N° d'ordre : E.C.L. 2014 – 46 **Année 2014**

T H È S E

présentée devant

L'ÉCOLE CENTRALE DE LYON

pour obtenir le grade de

DOCTEUR
(Arrêté du 30/03/1992)

Spécialité: Génie Electrique

Préparée au sein de

L'ÉCOLE DOCTORALE
ÉLECTRONIQUE, ÉLECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE
DE LYON

par

Mohammed Adnane DOUAR

Recherche de matériaux isolants pour la conception d'une nouvelle génération de connecteurs électriques Haute Tension – Influence de la pollution sur les phénomènes de décharges partielles du contournement et de claquage

Soutenue le 15 décembre 2014 devant la commission d'examen

J U R Y

A. BEROUAL	Professeur – Ecole Centrale de Lyon - AMPERE	***Examinateur***
J. MARTINEZ-VEGA	Professeur – Université Paul Sabatier de Toulouse - LAPLACE	***Rapporteur***
P. RAIN	Professeur –Université de Grenoble – G2ELAB	***Rapporteur***
H. RAZIK	Professeur – Université de Lyon - AMPERE	***Président***
X. SOUCHE	Directeur Etudes et Recherches, Groupe SICAME, laboratoire LABEP	***Examinateur***

Remerciements

Cette thèse est l'aboutissement d'une bourse CIFRE (Convention Industrielle de Formation par la Recherche en Entreprise) attribuée par l'ANRT (Association Nationale de Recherches et Technologies) dans le cadre d'une collaboration entre le laboratoire Ampère (Ecole Centrale de Lyon) et le groupe Sicame dont le siège se trouve à Arnac-Pompadour en Corrèze (Limousin).

Je souhaiterais remercier tous ceux avec qui j'ai eu la chance de travailler et qui ont pu m'aider de près ou de loin, en mettant à ma disposition tous les moyens (matériels, compétences et qualités humaines) dont ils disposaient.

La première personne à laquelle j'aimerais exprimer ma profonde reconnaissance, mes sincères remerciements et toute ma gratitude, tout naturellement, est mon directeur de thèse, M. Abderrahmane BEROUAL, Professeur des Universités à l'Ecole Centrale de Lyon, France, et responsable du groupe de recherche « Matériaux » au laboratoire Ampère, qui m'a accueilli et "pris sous son aile" au sein de son groupe lorsque je suis arrivé à Lyon en 2010, en provenance d'Algérie, pour poursuivre un Master Recherche en Génie Electrique, et pour m'avoir proposé ensuite d'être le Directeur de la présente thèse, très riche en évènements et particulièrement féconde de par les enjeux et les épreuves qu'elle a véhiculés.

Je voudrais également le remercier pour avoir cru en mes capacités de mener à bien ce projet qu'il a toujours su superviser avec une très grande rigueur scientifique. Sa constante disponibilité (même durant les week-ends…), son engagement, ses encouragements, sa présence méticuleuse quant au déroulement des travaux de recherches, et son soutien psychologique (notamment pour lisser et fluidifier mon "caractère" dans les moments délicats) m'ont été d'un grand réconfort dans les multiples moments de doute et d'impatience pour progresser quotidiennement dans mon travail.

J'ai énormément appris durant l'élaboration de la thèse, tant sur le plan technique qu'humain, car elle m'a permis d'améliorer mon raisonnement face aux multiples expériences scientifiques et de mieux appréhender les relations humaines grâce à l'interaction avec les personnels de l'entreprise (Sicame) et du laboratoire Ampère (site - Ecole Centrale de Lyon).

Je suis absolument certain que tout cela me sera très utile car nous tirons les leçons de nos erreurs passées pour mieux appréhender notre futur.

Enfin, merci Professeur A. BEROUAL pour les sujets de discussions variés, très animées parfois, que nous avons eues (sociologiques, littéraires et scientifiques bien sûr !). Cette expérience restera inoubliable pour moi; merci !

Je souhaiterais également remercier M. Xavier SOUCHE, Directeur du département Etudes & Recherches de l'entreprise Sicame, qui a été mon Responsable Scientifique durant ces 3 années de thèse et avec lequel j'ai eu l'occasion de pouvoir travailler régulièrement, après avoir pu intégrer progressivement son équipe. J'ai été apte, grâce à lui, à utiliser la plupart des moyens d'essais mis à ma disposition: le stand de mesure de décharges partielles et tout particulièrement la chambre de brouillard salin. Je le remercie également pour avoir accepté d'être un des membres du jury de soutenance en sa qualité d'examinateur.

Que Monsieur Juan MARTINEZ-VEGA, Professeur à l'Université Paul Sabatier de Toulouse (laboratoire LAPLACE) et Monsieur Pascal RAIN, Professeur à l'Université Joseph Fourier de Grenoble (laboratoire G2ELAB) trouvent ici le témoignage de ma gratitude pour avoir accepté d'être les rapporteurs de ce volumineux manuscrit de plus de 400 pages et faire partie de ce jury.

Ma gratitude s'adresse aussi à Monsieur Hubert RAZIK, Professeur à l'Université Claude Bernard de Lyon, pour avoir bien voulu accepter de présider le jury de soutenance avec rigueur, gentillesse et humour.

Je voudrais aussi exprimer mes remerciements à tous les personnels de la société Sicame et plus particulièrement Monsieur Pierre FRANCOIS (Président du Directoire), Monsieur Philippe ARMAND (Directeur Général), Monsieur Damien JANNEAU (Directeur Développement Produits Aériens), Monsieur Pierre GORECKI (Directeur Développement Produits Souterrains), tous les ingénieurs, techniciens et secrétaires que j'ai côtoyés : Blaise, Vivien, Guillaume, Caroline, Stéphane, Ghislain, Adrien, Olivier, Jean-Philippe, David, Sébastien, Pascal, Thomas, Francis, Cédric, Mathieu, Serge, Nathalie et Thierry, Annette et Marcel, Joséphine et Céline, Aurélien, Pierre-Jean, Mohamed, Christophe et Hubert, Benoit, Bérangère et Agnès, Iryna du service Achat, Valérie, Muriel, Jacky, tout le personnel du service Comptabilité et Finance, Nathalie SARCOU et Nathalie BORDAS du service Ressources Humaines et Mme. LEGER (Chef du Service du Personnel).

Je voudrais également remercier le personnel du laboratoire Ampère et plus

particulièrement mes collègues Houssem, Amine, Lamine, Samia, Reda et Osman. Mes remerciements vont également à Mme. HAVGOUDOUKIAN et Mme. BERGEROUX du service secrétariat de l'Ecole Doctorale EEA qui ont croisé mon chemin durant mes courts séjours à Lyon.

Je ne saurais terminer sans adresser mes vifs remerciements à ***mes parents****, tous les membres de la famille (en France et en Algérie), en particulier ma tante Zoupinette (de Rozérieulles), et amis très proches d'Algérie qui m'ont soutenu durant mon parcours de thésard et qui ont été d'un grand réconfort dans les moments difficiles.*

La soutenance de thèse s'achève, un nouveau parcours commence…

Recherche de matériaux isolants pour la conception d'une nouvelle génération de connecteurs électriques Haute Tension – Influence de la pollution sur les phénomènes de décharges partielles du contournement et de claquage

Résumé

Dans le présent travail, nous abordons une problématique essentielle liée aux accessoires des lignes électriques et plus particulièrement au connecteur à perforation d'isolant (TTDC 45501 FA), commercialisé par la société Sicame située à Arnac-Pompadour (Corrèze). Ce produit permet d'effectuer des dérivations de courant en moyenne tension gainé HTA entre 15 et 25kV. Cependant, il devient nécessaire de concevoir une nouvelle génération de connecteurs capable de fonctionner à une tension de 52 kV en raison de la constante augmentation des besoins en électricité. En réalité, le principal souci concernant ces produits réside dans l'apparition de décharges partielles dans le volume constitué par la matière isolante (polyamide 6 chargée à 50% en poids de fibres de verre). Ces décharges engendrent un vieillissement prématuré du produit sous l'action conjuguée d'une atmosphère corrosive (brouillard salin) et d'un champ électrique. Ainsi, l'objectif de la présente thèse est de faire, dans un premier temps, un choix approprié de matériaux isolants parmi des polymères thermoplastiques, thermodurcissables époxydes ou élastomères en EPDM, capables de résister à plusieurs contraintes : thermique, électrique, mécanique, chimique et climatique. La partie expérimentale concerne, tout d'abord, la mesure de la tension de contournement, de l'activité des décharges partielles se propageant à la surface des matériaux isolants et de la tension de claquage, en tension alternative (A.C.). Pour cela, des échantillons polymères qui comportent des surfaces planes ou des surfaces pourvues de protubérances ont été moulés en vue de comparer leur comportement diélectrique en présence d'atmosphères polluées de type brouillard salin; ces mesures sont nécessaires pour effectuer un choix approprié du matériau à intégrer dans le connecteur. Par la suite, l'étude et la caractérisation optique et électrique de décharges glissantes, se propageant en surface de divers matériaux polymères, en tension impulsionnelle (L.I.) pour les deux polarités (positive et négative) et pour deux types de champ électrique (normal et tangentiel) sont présentées pour le cas d'une interface solide/air. La mesure de la longueur finale des décharges glissantes et la visualisation de l'onde de courant sont les deux paramètres principaux pour différencier les caractéristiques des matériaux utilisés.

L'ensemble des résultats de mesures a permis de sélectionner les résines époxydes cyclo-aliphatiques (CEP) comme candidates potentielles pour la conception d'une nouvelle génération de connecteurs. De plus, la simulation du champ électrique, à l'aide du logiciel Flux 2D/3D, sur le connecteur électrique (TTDC 45501FA) a permis d'aboutir à la proposition d'un prototype de connecteur présentant une nouvelle géométrie et pouvant fonctionner à 52kV.

Mots-clés : connecteur, polymère, contournement, gradient, décharges partielles (DP), surface plane, surface texturée, claquage, brouillard salin, décharges glissantes, cheminement électrique, dégradations, vieillissement, champ électrique, tension alternative, tension impulsionnelle.

Research of insulating materials intended for the conception of a new generation of High Voltage electrical connectors – Influence of pollution on partial discharges and flashover and breakdown phenomena

Abstract

In the present study, we deal with an essential problem related to electrical lines accessories and more particularly to piercing connectors (TTDC 45501FA) commercialized by a private company named Sicame and which is located in Arnac-Pompadour (Corrèze, France). This product/accessory is designed to provide power diversions on medium voltage live lines HVA operating between 15 and 25kV. However, it becomes required to design a new generation of piercing connectors able to operate on 52kV live lines because of the electrical power demands that are steadily increasing. Actually, the main concerns about these products are the occurrence of partial discharges within the insulating material volume (polyamide 6 containing 50%wt of glass fibers). Most of the time, these discharges induce an early ageing process of the accessory under the combined effects of a corrosive environment (as salt fog) and an electric field threshold.

Thus, the main objective of the present Ph.D. thesis is to carry out an appropriate choice of insulating materials among several tested polymers such as thermoplastics and thermosetting epoxy resins and EPDM elastomers that are capable of withstanding several constraints: thermal and electrical and mechanical and chemical conditions. The experimental section is focusing on the measurements of flashover voltage and partial discharges activity propagating on polymeric surfaces and breakdown voltage within material bulks under A.C voltage. That is why polymeric samples with plane surfaces and textured surfaces are molded to compare their resistance to partial discharges when being subjected to polluted environments such as salt fog; these measurements are necessary to choose the suitable materials for the required application to be integrated in the new generation of connectors. Then, the optical and electrical characterization results of creeping discharges propagating on several polymeric surfaces under lightning impulse (L.I.) voltage with its both polarities (positive and negative) and for two kinds of applied electric field (normal and tangential) are presented in the case of solid/air interfaces. Final length measurements of creepage discharges are the main parameter for distinguishing material properties.

The whole obtained results (under AC and LI voltages) allow us to point out the cycloaliphatic epoxy resins as potential candidates to the conception of a new generation of piercing connectors. In addition, the electric field simulation and modelling of the TTDC 45501FA connector by using the Flux 2D/3D software seems to be helpful to design a connector prototype which exhibits a new geometry and is able to reach a voltage level that equals 52kV.

Keywords: connector, polymer, flashover, gradient, partial discharges (PD), plane surface, textured surface, breakdown, salt fog, creepage discharge, electrical tracking, degradations, ageing, electric field, alternative voltage, lightning impulse voltage.

Sommaire

Liste des symboles et abréviations
Liste des figures
Liste des tableaux

INTRODUCTION GENERALE…….1

Chapitre I

Polymères et composites utilisés en moyenne et haute tension

1. INTRODUCTION……..……11
2. CLASSIFICATION DES POLYMERES…...……....**12**
2.1. Définitions et terminologie……...***12***
2.1.1. Polymère……*12*
2.1.2. Polymères usuels et abréviations……...*12*
2.2. Classification et formules chimiques……...***14***
2.2.1. Polymères thermoplastiques……..*14*
2.2.2. Polymères thermodurcissables…..……*16*
2.2.3. Thermoplastiques élastomères……..17
2.3. Les additifs chimiques……..……...***19***
2.4. Les polymères composites……..……...***20***
2.4.1. Matrice polymère……..……*21*
2.4.2. Les renforts (fibres).....……*21*
2.4.2.1. La fibre de verre……..*21*
2.4.2.2. La fibre de carbone……*22*
2.4.3. Les charges……..*23*
2.5. Utilisation des polymères et composites pour le transport d'électricité……..***24***
2.5.1. Câbles électriques……..…*24*
2.5.2. Accessoires pour câbles……*26*
2.5.2.1. Isolateur……..*26*
2.5.2.2. Connecteur à serrage mécanique……...*27*
3. PROPRIETES DIELECTRIQUES DES ISOLANTS SOLIDES.……..……28
3.1. Rigidité diélectrique……...***28***
3.1.1. Mécanismes de claquage……..*29*
3.1.1.1. Claquage intrinsèque……...……..*30*
3.1.1.2. Claquage thermique……...*31*
3.1.1.3. Claquage électromécanique....…...……*32*
3.1.1.4. Claquage par arborescences électriques……...……*32*
3.1.2. Influence de divers paramètres sur la tension……..……..*37*

3.1.2.1. Tension appliquée……...*37*
3.1.2.2. Epaisseur et homogénéité de l'éprouvette……..*37*
3.1.2.3. Température……...*38*
3.2. Tension de contournement……..***40***
3.3. Résistance aux décharges surfaciques……..***45***
3.3.1. Résistance au cheminement dans des conditions humides……..……*45*
3.3.2. Résistance au cheminement des matériaux pour usage extérieur..……*48*
3.3.3. Paramètres influençant la propagation des décharges surfaciques……..*49*
3.3.3.1. Humidité et pollution……..*49*
3.3.3.2. Température et niveau de tension appliqué..……*50*
4. POTENTIALITES DES MATERIAUX CHARGES…….51
4.1. Traitement des composites et caractéristiques électriques……..***52***
4.2. Caractérisation de la dispersion des particules……..***53***
4.3. Méthodes de dispersion……..***54***
4.4. Effet de la dispersion sur les propriétés diélectriques.....……..***56***
4.4.1. Claquage diélectrique……*56*
4.4.2. Endurance diélectrique……...*58*
4.5. Agents de couplage……..***59***
4.6. Permittivité de polymères chargés……..***60***
4.7. Modifications morphologiques……..***61***
4.8. Traitement de surface (fonctionnalisation)……..***62***
5. PRINCIPAUX TRAVAUX SUR LES COMPOSITES CHARGES…..…….……..63
5.1. Caractéristiques de claquage de composites époxydes.....……***63***
5.2. Effet de l'addition de particules dans des microcomposites époxydes..……***65***
5.3. Exemple d'une application industrielle de nano-époxydes..……***68***
5.4. Comportement des composites envers les décharges surfaciques……..***70***
6. VIEILLISSEMENT DES POLYMERES……..……..…77
6.1. Définition……..***77***
6.2. Effet de la température……***79***
6.3. Hydrolyse des polymères……***81***
6.3.1. Détérioration des propriétés diélectriques……..……..*83*
6.3.2. Détérioration des propriétés mécaniques……...*86*
6.4. Erosion sous l'effet des décharges surfaciques……..***89***
6.4.1. Mécanismes de dégradations conventionnels……*90*
6.4.2. Mécanismes de dégradation possibles pour les nano-composites……...*93*
6.5. Corrosion chimiques des polymères……..***96***
6.6.1. Polyesters classiques ou insaturés ……*97*
6.6.2. Vinylesters...……...*97*
6.6.3. Résines époxydes……*98*
6.6. Effet des rayons ultraviolets……..***98***
7. CONCLUSION……..……103

Chapitre II

Etude expérimentale des caractéristiques diélectriques des polymères en milieu pollué sous tension alternative : tension de contournement, décharges partielles et tension de claquage

1. INTRODUCTION……..**109**
2. RAPPEL DES ACTIVITES PRINCIPALES……..**110**
3. MODELE GEOMETRIQUE CHOISI……..……**111**
4. PROFIL A PROTRUSIONS ANTI-BROUILLARD……**113**
5. DESCRIPTION DES ESSAIS A REALISER……**113**
5.1. Tension de contournement……...***114***
5.2. Essais de décharges partielles……...***114***
5.3. Essais de claquage diélectrique……....***115***
6. ENVIRONNEMENTS CHOISIS POUR LES ESSAIS ELECTRIQUES……**117**
7. DEROULEMENT DES ESSAIS ELECTRIQUES……....**117**
7.1. Tension de contournement……...***118***
7.2. Essais de décharges partielles.……....***118***
7.3. Essais de claquage diélectrique……....***119***
8. RESULTATS EXPERIMENTAUX……**119**
8.1. Tension de contournement...……....***119***
8.1.1. Surfaces planes……..*119*
8.1.1.1. Atmosphère sèche……..*119*
8.1.1.2. Influence du nombre d'essais……..*124*
8.1.1.3. Atmosphère de brouillard humide……..*126*
8.1.1.4. Atmosphère de brouillard salin……..*131*
8.1.2. Surfaces à protrusions (texturées)……..*137*
8.1.3. Performances des polymères……..*146*
8.1.3.1. Surfaces planes……..*146*
8.1.3.2. Surfaces à protrusions……..*151*
8.1.4. Influence de la conductivité sur le gradient de contournement……..*154*
8.2. Essais de décharges partielles……..***160***
8.2.1. Influence du rapport tension/distance de fuite……..*160*
8.2.1.1. Surfaces planes……..*160*
8.2.1.1.1. Atmosphère sèche……..*160*
8.2.1.1.2. Atmosphère de brouillard humide……..*163*
8.2.1.1.3. Atmosphère de brouillard salin……..*163*
8.2.1.2. Surfaces texturées……..*164*
8.2.1.2.1. Atmosphère sèche……..*164*
8.2.1.2.2. Atmosphère de brouillard humide……..*166*
8.2.1.2.3. Atmosphère de brouillard salin……..*167*
8.2.2. Influence de la durée d'application de la tension……..*167*

8.2.2.1. Surfaces planes……167
8.2.2.1.1. Atmosphère sèche……167
8.2.2.1.2. Atmosphère de brouillard humide……171
8.2.2.1.3. Atmosphère de brouillard salin……175
8.2.2.2. Surfaces texturées……176
8.2.2.2.1. Atmosphère sèche……176
8.2.2.2.2. Atmosphère de brouillard humide……179
8.2.2.2.3. Atmosphère de brouillard salin……181
8.2.3. Analyse spectrale des décharges partielles……183
8.3. Discussion et interprétation des résultats……189
8.3.1. Contournement et décharges partielles en atmosphère sèche……189
8.3.2. Contournement et décharges partielles en environnement humide et salin...191
8.4. Essais de claquage diélectrique……...195
8.4.1. Claquage à l'état sec en champ uniforme (électrodes cylindriques)……195
8.4.2. Claquage à l'état sec en champ uniforme (électrodes sphériques)……197
8.4.3. Claquage à l'état sec en champ non-uniforme (électrodes pointe/pointe)….197
8.4.4. Influence de la forme et de la polarité des électrodes……198
8.4.5. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension……202
8.4.6. Effet du vieillissement thermique……203
8.4.7. Effet du vieillissement hygrothermique……204
8.4.8. Discussion et interprétation des résultats……206
9. CONCLUSION……..213

Chapitre III

Etude et caractérisation des décharges glissantes se propageant sous interface solide/air en tension impulsionnelle : influence des polarités positive et négative

1. INTRODUCTION……...……...219
2. TECHNIQUES EXPERIMENTALES……..……..219
3. ETUDE MORPHOLOGIQUE ET OPTIQUE…….....223
3.1. Cas d'un champ électrique normal……...223
3.1.1. Polarité positive……223
3.1.2. Polarité négative……228
3.1.3. Longueur finale des décharges glissantes……232
3.2. Cas d'un champ électrique tangentiel……...236
3.2.1. Polarité positive……236
3.2.2. Polarité négative……240

