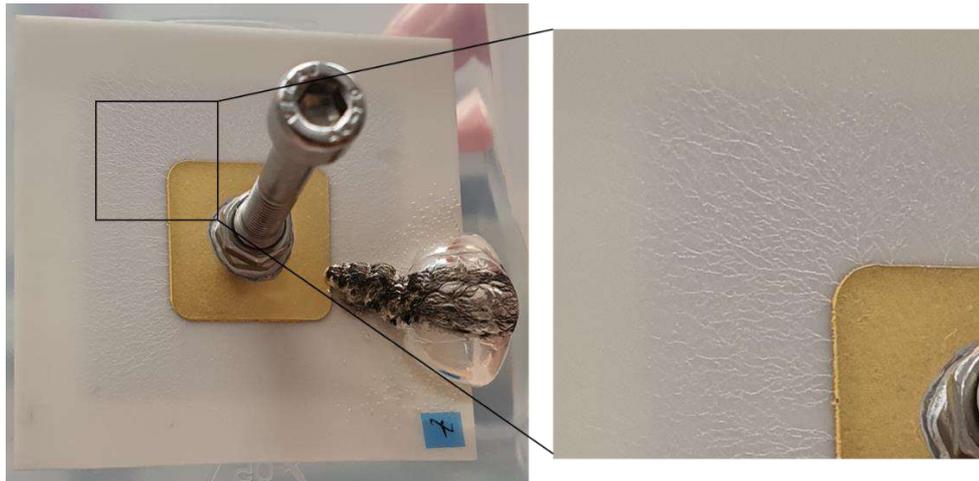


Figure 48 : Arborescences électriques bien visibles dans le gel silicone après la rupture diélectrique en AC

- Enfin pour ce qui est de l'époxy, la rupture se produit à travers la couche d'AlN pour tous les échantillons mesurés ; le point de claquage traversant se situant dans tous les cas au point triple en bord de métallisation. De plus, aucune décharge lumineuse et sonore n'est observée, excepté un flash lors de la rupture finale.

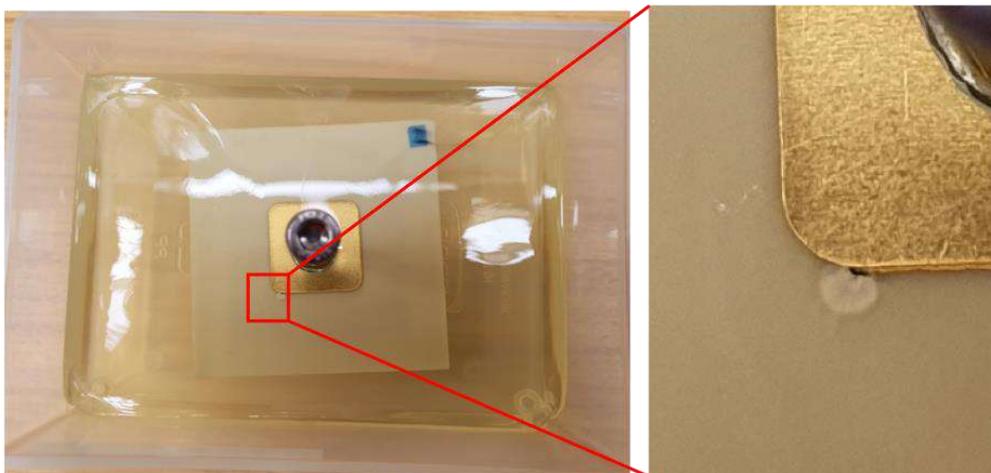


Figure 49 : Échantillon de 2 mm d'épaisseur encapsulé dans l'époxy après la rupture AC

2.3.1.2 Effet de la métallisation

Nous nous sommes ensuite intéressés à l'effet de la métallisation sur la rupture AC 50 Hz.

- Impact de la nature de la métallisation

Les graphiques de Weibull en Figure 50 montrent les résultats obtenus pour les substrats avec métallisation Au-Sp encapsulés dans le gel silicone et ceux plongés dans le liquide diélectrique. Comme pour les échantillons avec la métallisation Cu-AMB, la tension de rupture augmente avec l'épaisseur de la céramique.

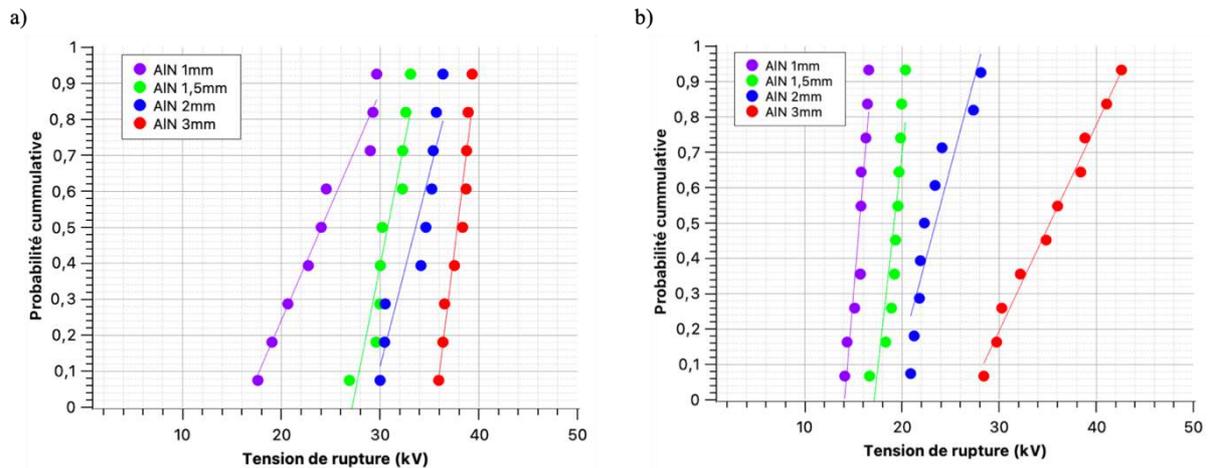


Figure 50 : Graphes de Weibull de la tension de rupture AC 50 Hz des substrats AIN avec métallisation Au-Sp dans le gel a) et dans le liquide b)

Les paramètres α et β calculés à partir de ces mesures sont reportés au Tableau 7. La Figure 51 permet de comparer les valeurs du paramètre α à celles obtenues pour des substrats avec la métallisation Cu-AMB, montrant des valeurs de tension de rupture très légèrement plus élevées pour la métallisation Cu-AMB, en particulier dans le gel, mais sans différence significative au regard de l'intervalle de confiance. On peut donc conclure que le type métallisation n'a pas d'influence significative sur la tension de rupture en AC 50 Hz.

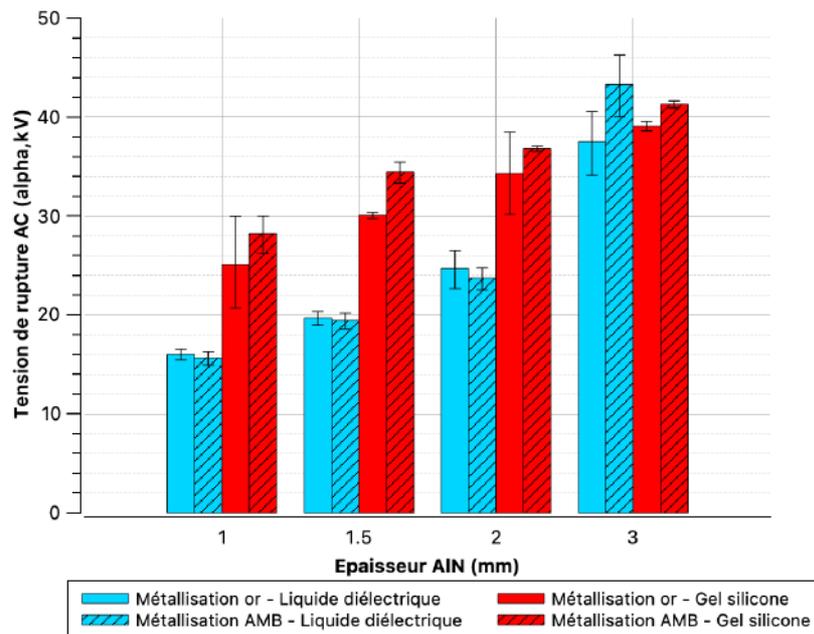


Figure 51 : Tension de rupture (α) pour les substrats AIN avec métallisation or et AMB (rayon de 2,5mm) dans le gel silicone et le liquide diélectrique

Tableau 7 : Valeurs α et β issues de la mesure de tension de rupture en AC 50 Hz pour des échantillons avec métallisation Au-Sp

Epaisseur AlN	1 mm		1,5 mm		2 mm		3 mm	
	Gel	Liquide	Gel	Liquide	Gel	Liquide	Gel	Liquide
α (en kV)	25,14	16,00	30,08	19,71	34,30	24,66	39,08	37,47
β	6,17	19,73	113,14	18,46	9,36	9,03	123,66	7,6

Concernant le comportement de la rupture, nous n'avons pas noté de différences selon la nature de la métallisation. Comme pour la métallisation Cu-AMB, les substrats avec la métallisation or plongés dans le Galden ont tous claqué en volume de la couche d'AlN, avec un point de claquage plus ou moins proche du bord de la métallisation supérieure (voir Figure 52 deux exemples de substrats post-claquage). Dans le gel silicone, nous avons observé une rupture là-aussi en volume pour les substrats de 1 mm d'épaisseur (Figure 53 a)) et un cheminement le long de l'interface gel/AlN pour les substrats plus épais (Figure 53 b)). Par ailleurs, nous avons toujours observé des décharges de pré-claquage (streamers) qui, dans le cas du gel ont amené à l'observation d'arborescences de cavités persistantes dans le gel à la surface de la céramique.

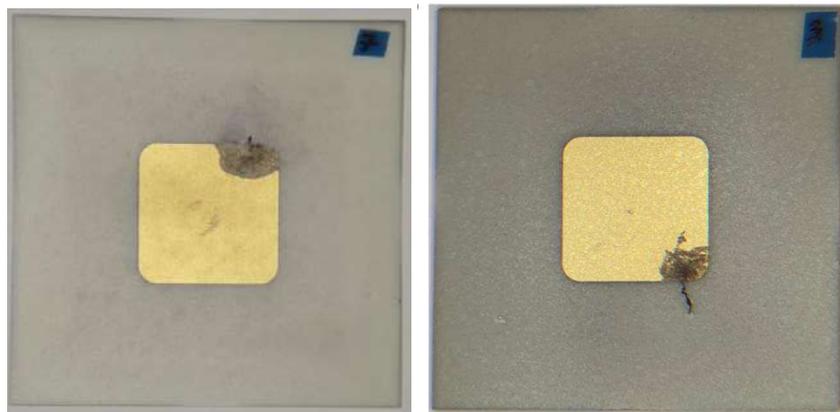


Figure 52 : Échantillons de 1 mm d'épaisseur (gauche) et 3 mm d'épaisseur (droite) avec métallisation Au-Sp après la rupture diélectrique AC dans le liquide

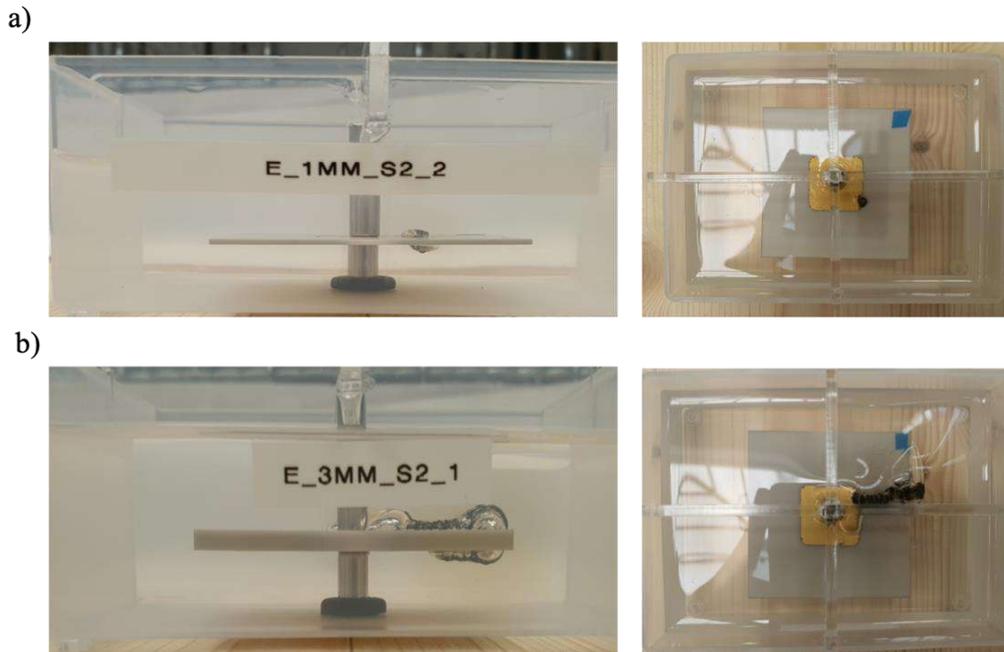


Figure 53 : Échantillons de 1 mm d'épaisseur a) et 3 mm d'épaisseur b) avec métallisation Au-Sp encapsulés dans du gel silicone après la rupture AC, vus de côté et de dessus

Cependant, à la différence de la métallisation en cuivre brasée, la métallisation en or très fine a été vaporisée localement sans doute à cause du courant important induit au moment de la rupture (visibles en Figure 52 sur les échantillons sortis du liquide). Plusieurs points noirs (dus à l'or ou au gel dégradé) en bord de métallisation Au-Sp ont également été visibles, en plus de l'observation de la zone dégradée par le courant de rupture (tunnel noirci et grosses bulles de gaz dans le gel (voir vues de dessus en Figure 53 a) et b)).

- Impact du rayon de courbure de l'électrode supérieure (en Cu-AMB)

Des échantillons avec métallisation Cu-AMB ayant un rayon de courbure plus faible (0,5 mm au lieu de 2,5 mm) ont été testés en rupture AC dans le gel et le liquide. Comme le montre la Figure 54, nous n'avons pas relevé de différence sensible entre les tensions de rupture obtenues pour les deux rayons de courbure. Le claquage dans les deux cas se comporte de la même manière. Il se peut que les excroissances métalliques observées au bord de la piste de cuivre, dues à la pâte à braser, aient un impact plus important sur le renforcement de champ masquant celui du rayon de courbure.

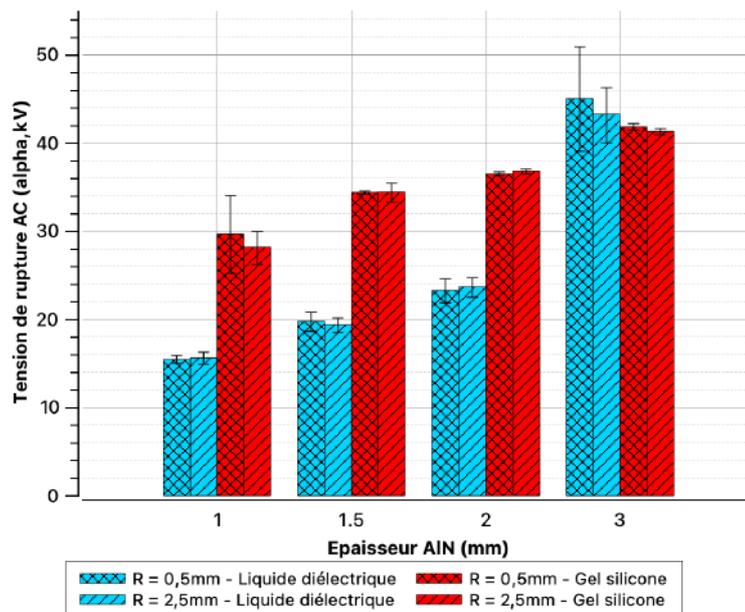


Figure 54 : Tension de rupture (paramètre d'échelle α) pour les substrats AIN avec métallisation Cu-AMB, avec rayon de courbure de 0,5 mm et 2,5mm, dans le gel silicone et le liquide diélectrique

2.3.2 Tension de seuil d'apparition de décharges partielles AC 50 Hz

2.3.2.1 Effet de l'épaisseur d'AIN et du matériau encapsulant

En premier lieu, nous avons étudié les **échantillons avec métallisation AMB ayant un rayon de courbure de 2,5 mm** qui étaient encapsulés dans du gel silicone ou immergés dans le liquide diélectrique. Nous avons alors remarqué que le comportement des échantillons dépendait grandement du matériau encapsulant.

- Dans le cas de substrats plongés dans le liquide diélectrique, les différentes mesures étaient reproductibles sur un même échantillon. Les décharges étaient généralement de faible amplitude, soit moins de 50 pC, comme le montrent les diagrammes PRPD de la Figure 55, acquis lors de la mesure de la tension de seuil PDIV. Plus précisément, les décharges pour des échantillons de 2 mm et 3 mm d'épaisseur sont de l'ordre de la dizaine de pico coulombs alors que pour les échantillons plus fins (1 mm et 1,5 mm), les décharges sont de l'ordre du pico coulomb. On nommera « Type 1 » ce type de comportement des décharges sous polarisation voisine du seuil d'apparition. Les décharges mesurées se concentrent entre le zéro et le maximum de tension (soit pour une phase entre 0° et 90° en alternance positive et entre 180° et 270° en alternance négative de la tension de polarisation), et elles sont assez symétriques sur les deux alternances. Selon la bibliographie, ce type de diagramme est le signe de décharges qui ont lieu dans des vides soit dans le matériau encapsulant soit dans la céramique [34] [47] [58]. La forme des PRPD ainsi que l'amplitude des décharges correspondent à ce qui avait été observés par J.L. Augé et al. sur des substrats AIN d'un millimètre d'épaisseur et qui avaient conclu que ces décharges provenaient des pores de la céramique AIN [46]. En revanche, si la tension est augmentée au-delà du PDIV de plusieurs kV, des décharges de plus fortes amplitudes autour de plusieurs centaines de pico coulombs apparaissent ce qui laisse penser plutôt alors à la contribution additionnelle de décharges aux bords de la métallisation dans le liquide, plutôt qu'à celle des décharges dans des pores de la céramique, dont les amplitudes sont peu dépendantes de la tension [47].

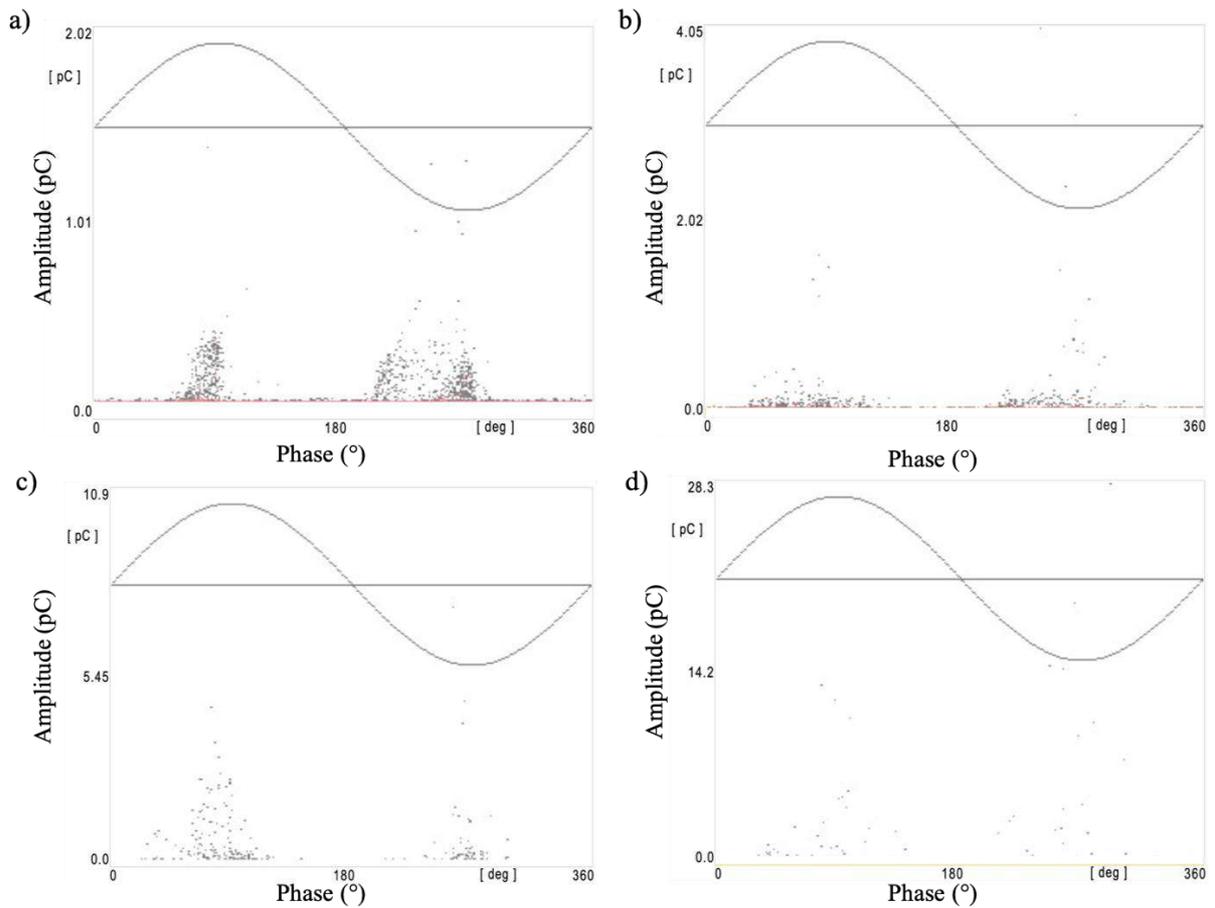


Figure 55 : PRPD pris durant la mesure de PDIV sur des échantillons avec métallisation Cu-AMB ($r = 2,5 \text{ mm}$) plongés dans du liquide diélectrique. a) 1 mm d'épaisseur, 4,1 kV. b) 1,5 mm, 5,3 kV. c) 2 mm, 9,2 kV. d) 3 mm, 11,3 kV.

- Dans le cas de substrats encapsulés dans du gel silicone, on remarque deux comportements lors du test en DP au voisinage de la tension PDIV : soit l'apparition de décharges de faible amplitude ($< 50 \text{ pC}$) et peu nombreuses, conforme au comportement dit de « Type I », soit l'apparition de décharges avec une amplitude beaucoup plus grande (plusieurs centaines de pC jusqu'au nC) et beaucoup plus nombreuses, comportement que l'on note de « Type II ». Généralement, après avoir observé des décharges de type II, nous avons remarqué que les mesures de PDIV suivantes sur le même échantillon fournissent des valeurs plus faibles, comme le montre particulièrement bien le graphe de la Figure 56. L'absence de reproductibilité des mesures notamment après une première mesure de PDIV conduisant à des décharges de type II signifie sans doute la création de dégradations permanentes dans le gel après les premières décharges. Ce type de comportement a déjà été reporté dans la littérature sur des structures de substrats céramiques métallisés fin (0,635 mm et 1 mm) encapsulés dans du gel silicone utilisées pour des modules isolés avec puce IGBT [35].

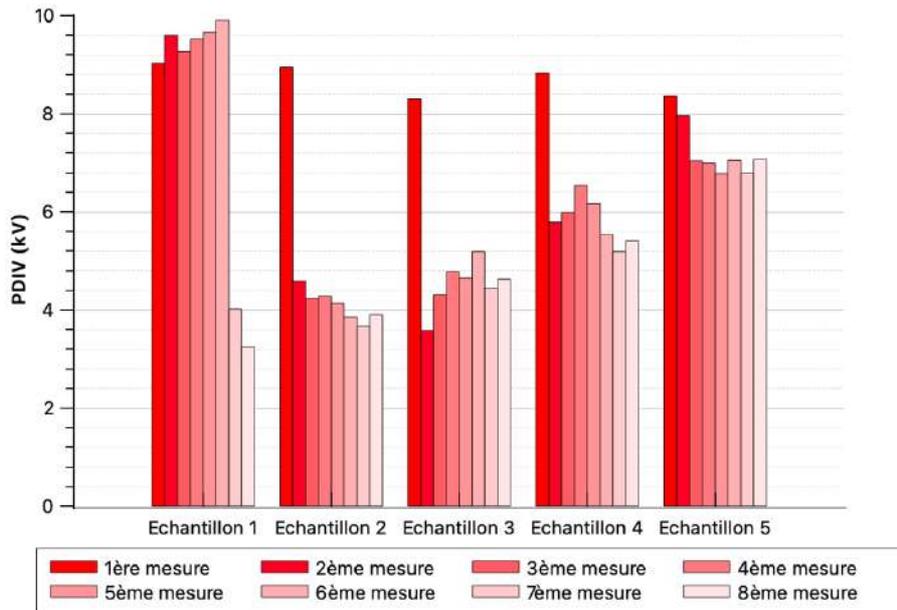


Figure 56 : Exemple des 8 mesures successives de PDIV pour les échantillons de 2 mm d'épaisseur encapsulés dans du gel silicone avec une métallisation Cu-AMB de rayon de courbure 2,5 mm montrant la diminution du PDIV après la/les premières mesures sur un échantillon

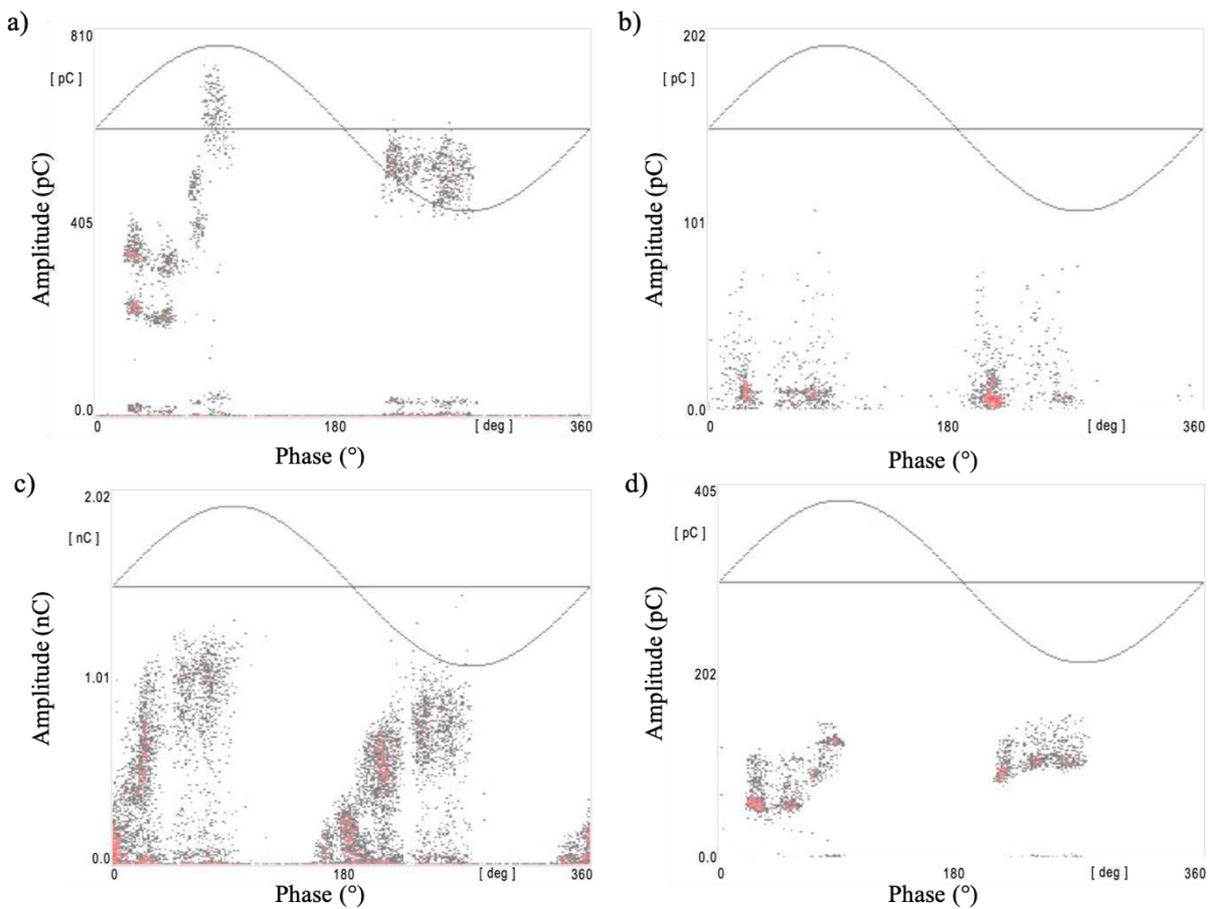


Figure 57 : PRPD de décharges de Type II pris durant la mesure de PDIV sur des échantillons avec métallisation Cu-AMB ($r = 2,5$ mm) encapsulés dans du gel silicone. a) 1 mm d'épaisseur, 5,8 kV. b) 1,5 mm, 7,4 kV. c) 2 mm, 9,0 kV. d) 3 mm, 8,0 kV

Afin d'observer l'impact du milieu encapsulant sur les valeurs de PDIV obtenues, les valeurs du PDIV moyen (*moyenne des 8 mesures* de PDIV par échantillon, sur les 5 échantillons par série) dans le cas du liquide, et celles du PDIV moyen (*moyenne des premières mesures* obtenues avant la création d'une dégradation pour chaque échantillon, sur les 5 échantillons par série, dégradation que l'on détecte par une forte baisse du PDIV), dans le cas du gel. Ces valeurs moyennes sont reportées sur le graphe en Figure 58. Les barres d'erreur représentent les moyennes minimales et maximales de chaque série. On remarque que plus on augmente l'épaisseur de céramique, plus le PDIV augmente mais cette augmentation est plus marquée dans le liquide à tel point que le PDIV d'abord plus faible que dans le gel pour 1 mm d'AlN, devient plus important dans le liquide (42 % plus élevé que dans le gel) pour un substrat de 3 mm d'épaisseur.

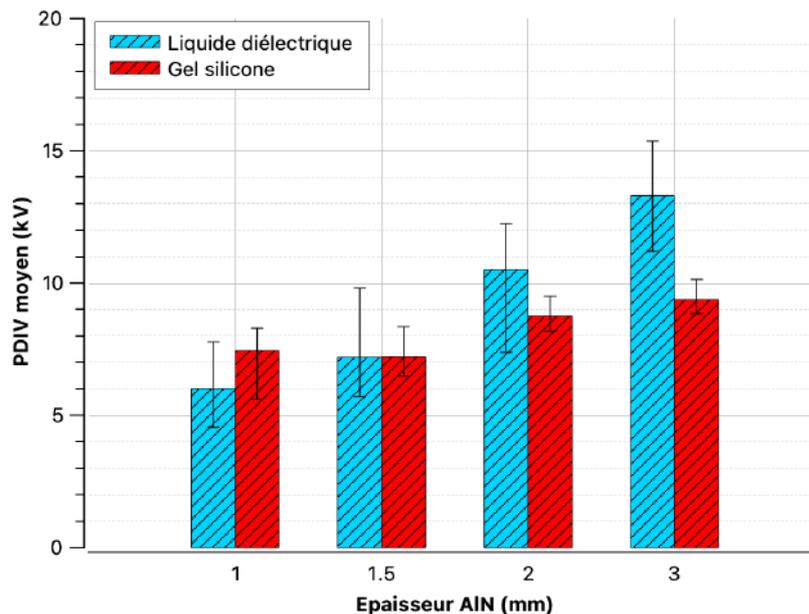


Figure 58 : PDIV moyen des échantillons avec métallisation Cu-AMB ($r = 2,5$ mm) plongés dans le liquide diélectrique ou encapsulés dans du gel silicone

2.3.2.2 Influence de la métallisation

- Impact de la nature de la métallisation

Le graphique de la Figure 59 complète celui de la Figure 58, en incluant les PDIV moyens obtenus pour les deux types de métallisation Cu-AMB et Au-Sp. Comme précédemment, dans le cas du gel, on calcule le PDIV moyen des premières mesures obtenues avant la création d'une dégradation (que l'on détecte par une forte baisse du PDIV). Que ce soit avec le gel ou le liquide, la métallisation fine en or semble conduire à un PDIV plus élevé que la métallisation AMB (entre + 20 % et + 65 %) (sauf dans le cas des échantillons de 1 mm d'épaisseur plongés dans le liquide). Ainsi, contrairement à ce que l'on a observé précédemment lors de l'analyse de la tension de rupture AC, le type de métallisation exerce une influence sur la valeur du PDIV, conduisant à des seuils sensiblement plus élevés pour la métallisation fine par rapport à ceux avec la métallisation usuelle.

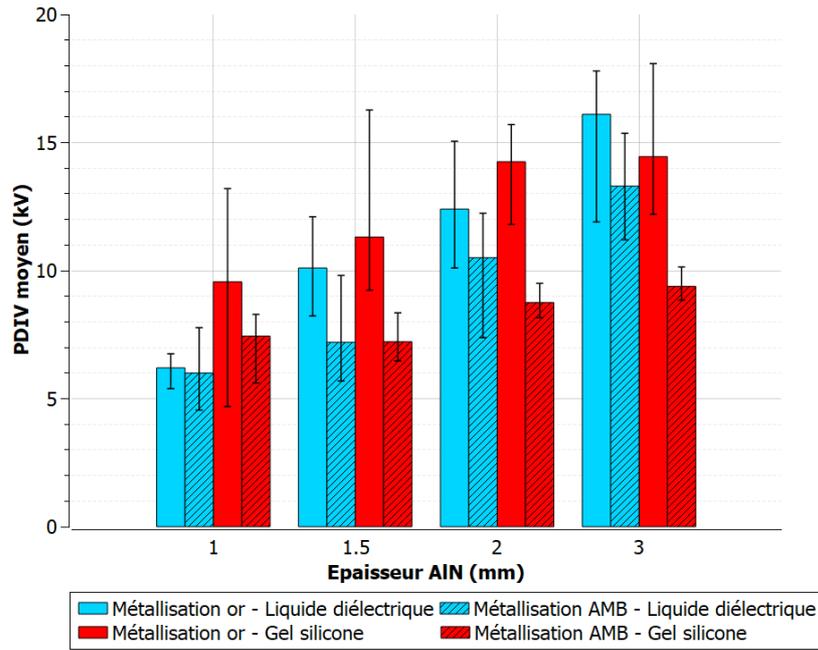


Figure 59 : PDIV moyen des échantillons avec métallisation or et AMB ($r = 2,5$ mm) plongés dans le liquide diélectrique ou encapsulés dans du gel silicone

Pour les échantillons avec métallisation Au-Sp, on n’observe pas de différences majeures en termes de comportement des décharges par rapport au cas des échantillons Cu-AMB. Ainsi, dans le cas du liquide diélectrique, les décharges sont toujours généralement de Type I, avec des amplitudes maximales de l’ordre de 50 pC. Les quantités de charges maximales sensiblement plus élevées que dans le cas de la métallisation en cuivre sont possiblement corrélées aux valeurs de tension de PDIV plus élevées.

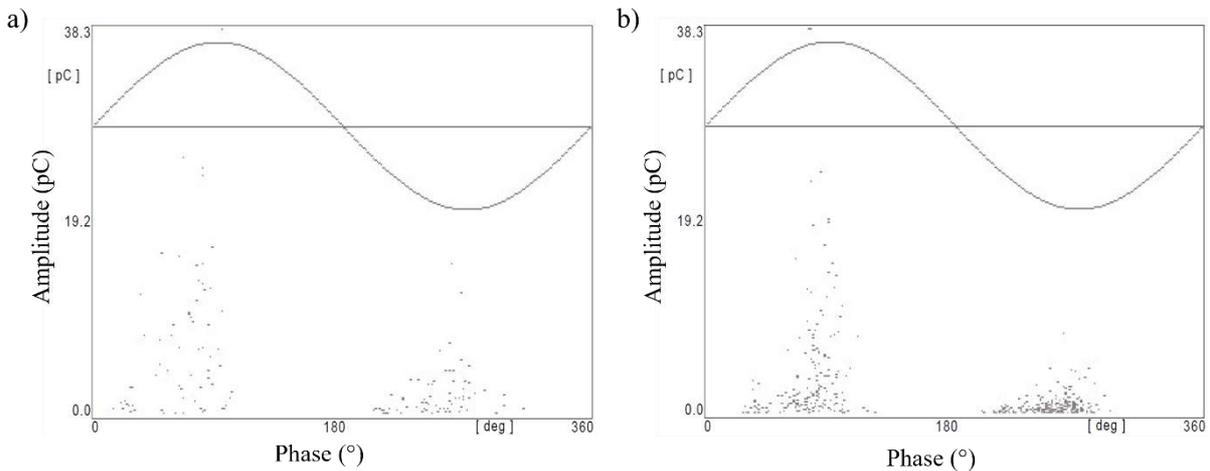


Figure 60 : PRPD pris durant la mesure de PDIV sur des échantillons avec métallisation or plongés dans du liquide diélectrique. a) 2 mm d’épaisseur, 10,5 kV. b) 3 mm, 10,6 kV.

Avec le gel silicone aussi, le comportement des substrats en termes de mesure des décharges partielles ne change pas que l’on soit avec une métallisation or pulvérisée ou une métallisation cuivre brasée. Nous avons toujours observé des décharges de Type I (de faible amplitude) et de Type II qui vont dégrader l’échantillon entraînant une diminution des valeurs de PDIV mesurées sur l’échantillon par la suite. Cependant, contrairement à la métallisation avec piste en cuivre, on peut apercevoir une marque (point) sombre localisée au bord de la

métallisation en or après l'apparition de ces décharges de forte amplitude, ce qui semble confirmer que ces décharges créent un défaut permanent dans le gel silicone.

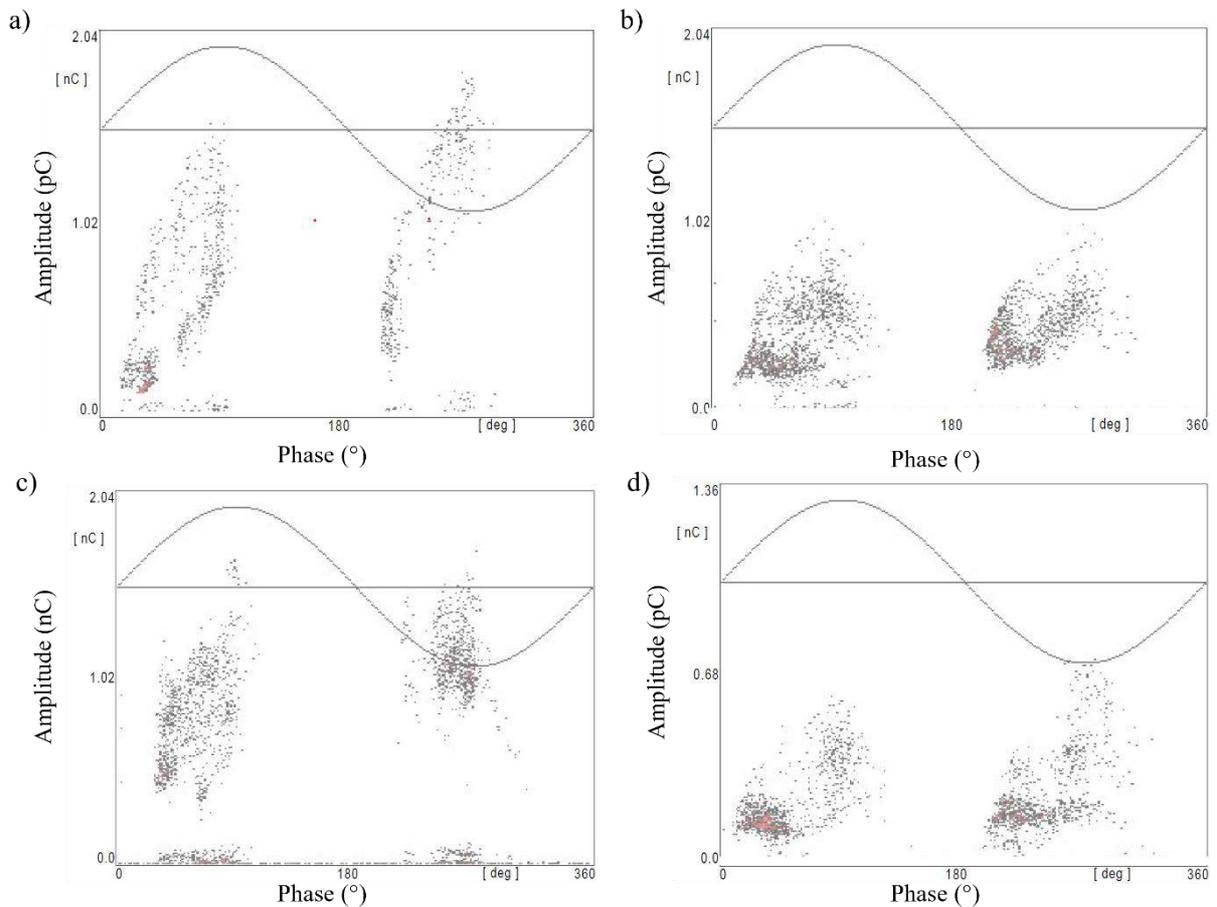


Figure 61 : PRPD de décharges de Type II pris durant la mesure de PDIV sur des échantillons avec métallisation Au-Sp encapsulés dans du gel silicone. a) 1 mm, 5,2 kV. b) 1,5 mm, 7,3 kV. c) 2 mm, 5,6 kV. d) 3 mm, 13,4 kV.

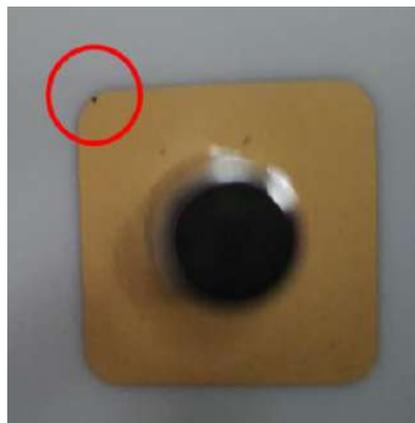


Figure 62 : Marque noire au bord de la métallisation fine en or apparue après une mesure de PDIV avec décharges de Type II

- Impact du rayon de courbure de l'électrode supérieure en Cu-AMB

Des échantillons avec électrodes en Cu-AMB et rayon de courbure plus faible (0,5 mm au lieu de 2,5 mm) ont également été testés en décharges partielles. Comme pour les résultats des tests de tension de rupture AC, nous n'avons pas trouvé de différence significative liée à

un effet du rayon de courbure, que ce soit en termes de comportement des décharges ou en termes de valeurs moyennes du PDIV, comme le montre le graphique de la Figure 63 ci-dessous (avec des valeurs soit plus grandes soit plus petites, et souvent des écarts inclus dans les barres d'erreur).

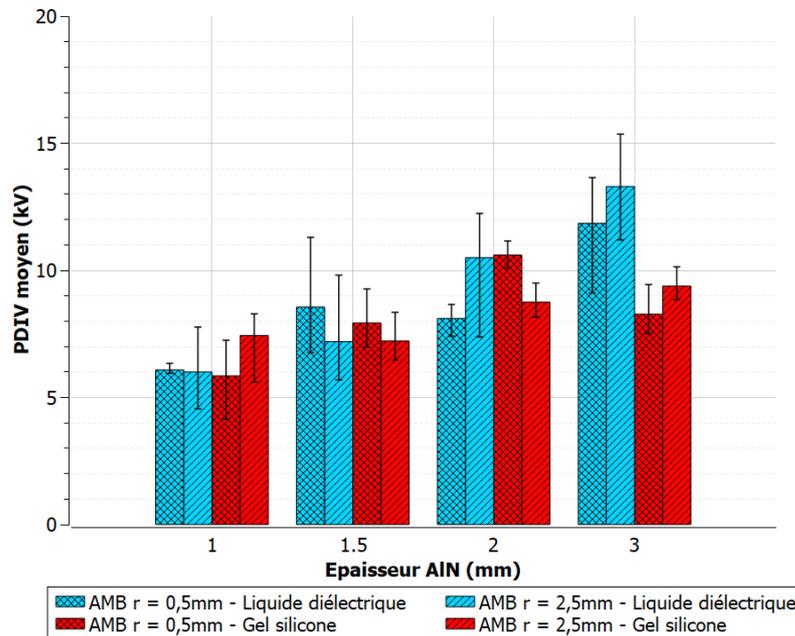


Figure 63 : PDIV moyen des échantillons avec métallisation Cu-AMB ($r = 0,5$ mm et $r = 2,5$ mm) plongés dans le liquide diélectrique ou encapsulés dans du gel silicone

2.3.3 Synthèse des valeurs maximales de tension et discussion par rapport à la montée en tension des modules de puissance isolés

2.3.3.1 Tenue en tension AC 50 Hz

D'après les résultats de tension de rupture à court terme en AC 50 Hz (rampe de montée fixée à 2 kV/s) présentés ci-dessus, pour la gamme d'épaisseurs d'AlN étudiée, la tenue en tension maximale du S.I.E. du module est croissante avec l'épaisseur d'AlN, quelle que soit la nature de l'encapsulant, et les valeurs maximales atteignables seraient :

- Comprises entre 30 et 40 kV RMS pour une encapsulation par gel silicone, mais avec un gain dû à l'augmentation d'épaisseur (1 à 3 mm) moins élevé qu'avec une encapsulation liquide pour laquelle les valeurs augmentent de 15 à 45 kV RMS (cf. Figure 44) ;
- De valeurs comparables dans le liquide et le gel pour un substrat d'épaisseur de 3 mm (40-45 kV RMS) ;
- De valeurs intermédiaires entre liquide et gel à 1 mm, et équivalente au gel à 2 mm, pour une encapsulation par résine époxy solide.

Pour situer ces résultats par rapport à un besoin applicatif, nous allons considérer le cas du module de puissance isolé de calibre en tension 20 kV, objet du projet ARCHIVE, développé pour des applications HVDC. Pour cette application, la norme à respecter concernant la tension d'isolation du module (IEC 60664-1) stipule qu'une tension minimale de 33,5 kV RMS doit être tenue sans claquage durant 1 min. Selon les résultats obtenus rappelés ci-dessus et présentés au paragraphe 2.3.1.1 (voir en particulier la courbe de la Figure 44), des substrats en AlN, avec métallisation Cu-AMB et encapsulés dans du gel silicone, d'épaisseur supérieure

ou égale à 2 mm, supportent une tension de rupture supérieure à cette valeur lorsque la tension appliquée croit rapidement (à 2 kV/s, V_{norm} est atteinte en moins de 20 s).

Cependant, le mode de rupture mis en évidence dans les cas d'encapsulation par gel silicone, est lié à la présence de streamers, donc gouverné par un phénomène, s'il est initié, de décharges qui se propagent en surface de la céramique lorsqu'une tension suffisamment élevée est appliquée au système au cours du temps. Le phénomène de propagation signifie que la durée d'application de la tension peut également être un facteur important dans la détermination de la tenue en tension de ce système d'isolation.

Pour confirmer cela, nous avons testé 3 échantillons avec substrat de 3 mm d'épaisseur encapsulé dans du gel silicone (métallisation Cu-AMB), en appliquant une tension par palier comme présentée en Figure 64. Le test consiste à appliquer une rampe de tension de 2 kV/s jusqu'à atteindre 25 kV, puis d'appliquer des paliers de 1 min tous les kV. Lorsque la rupture a lieu, la tension du palier ainsi que le temps écoulé jusqu'à la rupture sont relevés. Les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau 8. Les trois échantillons ont tous claqué au palier de 29 kV au bout d'une durée comprise entre 21 s et 44 s. Tous les échantillons présentent une rupture par cheminement ce qui prouve que la progression des décharges sur la surface gel/AlN dépend à la fois de la tension mais aussi du temps d'application de cette dernière.

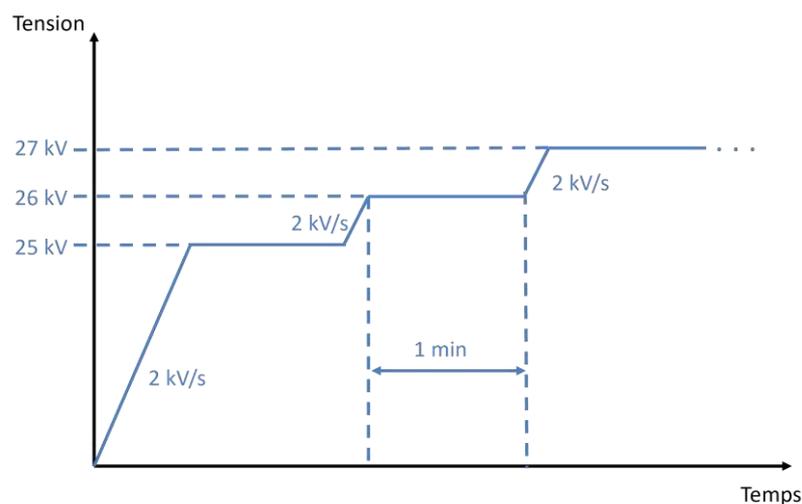


Figure 64 : Profil de la tension appliquée lors du test de rupture par palier

Tableau 8 : Résultats du test de tension de rupture par palier sur les trois échantillons de 3 mm d'épaisseur

Echantillon	Tension de rupture (kV)	Temps d'application du palier avant rupture (s)
Reference_3mm_1	29	44
Reference_3mm_2	29	35
Reference_3mm_3	29	21

Selon ces essais et du point de vue (a minima) de la norme applicative considérée ici, le calibre en tension que permettrait de satisfaire le S.I.E. de référence avec substrat en AlN d'épaisseur 3 mm, utilisé dans les assemblages de module de puissance avec le gel silicone retenu ici, serait de 15 kV.

2.3.3.2 PDIV AC 50 Hz

D'après les résultats de mesure du PDIV pour des substrats avec métallisation Cu-AMB présentés en Figure 58, les substrats encapsulés dans le gel silicone voient l'apparition de décharges partielles entre 7 à 9,5 kV contre 6 à 13 kV dans le liquide diélectrique pour des échantillons de 1 à 3 mm d'épaisseur. Pour les échantillons avec gel, le gain en PDIV est donc faible avec l'augmentation de l'épaisseur. En effet en triplant l'épaisseur, il s'établit à + 29 % contre + 44 % avec du liquide diélectrique. La métallisation Au-Sp améliore cependant le PDIV des échantillons avec par exemple pour les substrats encapsulés dans le gel silicone des PDIV entre 9 et 14 kV (voir Figure 59). Un travail sur les profils de métallisation Cu-AMB pourrait donc permettre d'améliorer le PDIV.

Les tensions de seuil d'apparition de DP pour les échantillons de 3 mm d'épaisseur encapsulés dans du gel silicone dépassent difficilement 9,5 kV avec la métallisation Cu-AMB. Or pour un module de calibre 20 kV, la norme IEC 60664-1 impose entre autres de ne pas observer de décharges de plus de 10 pC d'amplitude à une tension de 24,4 kV RMS pendant 5 s. Une marge importante d'amélioration est donc nécessaire pour augmenter la tension PDIV afin de concevoir un module 20 kV en gardant des épaisseurs de substrat raisonnables.

Ces résultats montrent la limitation sévère de ce système d'isolation de « référence » vis-à-vis de la montée en tension du module de puissance isolé et l'importance d'une bonne connaissance et prise compte des facteurs impliqués dans l'apparition des mécanismes à son origine.

2.4 Résultats des caractérisations post-claquage et de l'analyse phénoménologique

2.4.1 Caractérisations des dommages post-claquage

Pour essayer d'améliorer la compréhension des phénomènes conduisant à la rupture diélectrique en AC 50 Hz, les échantillons ont été examinés après la rupture à l'aide de microscopes optiques, d'un profilomètre optique, d'un microscope électronique à balayage (MEB) ainsi qu'avec un tomographe à rayons X pour déceler d'éventuelles fissures en volume.

2.4.1.1 Observation optique en surface au microscope numérique

Les premières observations ont été faites au microscope numérique Keyence qui permet à la fois d'observer finement le point de claquage et les fissures en surface de l'AlN, mais aussi de mesurer alors les distances entre le point de claquage traversant et le bord de la métallisation, même grandes, grâce à la recomposition d'images.

Dans le cas de substrats plongés dans le liquide diélectrique, et avec des métallisations en or, la distance du point de claquage varie de 200 µm jusqu'à plus de 1 cm. De plus, entre le point de claquage et le bord de la métallisation, nous avons remarqué généralement des fractures avec ce qui semble être un dépôt noir, qui sont la marque du passage du courant lors de la rupture. Comme le montre la Figure 65, sur certains échantillons, la fissure passe sous la surface de la céramique, pouvant conduire au décollement de la couche supérieure (partie claire), avant de réapparaître à nouveau en surface.

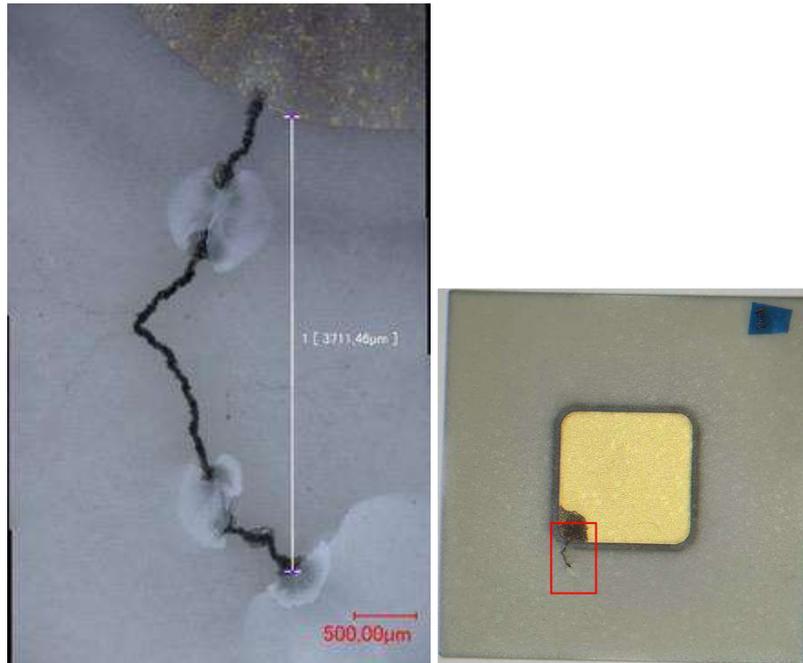


Figure 65 : Échantillon de 2 mm d'épaisseur avec métallisation Au-Sp après la rupture (24 kV) observé au microscope (à gauche). Photographie de l'échantillon indiquant la zone de la fissure étudiée (à droite)

En Figure 66, les vues 3D prises au microscope d'une zone de passage du canal de rupture sous la surface (voir zone correspondante indiquée sur la Figure 65), permettent d'observer ce dernier respectivement avant et après retrait des fragments de céramique en surface, qui ont pu être retirés à l'aide d'un papier collant.

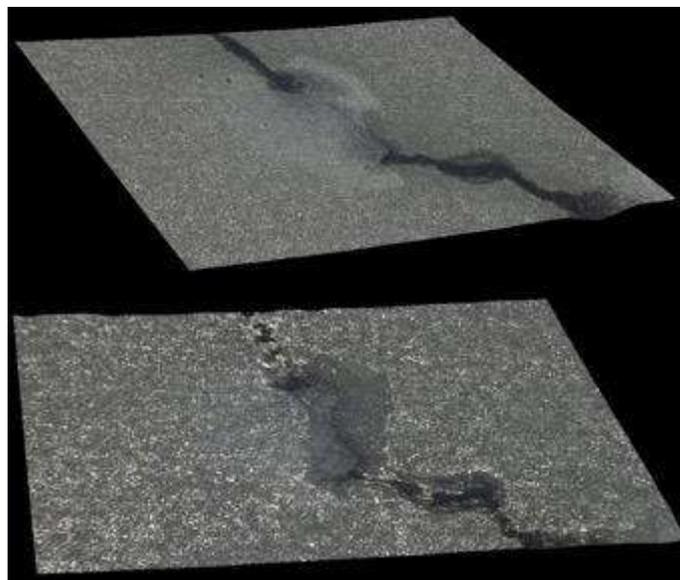


Figure 66 : Images 3D prises au microscope Keyence d'un échantillon de 2 mm d'épaisseur (même que Figure 65) avant l'application du scotch (dessus) et après (dessous), laissant découvrir le canal de rupture ayant cheminé dans la céramique

La Figure 67 présente un autre exemple de canal de rupture sous-jacent à la surface de l'AlN et provoquant des éclats de la couche supérieure.

Ces observations post-claquage réalisées sur les substrats avec métallisation Au-Sp plongés dans du liquide diélectrique sont également faites sur les substrats avec la métallisation Cu-AMB.



Figure 67 : Photographies prises au microscope Keyence d'un échantillon de 1,5 mm d'épaisseur avant (gauche) et après (droite) retrait des portions d'AlN soulevées par le passage du courant de rupture, laissant découvrir une trace noire

Grâce aux mesures réalisées au microscope, la longueur moyenne de la distance entre le point de claquage traversant et le bord de la métallisation, en fonction de l'épaisseur de la céramique, pour les deux types de métallisations a pu être étudiée. Elle est présentée sur le graphe en Figure 68, sous forme de diagrammes à moustaches. Ils indiquent que plus l'épaisseur augmente, plus cette longueur moyenne a tendance à augmenter du fait notamment de la présence de quelques points de rupture de plus en plus loin de l'électrode. Autrement dit, en augmentant l'épaisseur, nous avons toujours des échantillons avec des points de claquage proches du bord de la métallisation, mais d'autres substrats présentent des marques de plus en plus éloignées, ce qui signifie que plus l'épaisseur augmente, plus la surface d'AlN sur laquelle on risque d'avoir le point de rupture augmente.