3.2.3. Longueur finale des décharges glissantes……242
3.3. Influence du champ électrique sur le rapport critique (R_c)……..246
4. DISCUSSION ET INTERPRETATION…….253
5. CONCLUSION……..256

Chapitre IV

Modélisation et calcul du champ électrique sur le connecteur à perforation d'isolant : utilisation d'un logiciel à éléments finis

1. INTRODUCTION……..**261**
2. METHODES DE RESOLUTION NUMERIQUES……**262**
2.1. Méthode intégrale……..***263***
2.2. Méthode différentielle……..***263***
2.3. Méthode des moments……..***264***
2.4. Méthode des différences finies pour l'opérateur de Laplace……..***265***
2.5. Méthode des éléments finis……..***266***
3. SIMULATION DU CHAMP ELECTRIQUE SUR LE CONNECTEUR……..**268**
3.1. Modèles géométriques du connecteur……***269***
3.2. Présentation de l'objet……..……***369***
3.2.1. Répartition du maillage pour le connecteur……..*270*
3.2.2. Géométries avec crochets (vue de face)……*271*
3.2.3. Géométries sans crochets (influence partielle de la vis)……..*274*
3.2.4. Géométries avec vis complète……*276*
3.2.5. Géométrie avec lames entières……..*278*
3.2.6. Discussion des résultats de simulation……*280*
3.3. Calcul du module du champ électrique sur quelques portions du connecteur…***282***
3.3.1. Géométries en présence de crochets (vue de face)……*283*
3.3.2. Géométries sans crochets (interaction vis/lame)……..*284*
3.3.3. Géométries avec vis complète……*285*
3.3.4. Géométries avec lames complètes……*286*
3.3.5. Discussion et interprétation des résultats……*287*
4. PROTOTYPE DE CONNECTEUR…….....289
5. CONCLUSION..……...……...……**290**

CONCLUSION GENERALE……294
Références bibliographiques……..301

Liste des symboles et abréviations

PE	*PolyEthylène.*
PTFE	*PolyTétraFluoroEthylène.*
PP	*PolyPropylène.*
PET	*PolyEthylène Téréphtalate.*
PEN	*PolyEthylène Naphtalate.*
PA	*PolyAmide.*
PC	*PolyCarbonate.*
PS	*PolyStyrène.*
PVC	*PolyChlorure de Vinyle.*
PAI	*PolyAmideImide.*
PSB	*PolyStyrène Butadiène.*
TPE	*ThermoPlastic Elastomer.*
SEBS	*Styrène – Ethylène – Butylène – Styrène.*
$CaCO_3$	*Carbonate de Calcium.*
MoS_2	*Disulfure de Molybdène.*
SiO_2	*Silice.*
PEBD	*PolyEthylène Basse Densité.*
PEHD	*PolyEthylène Haute Densité.*
XLPE – PRC	*Cross Linked PolyEThylene – PolyEthylène Réticulé Chimiquement.*
EPR	*Ethylène Propylène Rubber Copolymer.*
EVA	*Copolymère Ethylène Vinyle Acétate.*
EPDM	*Ethylène – Propylène – Diène – Monomère.*
BT	*Basse Tension.*
HT	*Haute Tension.*
E	*Module du champ électrique (V/m).*
C_v	*Capacité thermique massique.*
ρ	*Masse volumique.*
T	*Température.*
δ	*Conductivité électrique.*
K	*Conductivité thermique.*
t	*Temps (s).*
A.C.	*Source à courant alternatif.*
D.C.	*Source à courant continu.*
PLLA	*Acide Poly – L – Lactic.*
PCL – BS	*PolyCaproLactone – Butylène – Styrène.*
PBS	*PolyButylène Styrène.*
PAB/V	*Poly-hydroxybutyrate/velerate.*
TiO_2	*Dioxyde de Titane.*
$Al_2O_3 – 3H_2O$ *(ATH)*	*Alumine TriHydratée.*

DGEBA	*Diglycidyl – Ether de Bisphenol A.*
PL	*Laminés Phénoliques.*
PBT	*PolyButylène Téréphtalate.*
EP	*Résine Epoxyde.*
CTID	*Indice de cheminement électrique en tension continue.*
NH_4Cl	*Chlorure d'ammonium.*
DP	*Décharges Partielles.*
PDIV	*Tension seuil d'apparition des décharges partielles.*
MTE	*Microscopie à Transmission d'Electrons.*
FID	*Faisceau Ionique Dirigé.*
MEB	*Microscopie Electronique à Balayage.*
x_i	*Nombre de particules.*
$\bar{X}$	*Valeur moyenne des x_i.*
σ	*Déviation standard.*
R_1	*Facteur de dispersion des particules dans une matrice polymère*
W_{1i}	*Distance entre une particule arbitraire et la $i^{ème}$ particule.*
ZnO	*Oxyde de Zinc.*
TES	*TrimEthoxyvinylSilane.*
AEAPS	*AminoEthyle AminoPropyle TrimethoxySilane.*
HMDS	*Hexaméthyl disilazane.*
TGA	*Analyse ThermoGramétrique.*
DSC	*Calorimétrie Différentielle à Balayage.*
L.S.	*Silice en feuillets.*
ρ_m	*Gravité spécifique de la matrice polymère.*
ρ_n	*Gravité spécifique de la nanoparticule.*
d	*Diamètre de la nanoparticule.*
PDMS (Silicone)	*PolyDiméthyle Siloxane.*
$-CH_3$	*Méthyle.*
CH_4	*Méthane.*
CO_2	*Dioxyde de Carbone.*
RTV	*Room Temperature Vulcanized.*
EHT	*Extra Haute Tension.*
CIGRE	*Conseil International des Grands Réseaux Electriques.*
H	*Module de résilience mécanique.*
H_0	*Amplitude maximale de la résilience mécanique.*
ζ_0	*Indice de sensibilité à la température.*
m_1	*Masse du matériau/polymère après vieillissement.*
m_0	*Masse du matériau/polymère avant vieillissement.*
RH	*Humidité Relative.*
SR	*Silicon Rubber.*
Tan(δ)	*Facteur de pertes diélectriques.*
MgO	*Oxyde de Manganèse.*
-CO	*Carbonyle.*
-COO	*Carboxyle.*

H_2O	*Eau (humidité).*
d_e	*Profondeur d'érosion d'un matériau sous l'effet de décharges partielles.*
A	*constante comprise entre 2 et 3.*
D_n	*Diamètre de la nanoparticule.*
N	*constante.*
U.V.	*Rayonnement Ultra-Violet.*
PA6/50	*Polyamide 6 chargé à 50% en poids de fibres de verre.*
PA66/50	*Polyamide 66 chargé à 50% en poids de fibres de verre.*
PPS/65	*PolySulfure de Phénylène chargé à 65% en poids de fibres de verre/minéraux.*
PC/40	*Polycarbonate chargé à 40% en fibres de verre.*
PARA/50	*PolyArylAmide chargé à 50% en fibres de verre.*
CEP	*Résine Epoxyde Cyclo-Aliphatique.*
HCEP	*Résine Epoxyde Cyclo-Aliphatique Hydrophobe.*
ϕ	*Diamètre des électrodes pour les essais de claquage diélectrique.*
EPDM	*Elastomère non-chargé.*
EPDMV0	*Elastomère chargé avec des particules ignifugeantes.*
D_c	*Distance de fuite de l'éprouvette.*
c	*Concentration de la solution saline.*
E_L	*Gradient de contournement (kV/mm).*
U_f	*Tension de contournement (kV).*
σ	*Conductivité volumique.*
f	*Fréquence d'alimentation de la tension.*
t_r	*Temps nécessaire au claquage d'un isolant.*
CCD	*Charged Coupled Device.*
ϕ_1	*Rayon de courbure de l'électrode radiale.*
α_1	*Angle d'inclinaison de l'électrode haute tension tangentielle.*
ϕ_2	*Rayon de courbure de l'électrode tangentielle.*
R	*Résistance non-inductive pour la mesure du courant de décharge glissante.*
ε_r	*Permittivité relative.*
R_c	*Rapport entre la longueur finale des décharges glissantes et la distance de fuite de l'éprouvette en polymère.*

Liste des figures

Figure 1. *Structure d'un polymère à base de monomères –A–.*
Figure 2*. Différentes structures du polyéthylène (PE), (a) structure linéaire et (b) structure ramifiée.*
Figure 3*. Exemple d'une structure amorphe du polypropylène (PP) de type zigzag planaire.*
Figure 4. *Exemple de la structure semi-cristalline du polyéthylène (PE).*
Figure 5. *Formules chimiques de quelques polymères thermoplastiques, (a) Polyamide-imide, (b) Polyéther-imide, (c) Poly (styrène/butadiène), (d) Polychlorure de vinyle, (e) Polyéther-sulfone, (f) Poly (butylène téréphtalate).*
Figure 6*. Formules chimiques de quelques polymères thermodurcissables, (a) mélamine-formol, (b) formo-phénoliques et (c) résines époxydes.*
Figure 7*. Macromolécule thermoplastique élastomère à segments souples et rigides.*
Figure 8*. Principaux groupes pour la constitution du SEBS, (a) éthylène, (b) styrène et (c) butylène.*
Figure 9*. Exemple d'un matériau composite (câble électrique).*
Figure 10*. Structure d'un câble haute tension.*
Figure 11*. Structure physique d'un isolateur composite.*
Figure 12*. Exemple de connecteurs à serrage mécanique, (a) dérivation sur réseau torsadé gainé, (b) dérivation sur réseau torsadé nu, (c) mesure et court-circuit.*
Figure 13*. Tension de claquage de quelques polymères (épaisseur e= 3 mm).*
Figure 14*. Différentes géométries d'électrodes pour les essais de claquage, (a) électrodes à dimensions inégales, (b) électrodes à dimensions égales, (c) électrodes sphériques.*
Figure 15*. Différents types de claquage des isolants solides.*
Figure 16*. Représentation schématique des conditions de stabilité et d'instabilité pour le claquage thermique.*
Figure 17*. Diagramme schématique représentant le système d'acquisition des décharges partielles et celui de l'enregistrement vidéo.*
Figure 18*. Diagramme des différentes opérations effectuées par le logiciel.*
Figure 19*. Différents types d'arborescences et les relevés de décharges partielles correspondants, (a) arborescence buisson, (b) arborescence buisson/branche, (c) arborescence branche.*
Figure 20*. Influence du niveau de tension et de l'âge du matériau sur le temps de claquage, (a) Influence de l'âge de la résine CT 200, (b) influence du niveau de tension appliqué à la résine CT 1200.*
Figure 21*. Influence du niveau de tension appliqué sur la progression radiale des arborescences électriques dans la résine CT 1200.*
Figure 22*. Simulation du comportement des arborescences électriques en présence de différentes barrières, (a) barrière faible, (b) barrière moyenne, (c) barrière forte et (d) barrière conductrice.*
Figure 23*. Illustration de l'effet de la température et de l'épaisseur sur la rigidité diélectrique du polysulfure de phénylène (PPS).*
Figure 24*. Polymères choisis pour l'étude diélectrique, (a) structure chimique des polymères et (b) champ électrique de claquage en tension continue.*
Figure 25*. Rigidité diélectrique de quelques polymères biodégradables, (a) tension impulsionnelle, (b) tension continue.*
Figure 26*. Eprouvette plane avec électrodes à broches coniques, (a) vue de face et (b) vue de haut.*

Figure 27. *Etape de contournement d'une surface polluée au sel de conductivité 710 µS/cm, (a)8 kV, (b)15 kV, (c)20 kV, (d) 25 kV, (c)35 kV, (f) arc de contournement à 40 kV.*
Figure 28. *Dispositif spécifique pour mesurer la tension de contournement des surfaces isolantes sous pression dans l'huile, (a) système d'électrodes et (b) diagramme schématique de la chambre à huile.*
Figure 29. *Influence de différents paramètres sur la tension de contournement de composites époxydes, (a) concentration des microparticules TiO_2, (b) nombre de contournement effectués à la suite et (c) augmentation de la pression du fluide.*
Figure 30. *Effet de l'incorporation simultanée de l'oxyde de titane (TiO_2) et de l'alumine trihydratée (Al_2O_3-$3H_20$) à la résine époxyde, (a) tension de contournement impulsionnelle à vide, (b) conductivité électrique.*
Figure 31. *Dispositif global d'essai selon la norme CEI 60112.*
Figure 32. *Analyse de l'énergie des décharges électriques en tension continue sur plusieurs polymères (a) à l'aide du courant de fuite et (b) à travers la transformée en ondelettes.*
Figure 33. *Technique d'analyse temps fréquence durant l'érosion d'une éprouvette en PVC (a) par la transformée de Fourrier modifié et (a) les signaux du courant (en vert) et de la tension (en bleu).*
Figure 34. *Essai d'évaluation de la résistance au cheminement des matériaux isolants solides à usage extérieur.*
Figure 35. *Résistance au cheminement électrique de quelques matériaux.*
Figure 36. *Tension d'apparition des décharges partielles en fonction du degré de pollution saline.*
Figure 37. *Bulle sphérique utilisée pour l'observation des décharges électriques.*
Figure 38. *Paramètres physiques influençant la propagation des décharges électriques, (a) effet d'augmentation de la température, (b) effet d'augmentation de la tension.*
Figure 39. *(a) Image MTE et (b) image FID/MEB d'un polyamideimide/silice à 5% en poids (échelle 200 nm).*
Figure 40. *Image MEB d'un nanocomposite XLPE/silice à 5% en poids, (a) avec pré-mélange à la centrifugeuse, (b) sans pré-mélange.*
Figure 41. *Images MEB d'un nanocomposite d'alumine à 5% en poids, (a) mélange réalisé sans billes d'alumine et (b) avec billes d'alumine.*
Figure 42. *Comparaison d'un nanocomposite d'alumine à (a) 5% en poids et (b) un nanocomposite d'alumine à 10% en poids obtenue après ajout de billes d'alumine.*
Figure 43. *Corrélation entre la rigidité diélectrique et la distribution des nanoparticules pour le PAI/alumine et le XLPE/silice.*
Figure 44. *Corrélation entre l'indice de voisinage (dispersion) et la rigidité diélectrique des nanocomposites PAI/alumine et XLPE/silice.*
Figure 45. *Tracé de Weibull pour la rigidité diélectrique (AC) d'un nanocomposite PAI/alumine (mélange réalisé à l'aide des billes d'alumine) à 300°C.*
Figure 46. *Endurance électrique en AC d'un PAI non-chargé et de ses nanocomposites en alumine.*
Figure 47. *Caractéristique d'endurance diélectrique pour des composites époxyde/TiO_2.*
Figure 48. *Formule chimique des agents de couplage, (a) AEAPS, (b) HMDS, (c) TES.*
Figure 49. *Caractéristiques d'endurance diélectrique d'un nanocomposite XLPE/silice.*
Permittivité réelle d'un nanocomposite PAI/alumine séché à 30°C et mélangé avec des billes d'alumine.

***Figure 50**. Permittivité réelle d'un nanocomposite PAI/alumine séché à 30°C et mélangé avec des billes d'alumine.*
***Figure 51**. Variation de la cristallinité d'un nanocomposite PE/silice traité au vinylsilane.*
***Figure 52**. Diagramme schématique illustrant l'attraction des molécules d'eau par la formation de bonds entre l'hydrogène et l'oxygène, (a) microparticule, (b) nanoparticule.*
***Figure 53**. Rigidité diélectrique des nanocomposites époxydes pour une épaisseur de 0,5 mm, (a) nanoparticules d'alumine, (b) nanoparticules de silice.*
***Figure 54**. (a) Rigidité diélectrique des nanocomposites époxyde/alumine pour différentes épaisseurs et différentes concentration d'alumine, (b) dispositif expérimental.*
***Figure 55**. Représentation de Weibull pour la rigidité diélectrique d'une résine époxyde et pour une concentration de 2.8% de TiO_2 (T= 77 K).*
***Figure 56**. Variation de la rigidité diélectrique de probabilité 1% pour la résine époxyde en fonction de la concentration en poids de TiO_2.*
***Figure 57**. Influence de l'addition de nanoparticules dans des microcomposites époxydes sur le temps de claquage.*
***Figure 58**. Profondeur d'érosion après occurrence des décharges électriques des microcomposites époxydes après ajout de nanoparticules.*
***Figure 59**. Processus de claquage dans le cas d'un microcomposite et d'un nano-microcomposite.*
***Figure 60**. Comportement des nanocomposites et des microcomposites face aux décharges partielles.*
***Figure 61**. Préparation des composites à base de résine époxyde.*
***Figure 62**. Rigidité diélectrique des composites époxydes pour une configuration pointe – plan.*
***Figure 63**. Modèle de disjoncteur moulé, (a) conducteur de connexion avec NMMC-20-LS et (b) interrupteur sous vide avec NMMC-10-TiO_2.*
***Figure 64**. Dispositif expérimental adopté pour l'essai de résistance aux DP.*
***Figure 65**. Images MEB des résines époxydes, (a) résine non exposée aux DP, (b) résine exposée aux DP, (c) résine époxyde nanocomposite (0.1%) exposée aux DP.*
***Figure 66**. Modèle physique pour expliquer le mécanisme de dégradation sous en présence de décharges partielles.*
***Figure 67**. Profondeur d'érosion de polyamides nanocomposites.*
***Figure 68**. Variations temporelles du courant de décharges pour une tension de 6 kV, (a) du polyamide brute et (b) son nanocomposite à 4% en poids.*
***Figure 69**. Dispositif d'essai pour l'évaluation du cheminement électrique.*
***Figure 70**. Profondeur d'érosion des composites silicones sous tension continue avec ses deux polarités.*
***Figure 71**. Quantité de matière érodée pour les microcomposites (a) silicones et (b) EPDM.*
***Figure 72**. Température de la surface isolante mesurée avec une caméra infrarouge durant l'essai du plan incliné, (a) 479 K et (b) 985 K.*
***Figure 73**. Essais électriques appliqués au XLPE et ses nanocomposites, (a) représentation de Weibull du claquage diélectrique et (b) profondeur d'érosion sous l'effet des décharges partielles.*
***Figure 74**. Evolution de la vitesse d'usure de quelques polymères en fonction de la température du milieu.*
***Figure 75**. Evolution de la dureté mécanique en fonction de la température sous une charge de 50 N pendant 3s.*

Figure 76. *Perte de masse d'un composite polyimide en fonction de la durée de vieillissement et de la température.*
Figure 77. *Coefficients de claquage de Weibull avec une probabilité de 63,5%.*
Figure 78. *Principales fonctions hydrolysables, (a) fonction ester, (b) fonction amide.*
Figure 79. *Phénomène d'osmose dans un composite polyester insaturé.*
Figure 80. *Rigidité diélectrique des nanocomposites XLPE/silice avant et après vieillissement d'une année.*
Figure 81. *Courbes d'absorption d'eau du nanocomposite XLPE/silice durant le vieillissement hygro-thermique d'une année.*
Figure 82. *Tracé de Weibull de la rigidité diélectrique du nanocomposite XLPE/silice après 2 semaines de vieillissement hygrothermique (RH=100% et T= 50°C).*
Figure 83. *Absorption d'humidité du polyéthylène réticulé chimiquement (XLPE) et de ses nanocomposites pour deux environnements humides.*
Figure 84. *Photographie de l'échantillon époxyde avec des électrodes moulées.*
Figure 85. *Evolution des paramètres électriques en fonction de la durée de vieillissement hygro-thermique (a) tension de claquage, (b) tensions d'apparition des décharges partielles.*
Figure 86. *Evolution de la contrainte à la rupture du PET chargé à 30% en fibres de verre en fonction du temps de vieillissement.*
Figure 87. *Image MEB d'une section du composite PET (a) avant vieillissement et (b) après 54h d'exposition à l'humidité.*
Figure 88. *Courbes d'absorption d'humidité du composite époxyde pour plusieurs épaisseurs immergées à 60°C.*
Figure 89. *Modèle de diffusion simulé à 60°C et 100% d'humidité.*
Figure 90. *Processus physico-chimiques de l'érosion des polymères sous l'effet des décharges partielles.*
Figure 91. *Dégradation du polymère après érosion sous l'effet des décharges partielles.*
Figure 92. *Profondeur d'érosion pour une résine brute et quelques nanocomposites époxydes.*
Figure 93. *Evaluation de la résistance mécanique à long terme.*
Figure 94. *Rupture des liaisons chimiques sous l'effet de la photo-dégradation pour les (a) polymères aromatiques et (b) les phénols.*
Figure 95. *Spectre d'absorption des rayons ultra-violets d'une structure aromatique avant et après oxydation.*
Figure 96. *Dégradations surfaciques de la résine EBA après exposition aux UV (30 mW/cm^2) (a) avant vieillissement et (b) après 200H d'exposition.*
Figure 97. *Analyse spectrale d'absorption des UV avant et après exposition de la résine époxyde EBA aux irradiations.*
Figure 98. *Dispositif expérimental pour le vieillissement électrique.*
Figure 99. *Spectre d'absorption des UV pour les résines époxydes.*
Figure 100. *Structures chimiques des polymères étudiés, (a) PA6/50, (b) PA66/50, (c) PPS/65, (d) PC/40, (c) PARA/50, (f) PEHD, (g) résine poxyde cyclo-aliphatique et (h) EPDM.*
Figure 101. *Connecteur électrique à perforation d'isolant TTDC 45501 FA, (a) modèle intact et (b) modèle ayant subi une érosion en surface à 11kV après exposition au brouillard salin à 0,5%.*
Figure 102. *Configuration de l'éprouvette et des électrodes pour les essais électriques.*
Figure 103. *Forme géométrique des électrodes.*

***Figure 104**. Exemple d'un profil à protrusions réalisé sur du polycarbonate (PC/40) chargé à 40% en poids de fibres de verre.*

***Figure 105**. Formes géométriques des électrodes utilisées pour les essais de claquage, (a) électrodes cylindriques, (b) électrodes sphériques et (c) électrodes pointe-pointe.*

***Figure 106**. Dispositif expérimental pour les essais de claquage diélectrique équipé d'électrodes sphériques selon la norme CEI 60243-1.*

***Figure 107**. Dispositif expérimental pour la mesure des décharges partielles en surface des matériaux polymères par temps sec.*

***Figure 108**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension et de la distance de fuite sur la tension de contournement (à gauche) et du gradient de contournement (à droite) de polymères par temps sec, (a) PA6/50, (b) PARA-50, (c) PEHD, (d) PA66/50, ©EPDM, (f) CEP CY184 (EP1), (g) HCEP CY5622 (EP2), (h) PPS/65 et (i) CEP XB5918 (EP3).*

***Figure 109**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension, du type de matériau et de la distance de fuite sur la déviation standard de la tension de contournement par temps sec, (a) PA6/50, (b) PARA-50, (c) PEHD, (d) PA66/50, EPDM, (f) CEP CY184(EP1), (g) HCEP CY5622(EP2), (h) PPS/65 et (i) CEP XB5918(EP3).*

***Figure 110**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension et de la distance de fuite sur la tension de contournement des polymères en présence de brouillard humide (σ = 0,06 mS/cm), (a) PA6/50, (b) PARA-50, (c) PEHD, (d) PA66/50, (e) EPDM, (f) CEP CY184(EP1), (g) HCEP CY5622 (EP2) et (h) PPS/65.*

***Figure 111**. Illustration des dégradations occasionnées sur les matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence du brouillard humide (σ = 0,06 mS/cm) avec une vitesse de 1 kV/s, (a) CEP CY184, (b) HCEP CY5622, (c) EPDM, (d) EPDM Santoprène V0, (e) PARA-50, (f) PA6/50, (g) PPS/65, (h) PC/40, (i) PEHD.*

***Figure 112**. Illustration des dégradations occasionnées sur les matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence du brouillard humide (σ = 0,06 mS/cm) avec une vitesse de 1 kV/s, (a) CEP CY184, (b) HCEP CY5622, (c) EPDM Santoprène 101-64, (d) PARA -50, (e) PA6/50, (f) PC/40.*

***Figure 113**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension et de la distance de fuite sur la tension de contournement des polymères en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm), (a) PA6/50, (b) PARA-50, (c) PEHD, (d) EPDM, (e) PPS/65, (f) CEP CY184 (EP1) et (g) HCEP CY5622 (EP2).*

***Figure 114**. Illustration des dégradations occasionnées sur les matériaux polymères après 10 essais de contournement en présence du brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) (vitesse 1 kV/s), (a) CEP CY184, (b) HCEP CY5622, (c) EPDM, (d) PARA-50, (e) PA66/50, (f) PA6/50, (g) PPS/65, (h) PC/40 et (i) PEHD.*

***Figure 115**. Illustration des dégradations occasionnées sur les matériaux polymères après 10 essais de contournement en présence du brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) (vitesse 1,5 kV/s), (a) CEP CY184, (b) HCEP CY5622, (c) EPDM, (d) PA6/50, (e) PA66/50, (f) PPS/65.*

***Figure 116**. Tension (à gauche) et gradient (à droite) de contournement en fonction de la distance de fuite et de la vitesse d'augmentation de la tension en atmosphère sèche, (a) PA6/50, (b) PPS/65 et (c) PEHD.*

***Figure 117**. Tension (à gauche) et gradient (à droite) de contournement en fonction de la distance de fuite et de la vitesse d'augmentation de la tension sous brouillard humide (σ = 0,06 mS/cm), (a) PA6/50, (b) PPS/65 et (c) PEHD.*

***Figure 118**. Tension (à gauche) et gradient (à droite de contournement en fonction de la distance de fuite et de la vitesse d'augmentation de la tension en atmosphère saline (σ = (16 ± 2) mS/cm), (a) PA6/50, (b) PPS/65 et (c) PEHD.*

***Figure 119**. Illustration des dégradations occasionnées sur des surfaces texturées de matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) et une vitesse de 1 kV/s (distance de fuite 41 mm), (a) EPDM, (b)EPDM V0, (c) PARA-50, (d) PA 6/50, (e) PA 66/50, (f) PC/40, (g) PEHD et (h) PPS/65.*

***Figure 120**. Illustration des dégradations occasionnées sur des surfaces texturées de matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) et une vitesse de 1 kV/s (distance de fuite 123 mm), (a) EPDM, (b)EPDM V0, (c) PARA-50, (d) PA 6/50, (e) PA 66/50, (f) PC/40, (g) PEHD et (h) PPS/65.*

***Figure 121**. Illustration des dégradations occasionnées sur des surfaces texturées de matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) et une vitesse de 1 kV/s (distance de fuite 41 mm), (a) EPDM, (b)EPDM V0, (c) PARA-50, (d) PA 6/50,(e) PA 66/50, (f) PC/40, (g) PEHD et (h) PPS/65.*

***Figure 122**. Illustration des dégradations occasionnées sur des surfaces texturées de matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) et une vitesse de 1 kV/s (distance de fuite 123 mm), (a) EPDM, (b) EPDM V0, (c) PARA-50, (d) PA 6/50, (e) PA 66/50, (f) PC/40, (g) PEHD et (h) PPS/65.*

***Figure 123**.Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif d'augmentation ou de diminution de la tension de contournement à sec par rapport au polyamide 6/50 pour différents polymères, (a) 0.5 kV/s, (b) 1 kV/s, (c) 2kV/s et (d) 5kV/s.*

***Figure 124**. Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif d'augmentation ou de diminution de la tension de contournement, en présence de brouillard humide (σ=0,06 mS/cm), par rapport au polyamide 6/50 pour différents polymères, (a) 0.5 kV/s, (b) 1 kV/s, (c) 1.5 kV/s et (d) 2 kV/s.*

***Figure 125**. Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif d'augmentation ou de diminution de la tension de contournement, en présence de brouillard humide (σ= (16 ±2) mS/cm), par rapport au polyamide 6/50 pour différents polymères, (a) 0.5 kV/s, (b) 1 kV/s et (c) 1.5 kV/s.*

***Figure 126**. Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif de contournement des surfaces texturées par rapport aux surfaces planes de plusieurs polymères en présence de brouillard humide σ= 0.06 mS/cm, (a) 0.5 kV/s, (b) 1kV/s et (c) 1.5 kV/s.*

***Figure 127**. Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif de contournement des surfaces texturées par rapport aux surfaces planes en présence de brouillard salin σ= (16 ± 2) mS/cm, (a) 0.5 kV/s, (b) 1kV/s et (c) 1.5 kV/s.*

***Figure 128.** Influence de la conductivité volumique du brouillard sur le gradient de contournement de plusieurs polymères à surface plane et texturée en fonction de la distance de fuite et de la vitesse d'augmentation de la tension, (a) PA6-50, (b)PA66-50, (c) PC-40, (d) PPS-65, (e) PARA-50, (f) PEHD, (g) EPDM, (h) EPDMV0,(i) comparaison entre CEP CY184 (EP1) et HCEP CY5622 (EP2) et (j) comparaison entre CEP XB5918 (EP3) et HCEP XB5958 (EP4).*

Figure 129. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 41 mm).*
Figure 130. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 82 mm).*
Figure 131. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 123 mm).*
Figure 132. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères en présence de brouillard humide (σ=0.06 mS/cm) en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 123 mm).*
Figure 133. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 123 mm).*
Figure 134. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 41 mm).*
Figure 135. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 123 mm).*
Figure 136. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 164 mm).*
Figure 137. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface de polymères texturés en présence de brouillard humide (σ=0.06 mS/cm) en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 123 mm).*
Figure 138. *Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés en présence de brouillard humide (σ = (16 ± 2) mS/cm) en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 123 mm).*
Figure 139. *Influence de la durée d'exposition des polymères aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.488 kV/mm (U = 20kV et Dc = 41 mm).*
Figure 140. *Influence de la durée d'exposition des polymères aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.427 kV/mm (U = 35kV et Dc = 82 mm).*
Figure 141. *Influence de la durée d'exposition des polymères aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.406 kV/mm (U = 50kV et Dc = 123 mm).*
Figure 142. *Evolution temporelle de l'amplitude maximale des décharges partielles en surface de polymères par temps sec pour un gradient égal à 0.305 kV/mm (U=25kV et D_c= 82mm).*
Figure 143. *Dispositif expérimental pour la mesure de l'amplitude des décharges partielles en surface des matériaux polymères dans l'enceinte de brouillard salin.*
Figure 144. *Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface plane aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ= 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.122 kV/mm (U = 5 kV et Dc = 41 mm).*
Figure 145. *Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface plane aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ= 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.134 kV/mm (U = 5.5 kV et Dc = 41 mm).*
Figure 146. *Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface plane aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ= 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.134 kV/mm (U = 11 kV et Dc = 82 mm).*

***Figure 147**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface plane aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ= 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.122 kV/mm (U = 15 kV et Dc = 123 mm).*

***Figure 148**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface planes aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ= (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.061 kV/mm (U = 2.5 kV et Dc = 41 mm).*

***Figure 149**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface planes aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ= (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.061 kV/mm (U = 7.5 kV et Dc = 123 mm).*

***Figure 150**. Influence de la durée d'exposition de polymères texturés aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.488 kV/mm (U = 20 kV et Dc = 41 mm).*

***Figure 151**. Influence de la durée d'exposition de polymères texturés aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.408 kV/mm (U = 50 kV et Dc = 123 mm).*

***Figure 152**. Influence de la durée d'exposition de polymères texturés aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.396 kV/mm (U = 65 kV et Dc = 164 mm).*

***Figure 153**. Evolution temporelle de l'amplitude maximale des décharges partielles de polymères pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.325 kV/mm (U= 40kV et D_c= 123mm) par temps sec (Comparaison entre les résines époxydes et les thermoplastiques texturés).*

***Figure 154**. Evolution temporelle de l'amplitude maximale des décharges partielles de polymères pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.305 kV/mm (U= 50kV et D_c= 164mm) par temps sec (Comparaison entre les résines époxydes et les thermoplastiques texturés).*

***Figure 155**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.123 kV/mm (U = 5 kV et Dc = 41 mm).*

***Figure 156**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.134 kV/mm (U = 5.5 kV et Dc = 41 mm).*

***Figure 157**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.122 kV/mm (U =15 kV et Dc = 123 mm).*

***Figure 158**. Influence de la durée d'exposition des polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.049 kV/mm (U =2 kV et Dc = 41 mm).*

***Figure 159**. Influence de la durée d'exposition de matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.061 kV/mm (U =2.5 kV et Dc = 41 mm).*

***Figure 160**. Influence de la durée d'exposition de matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.061 kV/mm (U =7.5 kV et Dc = 123 mm).*

***Figure 161.** Tension de claquage moyenne (vitesse 0.5kV/s) dans l'huile de plusieurs polymères (épaisseur 3mm) en utilisant des électrodes cylindriques (CEI60243-1, Φ=25mm) pour (a) des thermoplastiques et des caoutchoucs EPDM et (b) des résines époxydes.*

***Figure 162**. Tension de claquage moyenne (vitesse 0.5kV/s) dans l'huile de plusieurs polymères (épaisseur 3mm) en utilisant des électrodes sphériques (CEI60243-1, Φ=20mm) de plusieurs thermoplastiques.*
***Figure 163**. Tension de claquage moyenne (vitesse 0.5kV/s) dans l'huile de plusieurs polymères (épaisseur 3mm) en utilisant des électrodes pointes (champ non-uniforme).*
***Figure 164.** Déviation standard pour plusieurs polymères et différentes configurations d'électrodes.*
***Figure 165.** Caractéristiques de claquage de plusieurs polymères en utilisant un système d'électrodes sphérique (Φ=20mm) – cylindrique (Φ=25mm) (0.5kV/s), (a) tension de claquage, (b) déviation standard.*
***Figure 166.** Caractéristiques de claquage de plusieurs polymères en utilisant un système d'électrodes sphérique (20mm) – cylindrique (60mm) (vitesse 0.5kV/s), (a) tension de claquage, (b) déviation standard.*
***Figure 167.** Caractéristiques de claquage de plusieurs polymères en utilisant un système d'électrodes cylindrique (60mm) – pointe (vitesse 0.5kV/s), (a) tension de claquage, (b) déviation standard.*
***Figure 168**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension sur la tension de claquage dans l'huile de plusieurs polymères (épaisseur 3mm) selon la norme CEI 60243-1 en utilisant une paire d'électrodes cylindriques (Φ=25mm), (a) thermoplastiques et (b) caoutchoucs EPDM et PPS/65.*
***Figure 169**. Tension de claquage moyenne dans l'huile de plusieurs polymères (thermoplastiques et EPDM de 3mm d'épaisseur) selon la norme CEI 60243-1 (électrodes cylindriques Φ=25mm) après un vieillissement thermique à 100°C (1000H), 130°C (740H) et 150°C (840H).*
***Figure 170**. Tension de claquage moyenne dans l'huile de plusieurs polymères selon la norme CEI 60243-1 (électrodes cylindriques Φ=25mm) après exposition au brouillard salin (168H, T=35.5°C, c=5% et RH = 100%) selon la norme NF EN 50483-6.*
***Figure 171**. Dispositif expérimental global utilisé pour la génération et l'observation des décharges glissantes en champ électrique normal en surface des matériaux polymères.*
***Figure 172**. Schéma détaillé de la cellule d'essai pour la génération de décharges glissantes radiales (champ électrique normal) en surface d'échantillons polymères.*
***Figure 173.** Schéma détaillé de la cellule d'essai pour la génération de décharges glissantes tangentielles à la surface des échantillons polymères avec un angle d'inclinaison de la pointe (α = 5,26°).*
***Figure 174.1.** Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PA6-50/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*
***Figure 174.2.** Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PC-40/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*
***Figure 174.3.** Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PARA-50/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*
***Figure 174.4.** Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PEHD/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*
***Figure 174.5.** Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface EPDMV0/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*

Figure 174.6. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée en silice CY184/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*
Figure 174.7. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée XB5957/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*
Figure 175.1. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PA6-50/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*
Figure 175.2. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PC-40/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*
Figure 175.3. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PARA-50/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*
Figure 175.4. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PEHD/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*
Figure 175.5. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface EPDMV0/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*
Figure 175.6. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée en silice CY184/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*
Figure 175.7. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée XB5957/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*
Figure 176.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge glissante dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (PA6/50, PA66/50, CEP CY184 et CEP XB5918) pour un champ électrique normal.*
Figure 176.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge glissante dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (PA6/50, PA66/50, CEP CY184 et CEP XB5918) pour un champ électrique normal.*
Figure 177.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (EPDM, EPDMV0, CY5622 et PPS/65) pour un champ électrique normal.*
Figure 177.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (EPDM, EPDMV0, CY5622 et PPS/65) pour un champ électrique normal.*
Figure 178.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (HCEP XB5957, PARA/50, PEHD et PC/40) pour un champ électrique normal.*
Figure 178.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (HCEP XB5957, PARA/50, PEHD et PC/40) pour un champ électrique normal.*
Figure 179.1. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PA6-50/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 179.2. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PC-40/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*

Figure 179.3. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PARA-50/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 179.4. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PEHD/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 179.5. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface EPDMV0/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 179.6. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée en silice CY184/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 179.7. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée XB5957/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 180.1. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PA6-50/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 180.2. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PC-40/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 180.3. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PEHD/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 180.4. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface EPDMV0/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 180.5. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée en silice CEP CY184/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 180.6. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée HCEP XB5957/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 181.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (PA6/50, PA66/50, CEP CY184 et CEP XB5918) pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 181.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (PA6/50, PA66/50, CEP CY184 et CEP XB5918) pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 182.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (EPDM, EPDMV0, PC/40 et PARA/50) pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 182.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (EPDM, EPDMV0, PC/40 et PARA/50) pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 183.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (CY5622, PEHD, PPS/65 et XB5957) pour un champ électrique tangentiel.*
Figure 183.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (CY5622, PEHD, PPS/65 et XB5957) pour un champ électrique tangentiel.*

Figure 184.1. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PA6-50/air.*

Figure 184.2. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PA66-50/air.*

Figure 184.3. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PC-40/air.*

Figure 184.4. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PARA-50/air.*

Figure 184.5. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PEHD/air.*

Figure 184.6. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PPS-65/air.*

Figure 184.7. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface EPDM/air.*

Figure 184.8. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface EPDMV0/air.*

Figure 184.9. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée CY184/air.*

Figure 184.10. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface époxyde cyclo-aliphatique non-chargée XB5918/air.*

Figure 184.11. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe chargée CY5622/air.*

Figure 184.12. *Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée XB5957/air.*

Figure 185. *Maillage de l'espace de calcul pour la méthode des différences finies pour la résolution du problème de Laplace en bidimensionnel.*

Figure 186. *Illustration du découpage en éléments finis bidimensionnels (triangles) d'un matériau hétérogène.*

Figure 187. *Caractéristiques physiques des différents matériaux qui composent le connecteur électrique à perforation d'isolant.*

Figure 188. *Exemple d'une répartition de maillage du connecteur par les éléments finis, (a) maillage global de l'accessoire et (b) agrandissement du maillage de la zone dents/EPDM/câble.*

Figure 189.1. *Coupe du connecteur avec des crochets et des dents partielles, (a) face considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*
Figure 189.2. *Coupe du connecteur avec des crochets et des dents en pointe, (a) face considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*
Figure 190.1. *Coupe sans crochets et avec des dents partielles, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*
Figure 190.2. *Coupe sans crochets et avec des dents en pointe, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*
Figure 191.1. *Section avec la vis complète en dents partielles, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*
Figure 191.2. *Section avec la vis complète et des dents en forme de pointe, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*
Figure 192. *Section avec des lames perforantes entières en forme de pointe, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*
Figure 193. *Représentation des portions de connecteur pour le calcul du module du champ électrique, (a) contour en EPDM du câble principal, (b) contour en EPDM du câble dérivé et (c) chemin interfacial parcourant la rondelle métallique.*
Figure 194. *Module du champ électrique sur le contour en EPDM du câble principal, (a) lame en forme de pointe, (b) lame tranchante et (c) lame courbée.*
Figure 195. *Module du champ électrique sur le contour en EPDM du câble secondaire, (a) lame en forme de pointe, (b) lame tranchante et (c) lame courbée.*
Figure 196. *Module du champ électrique sur l'interface haute du connecteur qui passe par la rondelle métallique, (a) lame en forme de pointe, (b) lame tranchante et (c) lame courbée.*
Figure 197. *Module du champ électrique sur le contour en EPDM du câble principal, (a) lame en forme de pointe, (b) lame tranchante et (c) lame courbée.*

Liste des tableaux

Tableau 1. *Exemples de structures chimiques de polymères courants.*

Tableau 2. *TPE composés d'une alternance de segments souples et rigides.*

Tableau 3. *Différentes familles de fibres de renforcement.*

Tableau 4. *Propriétés mécaniques en traction de quelques fibres de carbone.*

Tableau 5. *Utilisations et propriétés principales des charges dans les plastiques.*

Tableau 6. *Indice de résistance au cheminement de quelques isolants solides.*

Tableau 7. *Matériaux utilisés pour la préparation des composites.*

Tableau 8. *Quantités et abréviations des composites époxydes élaborés.*

Tableau 9. *Classification des processus de vieillissement selon les facteurs extérieurs.*

Tableau 10. *Températures de dégradation déterminées par thermogravimétrie.*

Tableau 11. *Liste des matériaux pour les essais de résistance aux décharges partielles.*

Tableau 12. *Distances de fuite choisies pour la mesure de la tension de contournement et de l'activité des décharges partielles.*

Tableau 13. *Valeurs des coefficients B et b de la modélisation (tension de contournement moyenne – conductivité volumique) pour tous les matériaux (surface plane et texturée) et pour une distance de fuite égale à 41mm (vitesse 1 kV/s).*

Tableau 14. *Valeurs des coefficients B et b de la modélisation (tension de contournement moyenne – conductivité volumique) pour tous les matériaux (surface plane et texturée) et pour une distance de fuite égale à 123mm (vitesse 1 kV/s).*

Tableau 15. *Forme du spectre de décharges partielles à 20 kV pour différents matériaux polymères (D_c= 41 mm) dans une atmosphère sèche (rapport tension/distance de fuite égal à 0.488 kV/mm).*

Tableau 16. *Forme du spectre de décharges partielles à 35 kV pour différents matériaux polymères (D_c= 82 mm) dans une atmosphère sèche (rapport tension/distance de fuite égal à 0.427 kV/mm).*

Tableau 17. *Forme du spectre de décharges partielles à 50 kV pour différents matériaux polymères* (D_c = 123 mm) *dans une atmosphère sèche (rapport tension/distance de fuite égal à 0.406 kV/mm).*

Tableau 18. *Forme du spectre de décharges partielles à 65 kV pour différents matériaux polymères (D_c =164 mm) dans une atmosphère sèche (rapport tension/distance de fuite égal à 0.396 kV/mm).*

Tableau 19. *Propriétés diélectriques des matériaux polymères utilisés pour les essais de décharges glissantes (données fournisseurs).*

Introduction Générale

De nos jours, les polymères sont bien connus pour être de bons isolants électriques et l'importante considération dont ils jouissent auprès des industriels et de la communauté scientifique en est la preuve. En effet, les transformations chimiques que ces matériaux peuvent subir au cours de leur exploitation dans le domaine de la haute tension et sous l'effet de diverses contraintes climatiques ou électriques sont des évènements scientifiques et techniques particulièrement pertinents [1,2]. Par exemple, l'activité de décharges électriques en surface ou au sein d'un matériau contenant des atomes de carbone induit un changement de la structure chimique du polymère puisqu'il passe de l'état d'isolant à celui de conducteur à cause des dégradations occasionnées par les décharges partielles qui génèrent plusieurs réactions chimiques.