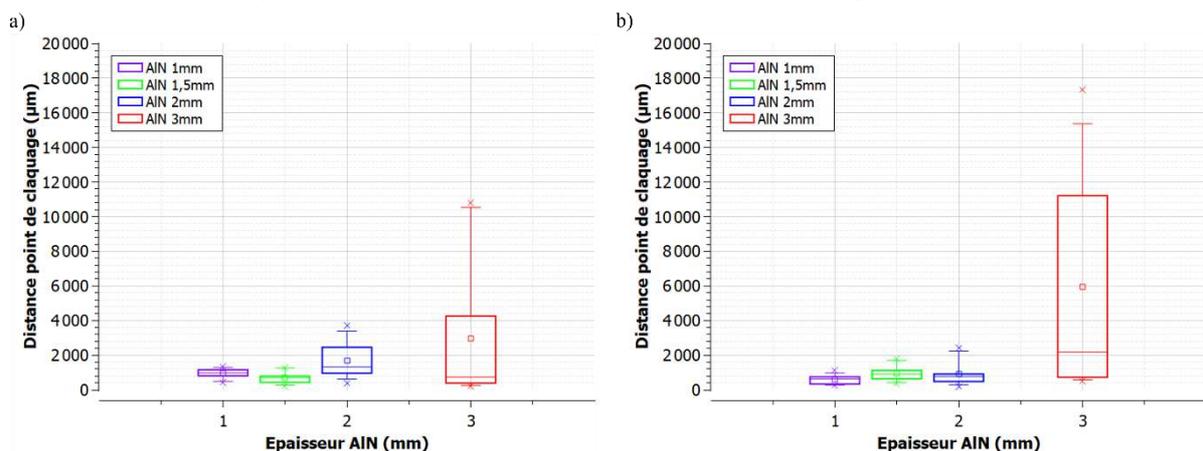


Figure 68 : Moyenne des distances entre le point de claquage et le bord de la métallisation a) Au-Sp, b) Cu-AMB, pour les échantillons plongés dans le liquide diélectrique en fonction de l'épaisseur d'AlN

Le graphique suivant (Figure 69) permet de visualiser le lien entre la distance du point de claquage et la tension de rupture d'un substrat, en représentant le résultat pour chaque substrat. L'augmentation de la tension de rupture ne fait pas systématiquement augmenter la distance du point de claquage. Cependant pour les épaisseurs d'AlN de 2 mm et 3 mm, les points de claquage les plus éloignés correspondent généralement aux tensions de rupture les

plus importantes. Il est donc possible de conclure que pour une épaisseur d'AlN donnée, les points de claquage relativement éloignés de la métallisation (plusieurs millimètres) ont besoin d'une tension appliquée plus élevée pour provoquer la rupture de la céramique, ce qui signifie qu'ils nécessitent soit un temps d'application de la tension plus long (car la tension augmente de 2 kV/s), soit une énergie plus élevée (plus la tension augmente, plus l'énergie des décharges augmente).

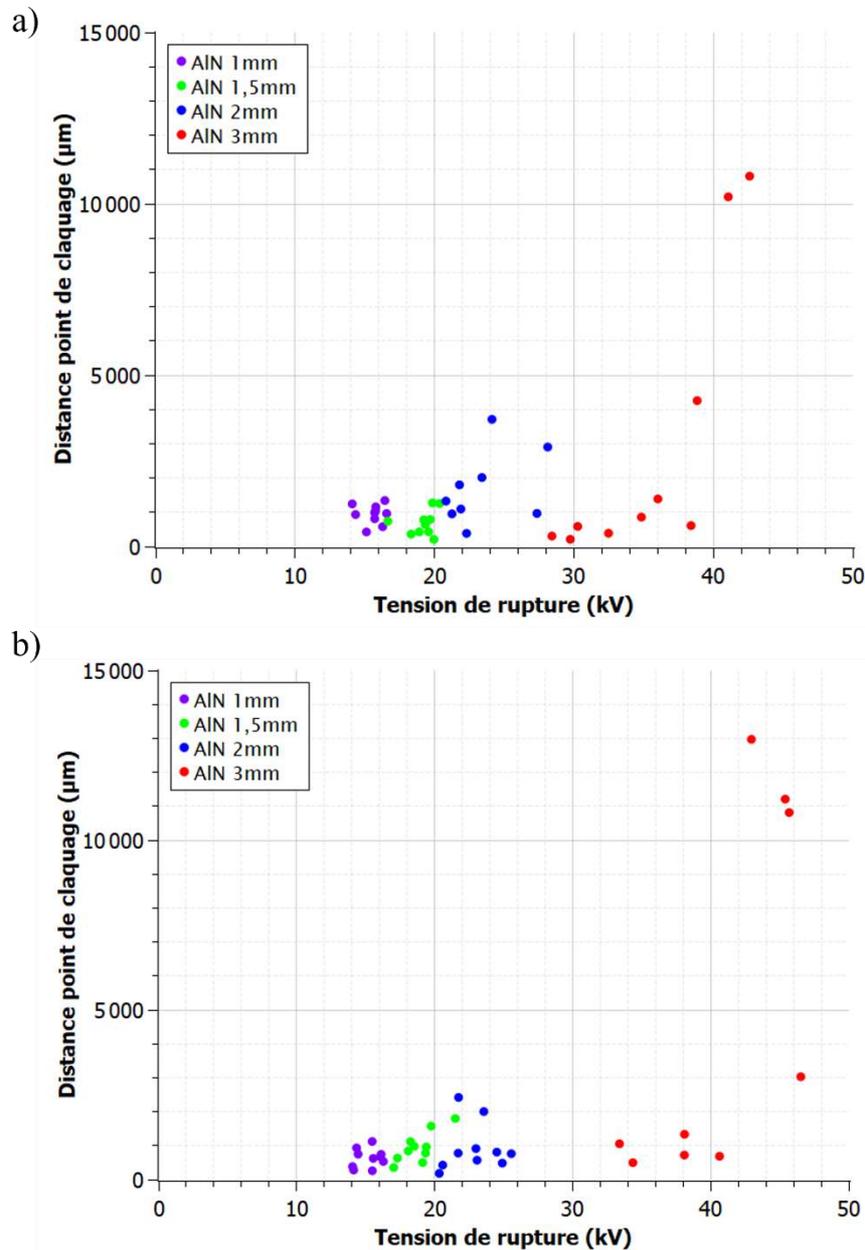


Figure 69 : Moyenne des distances entre le point de claquage et le bord de la métallisation a) Au-Sp, b) Cu-AMB, pour les échantillons plongés dans du liquide en fonction de la tension de rupture pour chaque épaisseur d'AlN

- Dans le cas du gel silicone, la rupture a lieu à travers la céramique pour tous les échantillons de 1 mm et quelques échantillons de 1,5 mm d'épaisseur, alors que pour les autres structures, la rupture a lieu par cheminement le long de la surface de la céramique, à l'interface avec le gel. Pour arriver à identifier le lieu de passage du courant, la surface de l'échantillon a aussi été analysée au microscope numérique.

La Figure 70 montre un exemple d'images prises au microscope Keyence avant et après retrait du gel de la surface d'échantillons claqués, avec courant de rupture ayant traversé la céramique, i.e. avec présence d'un point de claquage observable. Une fois le gel retiré, aucune trace du courant ni aucune fracture n'est visible le long de la surface de la céramique, seule la marque au point de claquage traversant est visible.

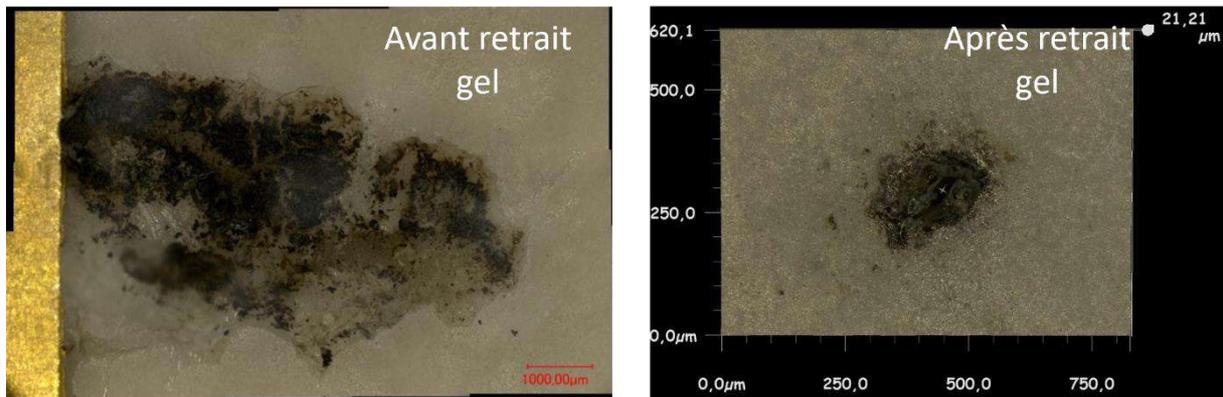


Figure 70 Photographies du trajet de courant sur la surface (gel noirci) entre métallisation et point de claquage avant retrait du gel (gauche), et zoom sur le point de claquage après retrait (droite), pour un échantillon de 1 mm d'épaisseur

2.4.1.2 Mesures topographiques en surface par profilométrie optique

Nous nous sommes ensuite intéressés aux dimensions des fractures observées à la surface des substrats après leur rupture AC dans le liquide diélectrique. Les mesures ont été réalisées sur les substrats avec métallisation fine en or pour des raisons de praticité (absence d'écrou et de métallisation épaisse).

Des mesures au profilomètre optique présent au laboratoire Cirimat (microscope confocal Sensofar s-Neox) des fractures ont été réalisées. La Figure 71 montre des mesures prises sur le trajet noir du courant, dans la partie fine. La profondeur du canal est autour de 25 μm alors que sa largeur varie entre 60 et 70 μm .

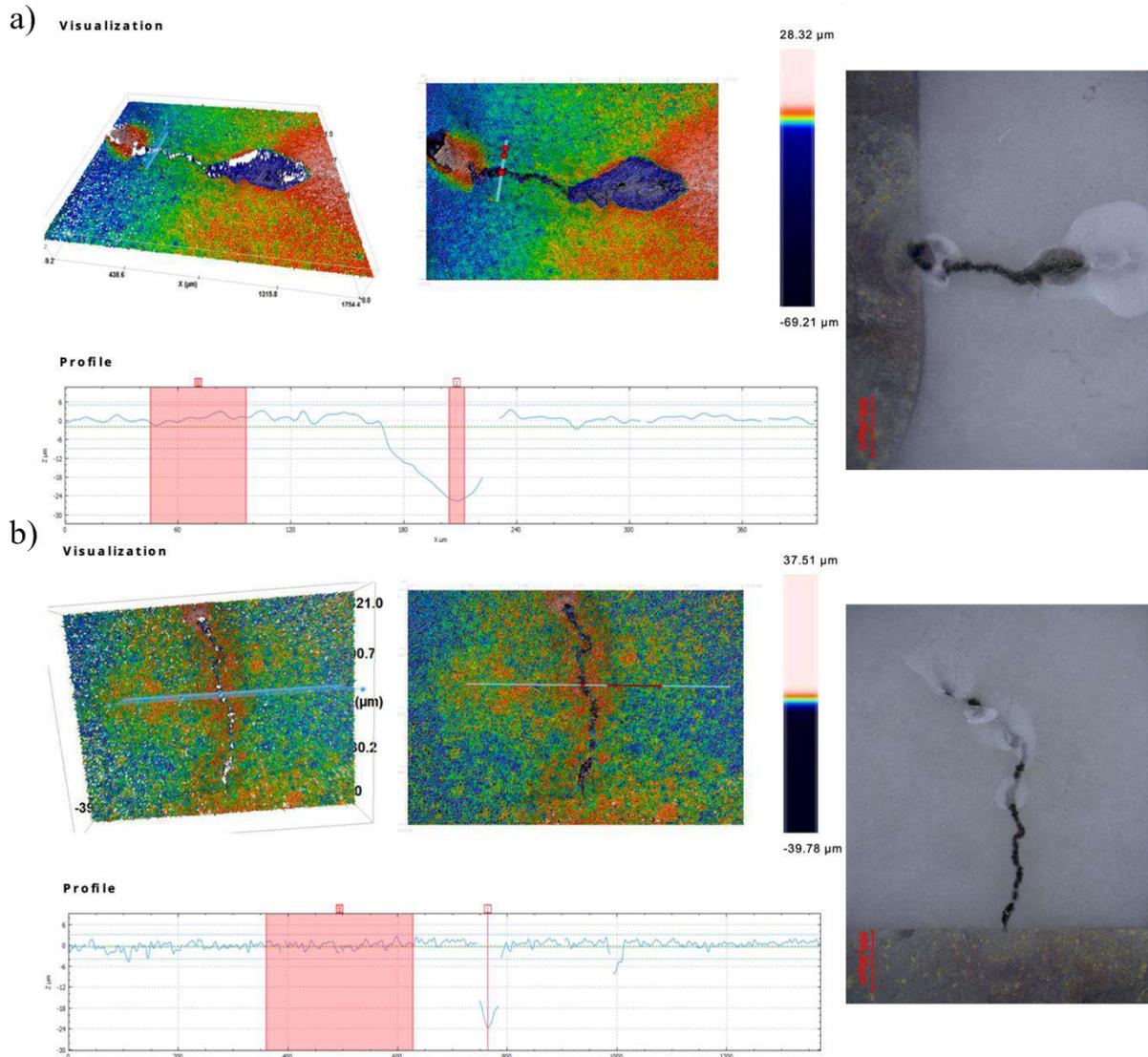


Figure 71 : Images et profils mesurés au profilomètre optique sur la trace noire après claquage d'un échantillon a) de 1,5 mm et b) 2 mm d'épaisseur

Les profils au niveau des éclats (décollements de la céramique évoqués plus haut) ont aussi été relevés, comme présentés sur la Figure 72. Dans ce cas, la profondeur est très importante, jusqu'à 115 μm .

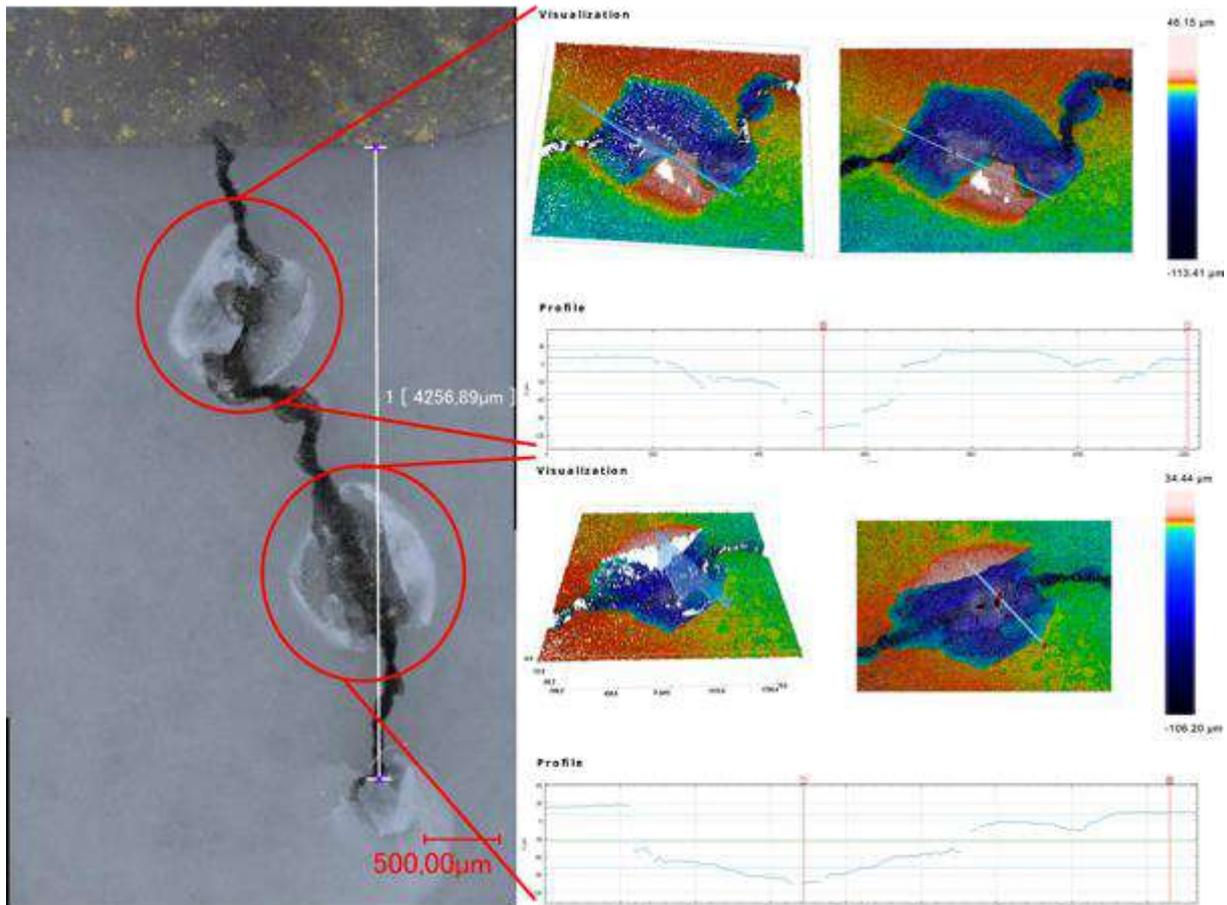


Figure 72 : Images et profils mesurés au profilomètre optique au niveau des fractures après claquage d'un échantillon de 2 mm d'épaisseur

2.4.1.3 Détection de fissure en volume par tomographie à rayons X (RX)

La tomographie à rayons X est une technique d'imagerie non destructive utilisée dans le médical ou l'inspection de défauts de pièces mécaniques par exemple. Des rayons X sont envoyés sur la pièce étudiée, et vont être absorbés de manière différente selon la densité et la composition des matériaux. Un détecteur à rayons X mesure la quantité de ces rayons ayant traversé l'échantillon. La source de rayons X tourne autour de l'échantillon pour prendre des images à intervalles réguliers. Une fois l'ensemble des mesures effectuées, des algorithmes permettent de reconstruire l'image 3D de l'échantillon sous rayons X.

La loi de Beer donne l'intensité des rayons X transmise (notée I_x) par une épaisseur x de la matière en fonction de l'intensité incidente I_0 et du coefficient linéaire d'absorption μ selon:

$$I_x = I_0 e^{-\mu x} \quad [87]$$

Le coefficient linéaire d'absorption peut s'écrire dans le cas d'un matériau homogène constitué de n éléments avec les proportions exprimées en densité atomique comme suit :

$$\mu = \sum_{i=1}^n N_i \sigma_i \quad [87]$$

Avec :

- N_i la densité atomique de l'élément i
- σ_i la section efficace de l'élément i .

L'objectif ici est d'observer les éventuelles fissures en volume post-claquage et notamment le trajet du courant traversant le volume de la céramique jusqu'à l'électrode en face arrière. La résolution spatiale de l'appareil (appareil Phoenix de la fédération FERMaT, opéré au laboratoire CIRIMAT) a une résolution maximale de l'ordre du μm , qui dépend de la taille de l'échantillon étudié. Cette observation des fissures est possible grâce à la différence

de densité de l'AIN et des fissures constituées d'air, ce qui permet d'obtenir un contraste suffisant. Un substrat de 2 mm d'épaisseur, avec métallisation or, claqué dans le liquide, a été découpé à la micro-tronçonneuse autour de la zone dégradée, pour obtenir un échantillon réduit de dimensions 10 mm x 5 mm x 2 mm environ. L'image en Figure 73 montre une vue au microscope de la fissure post-claquage en surface ainsi que l'image de l'échantillon découpé.

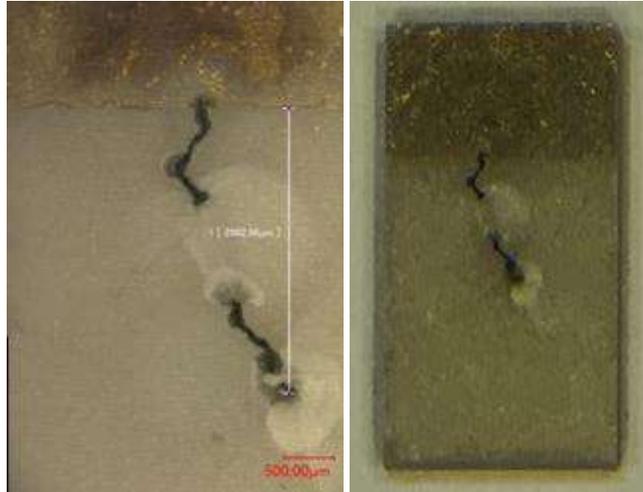


Figure 73 : Échantillon étudié (2 mm d'épaisseur) par tomographie RX : photographie au microscope de la fissure (gauche) et photographie de l'échantillon découpé (droite)

L'échantillon est ensuite placé dans l'enceinte qui fera une mesure tous les demi-degrés avec une résolution totale de 6 µm par pixel.



Figure 74 : Images obtenues par tomographie RX en vue de dessus de la face supérieure

La Figure 75 est un volume vu d'un côté de l'échantillon (cumulatif) au niveau du point de claquage. Le noir représente la céramique et les parties blanches l'air, donc les fissures dans la céramique. De droite à gauche sur cette figure, on distingue une ligne blanche fine sous la surface en milieu de trajet qui semble relier deux parties de la fissure en surface (portion D2 définie sur l'image de la vue en face avant donnée Figure 74). On peut aussi observer une ligne blanche fine en fin de trajet qui descend puis disparaît dans le volume de la couche.

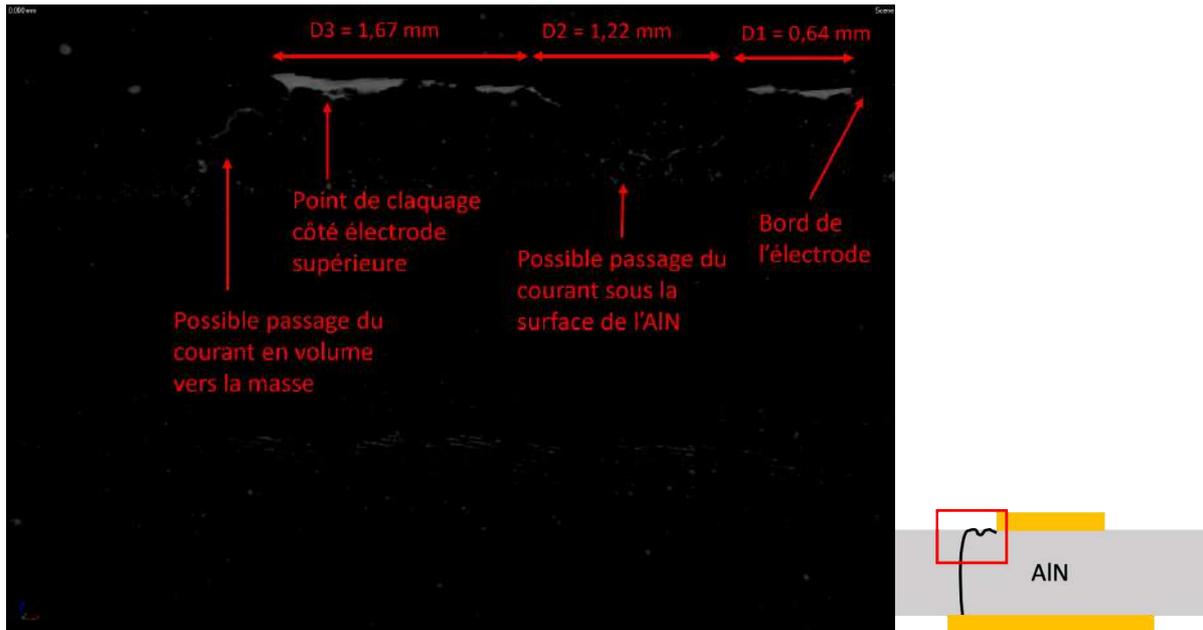


Figure 75 : Visualisation du trajet de la fissure dans le volume de la céramique, ramenée dans un même plan. On aperçoit une fissure sous la surface de la céramique le long et au bout du trajet entre la métallisation et le point de claquage

La Figure 76 est une vue en volume sous un autre angle sur laquelle il est possible d'apercevoir le trajet de la fissure entre le point de claquage sur la surface côté HT et le point de claquage de l'autre côté. Le trajet est très fin et discontinu, ce qui signifie que la fissure en volume (canal de rupture) doit être en partie inférieure à la résolution soit inférieure à 6 μm .

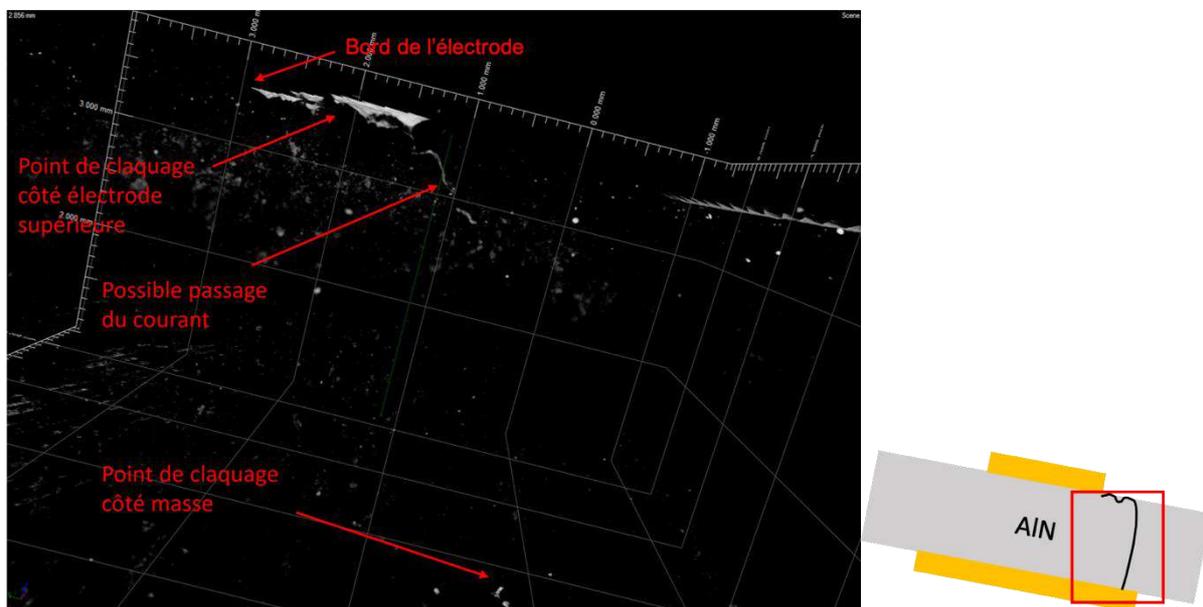


Figure 76 : Visualisation en 3D du trajet de la fissure dans le volume de la céramique. On aperçoit la fissure sous la surface (portion du bord de l'électrode HV jusqu'au point de claquage supérieur, puis plongeant dans le volume avant de n'être plus visible, et la zone du point de claquage en face inférieure (coté masse)

Cette caractérisation par tomographie RX semble donc indiquer le trajet du courant de rupture entre les points de claquage observés en face supérieure en face inférieure, ne crée pas de fissure(s) de la céramique en volume suffisamment large (ou contrastée) pour être

détectée par cette technique. En revanche cette technique confirme le passage du courant de rupture sous la surface de l'AlN.

2.4.1.4 Analyses de composition chimique en surface par MEB/EDX

Des échantillons avec métallisation en or ont aussi été observés au microscope électronique à balayage (MEB), avec en complément une analyse chimique par EDX (Energy Dispersive X-ray) pour connaître la composition chimique en surface de l'AlN ainsi que déterminer l'origine du dépôt noir observé le long du passage du courant. Les échantillons ont été préalablement métallisés avec une fine couche de platine.

La Figure 77 montre une image MEB de la fissure avec le dépôt noir sur un échantillon de 2 mm d'épaisseur claqué dans du liquide diélectrique et permet de repérer la localisation des différents spectres obtenus par EDX. Le spectre 5 présenté en Figure 78 montre l'analyse EDX sur la partie noire de la fracture la plus affectée de l'AlN par la rupture et le spectre 6 présenté en Figure 79 montre quant à lui l'analyse EDX de la partie de l'AlN la moins affectée par la rupture. Enfin, la Figure 80 est une cartographie de la répartition des différents éléments chimiques analysés à l'EDX. Toutes ces données démontrent clairement que les parties noires dans la fracture présentent des concentrations élevées d'éléments fluor (F) ou carbone (C) alors que les zones de la céramique les moins touchées contiennent principalement de l'aluminium (Al) et de l'azote (N), ainsi que dans une moindre mesure de l'oxygène (O) ou de l'yttrium (Y). L'yttrium est utilisé lors de la fabrication de la céramique AlN en tant qu'agent de frittage (ou liant) afin d'aider à la densification de l'AlN et à la formation de la phase hexagonale de ce cristal qui est celle désirée. L'yttrium est dans ce cas utilisé sous forme d'oxyde (Y_2O_3) d'où la présence d'oxygène, oxygène qui peut également apparaître lors d'une oxydation non désirée de l'AlN en alumine (Al_2O_3). Par ailleurs les taches blanches visibles correspondent à de fortes concentrations d'yttrium et d'oxygène. Concernant la partie noire, la présence de fluor et de carbone confirme l'hypothèse d'un dépôt de Galden HT55, qui est un liquide polyetherperfluoré (PFPE), dont la formule chimique est une longue chaîne carbonée composée d'atomes de fluor, de carbone et d'oxygène. L'ensemble de ces conclusions sont confirmées pour d'autres échantillons plongés dans le liquide.

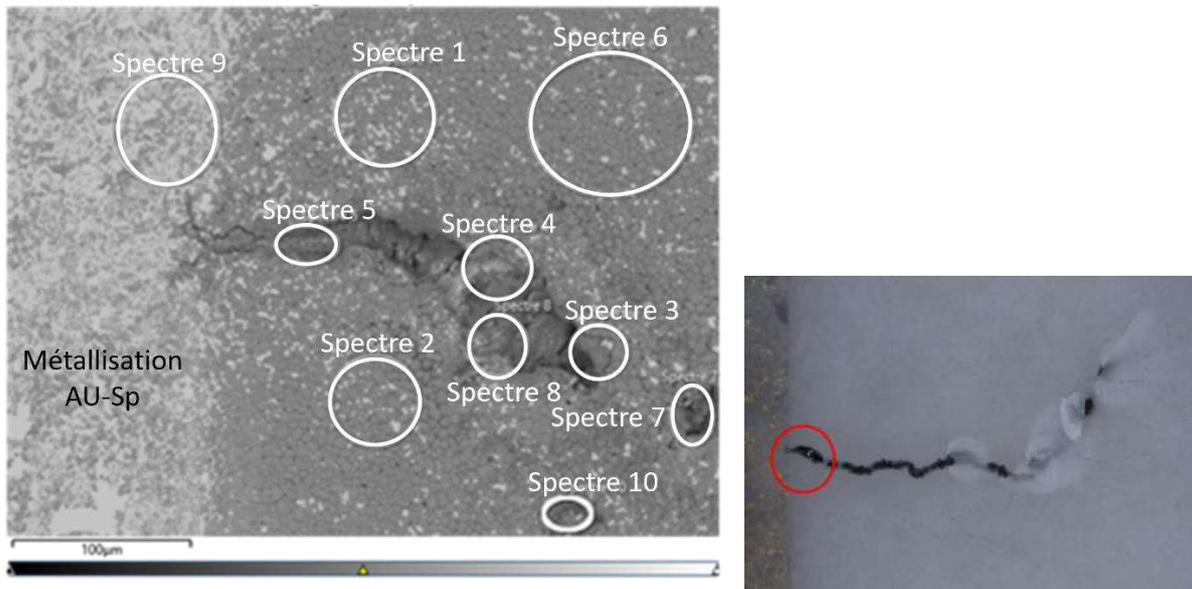


Figure 77 : Image réalisée au MEB d'un échantillon (2 mm d'épaisseur) (gauche). Vue de l'échantillon au microscope optique (droite). La métallisation en or d'où part la fissure est visible sur la gauche des images.

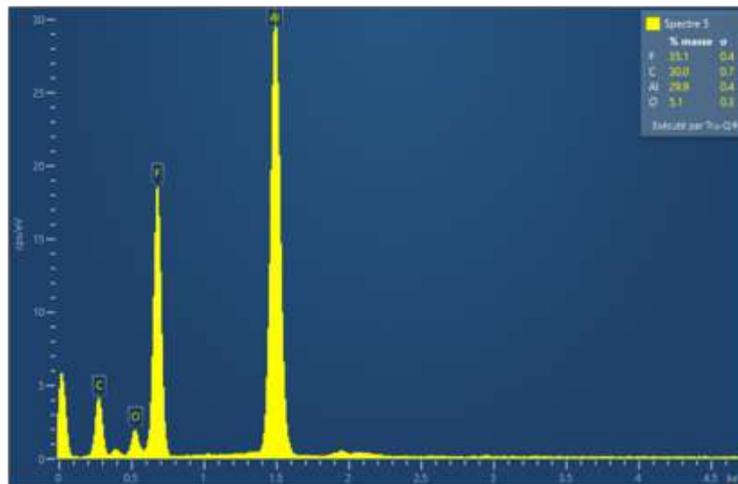


Figure 78 : Le spectre 5 issue de l'analyse EDX de la partie noire de la fissure

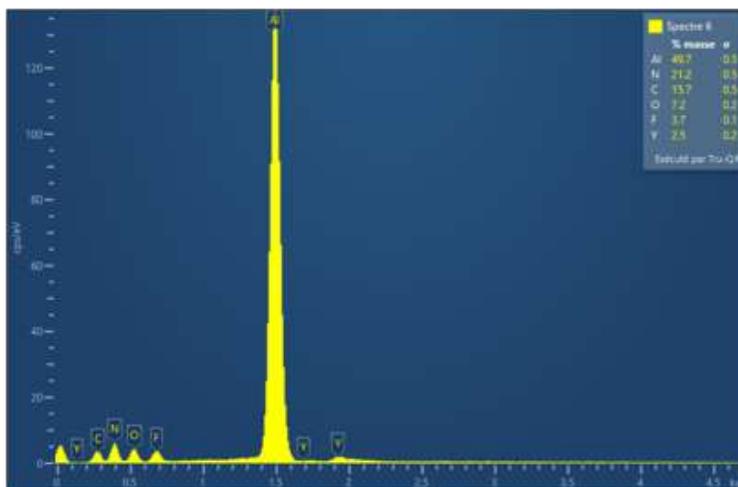


Figure 79 : Le spectre 6 issue de l'analyse EDX de la partie moins affectée de la céramique hors fissure

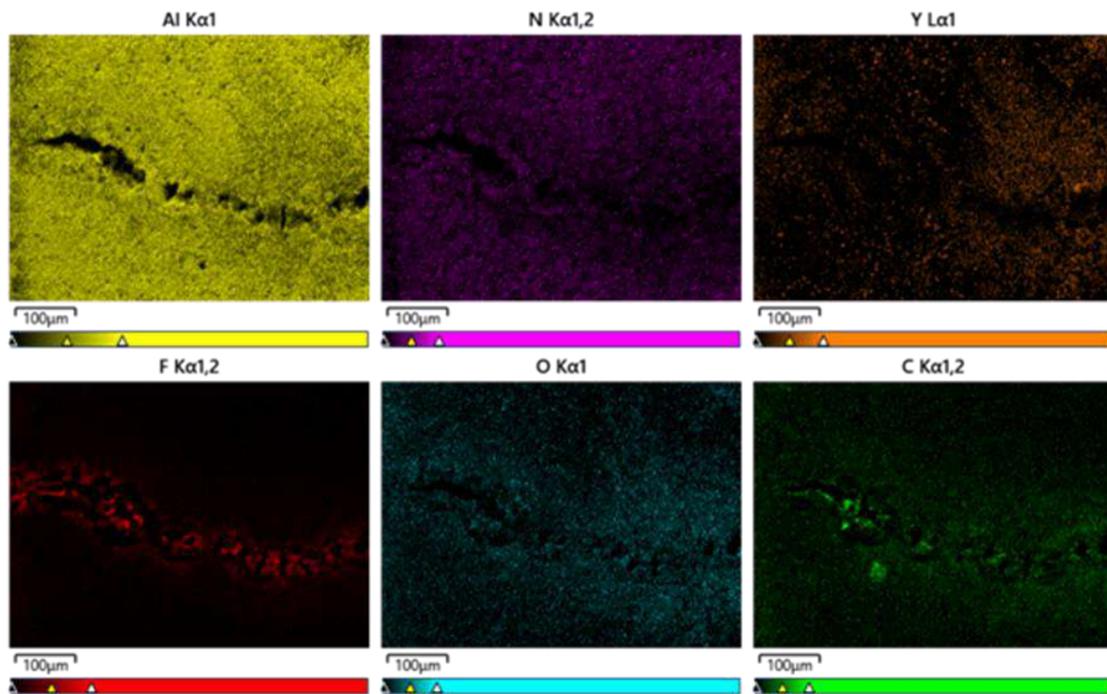


Figure 80 : Répartition des principaux éléments chimiques présents sur la surface de la céramique au voisinage de la fracture (voir Figure 77)

Nous avons également observé au MEB un échantillon de 1,5 mm d'épaisseur encapsulé dans du gel silicone, ayant subi un claquage qui traverse la céramique en volume. L'analyse permet de confirmer qu'aucune dégradation physique particulière n'est relevée entre le bord de la métallisation et le point de claquage, mise à part bien entendu au niveau du point de claquage. Une analyse MEB/EDX a été réalisée entre le point de claquage et la métallisation comme le montre la Figure 81. Ces mesures ont uniquement permis de mettre en évidence des traces de silicium (Si) sur toute la surface et de fortes concentrations dans le point de claquage, sans doute car il est difficile d'enlever le gel résiduel dans ce trou. Les zones plus blanches correspondent ici aussi à des zones à fortes concentrations de Y et O (comme dans le cas des échantillons claqués dans du liquide). Des traces de fer et de chrome, provenant sans doute de la spatule utilisée pour enlever le gel, ont pu être relevés. À noter que ces analyses n'ont pas montré de zone enrichie en Al dans la zone du trajet du courant de rupture (pouvant corrélérer avec l'existence d'une zone conductrice en surface).

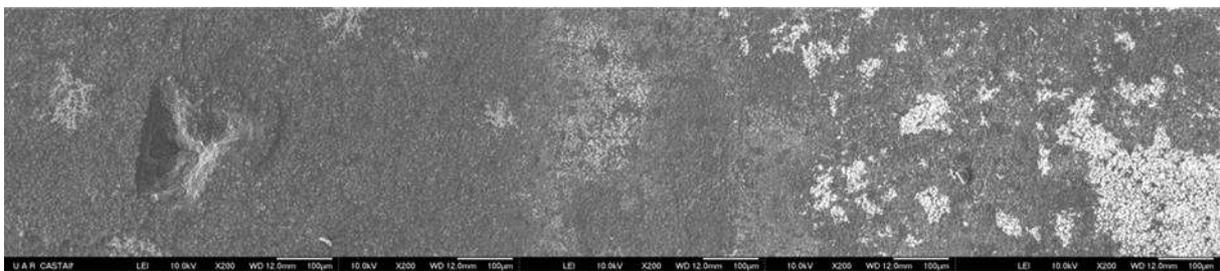


Figure 81 : Images MEB mises bout à bout reconstituant le trajet entre le bord de la métallisation (partie droite) et le point de claquage (partie gauche). Aucune présence de dégradations physiques autres que le point de claquage

2.4.1.5 Conclusion des observations des dommages post-rupture

L'étude plus fine des dommages réalisée sur les substrats après la rupture diélectrique confirme les observations visuelles. Dans le cas du liquide diélectrique, la rupture en volume

de l'AIN conduit en surface de l'AIN à des dégradations très importantes avec des fissures très profondes, jusqu'à plus de 100 μm , bien au-delà de la première couche atomique, confirmant le passage du courant dans l'AIN. Les points de rupture présentent eux aussi des dommages importants et peuvent être éloignés du bord de la métallisation, jusqu'à plus de 1 cm. En revanche, avec le gel silicone aucun dégât n'est visible sur la surface de l'AIN hormis le point de rupture pour les substrats fins (1 mm et quelques 1,5 mm d'épaisseur), confirmant le fait que le courant lors de la rupture est donc principalement passé par le gel silicone.

2.4.2 Simulation du champ électrique à la tension de rupture AC et au PDIV

Pour apporter des éléments de réflexion complémentaires à notre analyse des résultats expérimentaux de tension de rupture et de tension de seuil d'apparition de DP des structures étudiées, nous avons simulé la répartition du champ électrique dans les structures de substrats céramiques métallisés Cu-AMB lorsque la tension appliquée est égale à la tension de rupture ou à la tension d'apparition des décharges partielles, à l'aide du logiciel Comsol Multiphysics. Un intérêt d'analyser les résultats de l'influence d'un paramètre en termes de champ électrique, et non pas en termes de tension, est de permettre de s'affranchir de l'impact de l'épaisseur, notamment pour la recherche d'un éventuel champ critique de rupture.

L'ensemble des paramètres utilisés, de la géométrie, de la physique, du maillage et de la méthode de détermination du champ électrique maximal sont détaillés en Annexe II. Nous avons employé la physique « courants électriques », et les tensions sont mentionnées en valeur efficace. Les modèles des propriétés physiques des matériaux diélectriques utilisés (et les valeurs des paramètres de ces modèles) ne prenant en compte que les mécanismes de conduction (par le paramètre de conductivité électrique) et de polarisation diélectrique instantanée (par le paramètre de permittivité diélectrique), en considérant qui plus est, des valeurs de ces grandeurs évaluées à faible champ et température ambiante (valeurs du Tableau 5 données plus haut au paragraphe 2.1.3.4), les répartitions de champ calculées ne pourront pas refléter la réalité expérimentale sous fort champ. Toutefois, l'analyse de l'écart entre les évolutions théoriques ainsi prédites par simulation (qui sera noté avec un indice 'zero') et les évolutions expérimentales, est intéressante pour apporter des éléments complémentaires de discussion.

2.4.2.1 Tension de rupture AC 50 Hz

Le champ électrique est simulé à la tension de rupture obtenue expérimentalement (paramètre α) en tenant compte de l'intervalle de confiance calculé. A titre d'exemple de la répartition de champ à la tension de rupture obtenue, quel que soit le type d'encapsulant considéré et tension appliquée (seules les amplitudes du champ en un point différent), la Figure 82 présente le résultat de simulation pour les substrats métallisés de 2 mm d'épaisseur encapsulés dans la résine époxy. Comme attendu, la simulation prédit une contrainte maximale en champ au PT.

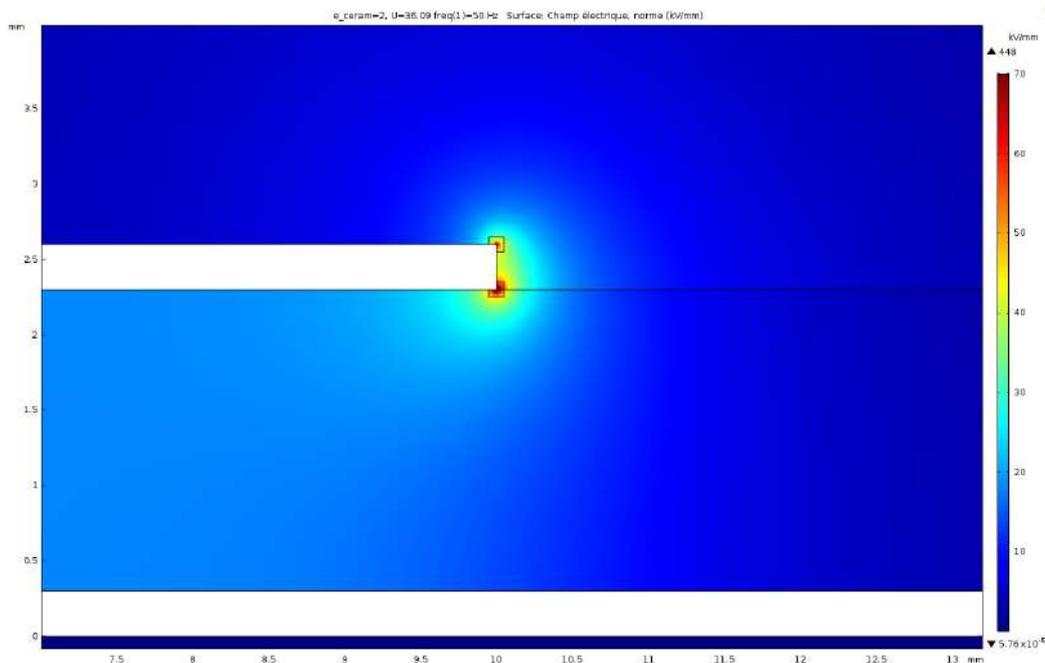


Figure 82 : Simulation du champ électrique d'une céramique de 2 mm d'épaisseur encapsulée dans la résine époxy au champ de rupture AC 50 Hz (39 kV RMS)

Selon l'expérience, seules les structures avec matériau époxy ont eu un comportement au claquage conforme à cette simulation, ayant montré un point de claquage en bord d'électrode. Considérer alors le champ maximal simulé au point triple à la valeur de la tension de rupture, obtenu en utilisant ce cas de l'époxy, peut apporter une référence d'un champ critique de rupture de la céramique au PT, utilisable pour comparer les évolutions de contrainte à la tension de rupture en fonction de l'épaisseur, obtenues par simulation et par expérience.

La Figure 83 présente le champ maximum au point triple (relevé selon la méthode décrite en Annexe II) dans l'AIN (noté $E_{PT0-AIN}$), en fonction de l'épaisseur d'AIN, pour les trois types d'encapsulation.

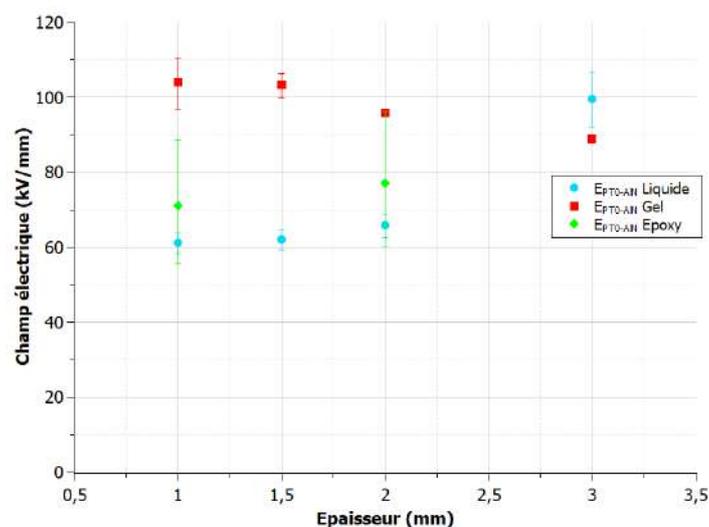


Figure 83 : Champ électrique maximal au point triple $E_{PT0-AIN}$ simulé dans l'AIN, à la tension de rupture

On observe tout d'abord que les substrats encapsulés dans du gel silicone ont un champ simulé au point triple bien supérieur au champ simulé dans l'époxy. Ceci peut confirmer le fait que les décharges pré-rupture modifient la répartition du champ électrique notamment en diminuant la contrainte au point triple. Dans le cas du liquide diélectrique (pour les épaisseurs de 1 à 2 mm), le champ maximal simulé au PT est inférieur à celui de l'époxy. Ceci peut indiquer que le mécanisme responsable de la rupture doit être capable de créer un renforcement de champ suffisamment important pour entraîner la rupture de l'AIN en un point distant de l'électrode à la tension appliquée (bien qu'inférieure à la tension de rupture mesurée pour le cas de l'époxy).

2.4.2.2 Tension de seuil d'apparition de décharges partielles (PDIV)

Nous allons ici nous intéresser à la répartition de champ simulée à la valeur de la tension PDIV pour les structures avec gel silicone et liquide diélectrique. Même si nous ne pouvons pas le visualiser lors de nos propres mesures, il a été montré par de nombreux travaux que les décharges partielles se manifestent en pratique au PT, comme prédit par le lieu de renforcement de champ calculé. Par ailleurs, les valeurs des tensions expérimentales étant (par définition) relevées dès l'apparition des premières décharges, il se peut que la situation telle que simulée soit moins différente de la situation réelle (si l'on peut supposer que les phénomènes non pris en compte sont encore peu influants).

La Figure 84 et la Figure 85 présentent le champ maximum au point triple respectivement dans l'encapsulant (noté E_{PT0-E}) et dans l'AIN (noté $E_{PT0-AIN}$) au PDIV. Il est intéressant de noter que les champs électriques mesurés au point triple dans l'encapsulant sont compris entre environ 20 et 35 kV/mm, et entre environ 20 et 30 kV/mm dans l'AIN. Ces valeurs peuvent donner un ordre de grandeur de champ critique d'apparition des décharges.

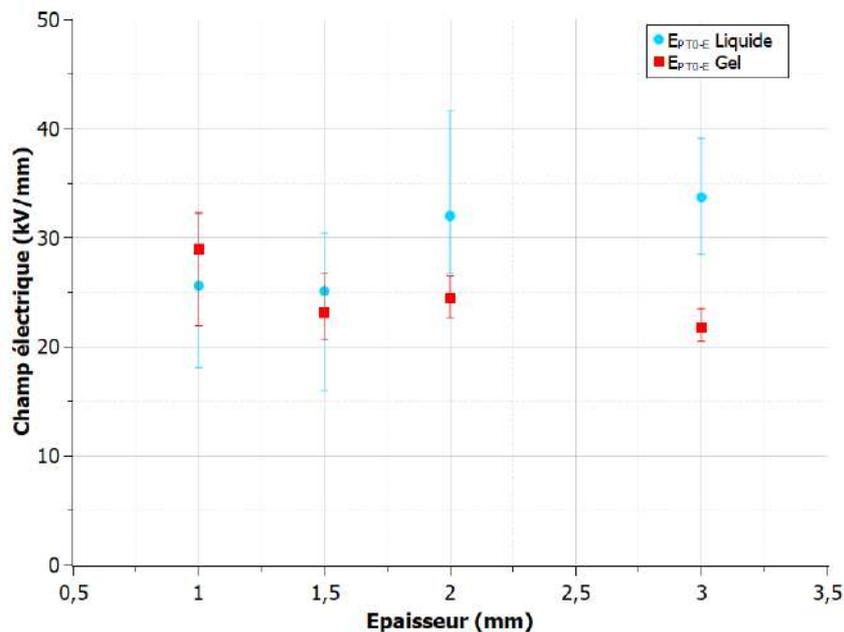


Figure 84 : Champ électrique maximal au point triple simulé E_{PT0-E} dans l'encapsulant, au PDIV

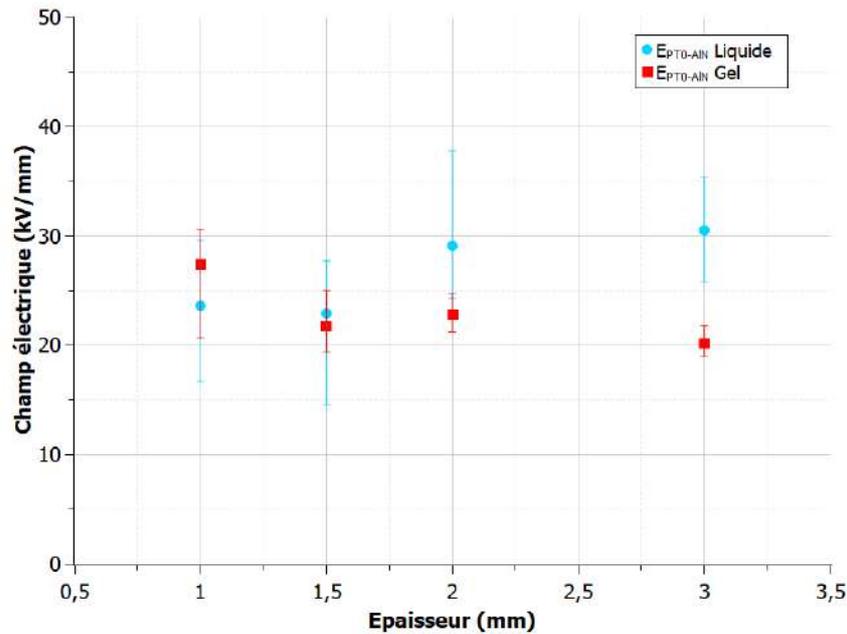


Figure 85 : Champ électrique maximal au point triple simulé $E_{PTO-AIN}$ dans l'AIN, au PDIV

2.4.2.3 Conclusion des simulations du champ électrique

Dans le cas de la rupture diélectrique AC 50Hz, il est possible de supposer que les simulations du champ électrique pour les substrats encapsulés dans la résine époxy ne s'éloignent pas trop de la réalité, le mécanisme de rupture correspondant à un claquage en volume de l'AIN en bord de métallisation, là où le champ électrique est maximal en simulation. En revanche pour les deux autres matériaux d'encapsulation que sont le gel silicone et le liquide diélectrique le mécanisme de rupture ne correspond pas à la répartition du champ électrique simulé (rupture plus ou moins proche de la métallisation voire allant jusqu'au cheminement dans le gel), et cela se retrouve aussi sur les valeurs de champ maximales simulées. Si ces simulations ne permettent pas d'évaluer de manière convenable la répartition du champ électrique lors de l'essai pour ces deux matériaux, elles confirment l'effet des décharges pré-rupture entraînant une modification de la répartition du champ électrique.

Les simulations réalisées à la tension PDIV, où les phénomènes observés comme les streamers ne sont pas encore installés, sont supposées plus proches de la réalité. Elles permettent d'estimer un ordre de grandeur du champ électrique au point triple dans l'encapsulant et l'AIN pour lequel il y a un risque d'apparition des décharges partielles entre 20 kV/mm et 40 kV/mm.

2.4.3 Proposition de scénarios de mécanismes de rupture diélectrique en AC 50 Hz de substrats céramiques métallisés encapsulés

A partir des résultats expérimentaux obtenus (PDIV et tension de rupture), de l'étude post claquage des substrats, de la discussion par comparaison aux simulations, et de ce qui a déjà été rapporté dans la bibliographie, nous allons tenter d'établir des scénarios menant à l'apparition de décharges partielles voire la rupture diélectrique lorsque l'on applique une tension AC 50 Hz.

2.4.3.1 Cas de l'encapsulation par liquide diélectrique

En premier lieu, quand le matériau encapsulant est du liquide diélectrique, ici du Galden HT55, la rupture en AC se produit toujours à travers le volume de la céramique, en périphérie de la plus petite électrode, à une distance plus ou moins proche du bord de la métallisation.

Une distance de claquage importante (de plusieurs mm jusqu'à 1 cm) se produit généralement pour des échantillons épais lorsque la tension de rupture se démarque en étant plus élevée que la moyenne. Ce phénomène est sans doute lié à ce qui est observé avant la rupture, à savoir la présence de décharges lumineuses dans le Galden, appelées streamer, bruyantes et nombreuses autour des bords de la métallisation.

Nous pouvons donc supposer que les décharges électriques (ou streamers) qui ont lieu à l'interface entre le Galden et l'AlN sous haute tension avant la rupture apportent des charges électriques qui augmentent le champ dans la céramique à cet endroit de la surface, à une distance plus ou moins éloignée de la métallisation. De plus, si ce champ électrique est suffisamment élevé localement pour provoquer la rupture de la couche d'AlN en volume à cet endroit, le claquage a lieu. De fait, il n'est pas possible de simplement expliquer la rupture en AC de substrats AlN plongés dans du liquide diélectrique par la présence aléatoire de défauts dans le volume de l'AlN, puisqu'aucune des structures testées (à part quelques très rares échantillons avec un substrat de 1 mm) n'a présenté de claquage dans l'aire entre les électrodes supérieure et inférieure dont la surface est pourtant importante).

Pour schématiser cette hypothèse, une simulation sous Comsol du champ électrique dans la structure, pour chaque épaisseur de substrat, est réalisée, en utilisant la physique électrostatique. La même géométrie que celle présentée en Annexe II est reprise, mais une « charge locale » (dans une aire carrée de 10 μm de côté) de même signe que la tension, est rajoutée, placée à une distance de l'électrode égale à la moyenne des distances du point de rupture mesurées. Un maillage de même taille que celui autour du point triple présenté en Annexe II est ajouté autour de la charge, comme présenté en Figure 86.

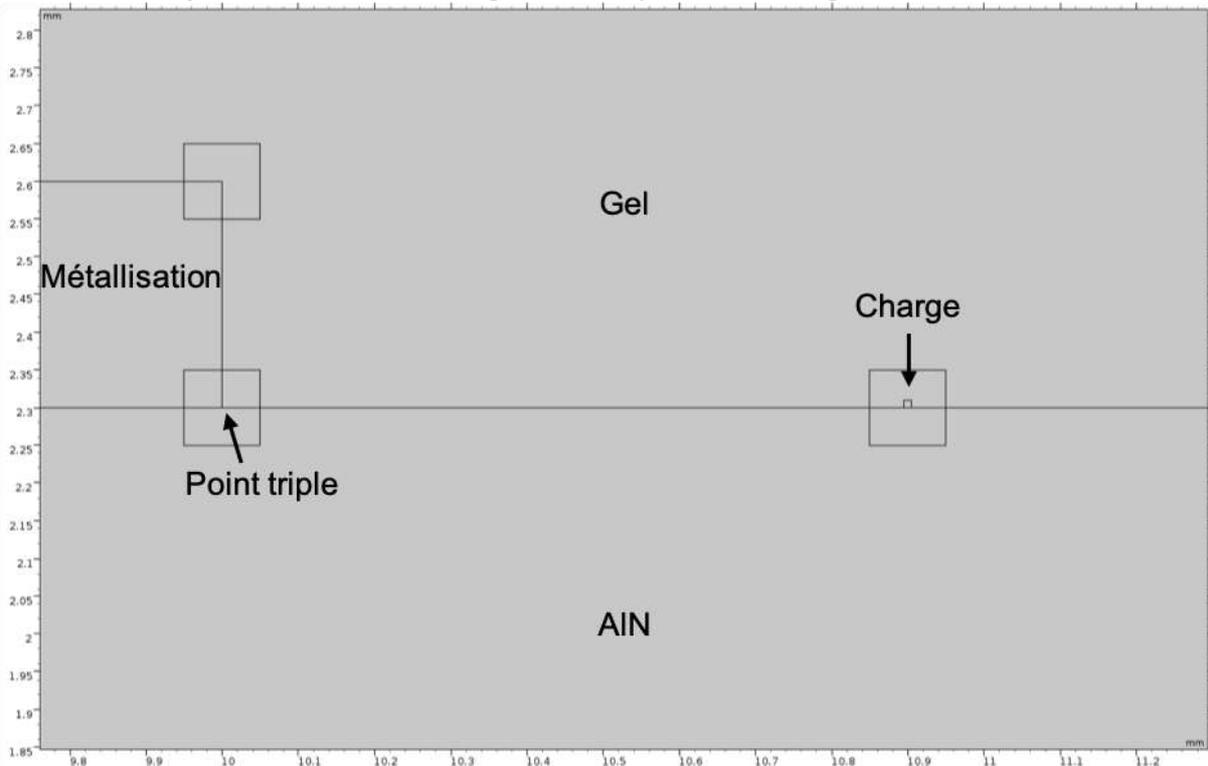


Figure 86 : Géométrie au niveau du point triple, on remarque la charge (petit carré) sur la surface de l'AlN au milieu d'un carré plus grand servant au maillage

Le champ électrique est simulé pour chaque tension de rupture obtenue expérimentalement et le champ maximal dans l'AlN au niveau du point triple et de la charge

est déterminé (avec la même méthode présentée en Annexe II). La valeur de la charge nécessaire pour dépasser le champ dans l'AlN au point triple est obtenue par itération.