Les polymères qui sont les plus concernés par ce problème sont ceux utilisés en extérieur à cause de la formation de couches humides, polluées et conductrices. Cette accumulation participe à la constitution d'une solution électrolytique qui s'établit en surface des polymères sous forme de films fins. L'évaporation de cette solution électrolytique lors du passage d'un courant de fuite circulant en surface des polymères engendre de petites régions sèches. Ces zones sont, la plupart du temps, le siège de décharges partielles qui apparaissent sous l'effet de gradients de champs électriques intenses. Ces décharges électriques génèrent de forts chocs thermiques et un intense bombardement en électrons qui participent à la destruction des liaisons chimiques du polymère et, dans certains cas, à la constitution de chemins carbonisés et électriquement conducteurs. Ce phénomène est plus connu sous le nom de *cheminement électrique* (ou Electrical Tracking en Anglais). Il réduit considérablement la rigidité diélectrique superficielle et accroît significativement l'amplitude du champ électrique dans les zones où il a lieu. Les décharges qui apparaissent à nouveau allongent d'avantage la longueur de ces chemins et réduisent la superficie de la surface isolante. Par conséquent, la tension de service va, par la suite, produire des ponts conducteurs (chemins carbonisés) sur la superficie isolante restante entre le câble et la terre ce qui a pour effet de produire un contournement ou un claquage diélectrique.

Les centres de recherche publics et privés avaient commencé à s'intéresser au cheminement électrique sur les polymères dès son apparition, un peu avant la deuxième guerre mondiale, à cause des développements technologiques en rapport avec ces matériaux dans le domaine de l'isolation électrique. Un peu plus tard, des scientifiques comme Billings et al et Parr et al ont pu établir les différents liens entre les propriétés chimiques et les aspects électriques de plusieurs polymères non-chargés [3,4]. Depuis, le phénomène de cheminement électrique a été soigneusement étudié : en effet, de nombreux chercheurs se sont massivement intéressés au comportement des décharges électriques et aux interactions multiples entre la structure moléculaire et la résistance au

cheminement de quelques matériaux bien spécifiques [5-9]. De plus, des formulations de polymères à très haute résistance au cheminement ont été largement développées pour promouvoir leur utilisation dans les appareillages et les structures à haute tension utilisés en extérieur [10,11]. Au cours des vingt dernières années, les isolants organiques (polymères) ont, de plus en plus, commencé à occuper une place privilégiée sur le marché contrairement aux matériaux en verre ou en céramique.

Les polymères ont deux rôles principaux dans le domaine de l'isolation électrique : l'augmentation de la distance de fuite des isolateurs de lignes électriques et la protection du cœur des accessoires électriques qui est en fibres de verre renforcées. Leurs nombreux avantages tels que la légèreté, la facilité de manipulation, les bonnes performances par temps pollué, la résistance aux actes de vandalisme et les coûts réduits en font des matériaux de choix pour l'industrie électrique. Toutefois, les industriels ont mis quelques dizaines d'années pour reconnaître les qualités/atouts des polymères et les accepter comme principaux substituants à la porcelaine, à la céramique ou au verre.

Aujourd'hui, la grande concurrence qui motive/stimule les ingénieurs, les chercheurs et les scientifiques à travers le monde permet de développer de nouveaux matériaux dits « composites » qui donnent de nouvelles pistes pour leur utilisation. La plupart de ces tentatives de développement se concentrent principalement autour de l'élaboration de critères pour le design (CAO) et de la sélection de matériaux performants. Les concepteurs préfèrent davantage combiner ces deux techniques qui permettent d'aboutir à un produit final pouvant résister à des conditions de fonctionnement sévères avec une certaine sûreté de fonctionnement.

Les propriétés requises pour les matériaux en céramiques utilisés dans les accessoires pour la haute tension ont été spécifiées dans la norme CEI 60672 [12]. Pour les matériaux organiques, la considération est totalement différente puisqu'il n'existe aucune norme adéquate malgré une longue expérience. Les divers fabricants et formulateurs ont utilisé leurs propres critères de sélection pour le choix des meilleurs matériaux comme cela a été explicité par Kobayashi et al [13]. Les besoins des clients ont également participé à la mise au point de spécifications concernant les propriétés des matériaux qui sont validés par les divers fournisseurs de polymères. Cela a, dans certaines situations, engendré quelques complications puisque les fabricants et les utilisateurs peuvent avoir des opinions divergentes sur les définitions de diverses propriétés de matériaux et leurs limites. Pour cela, un groupe de travail appartenant à la CIGRE a été spécialement constitué (W.G. D1.14 – Material properties for non-ceramic outdoor insulation) et s'est concentré sur la définition de paramètres physiques essentiels à l'utilisation de matériaux polymères pour l'isolation en milieu

extérieur et à la vérification de l'applicabilité et de la disponibilité de méthodes d'essai et d'évaluation. Ainsi, douze propriétés ont été identifiées par le groupe de travail dont huit ont déjà été normalisées avec un minimum d'exigences [14]. Depuis 2004, le WG D1.14 a, dans la continuité, concentré ses efforts sur le développement de nouvelles méthodes d'essais et sur la mise au point d'un nombre d'exigences minimum en rapport avec les propriétés des matériaux. Nous pouvons citer la résistance au cheminement électrique ou la résistance à l'effet de couronne et à la formation d'ozone qui sont listées comme étant des paramètres de grande importance.

Parmi les matériaux polymères utilisés pour l'isolation haute tension en tant que revêtement, nous retrouvons les élastomères silicones (SiR), l'ethylène–propylène–diène–monomère (EPDM) et l'éthylène–vinyl–acétate (EVA) qui dominent le marché. Une tendance particulière à l'utilisation de polymères thermoplastiques (polyamide, polycarbonate, polysulfure de phénylène) et de polymères thermodurcissables (formulations à base de résines époxydes par exemple) est en progression notable. Par contre, les performances à long terme de ces polymères ne restent que partiellement identifiées malgré l'extension des investigations expérimentales qui sont mises au point par les fabricants, utilisateurs et chercheurs universitaires. Deux raisons principales ont contribué à cela :

- l'effet de vieillissements multiples sous l'action de divers facteurs auxquels les matériaux isolants sont soumis lors du cycle de fonctionnement (décharges électriques, courant de fuite superficiel, émission d'ultraviolet et d'agents polluants et corrosifs).
- les avancées rapides et majeures dans l'amélioration des propriétés de matériaux par l'utilisation de différentes compositions ou par l'ajout de particules pour augmenter la résistance électrique de la surface du matériau.

En outre, les mécanismes menant au contournement des accessoires électriques fabriqués en matériaux organiques composites restent mal compris et mal assimilés pour les polymères. C'est dans cette optique que nous nous proposons d'étudier l'influence du type d'environnement sur les propriétés diélectriques des polymères pour en mesurer la tension de contournement, l'activité des décharges partielles en fonction du niveau et de la durée d'application de la tension et la tension de claquage. Les matériaux choisis couvrent les trois familles principales : thermoplastiques, thermodurcissable époxydes et EPDM élastomères. Un environnement de brouillard est simulé dans une enceinte spécialement dédiée à cela et deux atmosphères sont principalement créées : brouillard humide et brouillard salin.

Dans ce manuscrit, nous abordons une problématique essentielle liée aux accessoires de lignes électriques et plus particulièrement le connecteur à perforation d'isolant (TTDC 45501 FA),

commercialisé par la société Sicame située à Arnac-Pompadour(Corrèze). Ce type de produit permet d'effectuer des dérivations de courant sur des câbles gainés fonctionnant sur de la moyenne tension HTA (U < 50kV). Cependant, la technique de perforation actuelle reste valable pour des niveaux de tensions compris entre 12 et 15 kV. C'est pourquoi, la conception d'une nouvelle génération de connecteurs électriques devient nécessaire pour atteindre un niveau de tension égale à 52 kV. Le principal souci concernant ces produits réside en général dans l'apparition de décharges partielles dans le volume constitué par la matière isolante (polyamide 6 chargée à 50% en poids de fibres de verre) mais également en surface de façon plus particulière. Ces décharges électriques engendrent un vieillissement prématuré du produit sous l'action conjuguée d'une atmosphère corrosive (brouillard salin) et d'un champ électrique.

L'objectif de la présente thèse est de faire, dans un premier temps, un choix approprié de matériaux isolants (polymères principalement) qui résisteraient à plusieurs contraintes : thermique, électrique, mécanique et chimique. Il apparaît que des résines époxydes peuvent être sélectionnées comme candidates potentielles à cette application. La partie expérimentale concernera la mesure de la tension de contournement, de l'activité des décharges partielles se propageant à la surface des matériaux isolants et enfin de la tension de claquage. Ces mesures sont nécessaires pour effectuer un choix approprié du matériau à intégrer dans le connecteur électrique. Par la suite, la proposition d'une ou plusieurs géométries de connecteurs pourra être faite grâce à la simulation du champ électrique entourant le connecteur via un logiciel approprié (Flux 2D/3D). La validation de la conformité du prototype aux normes en vigueur pourra être envisagée après intégration de l'isolant au produit à travers l'analyse de son comportement sous contrainte thermique, électrique, chimique et mécanique.

Le manuscrit de thèse comporte quatre chapitres dans lesquels nous proposons de traiter les points suivants :

- dans le premier chapitre, une analyse bibliographique détaillée sur les polymères et composites utilisés pour l'isolation en moyenne et haute tension est présentée. En premier lieu, nous abordons la partie concernant la constitution chimique de ces matériaux (matrice, charges minérale, fibres de renforcement mécanique et additifs chimiques) qui nous permettra de comprendre le choix de leur utilisation dans les réseaux de distribution et de transmission d'électricité. Puis, les propriétés diélectriques des polymères sont discutées à travers l'influence de divers facteurs (température, humidité, pollution) sur la rigidité diélectrique superficielle (tension de contournement), la rigidité diélectrique transversale

(tension de claquage) et l'activité des décharges partielles. Une attention particulière est portée sur les matériaux chargés avec des particules au vu de leurs futures potentialités d'utilisation dans divers domaines du génie électrique. Enfin, nous terminons par une partie dédiée au phénomène de vieillissement des polymères sous divers facteurs (température, humidité, rayonnement UV, érosion sous l'effet de décharges partielles et de la corrosion chimique) qui reste un paramètre très important pour la conception des accessoires électriques, pour assurer une durabilité du produit et une sûreté de fonctionnement.

- dans le second chapitre, nous effectuons une étude expérimentale en simulant une atmosphère de brouillard (humide ou salin) à travers laquelle nous mesurons la tension de contournement et l'activité des décharges partielles. Des échantillons de matériaux polymères sous forme de galettes sont moulés au sein de l'entreprise et comportent des surfaces planes et des surfaces pourvues de protubérances afin de comparer les deux designs à sec, en présence de brouillard humide et en présence de brouillard salin. L'objectif principal pour les deux types de mesures est d'établir une technique de caractérisation des matériaux polymères à partir de la tension de contournement et de l'activité des décharges partielles. Enfin, la mesure de la tension de claquage sur des éprouvettes polymères est également un paramètre important pour la compréhension des mécanismes intervenant dans la rupture diélectriques des isolants solides. L'étude s'est exclusivement concentrée sur l'influence de diverses formes d'électrodes (cylindriques, sphériques et pointe-pointe), la vitesse d'augmentation de la tension, l'influence du vieillissement thermique et du vieillissement hygrothermique sur la rigidité diélectrique des polymères.

- le troisième chapitre est dédié à l'étude et à la caractérisation de décharges glissantes qui se propagent dans une interface solide/air et sous tension impulsionnelle pour deux polarités : positive et négative. L'étude morphologique et optique de ces décharges est effectuée pour un premier système générant des décharges glissantes radiales et pour un second système d'électrodes produisant des décharges glissantes tangentielles à la surface des polymères. La longueur finale des décharges est également mesurée à l'aide d'une caméra et d'un logiciel informatique. Une attention particulière est portée à l'évolution du rapport entre la longueur finale des décharges glissantes et la longueur de fuite du matériau en fonction du type de champ (normal ou tangentiel), de la polarité et du niveau de la tension. Enfin, nous présentons les résultats de mesure du courant de décharges (forme, amplitude et distorsions)

en fonction du matériau, du type de champ électrique appliqué, de la polarité et du niveau de tension.

- le dernier chapitre est réservé à la simulation du champ électrique entourant le connecteur à perforation d'isolant qui constitue un outil précieux pour la conception d'un prototype pouvant atteindre une tension de 52kV. Nous commençons par présenter les principales méthodes numériques utilisées dans la simulation du champ électrique puis nous simulons l'environnement électrique du connecteur, afin de visualiser les gradients de champ élevés qui nous permettront d'agir sur la géométrie de l'accessoire pour les diminuer et élaborer un design de connecteur qui serait adéquat pour une tension de 52kV.

Enfin, nous terminerons par une conclusion générale dans laquelle nous synthétiserons les principaux résultats auxquels nous avons abouti concernant les propriétés et les limites d'utilisation des polymères dans un milieu corrosif tel que le brouillard salin, et l'influence de divers paramètres comme le type de tension utilisée (impulsionnelle ou alternative) sur la propagation des décharges électriques, la structure moléculaire du matériau sur les propriétés diélectriques (tension de contournement, décharges partielles et tension de claquage) et la géométrie du connecteur sur la répartition du champ électrique au sein des polymères le constituant ; notre objectif principal est d'aboutir à la conception d'une nouvelle génération de connecteurs électriques pouvant atteindre une tension nominale de 52kV.

Chapitre I

Polymères et composites utilisés en moyenne et haute tension

1. INTRODUCTION

Les composants et systèmes du génie électrique intègrent nécessairement des éléments d'isolation électrique entre des parties portés à des potentiels différents ou dans un souci de protection des biens et des personnes. Parmi ces matériaux, les polymères et les composites à matrice polymère occupent une place très importante et se substituent de plus en plus à des matériaux purement inorganiques (verre ou porcelaine) ou à des associations type papier imprégné d'huile, dont la maintenance et l'éco-compatibilité sont des points faibles.

Pour diverses raisons liées aux performances intrinsèques des matériaux, à la variabilité des propriétés et selon leur nature, aux évolutions des systèmes eux-mêmes, aux conditions de mise en œuvre, à la recyclabilité et à des considérations économiques et politiques, on s'oriente vers ces matériaux, dans l'électrotechnique comme dans bon nombre d'autres domaines (constructions aéronautique et automobile ou encore le bâtiment). Au sein même des systèmes électriques, les fonctions qu'ils assurent et les contraintes qu'ils doivent endurer en complément de l'isolation électrique sont très variables.

Au cours du temps, la conception des systèmes a évolué en prenant en compte des possibilités offertes par la souplesse de mise en forme de ces matériaux. Parallèlement, les matériaux eux-mêmes ont évolué dans une certaine mesure pour s'adapter aux contraintes du domaine. Cependant, les performances des matériaux du point de vue de la tenue diélectrique ne se déduisent pas de façon déterministe de leur structure ou de leur formulation. Cela, combiné au fait que les marchés potentiels sont relativement modestes en comparaison à d'autres domaines, fait que l'on reste tributaire des produits offerts par l'industrie chimique, et condamnés à réaliser des séries de tests multiples avec des contraintes et des géométries proches des conditions de service pour valider des choix de conception.

Dans cette partie et pour déterminer des matériaux candidats à des applications comme isolants électriques à usage extérieur, nous présentons tout d'abord un état de l'art des matériaux polymères et composites qui existent sur le marché ainsi que leurs différentes familles. Puis, nous aborderons les propriétés diélectriques à considérer et qui déterminent en partie le choix du matériau adéquat. Enfin, nous terminerons par les principaux facteurs de vieillissement des polymères et les moyens utilisés en industrie pour l'augmentation de la durée de vie des isolants électriques. En conclusion, les matériaux potentiellement intéressants pour l'application choisie seront suggérés avec leurs principales caractéristiques.

2. CLASIFICATION DES POLYMERE

Dans cette partie, nous présentons les différentes familles de polymères qui sont utilisés dans divers domaines et notamment en génie électrique comme matériaux isolants. Les applications industrielles de ces isolants dépendent de la variabilité de leurs propriétés électriques et physico-chimiques.

2.1. Définitions et terminologies

2.1.1. Polymère

Un polymère est un matériau composé de longues chaînes moléculaires appelées *macromolécules*. Ces dernières sont des molécules résultant de l'enchaînement covalent de motifs –A– appelés *monomères* comme le montre la figure 1 [15]. Le nombre «n» représente le degré de polymérisation du matériau.

La structure chimique d'un polymère, ou plus précisément la nature des atomes le constituant, est donné par l'unité constitutive. Selon les définitions, on parle de macromolécule lorsque la masse molaire d'une molécule est supérieure à 5000 g/mol ou 100 unités monomères. En dessous de 1000g/mol, on parle de molécules et entre 1000 et 5000 g/l d'*oligomères*.
A titre d'exemple, le polyéthylène (PE) est défini pour un nombre d'atomes de carbone supérieur à 100. Lorsque ce nombre est inférieur à 100, il s'agit de *n-paraffines*.

$$A-A-A-A-....(-A-)_n$$

Figure 1. *Structure d'un polymère à base de monomères –A– [15].*

2.1.2. Polymères usuels et abréviations

Plusieurs exemples d'unités constitutives de polymères et leur abréviations normalisés [16] en électrotechnique sont montrés au tableau 1 et dont les domaines d'applications sont :

- le *polyéthylène (PE)* qui est largement utilisé comme isolant dans les câbles à cause des faibles pertes diélectriques, une faible permittivité, une résistivité élevée et un coût modéré.

- le *polytétrafluoroéthylène (PTFE Teflon®)* est aussi un bon isolant et a une tenue en température élevée.

- le *polypropylène (PP)* qui est une polyoléfine comme le polyéthylène qui est principalement utilisé dans les condensateurs.

- les polyesters comme le *polyéthylène téréphtalate (PET)* ou le *polyéthylène naphtalate (PEN)* ont une très bonne tenue en température et sont utilisés dans les condensateurs.

- les *polyamides (Nylon®)* dont on trouve plusieurs types en fonction de la longueur des espaceurs (voir tableau 1).

- le *polycarbonate (PC)* qui est considéré comme l'un des meilleurs isolants transparents et qui est caractérisé par une excellente tenue en température.