La Figure 87 montre un exemple de résultat de simulation pour la structure avec substrat d'épaisseur 3 mm, et avec la présence de la quantité de charge satisfaisant à la condition énoncée. Le graphique de la Figure 88 montre, pour chaque épaisseur d'AlN, la valeur de la charge ainsi simulée. Cette dernière augmente avec l'épaisseur, ce qui signifie que plus le substrat est épais, plus le streamer doit apporter de charges pour un champ suffisant pour dépasser à minima le champ au point triple, et donc provoquer la rupture diélectrique. Les quantités de charge ainsi calculées sont de l'ordre de la dizaine de nC.

Même si la valeur de ces charges simulées est sans doute loin de la réalité du fait des hypothèses fortes prises en compte, il est possible de comparer l'ordre de grandeur de ces décharges à celles mesurées lors des tests du PDIV. Pour rappel, dans le liquide diélectrique les décharges au PDIV sont généralement d'amplitude faible autour de 50 pC. La tension de PDIV étant bien inférieure à la tension de rupture AC, des essais à tensions supérieures au PDIV, ont pu être effectués. Ils ont montré l'augmentation des densités de charges détectées avec la tension, ainsi que des décharges de l'ordre du nC pour des tensions de quelques kV au-dessus du PDIV, comme l'illustre la Figure 89 par un exemple de diagramme PRPD mesuré. En supposant donc que ces décharges observées soient à l'origine du dépôt de charges, l'ordre de grandeur de l'amplitude de ces dernières s'approche de celui obtenu en simulation.

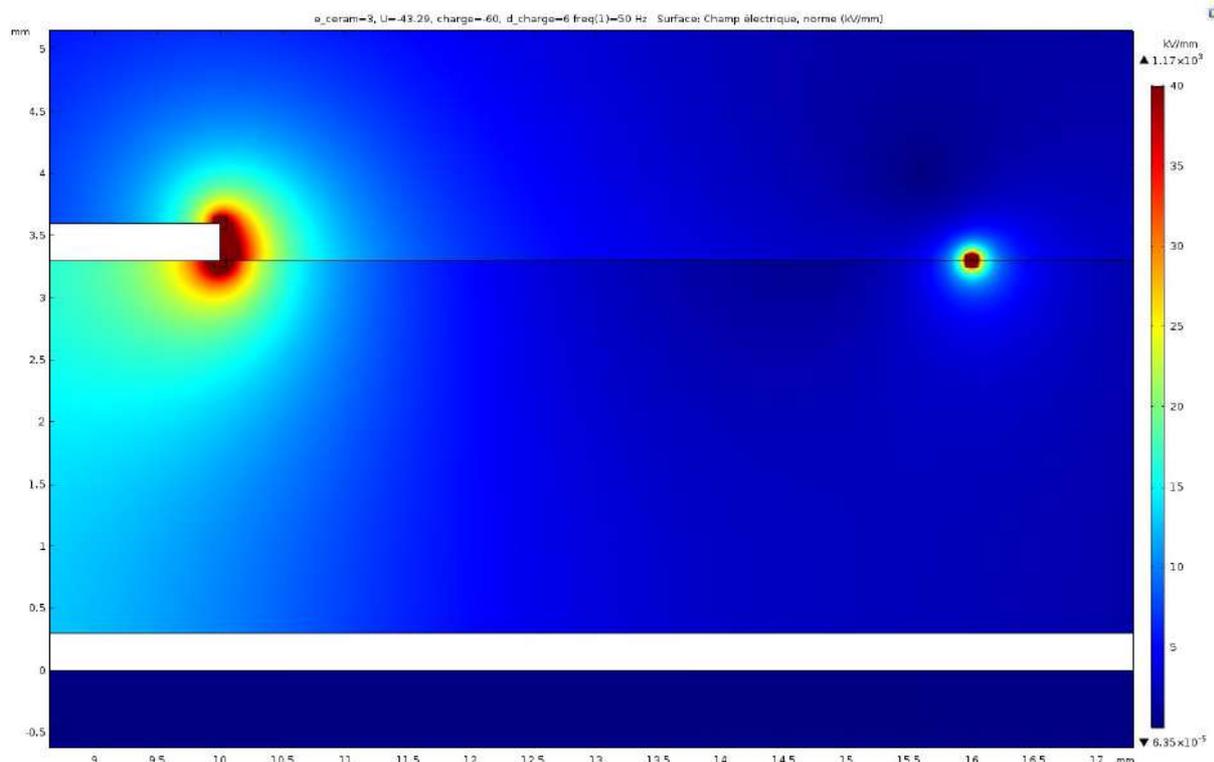


Figure 87 : Exemple de répartition du champ électrique pour une épaisseur d'AlN de 3 mm, une tension de rupture de 43 kV et une charge de 60 nC

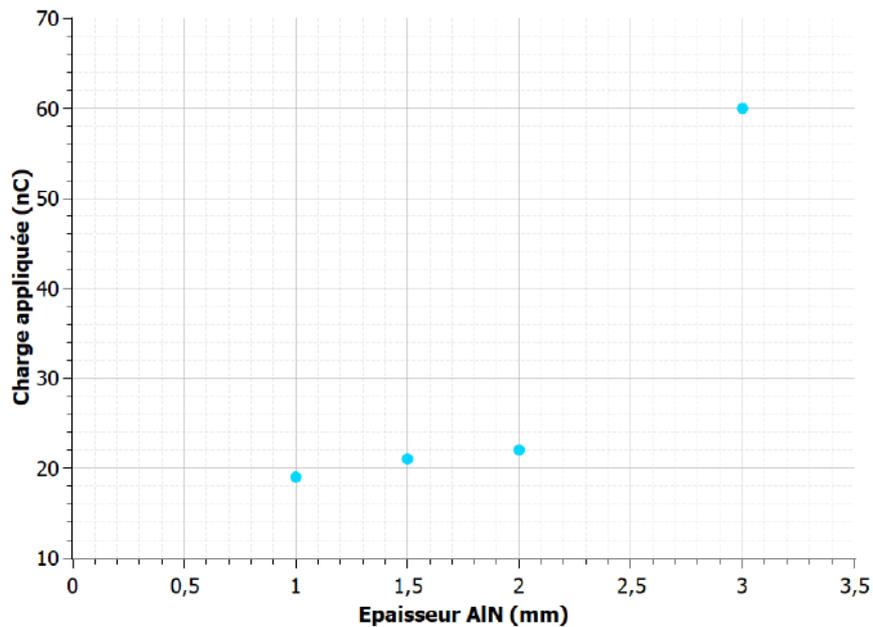


Figure 88 : Charge nécessaire pour que le champ max de l'AlN proche de la charge soit supérieure au champ au point triple dans la céramique

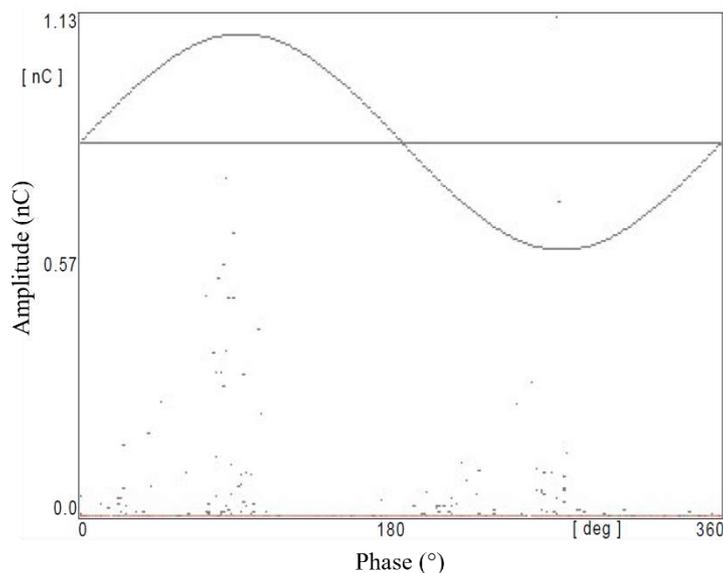


Figure 89 : Décharges mesurées sur un échantillon de 3 mm d'épaisseur (Cu-AMB) à 16 kV soit au-dessus du PDIV de l'échantillon (13 kV)

Si cette simulation a permis d'obtenir des ordres de grandeur des charges nécessaires pour dépasser le champ au point triple, elle est très éloignée de la réalité. En effet la rupture a sans doute lieu au moment où le streamer est encore présent ce qui permet à la fois de réduire le champ au point triple et apporter suffisamment de champ en volume de l'AlN au niveau de la charge pour enclencher la rupture. Pour simuler cela, nous prenons pour hypothèse que le streamer est en réalité un canal conducteur à la surface de l'AlN de 10 μm de hauteur entre le point triple et la charge. Nous simulons ainsi la nouvelle géométrie comme précédemment en fixant les valeurs des charges à celles calculées à la Figure 88 pour chaque épaisseur. La Figure 90 montre la répartition du champ électrique avec l'exemple d'un échantillon de 1 mm d'épaisseur. Le renforcement du champ au point triple n'existe plus et est reporté en bout de streamer autour de la charge.

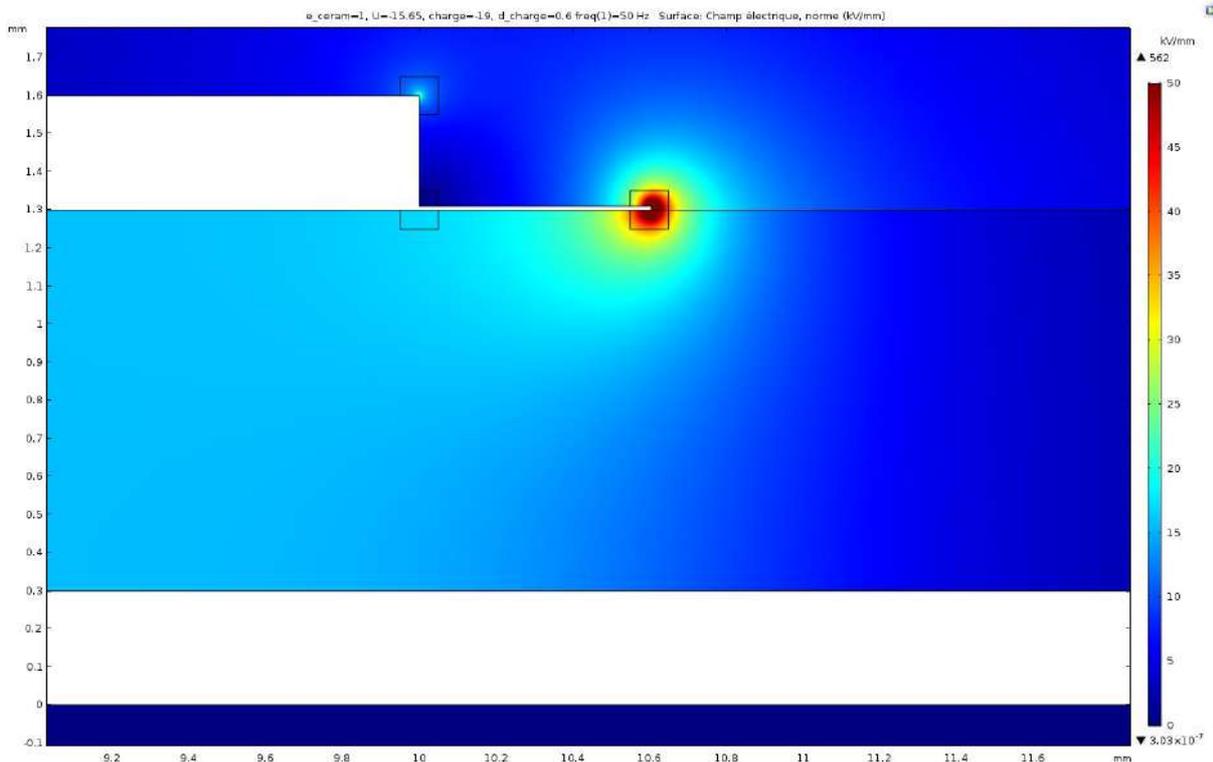


Figure 90 : Exemple de répartition du champ électrique pour une épaisseur d'AlN de 1 mm, une tension de rupture de 43 kV et une charge de 19 nC

Si l'hypothèse de l'apport de charges par les streamers, qui ont lieu dans le liquide, est vraie, comment expliquer alors les dégradations importantes sur la surface de la céramique et non pas simplement un point de claquage isolé comme dans le cas du gel ? Cela signifie qu'entre le début et la fin de la rupture, le canal conducteur que constitue le streamer a disparu, dû aux propriétés d'auto-cicatrisation des liquides, et le courant passe alors par la surface de la céramique qui devient le chemin le moins résistif. Il est possible d'estimer le temps de propagation ($t_{streamer}$) du streamer en prenant la vitesse de propagation mesurée dans [88] qui va de 4,5 km/s pour un streamer négatif à 30 km/s pour un streamer positif ($v_{streamer}$) et la distance maximale de claquage mesurée entre le bord de la métallisation et le point de claquage (d_{BP}) qui est de 1 cm. Ainsi, le streamer dure approximativement entre 0,33 μ s et 2,2 μ s soit une durée bien inférieure à la durée du claquage estimée à plusieurs centaines de millisecondes au moins (pour le banc de mesure utilisé).

$$t_{streamer} = \frac{d_{BP}}{v_{streamer}} = \frac{1 \times 10^{-5}}{[4,5 \dots 30]} = [0,33 \dots 2,2] \mu s$$

Le problème est que la résistivité volumique de la céramique AlN (autour de $10^{13} \Omega \cdot cm$) est théoriquement plus élevée que celle du Galden HT55 ($10^{12} \Omega \cdot cm$), cela signifie que la rupture devrait avoir lieu dans le Galden HT55 sans dégrader la céramique comme observé dans les structures avec du gel silicone. Une hypothèse pouvant expliquer une faible valeur de la résistivité de la céramique en surface pourrait être une augmentation de la température durant le phénomène de rupture. En effet, la Figure 92 issue de Sakai et al. montre que la résistivité peut être plus ou moins élevée selon la concentration d' Y_2O_3 mais décroît aussi rapidement avec la température et atteindre dans tous les cas des valeurs inférieures à $10^{10} \Omega \cdot cm$ [89]. Or, des mesures du courant réalisées au moment du claquage ont montré des pics à plus de 200 A et les observations au MEB ont permis de mettre en évidence des zones fondues en surface de l'AlN signe de l'échauffement important se produisant lors du claquage.

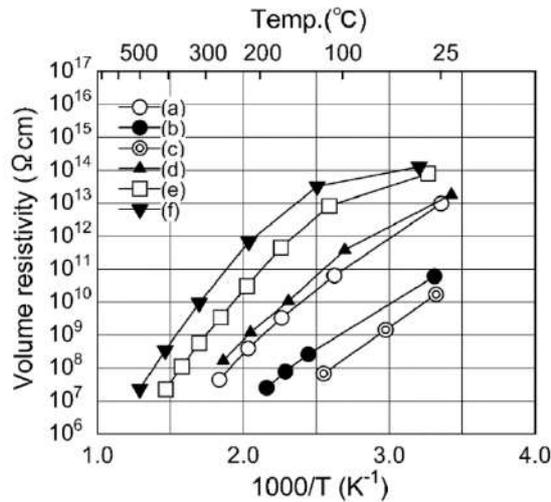


Figure 91 : Graphique d'Arrhenius de la résistivité volumique de l'AlN selon la température et le pourcentage de masse de Y_2O_3 : a) 0 %, b) 0,1 %, c) 0,3 %, d) 1,0 %, e) 2,9 % et f) 4,8 % [89]

Le scénario de la rupture en AC 50 Hz des substrats AlN métallisés plongés dans le liquide diélectrique tel que décrit est ainsi schématisé sur la Figure 92.

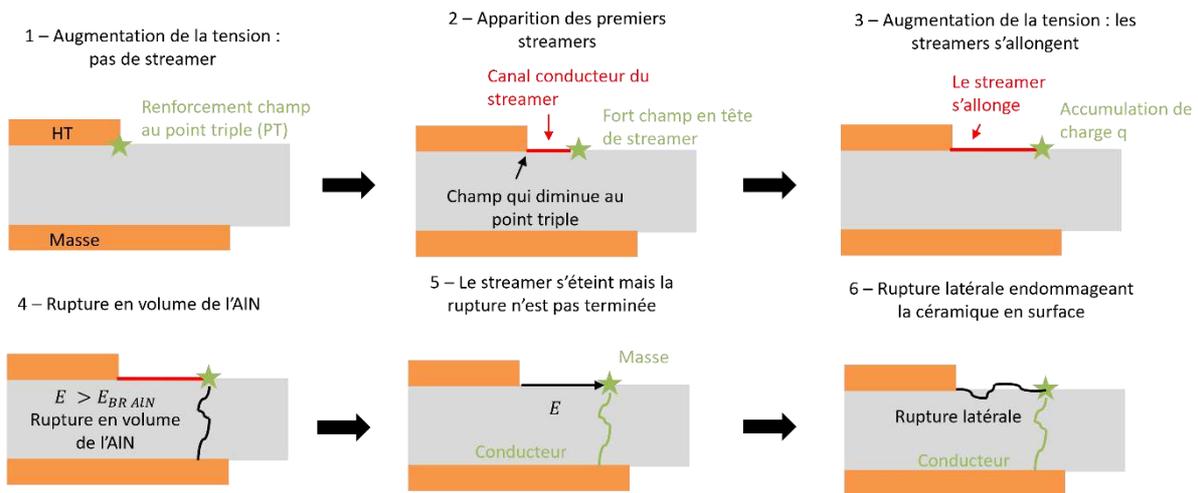


Figure 92 : Scénario de la rupture électrique AC 50 Hz des substrats AlN métallisés plongés dans du liquide diélectrique

2.4.3.2 Cas du gel silicone comme matériau encapsulant

Dans le cas du gel silicone, la surface de la couche d'AlN n'est en revanche pas dégradée après une rupture diélectrique en AC de la structure le long du trajet du courant de rupture, même lorsqu'un point de claquage vertical est constaté (substrats fins). Comme pour le Galden HT55, des streamers lumineux et bruyants apparaissent pendant la rampe de montée de la tension bien avant la rupture. Dans le cas du gel, ces streamers laissent des traces persistantes et visibles des arborescences électriques produites tout autour de la surface. Une dégradation du gel silicone en bord de métallisation a aussi pu être notée lors des mesures de décharges partielles, le PDIV se dégradant lors des essais, et laissant parfois des défauts visibles sur le bord de la métallisation fine en or.

Comme vu dans le premier chapitre, la dégradation du gel silicone par des décharges partielles est bien connue dans la littérature. Contrairement aux streamers dans le liquide, la persistance des cavités formant l'arborescence créée par un streamer permet à ce dernier de

se répéter aux mêmes endroits, et de progresser le long de la surface de l'AlN à sa surface lorsque qu'une tension suffisamment grande (et donc un champ suffisamment important) est appliquée. Une modification de la résistivité dans les cavités en surface de l'AlN a été montrée, la décharge laissant un canal conducteur (plus riche en Al) persistant en surface de l'AlN [57]. Ce canal plus conducteur pourrait donc contribuer à moins contraindre la céramique au point triple. Comme dans le cas du liquide, la quantité de charge en tête du streamer dans le gel et le canal conducteur en surface peuvent créer une contrainte électrique locale en surface suffisamment élevée pour claquer les substrats les plus minces, ou continuer de contribuer à la propagation du streamer jusqu'au court-circuit des deux électrodes pour les substrats les plus épais. Une fois que le claquage a lieu, le courant passe dans le gel silicone, ne dégradant pas l'AlN comme dans le liquide. De plus, ce cheminement le long de la surface fait en sorte que l'augmentation de l'épaisseur de d'AlN ne joue presque pas sur la distance d'isolant à claquer par rapport au cas du liquide.

La Figure 93 présente de manière schématique le scénario de la rupture des substrats AlN métallisés encapsulés dans du gel silicone en AC 50 Hz conduisant au cheminement. Lorsque la rupture est en volume dans la céramique (cas des échantillons les plus fins), le scénario est comparable à celui proposé dans le cas du gel (les charges accumulées au bord des cavités créées par les décharges apportent un renforcement de champ suffisant pour atteindre la tension de rupture en volume de l'AlN).

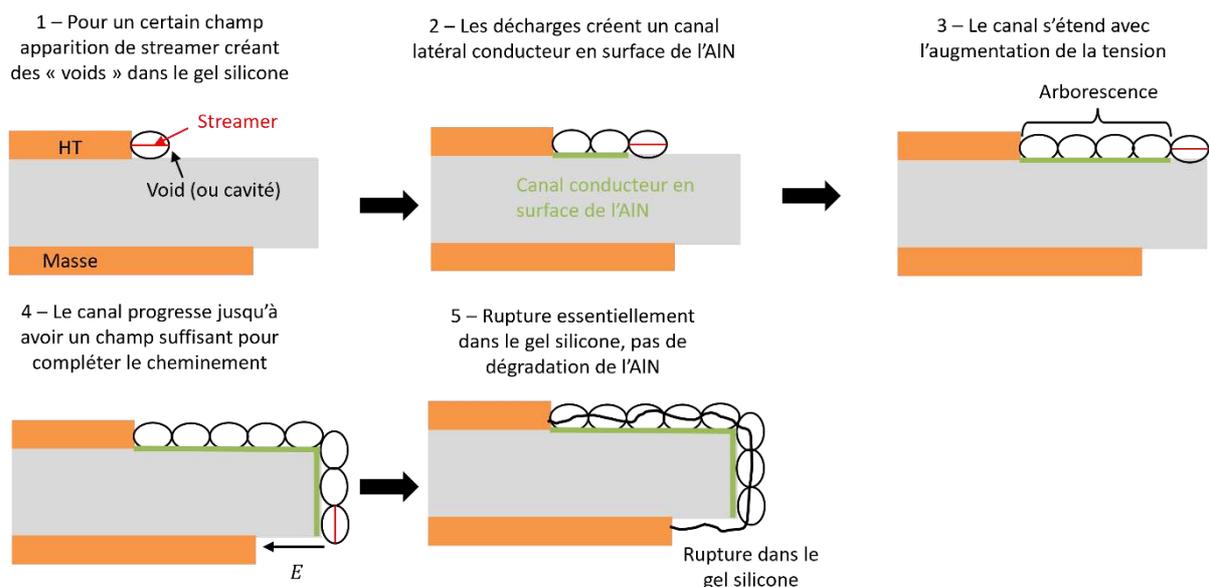


Figure 93 : Scénario de la rupture électrique AC 50 Hz des substrats AlN métallisés encapsulés dans du gel silicone

2.4.3.3 Cas de la résine époxy comme matériau encapsulant

Enfin les résultats de rupture AC obtenus pour les substrats encapsulés dans la résine époxy sont intéressants car l'ensemble des essais a résulté en un claquage en volume de l'AlN au bord de la métallisation. Contrairement aux deux autres matériaux d'encapsulation, il n'y a pas de streamer avant la rupture et pas de dégradations autres que le point de rupture. De plus, aucun gain en tension de rupture n'est observé pour autant. Pour ce type d'encapsulant, les mécanismes induits sous fort champ électrique n'entraîneraient donc pas de réduction significative de la contrainte au point triple qui reste alors le point le plus contraint. Les résultats obtenus lors de ces essais sont toutefois très dispersés, soit parce que le fait d'avoir deux isolants solides rend la structure plus dépendante aux défauts éventuels des matériaux

soit du fait d'un problème de mise en œuvre de la résine époxy (bulles d'air, problème d'interface...).

2.5 Synthèse sur la limitation en tension des substrats céramiques métallisés en AC 50 Hz

Pour conclure, cette étude portant sur un grand nombre de substrats AlN métallisés a permis d'évaluer la limitation en tension de ces structures en vue de la réalisation d'un module de puissance 20 kV. L'ensemble des paramètres étudiés que sont l'épaisseur du substrat, le type de métallisation et le matériau d'encapsulation a fourni des données à la fois quantitatives et qualitatives.

En effet, l'influence des différents paramètres sur la tension de rupture et la tension PDIV a permis de démontrer que si l'épaisseur du substrat joue un rôle important, celui du type de matériau encapsulation l'est tout autant alors que la métallisation présente un effet plus limité. De plus, nous pouvons conclure qu'une augmentation raisonnable de l'épaisseur de l'AlN n'est clairement pas suffisante pour réaliser des modules de 20 kV, notamment en termes de tension d'apparition des décharges partielles, surtout aux regards des test de normes nécessaires pour atteindre cette tension de fonctionnement (cf. normes IEC 60747-15 et IEC 60664-1). Il en va de même pour les tensions de rupture car même si les échantillons de 3 mm d'épaisseur encapsulés dans du gel silicone supportent la tension requise de 33,5 kV lors du test « rapide », ils ne tiennent que quelques secondes à cette tension au lieu de la minute requise par la norme.

Plus qualitativement, les observations faites lors des mesures des décharges partielles et de tensions de rupture ont permis de démontrer que les mécanismes conduisant à cette dernière sont très dépendants du milieu d'encapsulation. Si le mécanisme de rupture pour les échantillons encapsulés dans la résine époxy semble celui attendu, avec une rupture au point triple où le champ théorique est maximal, la présence de streamers ou décharges pré-claquage pour les substrats dans le gel et le liquide changent complètement les mécanismes de rupture. Ainsi, un scénario de rupture dans le liquide diélectrique a été établi : les streamers pourraient apporter en effet des charges en surface de l'AlN conduisant à des renforcements de champ locaux pouvant conduire à la rupture en volume de la céramique. Dans ce cas, le point de rupture est alors localisé entre quelques millimètres et un centimètre de la métallisation. Dans le gel silicone les décharges sont dégradantes pour ce dernier et rendent la surface de l'AlN plus conductrice, permettant de cheminer le long de l'interface gel/AlN jusqu'à atteindre la masse (sauf dans le cas des substrats les plus « faibles » pour lesquels la propagation des décharges en surface est stoppée par l'avènement d'une rupture à travers la couche céramique). Ces différents scénarios devront être complétés par d'autres études notamment en caractérisant ces décharges pré-rupture à l'interface encapsulant/AlN.

Pour espérer améliorer les performances du substrat en AC 50Hz employant du gel silicone comme encapsulant, notre étude a montré qu'il faut imaginer impérativement une solution permettant d'augmenter le PDIV au-delà des 20 kV, ceci en réduisant fortement le champ au point triple. Il faut aussi noter que si les normes nécessitent de faire des tests de l'équipement final en AC 50 Hz (tension de rupture et PDIV), ces modules de puissance fonctionnent plutôt sous tensions DC et de type MLI (application convertisseurs statiques). Le chapitre suivant portera à cet effet sur l'étude de la tenue en tension des substrats AlN métallisés sous contrainte DC pour les deux polarités (positive et négative).

Chapitre 3 : Étude de la limitation en tension DC des substrats céramiques métallisés encapsulés

Dans ce chapitre est présenté l'ensemble des mesures de tension de rupture sous tension continue, de polarité positive et négative, effectuées sur les substrats céramiques métallisés encapsulés « de référence » (tels que décrits au chapitre précédent). Les mêmes paramètres ont été pris en compte pour cette étude, à savoir : l'épaisseur de la couche d'AlN, la nature et la géométrie de la métallisation, la nature du matériau encapsulant.

L'objectif est ici aussi d'une part l'évaluation quantitative de la tenue en tension en DC des structures étudiées dans une gamme d'épaisseur du substrat jusqu'à 3 mm, et d'autre part une évaluation phénoménologique des mécanismes par l'analyse de l'impact des paramètres considérés sur les modes de rupture observés.

Une fois les méthodes et les résultats des mesures de tenue en tension DC décrits, puis les différents modes de rupture de ces structures d'isolation conventionnelles analysés en fonction des paramètres, des hypothèses sur les mécanismes et facteurs pouvant contribuer à interpréter les phénomènes observés seront présentés.

3.1 Mesure de la tension de rupture diélectrique en DC

3.1.1 Bancs de mesure

La mesure de la tension DC en polarité positive (notée DC+) a été réalisée en utilisant une alimentation DC de +100 kV de Technix (modèle SR100-P-300). Un programme LabView permet de contrôler la tension de consigne de l'alimentation, de façon à appliquer une rampe de pente 2 kV/s (i.e. la même que celle utilisée pour les essais en AC). Une carte électronique permet d'établir la connexion entre le programme LabView et l'alimentation. Lorsque le courant mesuré dépasse la limite fixée à 3 mA, l'alimentation est coupée électroniquement. La valeur de tension au moment de la coupure est considérée comme la tension de rupture. La mesure de la tension de rupture DC en polarité négative (notée DC-) est réalisée de même, en utilisant une alimentation DC de -100 kV (Technix - modèle SR100kV-300W).

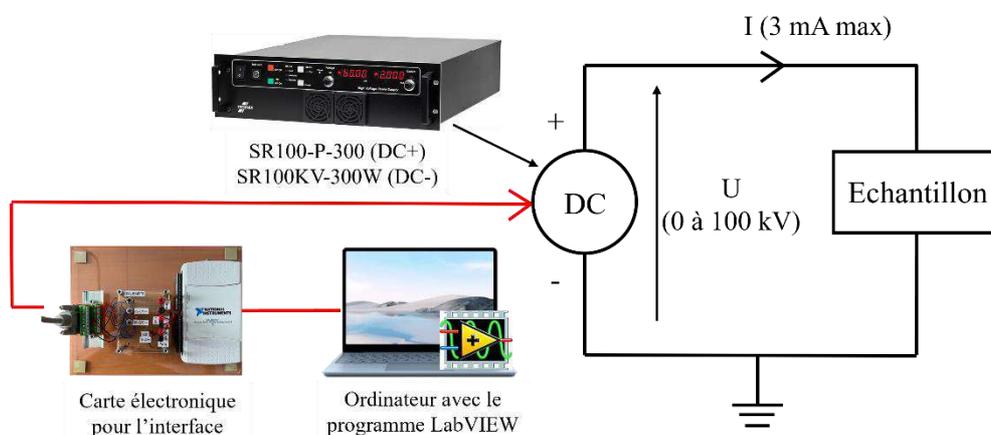


Figure 94 : Schéma simplifié du montage pour la mesure de tension de rupture DC (polarités positive et négative)

3.1.2 Échantillons et méthode

Les structures testées sont de même nature que les structures de référence définies et utilisées au chapitre 2. Seuls deux matériaux d'encapsulation ont été considérés ici, le gel silicone Silgel 612 et le liquide diélectrique Galden HT55. Aucun substrat n'est testé avec l'encapsulation en résine époxy d'une part en raison des difficultés de mises en œuvre de cette dernière et d'autre part afin de préserver des échantillons pour des études complémentaires (fabrication de structures Mesa et test de dépôt de parylène entre autres). Quatre épaisseurs (de 1 mm à 3 mm) pour les substrats avec métallisation Cu-AMB, et deux épaisseurs (1,5 mm et 2 mm) pour les substrats avec métallisation Au-Sp ont été étudiées.

Comme pour la mesure de la tension de rupture en AC 50 Hz, la mesure de la tension de rupture en DC est réalisée sur des séries de dix échantillons identiques (sauf indication contraire). Les résultats sont toujours traités selon la statistique de Weibull en calculant le paramètre d'échelle α et le paramètre de forme β .

3.2 Résultats des mesures électriques et modes de rupture en DC+

3.2.1 Effet de l'épaisseur d'AlN, de la nature de l'encapsulant

Nous présentons ici les résultats correspondant aux substrats AlN avec la métallisation Cu-AMB. Les résultats pour les deux rayons de courbure de l'électrode supérieure (2,5 mm et 0,5 mm) sont présentés simultanément ici.

La Figure 95 présente les graphiques de Weibull des résultats pour les deux matériaux d'encapsulation et les deux rayons de courbure de métallisation.

NB : Il est à noter que certains échantillons plongés dans le liquide diélectrique n'ont pas claqué jusqu'à 100 kV (limite maximale de notre alimentation DC+). Dans ce cas, ces échantillons sont comptés comme ayant claqué à 100 kV dans la statistique, ce qui concerne deux échantillons de 1,5 mm et 3 mm d'épaisseur et un échantillon de 2 mm d'épaisseur pour les substrats avec rayon de 2,5 mm ainsi qu'un échantillon de 2 mm et 3 mm d'épaisseur pour les échantillons avec rayon de 0,5 mm.

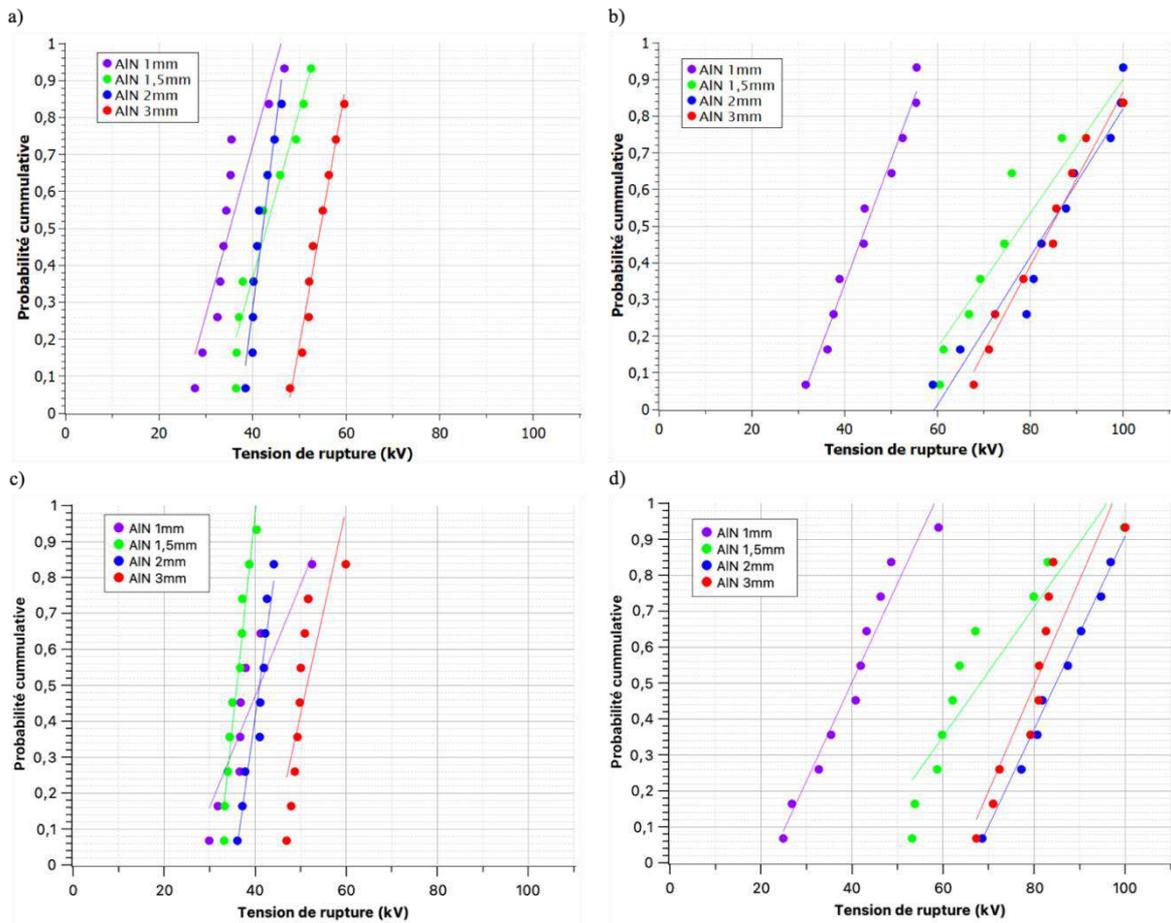


Figure 95 : Graphes de Weibull de la tension de rupture DC+ des substrats AlN avec métallisation Cu-AMB à rayon de 2,5 mm dans le gel a) et dans le liquide b) et Cu-AMB à rayon 0,5 mm dans le gel c) et dans le liquide d)

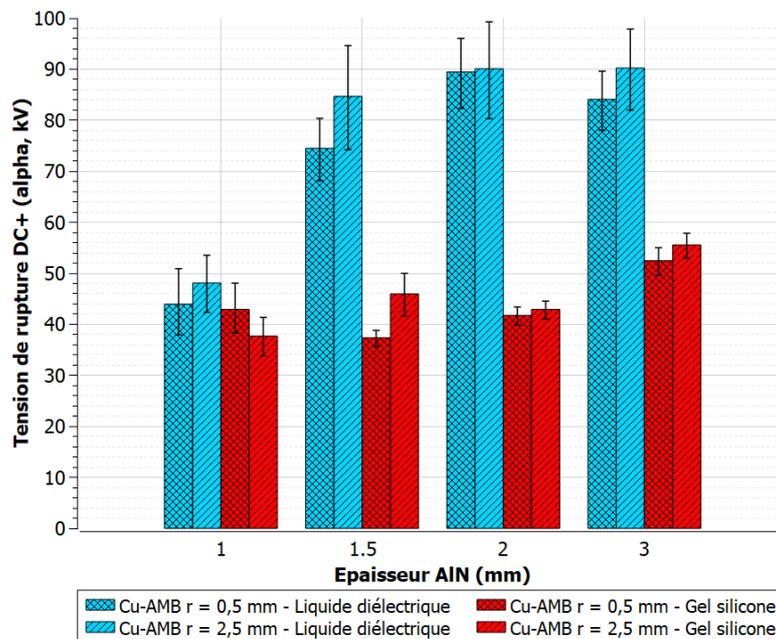


Figure 96 : Tension de rupture DC+ (paramètre α) pour les substrats AlN avec métallisation Cu-AMB de rayon 0,5 mm et 2,5 mm dans le gel silicone et dans le liquide diélectrique

A partir de ces graphiques de Weibull, les paramètres α et β sont déterminés ce qui permet de tracer sur la Figure 96 la tension de rupture α avec l'intervalle de confiance à 95 %. Le Tableau 9 quant à lui regroupe les valeurs des paramètres α et β ainsi calculées.

Tableau 9 : Paramètres α et β calculés pour des échantillons Cu-AMB testés en rupture DC+ dans du gel silicone et du liquide diélectrique pour a) $r = 2,5\text{mm}$ et b) $r = 0,5\text{ mm}$

a)

Epaisseur AlN	1 mm		1,5 mm		2 mm		3 mm	
Encapsulant	Gel	Liquide	Gel	Liquide	Gel	Liquide	Gel	Liquide
α (en kV)	37,71	48,1	45,97	84,68	42,93	90,09	55,56	90,24
β	6,47	5,6	7,17	5,4	17,27	6,18	15,83	7,4

b)

Epaisseur AlN	1 mm		1,5 mm		2 mm		3 mm	
Encapsulant	Gel	Liquide	Gel	Liquide	Gel	Liquide	Gel	Liquide
α (en kV)	42,93	43,96	37,37	74,51	41,75	89,49	52,47	84,11
Ecart avec $r = 2,5\text{ mm}$ (%)	+13,8	-8,6	-18,7	-11	-2,7	-0,7	-5,6	-7
β	5,31	4,09	15,86	7,93	7,17	8,5	12,64	9,45

Hormis pour les échantillons avec substrat de 1 mm d'épaisseur, pour lesquels les valeurs restent proches, la tension de rupture est presque deux fois plus importante pour les échantillons encapsulés testés dans le liquide que ceux encapsulés dans le gel silicone, lorsque les substrats ont une épaisseur de 1,5 mm à 3 mm. Quel que soit le milieu encapsulant, la dispersion des résultats est assez importante, avec des valeurs de β généralement inférieures à 10.

Concernant l'influence du rayon de courbure de la métallisation, il est possible au regard des résultats présentés sur la Figure 96, de conclure qu'elle n'est pas significative sur la tension de rupture sous contrainte DC +. Comme dans le chapitre précédent, on peut expliquer cette absence d'effet par la présence d'excroissances métalliques observées au bord de la piste de cuivre, dues à la pâte à braser, ayant un impact plus important sur le renforcement de champ que celui du rayon de courbure des angles de la métallisation.

3.2.2 Effet de la nature de la métallisation

Seuls des substrats de 1,5 mm et 2 mm d'épaisseur ont été testés avec la métallisation Au-Sp. Les graphiques de Weibull en Figure 97 montrent les résultats obtenus pour les substrats avec métallisation Au-Sp encapsulés dans le gel silicone et ceux plongés dans le liquide diélectrique. La tension de rupture augmente avec l'épaisseur d'AlN mais cette différence est beaucoup plus marquée dans le gel que dans le liquide diélectrique. Les mesures sont dans l'ensemble assez dispersées.

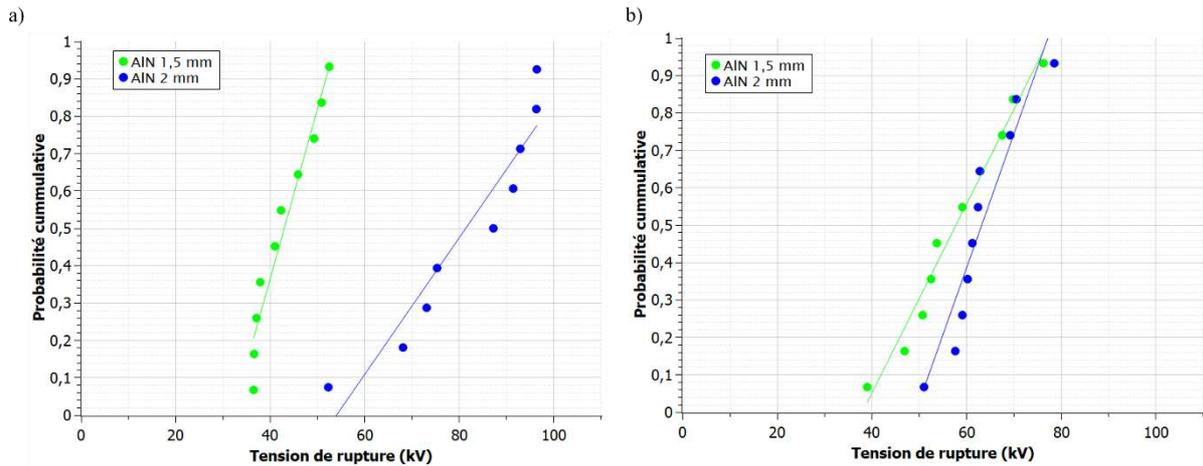


Figure 97 : Graphes de Weibull de la tension de rupture DC+ des substrats AIN avec métallisation Au-Sp dans le gel a) et dans le liquide b)

Le graphique de la Figure 98 permet de comparer la tension de rupture en DC+ entre les échantillons avec métallisation Cu-AMB et Au-Sp, pour les deux matériaux d'encapsulation. Avec du liquide diélectrique, la tension de rupture est plus faible de 26 % avec une métallisation Au-Sp qu'avec une métallisation Cu-AMB, et ce pour les deux épaisseurs d'AlN. Cependant, pour les échantillons encapsulés dans du gel silicone, la tension de rupture avec une métallisation AU-Sp est de + 17 % et + 105 % respectivement pour des épaisseurs de 1,5 mm et 2 mm par rapport à la tension de rupture avec métallisation Cu-AMB.

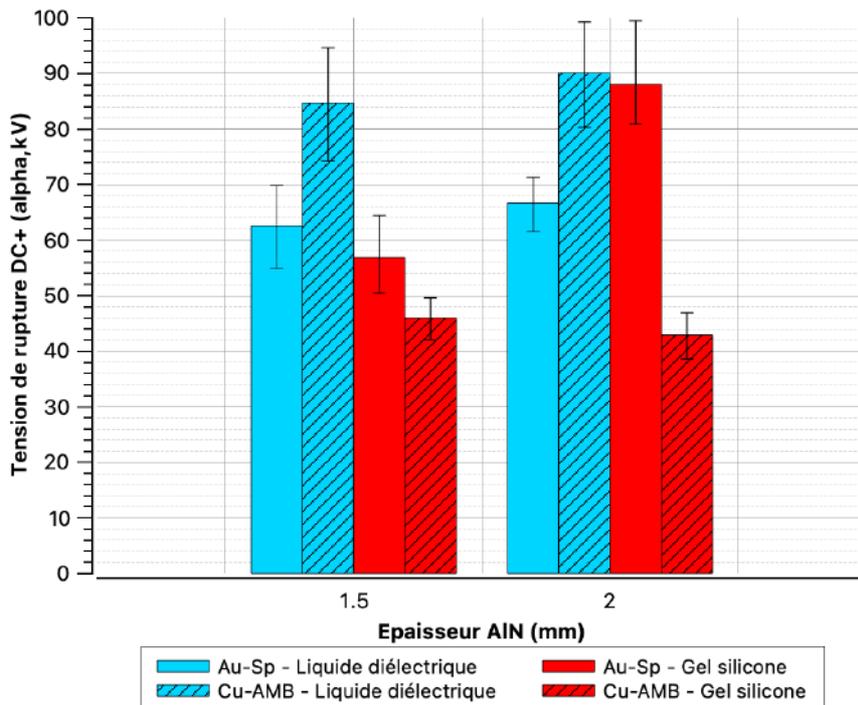


Figure 98 : Tension de rupture DC+ (paramètre α) pour les substrats AIN avec métallisation Au-Sp et Cu-AMB (rayon de 2,5 mm) dans le gel silicone et le liquide diélectrique

3.2.3 Synthèse de l'étude quantitative de la tension de rupture en DC+

La tenue en tension en DC+ des structures de référence :

- est supérieure à 20 kV quelle que soit l'épaisseur du substrat,
- augmente modérément d'environ 40 kV à 56 kV lorsque l'épaisseur du substrat passe de 1 mm à 3 mm, avec une encapsulation par gel silicone,
- augmente fortement de 40 kV à 90 kV lorsque l'épaisseur du substrat passe de 1 mm à 3 mm avec une encapsulation par liquide diélectrique,
- est sensible au passage d'une électrode en Cu-AMB à une électrode en Au-Sp.

Certaines de ces tendances seront discutées après la présentation de l'ensemble des résultats.

3.2.4 Modes de rupture sous tension DC+

3.2.4.1 Rupture de la couche d'AlN en périphérie de l'électrode HV

Pour les deux matériaux d'encapsulation la rupture a toujours lieu à travers la couche d'AlN, le courant de rupture traversant l'épaisseur en un point de claquage situé à plus ou moins longue distance du bord de la métallisation, comme le montre la Figure 99, sauf pour certains échantillons de 1 mm d'épaisseur (considérés au sous-paragraphe suivant).

Lors de l'essai, aucune décharge n'est observée visuellement avant la rupture, seuls de légers crépitements sont audibles. Au moment de la rupture, un arc lumineux est visible. A la fin de l'essai, aucune dégradation autre que celles laissées par le canal de la rupture n'est visible sur les céramiques ou l'encapsulant. Ainsi, contrairement à ce qui avait été observé en AC 50 Hz, il n'y a pas de traces d'arborescences dans le cas de l'encapsulation par gel silicone à la fin de l'essai en DC. Toutes ces observations sont valables pour les deux natures de la métallisation (Cu-AMB et Au-Sp).

De plus, les dégradations dues à la rupture sont plus ou moins importantes avec un ou plusieurs points de claquage, plus ou moins éloignés de l'électrode, comme cela sera traité en détail au paragraphe 3.4.

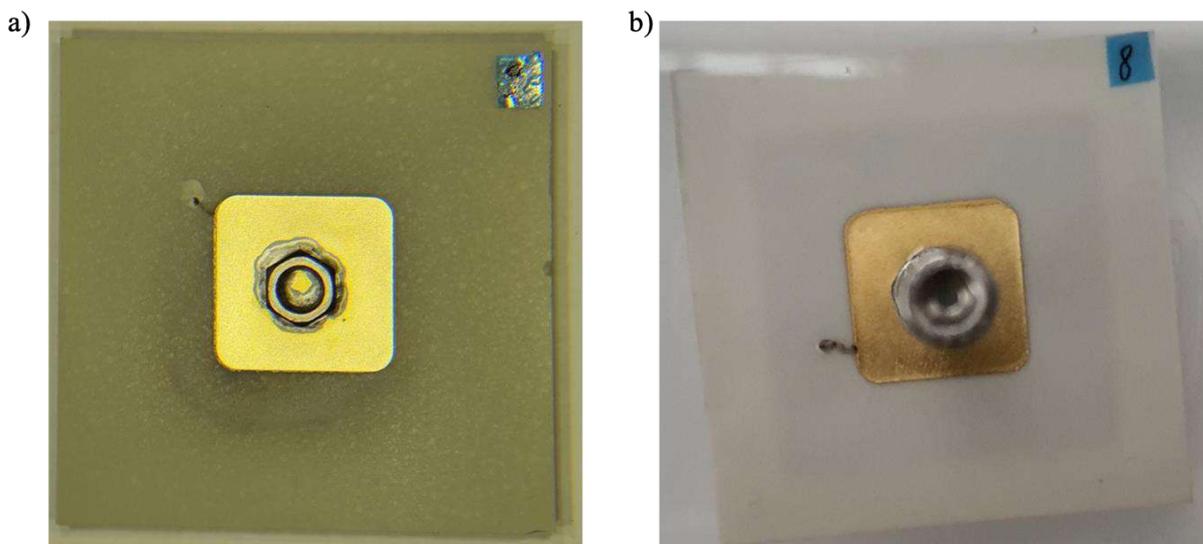


Figure 99 : Photographies après rupture DC+ de substrats Cu-AMB ($r = 2,5$ mm) dans a) le liquide diélectrique (3 mm) et b) le gel silicone (1,5 mm)

3.2.4.2 Cas particulier de rupture de la couche d'AlN sous l'électrode HV

Une proportion non négligeable des échantillons avec substrat d'épaisseur 1 mm et encapsulés par le liquide a présenté un claquage traversant la couche d'AlN dans le volume sous l'électrode HV (et non plus à sa périphérie). Cela concerne quatre échantillons sur les dix avec un rayon de courbure de métallisation de 2,5 mm et deux échantillons sur les dix avec un rayon de courbure de 0,5 mm. Les deux substrats avec rayon de 0,5 mm ayant claqué sous l'électrode supérieure sont les deux qui ont la plus faible tension de rupture de la série (24,9 kV et 26,8 kV). Pour les échantillons avec un rayon de 2,5 mm, les substrats avec un claquage sous l'électrode conduisent à une tension de rupture (α) plus faible (44,79 kV) que celle calculée pour les autres (50,86 kV).

Il est fort probable que cela soit dû au fait que les échantillons de 1 mm d'épaisseur avec une métallisation Cu-AMB présentaient parfois des fragilités mécaniques lors du procédé de métallisation se manifestant par des fissures comme expliqué au chapitre 2.

La présence de ces fissures ou autres fragilités mécaniques dues au processus de métallisation AMB pour les substrats AlN fins (1 mm) peut ainsi favoriser une rupture de type électromécanique, en particulier la rupture électromécanique dite filamentaire. Dans ce cas, l'application d'un champ électrique suffisant permet à une fissure en forme de filament de se propager à travers le diélectrique sous l'effet de forces électrostatiques [39]. Un échantillon où des fissures en volume sont déjà présentes avant l'essai pourrait donc amplifier ce phénomène.

3.3 Résultats des mesures électriques et modes de rupture en DC-

3.3.1 Effet de l'épaisseur d'AlN et de la nature du matériau encapsulant

Comme pour le test de tension de rupture en courant continu à polarité positive, le test de tension de rupture en courant continu à polarité négative est réalisé sur les substrats AlN métallisés Cu-AMB pour les quatre épaisseurs d'AlN avec les deux matériaux d'encapsulation que sont le gel silicone et liquide diélectrique. Le rayon de courbure des métallisations Cu-AMB est de 2,5 mm (sauf pour les échantillons de 1 mm d'épaisseur qui constituent un mix 50/50 de rayon de courbure de 2,5 mm et 0,5 mm à cause d'un nombre d'échantillons livrés plus réduit pour cette épaisseur). Dans les graphiques et les calculs, les valeurs de la tension de polarité négative seront mentionnées en valeur absolues pour plus de clarté.

La Figure 100 montre les graphiques de Weibull des tests de tension de rupture DC- effectués dans le gel silicone et le liquide diélectrique. Il est possible à partir des graphiques de Weibull de conclure que la tension de rupture DC- augmente avec l'épaisseur pour les deux matériaux d'encapsulation. Dans le cas du liquide diélectrique, la tension de rupture des échantillons avec substrat de 1,5 mm d'épaisseur dépasse même celle des échantillons substrat de 2 mm.

NB : Il est important de noter que pour les substrats plongés dans le liquide, certains échantillons ont dépassé les -100 kV sans atteindre la rupture diélectrique. C'est le cas pour deux échantillons de 1,5 mm d'épaisseur et cinq échantillons de 3 mm d'épaisseur. Pour la statistique, ces échantillons sont considérés comme ayant claqués à -100 kV. La tension de rupture calculée n'est donc pas représentative de la réalité pour ces échantillons de 3 mm d'épaisseur, elle sera néanmoins représentée mais spécifiée comme étant un minimum sur les différents graphiques.

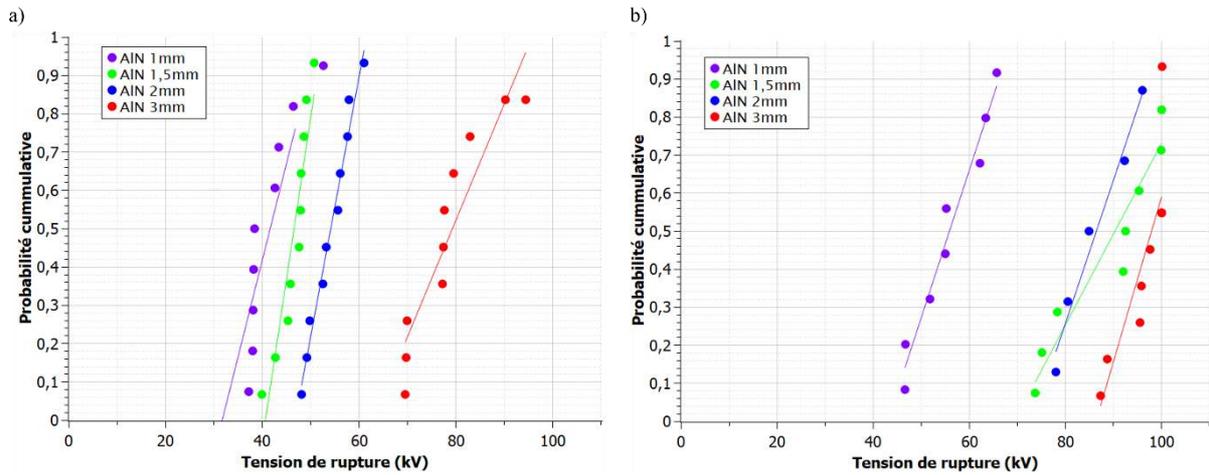


Figure 100 : Graphes de Weibull de la tension de rupture DC- des substrats AlN avec métallisation Cu-AMB (rayon de 2,5 mm) dans le gel a) et dans le liquide b)

La Figure 101 présente la tension de rupture DC- (paramètre α) obtenue lors des tests dans le liquide diélectrique et le gel silicone. Comme c'est le cas pour la tension de rupture DC +, la tension de rupture DC- est supérieure dans le liquide à celle mesurée dans le gel silicone. Cet écart varie de + 34 % (1 mm d'épaisseur) à + 98 % (1,5 mm d'épaisseur) et est largement sous-estimé pour les échantillons de 3 mm d'épaisseur à cause des cinq échantillons ayant dépassé la limite de 100 kV de l'alimentation DC. Le Tableau 10 présente les valeurs des paramètres α et β calculées pour cette série.

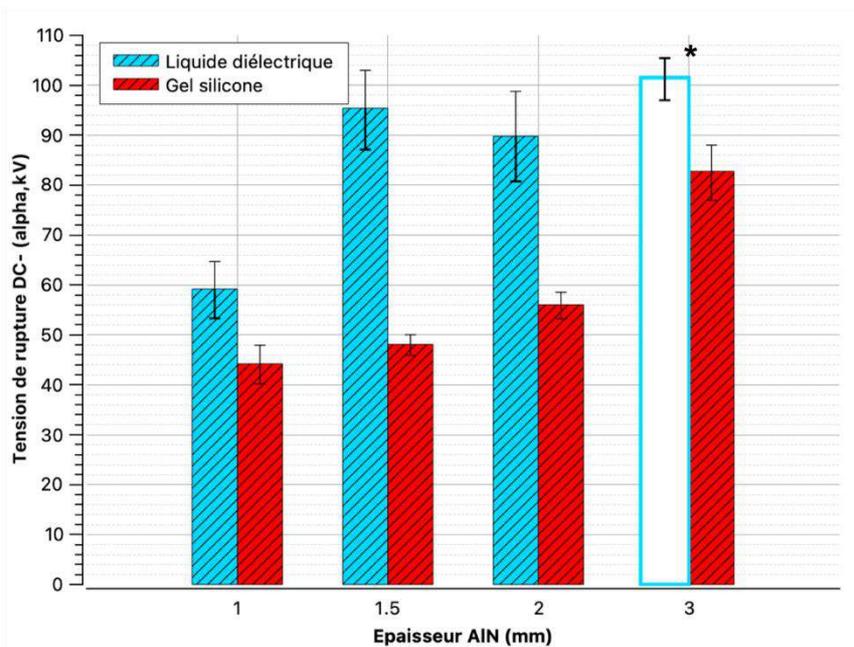


Figure 101 : Tension de rupture DC- (paramètre α) pour les substrats AlN avec métallisation Cu-AMB (rayon de 2,5 mm) dans le gel silicone et le liquide diélectrique. * Tension calculée avec 5 valeurs fixées à 100 kV pour les cinq substrats non défailants

Tableau 10 : Paramètres α et β calculés pour des échantillons Cu-AMB testés en rupture DC- dans du gel silicone et du liquide diélectrique. * Valeurs calculées avec 5 substrats non claqués fixés à 100 kV

Epaisseur AlN	1 mm		1,5 mm		2 mm		3 mm	
	Gel	Liquide	Gel	Liquide	Gel	Liquide	Gel	Liquide
α (en kV)	44,22	59,19	48,11	95,4	56,05	89,78	82,78	> 101,5 *
β	7,93	7,86	15,23	7,82	13,76	11,32	9,75	15,75 *

3.3.2 Synthèse rapide de l'étude quantitative de la tension de rupture en DC-

La tenue en tension en DC- des structures de référence :

- est très supérieure à 20 kV quelle que soit l'épaisseur du substrat,
- augmente sensiblement d'environ 45 kV à plus de 80 kV lorsque l'épaisseur du substrat passe de 1 mm à 3 mm, avec une encapsulation par gel silicone,
- augmente fortement de 60 kV à plus 90 kV dès que l'épaisseur du substrat passe de 1 mm à 1,5 mm (et plus de 100 kV avec pour 3 mm) avec une encapsulation par liquide diélectrique,

Certaines de ces tendances seront discutées après la présentation de l'ensemble des résultats.

3.3.3 Modes de rupture sous tension DC-

Concernant le type de rupture des échantillons, ces derniers se comportent comme pour la rupture DC+, le claquage a lieu toujours à travers la couche d'AlN avec un point de claquage en périphérie de l'électrode HV pour les substrats de 1,5 mm d'épaisseur et plus, quel que soit le milieu encapsulant (voir Figure 102). Pour les échantillons de 1 mm d'épaisseur la moitié

des échantillons testés ont présenté un claquage en volume sous l'électrode supérieure, ce qui est plus que dans le cas du DC + (30 %).

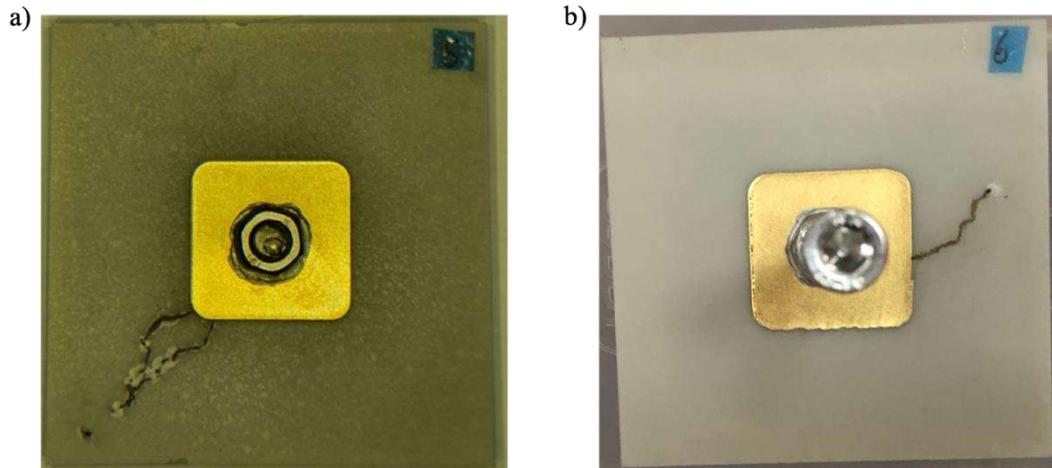


Figure 102 : Photographies après rupture DC- de substrats Cu-AMB ($r = 2,5$ mm) dans a) du liquide diélectrique (3 mm) et b) du gel silicone (3 mm)

3.3.4 Comparaison des tensions de rupture DC+ et DC-

Le graphique de la Figure 103 compare la tension de rupture DC+ et la tension de rupture DC- pour les deux matériaux d'encapsulation. Globalement la tendance qui se dégage est que la rupture sous une tension DC- est plus élevée que sous une tension DC+. Cette différence est plus ou moins marquée en fonction de l'épaisseur et de la nature de l'encapsulant. Ce comportement en fonction de la polarité de la tension appliquée est intéressant à observer notamment pour mettre en lumière les mécanismes à l'œuvre, ce que nous tenterons de faire par la suite.

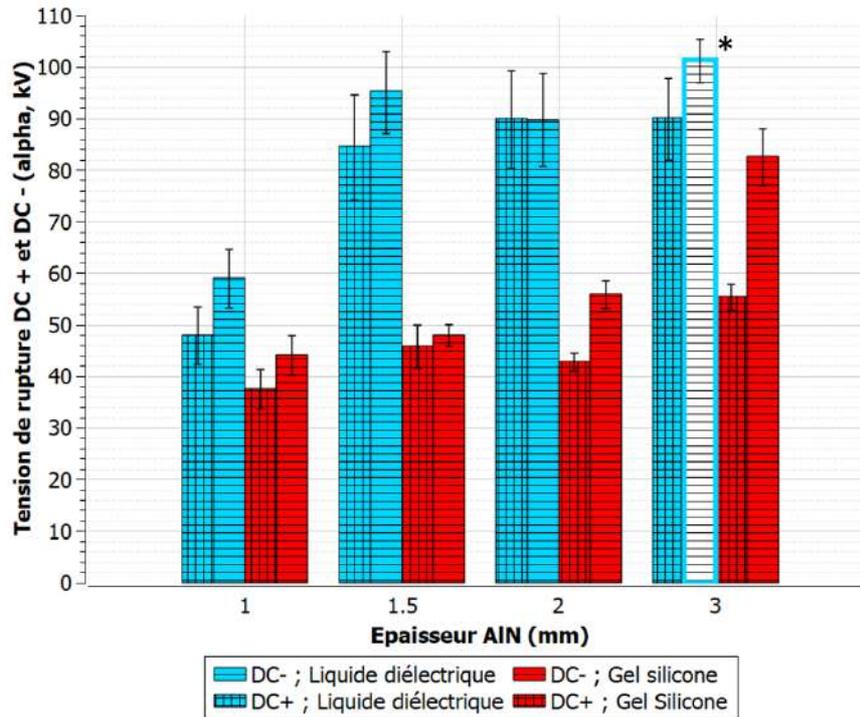


Figure 103 : Tension de rupture DC + et DC - (α) pour les substrats AlN avec métallisation Cu-AMB (rayon de 2,5 mm) dans le gel silicone et le liquide diélectrique. * Tension calculée avec 5 substrats non claqués fixés à 100 kV

3.4 Résultats des observations post-claquage et de l'analyse phénoménologique

L'objectif de cette partie est d'observer plus en détails les dégradations post-claquage sous polarisation DC des substrats céramiques métallisés encapsulés afin d'aider à la compréhension des mécanismes de rupture sous contrainte DC. Des simulations du champ de rupture sous contrainte DC sont aussi réalisées pour compléter l'étude.

3.4.1 Les différentes catégories des dégradations observées au microscope

L'ensemble des échantillons ayant subi les ruptures DC ont été observés à l'œil nu et photographiés. Les échantillons avec la métallisation Cu-AMB sont particulièrement étudiés ici. Tous les substrats plongés dans du liquide diélectrique lors des essais sont observés au microscope ainsi que les substrats de 2 mm et 3 mm d'épaisseur encapsulés dans du gel silicone après retrait de ce dernier pour permettre d'effectuer les mesures.

Les défauts ont pu être classifiés en quatre grandes catégories type :

- la première concerne les substrats de 1 mm ayant eu une rupture sous l'électrode haute tension, non observable. Cette catégorie a déjà été évoquée plus haut au paragraphe 3.2.4.2.

- la deuxième catégorie concerne les substrats ayant un point de claquage en bord de métallisation. Un exemple illustrant ce type de dégradation est montré en Figure 104.

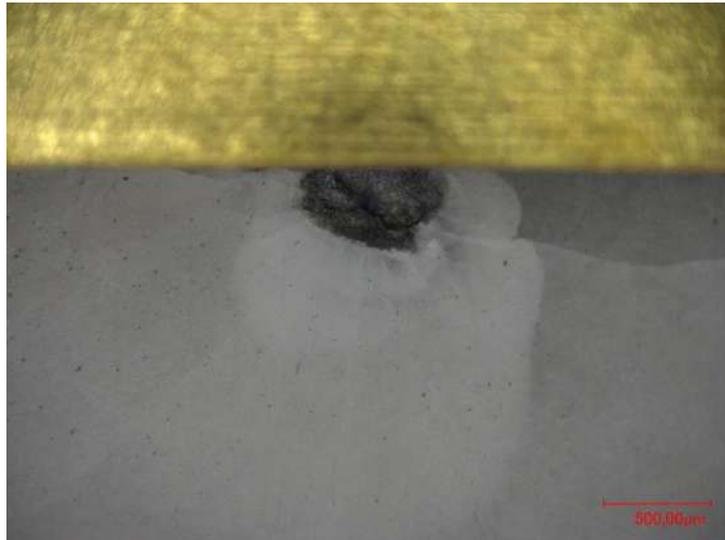


Figure 104 : Exemple d'un échantillon de la catégorie « point de rupture au bord de la métallisation », de 1 mm d'épaisseur - Rupture DC- dans le liquide diélectrique

- Les deux dernières catégories se différencient selon que la présence de fractures entre le point de claquage et le bord de la métallisation est visible, ou qu'au contraire, le point de claquage est isolé sans trace de dégradation sur la céramique autre que ce point de claquage. Au sein de ces deux dernières catégories, plusieurs sous catégories sont établies pour caractériser le degré de sévérité des dommages, comme décrit ci-après.

3.4.1.1 Rupture avec absence de fracture et point de claquage isolé

Certains échantillons ont un point de claquage éloigné de la métallisation, sans présence de fractures ou de trace du canal de courant en surface de la céramique. La sévérité de la rupture est classée selon deux catégories détaillées dans ce paragraphe : point de rupture avec dommages larges et profonds et point de rupture avec très forts dommages.

- Point de rupture avec dommages larges et profonds : le canal de rupture traversant la céramique est assez large (plusieurs dizaines de micromètres de diamètre), avec des dommages visibles sur la céramique autour de ce dernier comme des trous ou des décollements de la surface de la céramique (parties plus blanches) comme observé sur la Figure 105.



Figure 105 : Exemple d'un échantillon de la catégorie « point de rupture avec dommages larges et profonds », de 2 mm d'épaisseur - Rupture DC+ dans le gel silicone

- Point de rupture avec dommages très importants : présence de fractures très profondes (plusieurs dizaines de micromètres au moins) au niveau du point de claquage mais sans connexion directe de ces fractures avec le bord de la métallisation (discontinu), voir l'exemple de la Figure 106.



Figure 106 : Exemple d'un échantillon de la catégorie « point de rupture avec dommages très importants », de 3 mm d'épaisseur - Rupture DC+ dans le liquide diélectrique

3.4.1.2 Rupture avec présence de fractures entre électrode et point de rupture

Quatre sous-catégories sont établies pour juger de la sévérité des dommages engendrés par la rupture DC : fracture fine et superficielle, fracture large et assez profonde, fracture très profonde et présence de plusieurs points de rupture.

- Fracture fine et superficielle : très difficiles à voir à l'œil nu, elles sont fines (quelques micromètres de la largeur), superficielles, n'engendrant pas de défauts d'ampleur sur la surface de l'AlN comme sur la Figure 107.

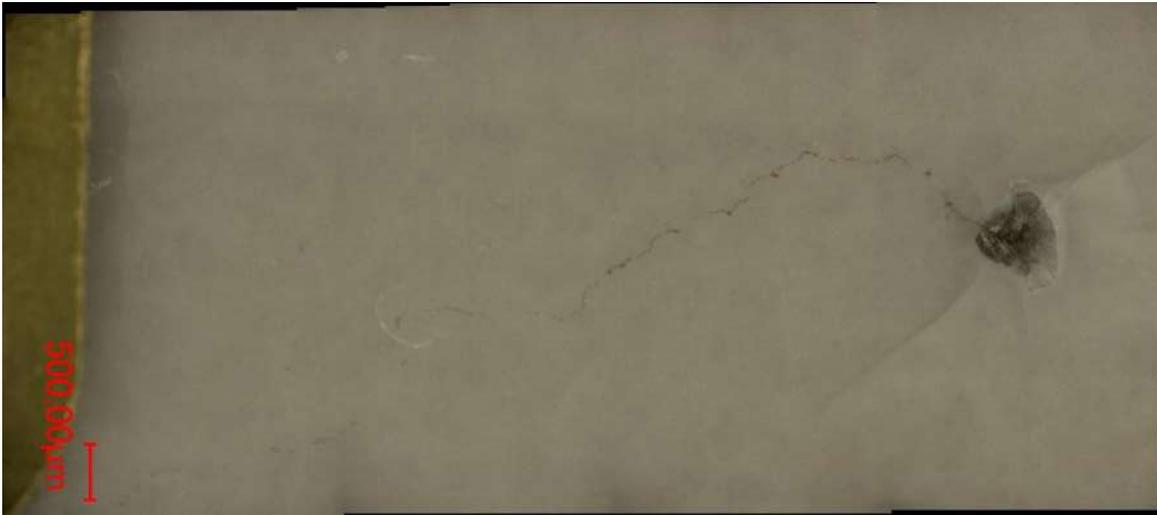


Figure 107 : Exemple d'un échantillon de catégorie « fractures fines et superficielles », de 3 mm d'épaisseur - Rupture DC- dans le gel silicone

- Fracture large et assez profonde : une seule fracture ininterrompue entre le bord de la métallisation et le point de rupture, assez large (plusieurs dizaines de micromètres) et assez profonde (quelques dizaines de micromètres), voir l'exemple de la Figure 108.



Figure 108 : Exemple d'un échantillon de catégorie « fracture large et assez profonde », de 1 mm d'épaisseur - Rupture DC+ dans le liquide diélectrique

- Fractures très profondes : une ou plusieurs fractures très larges et très profondes (plusieurs dizaines voire centaines de micromètres), passant parfois sous la surface de la céramique et remontant, créant un tunnel comme le montre la Figure 109. Les dommages sont très importants sur l'AlN, provoquant des crevasses ou des décollements de la surface.

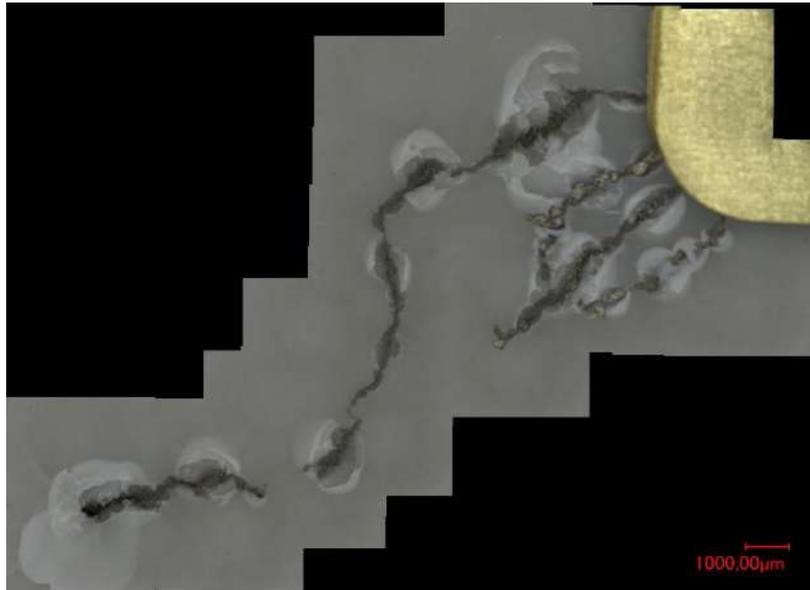


Figure 109 : Exemple d'un échantillon de catégorie « fractures très profondes », de 2 mm d'épaisseur - Rupture DC- dans le liquide diélectrique

- Présence de plusieurs points de rupture : plusieurs points de rupture visibles (deux voire trois), pas forcément tous reliés à la métallisation par une fracture (mais au moins un) comme présenté dans la Figure 110. Les dommages sur la surface de l'AlN sont importants.

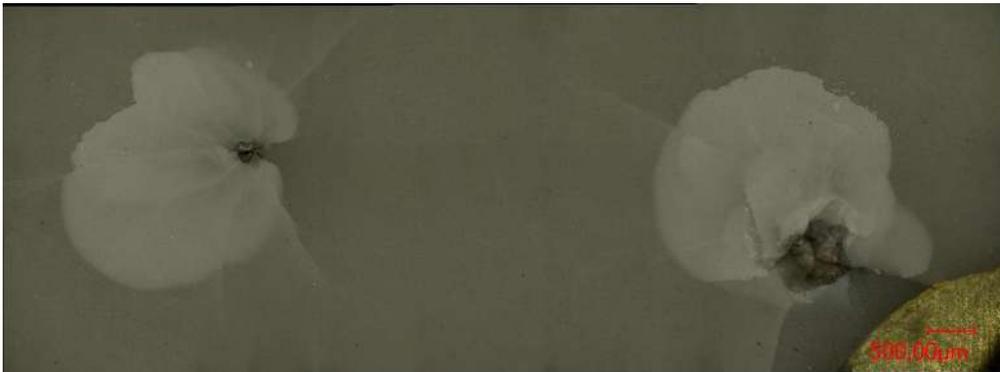


Figure 110 : Exemple d'un échantillon de catégorie plusieurs point de rupture, de 3 mm d'épaisseur, rupture DC + dans le liquide diélectrique

3.4.1.3 Impact des paramètres sur la répartition des dégradations par catégorie

Une fois les différentes catégories de dégradation post-claquage DC établies, l'objectif est donc de comparer l'occurrence de chaque catégorie en fonction de l'épaisseur d'AlN, de la polarité de la tension appliquée et du matériau encapsulant.

Le Tableau 11 et le Tableau 12 montrent la répartition par catégorie des dommages observés après la rupture DC sur les échantillons testés respectivement dans le liquide diélectrique et le gel silicone. Il est à noter que dans ces pourcentages, les échantillons de 1 mm d'épaisseur ayant une rupture sous l'électrode et les échantillons plus épais n'ayant pas atteint la tension de rupture lors de l'essai ne sont pas pris en compte.

Tableau 11 : Répartition par catégories de dommages des échantillons Cu-AMB après rupture DC dans le liquide diélectrique

Epaisseur AIN (mm)		1		1,5		2		3	
Test		DC +	DC -	DC +	DC -	DC +	DC -	DC +	DC -
Point de claquage en bord de métallisation		20 %	25 %	12,5 %	42,8 %	-	-	-	-
Absence de fracture	Dommages larges et profonds	-	-	-	-	-	-	11,1 %	-
	Très forts dommages	-	-	-	-	-	-	44,4 %	-
Présence de fractures	Fines et superficielles	-	-	-	-	-	-	-	-
	Large et assez profonde	80 %	-	75 %	14,3 %	87,5 %	50 %	11,1 %	20 %
	Très profondes, dommages importants	-	75 %	-	28,6 %	-	41,7 %	-	80 %
	Plusieurs points de rupture	-	-	12,5 %	14,3 %	12,5 %	8,3 %	33,4 %	-

Le Tableau 11 montre que, pour le cas du liquide diélectrique, seule une petite proportion des échantillons avec substrat de 1 mm et 1,5 mm (un quart ou moins) présentent un point de rupture en bord de métallisation. La majeure partie des autres échantillons présentent des fractures importantes sur et parfois sous la surface de l'AIN, permettant de supposer un passage du courant de court-circuit en surface de céramique. Cependant, la moitié des échantillons de 3 mm d'épaisseur avec une rupture DC+, ne présentent pas de fracture mais un point de claquage isolé avec de forts dommages autour. La présence de deux points de rupture ou plus est assez rare sauf pour les substrats de 3 mm d'épaisseur soumis à la contrainte DC+ (1/3). Enfin, la rupture DC- dans le liquide produit des fractures et des dommages généralement plus importants que la rupture en DC+, sans doute en partie à cause d'une tension de rupture plus importante. En effet l'énergie dissipée lors de la rupture finale est celle accumulée dans la partie saine (non claquée) de l'isolant ainsi que celle qui est fournie par la source. L'énergie accumulée dans l'isolant au moment de la rupture ($0.5CV^2$) est assez faible, compte tenu de la faible valeur de la capacité (de l'ordre de quelques dizaines de pF). En revanche, l'énergie fournie par la source peut être importante car dans les technologies de sources haute tension continue figure(nt) un(des) condensateur(s) de fortes valeurs (quelques centaines de nF) dans l'étage de sortie, justifiant les dégradations observées en surface de céramique.

Tableau 12 : Répartition par catégories de dommages des échantillons Cu-AMB après rupture DC dans le gel silicone

Epaisseur AlN (mm)		2		3	
Test		DC +	DC -	DC +	DC -
Point de claquage en bord de métallisation		-	-	-	-
Absence de fracture	Dommages larges et profonds	100 %	50 %	100 %	40 %
	Très forts dommages	-	20 %	-	-
Présence de fractures	Fines et superficielles	-	30 %	-	60 %
	Large et assez profonde	-	-	-	-
	Très profondes, dommages importants	-	-	-	-
	Plusieurs points de rupture	-	-	-	-

Le Tableau 12 indique, qu'avec le gel silicone comme encapsulant, la présence de fracture sur la surface de la céramique après la rupture est très rare. Lorsqu'elles sont observées, ces dernières sont toujours fines et assez superficielles. Ceci plaide en faveur d'un passage du courant de court-circuit de l'électrode au point de rupture au travers du gel et non circulant en surface de la céramique. Par ailleurs, ces fractures apparaissent seulement lors de la rupture DC-.

Il est donc possible de conclure que les dégradations observées post-mortem sur la surface de la céramique se retrouvent essentiellement lors de la rupture en DC pour des substrats AlN plongés dans du liquide diélectrique, comme cela était le cas pour lors des test en AC 50 Hz. Avec du gel silicone comme encapsulant, ces dégradations se retrouvent essentiellement au sein de ce dernier, sous forme de cavités aux parois noircies. Les dégradations sont aussi plus importantes lors de la rupture DC- que lors de la rupture DC+ sachant que cette dernière a lieu à des tensions plus faibles.

3.4.2 Mesure des distances des points de rupture par rapport au bord d'électrode

Les images prises au microscope numérique des échantillons après rupture permettent de mesurer la distance entre le point de rupture traversant la céramique et le bord de la métallisation.

Les graphiques présentés sur la Figure 111, sous forme de diagramme à moustache, présentent les mesures réalisées sur les substrats Cu-AMB plongés dans le liquide lors des ruptures DC+ et DC-. Pour les deux polarités, la moyenne des distances augmente avec l'épaisseur d'AlN. Cette augmentation est entre 2 et 2,5 fois plus marquée pour une rupture en DC- qu'en rupture DC+. Les résultats peuvent laisser penser que plus la tension de rupture est élevée, plus la distance sera grande, mais cette hypothèse n'est pas clairement vérifiée dans la Figure 112 compte tenu du nombre trop faible d'échantillons testés et de la dispersion des résultats.

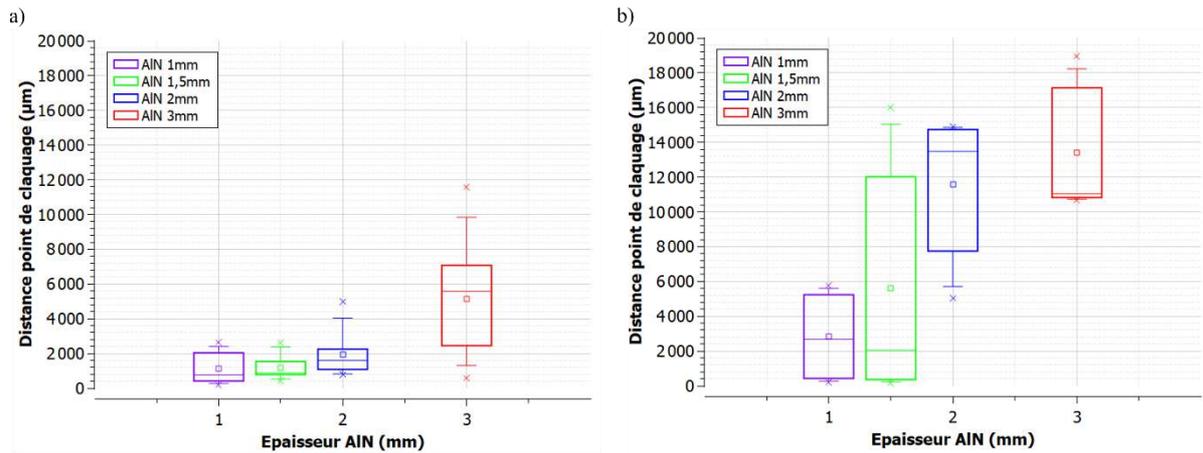


Figure 111 : Moyenne des distances entre le point de rupture et le bord de la métallisation pour les échantillons Cu-AMB plongés dans du liquide en fonction de l'épaisseur de l'AlN après la rupture en a) DC+ et b) DC-

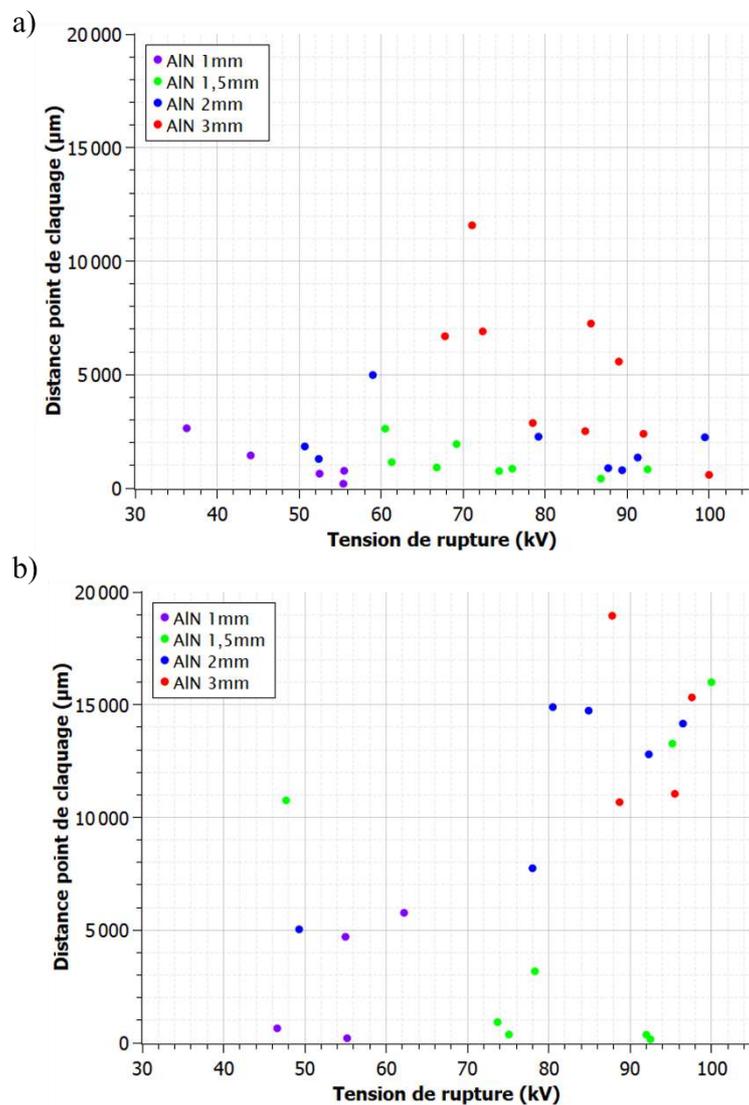


Figure 112 : Distance entre le point de rupture et le bord de la métallisation, pour les échantillons plongés dans du liquide en fonction de la tension de rupture pour chaque épaisseur d'AlN après la rupture en a) DC+ et b) DC-

Les mesures de distance entre le point de rupture et le bord de la métallisation ont aussi été prises pour les échantillons encapsulés dans le gel pour 2 mm et 3 mm d'épaisseur. La Figure 113 présente les graphiques de la distance par rapport à l'épaisseur de l'AlN sous forme de diagramme à moustache. Comme dans le cas de l'encapsulation avec le liquide, la distance moyenne augmente avec l'épaisseur. En revanche, même si la distance moyenne est plus élevée pour les échantillons soumis à la rupture DC- par rapport à la rupture DC+, la différence est beaucoup moins importante que dans le liquide (+ 46 % pour 2 mm et + 23 % pour 3 mm) et même assez faible au regard de la dispersion. La Figure 114 démontre qu'il est difficile d'établir un lien direct entre la tension de rupture DC- et la distance du point de rupture.

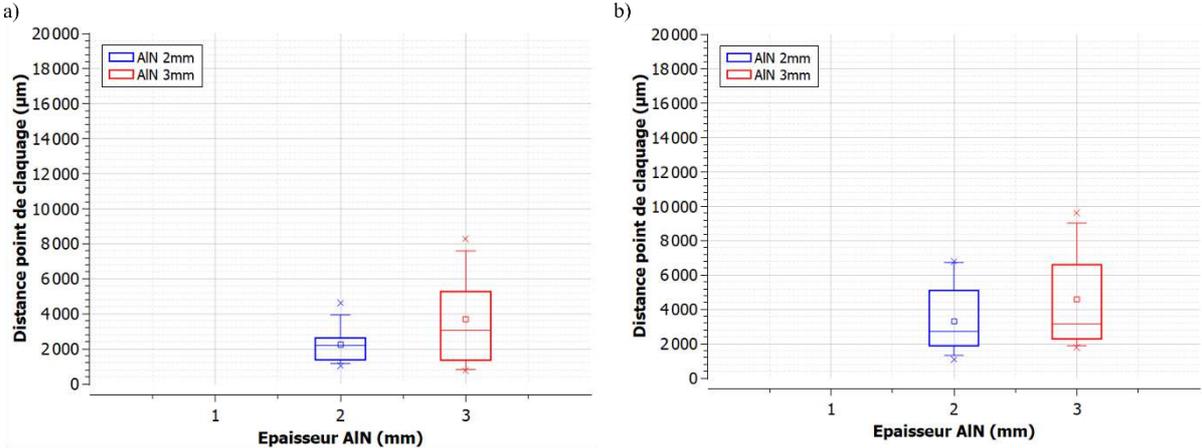


Figure 113 : Moyenne des distances entre le point de rupture et le bord de la métallisation pour les échantillons Cu-AMB encapsulés dans du gel silicone en fonction de l'épaisseur de l'AlN après la rupture en a) DC+ et b) DC-

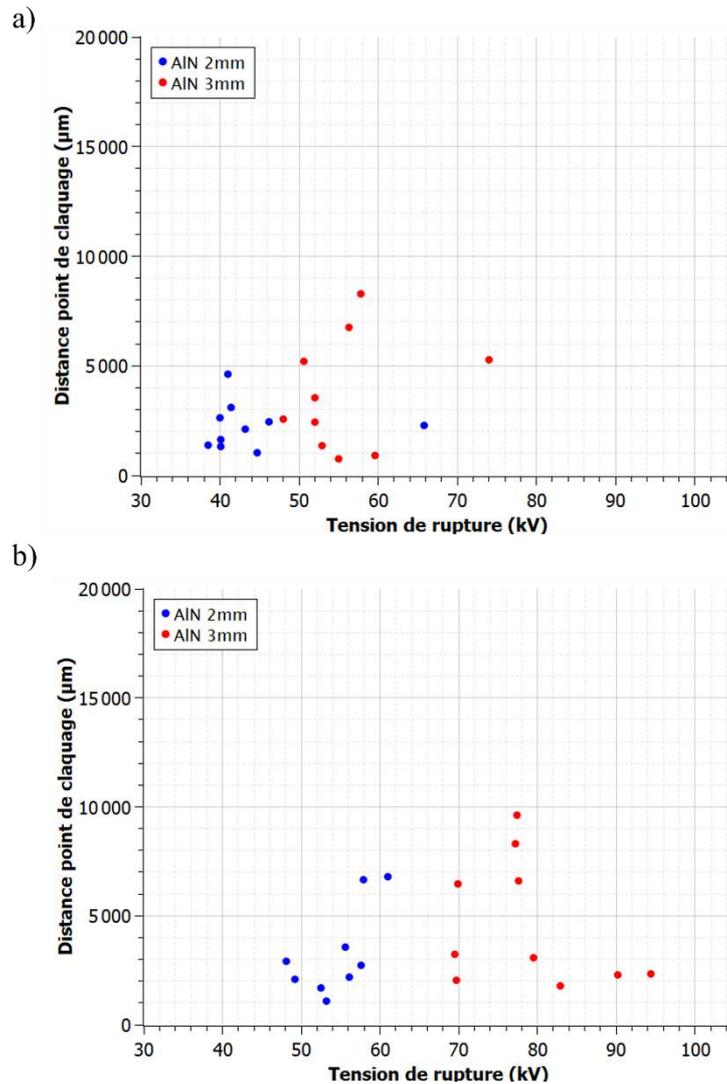


Figure 114 : Distance entre le point de rupture et le bord de la métallisation, pour les échantillons encapsulés dans du gel silicone en fonction de la tension de rupture pour chaque épaisseur d'AlN après la rupture en a) DC+ et b) DC-

3.4.3 Simulation sous Comsol du champ électrique sous tension de rupture DC

Afin d'analyser les différences de tension de rupture sous polarisation DC entre des substrats AlN métallisés Cu-AMB encapsulés dans le gel silicone et ceux plongés dans le liquide diélectrique, il peut être intéressant de simuler la répartition du champ électrique dans cette structure, à la tension de rupture expérimentale, avec le logiciel Comsol Multiphysics. Comme nous l'avons déjà souligné pour les simulations réalisées dans le chapitre 2 sous contrainte AC 50 Hz, ces calculs ne pourront pas prédire de manière réaliste le champ dans la structure lors du test. En particulier, elles ne pourront notamment pas rendre compte d'un écart de résultat entre polarités positive et négative, comme obtenu expérimentalement. Mais elles permettront d'observer au moins l'impact des propriétés de conduction électrique et de polarisation diélectrique, en se basant sur des valeurs de ces propriétés mesurées à faible champ.

La physique utilisée est « courants électriques » et la simulation est réalisée dans le domaine temporel, pour prendre en compte la croissance de la tension DC+ appliquée à une vitesse de 2 kV/s jusqu'à la valeur de la tension de rupture mesurée. Les détails sur la géométrie, le maillage et la prise des mesures entre autres sont donnés en Annexe II. Le champ

électrique est simulé à la tension de rupture obtenue expérimentalement en polarité positive (paramètre α) en tenant compte de l'intervalle de confiance calculé.

La Figure 115 montre la répartition de champ simulée dans la structure (zoomé autour du point triple) à la tension de rupture DC+. Malgré une tension de rupture de la structure avec liquide diélectrique mesurée en pratique bien supérieure que celle de la structure avec du gel silicone, le champ électrique simulé au point triple est beaucoup plus faible pour le cas avec liquide que pour celui avec gel silicone. Cela provient de la conductivité plus élevée du liquide, entraînant une linéarisation plus importante de l'écartement des équipotentielles sous l'effet du passage d'un courant dans la zone sous champ. En effet, sous tension continue, ce sont essentiellement les phénomènes de conduction qui vont agir sur la répartition du champ électrique. Plus la conductivité d'un diélectrique formant le point triple est élevée, plus le renforcement de champ au point triple diminue.

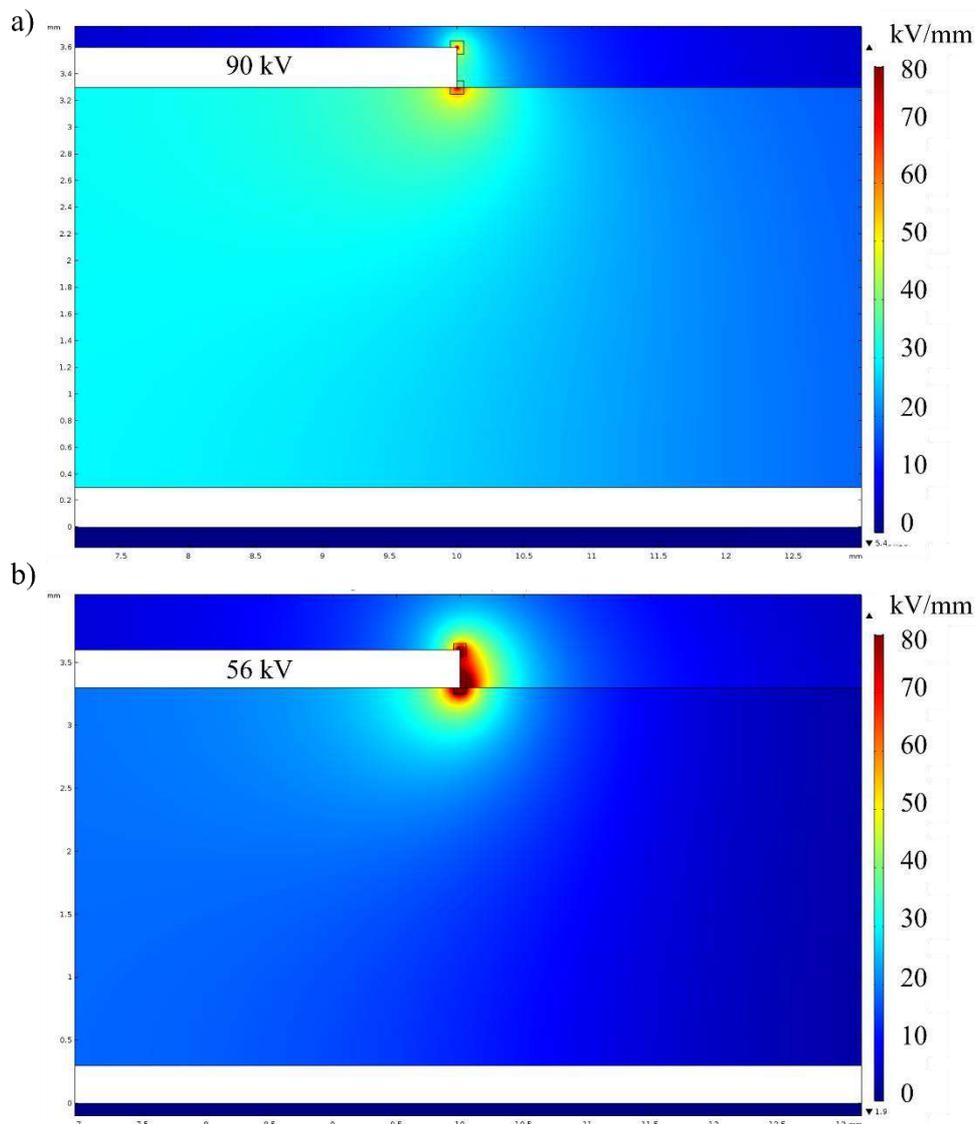


Figure 115 : Champ électrique simulé sous Comsol à la tension de rupture DC+ a) dans le liquide diélectrique (90 kV) et b) dans le gel silicone (56 kV) pour des substrats AlN de 3 mm d'épaisseur avec métallisation Cu-AMB

La Figure 116 présente le champ maximal simulé au point triple pour la tension de rupture DC+ expérimentale, dans l'encapsulant (noté E_{PT0-E}) et dans la céramique (noté $E_{PT0-AlN}$). Comme relevé plus haut, le champ maximal dans le liquide au point triple est beaucoup plus

faible que le champ maximal dans le gel silicone au point triple (en moyenne presque 4 fois plus faible) alors même que la tension appliquée dans le cas avec liquide (90 kV) est beaucoup plus élevée que celle appliquée dans le cas avec gel silicone (56 kV). C'est la différence de conductivité électrique prise en compte entre les deux matériaux, de trois ordres de grandeur plus importante pour le liquide, qui explique ce résultat de simulation. Cette différence se retrouve dans une moindre mesure dans l'AlN, où le champ maximal au point triple est en moyenne 40 % plus faible avec du liquide diélectrique qu'avec du gel silicone.

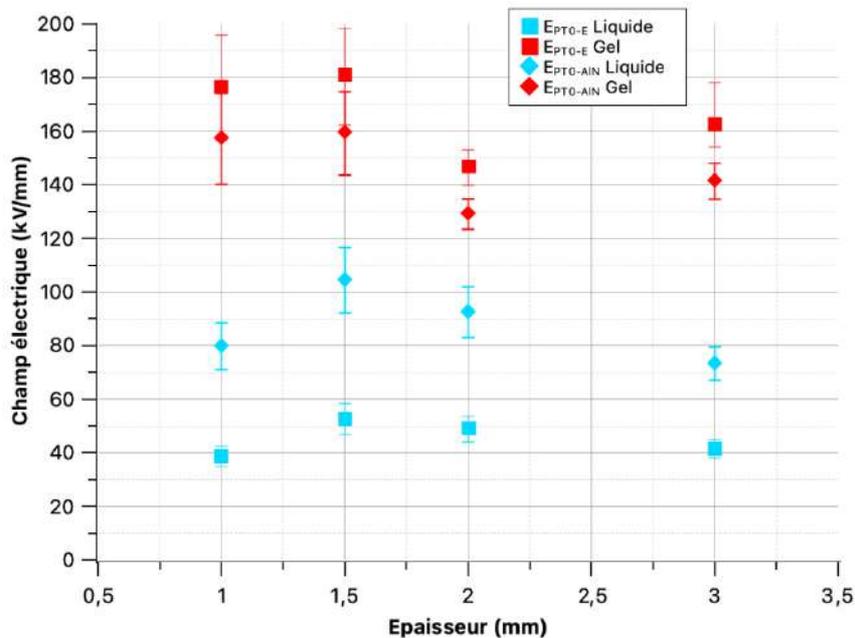


Figure 116 : Champ électrique maximal au point triple simulé dans l'encapsulant (E_{PTO-E}) et dans l'AlN ($E_{PTO-AIN}$), à la tension de rupture DC+

Ainsi, la différence de conductivité électrique permet en partie d'expliquer les différences de tension de rupture sous une contrainte DC+ entre le gel silicone et le liquide diélectrique car les renforcements de champ électrique sont plus faibles avec un diélectrique plus conducteur.

De plus, les conductivités électriques prises en compte dans cette simulation ont été mesurées sous champ faible, mais il est possible que sous fort champ électrique, la conductivité du diélectrique augmente encore significativement. C'est le cas par exemple du Dibenzyltoluène dont la conductivité électrique augmente de façon exponentielle à partir d'un seuil de champ électrique de l'ordre de 20 kV/mm à 22 °C [90].

Mêmes si elles ne sont pas représentatives du scénario réel (injection de charges, accumulation de charges et déplacement de celles-ci en volume de gel ou en surface de la céramique) ces simulations apportent néanmoins des informations importantes :

- la valeur du champ électrique au point triple n'est pas prédominante dans le scénario de rupture. Dans le cas de l'encapsulant liquide, les phénomènes de conduction/déplacement de charges en surface d'AlN vont de surcroît annihiler le champ au point triple ;
- la valeur importante du champ électrique au point triple dans le cas d'un gel encapsulant va favoriser la conduction/rupture de celui-ci en volume.

3.4.4 Discussion sur les mécanismes de rupture sous contrainte DC

Les résultats présentés dans ce chapitre ont montré que quelle que soit la polarité de la contrainte DC appliquée, la tension de rupture des substrats est bien plus importante dans le liquide diélectrique que dans le gel silicone. Les simulations du champ électrique par la méthode des éléments finis sous Comsol lors de la rupture démontrent que la conductivité électrique du Galden HT55, beaucoup plus élevée que celle du Silgel 612, permet d'obtenir des renforcements de champ au point triple beaucoup plus faibles pour des tensions plus élevées. En DC, la conductivité électrique étant le paramètre qui influence le plus la répartition du champ électrique, il est possible d'affirmer qu'elle est responsable au moins en partie de cette différence de tenue en tension. De plus, il est possible que sous fort champ, la conductivité du liquide diélectrique augmente, comme cela a été rapporté dans [90] pour du dibenzyltoluène. L'origine de ce phénomène n'est pas encore prouvée mais pourrait être liée au phénomène de mobilité électrohydrodynamique [91]. Le champ nécessaire pour augmenter significativement la conductivité est autour de 20 kV/mm à 22 °C, soit dans l'ordre de grandeur du champ simulé dans le liquide au point triple. Il est donc possible que ce phénomène apparaisse à des champs plus faibles dans le Galden HT55, qui possède une conductivité électrique de base 100 fois plus élevée que le dibenzyltoluène. Le gel silicone n'est donc pas favorisé par sa conductivité plus faible qui contribue moins à réduire les renforcements de champ au point triple pouvant expliquer sa plus faible tenue sous une tension DC donnée qu'avec un matériau plus conducteur. Cependant, comme nous l'avons évoqué dans le 1^{er} chapitre, l'apparition de charges d'espace de type « homocharges » sous contrainte DC est probable dans le gel silicone et peut alors aussi modifier la répartition du champ électrique et déplacer les renforcements de champ plus ou moins loin du point triple [68] [67].

Si globalement la polarité ne change pas ces différentes observations, il faut souligner que les substrats supportent une tension DC plus élevée sous polarité négative que sous polarité positive, surtout pour des épaisseurs de substrat fortes (2 mm et 3 mm) encapsulés dans du gel silicone. Il est difficile d'expliquer l'origine de cette différence mais elle semble liée à la structure chimique des isolants. Par exemple, certains liquides organiques (toluène et n-octane) présentent une tension de rupture plus élevée en DC- car des électrons injectés en polarité négative peuvent s'attacher sur des groupes chargés positivement comme les méthyles, et former des ions négatifs constituant une charge d'espace réduisant le champ électrique [92]. Une autre hypothèse avancée pour expliquer une tension de rupture plus importante en DC- qu'en DC+ dans des liquides ou dans du gel silicone est le type de charges injectées [93] [94]. En DC-, ce sont des électrons qui sont injectés depuis l'électrode haute tension, or ces derniers ont une plus grande mobilité et une dérive sous champ plus rapide que les trous injectés en DC+. De surcroît la valeur du travail de sortie d'un métal est plus faible pour les électrons que pour les trous. Les charges d'espace situées autour de l'électrode sont donc plus étendues en DC-, réduisant les renforcements de champ électrique et augmentant donc la tension de rupture [93]. Cette hypothèse expliquerait aussi la plus grande distance des points de claquage du bord de la métallisation observées lors de la rupture DC-.

En plus d'avoir un impact sur la tension de rupture et la distance des points de claquage, la polarité négative inflige des dommages plus importants sur la céramique que sous polarité positive surtout suite au claquage dans le liquide diélectrique. Une explication pourrait être une énergie plus importante libérée lors du claquage due à une tension plus élevée et donc

aussi une durée d'application plus importante de cette dernière (pour une même rampe de montée).

Outre le matériau encapsulant, la nature de la métallisation exerce une influence importante sur la tension de rupture en DC. En effet, avec du gel silicone, la métallisation fine Au-Sp augmente notablement la tension de rupture par rapport à la métallisation classique Cu-AMB. Il est difficile de trouver une explication à ce phénomène mais une épaisseur plus fine de métallisation implique un rayon de courbure au bord très faible et donc un renforcement du champ électrique très important pour une même tension appliquée. Or si la présence de charges d'espace dépend du champ électrique et du temps d'application de la tension, il est possible que ces charges apparaissent plus tôt avec la métallisation Au-Sp qu'avec la métallisation Cu-AMB. Cela pourrait induire une sorte de saturation précoce du diélectrique empêchant l'injection de nouvelles charges et donc réduisant le champ au bout de la charge d'espace, retardant in fine la rupture. Dans le liquide, en revanche la tension de rupture est plus faible avec la métallisation Au-Sp.

De l'ensemble de ces observations, il est possible de dégager des scénarios probables de rupture sous contrainte DC pour des substrats céramiques AlN métallisés. Dans le cas du gel silicone, le scénario le plus probable est la création de charges d'espace lors de l'essai qui s'accumulent en bord d'électrode du fait de l'absence d'alternance de polarité. Ces charges d'espace vont s'étaler sur la surface et le renforcement du champ électrique a lieu en leur bout plutôt qu'au point triple, ce qui explique la distance entre le point de rupture et la métallisation. La rupture a donc lieu dans le gel et en volume de la céramique. Dans le liquide, la rupture est retardée grâce à la relative forte conductivité électrique qui diminue le champ au point triple dans le liquide, avec un point de claquage éloigné de ce dernier. Une contrainte est donc forcément appliquée sur la surface mais il n'y a pas cette fois-ci de streamers visibles qui pourrait l'apporter comme en AC. Comme vu dans le 1^{er} chapitre, il est possible d'obtenir une conduction ionique dans un liquide diélectrique par le biais d'impuretés pour des champs électriques faibles et sur une courte période mais aussi une conduction due à l'injection d'électrons (ou de trous en DC+) par les électrodes. Ces phénomènes de conduction peuvent donner lieu à la création de charges d'espace dans le liquide et donc une modification de la répartition du champ électrique comme dans le gel silicone. Pour confirmer ces hypothèses, des études complémentaires concernant la formation de charges d'espace et leur influence sur la tenue en tension en DC doivent être réalisées.

3.5 Conclusion

Au regard de l'application ciblée au cours de ce travail, c'est-à-dire la conception d'un système d'isolation pour un module de puissance 20 kV, les substrats AlN métallisés encapsulés dans du gel silicone et d'épaisseur supérieure ou égale à 1 mm pourraient très largement supporter la contrainte DC en volume sans subir de claquage lors du fonctionnement. Aucune norme n'est établie pour la contrainte DC, il faudra néanmoins s'assurer de la bonne tenue en tension à long terme et surtout étudier l'effet de l'inversion de polarité (le cas échéant), qui peut conduire à la rupture en cas de présence de charges d'espace (telles que des homocharges créées sous une polarité qui se transforment en hétérocharges lors de l'inversion de polarité, favorisant ainsi une très forte injection pouvant amener à la rupture diélectrique).

Concernant les mécanismes conduisant à la rupture en DC, il est clair que la conductivité des diélectriques joue un rôle important. En l'absence de décharges pré-rupture visibles pouvant modifier la répartition du champ électrique, la rupture est sans doute due à l'injection d'homocharges depuis l'électrode créant une charge d'espace autour de cette dernière. Ces homocharges diminueraient le champ électrique au point triple et pourraient créer localement des renforcements de champ suffisant pour un claquage en volume de l'AlN à une distance plus ou moins proche de la métallisation. Cette distance dépend de la conductivité de l'isolant et du signe des charges injectées.

Les normes que doivent respecter les modules de puissance isolés reposant cependant sur des essais en AC, comme évoqué au chapitre précédent, les nouvelles configurations de substrats métallisés que nous avons étudiées, et qui font l'objet du chapitre 4 suivant, n'ont été testées que sous polarisation AC 50 Hz. L'étude présentée au prochain chapitre se réfèrera donc uniquement au chapitre 2 pour l'évaluation des potentialités des solutions proposées par rapport aux performances des structures de référence sous polarisation AC 50 Hz.

Chapitre 4 : Solutions mises en œuvre pour augmenter la tenue en tension des substrats céramiques métallisés

Comme nous l'avons montré dans le chapitre précédent, augmenter l'épaisseur de la céramique AlN n'est pas suffisant pour améliorer significativement la tenue en tension sous contrainte AC 50 Hz des modules de puissance isolés traditionnels encapsulés avec gel silicone, dans la gamme des tensions supérieures à 10 kV. Ainsi la structure de référence du système d'isolation étudié ne permettrait pas de réaliser des modules de calibre en tension 20 kV respectant les normes requises en termes de décharges partielles et la tension d'isolation (basées sur des tests en AC 50 Hz).

Pour améliorer la tenue en tension du système d'isolation de référence du module, trois configurations ont été considérées lors de nos travaux. L'objectif est d'évaluer leur intérêt tant du point de vue de leur faisabilité dans un contexte industriel, que du point de vue de leurs performances électriques

Les deux premières configurations, issues de premiers travaux récemment publiés, sont basées sur des modifications géométriques dans la région du point triple. Elles feront l'objet de la première partie (4.1) de ce chapitre. La troisième configuration étudiée est basée sur l'ajout d'un dépôt de film mince d'un matériau isolant à forte rigidité diélectrique (Parylène AF4) recouvrant le bord de la métallisation et la surface de la céramique. Elle fera l'objet de la seconde partie (4.2) du chapitre.

Pour chaque configuration, la définition des paramètres issus de l'étape de conception, la phase d'élaboration et les caractéristiques des structures réalisées, puis les résultats des tests électriques de tension de seuil d'apparition de DP et de tension de rupture sous polarisation AC 50 Hz, ainsi que des conclusions seront présentés.

4.1 Mise en œuvre de techniques agissant sur la géométrie pour réduire le champ électrique au point triple

Pour cette étude, les substrats en AlN et les métallisations en Cu-AMB ont été réalisées par la société CeramTec, de manière et de dimensions identiques à celles utilisées pour les structures de référence afin de comparer les performances en rigidité diélectrique AC et en PDIV.

En particulier, l'épaisseur du cuivre a été maintenue à 300 μm . Les dimensions des électrodes supérieure (20 mm x 20 mm) et inférieure (40 mm x 40 mm) et du substrat céramique (55 mm x 55 mm) sont inchangées. Seule l'épaisseur de substrat AlN étudiée la plus élevée (3 mm) a été mise en œuvre.

Les méthodes employées pour les simulations de répartition de champ électrique utilisées pour le dimensionnement des paramètres des structures ou l'analyse des résultats, ainsi que pour la caractérisation des tensions de rupture et de seuil d'apparition de DP sont les mêmes que celles présentées au chapitre 2. Les matériaux d'encapsulation considérés pour l'étude expérimentale sont le gel silicone et le liquide diélectrique.

4.1.1 Substrats architecturés de type RoME

La première des solutions explorées est la structure RoME (pour **Rounded Metallisation Extension**), telle que proposée dans la thèse d'Hugo Reynes sous le nom de substrat saillant [79] et citée au Chapitre 1 (paragraphe 1.3.2). Dans cette structure (comme illustrée aussi plus bas en Figure 117), le substrat céramique est architecturé en surface pour former un plateau

saillant permettant l'attache d'une plaque de cuivre de dimensions supérieures, de façon à s'étendre au-delà du périmètre du plateau en céramique. Le profil du bord de la plaque de champ ainsi formée est de plus arrondi afin de réduire les effets de pointe liés aux métallisations traditionnelles.

4.1.1.1 Dimensionnement des paramètres géométriques de la structure RoME

a) Dimensionnement avec plaque de cuivre d'épaisseur 300 μm

Pour choisir les valeurs des paramètres de la structure, nous avons simulé l'évolution de la répartition du champ électrique dans la structure avec Comsol dans les zones de renforcement, en fonction de ces valeurs. Il faut noter que des considérations de faisabilité dans le cadre du projet interviennent également ici dans les choix finaux retenus pour le premier lot de fabrication.

Les conditions retenues pour les simulations ont pris en compte les propriétés du gel silicone pour le matériau d'encapsulation (telles que données au Tableau 5 du chapitre 2), une tension sinusoïdale de 20 kV 50 Hz appliquée sur l'électrode supérieure et la masse sur l'électrode inférieure. La physique « Courants électriques » de Comsol a été utilisée, résolue dans le domaine fréquentiel. (Remarque : les mêmes conditions seront utilisées pour les structures Mesa).

Les paramètres de la structure RoME sont : la hauteur du plateau saillant h , le rayon de courbure du flanc de la plaque de cuivre RM , la longueur de l'extension de la métallisation OV et le rayon de courbure au pied du plateau en céramique R_AIN (voir Figure 117).

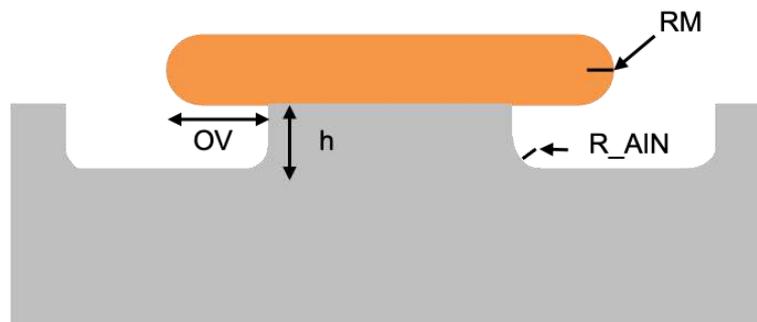


Figure 117 : Schéma de la structure RoME et ces principaux paramètres géométriques

Le Tableau 13 rassemble les gammes de valeur considérées pour chacun des paramètres à définir. La Figure 118 présente l'influence de chacun des paramètres sur l'amplitude simulée des champs maximaux dans la couche AIN et l'encapsulant gel de la structure RoME.