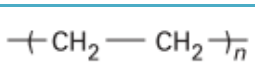
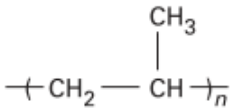
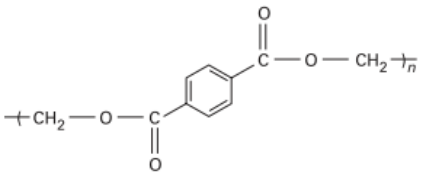
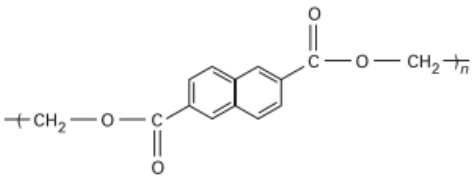
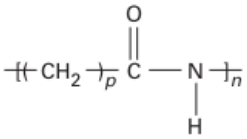
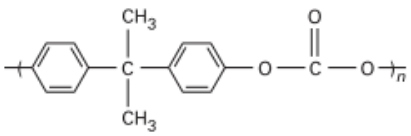
Polymère et abréviation	***Structure chimique***
Polyéthylène (PE)	
Polytétrafluoéthylène (PTFE)	
Polypropylène (PP)	
Polyéthylène téréphtalate (PET)	
Polyéthylène naphtalate (PEN)	
Polyamide 6 (PA 6), p=5	
Polycarbonate (PC)	

Tableau 1. *Exemples de structures chimiques de polymères courants.*

2.2. Classification et formules chimiques

Une classification des matières plastiques est nécessaire étant donné le nombre très important de composés macromoléculaires actuellement commercialisé et à cause du développement extrêmement rapide de leurs applications dans tous les domaines industriels [17].
En réalité, cette classification est basée sur la distinction entre les matières *thermoplastiques, thermo-rigides* (ou *thermodurcissables*) et *thermoplastiques élastomères* (ou *plastomères*). Cette séparation correspond aux réalités de mise en œuvre qui sont différentes suivant que le produit fini est thermoplastique ou thermodurcissable.
En effet, chacune des deux classes citées est caractérisée par un ensemble de propriétés communes qui sont exploitées lors de la transformation du polymère en objet fini :

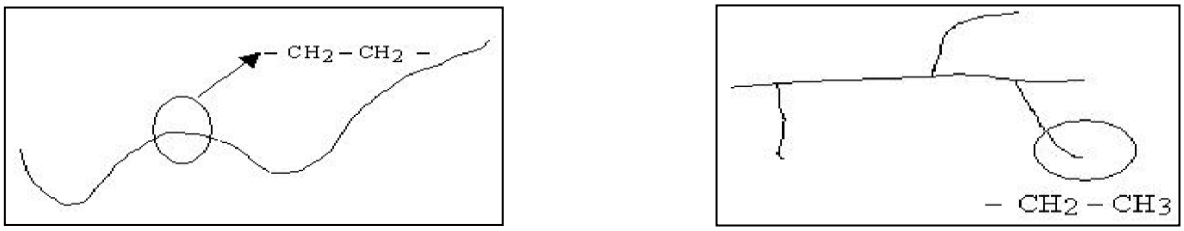
- thermoplasticité pour la première catégorie.
- durcissement chimique irréversible pour la seconde.

2.2.1. Polymères thermoplastiques

Les thermoplastiques sont, en première approximation, constitués par des enchaînements unidimensionnels résultant de l'association de molécules simples (monomères) en chaînes macromoléculaires linéaires ou éventuellement ramifiées comme illustré en figure 2.

Par les opérations de chauffage et refroidissement successifs, l'état de viscosité des matières thermoplastiques peut être modifié de façon réversible. La procédure de chauffage provoque la fusion du polymère qui se transforme en fluide visqueux qu'il est possible d'injecter dans un moule. Après refroidissement, le polymère prend la forme voulue et retrouve son état solide initial soit amorphe comme le *polystyrène (PS)* ou le *polychlorure de vinyle (PVC)* soit semi-cristallin tels que le *polyéthylène (PE)*, le *polyamide (PA)* ou les *polyesters thermoplastiques*. La cristallinité est liée à la régularité de la structure ordonnée mais également à la mobilité des groupes d'atomes qui forment les chaînes d'atomes.

Toutefois, certains polymères fortement fluorés ou à structure aromatique complexe ont un comportement thermique particulier n'autorisant pas toujours les méthodes de transformation classiques des thermoplastiques. Ces polymères se voient parfois attribuer le nom de *thermostables*. La figure 5 illustre quelques structures chimiques de polymères thermoplastiques utilisés en industrie électrique.



(a) (b)

Figure 2. *Différentes structures du polyéthylène (PE), (a) structure linéaire et (b) structure ramifiée.*

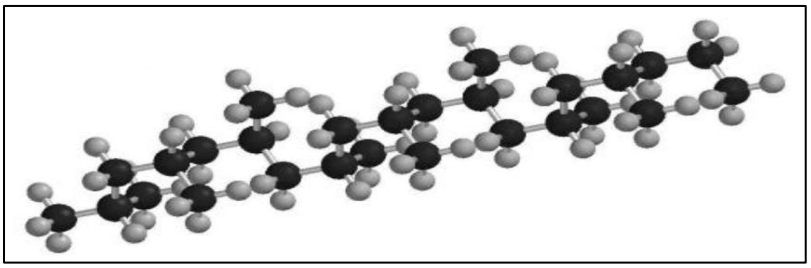
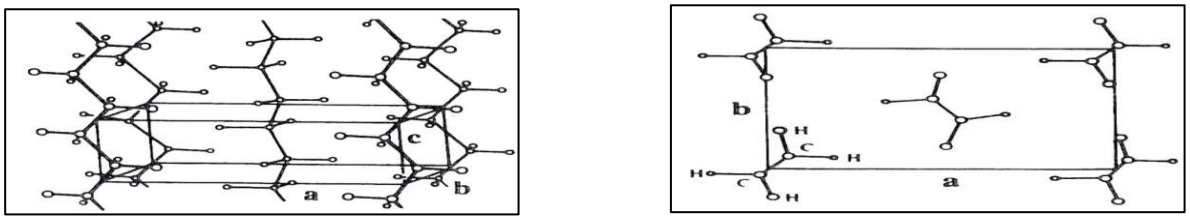
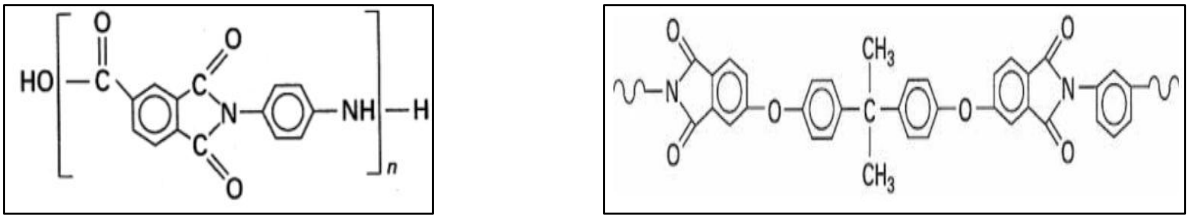


Figure 3. *Exemple d'une structure amorphe du polypropylène (PP) de type zigzag planaire.*



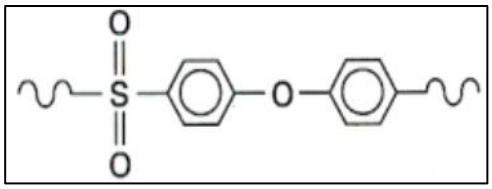
(a) (b)

Figure 4. *Exemples de la structure semi-cristalline du polyéthylène (PE).*

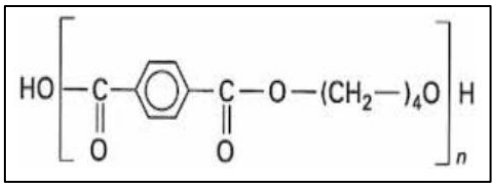


(a) (b)

(c) (d)



(e)



(f)

Figure 5. *Formules chimiques de quelques polymères thermoplastiques, (a) Polyamide-imide, (b) Polyéther-imide, (c) Poly (styrène/butadiène), (d) Polychlorure de vinyle, (e) Polyéther-sulfone, (f) Poly (butylène téréphtalate).*

2.2.2. Polymères thermodurcissables

Les matériaux appartenant à cette famille sont des composés macromoléculaires s'étendant dans les trois directions de l'espace et sont d'autant plus rigides que le réseau tridimensionnel qui les caractérise est dense. Les matières thermodurcissables peuvent être obtenues :

- soit par polycondensation ou polymérisation de petites molécules dont tout ou partie possède plus de deux sites réactifs. Nous pouvons citer l'exemple des résines formo-phénoliques qui résultent de la polycondensation du formol et du phénol.

- soit par réticulation de macromolécules linéaires (ou pontage) par des durcisseurs qui se fait généralement à l'aide de catalyseurs. A cet effet, les résines époxydes réticulées à l'aide de durcisseurs à base d'anhydride d'acides ou d'amine en sont le parfait exemple. Aussi, les résines polyesters qui sont réticulées soit par du styrène ou du méthacrylate de méthyle.

La principale caractéristique des résines thermodurcissables est leur rigidité mécanique très élevée qui est due à l'incorporation de durcisseurs chimiques. Certains d'entre elles possèdent même une résistance très élevée à la corrosion chimique. Ces propriétés rendent l'utilisation des matières thermo-rigides particulièrement intéressantes dans des environnements corrosifs (brouillard salin ou pluies acides) ou pour la réalisation de pièces qui subiraient une forte contrainte mécanique.

Cependant, la forme et la rigidité acquise par ces matières pendant la mise en œuvre ne peuvent plus être modifiées de façon réversible par chauffage contrairement aux polymères thermoplastiques.

La figure 6 illustre quelques structures chimiques des matières thermodurcissables utilisées en industrie.

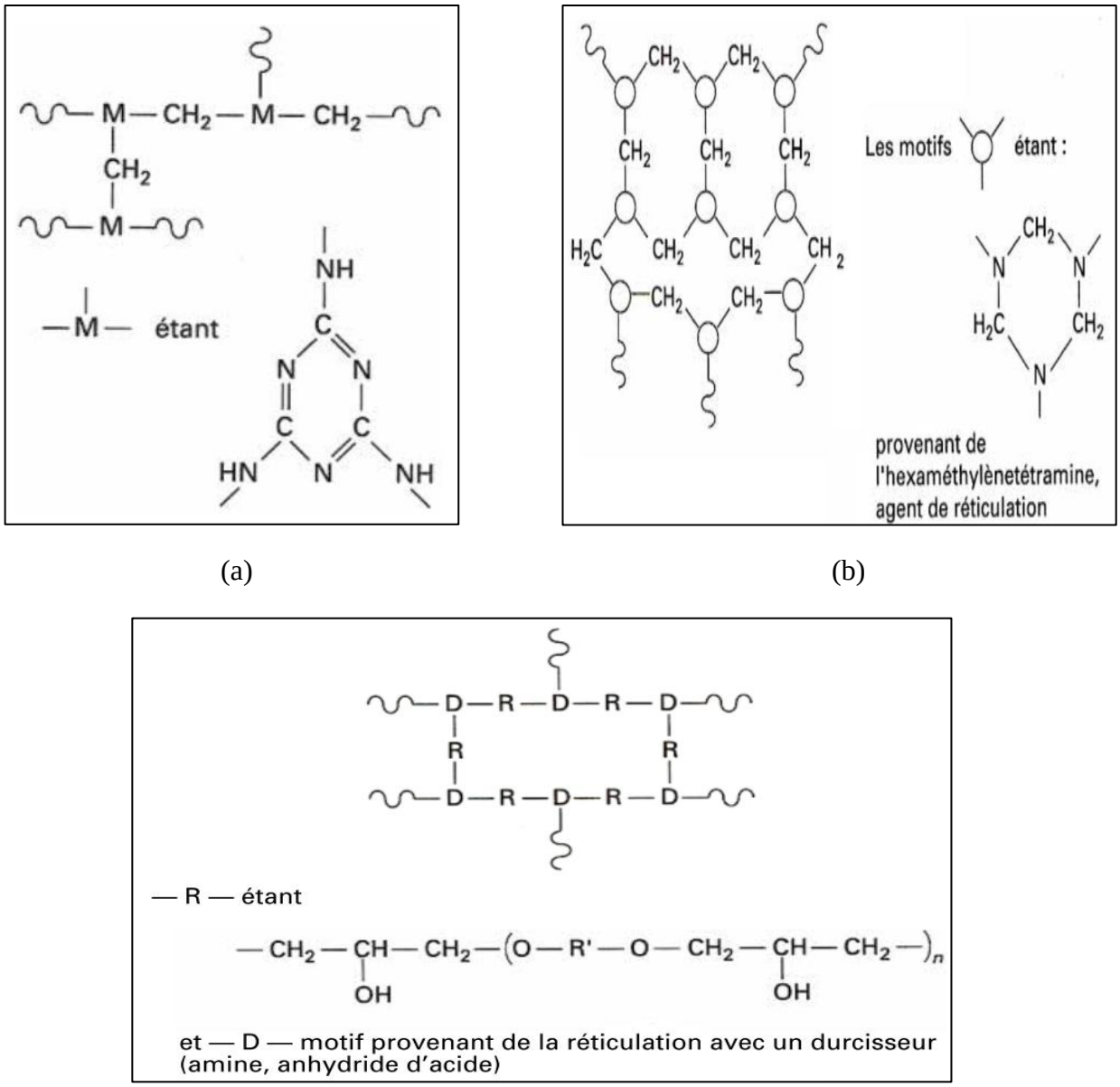


Figure 6*. Formules chimiques de quelques polymères thermodurcissables, (a) mélamine-formol, (b) formo-phénoliques et (c) résines époxydes.*

2.2.3. Thermoplastiques élastomères

Les élastomères thermoplastiques sont des matériaux intermédiaires entre les thermoplastiques à mise en œuvre aisée mais dont les propriétés élastiques sont restreintes et les élastomères aux propriétés élastiques remarquables mais dont la mise en œuvre reste complexe. Les TPE (*ThermoPlastic Elastomer*) sont une famille d'élastomères dont l'apparition reste relativement récente (début des années 1960) [18] et de par leur structure hétérogène constituée de domaines souples et rigides (Fig. 7), ils se situent à mi-chemin entre :

- les caoutchoucs ou élastomères réticulées irréversiblement pour leur conférer élasticité (déformation réversible sous contrainte) et souplesse.
- les thermoplastiques qui offrent une thermoplasticité réversible et une rigidité mécanique relativement élevée.

Toutefois, le développement des TPE est encore limité mais leur taux de croissance est supérieur à celui des thermoplastiques et des caoutchoucs. Le grand intérêt des TPE pour les plasturgistes réside dans le fait que leur matériel (presses à injection ou extrudeuses) et leur expérience de mise en œuvre des thermoplastiques leur permet d'accéder au marché des élastomères.

Ainsi, les propriétés pour deux monomères donnés dépendront des longueurs des segments, de la configuration de la macromolécule (linéaire, étoilée ou branchée), du rapport des segments souples et rigides et de la masse moléculaire. Le tableau 2 permet de constater que les TPE sont issus de l'union de deux matériaux polymères : un avec des segments rigides et l'autre avec des segments souples.

La figure 8 est un exemple qui montre les structures chimiques des principaux groupes qui constituent le SEBS (éthylène-styrène-butylène).

Ainsi, l'association entre des monomères rigides et souples confère au polymère TPE certains inconvénients parmi lesquels et concernant la déformation du matériau. Nous pouvons citer :

- qu'un échantillon TPE ne revient jamais à ses dimensions initiales après avoir subi un effort de déformation et reste partiellement déformé (déformation rémanente).

- et que l'énergie récupérée pendant la rétraction est inférieure à l'énergie fournie pour provoquer la déformation (effet hystérésis).

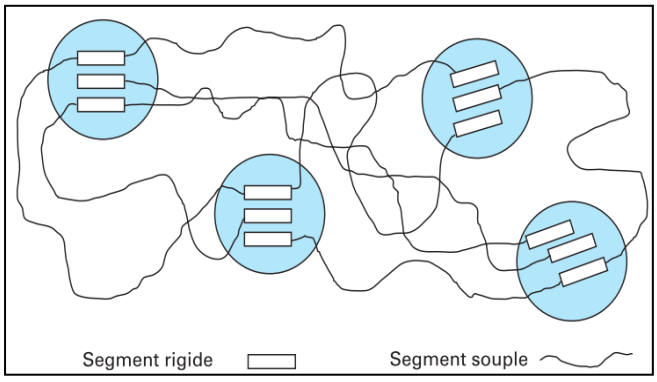
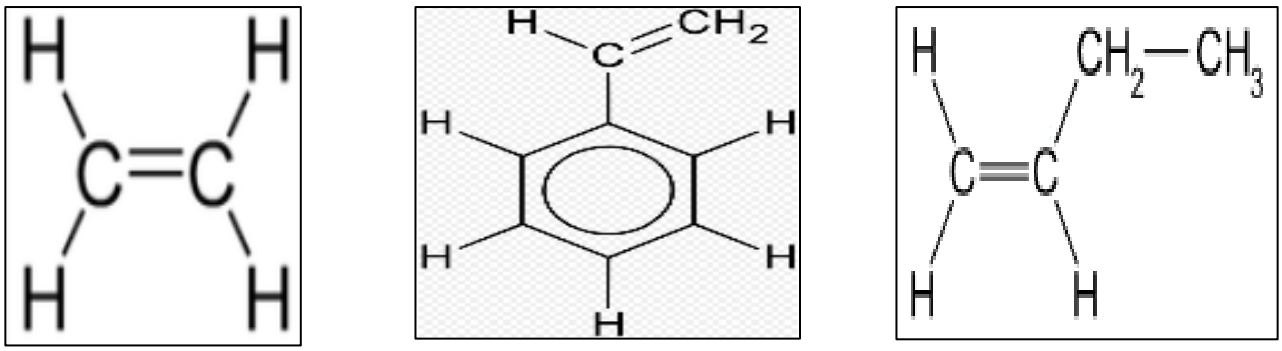


***Figure 7**. Macromolécule thermoplastique élastomère à segments souples et rigides [17].*

Abréviation	*Segment rigide*	*Segment souple*
SBS (styrène-butadiène-styrène)	Polystyrène	Polybutadiène
SIS (copolymère bloc styrène-isoprène)	Polystyrène	Polyisoprène
SEBS (styrène-éthylène/butylène-styrène)	Polystyrène	Poly (éthylène/butylène)
TPU (Polyuréthanne thermoplastique)	Isocyanate	Ether ou ester
COPE (copolymère éther ester)	Polyester	Polyester ou poly-ether
PEBA (copolymère éther amide)	Polyamide	Poly-ether

***Tableau 2**. TPE composés d'une alternance de segments souples et rigides [17].*



(a) (b) (c)

***Figure 8**. Principaux groupes pour la constitution du SEBS, (a) éthylène, (b) styrène et (c) butylène.*

2.3. Les additifs chimiques

Les additifs sont des matières indispensables pour conférer les caractéristiques souhaitées au produit fini. Ils peuvent :

- faciliter la mise en œuvre des produits grâce aux agents de démoulage ou aux catalyseurs et accélérateurs qui diminuent de façon considérable la durée de réaction entre la résine polymère et l'additif.

- modifier les propriétés des polymères dans lesquels ils sont incorporés grâce aux plastifiants, aux durcisseurs chimiques ou aux agents de réticulation [19].
- améliorer la stabilité thermique du matériau grâce à des stabilisants et antioxydants ou à des retardateurs de combustion (particules ignifugeantes) [20,21].

Compte tenu de la variabilité des produits utilisés en industrie selon la famille des polymères, nous pouvons citer quelques exemples :

- les *plastifiants* tels que les phtalates qui sont de remarquables agents assouplissants du PVC et sont utilisés à 90%.

- les *agents de réticulation* qui sont souvent des groupements peroxydes. Les produits résidus de la réticulation se retrouvent incorporés dans le polymère.

- les *antioxydants* qui ont comme principale fonction d'inhiber les réactions de polymérisation radicalaires par l'oxygène de l'air. On peut retrouver des amines aromatiques, des phénols ou des phosphites organiques. Les produits issus de la réaction de ces agents avec l'oxygène restent en solution dans le polymère.

- les *stabilisants thermiques* comme les carboxylates métalliques qui sont utilisés pour la protection du PVC contre les dégradations issues des irradiations ultra-violets et de la chaleur.

- les *retardateurs de combustion* qui sont pour la plupart des composés phosphorés ou halogénés.

2.4. Les polymères composites

Un polymère composite peut être défini comme un assemblage de plusieurs matériaux doté de caractéristiques physiques, mécaniques ou électriques que ne possèdent pas chacun des constituants pris séparément. Par conséquent, on peut distinguer trois constituants principaux (Fig. 9) :

- la matrice polymère.
- le(s) renfort(s).
- la/les charge(s).

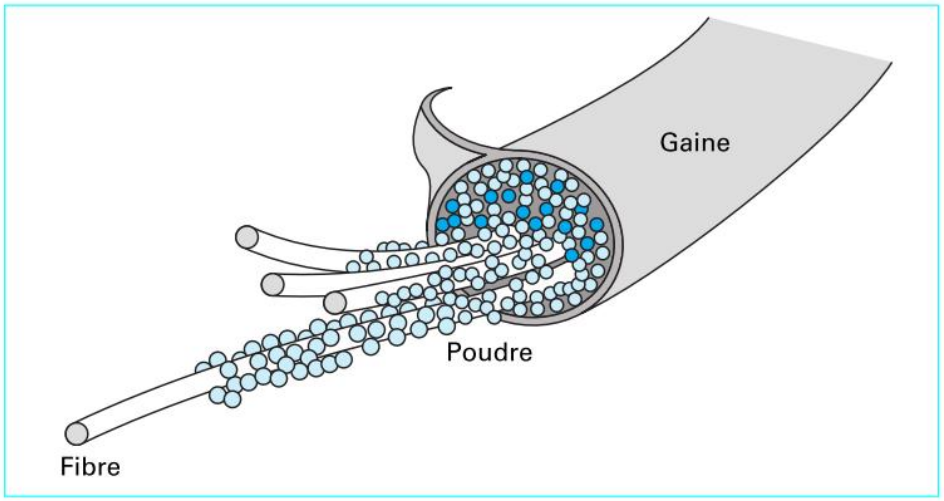


***Figure 9**. Exemple d'un matériau composite (câble électrique) [15].*

2.4.1. La matrice polymère

La matrice a pour rôle d'assurer la cohésion du composite mais également de fournir une bonne isolation électrique. Pour les composites à renforts, on utilise tout particulièrement des résines thermodurcissables tels que les polyesters insaturés [22] et les résines époxydes [23] qui sont associés à des fibres longues. C'est pour des raisons de facilité de mise en œuvre sans pression que ces matériaux ont été choisis comme matrices polymères. Toutefois, nous pouvons retrouver l'emploi de résines silicones [24], de résines vinylesters [25] ou encore le polyuréthanne [26].

2.4.2. Les renforts (fibres)

Les renforts sont généralement sous forme de fibres qui peuvent être structurées en tissus. La plus utilisée reste la fibre de verre mais nous pouvons citer la fibre de carbone, de quartz ou les fibres synthétiques.

2.4.2.1. La fibre de verre

Ce type de fibre est le plus employé avec les matières plastiques pour procurer au composite des propriétés mécaniques très satisfaisantes [27]. L'industrie verrière propose différents types de produits selon leur composition chimique et leur coût. Nous pouvons citer le verre de *type E* et le verre de *type R et S* qui sont très voisins (le premier est français et le second est américain). Le tableau 3 illustre les différents types de fibres de verre que l'on peut rencontrer sur le marché.

Lors du processus de fabrication, les fibres de verre subissent un traitement de surface appelé *ensimage* qui est destiné à empêcher leur rupture pendant la mise en œuvre et améliorer l'adhérence de la résine choisie.

Fibre de verre	***Propriétés générales***	***Composition***
E (0 à 10% en masse B_2O_3)	A usage général	Boro-aluminosilicate
E (5 à 10% en masse B_2O_3)	A usage électronique	Boro-aluminosilicate
E-CR	Verre E modifié présentant une résistance en milieu acide améliorée	Alumino-silicate
D	Propriétés diélectriques améliorée	Boro-silicate
A	Forte teneur en alcalins (Li_2O, Na_2O, K_2O)	Verre sodocalcique (verre Float)
R, S et S2 et H	Haute résistance mécanique	Alumino-silicate
AR	Bonne résistance en milieux acides et basiques	Zircono-silicate
C	Bonne résistance en milieu acide	Borosilicate d'alcalins

Tableau 3*. Différentes familles de fibres de renforcement [28].*

2.4.2.2. La fibre de carbone

Les fibres de carbone se différencient par le taux de carbone plus ou moins élevé et qui modifie les allongements et les contraintes à la rupture et le module d'élasticité [29].

Les composites en fibres de carbone ont une résistance mécanique très grande aussi bien en traction qu'en compression et par suite en flexion, et une très grande rigidité pour une masse volumique faible. Ils possèdent une très bonne tenue en température non oxydante et une bonne tenue chimique à la température ambiante. Le tableau 4 présente les propriétés mécaniques de quelques fibres de carbone fabriquées entre 1960 et 1974.

Producteur	Produits commercialisés	Module de traction (GPa)	Résistance en traction (MPa)
Union Carbide	Thornel 25 Thornel 40 Thornel 50 Thornel 100	175 280 350 700	1250 1750 2000 3500
Kureha Chemical (Japon)	Kureca T-101 Kureca T-102	33 33	790 690
Carbone Lorraine	/	50	60
Cytec (USA)	Thornel P 25W Thornel P55S Thornel P75S	160 380 520	1400 1900 2100

***Tableau 4**. Propriétés mécaniques en traction de quelques fibres de carbone [29].*

2.4.3. Les charges

Les charges sont des additifs inertes qui permettent d'améliorer les propriétés mécaniques, électriques et thermiques des composites. Elles sont le plus souvent minérales [30] : carbonate de calcium ($CaCO_3$), mica, talc, le disulfure de molybdène (MoS_2), ou le noir de carbone. Ce dernier modifie la conductivité électrique et a une influence sur les charges électriques statiques. La silice (SiO_2) est utilisée pour rendre les liquides thixotropes (diminution de la viscosité cinématique) pour les utiliser dans les peintures et les revêtements (gel-coat). La thixotropie (propriété d'écoulement qui varie avec le temps) conférée par la charge de silice facilite la mise en place de la résine qui est fluide pendant l'enduction du moule et devient ensuite visqueuse et ne coule pas avant de durcir. Le tableau 5 illustre les propriétés principales de quelques charges utilisées dans les plastiques.

Les charges peuvent être plus rarement métalliques : aluminium et fer qui permettent d'augmenter la conductivité thermique des résines, or ou argent qui augmentent la conductivité électrique telles que les encres conductrices.

Elles améliorent de nombreuses propriétés que le matériau polymérique ne possède pas ou ne permet d'obtenir tout seul. Elles permettent notamment un ou plusieurs des caractéristiques suivantes :

- augmentation de la rigidité et de la dureté mécaniques.
- régularisation de l'expansion thermique.
- augmentation de la tenue thermique.
- Diminution du fluage.

- modification des propriétés rhéologiques (écoulement, thixotropie).
- modification de l'apparence (couleur, opacité et texture).

Type de charge	Propriétés	Utilisation dans les résines	Taux d'incorporation (%)
Wollastonite ($CaSiO_3$)	Réduit l'absorption d'eau et améliore la résistance au choc et les propriétés thermiques et diélectriques.	époxydes, polyoléfines, PVC, polyamides.	1 à 50
Verre (microsphères)	Augmente le module d'Young en compression et facilite le remplissage du moule.	thermoplastiques et thermodurcissables.	10 à 40
Silice (SiO_2)	Réduit le retrait au moulage.	époxydes phénoliques, polyesters, silicones	/
Oxyde d'alumium (Al_2O_3)	Améliore la résistance au feu.	polyesters, insaturés, PVC.	/
Titanate de potassium ($KTiO_2(OH)$)	Améliore la stabilité dimensionnelle et réduit le cycle de moulage.	PUR alvéolaires, PVC.	10 à 25
Oxyde de zinc (ZnO)	Augmente la conductivité électrique et la résistance aux rayons ultraviolets.	PP, PUR, polyesters insaturés.	/

Tableau 5*. Utilisations et propriétés principales des charges dans les plastiques [30].*

2.5. Utilisation des polymères et composites pour le transport d'électricité

2.5.1. Câbles électriques

Au début des années 1960, les câbles à isolation synthétique extrudée ont commencé à concurrencer les câbles à isolation avec du papier imprégné à cause des nombreux avantages indéniables qu'ils présentent. Nous pouvons retenir les plus importants qui sont :

- leur légèreté qui permet une pause plus facile.
- la suppression des problèmes de migration des matières d'imprégnation.
- une fiabilité équivalente à celle d'une technologie à papier imprégné.

Cependant leur point faible reste leur vieillissement sous champ et en présence d'humidité, conduisant à la formation d'arborescences responsables de la rupture diélectrique de l'isolation.

Dans le cas le plus simple d'un câble unipolaire [31], quatre parties sont élaborées à partir de polymères (Fig. 10), à savoir :

- les deux écrans semi-conducteurs
- l'isolant principal ;
- l'enveloppe extérieure de protection.

Les matériaux les plus couramment utilisés sont le polyéthylène, basse et haute densité (PEBD et PEHD), mais surtout sous sa forme réticulée (XLPE). On trouve également des isolations à base de polychlorure de vinyle (PVC) ou de caoutchouc (EPR, EVA ou EPDM). Le matériau d'isolation doit présenter, outre des spécifications diélectriques (résistivité et rigidité diélectrique élevée, permittivité diélectrique et pertes diélectriques faibles), des caractéristiques liées à son utilisation dans le câble (insensibilité aux chocs, aux vibrations et aux attaques chimiques, résistance au feu et tenue au vieillissement). Ces matériaux ont une fonction bien particulière qui détermine leur utilisation :

- le *polychlorure de vinyle* (PVC) est surtout utilisé dans les câbles BT (Basse Tension) du fait de ses pertes diélectriques relativement élevées (tableau 3). L'ajout d'un plastifiant, pour diminuer la rigidité mécanique et ainsi pouvoir augmenter la souplesse du câble, diminue également les performances d'isolation du PVC.

- le *polyéthylène* (PE) est principalement utilisé pour les câbles moyenne et haute tension en raison de ses excellentes propriétés diélectriques. Il existe sous deux formes : *le polyéthylène basse densité* (PEBD) et le *polyéthylène haute densité* (PEHD) qui est utilisé dans les réseaux de transport où la tension peut atteindre 500 kV.

- le *polyéthylène réticulé chimiquement* (PRC ou XLPE) est obtenu en créant des liaisons chimiques entre les chaînes macromoléculaires, grâce à un agent réticulant (péroxyde de dicumyle), dans le but d'améliorer les caractéristiques thermiques et mécaniques du polyéthylène. La moins bonne pureté du PRC comparée aux PEBD et PEHD a fait qu'il était utilisé majoritairement dans la fabrication des câbles de 90 kV à 275 kV.

- les caoutchoucs éthylène-propylène tels que l'*EPR* (Ethylene-Propylene-Rubber), et *EPDM* (Ethylène-Propylène Diène Monomère) sont des copolymères dont l'avantage principal est la souplesse obtenue. Ils sont employés dans les câbles basse et moyenne tension, et

n'offrent qu'une résistance aux attaques chimiques (huile) et une résistance à la propagation des flammes médiocres.

- les caoutchoucs de silicone sont destinés à la fabrication de câbles spéciaux, par exemple dans la marine ou l'aviation, notamment grâce à leur excellente tenue aux températures extrêmes (de – 80 °C à 250 °C). De plus, leur comportement au feu est remarquable puisque la combustion du câble provoque une transformation en silice qui préserve les propriétés d'isolation du câble.

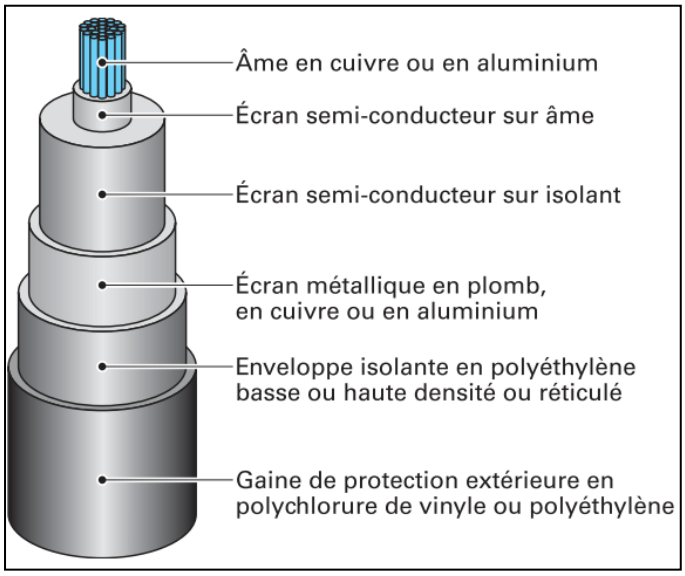


***Figure 10**. Structure d'un câble haute tension [31].*

2.5.2. Accessoires pour câbles

Pour assurer la fiabilité du réseau de transport d'électricité et afin de garantir une bonne isolation entre des pièces qui sont sous différents potentiels, l'emploi d'accessoires tels que les isolateurs comme support de câbles électriques ou les connecteurs électriques à perforation d'isolant pour la transmission d'énergie entre deux câbles nus ou gainés, s'avère nécessaire et indispensable.

2.5.2.1. Isolateur

Un isolateur (Fig. 11) a pour fonction d'assurer une liaison isolante entre les câbles aériens sous tension et leur support (pylône) [32]. Par conséquent, Ils doivent posséder des caractéristiques mécaniques et électriques définies. La plupart des isolateurs en service utilisent de la porcelaine ou du verre comme principal matériau isolant. Cependant, la tendance est à leur remplacement par des isolateurs composites, à matrice polymère silicone [33,34], EPDM [35] ou époxyde [36-38] renforcée par des charges de silice (SiO_2) et qui présentent les avantages suivants :

- une faible masse et un encombrement réduit permettant une mise en place facilitée.
- des performances équivalentes et une meilleure tenue à la pollution.

En général, les isolateurs composites (Fig. 11) sont constitués de trois parties principales :

- une âme isolante (corps) réalisée en fibre de verre imprégnée de résine dont le rôle est d'une part d'assurer l'isolement électrique de la ligne et d'autre part de donner à l'isolateur sa tenue mécanique.
- des ferrures qui servent de points d'accroche de l'isolateur rigide à son support.
- une enveloppe isolante sous forme d'ailette qui sert à protéger l'isolateur des différentes pollutions ; les matériaux utilisés sont pour la plupart hydrophobes et présentent des propriétés d'auto-nettoyage.

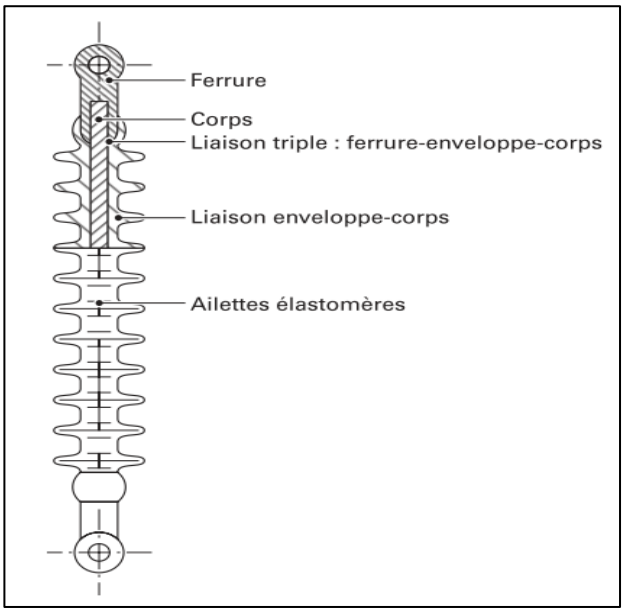


Figure 11. *Structure physique d'un isolateur composite [32].*

2.5.2.2. Connecteur à serrage mécanique

Définis par la norme française NF C 33-020, ils comportent (Fig. 12) [39] :

- les *connecteurs à dérivation* sur les réseaux torsadés isolés.
- les *connecteurs de dérivation* de réseaux torsadés sur les réseaux en conducteurs nus en cuivre, en aluminium ou en alliage d'aluminium.
- les *connecteurs de mesure* et de *mise en court-circuit* pré-isolés sur les réseaux torsadés permettant la mise en court-circuit et éventuellement à la terre de tous les conducteurs de réseau lors d'une intervention, les mesures de tension.

La partie fixe de ces derniers comporte une fiche mâle à ergots destinée à recevoir une douille embrochable isolée, verrouillée par un système à baïonnette, et dont la protection est assurée par un gousset isolant rempli de graisse neutre et muni d'un bouchon amovible ; la fiche mâle comporte, en outre, un trou de 4 mm de diamètre destiné aux mesures de tension. Ils sont généralement à base de polyamide et de fibre de verre pour renforcer la rigidité mécanique et la résistance à la corrosion.

Tous ces matériels sont pré-isolés et les connecteurs correspondants aux figures 12(a) et 12(c) se raccordent sur la torsade principale par perforation d'isolant. Pour des raisons de sécurité des personnes, ils ne comportent aucune pièce métallique au potentiel qui soit accessible lors de la mise en œuvre, ou après la pose.

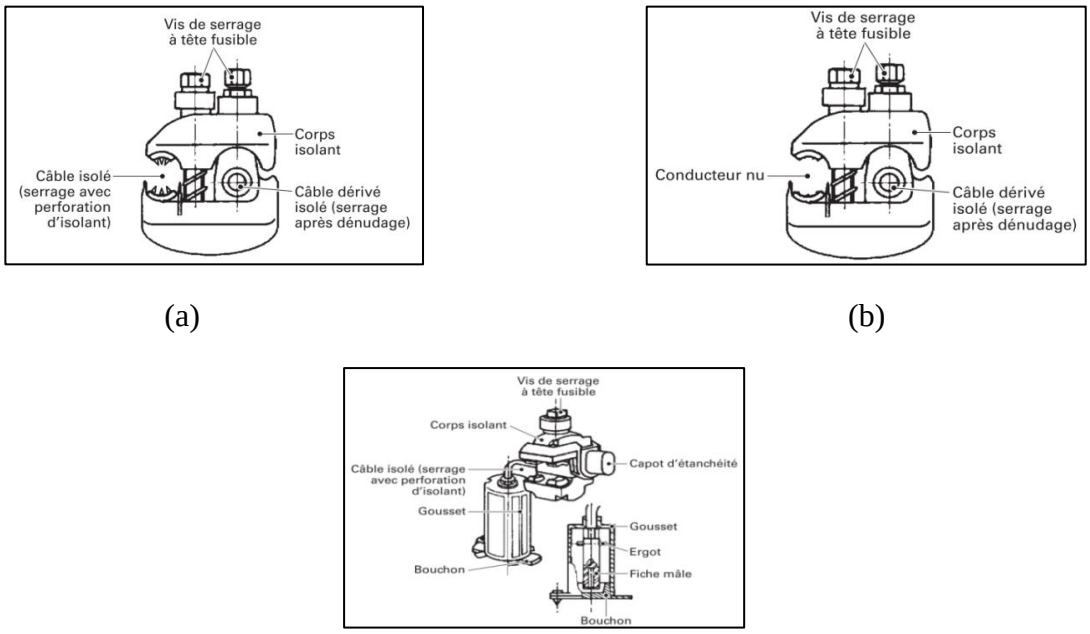


***Figure 12**. Exemple de connecteurs à serrage mécanique, (a) dérivation sur réseau torsadé gainé, (b) dérivation sur réseau torsadé nu, (c) mesure et court-circuit [39].*

3. PROPRIETES DIELECTRIQUES DES ISOLANTS SOLIDES

3.1. Rigidité diélectrique

La *rigidité diélectrique* d'un matériau est la valeur maximale du champ électrique que l'on peut appliquer sans que se produise une dégradation irréversible nommé claquage, perforation ou rupture, rendant impossible une nouvelle application de la tension.

Selon la norme CEI 60243-1 [40], la *rigidité diélectrique* d'un matériau se définit comme étant le quotient de la tension de claquage par la distance séparant les électrodes entre lesquelles est appliquée la tension dans les conditions d'essai prescrites. La figure 13 montre les différents types

d'électrodes utilisées pour les essais de claquage diélectrique. La figure 14 montre la tension de claquage de quelques matériaux utilisés pour l'isolation électrique [41].

Le claquage diélectrique [40] est défini par la perte importante des propriétés isolante des éprouvettes lorsqu'elles sont exposées à des contraintes électriques, provoquant dans le circuit d'essai, un courant suffisant (limite) pour faire déclencher un disjoncteur approprié. Deux grandes théories s'opposent dans le domaine du claquage électronique : les théories collectives et la théorie de l'avalanche.

3.1.1. Mécanismes de claquage

Le claquage est l'aboutissement d'une série de processus complexes et interactifs. On peut distinguer, par exemple, le claquage *intrinsèque* du matériau qui est lié à des phénomènes électroniques, thermiques ou mécaniques. La figure 15 illustre les types de claquage selon le temps d'application de la tension.