Tableau 13 : Paramètres de la structure RoME : plages de valeurs étudiées

Paramètre	Gamme des valeurs
RM	6 μm - 500 μm
OV	300 μm - 1000 μm
h	200 μm - 1000 μm
R_AIN	6 μm - 150 μm

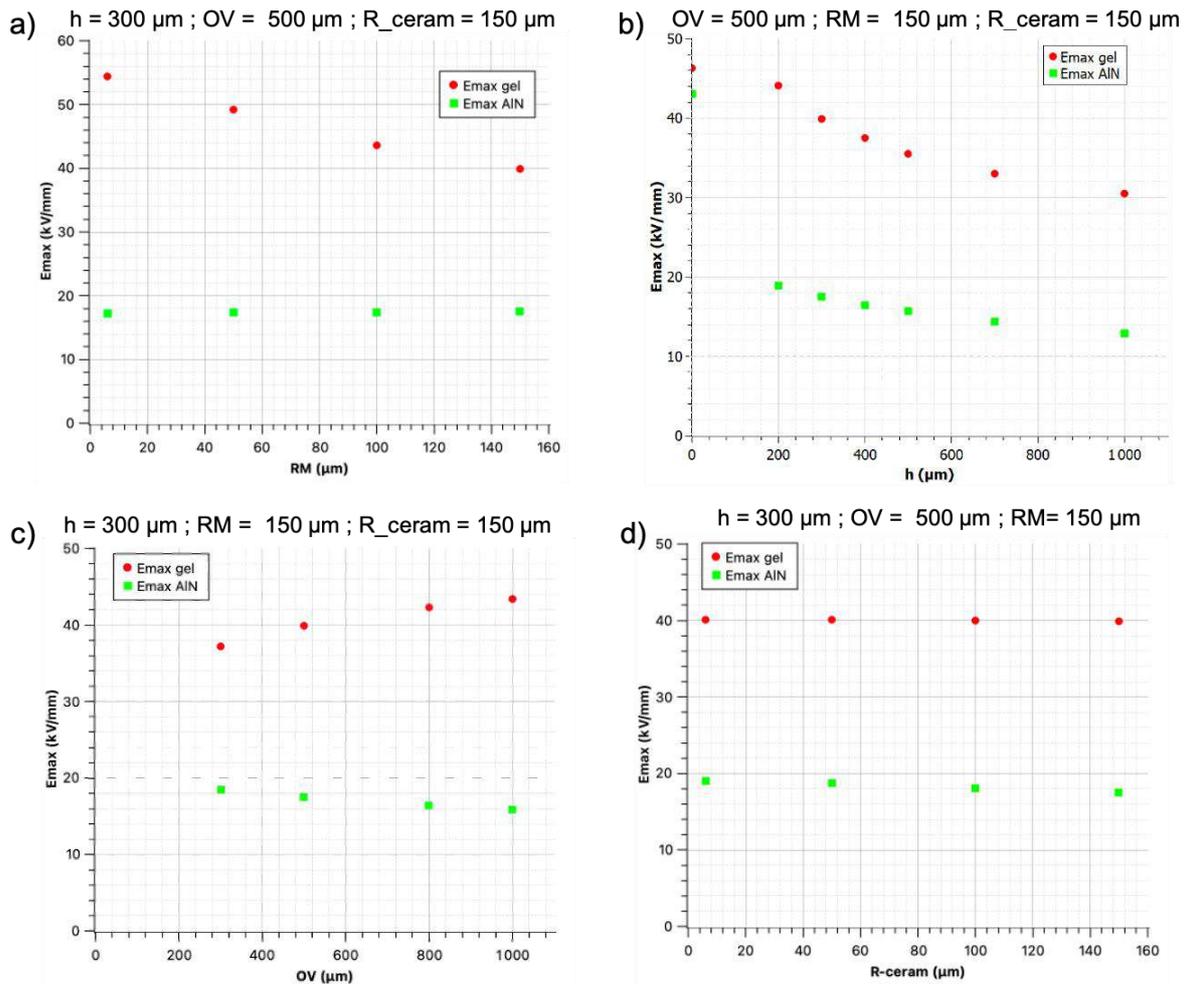


Figure 118 : Champ électrique maximal pour la structure RoME dans le gel et l'AlN en fonction du paramètre a) RM, b) h, c) OV et d) R_{AlN} . Les paramètres fixes sont indiqués au-dessus de chaque graphique

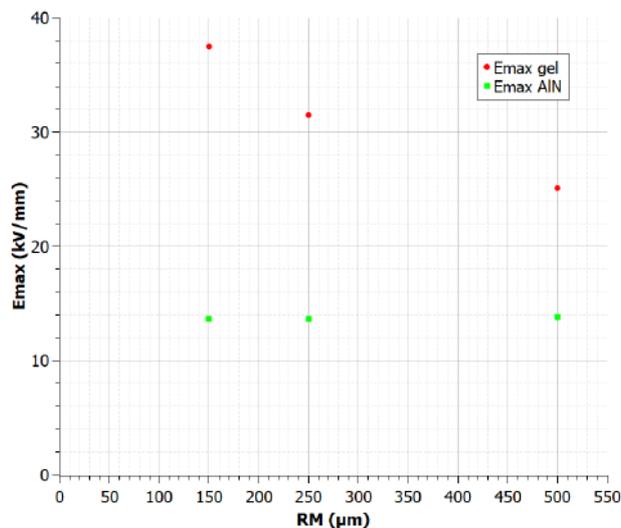


Figure 119 : Champ électrique maximal dans le gel et l'AlN en fonction du paramètre RM valant $150 \mu\text{m}$, $250 \mu\text{m}$ et $500 \mu\text{m}$ pour une épaisseur de métallisation respectivement de $300 \mu\text{m}$, $500 \mu\text{m}$ et $1000 \mu\text{m}$. Paramètres fixes : $h = 400 \mu\text{m}$, $OV = 1 \text{ mm}$ et $R_{\text{AlN}} = 150 \mu\text{m}$

Les résultats sont commentés par paramètre comme suit.

- Impact du paramètre RM (voir Figure 118 a), avec $h = 300 \mu\text{m}$, $OV = 500 \mu\text{m}$ et $R_{\text{AlN}} = 150 \mu\text{m}$) : il n'exerce quasiment aucune influence sur le champ maximal dans la céramique, mais il permet de réduire le champ électrique maximal dans le gel jusqu'à 30 % lorsqu'il augmente jusqu'à $150 \mu\text{m}$, qui correspond à la valeur maximale possible avec une plaque de cuivre d'épaisseur égale à $300 \mu\text{m}$. La valeur $RM = 150 \mu\text{m}$ sera donc retenue pour la réalisation.

N.B. : la Figure 119 montre cependant la possibilité de réduire plus efficacement le champ en particulier dans le gel, en autorisant une plus forte épaisseur de cuivre : passer de $300 \mu\text{m}$ à 1 mm (soit RM passant de $150 \mu\text{m}$ à $500 \mu\text{m}$) par exemple, permettrait de réduire encore la contrainte maximale dans le gel de 38 kV/mm à 25 kV/mm , soit une diminution de près de 35 % pour une hauteur de plateau h de $400 \mu\text{m}$.

- Impact du paramètre h (Figure 118 b), avec $OV = 500 \mu\text{m}$, $RM = 150 \mu\text{m}$ et $R_{\text{AlN}} = 150 \mu\text{m}$) : plus h augmente, plus les champs maximaux dans le gel et l'AlN diminuent. De plus, une augmentation de la hauteur h réduit aussi le champ dans cet espace d'encapsulant sous l'extension métallique.

Les valeurs données à l'abscisse $h = 0$ indiquent les contraintes maximales calculées *pour la structure conventionnelle (i.e. avec céramique non saillante et bord de métal non arrondi)*. Malgré un impact encore significatif d'une augmentation au-delà de $400 \mu\text{m}$, la valeur retenue pour le paramètre h a cependant été fixée à $400 \mu\text{m}$ pour le premier lot, pour tenir compte d'éventuelles difficultés en cas d'amincissement trop important de la céramique.

- Impact du paramètre OV (voir Figure 118 c), avec $h = 300 \mu\text{m}$, $RM = 150 \mu\text{m}$ et $R_{\text{AlN}} = 150 \mu\text{m}$) : même si les champs dans la céramique et le gel au pied de la céramique diminuent lorsque OV augmente, une augmentation de la contrainte électrique dans le gel à l'extrémité arrondie de la plaque de métal et sous son extension, est constatée.

Cependant, pour des raisons de facilité de fabrication (requête du fabricant CeramTec), le paramètre OV a dû être fixé à 1 mm , afin de tenir compte de la précision de positionnement de la plaque de cuivre sur la céramique lors de l'étape de métallisation et d'assurer un dépassement de la métallisation tout autour de la périphérie de l'électrode.

- Impact du paramètre R_{AlN} (avec $h = 300 \mu\text{m}$, $OV = 500 \mu\text{m}$ et $R_{\text{AlN}} = 150 \mu\text{m}$) (voir Figure 118 d)) : Il n'y a pas d'effet notable de ce paramètre hormis que pour un rayon de courbure faible (inférieur à $50 \mu\text{m}$), l'apparition d'un léger renforcement de champ (supérieur à 14 kV/mm) à l'angle de la céramique est constatée. Le paramètre R_{AlN} est donc fixé à $150 \mu\text{m}$. Ce dernier n'étant pas critique, une tolérance sera laissée lors de la fabrication des structures.

Les valeurs des paramètres ainsi sélectionnées pour la première réalisation de la structure RoME sont rassemblées au Tableau 2.

Tableau 14 : Paramètres de la structure RoME sélectionnés pour la réalisation

Paramètre	Valeur sélectionnée
RM	$150 \mu\text{m}$
h	$400 \mu\text{m}$
OV	$1000 \mu\text{m}$
R_{AlN}	$150 \mu\text{m}$

La Figure 120 montre la répartition du champ électrique à 20 kV dans la structure RoME ainsi spécifiée. Les amplitudes simulées des champs électriques maximaux dans le gel et l'AlN sont réduits respectivement à 37,5 kV/mm et à 13,7 kV/mm, ce qui correspond à une réduction respective de 20 % et 68 % par rapport à la structure de référence.

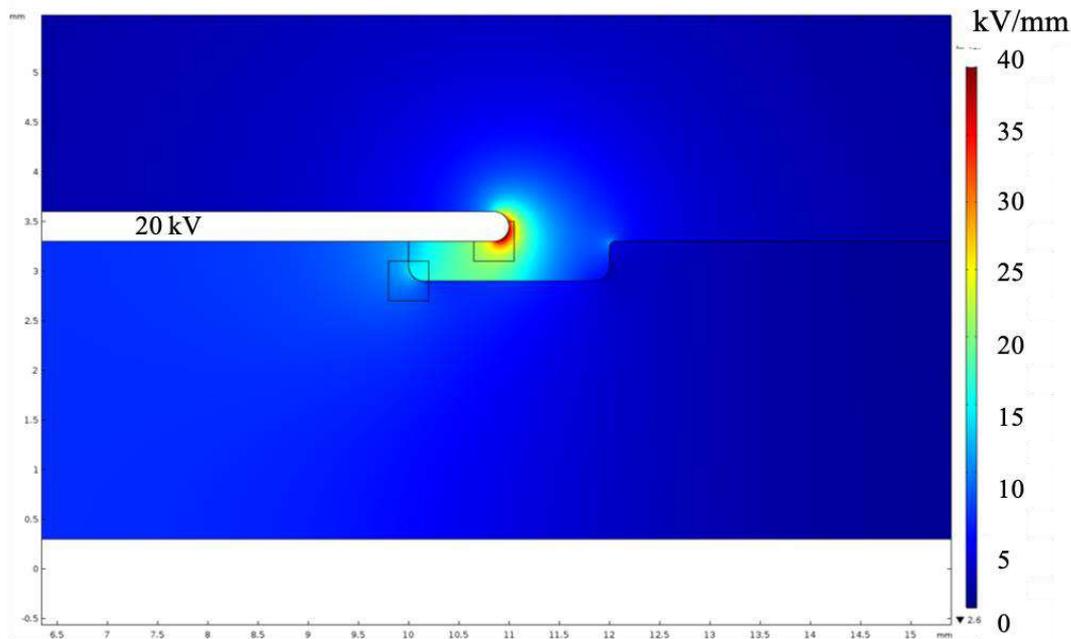


Figure 120 : Répartition du champ électrique dans la structure RoME choisie ($RM = 150 \mu\text{m}$, $h = 400 \mu\text{m}$, $OV = 1000 \mu\text{m}$ et $R_{\text{AlN}} = 150 \mu\text{m}$) pour une tension appliquée de 20 kV AC 50 Hz

b) Dimensionnement avec critère de champ critique dans le gel

Nous nous sommes également intéressés au dimensionnement des paramètres de la structure RoME indépendamment de certaines des contraintes pratiques liées à notre projet (du fait de problématiques de temps et/ou de coût d'approvisionnement et d'élaboration).

Le Tableau 15 présente les valeurs des paramètres « théoriques » définies cette fois selon un critère de champ critique à ne pas atteindre dans le milieu encapsulant. En effet, selon les analyses des résultats de l'étude expérimentale présentée au chapitre 2 notamment pour le gel, nous proposons d'utiliser comme critère de dimensionnement le champ maximal induit dans l'encapsulant lorsque la tension appliquée à la structure est égale à la tension PDIV mesurée. L'estimation par simulation de ce champ maximal pour le cas du gel avait conduit à des valeurs moyennes entre 21 kV/mm et 29 kV/mm pour les quatre épaisseurs du substrat d'AlN (comme montré en Figure 85 du chapitre 2). C'est sur cette base et en retenant la valeur de 20 kV/mm comme critère de champ critique à ne pas dépasser dans l'encapsulation par gel de la structure RoME, que les valeurs « théoriques » des paramètres regroupées au Tableau 2 ont été obtenues.

Tableau 15 : Paramètres de la structure RoME définies selon un critère de champ critique dans le gel

Paramètre	Valeur « théorique »
Épaisseur AlN	3 mm
RM	500 μm
OV	1000 μm
h	1000 μm
R_AIN	150 μm

La Figure 121 présente la répartition du champ électrique à 20 kV dans la structure RoME dimensionnée selon le critère de champ critique proposé. On note que selon ce critère, une épaisseur de cuivre ainsi qu'une hauteur de retrait de céramique d'au moins 1 mm pour les deux paramètres seraient nécessaires pour ne pas avoir de décharges partielles.

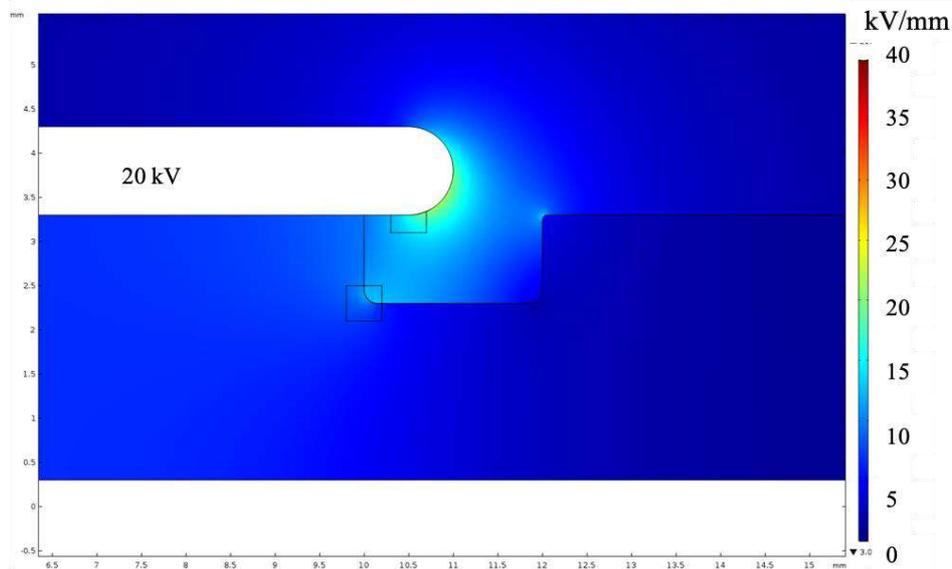


Figure 121 : Répartition du champ électrique de la structure RoME définie selon un critère de champ critique (RM = 500 μm , h = 1000 μm , OV = 1000 μm et R_AIN = 150 μm)

4.1.1.2 Présentation des substrats RoME fabriqués

Les détails relatifs à la réalisation des substrats architecturés de type RoME, incluant le procédé de fabrication et le schéma détaillé, sont donnés en Annexe 3.

La conformité des dimensions aux valeurs des paramètres fixées dans la partie précédente a été vérifiée. Pour l'arrondi de la métallisation RM, les feuilles de cuivre ont été observées au microscope numérique Keyence avant le procédé de brasage. Comme le montre la Figure 122, quelques défauts ont été observés, principalement des trous. Le rayon de courbure est évalué en observant le profil du bord de la feuille de cuivre au microscope numérique. La valeur obtenue est de 130 μm , proche de la valeur spécifiée à 150 μm (Figure 123).

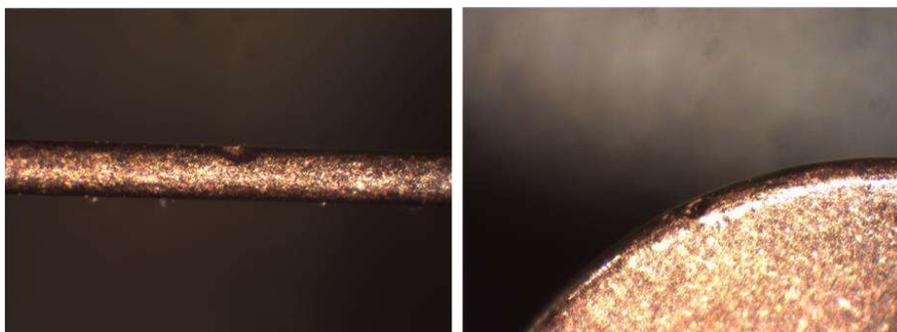


Figure 122 : Photographie de la feuille de cuivre au bord arrondi pour la structure RoME, mettant en évidence quelques défauts observés

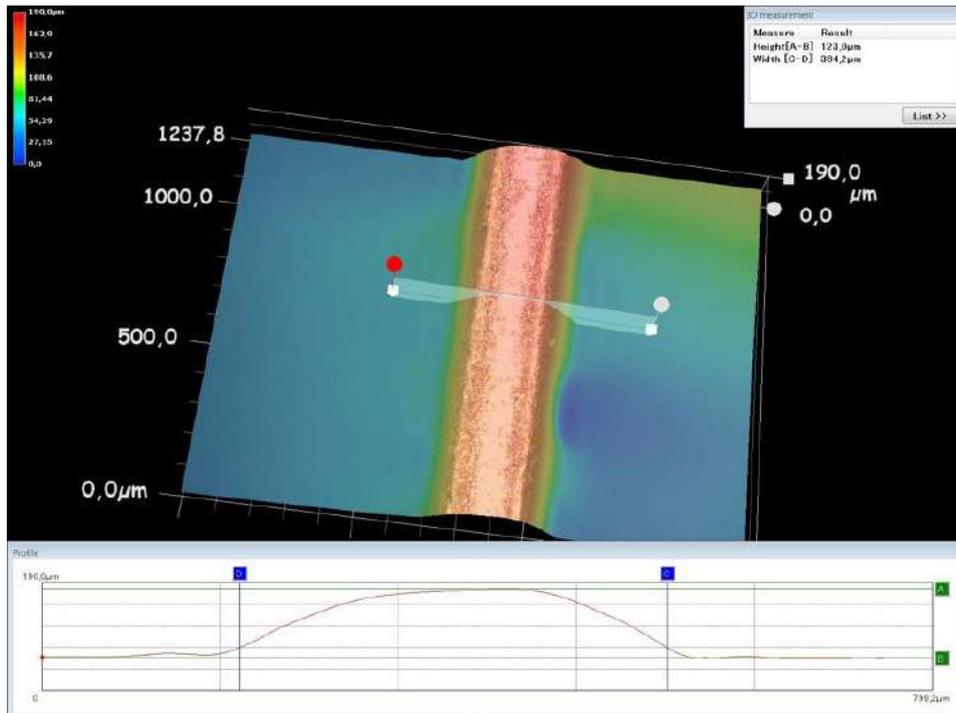


Figure 123 : Observation du profil du bord de la feuille de cuivre et évaluation du rayon de courbure au microscope numérique

Pour ce qui est du dépassement de la piste de cuivre OV par rapport au bord du plateau de céramique, la mesure au microscope de la distance entre l'extrémité de la feuille de cuivre et le bord externe de la tranchée dans la céramique en différents points du périmètre, indique une valeur très proche de 1 mm, montrant que la valeur de OV est très proche de celle spécifiée (pour une largeur de tranchée de 2 mm) et que la métallisation est très peu décalée, comme le montre les photographies de la Figure 124 prises au microscope.

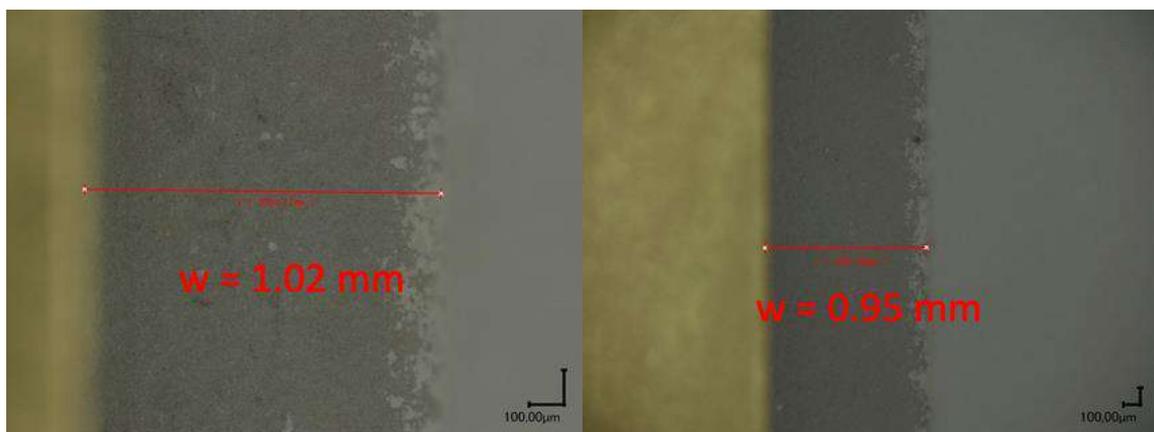


Figure 124 : Vues de dessus du bord la feuille de cuivre et de la tranchée dans la céramique prises au microscope permettant d'évaluer la valeur du paramètre OV

Enfin pour mesurer la hauteur de la tranchée h , des images 3D sont réalisées au microscope numérique en bord de métallisation, comme le montre la Figure 125. Les mesures sont effectuées sur 6 échantillons RoME différents donnant des valeurs de h allant de $391 \mu\text{m}$ à $420 \mu\text{m}$, avec une valeur moyenne de $406 \mu\text{m}$ soit en accord avec la spécification.

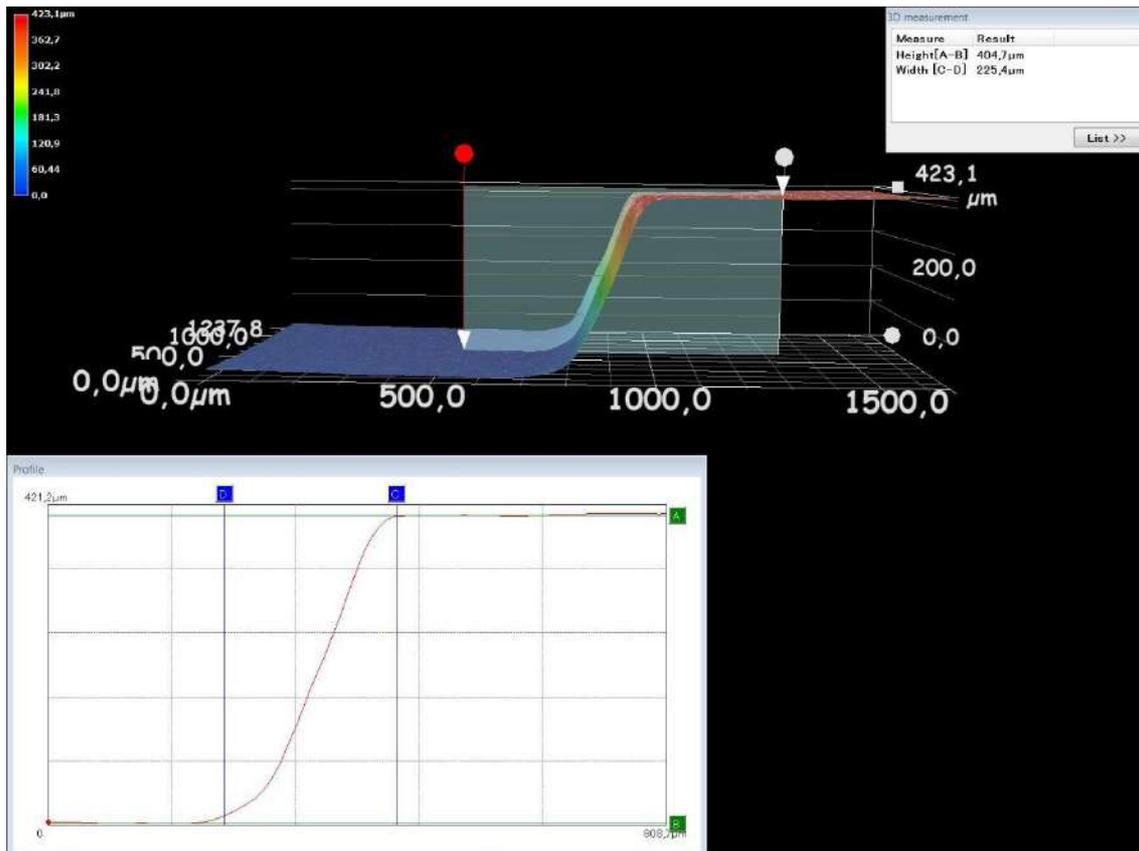


Figure 125 : Image du profil de la tranchée mesuré à l'aide du microscope numérique afin d'évaluer la valeur de h (ici $h = 405 \mu\text{m}$)

En revanche, certains échantillons présentent un dépôt indésirable de nickel et d'or dans certaines zones de la tranchée. L'utilisation d'une étape de sablage pour essayer de retirer le dépôt de Ni-Au n'a pas fonctionné comme le montre la Figure 126.

Ce problème de métallisation finale n'ayant pu être résolu, les substrats fabriqués ont été moins nombreux que prévus et les échantillons fournis de qualité inégale. Ils ont été divisés en trois catégories comme suit :

- RoME A : substrats non touchés par les problèmes de déposition (huit échantillons) ;
- RoME B : substrats avec dépôt Ni-Au sur l'AlN sous l'électrode (quatre échantillons) ;
- RoME C : substrats avec dépôt de Ni-Au visible à l'œil nu au-delà de l'électrode (huit échantillons).

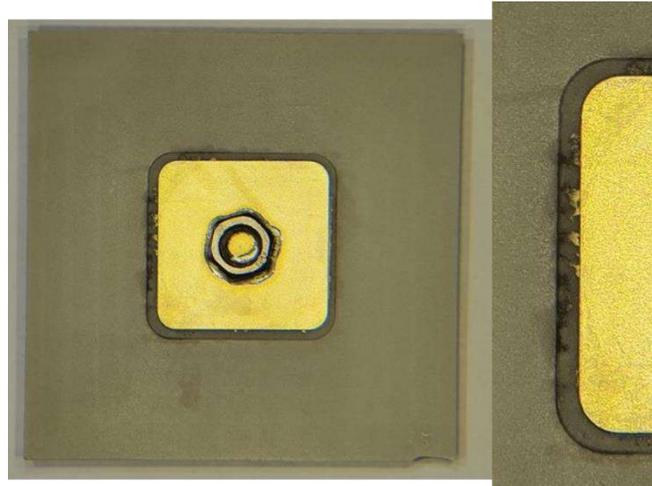


Figure 126 : Exemple d'un échantillon RoME C avec dépôt de Ni-Au non désiré

4.1.1.3 Mesure de la tension de rupture AC 50 Hz des structures RoME

Pour la mesure de tension de rupture AC 50 Hz, ont été testés :

- quatre substrats RoME A dans le liquide diélectrique,
- quatre substrats RoME A et quatre RoME B encapsulés dans du gel silicone.

La Figure 127 montre la probabilité de rupture cumulée (statistique de Weibull) obtenus pour l'ensemble des structures RoME dans le liquide et le gel silicone tandis que la Figure 128 permet de comparer les valeurs du paramètre α obtenues pour ces substrats RoME avec celles obtenues pour les structures de référence.

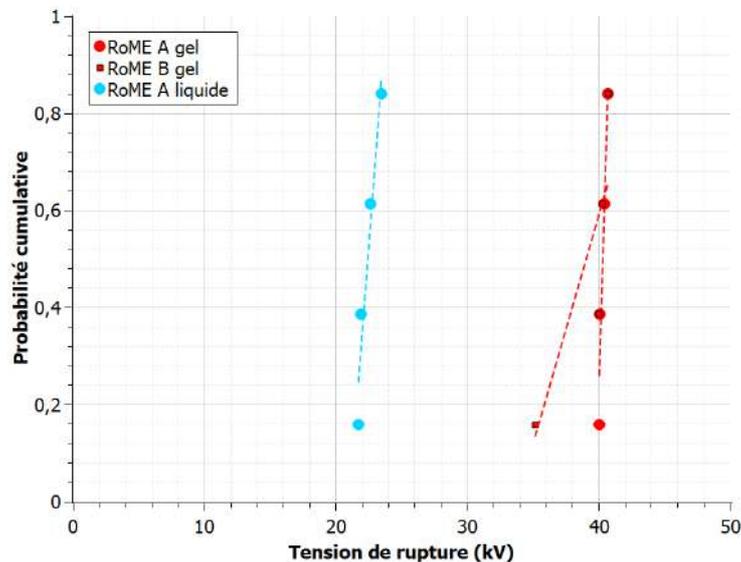


Figure 127 : Probabilité de rupture cumulée (Weibull) de la rupture AC 50 Hz des échantillons RoME

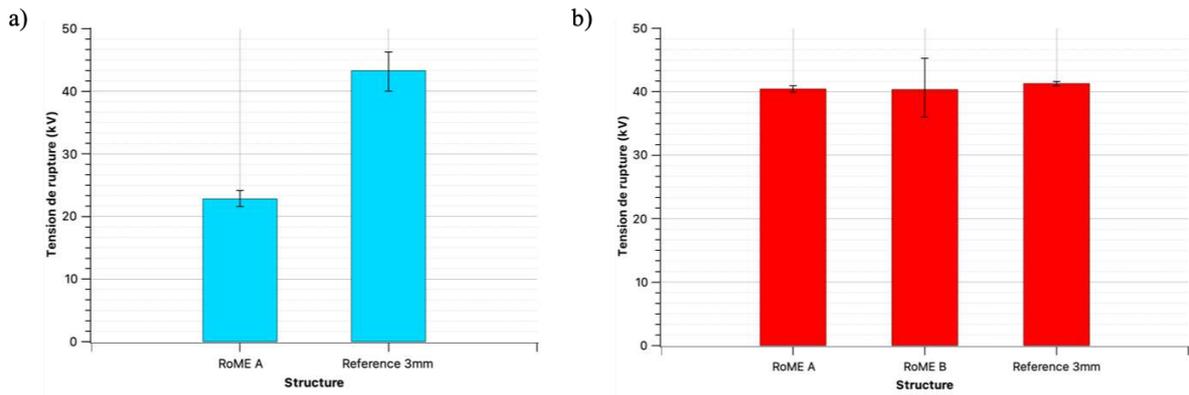


Figure 128 : Comparaisons de la tension de rupture AC 50 Hz (paramètre α) des substrats de référence (3 mm) et des substrats RoME a) dans le liquide et b) dans le gel. Intervalles de confiance tracés à 95 %

Selon les résultats présentés en Figure 127 et Figure 128, la structure RoME dans le liquide a conduit à une diminution (de 40 kV à 24 kV) de la tension de rupture. Elle n'a en revanche pas eu d'impact sur la tension de rupture des structures encapsulées dans le gel, la qualité de la métallisation n'ayant affecté que la dispersion des mesures (dispersion supérieure pour les RoME B).

Les modes de rupture observés reflètent ces résultats. Alors que les structures RoME encapsulées par gel silicone ont présenté un claquage entre les électrodes par cheminement à l'interface AlN/gel (voir Figure 13) de même type que celui observé pour les structures classiques, les quatre structures RoME testées dans le liquide ont présenté un nouveau comportement très reproductible. Le claquage a toujours eu lieu à travers la céramique en volume avec un point de claquage localisé dans la tranchée, comme le montre la Figure 130.



Figure 129 : Photographies d'un substrat RoME encapsulé dans du gel silicone après la rupture

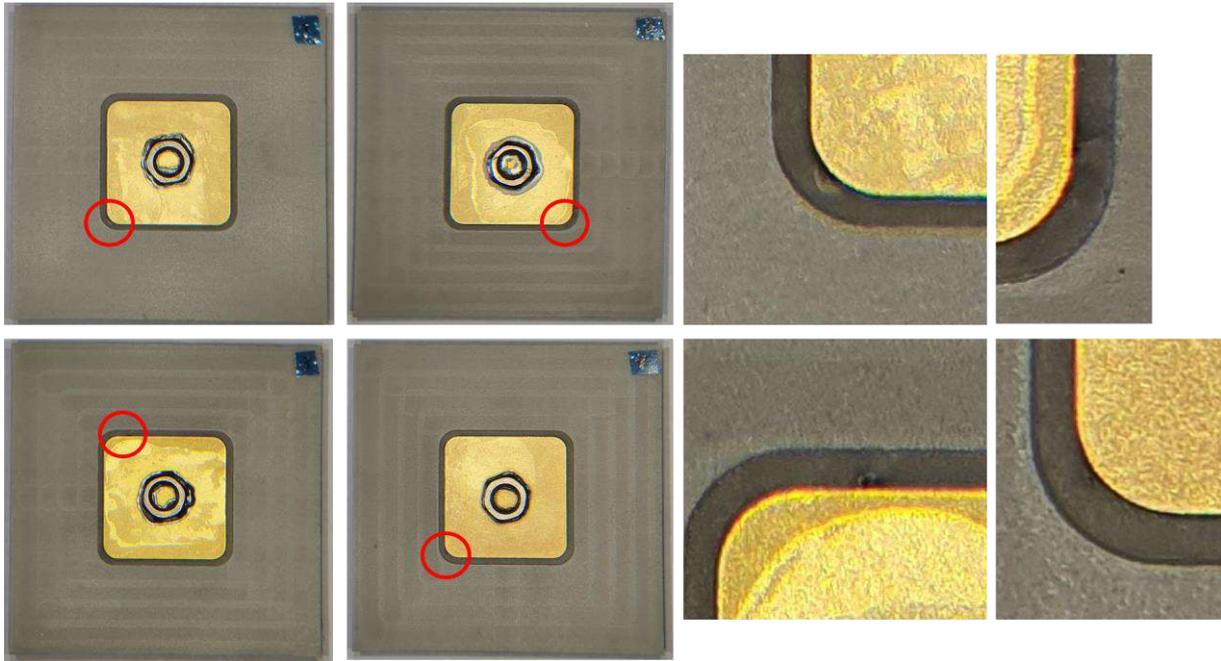


Figure 130 : Photographies montrant les points de claquage des 4 échantillons RoME dans le liquide (zoom sur la droite)

De plus, comme présenté dans la Figure 131, des streamers ont aussi pu être observés autour de la métallisation avant l'avènement du claquage mais contrairement aux substrats de structure classique, les streamers restaient confinés dans la tranchée et se produisaient peu avant l'avènement du claquage (entre une et deux secondes).



Figure 131 : Streamer en bord de métallisation d'un substrat RoME plongé dans le liquide diélectrique

De fait, les streamers se développent donc dans le liquide sous l'électrode, dans une zone où le champ est « de base » important : autour de 25 kV/mm (couleur verte), selon la Figure 132 qui représente la répartition du champ électrique simulée à la tension de rupture. En reprenant le modèle de rupture des substrats encapsulés dans le liquide établi au chapitre 2, il est probable que l'apport de charges en tête de streamer soit suffisant pour créer un potentiel capable de conduire à la rupture en volume de l'AlN pour une tension plus faible qu'avec une structure classique.

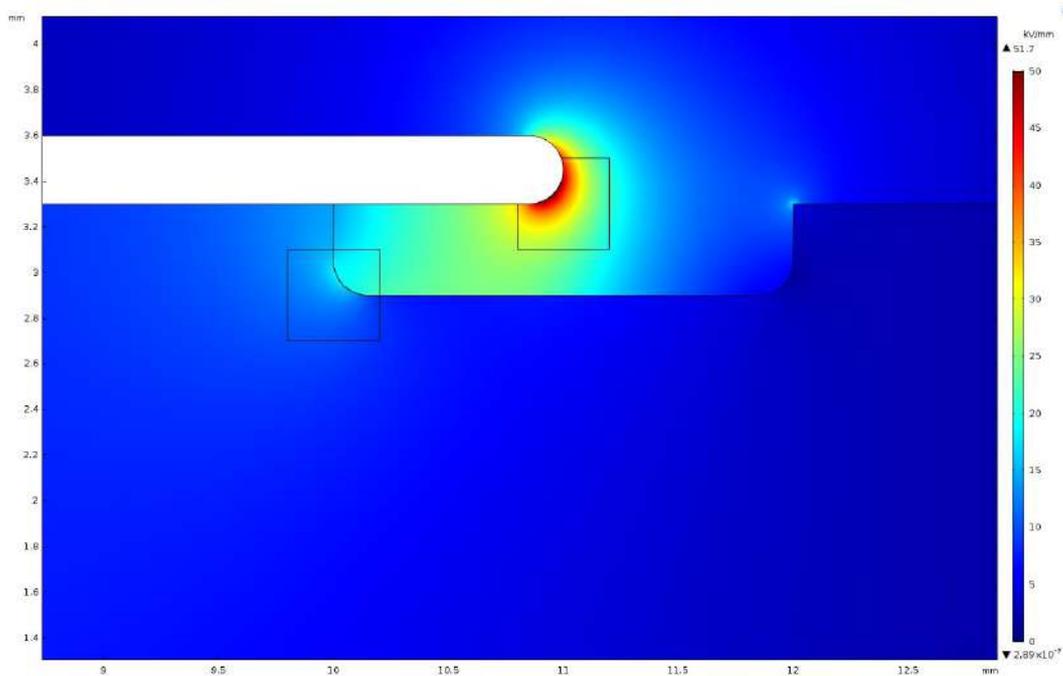


Figure 132 : Champ électrique simulé sous Comsol pour une tension de 23 kV correspondant à la tension de rupture mesurée des RoME dans le liquide diélectrique

4.1.1.4 Mesure du PDIV des substrats RoME

L'essai a été réalisé selon la même méthode que pour les échantillons avec structure classique de 3 mm d'épaisseur (voir chapitre 2). Pour les deux matériaux d'encapsulation, quatre échantillons ont été testés pour chaque qualité de RoME.

La Figure 133 présente les PDIV moyens des substrats RoME plongés dans le liquide et les PDIV moyens des 1^{ère} mesures des substrats RoME encapsulés dans le gel silicone. La structure RoME n'a pas d'effet majeur sur la tension PDIV dans le liquide diélectrique mais permet de l'augmenter pour les substrats encapsulés dans du gel de près de + 44 %.

Plus en détail, dans le liquide diélectrique, les substrats RoME A ont présenté un PDIV légèrement supérieur aux substrats classiques mais cette légère différence de moins de 1 kV est noyée par la dispersion des résultats. Les substrats RoME C ont un PDIV moyen plus faible que les autres séries car ils sont notamment pénalisés par un échantillon qui a un PDIV très faible (moins de 3 kV), cet échantillon étant par ailleurs le plus touché par les problèmes de dépôts de Ni-Au.

Dans le gel silicone, comme déjà observé sur les structures classiques, la première valeur de PDIV est souvent la plus élevée, les suivantes étant de valeur plus faible, ce qui semble indiquer l'apparition d'une dégradation. Ceci est surtout vrai pour les RoME A. C'est pour cela que les PDIV moyens issus des premières mesures ont été tracés sur la Figure 133 b) afin de s'affranchir des décharges qui ont lieu dans le défaut créé. Les RoME de qualité B et C ont des tensions de PDIV plus faibles que les autres séries. La dispersion des résultats est plus importante pour les structures RoME que pour la structure classique.

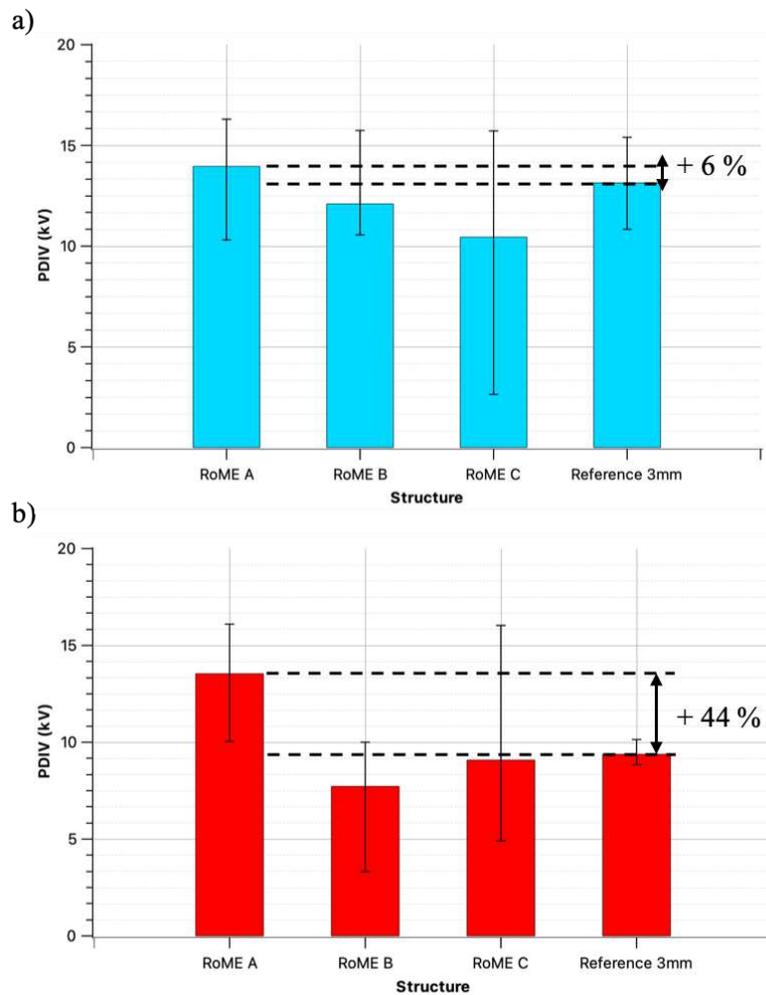


Figure 133 : a) PDIV des substrats RoME et de référence plongés dans du liquide diélectrique. b) PDIV des 1^{ère} mesures des substrats RoME et de référence encapsulés dans du gel silicone

4.1.1.5 Conclusion sur les substrats architecturés de type RoME

Si l'utilisation d'un substrat architecturé de type RoME permet d'augmenter le seuil d'apparition des décharges partielles notamment avec du gel silicone comme encapsulant (+ 44 % par rapport à la structure de référence), cette amélioration est loin d'être suffisante pour réaliser des modules de puissance fonctionnant à 20 kV. De plus cette dernière est conditionnée à la bonne réalisation de la géométrie. Les substrats RoME n'ont aucun effet sur la rupture diélectrique AC 50Hz avec du gel silicone et pire encore si on change l'encapsulant par du liquide diélectrique, la tension de rupture se retrouve quasiment divisée par deux.

Il faut cependant nuancer ces observations car assez peu d'échantillons ont été réalisés et surtout avec un seul jeu de paramètres. En effet le champ électrique simulé dans l'encapsulant est encore relativement élevé et même si le champ au point triple dans la céramique a significativement baissé, les décharges et la rupture se produisent encore principalement dans le gel silicone. Il serait donc intéressant de tester une structure RoME encapsulée dans du gel silicone en augmentant la hauteur h du plateau à 1 mm ainsi que RM à 500 μm signifiant qu'il faut augmenter l'épaisseur de cuivre à 1 mm. Dans ce cas le champ maximal (tel que simulé) serait sous un champ critique de 20 kV/mm, pouvant permettre de minimiser le risque l'apparition de décharges partielles à 20 kV. En revanche, une épaisseur si

importante de cuivre pourrait engendrer de fortes contraintes thermomécaniques lors de la métallisation et n'est donc applicable que pour des substrats épais.

4.1.2 Substrats architecturés de type Mesa

La seconde configuration de substrats architecturés étudiée est la structure appelée Mesa, déjà proposée dans la thèse d'Hélène Hourdequin [80] et présentée au premier chapitre (paragraphe 1.3.2). Cette structure repose sur l'alignement des bords de la métallisation en cuivre et de la protubérance en céramique, de manière à former un plateau à flanc vertical (d'où son nom), comme schématisé en Figure 134. La protubérance est formée en créant une tranchée dans la céramique (comme précédemment pour la structure RoME).

4.1.2.1 Dimensionnement des paramètres de la structure Mesa

Si l'on suppose dans un premier temps une structure Mesa à paroi verticale (angle nul par rapport à la verticale), les paramètres à choisir sont : la hauteur de la tranchée notée h , la largeur de la tranchée L , ainsi que le rayon de courbure au pied de la tranchée creusée dans la céramique R_{AIN} (voir Figure 134).

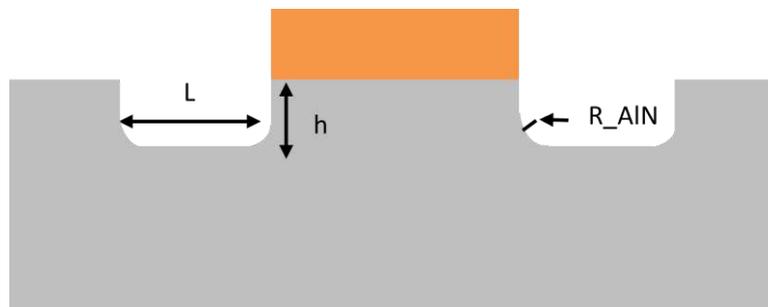


Figure 134 : Schéma de la structure Mesa et ces principaux paramètres géométriques

Le Tableau 16 rassemble les gammes de valeurs pour chacun de ces paramètres, considérées lors des simulations numériques pour la tension AC 50 Hz de 20 kV, afin de dimensionner la structure à réaliser.

Tableau 16 : Paramètres de la structure MESA : gammes de valeurs étudiées

Paramètre	Gamme des valeurs
R_{AIN}	6 μm - 150 μm
L	250 μm - 2 mm
h	100 μm - 1 mm

La Figure 135 présente l'influence de chacun des paramètres sur l'amplitude simulée des champs maximaux dans la couche AIN et l'encapsulant gel de la structure Mesa. Les choix des valeurs retenues pour la structure à réaliser sont détaillés par paramètre.

- Impact du paramètre R_{AIN} (voir Figure 135 a), avec $h = 300 \mu\text{m}$ et $L = 1 \text{ mm}$) : Aucun effet notable de ce paramètre sur le champ maximal au niveau du point triple n'est démontré pour la hauteur h retenue. Un rayon de courbure très faible peut cependant faire apparaître un léger renforcement de champ à l'angle de la céramique comme c'est le cas pour la structure RoME. Ce paramètre non critique est fixé à $R_M = 150 \mu\text{m}$.

- Impact du paramètre L (voir Figure 135 Figure b), avec $h = 300 \mu\text{m}$ et $R_{AIN} = 150 \mu\text{m}$) : le champ maximal dans le gel et dans une moindre mesure dans l'AIN, augmente lorsque

la largeur de la tranchée L diminue et devient inférieure à 1 mm. La valeur minimale spécifiée pour le paramètre L est 1 mm.

- Impact du paramètre h (voir Figure 135 c), avec $R_{AIN} = 50 \mu\text{m}$ et $L = 1 \text{ mm}$) : l'amplitude des champs électriques maximaux dans le gel et l'AIN diminue lorsque la valeur de h augmente. La réduction est initialement forte, en particulier pour la contrainte dans l'AIN, puis tend à devenir plus faible au-delà de 400 μm et négligeable au-delà de 1 mm (autour de 30 kV/mm dans le gel).

Pour des raisons pratiques expliquées après, une seule valeur de h a pu être choisie, nous retenons $h = 300 \mu\text{m}$ qui permet une réduction du champ maximal simulé dans le gel et l'AIN par rapport à la structure de référence de respectivement 24 % (s'établissant à 35,1 kV/mm) et 47 % (s'établissant à 23,3 kV/mm).

Avec cette géométrie, la seule solution pour respecter le critère de champ critique afin d'éviter l'apparition de décharges partielles à 20 kV serait d'augmenter l'épaisseur de la céramique. Une épaisseur de 5 mm d'AIN avec une valeur de h de 1 mm permet par exemple d'obtenir un champ maximal simulé dans le gel de 24 kV/mm.

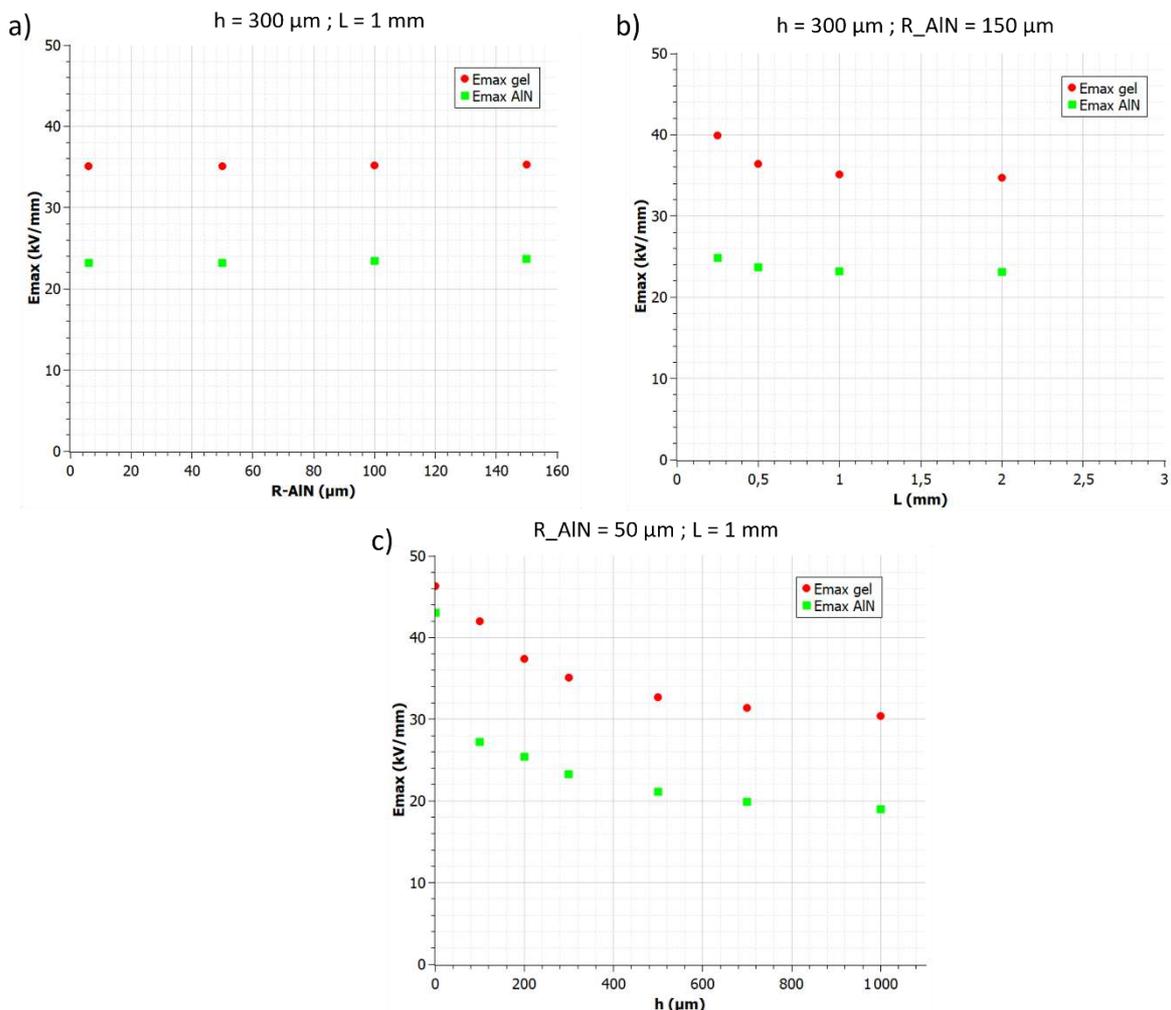


Figure 135 : Champ électrique maximal pour la structure Mesa dans le gel et l'AIN en fonction du paramètre a) R_{AIN} , b) L et c) h . Les paramètres fixes sont indiqués au-dessus de chaque graphique

Le Tableau 17 récapitule l'ensemble des paramètres choisis pour la fabrication des substrats de forme Mesa et la Figure 136 montre la répartition du champ sous cette configuration.

Tableau 17 : Paramètres de la structure Mesa sélectionnés pour la réalisation

Paramètre	Valeur
R_AIN	150 μm
L	1 mm
h	300 μm

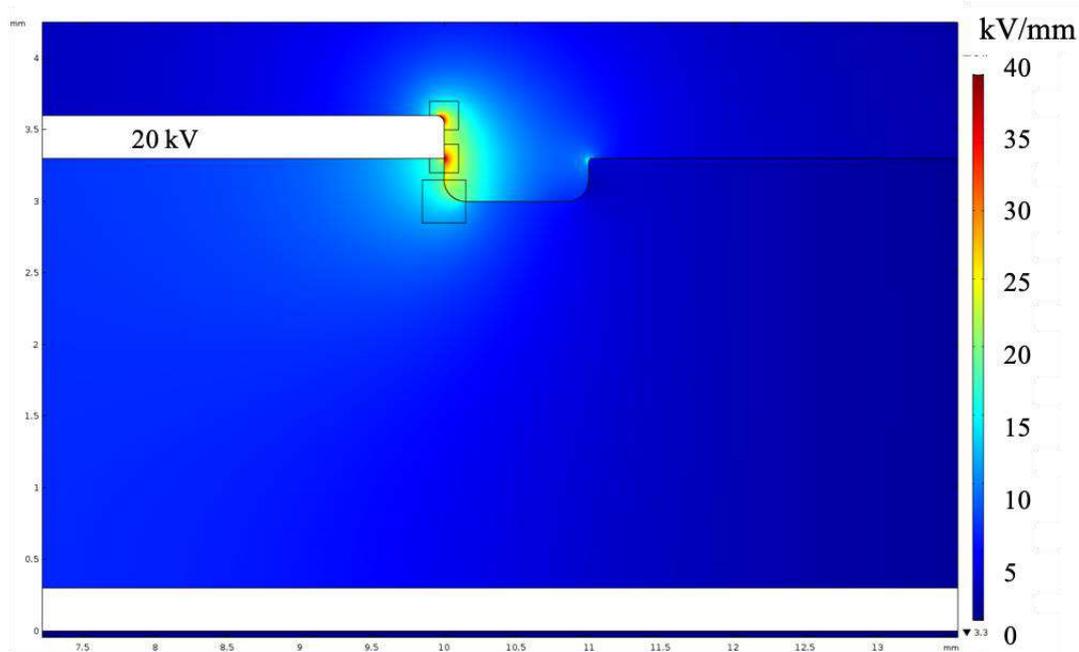


Figure 136 : Répartition du champ électrique de la structure Mesa choisie ($h = 300 \mu\text{m}$, $R_{\text{AIN}} = 150 \mu\text{m}$ et $L = 1 \text{ mm}$)

Enfin, deux paramètres très importants n'ont pas encore été évoqués : l'alignement du flanc de la métallisation cuivre avec le flanc de la tranchée dans la céramique, ainsi que l'inclinaison du flanc de la tranchée. En effet, pour annuler le resserrement des équipotentielles à l'extrémité du conducteur métallique, il est nécessaire que cet alignement soit parfait. Un retrait du cuivre de seulement $100 \mu\text{m}$ par rapport au flanc augmente le champ maximal simulé dans le gel de 13 % et de plus de 40 % dans l'AIN. Un angle du flanc de gravure dans AIN de 33° par rapport à la verticale par exemple augmente le champ maximal dans le gel de 5 % mais surtout le champ dans l'AIN de 34 %. La structure finale devra donc avoir une métallisation parfaitement alignée au flanc de la céramique et un angle du flanc de gravure le plus faible possible. Une tolérance d'alignement inférieure à $50 \mu\text{m}$ a été spécifiée pour l'élaboration des structures Mesa.

4.1.2.2 Fabrication des substrats Mesa

La fabrication des substrats Mesa a été initialement confiée à l'entreprise CeramTec, comme pour les substrats RoME. La méthode de l'usinage par ultrasons, retenue par Hélène Hourdequin [80], pour réaliser la structure Mesa, n'étant pas adaptée à la production industrielle, en raison de temps longs nécessaires d'exécution (1/2 journée par échantillon pour les dimensions retenues) et de coût, la voie retenue par CeramTec a été d'élaborer la structure Mesa en deux étapes : la première étape consistant à réaliser la tranchée dans le substrat céramique par fraisage préalablement au frittage (comme pour la structure RoME),

la seconde étape consistant à braser la feuille de cuivre (de mêmes dimensions que le plateau). L'écart d'alignement maximal toléré afin de pouvoir tirer les bénéfices de la structure Mesa, devant être inférieur à $50\ \mu\text{m}$, les différentes techniques à disposition de l'entreprise et mises en œuvre pour y parvenir n'ont pas permis de satisfaire cette exigence.

Cependant, afin de reproduire les résultats observés dans la thèse d'Hélène Hourdequin sur des substrats AlN plus épais (3 mm au lieu de 1 mm) et aussi pour confirmer ou infirmer notre analyse des phénomènes physiques mis en jeu lors de l'apparition des décharges partielles et de la rupture, cinq substrats Mesa ont été réalisés par usinage par ultrasons, par l'entreprise MICROCERTEC (située à Collégien en Seine-et-Marne), à partir des substrats AlN avec métallisation Cu-AMB ($r = 2,5\ \text{mm}$) élaborés par CeramTec. Les détails du procédé de fabrication sont donnés dans l'Annexe 3.