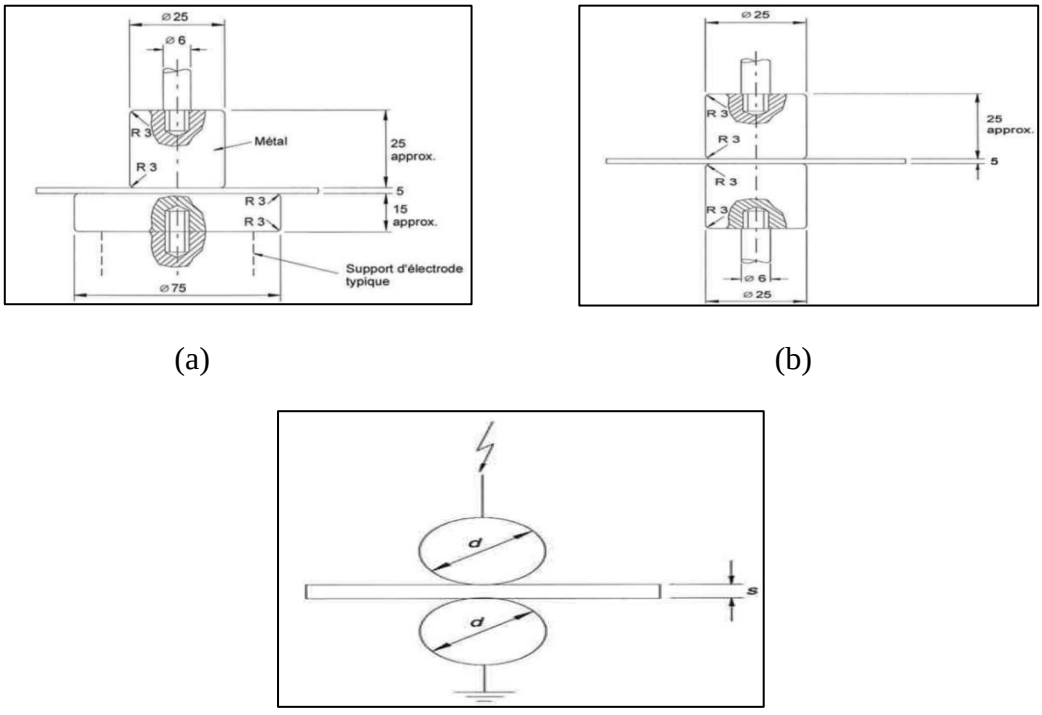


Figure 13. *Différentes géométries d'électrodes pour les essais de claquage, (a) électrodes à dimensions inégales, (b) électrodes à dimensions égales, (c) électrodes sphériques [40].*

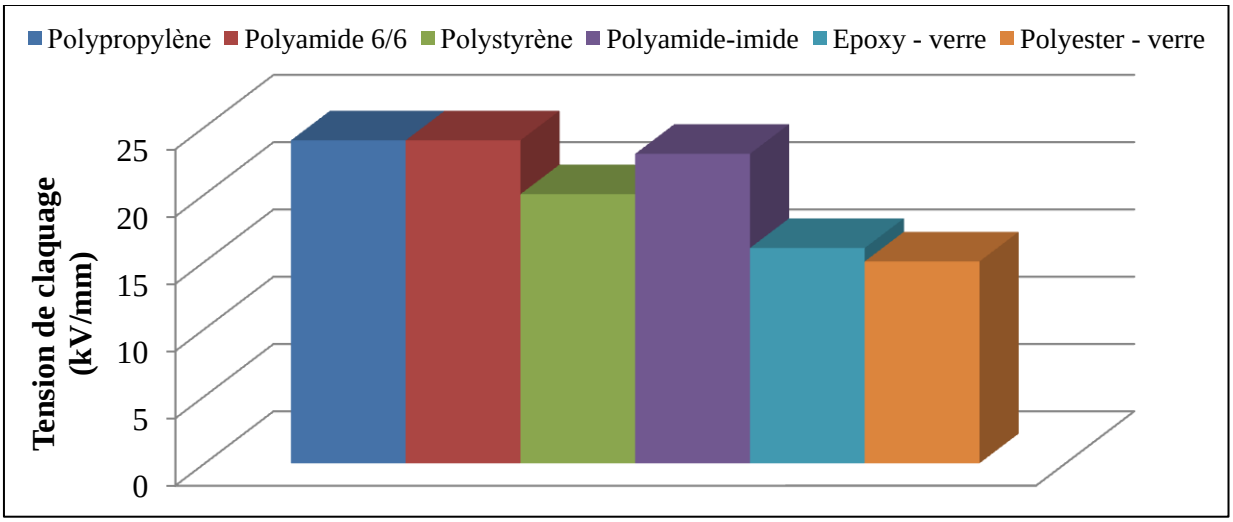


***Figure 14**. Tension de claquage de quelques polymères (épaisseur e= 3 mm) [41].*

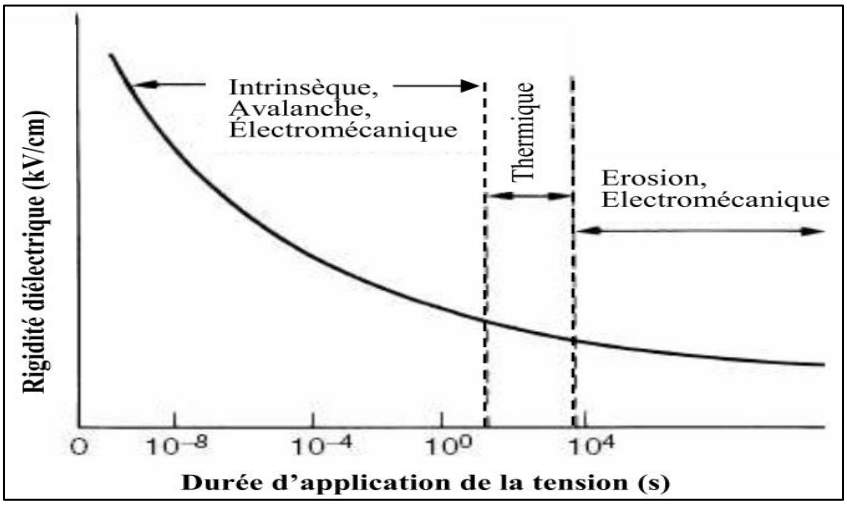


***Figure 15**. Différents types de claquage des isolants solides.*

3.1.1.1. Claquage intrinsèque

Pour ce type de claquage, on admet que le processus de rupture diélectrique est produit, sous l'effet du champ électrique, par des électrons présents initialement au sein du matériau ou qui pénètrent la matière via l'injection cathodique (qui conduit à l'effet tunnel) ou via les rayons cosmiques [42]. Le claquage intrinsèque a lieu lorsque l'intensité du champ électrique est suffisamment élevée pour produire une instabilité du courant électronique. Pour que cette instabilité ait lieu, il faut que les électrons reçoivent plus d'énergie du champ extérieur qu'ils n'en perdent lors de leur freinage : c'est la condition de claquage [43].

- les théories collectives sont dues initialement à Von Hippel [44] et font appel au transfert d'énergie du champ électrique au nuage électronique.

- la théorie de l'avalanche électronique qui a été développée initialement par Seitz et Johnson [45] suppose qu'un électron présent à l'origine dans le matériau va produire une ionisation par collision (sous l'effet du champ électrique) qui entraînera la rupture diélectrique du matériau.

3.1.1.2. Claquage thermique

Lorsque l'on applique un champ électrique à un matériau isolant, on sait qu'un courant (généralement très faible) circule entre les électrodes. La circulation de ces courants dans le matériau a pour conséquence un transfert d'énergie qui chauffe le matériau. Cet échauffement doit être compensé par les pertes thermiques par conduction dans le matériau pour que l'équilibre soit conservé.

L'équilibre entre la dissipation thermique et l'énergie prise au champ est décrit par l'équation différentielle suivante et dont les solutions sont représentées à la figure 16 :

$$\sigma E^2 = c_V \rho \frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}t} - \mathrm{div.}\left[K\ \mathbf{grad}\ T\right]$$

C_v représente la capacité thermique massique à volume constant, ρ est la masse volumique, T la température, σ est la conductivité électrique, E est le champ électrique, K conductivité thermique et t est le temps.

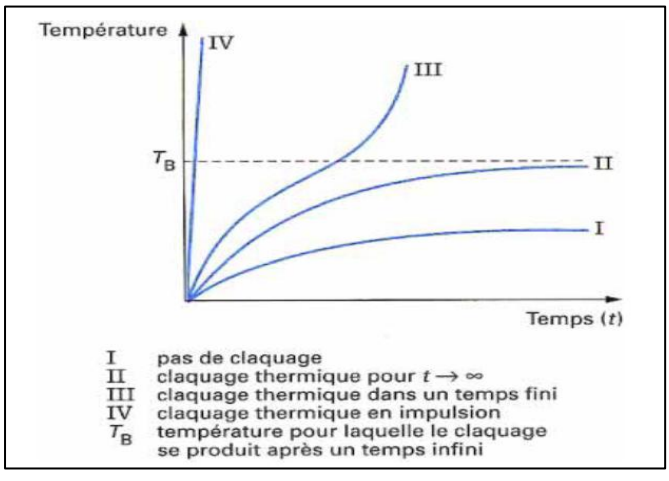


***Figure 16**. Représentation schématique des conditions de stabilité et d'instabilité pour le claquage thermique [41].*

3.1.1.3. Claquage électromécanique

La théorie de ce type de claquage est due à Stark et Garton [46]. Elle prend en compte l'effort électrostatique qui tend à rapprocher deux électrodes entre lesquelles est appliquée une différence de potentiel. Cet effort comprime l'isolant solide placé entre les deux électrodes. Le claquage survient lorsque cet effort de compression dépasse la résistance mécanique du matériau qui dépend de son module de Young.

Ce type de claquage est caractéristique des polymères thermoplastiques, notamment lorsque l'on se rapproche de la température où leur module de Young baisse de manière significative.

3.1.1.4. Claquage par arborescences électriques

Les arborescences électriques, qui se développent dans des polymères à l'état sec, sont générées dans des régions de renforcement du champ électrique de l'isolant *(>100 kV/mm)*, qui peuvent être une cavité ou une inclusion métallique. L'expérience typique pour reproduire et étudier ce phénomène consiste utiliser des pointes moulées dans l'isolant.

Plusieurs travaux ont été réalisés pour étudier le phénomène d'arborescence électrique qui induit un claquage diélectrique de l'isolant.

J. V. Champion et al [47] ont combiné la méthode de détection des décharges partielles avec la vidéo surveillance pour analyser les arborescences se développant dans une résine époxy (***CY 1311 de Ciba Geigy***). L'étude a montré une forte corrélation entre l'activité des décharges électriques (*i.e. nombre de décharges par seconde*) et la répartition spatiale et temporelle des arborescences.

Le dispositif expérimental consiste à utiliser un montage pointe-plan standard avec la résine moulée et un rayon de courbure de la pointe égal à 2µm. La distance pointe - plan varie dans la plage 1,7 – 3 mm pour étudier l'impact de l'espacement inter-électrodes sur la propagation des arborescences. L'ensemble résine-pointe est plongé dans de l'huile silicone pour éviter l'occurrence de décharges surfaciques. La tension appliquée pour produire une grande variété d'arborescences est de 8 à 15 kV. La figure 17 montre le dispositif expérimental typique adopté pour ce type d'étude.

L'analyse de l'arborescence est réalisée par un logiciel qui traite les digits d'images vidéo et effectue les opérations suivantes (Fig. 18) :

- décomposition de l'image en digits ;
- comptage des digits soit en fonction de la distance radiale obtenue à partir de l'extrémité de la pointe (le nombre de pixels noirs indique les dommages de la résine) ;

- calcule la dimension fractale de l'arborescence.

Les auteurs ont établi que le comportement dynamique des décharges partielles dépendait de la valeur de la tension appliquée et de la distance pointe – plan du matériau isolant. De plus, une large corrélation est établie entre l'activité des décharges partielles et le développement spatial et temporel de l'arborescence comme montré en figure 19. Enfin, il a été montré, pour la même résine, que l'arborescence est contrôlée par le champ électrique appliqué et les différentes décharges [48] qui sont associées à un déplacement rapide et temporaire qui s'élargissent dans la matière avec l'élévation de la tension.

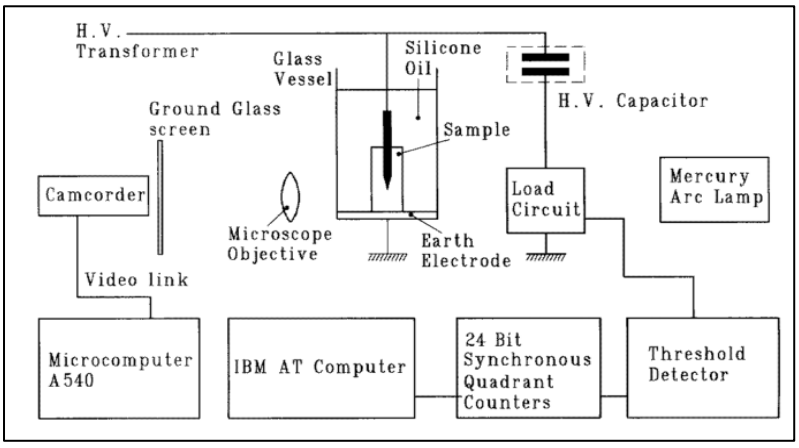


***Figure 17**. Diagramme schématique représentant le système d'acquisition des décharges partielles et celui de l'enregistrement vidéo [47].*

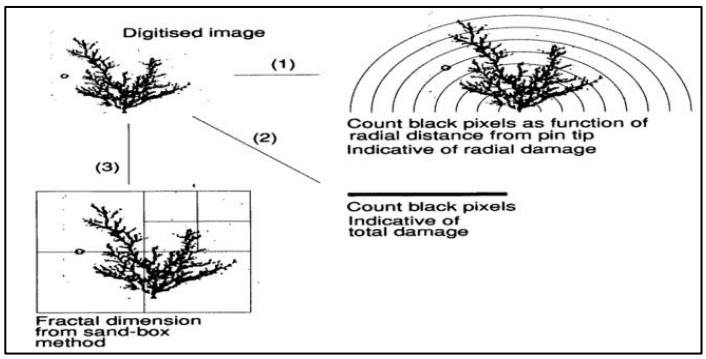


***Figure 18**. Diagramme des différentes opérations effectuées par le logiciel [47].*

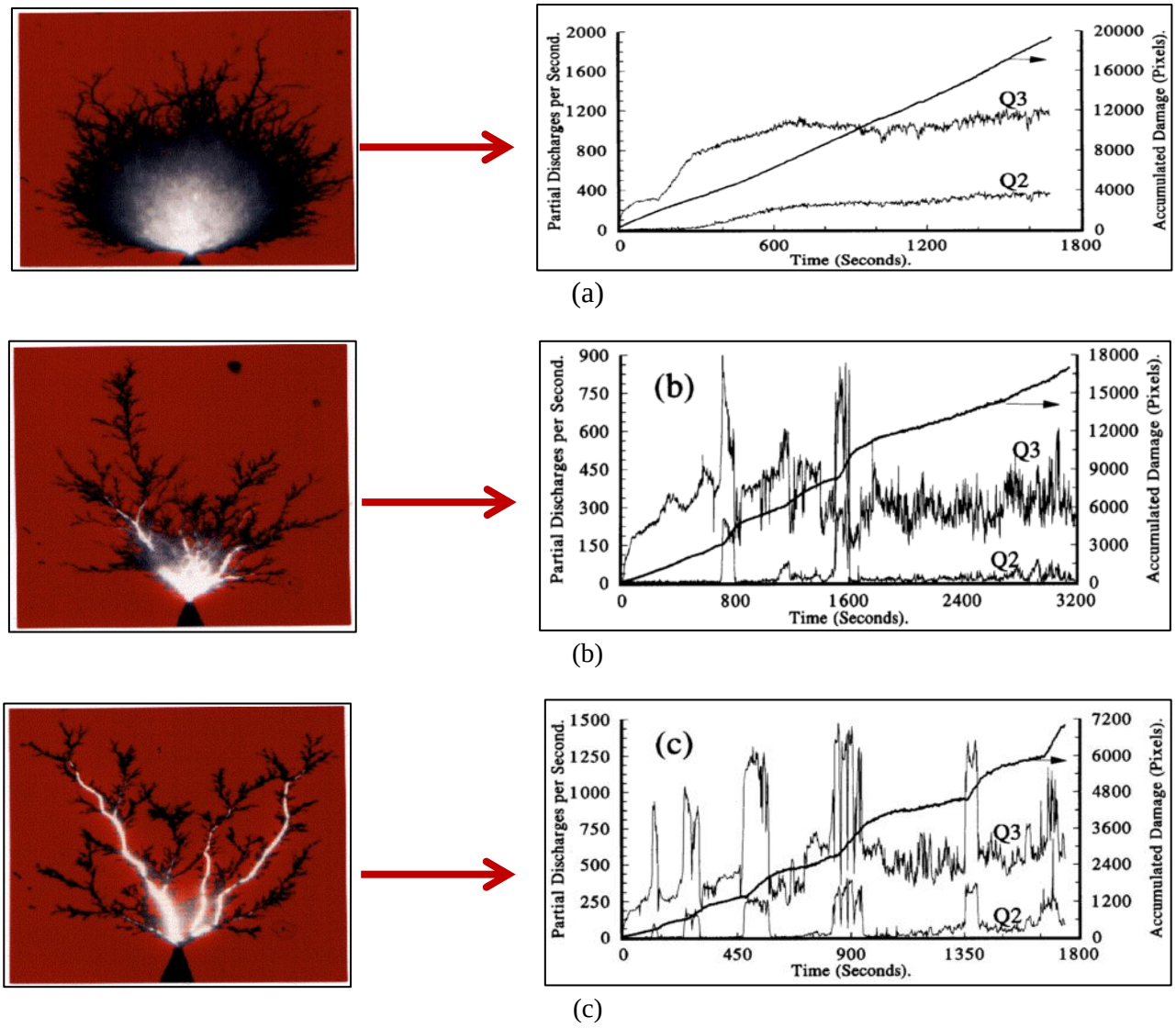


Figure 19. *Différents types d'arborescences et les relevés de décharges partielles correspondants, (a) arborescence buisson, (b) arborescence buisson/branche, (c) arborescence branche [47].*

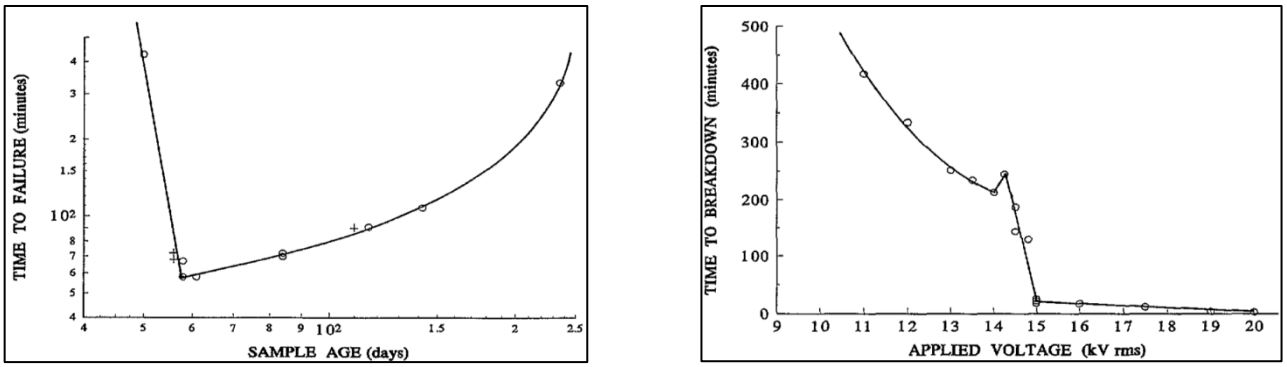
Dans une autre étude, Champion et Dodd [49] ont étudié le processus de claquage sur deux résines époxy (**ARALDITE CT 200 et ARALDITE CT 1200 de Ciba Geigy**) en fonction du niveau de tension appliqué et de l'âge du matériau (c.à.d. temps entre sa production et le moment d'essai). Des mesures de quelques propriétés physiques (contrainte mécanique interne, température de transition vitreuse et Tan (σ)) ont pu indiquer l'occurrence d'un vieillissement physique (arborescence) mais ne donnent pas de détails sur les étapes de formation de celui-ci. Les figures 20 et 21 illustrent l'effet de l'âge du matériau et du niveau de tension sur le claquage et la formation d'arborescences dans les résines époxy.