Les caractéristiques des cinq substrats Mesa usinés par ultrasons ont été contrôlées au microscope numérique Keyence :

- La largeur de la tranchée L est très proche de la valeur spécifiée (1 mm) et ce sur tous les échantillons Mesa reçus (cf. Figure 137) ;
- Des mesures réalisées sur l'ensemble des échantillons en plusieurs points (à l'aide du microscope numérique comme sur l'exemple de la Figure 138), montrent que h varie de $295\ \mu\text{m}$ à $395\ \mu\text{m}$ avec une moyenne autour de $340\ \mu\text{m}$,
- Sur les profils de la Figure 138, le flanc incliné observé semble dû à la recomposition d'image par le microscope. Néanmoins, l'angle de la pente évalué au maximum à 30° , conduirait à une hausse négligeable du champ maximal dans le gel au point triple (voir paragraphe 4.1.2.1).
- Un renflement de cuivre est observable en bord supérieur de la métallisation, (une coupe de profil devra être effectuée afin d'évaluer son profil et le risque d'engendrer un renforcement de champ important à ce endroit).

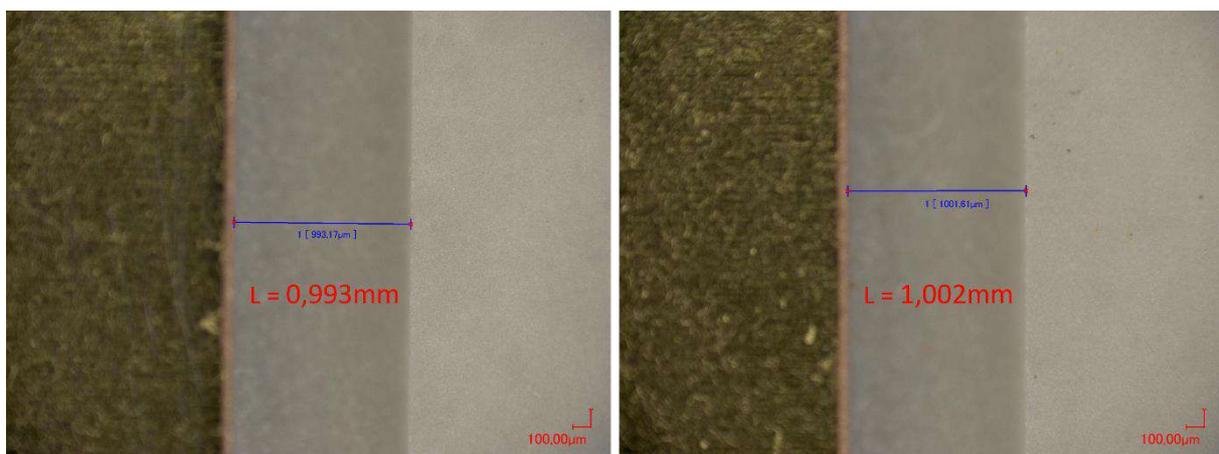


Figure 137 : Photos prise au microscope permettant d'évaluer la valeur du paramètre L

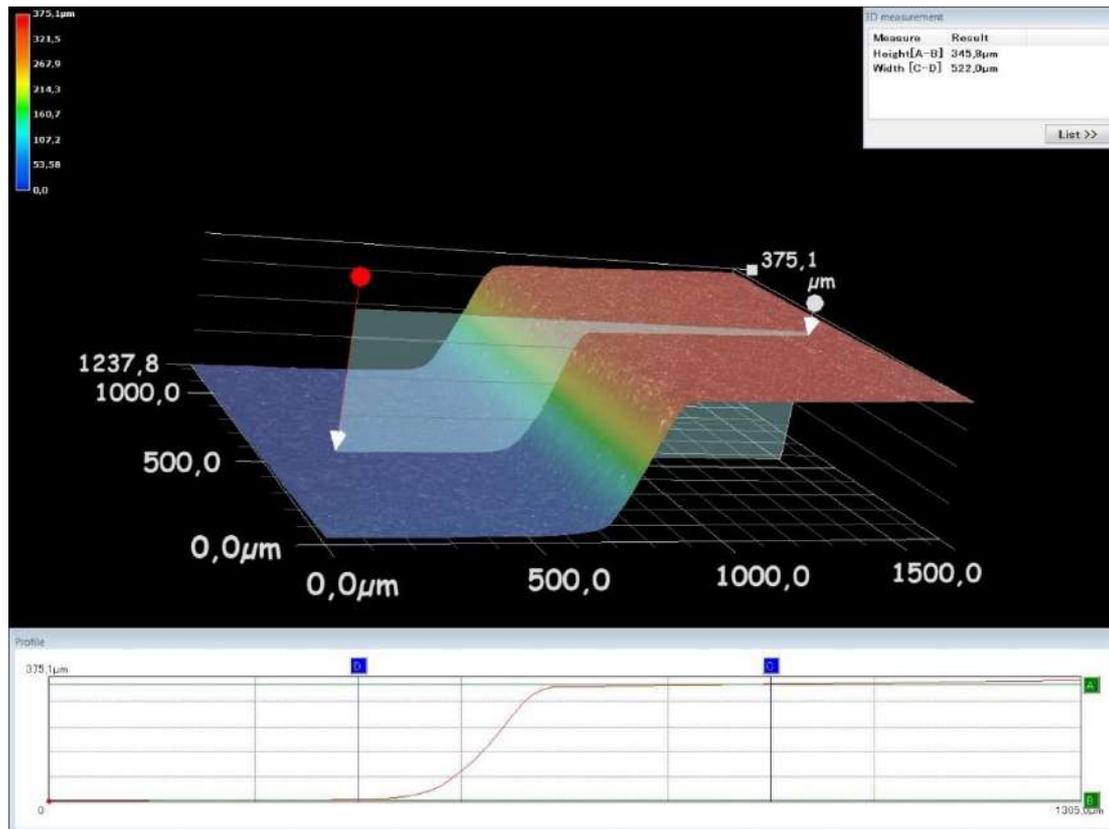


Figure 138 : Exemple de mesure du profil de la tranchée au microscope numérique sur un échantillon Mesa permettant d'estimer la hauteur h

4.1.2.3 Mesures du PDIV des substrats Mesa

- Les cinq échantillons ont d'abord été testés dans le liquide diélectrique afin de mesurer la tension PDIV.

La Figure 139 montre les mesures successives de la tension PDIV sur tous les échantillons Mesa. La tension PDIV est plutôt reproductible sur l'ensemble des échantillons, sauf pour l'échantillon n°2 sur lequel un effondrement du PDIV autour de 5 kV à partir de la 6^{ème} mesure a été observé, sans qu'aucune présence de défaut n'ait pu être détectée a posteriori sur l'échantillon incriminé.

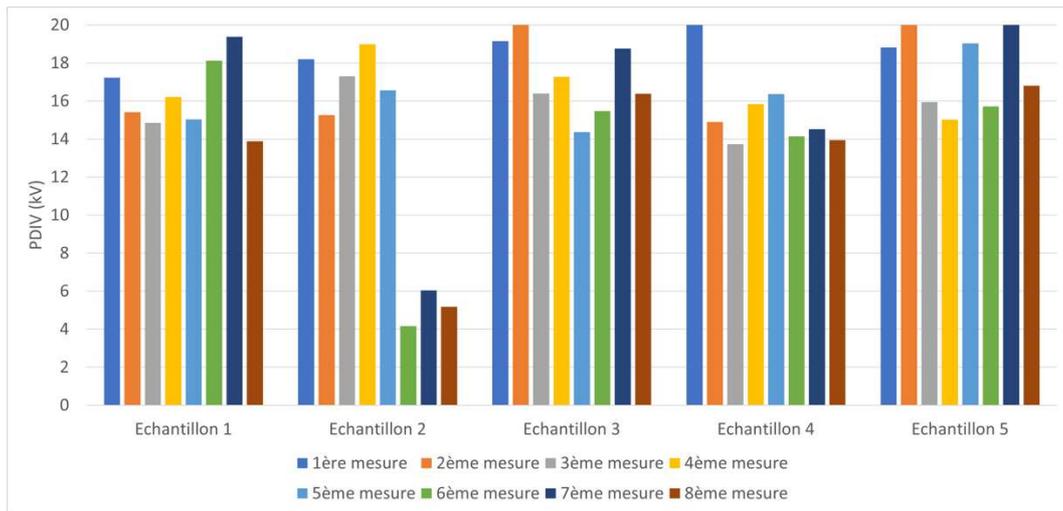


Figure 139 : PDIV mesurés sur les échantillons Mesa plongés dans du liquide diélectrique

La Figure 140 montre la tension PDIV mesurée moyenne correspondante (en tenant compte et en ne tenant pas compte de l'échantillon 2) et comparée avec celle de la structure classique. Une augmentation a été observée, de + 27% sans prise compte de l'échantillon n°2 (+ 21 % avec) grâce à la structure Mesa.

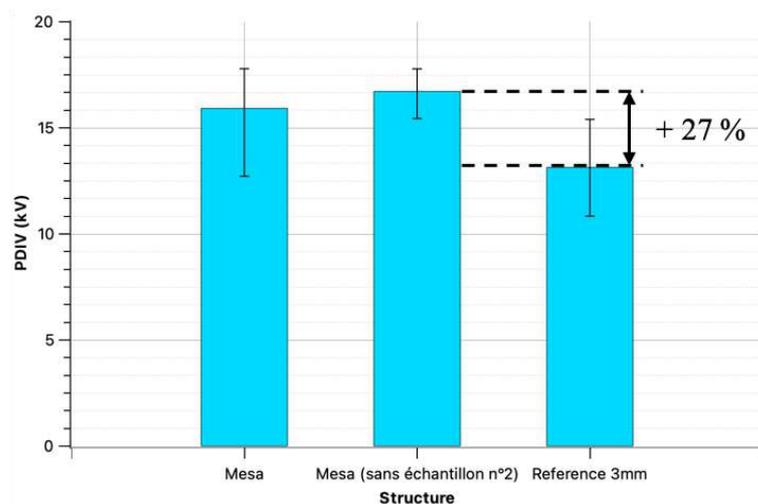


Figure 140 : PDIV des substrats Mesa et classiques plongés dans du liquide diélectrique

Les décharges mesurées ont des valeurs de charges assez élevées, généralement égales à plusieurs centaines de pC voire supérieures au nC, plus élevés à la tension PDIV que pour les structures de référence (généralement autour de plusieurs dizaines de pC). Dans le cas particulier de l'échantillon 2, les décharges ont pu atteindre 3 nC lors des premières mesures élevées avant la diminution soudaine du PDIV. A noter que les décharges détectées à plus faible PDIV lors des essais successifs sont de beaucoup plus faible amplitude, de l'ordre du pC. Il est donc fort probable que les décharges élevées répétées aient modifié l'échantillon.

- Ces cinq échantillons Mesa ont ensuite été encapsulés dans du gel silicone puis de nouveau testés en PDIV.

La Figure 141 montre l'ensemble des PDIV mesurés sur chaque échantillon. Comme pour les substrats de référence encapsulés dans du gel silicone, la ou les premières mesures de PDIV sont généralement suivies de mesures plus faibles. L'échantillon n°4 se distingue avec

des valeurs successives relativement reproductibles (hormis un pic à 15 kV). L'échantillon 2 quant à lui a montré des PDIV très faibles dès la première mesure, comme déjà remarqué lors des tests dans le liquide.

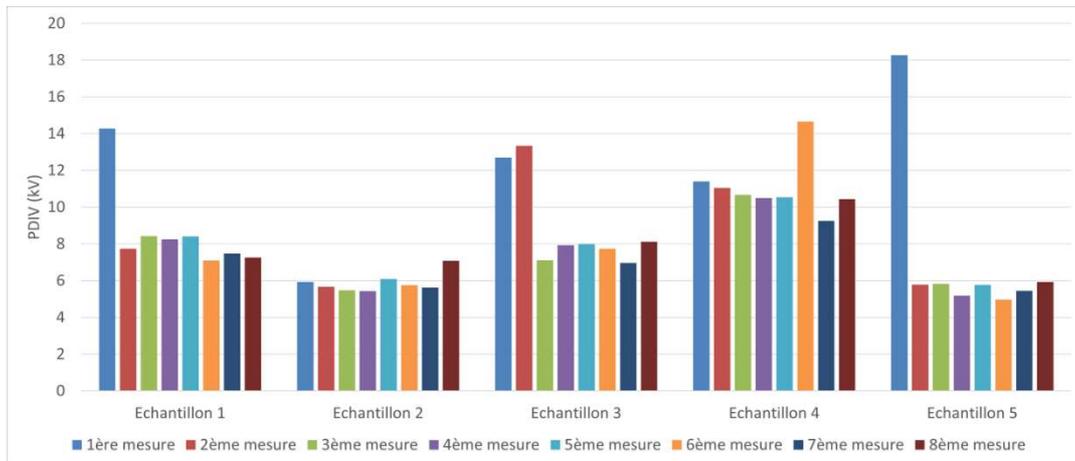


Figure 141 : PDIV mesuré sur les échantillons Mesa encapsulés dans du gel silicone

La moyenne des premières mesures de PDIV dans le gel avant réduction est présentée dans la Figure 142. La structure Mesa permet d'augmenter la tension PDIV d'environ 42 % par rapport à une structure conventionnelle (voir + 61 % sans tenir compte de l'échantillon n°2 défectueux). En simulant le champ électrique dans le gel pour la structure Mesa pour ces valeurs de tension de PDIV moyens (sans l'échantillon n°2), on relève un champ au point triple de 24 kV/mm à 32 kV/mm, soit un champ seuil supérieur à celui calculé pour la structure de référence entre 21 kV/mm et 24 kV/mm (cf. Figure 85 du chapitre 2). Comme pour la structure RoME, ce champ seuil apparent pourrait servir de référence à la conception de substrats Mesa afin d'éviter la présence de décharges partielles à 20 kV.

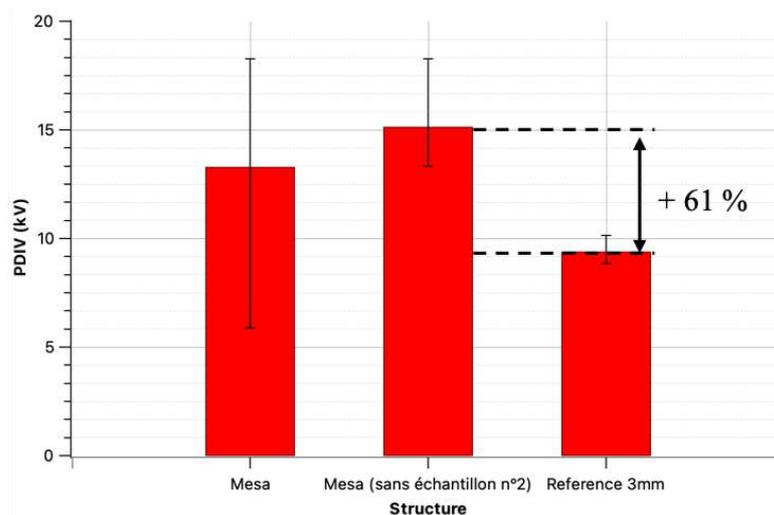


Figure 142 : PDIV moyens des premières mesures des substrats Mesa et classiques encapsulés dans du gel silicone

4.1.2.4 Mesure de la tension de rupture AC 50 Hz

Les cinq échantillons Mesa encapsulés dans du gel silicone et testés en PDIV ont été ensuite utilisés pour mesurer leur tension de rupture AC 50 Hz.

Il est probable, compte-tenu des observations faites lors des mesures de PDIV, semblables à celles faites pour les structures de référence et les structures RoME encapsulées dans le gel

silicone, que le mode de rupture soit également le même. Au vu de la reproductibilité des résultats des tests en tension de rupture AC sous rampe de 2 kV/s et des tests en tension de rupture par palier de 1 min, obtenus sur les structures classiques, les deux types de mesure ont été réalisés sur les échantillons Mesa (malgré le faible nombre d'échantillons).

- La Figure 143 montre les résultats obtenus avec le test « rapide » sur trois échantillons Mesa, comparés aux structures de référence. Les résultats confirment que les tensions de rupture de ces structures dans le gel sont de valeur identique. Le faible nombre d'échantillons ne semble pas remettre en doute les résultats obtenus pour les structures Mesa du fait de la très faible dispersion entre les trois mesures (41,1 kV, 41,2 kV et 41,5 kV). Enfin, le mode de rupture est également inchangé, se manifestant de la même manière par des décharges arborescentes électroluminescentes dans le gel avant la rupture, se propageant le long de l'interface gel/AlN au-delà de la tranchée jusqu'à l'électrode de masse, comme le montre la Figure 144.

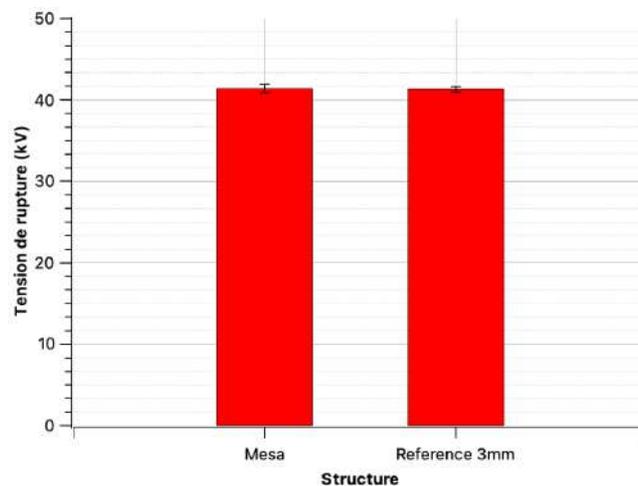


Figure 143 : Tension de rupture AC (α) des substrats classiques et Mesa encapsulés dans du gel silicone. Intervalles de confiance tracés à 95 %



Figure 144 : Photographies de profil et de dessus d'un substrat Mesa encapsulé dans du gel silicone après la rupture

- Pour poursuivre, deux échantillons Mesa ont été soumis au même test de rupture par palier que celui effectué sur les trois échantillons de structure classique avec substrat de même épaisseur, dont la définition et les résultats ont été décrits au chapitre 2 (paragraphe 2.3.3.1). Le test consiste en l'application d'une tension croissante jusqu'à atteindre la valeur de la tension du premier palier de 25 kV, puis augmentant par palier de durée 1 min par incrément de 1 kV jusqu'à ce que la rupture se produise (voir Figure 65). Lorsque la rupture a

lieu, la tension du palier ainsi que le temps de rupture sont relevés. Les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau 18, qui rappelle les valeurs obtenues sur les échantillons de référence. Tous les échantillons ont eu leur rupture au palier de tension 29 kV. Le temps de tenue de la tension avant la rupture est en moyenne de 22 s pour les échantillons Mesa et 43 s pour les échantillons classiques. Il n’y a donc également que peu de différence dans le test de rupture « lent » entre échantillons Mesa et de référence.

Tableau 18 : Résultats du test de rupture "lent" sur les échantillons Mesa et de référence

Echantillon	Tension de rupture (kV)	Temps d'application du palier avant rupture (s)
Reference_3mm_1	29	44
Reference_3mm_2	29	35
Reference_3mm_3	29	21
Mesa_1	29	13
Mesa_2	29	30

4.1.2.5 Conclusion de l'étude des substrats architecturés de type Mesa

Cette étude montre que la géométrie Mesa a une influence sur la tension de seuil d'apparition des premières décharges électriques, par une augmentation notable des tensions PDIV dans le liquide diélectrique (de 13,5 kV à 17 kV) et plus encore dans le gel silicone (de 9 kV à 15 kV).

Les résultats montrent cependant que la configuration étudiée n'a pas permis d'élever suffisamment le seuil de tension d'apparition des premières décharges partielles, d'autant plus que ces décharges, dans le cas du gel silicone, affectent son intégrité. La configuration étudiée n'a pas permis non plus permis d'avoir un impact suffisamment important sur le mécanisme qui est à l'origine du développement des arborescences électriques et qui gouverne la valeur de la tension de claquage.

Pour confirmer que l'effet notable tout de même observé sur la tension PDIV est bien lié à la géométrie Mesa et mieux quantifier la potentialité de cette géométrie vis-à-vis d'une montée en tension des modules de puissance significative, l'étude de la dépendance au paramètre h et en particulier la réalisation d'une structure avec un retrait de céramique de 1 mm, seraient nécessaires. De plus, pour éviter de dépasser un champ maximal critique, estimé à 25 kV/mm sur la base des résultats des mesures de tension PDIV et de simulations, une augmentation de l'épaisseur de la céramique à 5 mm serait également en théorie nécessaire.

Du point de vue de la faisabilité, cette étude a néanmoins montré les limites de cette géométrie de substrats métallisés avec Mesa pour une fabrication compatible avec les procédés actuels adaptés à une production industrielle. La difficulté réside en premier lieu dans la tolérance très faible d'alignement de la métallisation sur la céramique.

4.2 Mise en œuvre d'un dépôt de parylène sur les substrats AlN métallisés

À la suite des constatations faites lors des résultats électriques en AC 50 Hz notamment dans le cas du gel silicone, il a été décidé de tester l'application d'un dépôt de parylène sur nos structures classiques. Le rôle de cette couche serait d'essayer de prévenir l'apparition des décharges (streamers) qui sont dégradantes pour le gel silicone en jouant sur deux paramètres :

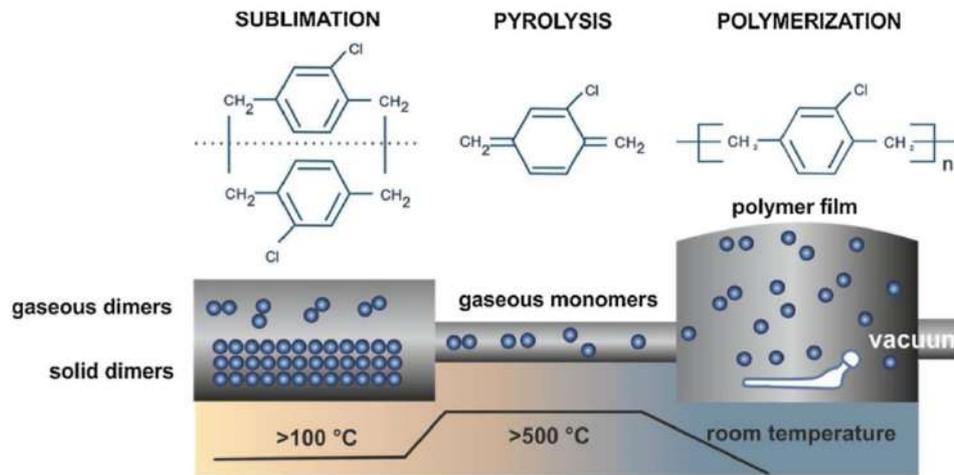
- le champ électrique maximal dans le gel silicone, en remplaçant le gel silicone dans la zone de plus forte contrainte (proche du PT) par un matériau à plus forte rigidité diélectrique ;
- la nature de l'interface entre l'isolant et le métal, afin de modifier ses propriétés, telles que celles contrôlant l'injection de charges depuis l'électrode vers le gel silicone, en utilisant le parylène comme une barrière diélectrique du fait de ses bonnes propriétés isolantes. En effet, les streamers à l'interface gel/AlN étudiées au chapitre 1 et 2 arrivent à se propager grâce à la présence de charges électriques qui s'accumulent aux bords des cavités des arborescences et pouvant être apportées, entre autres mécanismes en volume tels que l'ionisation par impact, depuis l'électrode.

L'étude présentée ici repose sur quinze substrats métallisés de référence (élaborés par CeramTec) avec une couche d'AlN de 2 mm d'épaisseur. Le dépôt de parylène a été réalisé par la société Speciality Coating Systems (SCS) en Angleterre, selon nos spécifications (trois configurations ont été demandées). Les substrats ont ensuite été encapsulés dans du gel silicone et leurs tensions de rupture AC et de PDIV ont été mesurées.

4.2.1 Intérêt du dépôt de Parylène

Le parylène ou polyparaxylylène est un film polymère qui a la particularité d'être déposé par un procédé de condensation sous vide appelé procédé de Gorham [95] qui se présente comme suit (voir aussi Figure 145) :

- le dimère sous forme de poudre est chauffé à haute température pour se sublimer à plus de 100°C ;
- le gaz de dimères est transporté dans une chambre de pyrolyse sous 500°C qui conduit à la formation de monomères ;
- le gaz de monomères est transporté dans la chambre de dépôt sous vide où la couche de parylène se forme en polymérisant sur les surfaces à température ambiante (ou légèrement refroidies autour de 10°C).



Ce procédé de dépôt ainsi que les propriétés des films de parylène permettent d'obtenir des revêtements de surface isolants très conformes et à température proche de l'ambiante. L'épaisseur de la couche est facilement contrôlable en modifiant la quantité initiale de dimères. De plus ce procédé est facilement reproductible grâce à l'absence d'utilisation de solvants chimiques comme cela est nécessaire pour le dépôt d'autres types de revêtements polymères, tels que les polyimides. Si ces derniers peuvent être également de très bons isolants électriques à haute température (avec une rigidité diélectrique de quelques centaines de kV/mm [97]), leur mise en œuvre est assez délicate dans un module et peut entraîner la formation de défauts comme la présence de bulles [73] [98].

Il existe plusieurs types de Parylène en fonction de leur structure chimique comme le montre la Figure 146. Le Tableau 19 rappelle certaines propriétés des différents types de parylène, montrant qu'ils possèdent tous une rigidité diélectrique et une résistivité élevées. Le parylène AF4 ou Parylène HT® (marque déposée de SCS) diffère des autres formulations par la présence d'atomes de fluor dans le dimère le rendant beaucoup plus résistant en haute température. En effet, sa rigidité diélectrique peut dépasser 3 MV/cm à 350°C [99].

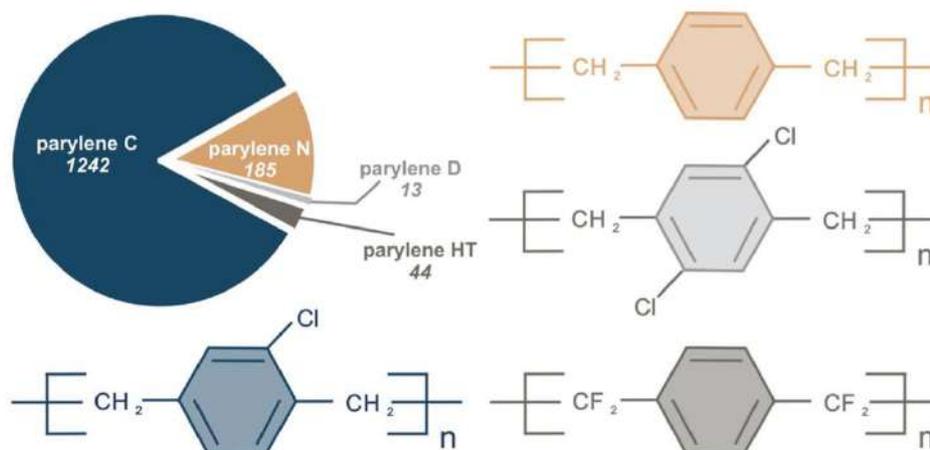


Tableau 19 : Propriétés des différents types de parylène données par le fabricant SCS [100]

Propriétés	Parylène N	Parylène C	Parylène D	Parylène HT
Rigidité diélectrique* (kV/mm)	276	220	217	213
Résistivité volumique ($\Omega \cdot \text{cm}$)	$1,4 \times 10^{17}$	$8,8 \times 10^{16}$	$1,2 \times 10^{17}$	$2,0 \times 10^{17}$
Constante diélectrique ϵ_r (à 50Hz)	2,65	3,15	2,84	2,21
Température de fonctionnement ($^{\circ}\text{C}$)	60	80	100	350
CTE à 25 $^{\circ}\text{C}$ (ppm)	69	35	38	36

*Mesures réalisées selon la norme ASTM D149

Le parylène HT a alors été choisi, étant le plus adapté à l'application finale des modules de puissance, du fait de sa meilleure tenue en température.

4.2.2 Dimensionnement des substrats avec dépôt de Parylène

Comme évoqué en introduction, le dépôt de parylène sur les structures de référence a deux objectifs : modifier les propriétés aux interfaces avec la céramique et le métal et éloigner le gel de la zone de champ très élevé au point triple et ainsi empêcher l'apparition d'arborescences. Le choix de structures avec épaisseur du substrat en céramique de 2 mm, pour lesquelles la rupture en AC se produit systématiquement par cheminement le long de l'interface gel/AlN, permettra d'observer si le dépôt de parylène exerce une influence sur ce mécanisme.

Le second objectif dépend théoriquement de l'épaisseur de la couche de parylène. Pour évaluer l'influence de l'épaisseur du dépôt de parylène sur la valeur du champ électrique maximal vu par le gel, la répartition du champ électrique de la structure a été simulée sous Comsol (de la même façon que pour les autres structures considérées), avec l'application d'une tension de 20 kV 50 Hz. Les épaisseurs de parylène considérées ont varié de 2 μm à 50 μm . La Figure 147 montre la répartition du champ électrique pour une épaisseur de parylène de 30 μm .

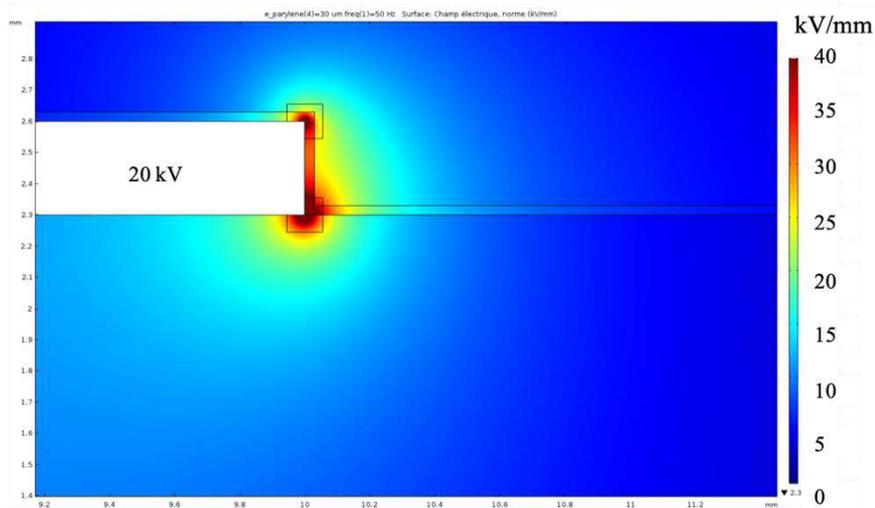


Figure 147 : Répartition du champ électrique simulé sous Comsol du champ électrique à 20 kV pour une épaisseur de parylène de 30 μm

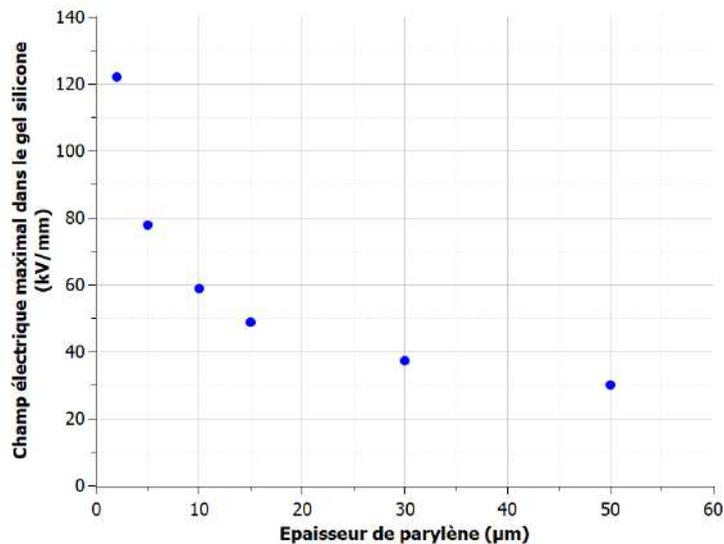


Figure 148 : Champ maximal dans le gel simulé sous Comsol à 20kV en fonction de l'épaisseur de la couche de parylène relevé à la frontière entre les matériaux parylène et gel.

Le champ maximal dans le gel en fonction de son épaisseur est calculé et relevé sur la Figure 148. La valeur du champ maximal correspond ici au champ électrique dans le gel à la frontière avec le parylène. Le champ électrique diminue de manière significative dans le gel lorsque l'épaisseur de parylène augmente jusqu'à 50 μm .

Par rapport à l'amplitude du champ dans le gel silicone pour la structure de référence (pour rappel, relevée sur une ligne à une distance du point triple de 15 μm dans le gel), laquelle s'élève à 55,7 kV/mm, une couche de parylène de 30 μm (respectivement 50 μm) permet au gel silicone de n'être soumis qu'à une contrainte de 37 kV, (respectivement de 25 kV), soit 33 % (50 %) plus faible.

L'amplitude maximale dans la céramique est quant à elle très peu impactée par la présence du film de parylène (compte-tenu de sa permittivité proche de celle du gel et de sa faible épaisseur). Cette solution n'agit donc pas sur la réduction de la contrainte dans la céramique. Des amplitudes de champ électrique très élevées, aussi bien dans la céramique

que dans le film de parylène persistent donc, (dont les valeurs maximales, au-delà de 100 kV/mm, ne peuvent de toute façon pas être déterminées en ce point singulier).

Par conséquent, au vu de ces résultats et compte-tenu aussi du nombre limité de substrats disponibles, deux épaisseurs de dépôt de parylène HT ont été choisies pour l'étude expérimentale :

- Une couche de 5 μm d'épaisseur, qui réduit le champ de manière limitée mais agit sur l'autre facteur étudié qui est la limitation de l'injection de charges ;
- Une couche de 30 μm d'épaisseur qui permet d'agir sur la diminution du champ électrique dans le gel.

Et deux configurations de dépôt ont été choisies :

- Pour la première, notée C1, l'ensemble de l'échantillon est recouvert d'un dépôt de parylène
- Pour la deuxième configuration, notée C2, seules les parties conductrices correspondant à l'électrode haute tension sont recouvertes ainsi qu'une partie de la surface de l'AlN autour de l'électrode comme le montre la Figure 149.

Au total, quinze échantillons avec métallisation Cu-AMB ont été réalisés :

- cinq échantillons en configuration C1 avec 5 μm d'épaisseur de parylène ;
- cinq autres échantillons en configuration C1 avec 30 μm d'épaisseur ;
- cinq échantillons en configuration C2 avec 30 μm d'épaisseur.

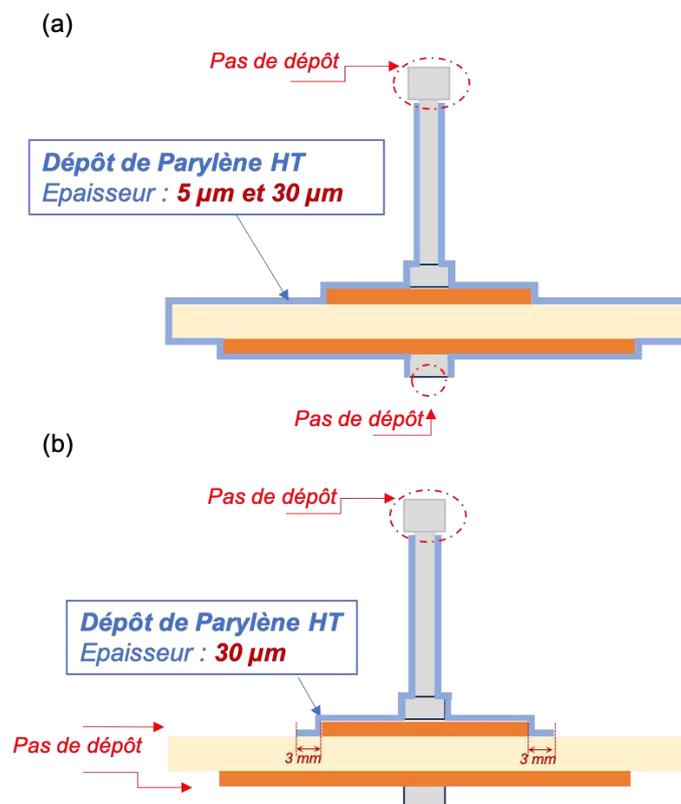


Figure 149 : Schéma des deux configurations du dépôt de parylène avec (a) la configuration C1 et (b) la configuration C2

Les échantillons réalisés ne présentaient pas de défauts visibles, en revanche les couches de parylène sont un peu plus épaisses que prévu : 7 μm au lieu de 5 μm et 33 μm au lieu de 30 μm .

Les substrats ont ensuite été encapsulés dans du gel silicone Silgel 612 selon la même procédure que pour les autres substrats étudiés.

Ci-après les trois types d'échantillons seront nommés respectivement : C1_7 μm , C1_33 μm et C2_33 μm et différenciés par leur numéro (de 1 à 5).

4.2.3 Mesures du PDIV

Des mesures ont été réalisées sur quatre échantillons pour chaque couple de configuration/épaisseur du dépôt de parylène.

- Comme le montre la Figure 150, dans le cas des échantillons en configuration C1 avec une épaisseur de parylène de 7 μm , des valeurs élevées des premières mesures de PDIV ont été relevées, entre 19 kV et 20 kV (pour 3 échantillons sur 4), mais qui précèdent des valeurs de PDIV généralement beaucoup plus faibles pour les mesures suivantes (inférieures à 7 kV, voir les résultats pour les substrats n°1, 3 et 4). Le n°2 n'a été testé qu'une seule fois pour limiter sa dégradation, le premier échantillon a une première valeur de PDIV limitée à 13 kV.

Aucun signe visible n'est détecté sur les échantillons n°1 et n°4 après la première mesure ayant révélé une tension PDIV dégradée. En revanche, l'échantillon n°3 (qui a montré une PDIV fortement diminuée à 3 kV après une première mesure à 19,5 kV), permet d'observer l'apparition d'une arborescence de couleur noire, comme le montre la photographie de la Figure 151.

Ainsi, comme pour les échantillons classiques encapsulés dans du gel silicone, les décharges semblent pouvoir être créatrices de dégradations dans le gel diminuant la tension PDIV mesurée lors des mesures successives. Cependant un nouveau type de dégradation, observable à l'œil nu (sur un seul échantillon ici), est créé (cas de l'échantillon n°3), sous forme d'une arborescence de couleur noire. La couleur noire disparaît lorsque le gel est retiré, mais l'arborescence reste visible à la surface du parylène (creusée), laissant penser à une décharge à l'interface gel/parylène.

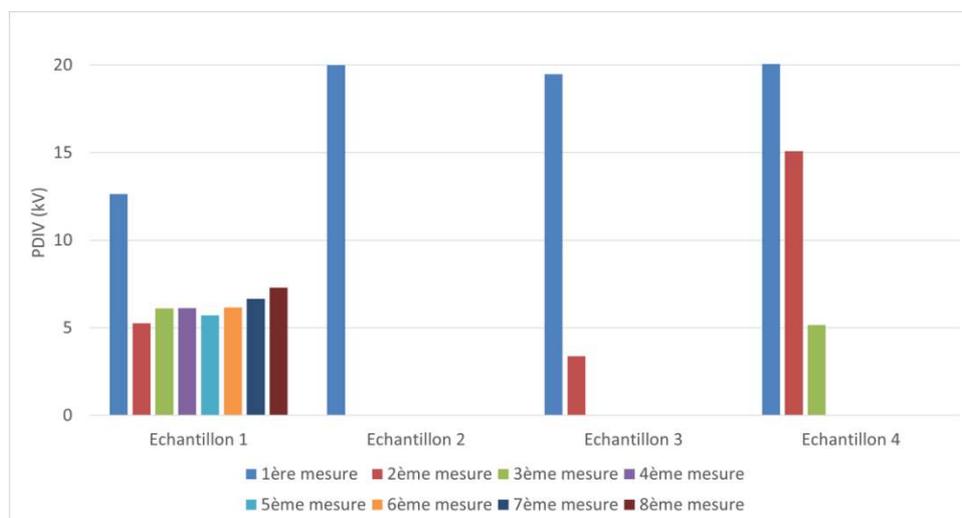


Figure 150 : PDIV mesurés sur les échantillons avec dépôt de parylène C1 7 μm encapsulés dans du gel silicone

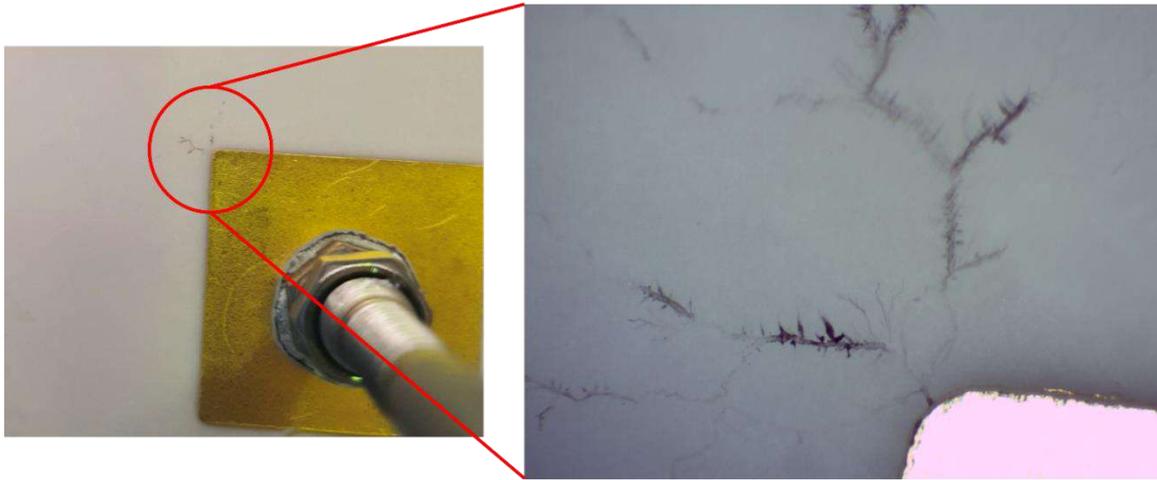


Figure 151 : Dégradations créés sur l'échantillon n°3 de la Figure 150 après la mesure de PDIV

- Dans le cas des échantillons avec 33 μm de parylène, l'obtention de valeurs élevées (souvent supérieures à 15 kV, avec des valeurs jusqu'à 24 kV) sont mesurées. L'observation d'une dégradation très importante des mesures successives de PDIV n'est pas si évidente, les PDIV pouvant remonter au fil des mesures pour les configurations C1 (Figure 152) et C2 (Figure 153). Font exception les échantillons n°4 des deux séries qui ont un effondrement de PDIV après la 1^{ère} mesure (autour de 3 kV), qui exhibent la même marque de dégradation visible que celle observée pour l'échantillon n°3 de la série C1_7 μm précédente (illustrée en Figure 151).

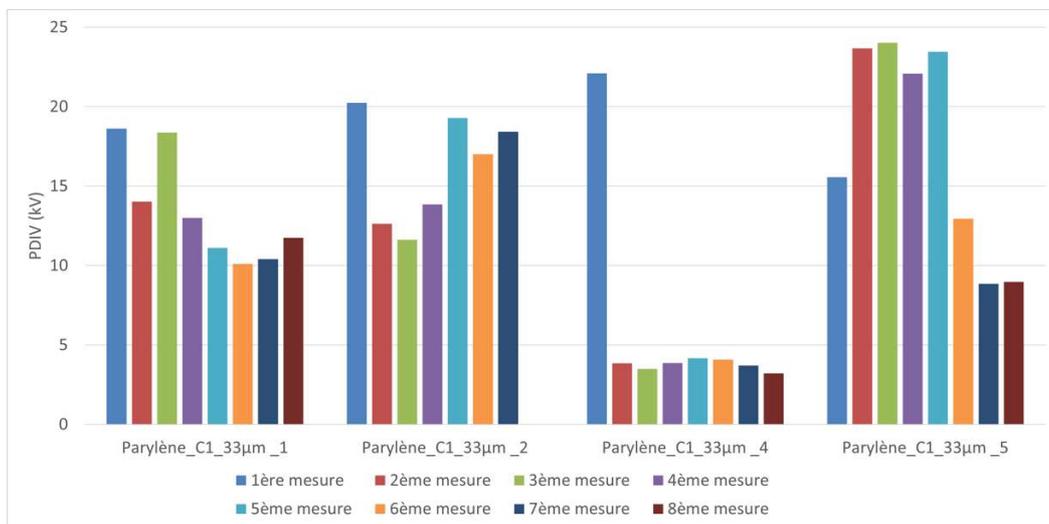


Figure 152 : PDIV mesurés sur les échantillons avec dépôt de parylène C1 33 μm encapsulés dans du gel silicone

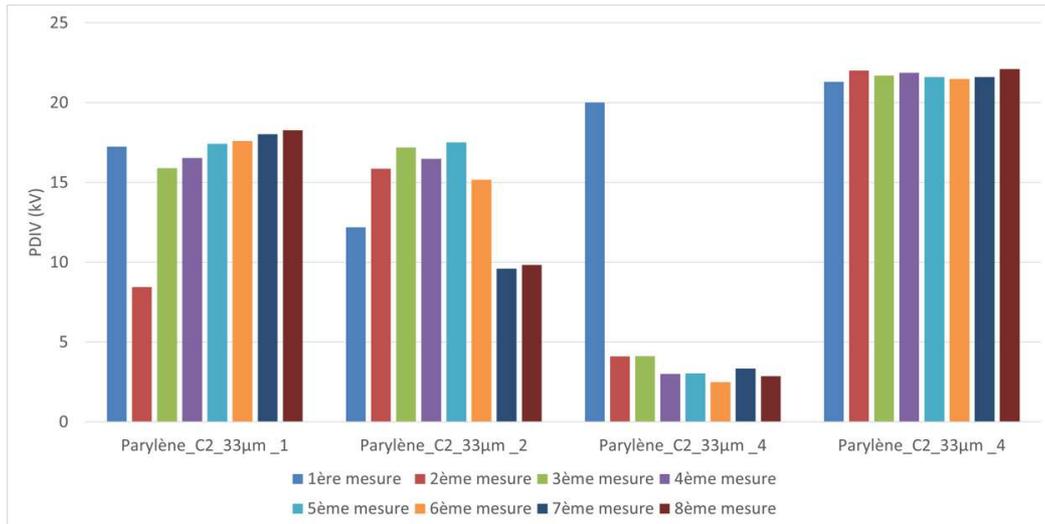


Figure 153 : PDIV mesurés sur les échantillons avec dépôt de parylène C2 33 µm encapsulés dans du gel silicone

D'un point de vue quantitatif ; la Figure 154 montre les moyennes des premières mesures de PDIV (c'est-à-dire sans tenir compte des tensions de PDIV dégradées), comparées aux résultats obtenus de la même manière pour des structures de référence. La tension PDIV ainsi obtenue est fortement augmentée (près de 70%) pour les échantillons avec dépôt de parylène par rapport aux structures de référence. Cela indique que le dépôt de parylène a un impact significatif sur le seuil l'apparition des premières décharges partielles, lequel passe d'environ 11 kV avec la structure de référence, à 19 kV en moyenne pour les trois configurations. De plus, cela indique que l'épaisseur de parylène a un impact sur la répétabilité de la tension PDIV, répétabilité qui est meilleure pour la plus grande épaisseur de parylène.

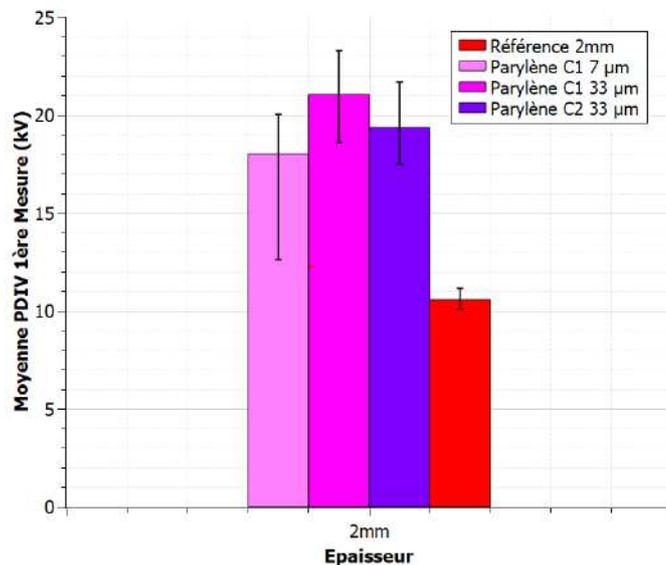


Figure 154 : Moyenne des 1ères mesures de PDIV des échantillons avec dépôt de parylène encapsulés dans du gel silicone en comparaison avec les substrats classiques

L'analyse des diagrammes PRPD mesurés durant 20 s, permet de confirmer un impact de l'épaisseur sur les caractéristiques des décharges aux valeurs de tensions correspondant aux PDIV. Pour les échantillons avec un dépôt de parylène de 7 µm, on observe le même type de PRPD que pour les substrats de référence dans le gel au PDIV dégradé (5-6 kV), comme le montre la Figure 155 a). Nous avons alors attribué ces décharges (de plusieurs centaines de

pC au nC) à la création d'une dégradation dans le gel, non observable visuellement sur les substrats avec métallisation Cu-AMB (mais confirmée sur les substrats avec métallisation fine en or).

Pour les échantillons avec un film de parylène de 33 μm , les PRPD obtenus aux tensions de PDIV autour de 15 kV et plus, sont quant à eux différents, comme le montre l'exemple sur la Figure 155 b). On remarque ainsi des décharges plus nombreuses mais de très faibles amplitudes, généralement inférieures au pC, qui sont peut-être le signe de décharges au sein de cavités (pores de la céramique, interface parylène/AlN, interface parylène/Cu). Donc l'apparition de DP possiblement situées dans le gel, comme supposé pour les structures de référence ou les structures avec seulement 7 μm de parylène, ne semblent donc pas être la première cause détectée de génération de décharges partielles, pour ces échantillons avec 33 μm d'épaisseur de parylène.

Enfin, le nouveau type de dégradation observable à l'œil nu sur trois échantillons avec parylène (échantillons C1_7 μm _3, C1_33 μm _4, C2_33 μm _3) conduit à des diagrammes PRPD (mesurés aux tensions de PDIV de 3-4 kV) typiques, avec un grand nombre de décharges d'amplitude autour d'une centaine de pC comme présenté sur la Figure 156.

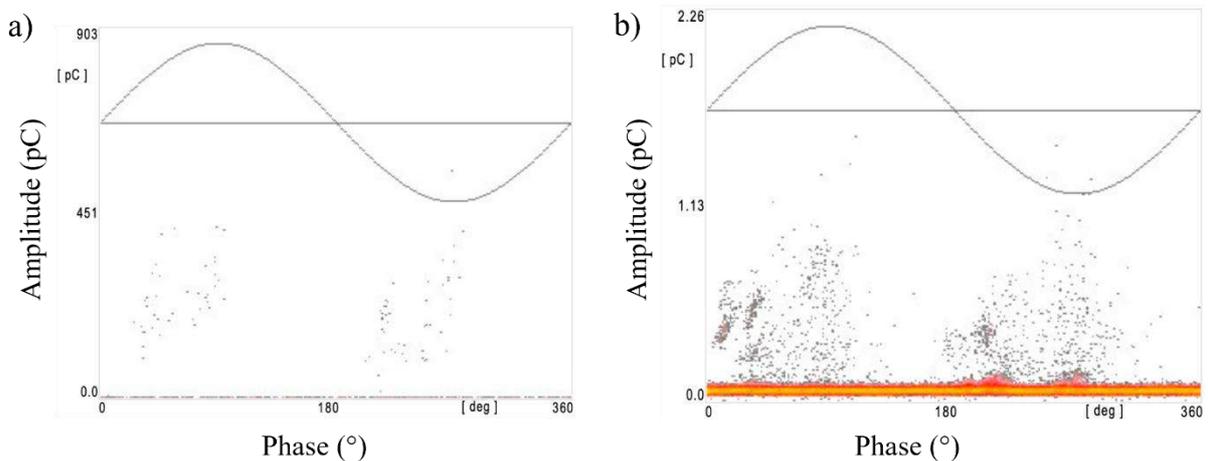


Figure 155 : PRPD d'échantillon a) Parylène_C1_7 μm n°1 (6,1 kV) et b) Parylène_C1_33 μm n°2 (19,3 kV) au PDIV

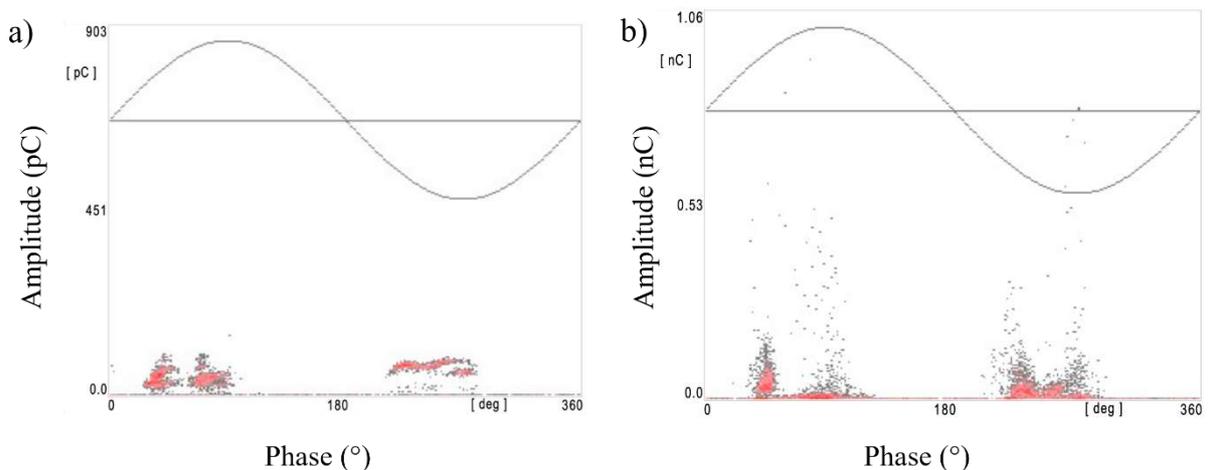


Figure 156 : PRPD d'échantillon a) Parylène_C1_7 μm n°3 (3,4 kV) et b) Parylène_C1_33 μm n°4 (3,8 kV) au PDIV

4.2.4 Mesure de la tension de rupture en AC 50 Hz

Pour les échantillons avec dépôt de parylène, deux tests de rupture AC 50 Hz ont été réalisés : un test dit « rapide » qui correspond au test classique présenté dans le chapitre 2 (montée de la tension de 2 kV/s jusqu'au claquage) et un test « lent » avec paliers. Au total, trois échantillons pour chaque configuration de film de parylène ont été testés en claquage.

4.2.4.1 Résultats du test de rupture AC « rapide »

Les résultats obtenus à la suite du test de rupture (avec rampe de montée à 2kV/s) réalisé sur les échantillons avec parylène sont présentés dans le Tableau 20 (les couleurs correspondent à une catégorie type de mode de rupture).

Il est possible de classer les modes de rupture obtenus sur les substrats avec dépôt de parylène en trois catégories :

- Catégorie 1 (en vert) : Rupture en volume de l'AIN, au bord de la métallisation sans décharges électroluminescentes et une tension de rupture autour de 19 kV (cas de l'échantillon C1_33um_2), comme observée dans le test « lent » ou une tension plus importante de 31 kV (cas de l'échantillon C2_33um_3), voire Figure 157 ;
- Catégorie 2 (en mauve) : Cheminement le long de la surface jusqu'à l'électrode de masse, avec dégradations post-claquage de type arborescences autour de l'électrode et chemin de rupture dans le gel silicone et une tension de rupture autour de 39 kV (cas des échantillons C1_7um_1 et C1_33um_3) comme pour les échantillons de référence (cf. Figure 158) ;
- Catégorie 3 (en orange) : Cheminement le long de la surface jusqu'à un point de rupture en volume de l'AIN (à plus d'un cm), avec dégradations post-claquage de type arborescences et chemin de rupture dans le gel silicone et une tension de rupture de 32 kV à 34 kV, pour les trois autres échantillons testés (C1_7um_4, C2_33um_1 et C2_33um_1) (cf. Figure 159) ;

Tableau 20 : Résultats de claquage AC « rapide » sur des échantillons avec dépôt de parylène avec en vert claquage de catégorie 1, en violet catégorie 2 et en orange catégorie 3

Echantillon	Tension de rupture (kV)	Type de rupture
Parylène_C1_7um_1	39,2	Cheminement le long de la surface gel/AIN « Treeing » visible dans le gel
Parylène_C1_7um_4	34,3	Rupture éloignée de la métallisation (plus d'un cm) mais en volume de l'AIN « Treeing » visible dans le gel
Parylène_C1_33um_2	19,4	Rupture au bord de la métallisation, en volume de l'AIN Pas de « treeing » visible dans le gel
Parylène_C1_33um_3	39,4	Cheminement le long de la surface gel/AIN « Treeing » visible dans le gel
Parylène_C2_33um_1	30,8	Rupture éloignée de la métallisation (plus d'un cm) mais en volume de l'AIN « Treeing » visible dans le gel
Parylène_C2_33um_2	31,8	Rupture éloignée de la métallisation (plus d'un cm) mais en volume de l'AIN « Treeing » visible dans le gel
Parylène_C2_33um_3	31,1	Rupture au bord de la métallisation, en volume de l'AIN Pas de « treeing » visible dans le gel

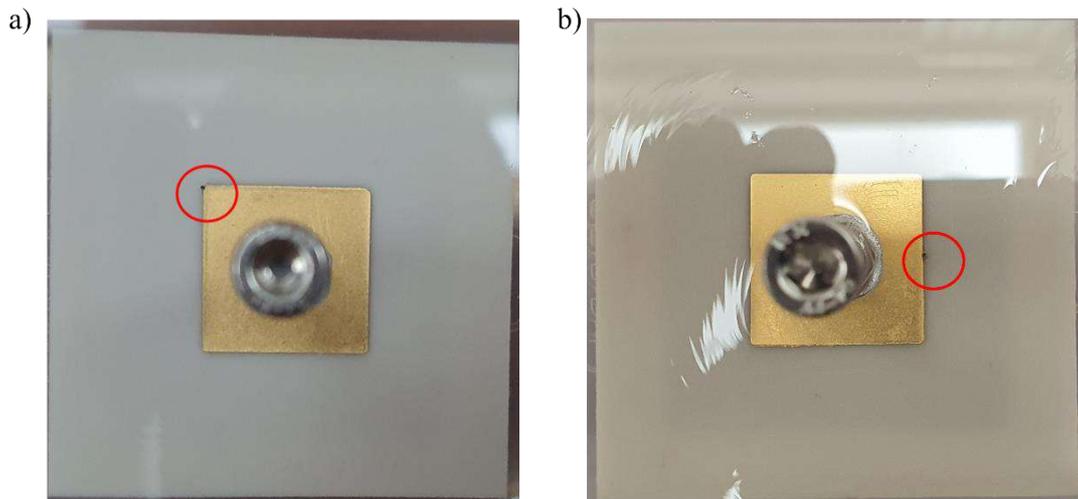


Figure 157 : Substrats parylène avec une rupture au bord de la métallisation, sans treeing dans le gel silicone a) Parylène_C1_33um_2 et b) Parylène_C2_33um_3. Rupture de catégorie 1.

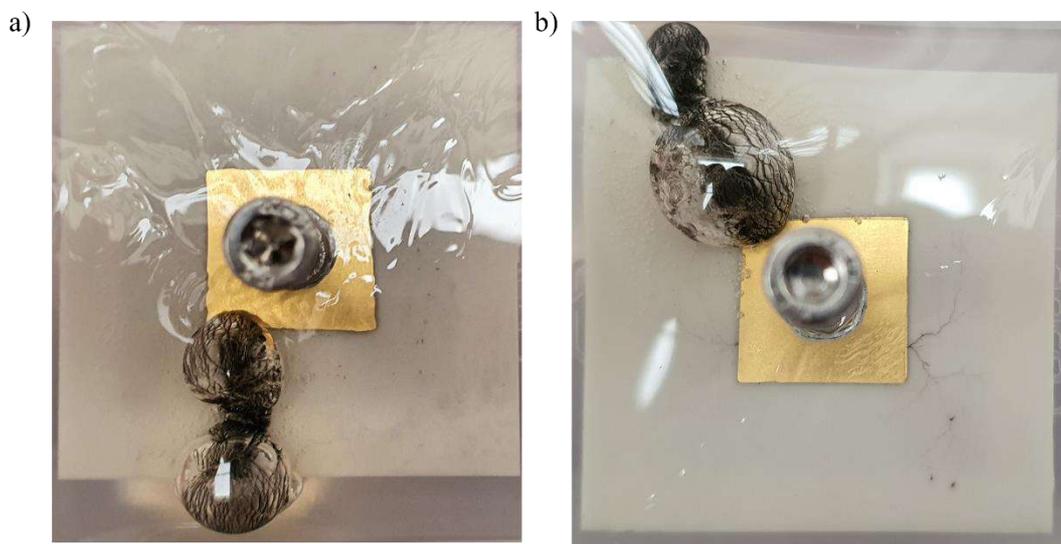


Figure 158 : Substrats parylène avec une rupture qui chemine a) Parylène_C1_7um_1 et b) Parylène_C1_33um_3. Rupture de catégorie 2.

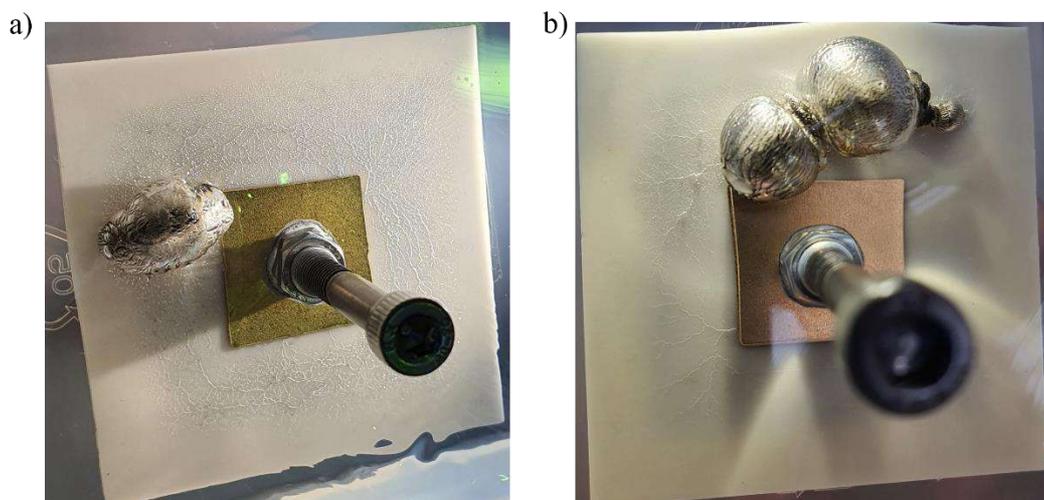


Figure 159 : Substrats parylène avec une rupture éloignée du bord de la métallisation, avec treeing dans le gel silicone a) Parylène_C1_7um_4 et b) Parylène_C2_33um_2. Rupture de catégorie 3.

4.2.4.2 Résultats du test de rupture AC « lent »

Le profil de tension de ce test « lent », présenté par un schéma sur la Figure 160, est ici différent de celui utilisé pour les structures Mesa, avec un premier palier de tension fixé à 19 kV, le suivant fixé à 25 kV, chaque palier durant au maximum 5 minutes, ou le temps que met l'échantillon à claquer.

Le Tableau 21 présente les résultats du test de rupture « lent » obtenus sur 2 échantillons avec parylène (noté C1_7 μ m_2 et C1_33 μ m_1) ainsi que deux échantillons de la structure de référence de 2 mm d'épaisseur d'AlN pour comparaison. Ces résultats sont résumés comme suit :

- Les deux substrats avec parylène ont claqué au palier de 19 kV après 7 s, avec un mode de rupture de catégorie 1 (comme défini plus haut), donc avec point de rupture au bord de la métallisation et aucune présence d'arborescence électrique (« treeing ») dans le gel silicone.
- Les substrats de référence ont claqué au palier de 25 kV au bout de 14 s en moyenne, avec un mode de rupture de catégorie 2 et 3.

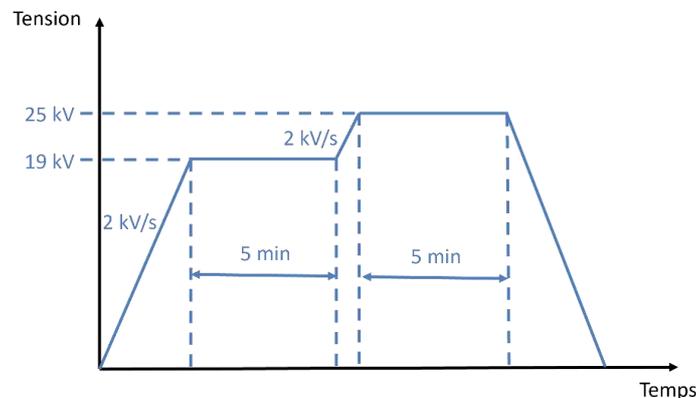


Figure 160 : Profil de la tension appliquée lors du test de rupture "lent" sur les échantillons avec dépôt de parylène

Tableau 21 : Résultats de claquage AC « lent » sur des échantillons avec dépôt de parylène ainsi que des échantillons de référence de 2 mm d'épaisseur

Echantillon	Tension de rupture (kV)	Temps d'application du palier avant rupture (s)	Type de rupture
Parylène_C1_7 μ m_2	19	7	Rupture au bord de la métallisation, en volume de l'AlN Pas de « treeing » visible dans le gel
Parylène_C1_33 μ m_1	19	7	Rupture au bord de la métallisation, en volume de l'AlN Pas de « treeing » visible dans le gel
Reference_2mm_1	25	11	Rupture éloignée de la métallisation (plus d'un cm) mais en volume de l'AlN « Treeing » visible dans le gel
Reference_2mm_2	25	17	Cheminement le long de la surface gel/AlN « Treeing » visible dans le gel

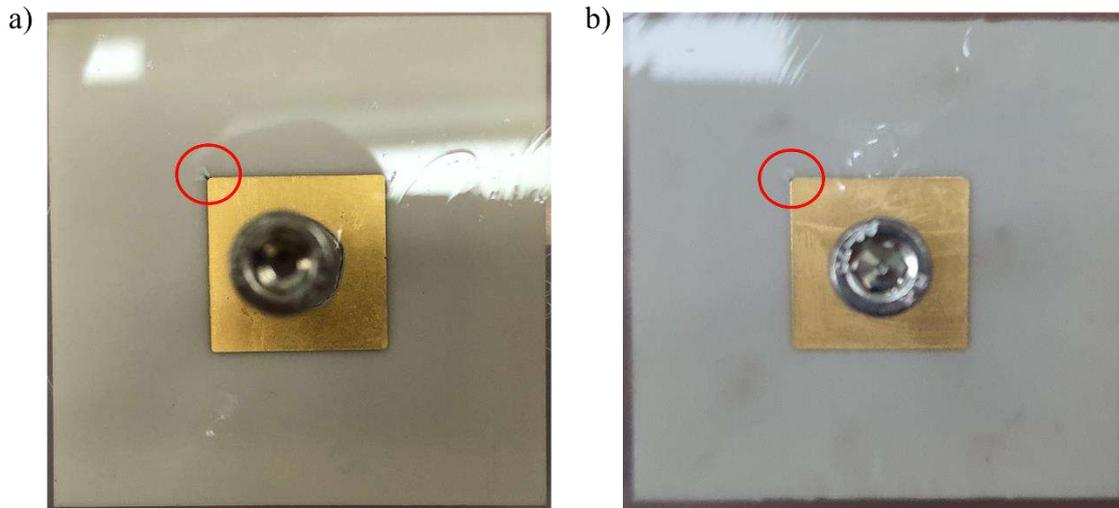


Figure 161 : Échantillons de parylène après le test de rupture "lent" a) Parylène_C1_7um_1 et b) Parylène_C1_33um_1

4.2.4.3 Analyse des résultats des tests de rupture AC

Ces résultats démontrent une influence du dépôt de parylène sur les mécanismes conduisant à la rupture en AC 50 Hz.

Les deux échantillons de catégorie 2 semblent se comporter comme les substrats de référence encapsulés dans le gel silicone (cheminement rejoignant l'électrode inférieure), avec une tension de rupture un peu plus importante (39,2 kV et 39,4 kV, contre 37 kV pour les dix structures de référence (paramètre $\beta = 87$), cf. Figure 45 du chapitre 2).

Les trois substrats avec un claquage de catégorie 3 ont un mode de rupture similaire, mais avec arrêt du cheminement par rupture de la céramique en volume, conduisant à une tension de rupture un peu inférieure (entre 31 kV et 34 kV). Ces échantillons démontrent une influence sur la propagation des streamers de cette nouvelle interface gel/parylène, le cheminement de l'arborescence semblant être dévié, comme le montre l'exemple sur la Figure 162. A noter que certains échantillons de catégorie 2 présentent parfois, en plus du canal de rupture dans le gel, des marques similaires à celles observées après les tests de PDIV (arborescences de couleur noire à la surface du parylène, Figure 35), qui sont apparues durant le test de rupture (Figure 158 b), mais n'ont cependant pas été la cause ayant conduit à la rupture.

Les phénomènes conduisant à la rupture peuvent aussi être très différents de ceux observés avec des substrats de référence, pour preuve les claquages de catégorie 1 en bord d'électrode, sans arborescence dans le gel, ni marque à la surface du film de parylène. L'origine de ce type de claquage n'est pas claire. Le renforcement de champ au point triple dans ce type de structure pourrait amener à la rupture à une tension plus faible (19 kV) que celle qui engendrerait l'apparition de streamers dégradants dans le gel silicone, voire permettrait d'empêcher ces streamers d'apparaître (cas de la rupture d'un échantillon à 31 kV). Mais la cause de sa non-reproductibilité pose question. Des études complémentaires sont nécessaires pour isoler ces mécanismes de rupture et permettre de les expliquer.

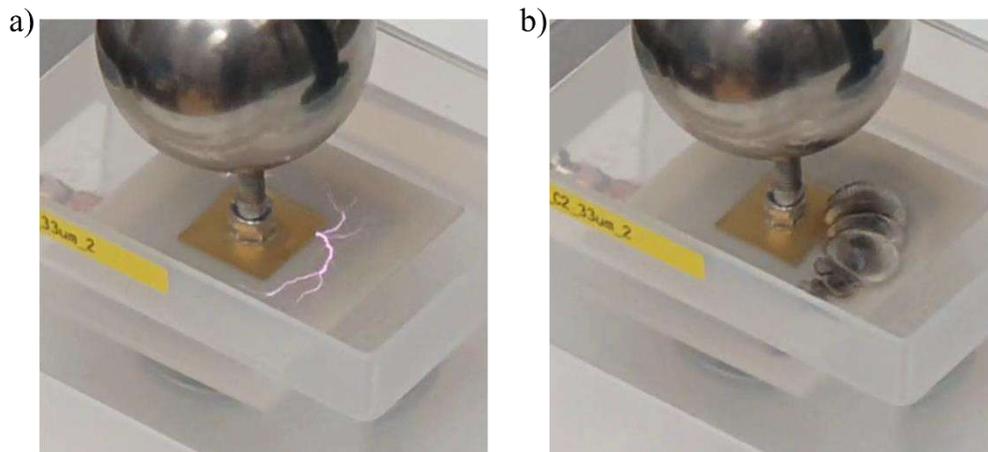


Figure 162 : Photographies issues d'une vidéo lors du test de mesure de tension de rupture "rapide" de l'échantillon Parylène_C2_33um_2 a) montrant les décharges de forme circulaire avant la rupture et b) juste après la rupture

4.2.5 Conclusion sur l'impact d'un dépôt de Parylène

L'application d'un dépôt mince de parylène HT sur des substrats AlN métallisés et encapsulés dans du gel silicone permet une augmentation significative du PDIV avant décharges dégradantes de près de 70 %, que l'on ait un dépôt de 7 μm ou de 33 μm d'épaisseur. En revanche une épaisseur de 33 μm permet d'obtenir une plus grande reproductibilité de la tension PDIV à des valeurs élevées. Et seule cette épaisseur permet de limiter voire empêcher la création de décharges dégradantes invisibles dans le gel silicone à la tension PDIV. Certains échantillons ont néanmoins subi la création d'une arborescence visible à l'interface gel/parylène après une première mesure de tension PDIV de valeur élevée (plus de 19 kV) pour les deux épaisseurs. Cette dégradation apparaît aussi durant les essais de claquage, sans être la cause de rupture finale.

Les résultats de tension de rupture ont démontré que le dépôt de parylène modifie la propagation des streamers dans le gel silicone. Un comportement nouveau a également été observé sur un certain nombre d'échantillons (sans lien avec l'épaisseur de parylène) qui conduit en une rupture au point triple, en bord de métallisation, à tension plus faible. La compréhension des mécanismes affectant la reproductibilité des résultats de tension de rupture, comme celle des résultats de tension PDIV doit être approfondie.

Quoique relativement assez onéreuse pour l'instant, cette solution de dépôt de parylène HT sur des substrats céramiques métallisés pourrait être industrialisable dans l'application des modules de puissance haute tension si l'on souhaite augmenter la valeur du PDIV et empêcher les décharges dans le gel silicone à condition que la tenue en tension en volume de l'AlN soit suffisante, ce qui nécessite d'approfondir les connaissances de l'impact de dépôt de parylène sur les mécanismes de rupture.

4.3 Conclusion sur les solutions proposées pour améliorer la tenue en tension des substrats céramiques métallisés encapsulés par gel silicone – Perspectives

Les substrats architecturés de type Mesa et RoME ont permis d'augmenter la tension d'apparition des premières décharges partielles, mesurées lors des premiers essais avant l'apparition de décharges dégradantes dans le gel silicone par rapport aux substrats classiques de 3 mm d'épaisseur (respectivement + 62 % et + 44 %). Cependant, ces tensions de PDIV maximales restent encore inférieures à 20 kV. La structure RoME pourrait voir ces résultats améliorés en optimisant les paramètres géométriques afin de diminuer de façon plus significative le champ électrique maximal dans l'encapsulant. Ainsi, une hauteur du plateau en céramique h d'au moins 1 mm et une augmentation de l'épaisseur de la feuille de cuivre (à au moins 1 mm) pour améliorer l'arrondi du bord de l'électrode seraient à considérer afin de confirmer l'intérêt de cette voie du point de vue électrique. Bien que nécessitant un usinage de la céramique et un positionnement précis de la métallisation, la faisabilité en pratique de ce concept a pu être montrée pour la première géométrie proposée. Pour la structure Mesa, une diminution suffisante du champ électrique n'est théoriquement possible qu'en augmentant l'épaisseur du substrat en plus de réaliser une tranchée de hauteur h d'au moins 1 mm. Néanmoins pour ce concept, la production à l'échelle industrielle de la structure Mesa ne semble actuellement pas envisageable avec des procédés adaptés en termes de coût et de temps de fabrication, du fait d'une exigence d'alignement de la métallisation très grande.

Quant au dépôt d'une couche de parylène, cette technique permet d'améliorer significativement la tension d'apparition des premières décharges partielles (+ 70%), avec une meilleure répétabilité et des valeurs maximales proches de 20 kV pour des épaisseurs de substrats de seulement 2 mm. Une augmentation de l'épaisseur semble avoir eu un impact sur la nature de ces premières décharges partielles. Cependant, pour confirmer la validité de cette méthode, des études complémentaires sont nécessaires afin notamment de mieux identifier son incidence sur les mécanismes physiques à l'œuvre. Une augmentation de l'épaisseur du dépôt de parylène pourrait y aider ainsi qu'une étude des interfaces parylène/AlN ou parylène/gel qui peuvent être un point faible de l'encapsulation. Cette solution présente l'intérêt d'être plus « universelle » que celle nécessitant d'adapter les géométries de la céramique et des électrodes Ne permettant pas, par principe, à elle seule, d'agir sur la contrainte électrique au point triple dans la céramique et dans le parylène, elle pourrait néanmoins être acceptable pour les calibres en tension proches de 10 kV.

Du point de vue de la tenue en tension d'isolation, aucune de ces solutions, avec les valeurs de paramètres testées, n'a permis d'améliorer la tension de rupture en AC 50 Hz des structures encapsulées par gel silicone. Ceci rend difficile le respect de la norme IEC 60664-1, même avec un substrat en AlN d'épaisseur 3 mm, qui impose de tenir 33,5 kV pendant une minute pour un dispositif électrique de calibre 20 kV. Les substrats encapsulés dans du gel silicone restent soumis, sous polarisation AC, à un mécanisme de rupture qui implique des décharges électroluminescentes créant des arborescences qui progressent le long de l'interface gel/AlN jusqu'à la rupture, que les configurations testées n'ont pas permis d'éviter. Si toutes les solutions proposées nécessiteraient d'être évaluées en considérant des paramètres plus optimaux, tels que nous avons pu les suggérer, au regard de valeurs de champs critiques estimées déduites de l'étude paramétrique menée. De plus, il est nécessaire

d'étudier les phénomènes de rupture en surface afin d'éviter un claquage entre les pistes du module ce qui n'a pas été réalisé durant cette thèse.

Bien que les essais aient été réalisés sur un nombre limité d'échantillons et n'ayant pas permis de faire varier les paramètres géométriques des structures architecturées, il est néanmoins possible de faire quelques préconisations pour arriver à créer une structure de substrat céramique AlN métallisé plus robuste électriquement à haute tension (sous réserve d'études complémentaires telles que celles déjà évoquées) :

- Utiliser des substrats épais, d'au moins 3 mm d'épaisseur, ce qui nécessite de repenser la dissipation thermique pour les modules de forte puissance ;
- Déposer une couche de parylène HT (de formulation appelée parylène AF4) ;
- Essayer de combiner le dépôt de parylène avec des structures géométriques, notamment la structure RoME en augmentant la hauteur des plateaux saillants h à 1 mm et le rayon de courbure en bord de d'électrode (et donc l'épaisseur de l'électrode) afin de diminuer le champ électrique.

Un travail complémentaire sur les propriétés des matériaux d'encapsulation, que ce soit pour améliorer leur tenue sous fort champ électrique, ou pour contribuer à réduire cette contrainte est aussi à mener. Ainsi, optimiser la composition ou la nature chimique du matériau d'encapsulation pour améliorer sa tenue diélectrique en AC 50 Hz, en réhaussant la tension d'apparition des streamers dans le gel, permettrait de combattre une des limitations majeures observées au cours de notre étude, avant d'avoir recours à des solutions par isolants solides, qui pourraient nécessiter d'autres changements au sein du module afin de tenir compte de contraintes thermomécaniques trop importantes. La piste du chargement du gel avec des particules de taille nanométrique ou micrométrique mérite aussi d'être explorée. Utiliser un isolant diélectrique liquide à la place du gel silicone pourrait permettre une meilleure durée de vie de l'encapsulation grâce à des propriétés autocicatrisantes en cas de présence de décharges électriques. Le choix d'un liquide diélectrique avec une permittivité relative plus élevée que celle du gel silicone de 5,8, tel que le Novec 7500, également proposé comme liquide de refroidissement par nos partenaires dans le cadre du projet ARCHIVE, permettant de plus de contribuer à la diminution du renforcement de champ électrique au point triple, pourrait être une piste à évaluer.

Conclusion Générale

Depuis plusieurs années déjà, l'apparition de semi-conducteurs de puissance « grand gap » à calibre en tension élevé, notamment en carbure de silicium amènent à des réflexions sur leur intégration au sein de modules de puissance capables de fonctionner à très haute tension, c'est-à-dire bien au-delà de 10 kV. Si de telles tensions de fonctionnement seront nécessaires pour des applications de forte puissance comme dans les domaines du ferroviaire ou des réseaux moyenne et haute tension à courant continu (MVDC et HVDC), des contraintes électriques importantes sont engendrées sur le système d'isolation électrique (SIE) du module de puissance conventionnel. En effet, la conception de ce dernier doit être repensée afin d'éviter l'apparition de décharges partielles qui vont dégrader le SIE au fil du temps et d'empêcher la rupture diélectrique de la structure aux niveaux des tensions applicatives requis. L'objectif de cette thèse était d'une part d'étudier les phénomènes affectant la tenue de l'isolation électrique du substrat céramique en AlN métallisé et de son matériau encapsulant sous haute tension (au-delà de 10 kV), en explorant une gamme de fortes épaisseurs de céramique : de 1 à 3 mm. Il s'agissait d'autre part d'étudier des structures nouvelles de ce SIE, permettant la conception d'un module de puissance de tenue en tension 20 kV, fondé sur un substrat céramique capable d'assurer la double fonction d'isolation et de refroidissement sans limitation de son épaisseur.

Seule la configuration d'isolation entre l'électrode en face supérieure et une électrode en face inférieure a été considérée au cours de ces travaux. En premier lieu, nous avons étudié la limitation en tension AC 50 Hz d'un nombre important de substrats céramiques épais en AlN métallisés et encapsulés. Ce travail a permis d'obtenir des valeurs expérimentales de tension de seuil d'apparition de décharges partielles et de tension de rupture selon plusieurs paramètres que sont l'épaisseur du substrat, la nature de la métallisation ou encore le type de matériau d'encapsulation utilisé. Ces résultats ont démontré qu'une augmentation de l'épaisseur de la céramique est insuffisante pour obtenir un SIE respectant les normes imposées pour un module de puissance de calibre en tension 20 kV. Pour les matériaux d'encapsulation utilisés, les observations faites lors des mesures de tensions d'apparition de décharges partielles et de tension de rupture ont permis de démontrer que les mécanismes conduisant à cette dernière sont très fortement dépendants du milieu d'encapsulation. Couplées à une analyse post-mortem des échantillons claqués (dont les zones dégradées s'étendent largement au-delà du point triple), différents scénarios de la rupture selon le matériau d'encapsulation utilisé (liquide diélectrique, gel silicone ou résine époxy) ont pu être établis. Le comportement de l'encapsulant, influencé par la présence du renforcement de champ au point triple, devient le principal frein à la montée en tension, dans cette gamme d'épaisseur du substrat céramique. L'analyse des valeurs expérimentales de PDIV pour les différentes épaisseurs d'AlN, couplée à la simulation numérique (certes basée sur des modèles simplistes et incomplets), a permis de donner une estimation de champ critique, pouvant guider le dimensionnement de nouvelles structures (certes à utiliser avec précaution, en première approximation).

De même, la limitation en tension sous polarisation DC de ces structures d'isolation a été quantifiée et analysée pour les deux polarités. Nous avons pu démontrer que la tenue en tension en DC dans le volume du substrat céramique métallisé encapsulé est amplement suffisante, pour les deux polarités, dans cette gamme d'épaisseur de la couche en AlN, pour la tension de fonctionnement ciblée. L'étude des mécanismes menant à la rupture a révélé que la conductivité des isolants joue un rôle clé sur les renforcements du champ électrique.

La tension de rupture DC est dépendante du matériau d'encapsulation ainsi que de la polarité de la tension.

Enfin, plusieurs configurations proposées afin d'améliorer la tenue en tension AC 50 Hz du SIE ont été mises en œuvre sur des substrats épais. Tout d'abord deux géométries de substrats AlN permettant de réduire les renforcements de champ au point triple : la structure RoME et la structure Mesa. Si elles ont permis d'améliorer la tension de seuil d'apparition des premières mesures de décharges partielles, le niveau et la reproductibilité de ce seuil restent inférieurs à ce qui est nécessaire. La structure RoME semble cependant posséder une marge d'amélioration en optimisant le choix des paramètres géométriques afin de réduire plus efficacement le champ électrique dans l'encapsulant. Aucun effet sur la rupture n'a en revanche été relevé que ce soit en termes de valeur de tension ou de phénomènes de pré-rupture mis en jeu dans le gel silicone d'encapsulation. Enfin, un dépôt de parylène a été employé sur des structures de référence afin de créer une couche intermédiaire à forte rigidité diélectrique entre la métallisation haute tension et le gel silicone. Les résultats sont prometteurs en termes de tension d'apparition des décharges partielles qui se rapproche des valeurs ciblées mais ne sont pas encore concluants pour ce qui est de la tension de rupture, pour les structures étudiées. En effet, ces premiers essais ont montré différents types de comportement lors de la rupture. Un travail supplémentaire sera donc indispensable pour améliorer la compréhension de l'influence du dépôt d'une couche de parylène sur les mécanismes conduisant à la rupture de ce SIE.

Les perspectives de ce travail concerneront dans un premier temps l'optimisation des solutions proposées afin notamment de pouvoir atteindre une tension PDIV satisfaisante pour un module fonctionnant sous 20 kV. La structure RoME a notamment un potentiel d'amélioration afin de réduire encore plus le champ électrique en augmentant l'épaisseur de cuivre. Coupler cette structure qui permet de limiter les renforcements de champ électrique à un dépôt de parylène supportant des champs importants pourrait se révéler prometteur. Un travail sur les matériaux d'encapsulation sera sans doute nécessaire pour améliorer la tenue en tension en AC. De plus, nous avons seulement traité de la tenue en tension en volume et non en surface entre les pistes de cuivre. Or avec des décharges dégradantes se propageant à l'interface gel silicone/AlN, la rigidité diélectrique en surface risque de ne pas être suffisante. Il semble donc indispensable d'améliorer le gel silicone actuellement utilisé ou le remplacer par de nouveaux isolants plus résistants notamment aux décharges partielles et aux phénomènes pré-rupture (streamers). L'application locale de matériaux à permittivité ou conductivité non linéaire dépendante du champ électrique pourrait aussi être envisagée pour adoucir le champ électrique dans les zones critiques.

De surcroît, compte tenu de l'emploi de tels modules de puissance dans des applications haute fréquence, des essais sous tensions plus représentatives devront être conduits du fait de leur impact différent sur les mécanismes physiques mis en lumière sous 50 Hz. Enfin, même si nous avons pu conclure que sous tension DC, les structures conventionnelles permettraient de supporter les 20 kV, on pourrait s'attacher à vérifier l'hypothèse d'injection de charges dans le gel silicone par l'emploi des techniques actuelles de mesure (PEA, LIPP...) et quantifier ainsi les champs électriques réels.

Annexe I : Mesure de la rigidité diélectrique en AC 50 Hz du gel silicone Silgel 612

L'objectif de cette étude est de déterminer la rigidité diélectrique du gel silicone Silgel 612 du fabricant Wacker utilisé dans la thèse sous trois ratios de produit A et B et deux températures de réticulation différentes.

Cellules de test

Les cellules de test sont constituées de deux sphères en acier de 14 mm de diamètre et espacées de 2 mm. Les cellules sont montées et placées dans la boîte en polypropylène avant la coulée de gel silicone. Tous les éléments ayant au préalable été trempés dans un solvant (Loctite 7063) pendant 10 h, rincés à l'eau déionisée puis placés dans une étuve à 40 °C pendant 12 h. La Figure A1-1 montre les cellules de tests assemblées.



Figure A1-1 : Cellules de tests assemblées, prêtes à être encapsulées

Encapsulation des cellules dans du gel silicone SilGel 612

Les cellules sont ensuite encapsulées dans le gel silicone qui doit être testé, le Silgel 612 de chez Wacker. Le protocole d'encapsulation est proche de celui utilisé pour les substrats céramiques métallisés mais avec quelques différences. Tout d'abord les cellules de test ne sont pas coulées penchées car cela n'est pas nécessaire pour débloquer les bulles d'air avec cette configuration. Deuxièmement, les échantillons ne seront pas tous avec un ratio de produit A et B en 1 pour 1 ni tous réticulés à température ambiante. En effet, il y a 4 conditions d'encapsulation différentes, 5 échantillons pour chacune d'elles :

- Rapport A/B = 1, réticulation à 25 °C pendant 24 h (échantillons notés 1_25_EX)
- Rapport A/B = 1, réticulation à 100 °C pendant 10 min (échantillons notés 1_100_EX)
- Rapport A/B = 1,2, réticulation à 25 °C pendant 24 h (échantillons notés 1.2_25_EX)
- Rapport A/B = 1,5, réticulation à 100 °C pendant 10 min (échantillons notés 1.5_100_EX)

Il y a donc un total de 20 échantillons toutes catégories confondues qui sont encapsulés dans le gel silicone puis testés en tension de rupture AC 50 Hz.

Mesure de la tension de rupture du gel silicone SilGel 612

La tension de rupture AC est mesurée avec la même méthode que pour les substrats céramiques métallisés c'est-à-dire avec une rampe de la tension de 2 kV/s. Les résultats sont traités en utilisant la statistique de Weibull permettant de calculer les paramètres α et β . La Figure A1-2 montre une photographie d'un échantillon prise après la rupture.



Figure A1-2 : Photographie d'un échantillon prise après la rupture AC 50 Hz du gel entre deux électrodes sphériques

La Figure A1-3 présente le graphique de Weibull des essais réalisés. Les résultats sont très dispersés, les échantillons des séries 1_25 et 1.5_100 ont des tensions de rupture légèrement supérieures aux deux autres séries.

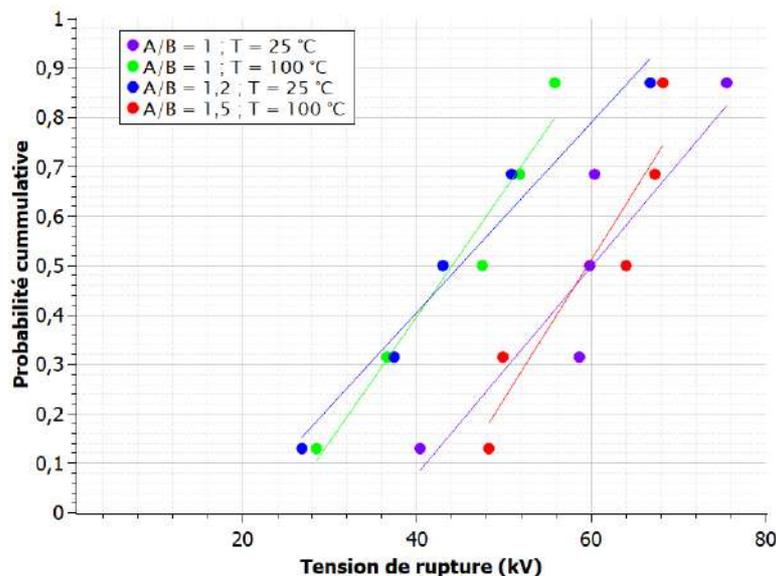


Figure A1-3 : Graphique de Weibull de la mesure de la tension de rupture du gel silicone pour chaque condition

Les paramètres de Weibull α et β de chaque série sont présentés dans le Tableau A1-1 ce qui permet de tracer la tension de rupture (α) pour chaque condition avec les intervalles de confiance à 95 % comme le montre la Figure A1-4. Comme expliqué précédemment, la dispersion des résultats est très importante pour toutes les séries. Les échantillons avec un ratio A/B = 1 et une température de réticulation de 25 °C mais aussi ceux avec un ratio A/B = 1,5 pour une température de réticulation de 100 °C donnent les meilleurs résultats.

Tableau A1-1 : Valeurs α et β calculées pour chaque condition

	A/B = 1 ; T = 25°C	A/B = 1 ; T = 100°C	A/B = 1,2 ; T = 25°C	A/B = 1,5 ; T = 100°C
α (en kV)	64,94	49,21	50,73	64,12
β	4,32	3,67	3,02	5,7

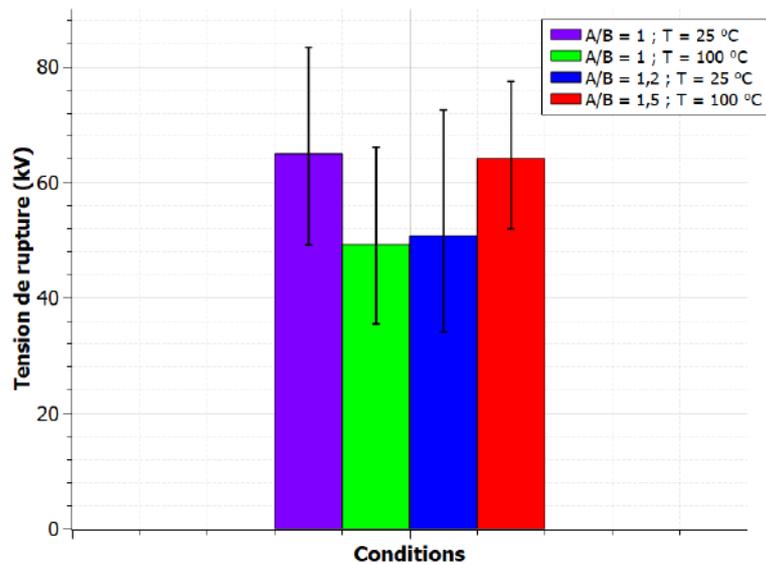


Figure A1-4 : Tension de rupture AC 50 Hz (α) du gel silicone sous différentes conditions

Avec ces résultats, décision est prise d'utiliser le gel avec les recommandations du fabricant, c'est à dire utiliser un ratio $A/B = 1$ et laisser réticuler à température ambiante (25 °C) pendant 24 h. Sous ces conditions, le gel silicone a une tension de rupture de 64,94 kV pour un espace inter électrode de 2 mm ce qui correspond à une rigidité diélectrique de 32,5 kV/mm pour un espace de 2 mm.

Annexe II : Simulations numériques de la répartition du champ électrique au sein des structures de référence et des structures architecturées du S.I.E. du module de puissance

Cette Annexe a pour but de détailler les paramètres et hypothèses utilisées pour réaliser des simulations numériques du champ électrique au sein des systèmes d'isolation électrique étudiés durant la thèse (composées d'un substrat en AlN, avec plaques de cuivre brasées et immergées dans un milieu diélectrique), afin d'une part d'aider à l'analyse de leur comportement expérimental sous haute tension et d'autre part de guider le dimensionnement des nouvelles structures architecturées proposées. L'outil de simulation est le programme Comsol Multiphysics [101].

Point sur les différences entre les physiques « électrostatique » et « courants électriques » de l'outil Comsol Multiphysics

Le logiciel de calcul par éléments finis offre la possibilité, par des équations préétablies, de calculer le champ électrique au sein d'un système sous tension électrique à l'aide de deux physiques appelées « électrostatique » et « courants électriques ».

Dans le cas de la physique « électrostatique », sous des conditions statiques, la relation qui relie le champ électrique E au potentiel V est :

$$\vec{E} = -\nabla V$$

De plus, la relation qui lie le vecteur E au vecteur de déplacement électrique D et au vecteur de polarisation électrique P est la suivante :

$$\vec{D} = \varepsilon_0 \vec{E} + \vec{P}$$

Équation que l'on peut réécrire en intégrant les polarisations sous forme d'un phénomène instantané (et linéaire) tel que :

$$\vec{D} = \varepsilon_0 \varepsilon_r \vec{E}$$

On rappelle l'équation de Maxwell-Gauss qui lie E à la permittivité du vide ε_0 , à la permittivité relative ε_r et à la densité de charge ρ_b (lié) :

$$\nabla \cdot \vec{E} = \frac{\rho_b}{\varepsilon_0 \varepsilon_r}$$

En combinant ces trois équations, on obtient l'équation qui décrit le champ électrostatique dans un matériau diélectrique :

$$-\nabla \cdot (\varepsilon_0 \nabla V - \vec{P}) = \rho_b$$

Lorsque l'on travaille avec la physique « courants électriques », on utilise la loi d'Ohm généralisée qui relie le champ électrique E avec la densité de courant J , la conductivité électrique σ et une densité de courant générée de l'extérieur J_e :

$$\vec{J} = \sigma \vec{E} + \vec{J}_e$$

Par ailleurs, l'équation de continuité donne :

$$\frac{\partial \rho_f}{\partial t} + \nabla \cdot \vec{J} = 0$$

La forme statique de l'équation de continuité est la suivante :

$$\nabla \cdot \vec{J} = -\nabla \cdot (\sigma \nabla V - \vec{J}_e) = 0$$

Pour traiter les sources de courant (Q_j), on généralise l'équation précédente qui décrit l'interface des courants électriques :

$$-\nabla \cdot (\sigma \nabla V - \vec{J}_e) = Q_j$$

Contrairement à la physique « électrostatique », la physique « courants électriques » prend donc en compte le courant de conduction (dépendant du paramètre conductivité) en plus des courants de polarisation (dépendant du paramètre permittivité) dans les isolants.

La fiche technique de Comsol prodigue des conseils pour savoir quelle physique il est préférable d'utiliser, comme indiqué au Tableau A2-1, où τ correspond au temps de relaxation des charges, à comparer à l'échelle du temps d'observation de l'évolution du système. En effet, en combinant la loi d'Ohm (sans le terme J_e), l'équation de continuité et l'équation de Maxwell-Gauss, l'équation différentielle de la densité de charge d'espace dans un milieu homogène s'écrit :

$$\frac{\partial \rho_f}{\partial t} + \frac{\sigma}{\epsilon_0 \epsilon_r} \rho_b = 0$$

La solution de l'équation est donc l'expression suivante de l'évolution temporelle de la densité de charge :

$$\rho(t) = \rho_0 e^{-t/\tau} \quad \text{avec : } \tau = \frac{\epsilon_0 \epsilon_r}{\sigma}$$

Tableau A2-1 : Physique à utiliser sous Comsol pour simuler le champ électrique en fonction des échelles de temps

Cas	Interface Physique	Type d'étude
$\tau \gg t$	Électrostatique	Régime stationnaire (pas le temps de mouvement de charges)
$\tau \ll t$	Courants électriques	Régime stationnaire (régime transitoire très rapide)
$\tau \approx t$	Courants électriques	Régime temporel ou Domaine fréquentiel

Il est donc possible de calculer les τ pour chaque isolant que l'on simulera qui sont l'AlN, le liquide diélectrique Galden HT55 et le gel silicone Silgel612 :

$$\tau_{Gel} = \frac{2,7 \times 8,85 \cdot 10^{-12}}{10^{-13}} = 239 \text{ s}$$

$$\tau_{Liquide} = \frac{1,9 \times 8,85 \cdot 10^{-12}}{10^{-10}} = 0,17 \text{ s}$$

$$\tau_{AlN} = \frac{9 \times 8,85 \cdot 10^{-12}}{10^{-11}} = 7,97 \text{ s}$$

L'ensemble des études présentées dans cette thèse a ainsi été réalisée avec la physique « courant électriques », sauf indication contraire. Pour les résultats sous polarisation AC à la fréquence 50 Hz (paramètre constant, qui correspond à la fréquence de test), l'étude est réalisée dans le domaine fréquentiel, à la valeur de la tension de rupture RMS. Pour les résultats en DC, l'étude est réalisée en régime temporel en appliquant une tension linéairement croissante avec une rampe de tension de 2 kV/s jusqu'à la valeur de la tension de rupture. Par exemple si on souhaite simuler le comportement d'un échantillon dont la tension de rupture durant l'essai sous polarisation AC est de 20 kV RMS, on applique une tension définie sinusoïdale d'amplitude 20 kV RMS avec une simulation qui sera résolue en fréquentiel à 50 Hz (régime permanent). Dans le cas d'une rupture à 20 kV sous polarisation DC, on applique une tension définie égale à $2 \cdot t$, 2 étant la rampe de tension de 2 kV/s et t le temps de rupture correspondant au temps d'application de la tension durant l'essai. La simulation est ensuite résolue en temporel entre 0 et t et on relève le champ électrique à la valeur t .

Géométrie, maillage et paramètres de l'étude de la structure de référence

Le seul paramètre géométrique qui varie est l'épaisseur de la céramique (de 1 mm à 3 mm), la structure de simulation considérant toujours un substrat en AlN de référence avec une métallisation en cuivre AMB de 300 μm d'épaisseur (voir plus bas pour le cas des substrats architecturés). La Figure A2-1 et la Figure A2-2 montrent la géométrie utilisée pour ces simulations avec en bleu le matériau encapsulant (gel silicone ou liquide diélectrique), en vert la céramique, en blanc le cuivre et en rouge l'air. On suppose que la métallisation AMB correspond à un rectangle idéalisé de 300 μm d'épaisseur avec angle droit (rayon de courbure nul et ne présentant aucune irrégularité au bord du cuivre et ne tenant pas compte de la couche de brasure, qui est loin d'être le cas dans la réalité).

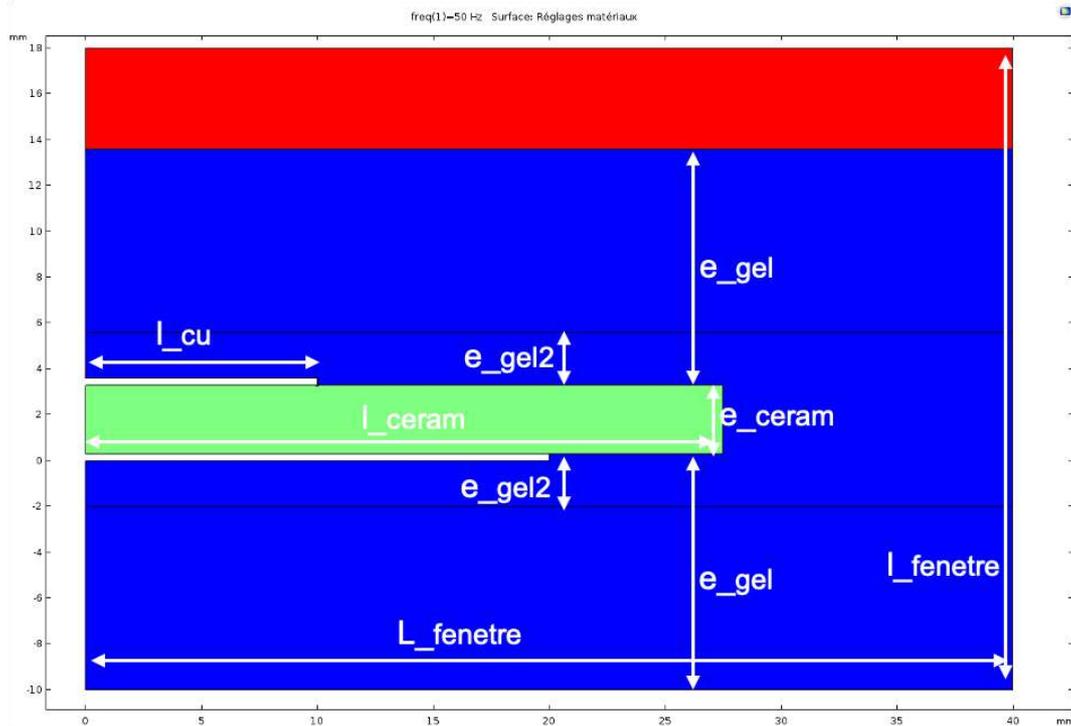


Figure A2-1 : Géométrie utilisée pour simuler nos échantillons AlN métallisés sous Comsol (en bleu le matériau encapsulant, en vert la céramique, en blanc le cuivre et en rouge l'air)

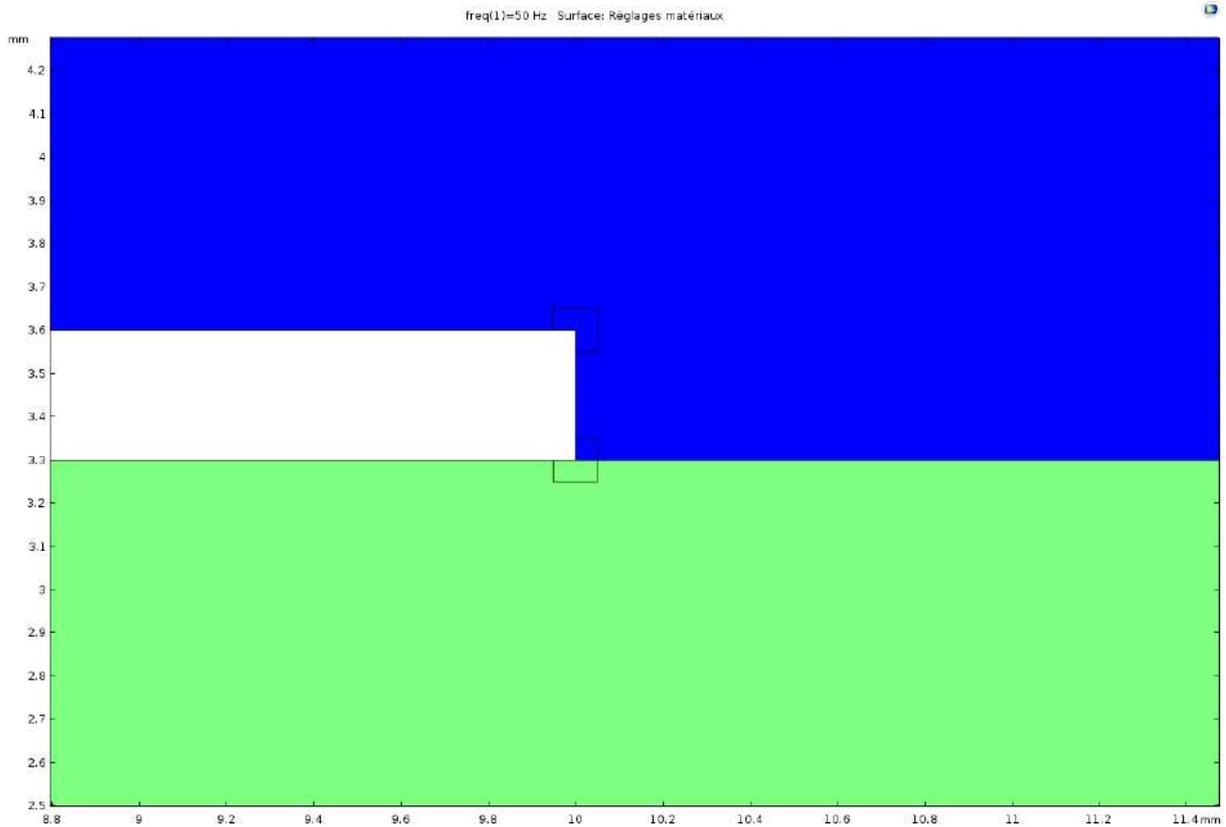


Figure A2-2 : Géométrie utilisée pour simuler les échantillons AlN métallisés sous Comsol zoomée au point triple (en bleu le matériau encapsulant, en vert la céramique et en blanc le cuivre)

Le Tableau A2-2 montre les valeurs des différents paramètres géométriques (tels que reportés sur la Figure A3.1) et électrique (U est la tension appliquée). Certains d'entre eux varieront en fonction des simulations (U et e_{ceram}).

Tableau A2-2 : Paramètres géométriques utilisés pour la simulation

Nom	Expression	Valeur	Description
L_fenetre	40[mm]	0.04 m	
l_fenetre	18[mm]	0.018 m	
d_bord	3[mm]	0.003 m	
e_cu	300[um]	3E-4 m	
l_cu	10[mm]	0.01 m	
d_cu	1[mm]	0.001 m	
l_ceram	27.5[mm]	0.0275 m	
e_ceram	2[mm]	0.002 m	
U	20[kV]	20000 V	
R_ceram	150[um]	1.5E-4 m	
e_gel	1[cm]	0.01 m	
maillage1	1[um]	1E-6 m	
maillage2	40[um]	4E-5 m	
d_mes	15[um]	1.5E-5 m	
e_gel2	2[mm]	0.002 m	

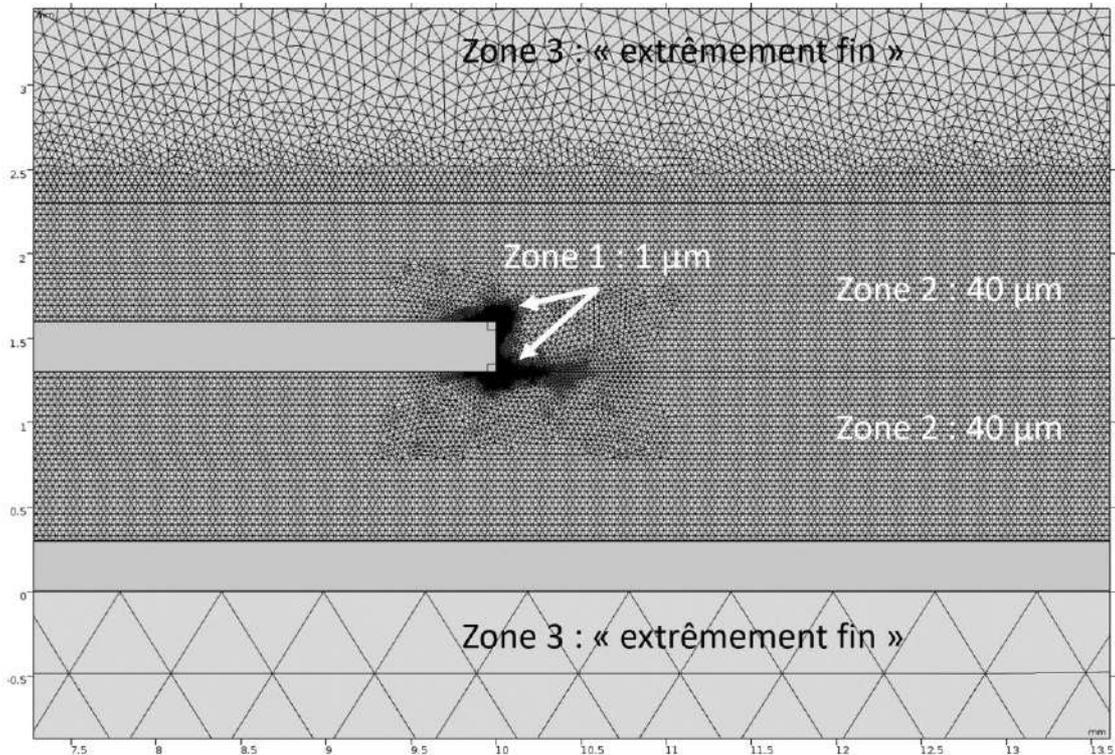
Le Tableau A2-3 ci-dessous quant à lui donne les valeurs de permittivité relative ϵ_r et de conductivité électrique σ utilisées pour les matériaux isolants.

Tableau A2-3 : Valeurs des permittivités relatives et conductivité électrique des isolants utilisés dans les simulations

Matériau	Permittivité relative ϵ_r	Conductivité σ (S/m)
AlN	9	10^{-11}
Liquide diélectrique Galden HT55	1,9	10^{-10}
Gel silicone Silgel612	2,7	10^{-13}
Résine époxy	4,2	5×10^{-13}
Air	1	10^{-13}

Pour ce qui concerne le maillage la géométrie a été découpée en 3 zones :

- la première zone où le maillage est le plus précis (taille de la maille minimale : 1 μm) présent dans des petits carrés de taille 0,1 mm autour de l'angle de la métallisation et du point triple (là où seront présents les gradients de potentiel et de champ électriques les plus grands)
- la seconde zone où le maillage a une taille minimale de 40 μm dans le reste de la céramique et dans la partie du gel proche de l'électrode et de la céramique
- la troisième zone où le maillage de taille "extrêmement fin" prédéfini par Comsol pour le reste de la géométrie où le champ électrique sera très faible



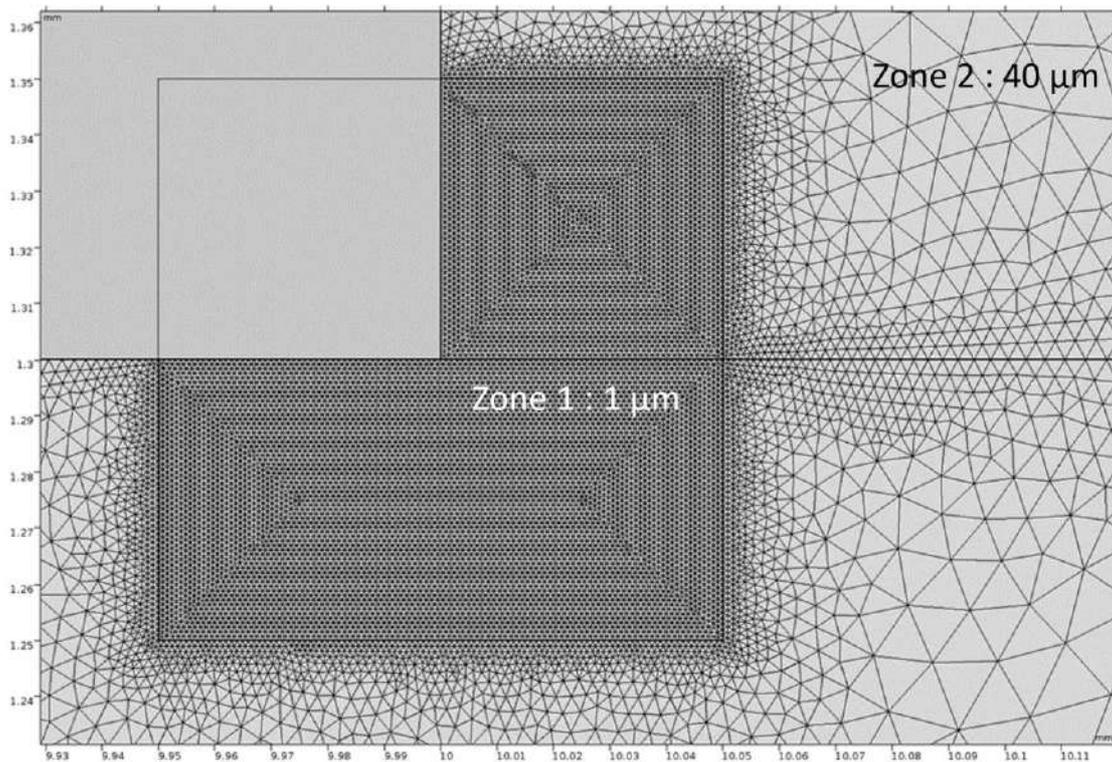


Figure A2-3 : Les trois différents maillages utilisés au sein de notre géométrie

Un des objectifs de ces simulations est de mesurer le champ électrique maximal au point triple dans le matériau encapsulant et l'AlN. Le problème est que le champ calculé au niveau du point triple tend vers l'infini car il est divergeant, ce qui signifie que plus le maillage sera fin, plus cette valeur calculée par éléments finis sera grande. Il existe plusieurs solutions dans la littérature pour pouvoir se soustraire de cette problématique et dont on s'appuie pour réaliser la mesure du champ électrique au point triple [32], [102].

Pour estimer le champ électrique maximal notamment proche du point triple, les mesures ont été prises le long de droites de coupes situées à 15 μm de la métallisation et des frontières gel/céramique, comme on peut le voir sur la Figure A2-4 et la valeur maximale sur ces lignes est relevées, généralement proche du point triple. On vérifie au préalable que cette mesure à 15 μm n'est pas dépendante de la taille du maillage.

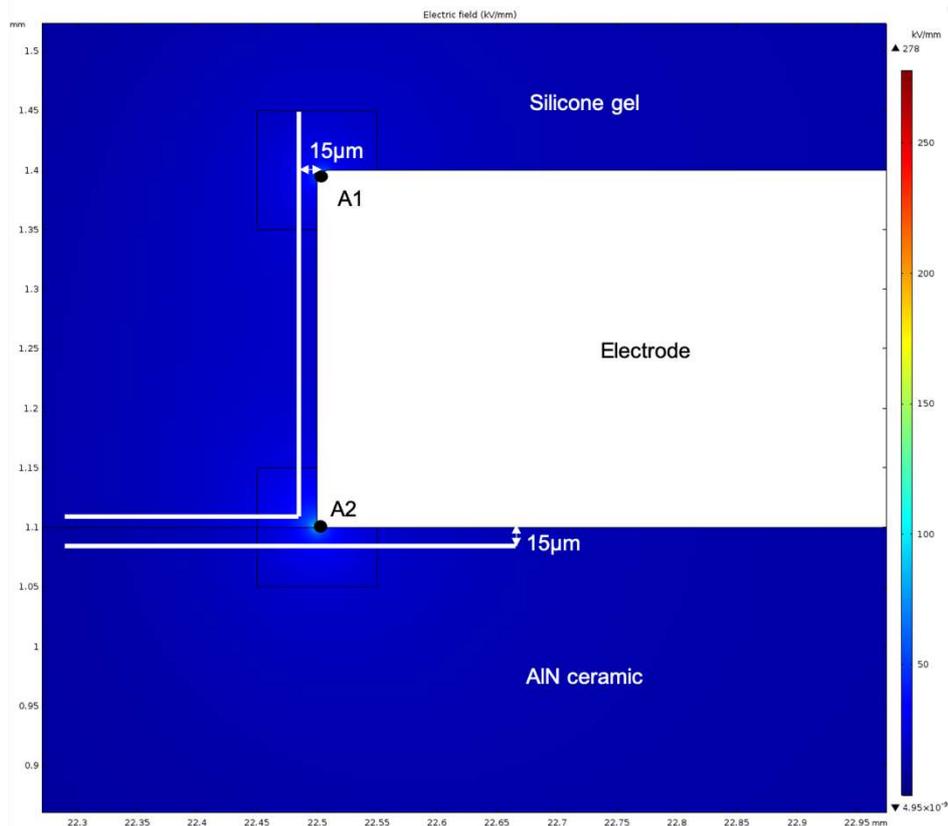


Figure A2-4 : Lignes de coupes sur lesquelles on mesure le champ électrique dans le matériau encapsulant ou la céramique

Géométrie, maillage et paramètres dans le cas des substrats AlN architecturés RoME et Mesa

La géométrie des substrats RoME et Mesa change significativement par rapport à la structure de référence ce qui oblige donc à faire évoluer le maillage ainsi que le ligne définie pour prendre les mesures. Pour la tension d'application, le dimensionnement se fait en utilisant une tension sinus de 20 kV avec une fréquence de 50 Hz en utilisant la physique « courants électriques ».

Concernant le maillage, seule la première zone avec le maillage le plus fin (1 μm) est modifiée pour s'adapter aux nouvelles zones de renforcement du champ électrique. Dans le cas de la structure RoME, deux carrés avec ce maillage fin, un au niveau de l'arrondi du bord de cuivre, de taille 0,5 mm x 0,5 mm, et l'autre au niveau de l'angle au pied de la tranchée de la céramique, de taille 0,4 mm x 0,4 mm, comme le montre la Figure A2-5. Pour la structure Mesa, on utilise aussi deux carrés pour le maillage fin, un de taille 0,5 mm x 0,5 mm en bout de métallisation qui englobe le nouveau point triple et un autre dans l'angle au pied de la tranchée de l'AlN de taille 0,4 mm x 0,4 mm, visible sur la Figure A2-6. L'objectif est dans les deux cas d'avoir un maillage plus fin dans les zones où un renforcement du champ électrique est possible.

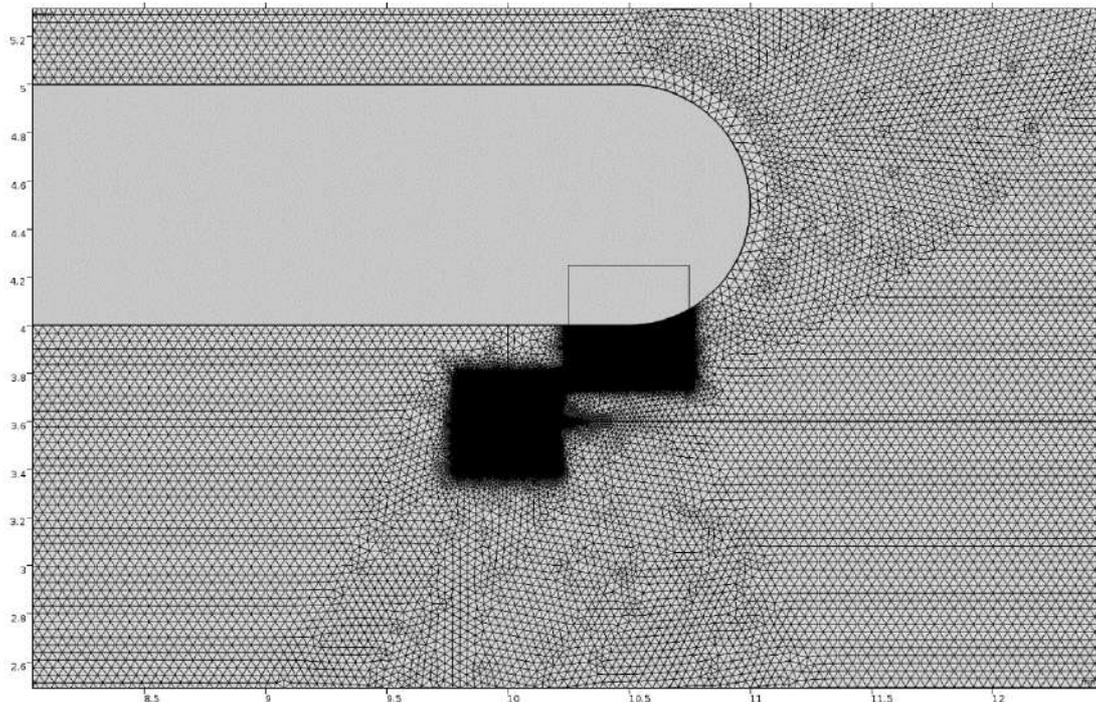


Figure A2-5 : Maillage de la structure RoME, à noter les deux carrés avec un maillage plus fin ($1 \mu\text{m}$) autour de l'électrode et de l'angle de l'AIN au pied de la tranchée

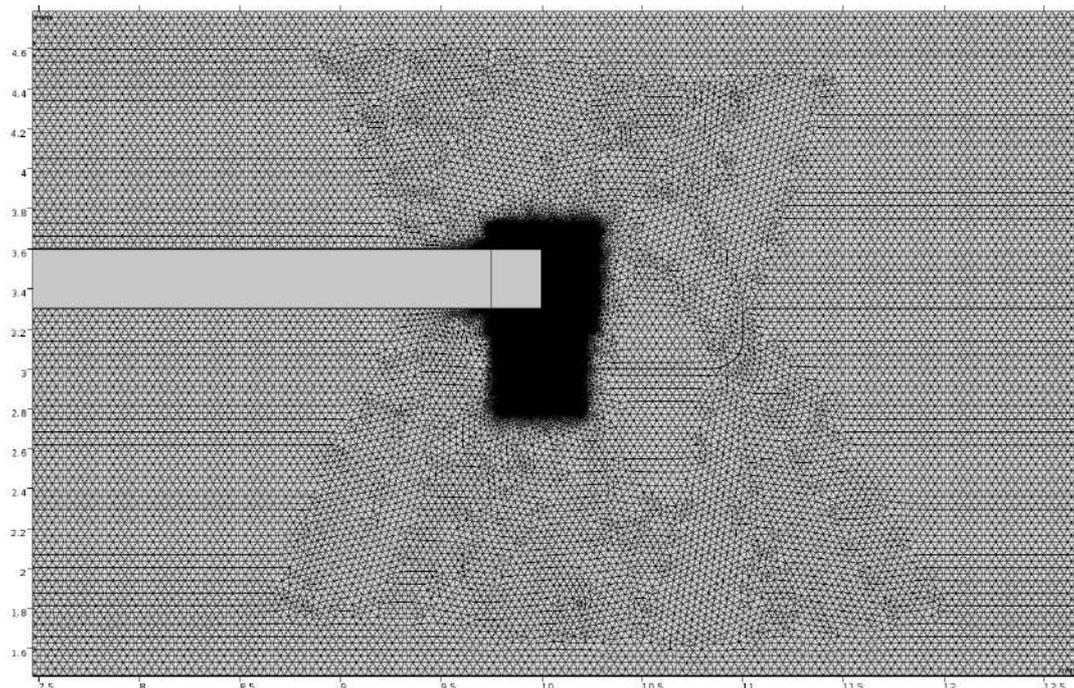


Figure A2-6 : Maillage de la structure RoME, à noter les deux carrés avec un maillage plus fin ($1 \mu\text{m}$) autour de l'électrode et de l'angle de l'AIN au pied de la tranchée

Pour la détermination du champ maximal, on reprend la technique utilisée pour la structure de référence. La Figure A2-7 et la Figure A2-8 montrent les lignes de mesures utilisées respectivement sur la structure RoME et la structure Mesa, qui consistent à des droites et des arcs de cercles, suivant les profils de la céramique et de la métallisation, à une distance de $15 \mu\text{m}$ de leur surface.

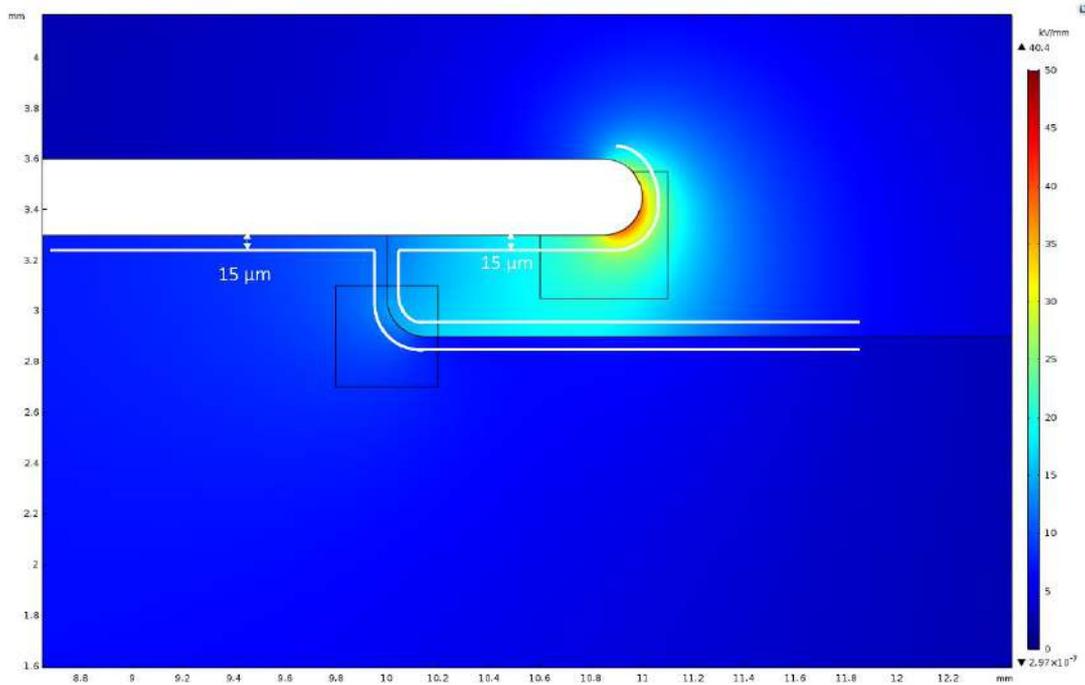


Figure A2-7 : Lignes de mesures utilisées pour la structure RoME placées à 15 μm des de la métallisation et des frontières entre les matériaux isolants

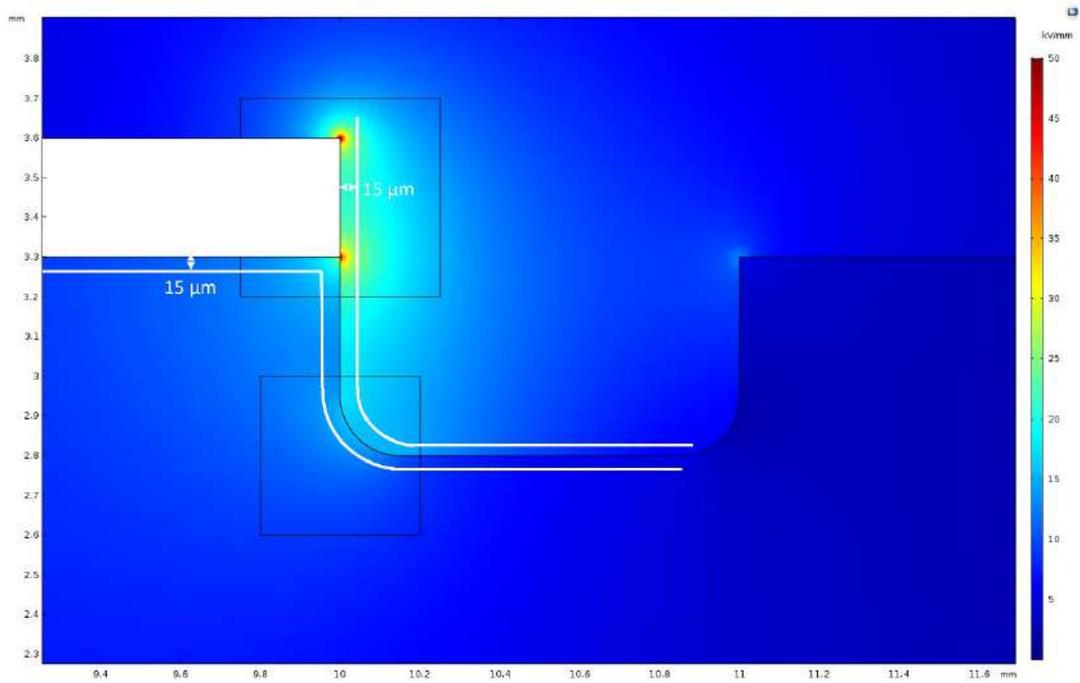


Figure A2-8 : Lignes de mesures utilisées pour la structure Mesa placées à 15 μm des de la métallisation et des frontières entre les matériaux isolants

Annexe III : Fabrication des substrats céramiques architecturés de forme RoME et Mesa

Cette annexe détaille la fabrication des substrats architecturés étudiés dans cette thèse que sont la structure RoME et la structure Mesa.

Structure RoME

Après le choix des différents paramètres géométriques de la structure RoME pris en compte, l'entreprise CeramTec s'occupe de la réalisation de ces structures selon le plan présenté dans la Figure 163. La tranchée autour de la métallisation est de 2 mm de largeur, correspondant à 1 mm de OV plus 1 mm de distance entre le bord de la métallisation et la céramique.

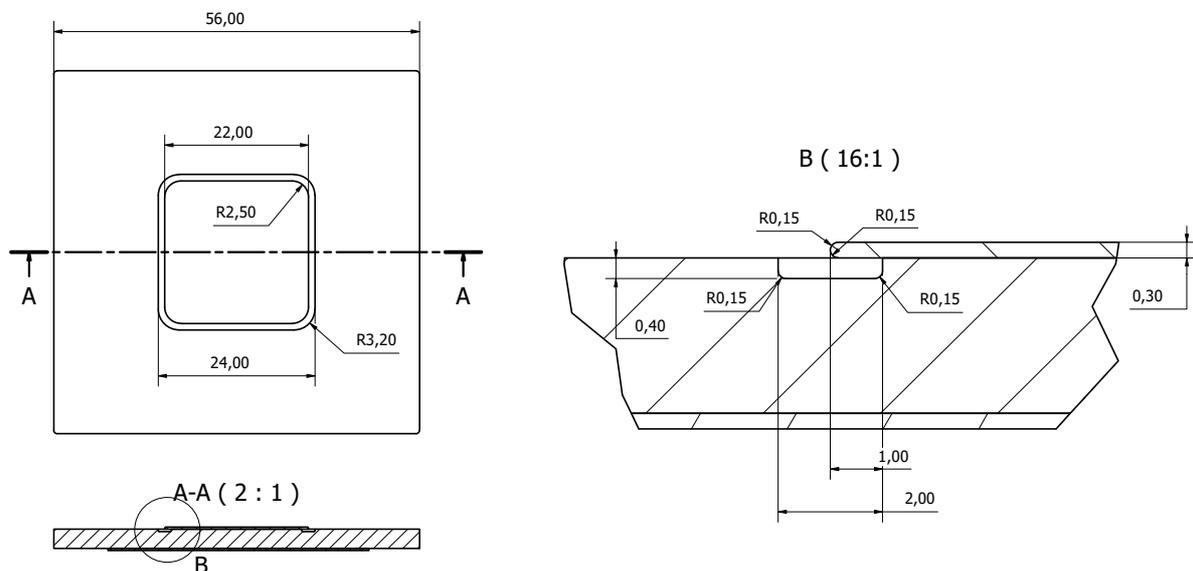


Figure 163 : Schéma des échantillons RoME commandés à CeramTec

La réalisation de la structure se fait en deux parties. Tout d'abord, la feuille de cuivre est découpée à la bonne dimension et arrondie par un sous-traitant de CeramTec. Les bords tranchant de la feuille de cuivre sont ensuite érodés pour les adoucir puis la forme de l'arrondi est donnée par un outil de frappe. La forme de la céramique puis la métallisation sont réalisées par CeramTec selon plusieurs étapes (cf. Figure 164) :

- Les poudres de bases de l'AIN sont pressées à sec comme pour les échantillons classiques ;
- La céramique crue est ensuite usinée pour dessiner la tranchée aux bonnes dimensions ;
- La céramique est ensuite frittée dans un four comme pour les échantillons de référence ;
- La surface de la céramique est ensuite polie sauf le fond de la tranchée car l'outil ne peut pas l'atteindre ;
- Les bordures de l'AIN sont ensuite lissées ;
- La métallisation AMB est ensuite réalisée comme pour les échantillons de référence mais en utilisant la feuille de cuivre arrondie.

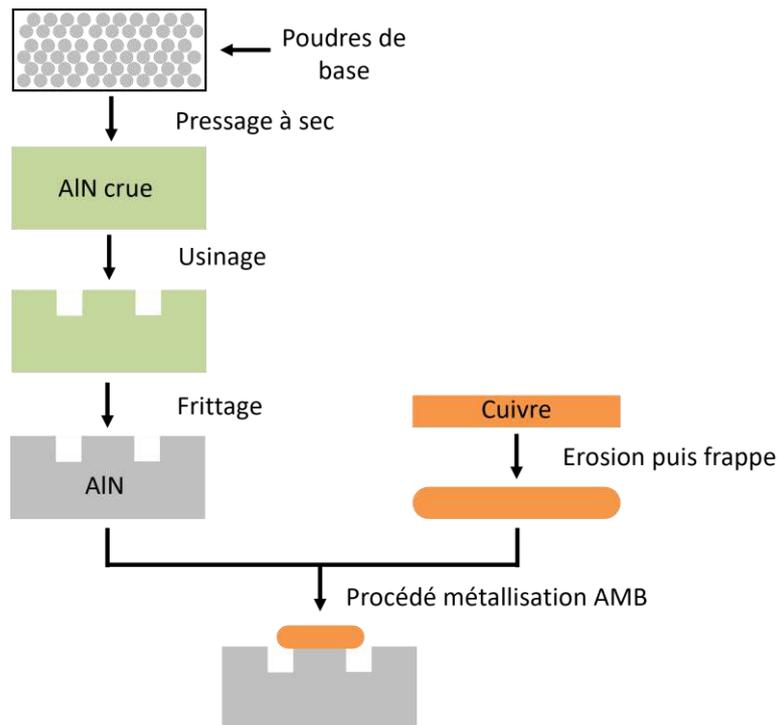


Figure 164 : Processus de fabrication des substrats RoME

Structure Mesa

La réalisation des structures Mesa a été plus délicate que les structures RoME. En effet, il est nécessaire que le flanc de la métallisation soit aligné exactement sur le flanc de la tranchée de l'AlN pour diminuer le champ électrique au point triple. Pour éviter cela, il est donc préférable de réaliser un usinage du substrat déjà métallisé. Plusieurs solutions sont possibles pour réaliser cela :

- La gravure mécanique par fraisage, qui a comme inconvénient d'exercer une pression mécanique pouvant endommager la pièce. De plus la différence de dureté importante entre le cuivre et la céramique peut créer un échauffement.
- La gravure par laser est une autre possibilité d'usinage très précise sans contrainte mécanique sur la pièce à usiner mais il y a un effet thermique lors de l'interaction laser/matière pouvant créer des défauts et une coupe non nette. Ce problème d'échauffement thermique peut être limité en utilisant des lasers femtoseconde mais la présence de deux matériaux à usiner aux propriétés bien différentes risque de néanmoins produire un échauffement pouvant remettre en cause l'alignement cuivre/AlN souhaité.
- L'usinage abrasif par ultrason qui permet d'abraser la surface de la pièce avec une sonotrode qui est un appareil qui se déplace à une fréquence ultrasonique. Cette sonotrode n'est pas en contact direct avec la pièce, ce sont des particules abrasives contenues dans un liquide et mises en mouvement par la sonotrode qui arrachent la matière de la pièce à usiner. Cette méthode a l'avantage de pouvoir usiner des matériaux très durs et fragiles car il n'y a pas de contact mécanique entre la pièce et la sonotrode, le tout avec une grande précision. C'est la méthode retenue dans la thèse d'Hélène Hourdequin pour réaliser les Mesa [80].

L'entreprise CeramTec ne pouvait pas réaliser la fabrication des structures Mesa avec une de ses trois méthodes, il a donc été décidé d'essayer de réaliser ces structures comme la RoME, en créant d'abord la forme de la céramique puis en déposant le cuivre dessus pour métallisation AMB. Cette technique n'a pas fonctionné car il était très difficile d'arriver à aligner parfaitement le cuivre au flanc de la tranchée et la pâte à braser avait aussi tendance à déborder. Les substrats Mesa ont donc été réalisés avec la méthode d'usinage abrasif par ultrasons par la société Microcertec selon le plan de la Figure 165.

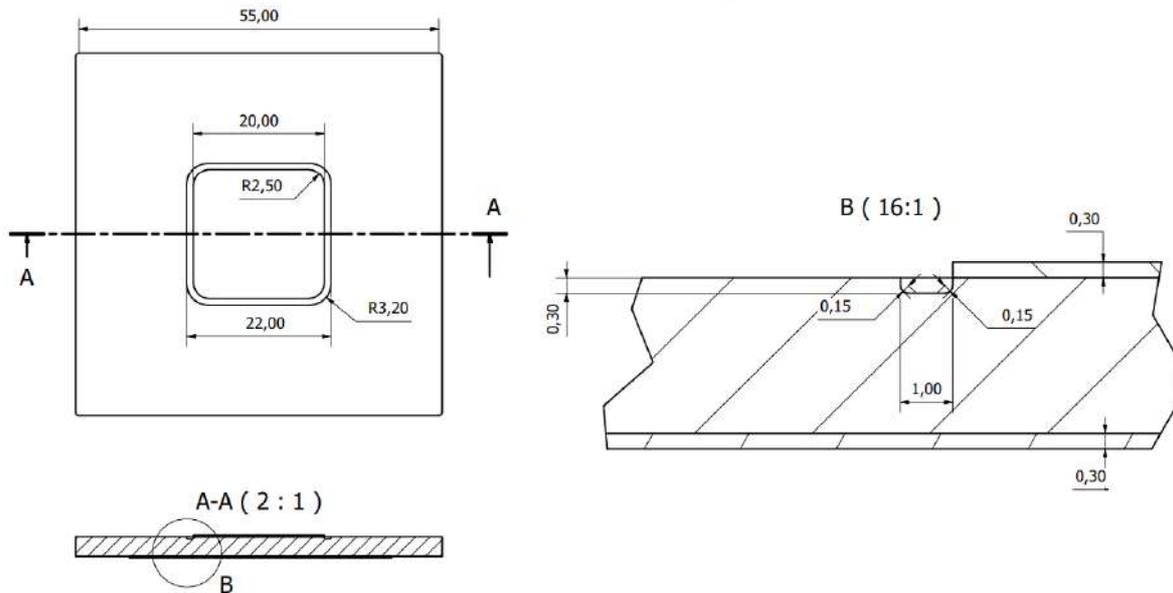


Figure 165 : Schéma des échantillons Mesa commandés à Microcertec

Bibliographie

- [1] « EVs Forecast to Account for Two Thirds of Global Light-Vehicle Sales in 2035 », EV Volumes. Consulté le: 15 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://ev-volumes.com/news/ev/evs-forecast-to-account-for-two-thirds-of-global-light-vehicle-sales-in-2035/>
- [2] K. E. Falahi, S. Hascoët, C. Buttay, P. Bevilacqua, L.V. Phung, D. Tournier, B. Allard et D. Planson, « High temperature, Smart Power Module for aircraft actuators », *Addit. Conf. Device Packag. HiTEC HiTEN CICMT*, vol. 2013, n° HITEN, p. 000069-000074, janv. 2013, doi: 10.4071/HITEN-MP13.
- [3] X. Roboam, « A Review of Powertrain Electrification for Greener Aircraft », *Energies*, vol. 16, n° 19, p. 6831, sept. 2023, doi: 10.3390/en16196831.
- [4] J. Casarin, « Caractérisation et mise en œuvre de composants SiC Haute Tension pour l'application transformateur moyenne fréquence en traction ferroviaire », Toulouse 3, 2012.
- [5] A. Lesnicar et R. Marquardt, « An innovative modular multilevel converter topology suitable for a wide power range », in *2003 IEEE Bologna Power Tech Conference Proceedings*, Bologna, Italy: IEEE, 2003, p. 272-277. doi: 10.1109/PTC.2003.1304403.
- [6] V. Madonna, P. Giangrande, et M. Galea, « Electrical Power Generation in Aircraft: Review, Challenges, and Opportunities », *IEEE Trans. Transp. Electrification*, vol. 4, n° 3, p. 646-659, sept. 2018, doi: 10.1109/TTE.2018.2834142.
- [7] « Desertec – Desert power for sustainable prosperity around the world ». Consulté le: 15 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://desertec.org/en/>
- [8] « 9 Silicon Carbide (SiC) MOSFET Manufacturers in 2024 », Metoree. Consulté le: 21 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://us.metoree.com/categories/sic-mosfet/>
- [9] P. Vipindas, E. Van Brunt, et J. Casady, « Simplifying power conversion with medium voltage SiC MOSFETs - News », Compound Semiconductor. Consulté le: 21 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://compoundsemiconductor.net/article-gen/99201>
- [10] R. Riva, « Conditionnement des modules de puissance », *Tech. Ing.*, déc. 2020, doi: 10.51257/a-v2-e3385.
- [11] W. W. Sheng et R. P. Colino, *Power Electronic Modules : Design and Manufacture*, 1st Edition. CRC Press, 2004.
- [12] K. Koseki, T. Matsumae, H. Umezawa, H. Takagi, et Y. Tanaka, « Evaluation of electrical and thermal properties of single crystalline diamond with large area of 18 mm×18 mm for power module ».
- [13] G. Finis, A. Claudi, et G. Malin, « Dielectric breakdown strength of silicone gel under various environmental conditions », in *2005 IEEE Russia Power Tech*, St. Petersburg, Russia: IEEE, juin 2005, p. 1-6. doi: 10.1109/PTC.2005.4524423.
- [14] T. Seldrum, H. Enami, et F. Vanderhaeghen, « Silicone Gels for Continuous Operation up to 200°C in Power Modules », 2018.
- [15] M. Horio, Y. Iizuka, Y. Ikeda, E. Mochizuki, et Y. Takahashi, « Ultra compact and high reliable SiC MOSFET power module with 200°C operating capability », in *2012 24th International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs*, Bruges, Belgium: IEEE, juin 2012, p. 81-84. doi: 10.1109/ISPSD.2012.6229028.
- [16] Y. Yao, Z. Chen, G.-Q. Lu, D. Boroyevich, et K. D. T. Ngo, « Characterization of Encapsulants for High-Voltage High-Temperature Power Electronic Packaging », *IEEE Trans.*

Compon. Packag. Manuf. Technol., vol. 2, n° 4, p. 539-547, avr. 2012, doi: 10.1109/TCPMT.2011.2173344.

[17] J. Muslim, O. Lesaint, R. Hanna, et N. I. Sinisuka, « Partial Discharge Measurements on Dibenzyltoluene for High Temperature Encapsulant Application up to 350°C », in *2019 IEEE 20th International Conference on Dielectric Liquids (ICDL)*, Roma, Italy: IEEE, juin 2019, p. 1-4. doi: 10.1109/ICDL.2019.8796694.

[18] K. Koyanagi, A. Yamane, A. Imakiire, M. Kozako, M. Hikita, S. Dinculescu, Z. Valdez-Nava et T. Lebey, « Evaluation of partial discharge inception voltage of bonding-less gas insulation packaging for high temperature and high voltage power module », in *Proceedings of 2014 International Symposium on Electrical Insulating Materials*, Niigata: IEEE, juin 2014, p. 425-428. doi: 10.1109/ISEIM.2014.6870809.

[19] H. Lee, V. Smet, et R. Tummala, « A Review of SiC Power Module Packaging Technologies: Challenges, Advances, and Emerging Issues », *IEEE J. Emerg. Sel. Top. Power Electron.*, vol. 8, n° 1, p. 239-255, mars 2020, doi: 10.1109/JESTPE.2019.2951801.

[20] J. Schuderer, U. Vemulapati, et F. Traub, « Packaging SiC power semiconductors - Challenges, technologies and strategies », in *2014 IEEE Workshop on Wide Bandgap Power Devices and Applications*, Knoxville, TN, USA: IEEE, oct. 2014, p. 18-23. doi: 10.1109/WiPDA.2014.6964616.

[21] M. März, A. Schletz, B. Eckardt, S. Egelkraut, et H. Rauh, « Power Electronics System Integration for Electric and Hybrid Vehicles », *2010 6th International Conference on Integrated Power Electronics Systems*, Nuremberg, Germany, 2010, p. 10.

[22] A. Mahesh, B. Chokkalingam, et L. Mihet-Popa, « Inductive Wireless Power Transfer Charging for Electric Vehicles—A Review », *IEEE Access*, vol. 9, p. 137667-137713, 2021, doi: 10.1109/ACCESS.2021.3116678.

[23] K. Weidner, M. Kaspar, et S. Rosenheim, « Planar Interconnect Technology for Power Module System Integration », p. 5.

[24] C. Chen, Y. Chen, Y. Li, Z. Huang, T. Liu, et Y. Kang, « An SiC-Based Half-Bridge Module With an Improved Hybrid Packaging Method for High Power Density Applications », *IEEE Trans. Ind. Electron.*, vol. 64, n° 11, p. 8980-8991, nov. 2017, doi: 10.1109/TIE.2017.2723873.

[25] C. Yao Z. Wang, W. Li, H. Li, J. Qian, C. Han, F. Luo, J. Wang, « Comparison Study of Common-Mode Noise and Thermal Performance for Lateral Wire-Bonded and Vertically Integrated High Power Diode Modules », *IEEE Trans. Power Electron.*, vol. 33, n° 12, p. 10572-10582, déc. 2018, doi: 10.1109/TPEL.2018.2801336.

[26] D. J. Kearney, S. Kicin, E. Bianda, et A. Krivda, « PCB Embedded Semiconductors for Low-Voltage Power Electronic Applications », *IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol.*, vol. 7, n° 3, p. 387-395, mars 2017, doi: 10.1109/TCPMT.2017.2651646.

[27] Z. Liang, « Planar-bond-all: A technology for three-dimensional integration of multiple packaging functions into advanced power modules », in *2015 IEEE International Workshop on Integrated Power Packaging (IWIPP)*, Chicago, IL, USA: IEEE, mai 2015, p. 115-118. doi: 10.1109/IWIPP.2015.7295992.

[28] J. Zhou, S. Ang, A. Mantooth, et J. C. Balda, « A nano-composite polyamide imide passivation for 10 kV power electronics modules », in *2012 IEEE Energy Conversion Congress and Exposition (ECCE)*, Raleigh, NC, USA: IEEE, sept. 2012, p. 4262-4266. doi: 10.1109/ECCE.2012.6342243.

[29] C. Tipton, D. Ibitayo, D. Urciuoli, et G. Ovrebo, « Development of a 15 kV bridge rectifier module using 4H-SiC junction-barrier schottky diodes », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 18, n° 4, p. 1137-1142, août 2011, doi: 10.1109/TDEI.2011.5976107.

- [30] X. Song, A. Q. Huang, M.-C. Lee, et C. Peng, « Theoretical and Experimental Study of 22 kV SiC Emitter Turn-OFF (ETO) Thyristor », *IEEE Trans. Power Electron.*, vol. 32, n° 8, p. 6381-6393, août 2017, doi: 10.1109/TPEL.2016.2616841.
- [31] E. Brunt, L. Cheng, M. O'Loughlin, C. Capell, C. Jonasl, et K. Lam, « 27 kV, 20 Ampere-rated 4H-SiC n-IGBTs », *Mater. Sci. Forum*, vol. 821-823, juin 2015, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.821-823.847.
- [32] C. Bayer, E. Baer, U. Waltrich, D. Malipaard, et A. Schletz, « Simulation of the electric field strength in the vicinity of metallization edges on dielectric substrates », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 22, n° 1, p. 257-265, févr. 2015, doi: 10.1109/TDEI.2014.004285.
- [33] N. Wang, I. Cotton, J. Robertson, S. Follmann, K. Evans, et D. Newcombe, « Partial discharge control in a power electronic module using high permittivity non-linear dielectrics », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 17, n° 4, p. 1319-1326, août 2010, doi: 10.1109/TDEI.2010.5539704.
- [34] J.-H. Fabian, S. Hartmann, et A. Hamidi, « Analysis of insulation failure modes in high power IGBT modules », in *Fourtieth IAS Annual Meeting. Conference Record of the 2005 Industry Applications Conference, 2005.*, Hong Kong, China: IEEE, 2005, p. 799-805. doi: 10.1109/IAS.2005.1518425.
- [35] M. Berth, « Partial discharge behaviour of power electronic packaging insulation », présenté à Proceedings of 1998 International Symposium on Electrical Insulating Materials. 1998 Asian International Conference on Dielectrics and Electrical Insulation. 30th Symposium on Electrical Insulating Ma, Toyohashi, Japan: IEE, sept. 1998. doi: 10.1109/ISEIM.1998.741806.
- [36] K. C. Kao, *Dielectric Phenomena in Solids*. Elsevier, 2004.
- [37] H. R. Zeller, P. Pfluger, et J. Bernasconi, « High-Mobility States and Dielectric Breakdown in Polymeric Dielectrics », *IEEE Trans. Electr. Insul.*, vol. EI-19, n° 3, p. 200-204, juin 1984, doi: 10.1109/TEI.1984.298747.
- [38] P. Budenstein, « On the Mechanism of Dielectric Breakdown of Solids », *IEEE Trans. Electr. Insul.*, vol. EI-15, n° 3, p. 225-240, juin 1980, doi: 10.1109/TEI.1980.298315.
- [39] J. C. Fothergill, « Filamentary electromechanical breakdown », *IEEE Trans. Electr. Insul.*, vol. 26, n° 6, p. 1124-1129, déc. 1991, doi: 10.1109/14.108149.
- [40] T. Ruemenapp, « Dielectric breakdown in aluminium nitride », in *11th International Symposium on High-Voltage Engineering (ISH 99)*, London, UK: IEE, 1999, p. 373-376. doi: 10.1049/cp:19990870.
- [41] M. Yoshimura et H. K. Bowen, « Electrical Breakdown Strength of Alumina at High Temperatures », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 64, n° 7, p. 404-410, juill. 1981, doi: 10.1111/j.1151-2916.1981.tb09879.x.
- [42] E. Dutarde, S. Dinculescu, et T. Lebey, « On some electrical characteristics of AlN and Al/sub 2/O/sub 3/ », in *Conference Record of the 2000 IEEE International Symposium on Electrical Insulation (Cat. No.00CH37075)*, Anaheim, CA, USA: IEEE, 2000, p. 172-175. doi: 10.1109/ELINSL.2000.845482.
- [43] R. Freer et I. O. Owate, « Dielectric Breakdown of Ceramics and Glass Substrates », présenté à Sixth International Conference on Dielectric Materials, Measurements and Applications, Manchester, UK, 1992, p. 4.
- [44] I. O. Owate et R. Freer, « The electrical properties of some cordierite glass ceramics in the system MgO-Al₂O₃-SiO₂-TiO₂ », *J. Mater. Sci.*, vol. 25, n° 12, p. 5291-5297, déc. 1990, doi: 10.1007/BF00580163.

- [45] T. Ebke, « Degradation of silicone gel by partial discharges due to different defects », in *Eighth International Conference on Dielectric Materials, Measurements and Applications*, Edinburgh, UK: IEE, 2000, p. 202-207. doi: 10.1049/cp:20000505.
- [46] J.-L. Auge, O. Lesaint, et A. T. V. Thi, « Partial Discharges in Ceramic Substrates Embedded in Liquids and Gels », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 20, n° 1, p. 262-274, févr. 2013, doi: 10.1109/TDEI.2013.6451366.
- [47] G. Mitic et G. Lefranc, « Localization of electrical-insulation and partial-discharge failures of IGBT modules », *IEEE Trans. Ind. Appl.*, vol. 38, n° 1, p. 175-180, févr. 2002, doi: 10.1109/28.980373.
- [48] L. M. Salvatierra, L. I. Kovalevski, P. L. Dammig Quiña, I. M. Irurzun, E. E. Mola, S. J. Dodd et L. A. Dissado, « Self-healing during electrical treeing: A feature of the two-phase liquid-solid nature of silicone gels », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 23, n° 2, p. 757-767, avr. 2016, doi: 10.1109/TDEI.2015.004813.
- [49] S. J. Dodd, L. Salvatierra, L. A. Dissado, et E. Mola, « Electrical trees in silicone gel: A combination of liquid and solid behaviour patterns », in *2013 Annual Report Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena*, Chenzhen, China: IEEE, oct. 2013, p. 1018-1021. doi: 10.1109/CEIDP.2013.6747422.
- [50] T. Tanaka et A. Greenwood, « Effects of Charge Injection and Extraction on Tree Initiation in Polyethylene », *IEEE Trans. Power Appar. Syst.*, vol. PAS-97, n° 5, p. 1749-1759, sept. 1978, doi: 10.1109/TPAS.1978.354668.
- [51] Kai Wu et L. A. Dissado, « Model for electrical tree initiation in epoxy resin », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 12, n° 4, p. 655-668, août 2005, doi: 10.1109/TDEI.2005.1511091.
- [52] K. Nakanishi, S. Hirabayashi, et Y. Inuishi, « Phenomena and Mechanisms of Tree Inception in Epoxy Resins », *IEEE Trans. Electr. Insul.*, vol. EI-14, n° 6, p. 306-314, déc. 1979, doi: 10.1109/TEI.1979.298186.
- [53] N. Shimizu, H. Katsukawa, M. Miyauchi, M. Kosaki, et K. Horii, « The Space Charge Behavior and Luminescence Phenomena in Polymers at 77 K », *IEEE Trans. Electr. Insul.*, vol. EI-14, n° 5, p. 256-263, oct. 1979, doi: 10.1109/TEI.1979.298229.
- [54] L. A. Dissado, « Understanding electrical trees in solids: from experiment to theory », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 9, n° 4, p. 483-497, 2002, doi: 10.1109/TDEI.2002.1024425.
- [55] P. Mancinelli, A. Cavallini, S. J. Dodd, N. M. Chalashkanov, et L. A. Dissado, « Analysis of electrical tree inception in silicone gels », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 24, n° 6, p. 3974-3984, déc. 2017, doi: 10.1109/TDEI.2017.006865.
- [56] M. Sato, A. Kumada, K. Hidaka, K. Yamashiro, Y. Hayase, et T. Takano, « On the nature of surface discharges in silicone-gel: Prebreakdown discharges in cavities », in *2014 IEEE Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena (CEIDP)*, Des Moines, IA, USA: IEEE, oct. 2014, p. 19-22. doi: 10.1109/CEIDP.2014.6995729.
- [57] M. Sato, A. Kumada, K. Hidaka, K. Yamashiro, Y. Hayase, et T. Takano, « Surface discharges in silicone gel on AlN substrate », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 23, n° 1, p. 494-500, févr. 2016, doi: 10.1109/TDEI.2015.005412.
- [58] Th. Lebey, D. Malec, S. Dinculescu, V. Costan, F. Breit, et E. Dutarde, « Partial discharges phenomenon in high voltage power modules », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 13, n° 4, p. 810-819, août 2006, doi: 10.1109/TDEI.2006.1667740.

- [59] J.-H. Fabian, S. Hartmann, et A. Hamidi, « Partial Discharge Failure Analysis of AIN Substrates for IGBT Modules », *15th Eur. Symp. Reliab. Electron Devices Fail. Phys. Anal.*, vol. 44, n° 9, p. 1425-1430, sept. 2004, doi: 10.1016/j.microrel.2004.07.111.
- [60] P. Ortega, « Décharges électriques de laboratoire », Pages UPF. Consulté le: 15 novembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: http://pages.upf.pf/Pascal.Ortega/RECHERCHE/Decharge/decharges1.htm#_Toc185673899
- [61] J. M. Meek et J. D. Craggs, *Electrical Breakdown of Gases*. in International series of monographs on physics. Clarendon Press, 1953. [En ligne]. Disponible sur: https://books.google.fr/books?id=A_BiwgEACAAJ
- [62] R. Tobazeon, « Prebreakdown phenomena in dielectric liquids », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 1, n° 6, p. 1132-1147, 1994, doi: 10.1109/94.368650.
- [63] A. Sun, C. Huo, et J. Zhuang, « Formation mechanism of streamer discharges in liquids: a review », *High Volt.*, vol. 1, n° 2, p. 74-80, juill. 2016, doi: 10.1049/hve.2016.0016.
- [64] A. Denat, « High Field Conduction and Prebreakdown Phenomena in Dielectric Liquids », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 13, n° 3, p. 518-525, 2006, doi: 10.1109/TDEI.2006.1657963.
- [65] F. Vahidi, S. Tenbohlen, M. Rösner, C. Perrier, et H. Fink, « Space charge formation in insulating liquids under DC stresses », in *2014 IEEE 18th International Conference on Dielectric Liquids (ICDL)*, 2014, p. 1-5. doi: 10.1109/ICDL.2014.6893134.
- [66] N. Berger, « Recent progress in the characterization of conduction losses in dielectric liquids », in *Eighth International Conference on Dielectric Materials, Measurements and Applications*, Edinburgh, UK: IEE, 2000, p. 341-345. doi: 10.1049/cp:20000530.
- [67] F. Breit, D. Malec, et T. Lebey, « Investigations on DC conductivity and space charge in silicone gel », in *Annual Report Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena*, Cancun, Mexico: IEEE, 2002, p. 48-51. doi: 10.1109/CEIDP.2002.1048733.
- [68] Y. Wang, Y. Ding, Z. Yuan, H. Peng, J. Wu, Y. Yin, T. Han et F. Luo, « Space-Charge Accumulation and Its Impact on High-Voltage Power Module Partial Discharge Under DC and PWM Waves: Testing and Modeling », *IEEE Trans. Power Electron.*, vol. 36, n° 10, p. 11097-11108, oct. 2021, doi: 10.1109/TPEL.2021.3072655.
- [69] M. Alison et R. M. Hill, « A model for bipolar charge transport, trapping and recombination in degassed crosslinked polyethene », *J. Phys. Appl. Phys.*, vol. 27, n° 6, p. 1291-1299, 1994, doi: 10.1088/0022-3727/27/6/029.
- [70] L. Donzel et J. Schuderer, « Nonlinear resistive electric field control for power electronic modules », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 19, n° 3, p. 955-959, juin 2012, doi: 10.1109/TDEI.2012.6215099.
- [71] S. Diahm, Z. V. Nava, L. Lévêque, T. T. Le, L. Laudebat, et T. Lebey, « An original in-situ way to build field grading materials (FGM) with permittivity gradient using electrophoresis », in *2018 IEEE 2nd International Conference on Dielectrics (ICD)*, Budapest, Hungary: IEEE, juill. 2018, p. 4. doi: 10.1109/ICD.2018.8514572.
- [72] U. Waltrich, C. F. Bayer, M. Reger, A. Meyer, X. Tang, et A. Schletz, « Enhancement of the Partial Discharge Inception Voltage of Ceramic Substrates for Power Modules by Trench Coating », in *2016 International Conference on Electronics Packaging (icep)*, New York: IEEE, 2016, p. 536-541.
- [73] M. Morshed, A. Islam, T. Roose, D. Longncy, F. Qi, Y. Wang, A. Dai et D. Li, « High temperature polyimide polymer material for high voltage IGBT power module switching applications », présenté à 2018 20th European Conference on Power Electronics and Applications, Riga, Latvia: IEEE, sept. 2018.

- [74] C. Park, « Electret: An Entirely New Approach of Solving Partial Discharge Caused by Triple Points, Sharp Edges, Bubbles, and Airgaps », *IEEE Access*, vol. 8, p. 78354-78366, 2020, doi: 10.1109/ACCESS.2020.2990310.
- [75] F. Haque et C. Park, « Electret Based Partial Discharge Mitigation in High Switching Frequency PWM Voltage Systems », in *2023 IEEE Electrical Insulation Conference (EIC)*, Quebec City, QC, Canada: IEEE, juin 2023, p. 1-4. doi: 10.1109/EIC55835.2023.10177303.
- [76] P. C. Saha, O. Faruque, et C. Park, « Prevention of Space Charge Accumulation and Space Charge Induced Breakdown Using Electrets », in *2023 IEEE Electrical Insulation Conference (EIC)*, Quebec City, QC, Canada: IEEE, juin 2023, p. 1-5. doi: 10.1109/EIC55835.2023.10177352.
- [77] D. Frey, J. L. Schanen, J. L. Auge, et O. Lesaint, « Electric field investigation in high voltage power modules using finite element simulations and partial discharge measurements », in *38th IAS Annual Meeting on Conference Record of the Industry Applications Conference, 2003.*, Salt Lake City, UT, USA: IEEE, 2003, p. 1000-1005. doi: 10.1109/IAS.2003.1257662.
- [78] M. Ghessemi, « Geometrical Techniques for Electric Field Control in (Ultra) Wide Bandgap Power Electronics Modules », in *2018 IEEE Electrical Insulation Conference (EIC)*, San Antonio, TX: IEEE, juin 2018, p. 589-592. doi: 10.1109/EIC.2018.8481085.
- [79] H. Reynes, « Conception d'un module électronique de puissance pour application haute tension », These de doctorat, Lyon, 2018. Consulté le: 11 juin 2021. [En ligne]. Disponible sur: <http://www.theses.fr/2018LYSEI035>
- [80] H. Hourdequin, « Contribution à la conception et mise en oeuvre de structures de packaging pour la montée en tension des modules de puissance : contraintes sur les isolants », These de doctorat, Toulouse 3, 2018. Consulté le: 12 mai 2021. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.theses.fr/2018TOU30357>
- [81] A. S. Obaid Al-Hinaai, T. Huesgen, C. Buttay, E. Vagnon, R. Zeitler, et D. Meyer, « A Novel Packaging with Direct Dielectric Liquid Cooling for High Voltage Power Electronics », in *2022 IEEE International Workshop on Integrated Power Packaging (IWIPP)*, Grenoble, France: IEEE, août 2022, p. 1-6. doi: 10.1109/IWIPP50752.2022.9894055.
- [82] « Fiche technique Galden HT », BT electronics. [En ligne]. Disponible sur: <https://bt-electronics.com/product-details/galden-ht>
- [83] « WACKER SilGel® 612 A/B », Wacker. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.wacker.com/h/en-us/silicone-rubber/silicone-gels/wacker-silgel-612-ab/p/000007546>
- [84] P. Bardonnet, « Résines époxydes (EP) - Composants et propriétés », *Tech. Ing.*, août 1992, doi: 10.51257/a-v1-a3465.
- [85] E. Y. Wu, « Facts and Myths of Dielectric Breakdown Processes—Part I: Statistics, Experimental, and Physical Acceleration Models », *IEEE Trans. Electron Devices*, vol. 66, n° 11, p. 4523-4534, nov. 2019, doi: 10.1109/TED.2019.2933612.
- [86] G. Stone et R. Van Heeswijk, « Parameter Estimation for the Weibull Distribution », *IEEE Trans. Electr. Insul.*, vol. EI-12, n° 4, p. 253-261, août 1977, doi: 10.1109/TEI.1977.297976.
- [87] C. Thiery, « Tomographie à rayons X », *Tech. Ing.*, 2013.
- [88] H. Yamashita, E. O. Forster, et M. Pompili, « Streamer formation in perfluoropolyether under impulse conditions », *IEEE Trans. Electr. Insul.*, vol. 28, n° 3, p. 324-329, juin 1993, doi: 10.1109/14.236216.
- [89] H. Sakai, Y. Katsuda, M. Masuda, C. Ihara, et T. Kameyama, « Effects of adding Y2O3 on the electrical resistivity of aluminum nitride ceramics », *J. Ceram. Soc. Jpn.*, vol. 116, n° 1352, p. 566-571, 2008, doi: 10.2109/jcersj2.116.566.

- [90] C. Dorji, O. Lesaint, R. Hanna, et C. Pollet, « Conductivity Measurement and Interpretation in Dibenzyltoluene at High Temperature and High Electric Field », in *2022 IEEE 21st International Conference on Dielectric Liquids (ICDL)*, Sevilla, Spain: IEEE, mai 2022, p. 1-4. doi: 10.1109/ICDL49583.2022.9830944.
- [91] H. T. Wang et J. D. Cross, « The interpretation of electrohydrodynamic mobility under unipolar injection in dielectric liquids », in *[1991] Proceedings of the 3rd International Conference on Properties and Applications of Dielectric Materials*, Tokyo, Japan: IEEE, 1991, p. 264-267. doi: 10.1109/ICPADM.1991.172050.
- [92] Y. Nitta et Y. Aihara, « Polarity Effect on Breakdown Voltage in Organic Liquids », *IEEE Trans. Electr. Insul.*, vol. EI-11, n° 3, p. 91-94, sept. 1976, doi: 10.1109/TEI.1976.297905.
- [93] S. Li, Y. Zhu, D. Min, et G. Chen, « Space Charge Modulated Electrical Breakdown », *Sci. Rep.*, vol. 6, n° 1, p. 32588, sept. 2016, doi: 10.1038/srep32588.
- [94] B. Zhang, X. Jiang, K. Li, Z. Yang, X. Li, G. Chang et M. Ghassemi, « Dielectric Properties Characterization and Evaluation of Commercial Silicone Gels for High-Voltage High-Power Power Electronics Module Packaging », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 30, n° 1, p. 210-219, févr. 2023, doi: 10.1109/TDEI.2022.3225247.
- [95] W. F. Gorham, « A New, General Synthetic Method for the Preparation of Linear Poly-*p*-xylylenes », *J. Polym. Sci. [A1]*, vol. 4, n° 12, p. 3027-3039, déc. 1966, doi: 10.1002/pol.1966.150041209.
- [96] M. Golda-Cepa, K. Engvall, M. Hakkarainen, et A. Kotarba, « Recent progress on parylene C polymer for biomedical applications: A review », *Prog. Org. Coat.*, vol. 140, p. 105493, mars 2020, doi: 10.1016/j.porgcoat.2019.105493.
- [97] S. Diaham, S. Zemat, M.-L. Locatelli, S. Dinculescu, M. Decup, et T. Lebey, « Dielectric breakdown of polyimide films: Area, thickness and temperature dependence », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 17, n° 1, p. 18-27, févr. 2010, doi: 10.1109/TDEI.2010.5411997.
- [98] I. Semenov, I. F. Gunheim, K. Niayesh, H. K. H. Meyer, et L. Lundgaard, « Investigation of Partial Discharges in AlN Substrates under Fast Transient Voltages », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, p. 1-1, 2022, doi: 10.1109/TDEI.2022.3163812.
- [99] S. Diaham, M.-L. Locatelli, et Z. Valdez-Nava, « Dielectrics for High Temperature SiC Device Insulation: Review of New Polymeric and Ceramic Materials », in *Silicon Carbide*, M. Mukherjee, Éd., Rijeka: IntechOpen, 2011. doi: 10.5772/24397.
- [100] Special Coating Systems, « SCS Parylene properties ». [En ligne]. Disponible sur: <https://scscoatings.com/parylene-coatings/parylene-properties>
- [101] « COMSOL: Multiphysics Software for Optimizing Designs », COMSOL. Consulté le: 27 mai 2024. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.comsol.com/>
- [102] M. M. Tousei et M. Ghassemi, « Combined geometrical techniques and applying nonlinear field dependent conductivity layers to address the high electric field stress issue in high voltage high-density wide bandgap power modules », *IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.*, vol. 27, n° 1, p. 305-313, févr. 2020, doi: 10.1109/TDEI.2019.008493.

Titre : Conception de substrats céramiques métallisés architecturés pour la montée en tension des modules de puissance destinés aux applications à moyenne tension

Mots clés : Module de puissance, Décharges partielles, Substrat céramique, Simulation numérique, Rigidité diélectrique, Haute tension

Résumé : L'émergence de composants de puissance à semi-conducteur « Grand Gap » à tension de rupture élevée permet d'envisager une montée en tension et en fréquence significative des modules de puissance, pouvant permettre d'améliorer le rendement et de réduire la masse des convertisseurs d'énergie électrique, utilisés notamment dans les domaines des réseaux HVDC et des transports (ferroviaire, automobile, aéronefs). Ainsi, la conception de modules de puissance fonctionnant jusqu'à 20 kV est un réel enjeu, les modules commerciaux actuels, équipés de puces en silicium, ne dépassant pas un calibre de 6,5 kV ; quelques prototypes 10kV sont en cours de test. Néanmoins, cette montée en tension s'accompagne de contraintes électriques plus sévères sur le système d'isolation électrique (S.I.E.) interne du module, généralement constitué d'un substrat céramique métallisé et d'un gel silicone d'encapsulation. Ces nouvelles contraintes demandent de repenser globalement la conception du packaging des modules de puissance et du S.I.E. en particulier, afin d'accroître leur tenue en tension.

L'objectif de cette thèse est double : étudier les phénomènes affectant la tenue du substrat céramique métallisé épais et de son matériau encapsulant, dans une gamme de tension au-delà de 10 kV, et en déduire des solutions de mise en œuvre permettant la conception d'un module de puissance de calibre 20 kV.

Après un état de l'art des différents mécanismes conduisant à l'apparition de décharges partielles et à la rupture diélectrique des solides et liquides, des substrats en nitrure d'aluminium (AlN) épais métallisés, de structure classique, ont été soumis à des mesures électriques en AC 50 Hz de la tension d'apparition des décharges partielles et de rigidité diélectrique. En plus de l'épaisseur du substrat, les effets du type de métallisation et du matériau encapsulant (liquide, gel et solide) sont évalués, aidant ainsi à identifier les mécanismes mis en jeu. Une analyse des dégradations post-claquage permet de compléter certaines observations. De même, des mesures de rigidité diélectrique en DC en polarités positive et négative ont été analysées. Enfin des solutions pour contrôler les mécanismes conduisant à l'apparition de décharges partielles puis à la rupture diélectrique sont mises en œuvre. Premièrement des solutions géométriques, proposées dans la bibliographie pour des substrats fins en vue de réduire le champ électrique au point triple entre céramique/métal/encapsulant, sont dimensionnées et testées sur des substrats en AlN de 3 mm d'épaisseur. Ces substrats architecturés ont permis une augmentation notable de la tension d'apparition des décharges partielles mais qui reste insuffisante pour les applications en haute tension visées. Une autre proposition de structure mise en œuvre a consisté en l'application d'un dépôt de parylène sur les substrats afin d'empêcher l'initiation de décharges dégradantes au sein du gel silicone. Les résultats obtenus montrent que cette solution permet également d'augmenter la tension d'apparition des décharges partielles.

Ce travail de thèse a démontré que pour concevoir un module de puissance fonctionnant sous des tensions pouvant atteindre 20 kV, il sera sans doute nécessaire de combiner plusieurs solutions de design et de choix des matériaux constituant leur système d'isolation électrique. En effet, l'importance des phénomènes physiques complexes apparaissant sous fort champ électrique à l'interface entre l'encapsulant et le substrat et dans le volume de l'encapsulant d'une part, et les limites des substrats architecturés d'autre part, ont en effet été mises en évidence dans le cadre de ce travail de thèse. Une meilleure compréhension et prise en compte en simulation des mécanismes de génération et de transports de charge seront nécessaires pour la conception de solutions d'isolation électrique efficaces de modules de puissance devant fonctionner à 20 kV.

Title: Design of architected metallized ceramic substrates for the voltage rating rise of powermodules for medium-voltage power electronics applications

Key words: Power module, Numerical simulation, Dielectric strength, High voltage, Partial discharges, Ceramic substrate

Abstract: The emergence of "Wide-Bandgap" semiconductor power components with high breakdown voltages means that power modules can be significantly upgraded in terms of voltage and frequency, which could improve the efficiency and reduce the mass of electrical energy converters, used in particular in HVDC grids and in the transport sector (railways, automotive, aeronautic). The design of power modules operating at up to 20 kV is a real challenge, as current commercial modules, equipped with silicon chips, do not exceed a rating of 6.5 kV; a few 10kV prototypes are currently being tested. Nevertheless, this increase in voltage involves more severe electrical constraints on the module's internal electrical insulation system (E.I.S.), generally consisting of a metallized ceramic substrate and a silicone gel encapsulation. These new constraints call for a global rethink of power module packaging, and of the E.I.S. in particular, in order to increase their voltage withstand.

The aim of this thesis is twofold: to study the phenomena affecting the voltage withstand of the thick metallized ceramic substrate and its encapsulating material, in a voltage range above 10 kV, and to deduce implementation solutions enabling the design of a 20 kV-caliber power module.

Following a review of the various mechanisms leading to the inception of partial discharges and dielectric breakdown of solids and liquids, thick metallized aluminum nitride (AlN) substrates of conventional structure were subjected to AC 50 Hz electrical measurements of partial discharge inception voltage and dielectric strength. In addition to substrate thickness, the effects of metallization type and encapsulating material (liquid, gel and solid) were evaluated, helping to identify the mechanisms involved. An analysis of post-breakdown degradation helps to complete some observations. DC dielectric strength measurements in positive and negative polarities have also been analyzed. Finally, solutions to control the mechanisms leading to the inception of partial discharges and subsequent dielectric breakdown have been implemented. Firstly, geometric solutions proposed in the bibliography for thin substrates to reduce the electric field at the triple point between ceramic/metal/encapsulant were designed and tested on 3 mm thick AlN substrates. These architecturally-designed substrates have enabled a significant increase in the partial discharge's inception voltage, but remain insufficient for the high-voltage applications targeted. Another proposed structure involved the use of a parylene deposit on the substrates to prevent the initiation of degradative discharges within the silicone gel. Results show that this solution also increases the partial discharge's inception voltage.

This thesis work has demonstrated that, in order to design a power module operating at voltages of up to 20 kV, it will undoubtedly be necessary to combine several design solutions and choices of materials constituting their electrical insulation system. Indeed, the importance of the complex physical phenomena occurring under high electric field conditions at the interface between the encapsulating material and the substrate and within the encapsulant volume, on the one hand, and the limitations of architecturally-designed substrates, on the other, were highlighted here. A better understanding and simulation of charge generation and transport mechanisms will be needed to design efficient electrical insulation solutions for power modules operating at 20 kV.