Il a été montré que les plus jeunes matériaux (23-33 jours) ont la propriété de ralentir la naissance des arborescences en diminuant l'activité des décharges partielles à l'intérieur même de

l'arborescence. Cela a été expliqué par une formation lente de la zone de charges d'espace à l'intérieur des deux résines. Par conséquent, la probabilité de claquage est réduite pour l'un des jeunes spécimens. Pour les spécimens dont l'âge est supérieur à 58 jours, la dimension fractale de l'arborescence augmente avec l'âge du matériau. Ainsi, La probabilité de rupture diélectrique est accentuée et le matériau voit ses propriétés diminuer sous la contrainte électrique.

Pour un vieillissement supérieur à 600 jours, l'arborescence possède la forme d'un buisson et le claquage diélectrique du matériau est imminent.

Par conséquent, cette étude a permis de montrer qu'il existe une plage (entre 60 et 200 jours pour CT 200) pour laquelle la probabilité de claquage de la résine est fortement élevée. Cela impose une certaine prudence pour l'interprétation des essais de vieillissement accélérés du matériau. Pour cela les auteurs suggèrent de se reporter aux caractéristiques physiques de vieillissement (c.à.d. formes des arborescences) pour éviter des erreurs d'interprétation pour la durée de vie.



(a) (b)

***Figure 20**. Influence du niveau de tension et de l'âge du matériau sur le temps de claquage, (a) Influence de l'âge de la résine CT 200, (b) influence du niveau de tension appliqué à la résine CT 1200 [49].*

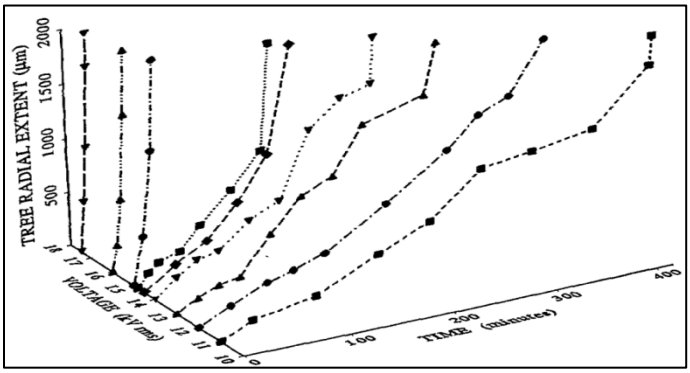
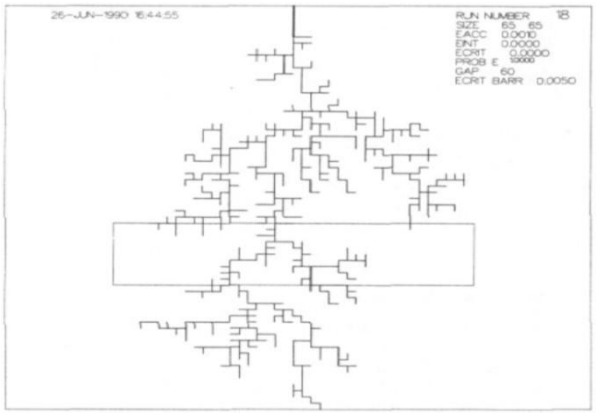


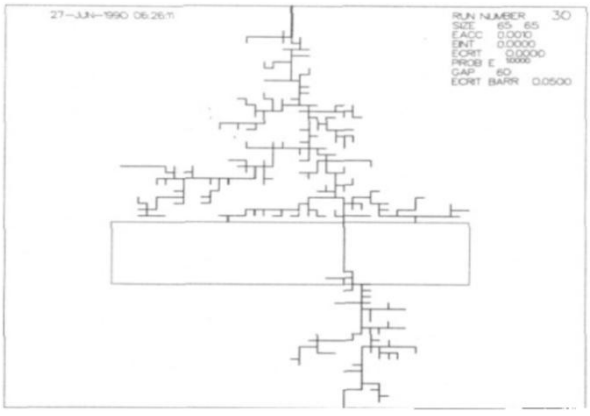
***Figure 21**. Influence du niveau de tension appliqué sur la progression radiale des arborescences électriques dans la résine CT 1200 [49].*

Les deux précédentes études résument de manière précise l'effet du niveau de tension et de l'âge du matériau sur la propagation des arborescences électriques et le rôle de ces dernières sur la rupture diélectrique des isolants solides. Par conséquent le ralentissement de ces arborescences dans la matière peut être intéressant pour rallonger la durée de vie de l'isolant et freiner le claquage diélectrique. A cet effet, Sweeny et al [50] ont étudié l'effet de l'introduction d'une barrière isolante dans une résine époxy sur la propagation des arborescences électriques. Pour réaliser les simulations, deux types de barrières ont été considérées : l'une isolante à base de mica et l'autre conductrice. Les résultats de simulation obtenus sont les suivants (Fig. 22) :

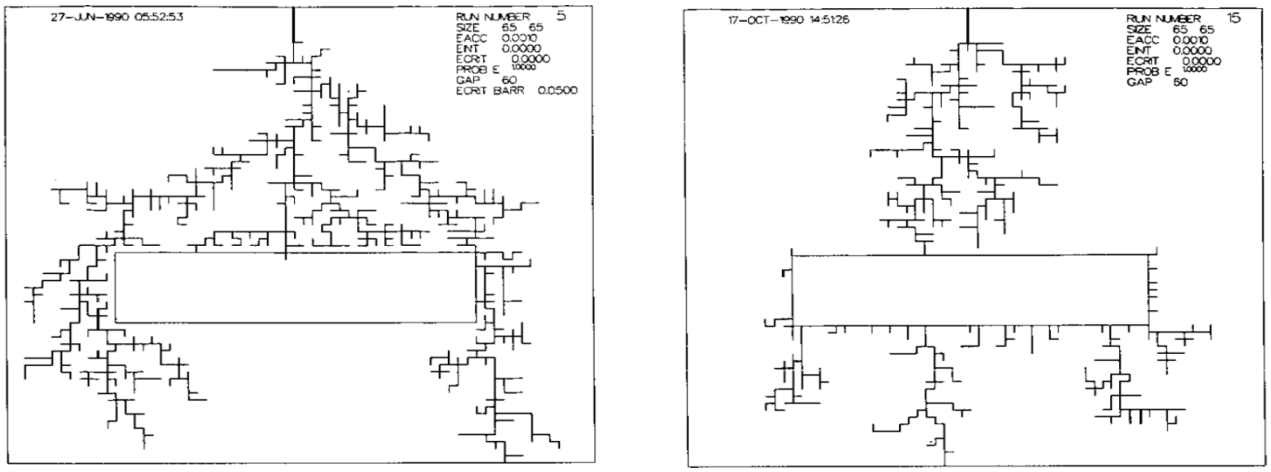
- la présence d'une barrière *faible (nombre de bonds élevé)* peut être représentée par une résine polyester (*Mélinex*) et les arborescences se propagent dans toute la résine et la barrière n'a aucun effet notable sur la formation de celles-ci (Fig. 22(a)).
- l'introduction d'une barrière intermédiaire (*nombre de bonds moyen*) réduit les branchements arborescents à l'intérieur de la barrière et de la résine. Cependant, l'apparence physique des arborescences est similaire au cas d'une barrière faible (Fig. 22(b)).
- pour le cas d'une barrière *forte* (*nombre de bonds très réduit*), la probabilité de formation du canal arborescent décroît significativement dans la résine. La zone inter-faciale *résine/barrière* est caractérisée par la formation d'une structure très dense de type buisson qui peut générer des bulles de formes sphériques (Fig. 22(c)).
- pour le cas de la barrière conductrice, il a été constaté qu'il n'y avait aucune intensification des arborescences à l'interface *résine/barrière* mais que celles-ci se propageaient très facilement à partir de la barrière pour rejoindre l'autre extrémité de la résine époxy (Fig. 22(d)).



(a)



(b)



(c) (d)

Figure 22*. Simulation des arborescences électriques en présence de différentes barrières, (a) barrière faible, (b) barrière moyenne, (c) barrière forte et (d) barrière conductrice [50].*

3.1.2. Influence de divers paramètres sur la tension de claquage

Lors des essais, il est très important de tenir compte des différents paramètres qui peuvent influencer les valeurs de la tension de claquage des isolants solides lors de l'interprétation des résultats. Parmi les facteurs influençant la tension de claquage, nous pouvons citer [51] :

3.1.2.1. Tension appliquée

La tension appliquée est celle qui influe en premier lieu suivant sa forme, son amplitude, sa durée d'application ou sa polarité (continue, alternative ou impulsionnelle). À titre purement indicatif, on retiendra que la rigidité diélectrique en tension continue est souvent proche de celle en tension alternative (valeur efficace) multipliée par √2. Toujours à titre indicatif, on constate que le rapport entre la rigidité diélectrique en onde de choc (*1,2/50 µs*) et celle mesurée en tension continue et de l'ordre de 2. Cependant, ces valeurs sont à prendre avec prudence et doivent être vérifiées sur le matériau expérimenté.

3.1.2.2. Epaisseur et homogénéité de l'éprouvette

L'augmentation de la densité de défauts (cavités gazeuses, impuretés conductrices, présence d'humidité par absorption) dans le volume soumis au champ réduit considérablement la valeur de la rigidité diélectrique. C'est pour cette raison que l'augmentation de l'épaisseur de l'éprouvette réduit la valeur de la rigidité diélectrique. On constate que la tension de claquage est généralement proportionnelle à l'épaisseur à la puissance *n* (avec *n* voisin de 0,7). Il est donc indispensable de donner, avec toute valeur de rigidité diélectrique, l'épaisseur des éprouvettes d'essai (Fig. 23).

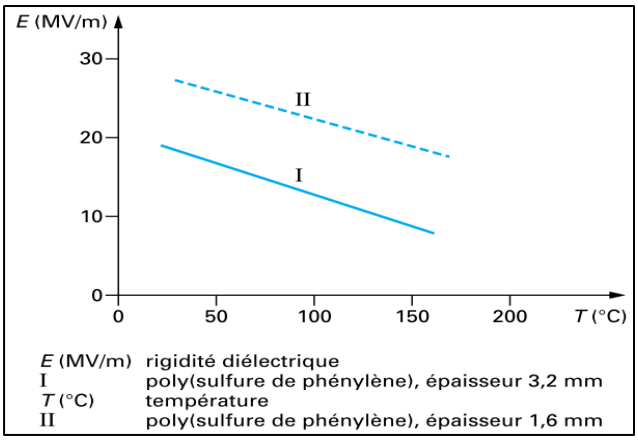


Figure 23. *Illustration de l'effet de la température et de l'épaisseur sur la rigidité diélectrique du polysulfure de phénylène (PPS) [52].*

3.1.2.3. Température

Généralement, l'augmentation de la température a pour effet, de réduire la rigidité diélectrique. Cela a différentes origines telles que l'augmentation de la conduction, l'obtention d'un claquage thermique, voire d'un claquage électromécanique (Fig. 23).

D'autres facteurs peuvent être également pris en considération tels que [53] :

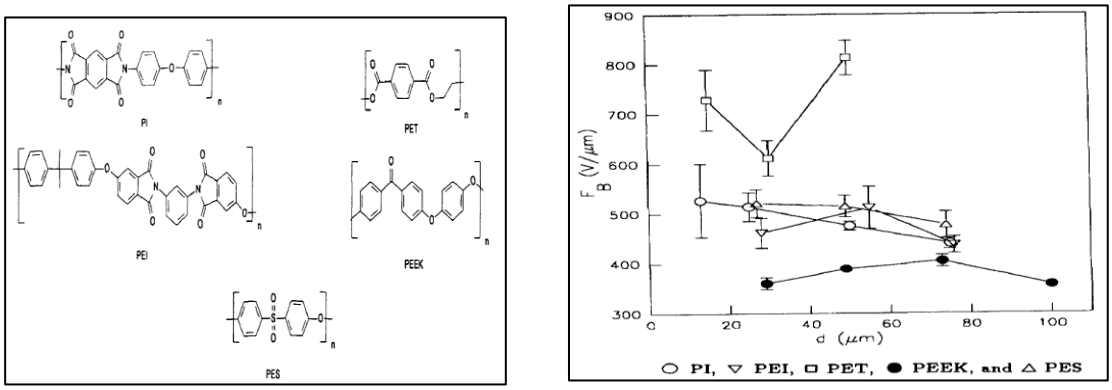
- les décharges superficielles dont les effets se traduisent par une érosion du matériau suite au bombardement ionique ou à une dégradation chimique due aux espèces gazeuses actives, qui provoquent une diminution des propriétés mécaniques et une augmentation des pertes diélectriques.
- l'effet du cheminement électrique qui peut suffisamment chauffer la surface du matériau pour créer une évaporation locale et des étincelles. Ces dernières forment progressivement un chemin électrique conducteur qui génère une carbonisation partielle ou complète de la surface isolante.

Dans une étude effectuée par le département des sciences et techniques de l'université Chalmers à Göteborg (Suède) en collaboration avec le centre scientifique *ABB Corporate Research*, Bjellheim et Helgree [54] ont mesuré le champ électrique de claquage de plusieurs polymères aromatiques parmi lesquels (Fig. 24(a)) :

- le polyimide (Kapton H) de la société *DuPont de Nemours* ;
- Le poly-éther-imide (Ultem) de la société *GE Plastics* ;
- Le polyéthylène téréphtalate (Hostaphan) fourni par *Hoechst AG* ;
- Le poly-éther-éther-cétone (Stabar K200) fourni par *ICI Films* ;
- Le poly-éther-sulfone (Stabar S100) de la société *ICI Films*.

Ces travaux ont conclu que le claquage diélectrique des polymères peut survenir suite à une activité intense de décharges partielles en surface, résultant d'un mécanisme d'ionisation bien spécifique, et que l'initiation des décharges partielles dépend fortement de la structure chimique et de l'affinité électronique du liquide isolant.

De plus, les mesures effectuées en courant continu (D.C.) ont montré qu'il n'y a avait aucune corrélation entre les propriétés chimiques du polymère et son champ électrique de claquage (résultats expérimentaux qui se chevauchent souvent). Ces conclusions et hypothèses ont également été confirmées par d'autres travaux scientifiques [55-57].



(a) (b)

Figure 24. *Polymères choisis pour l'étude diélectrique, (a) structure chimique des polymères et (b) champ électrique de claquage en tension continue [54].*

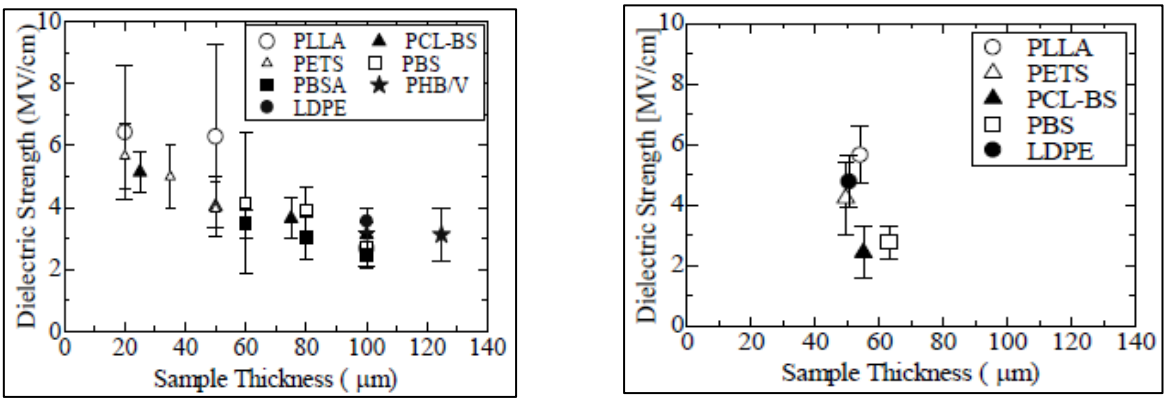
Dans d'autres pays comme le Japon, des chercheurs tels qu'Ohki et Hirai [58] se focalisent plus particulièrement sur l'aspect écologique et environnemental que peut avoir l'utilisation des matières plastiques, en menant des investigations sur des polymères biodégradables.

En effet, des dizaines de millions de tonnes de plastiques sont enterrés sous terre ou incinérés. Ainsi, des gaz, comme le dioxyde de carbone (CO_2), sont relâchés dans l'atmosphère suite aux incinérations. C'est pour cette raison qu'il devient préférable de prendre des mesures très strictes pour la protection de l'environnement dans plusieurs secteurs de notre vie courante. Partant de ce principe, le développement de matériaux isolants ayant de faibles répercussions (dits écologiques) sur notre environnement ne peut être que nécessaire.

Pour leurs travaux, Ohki et Hirai [58] ont mesuré deux paramètres diélectriques qui sont la conduction électrique via le courant électrique et la tension de claquage (en alternatif, en continu et en impulsionnel), sur plusieurs polymères biodégradables : acide poly-L-lactic (PLLA), polyéthylène téréphtalate (PETS), polycaprolactone butylène (PCL-BS), polybutylène (PBS), un autre type de polybutylène adipate (PBSA) et le poly-hydroxybutyrate/velerate (PHB/V). Afin de

comparer les performances des différents polymères, du polyéthylène basse densité (PEBD) a été pris comme référence. Suite à plusieurs investigations expérimentales, les auteurs ont abouti aux conclusions suivantes :

- les polymères PLLA et PETS, dont la matrice est formée de façon solide à température ambiante, ont des valeurs de conductivités électriques similaires à celle du LDPE, alors que les PCL-BS, PBS et le PBSA, qui ont un aspect d'élastomère, ont des conductivités électriques 4 fois supérieures à celles du LDPE.
- le PLLA et PETS ont montré que le courant de conduction dépend fortement de la température. L'énergie d'activation devient très élevée pour le PLLA au-dessus de 70°C et pour le PETS au-dessus de 60°C. Cela a été attribué à l'augmentation rapide de la conductivité électrique suite à la phase de transition vitreuse des polymères.
- dans le PLLA, le courant de déplacement est induit par l'orientation dipolaire des additifs présents dans la matrice polymère et commence à circuler à partir de 80°C.
- enfin, tous les polymères testés ont pratiquement la même rigidité en tension impulsionnelle (Fig. 25(a)) et à température ambiante. Toutefois, aucune corrélation n'a pu être établie entre la conductivité du matériau et la tension de claquage en mode impulsionnel.



(a) (b)

Figure 25*. Rigidité diélectrique de quelques polymères biodégradables [58], (a) tension impulsionnelle, (b) tension continue.*

3.2. Tension de contournement

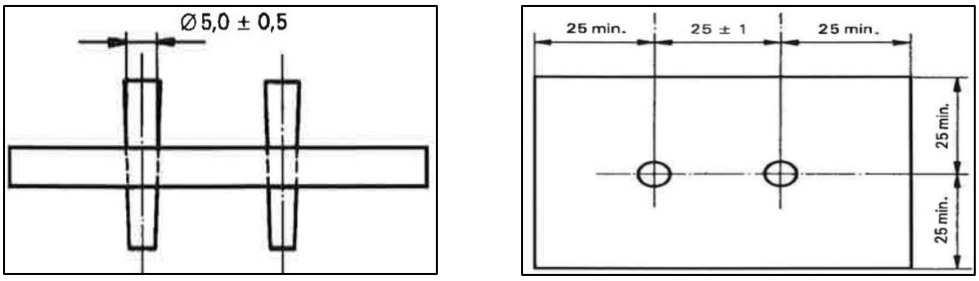
Selon la norme CEI 60243-1 [40], le contournement est défini comme étant la perte des propriétés isolantes du gaz ou du milieu liquide environnant les éprouvettes et les électrodes lorsqu'exposées à des contraintes électriques, provoquant dans le circuit d'essai un courant suffisant pour faire déclencher un disjoncteur approprié. Par rapport au claquage, le contournement peut

être distingué par la présence de traces de carbonisation. La figure 26 montre le type d'électrodes utilisées pour l'essai de contournement.

Plusieurs facteurs peuvent influencer la tension de contournement ; on peut citer :

- la résistivité volumique de la couche de pollution déposée à la surface du matériau ;
- la répartition de la couche de pollution qu'elle soit uniforme ou discontinue ;
- le profil et les dimensions de l'accessoire ;
- la distance inter-électrodes qui fait diminuer la tension de contournement en augmentant ;
- le temps d'application de la tension ;
- les conditions atmosphériques d'essai (température, pression, humidité).

La figure 27 illustre le cas d'un contournement en présence d'une couche humide et saline de conductivité 710 µS/cm [59].



(a) (b)

Figure 26*. Eprouvette plane avec électrodes à broches coniques [40], (a) vue de face et (b) vue de haut (dimensions en mm).*

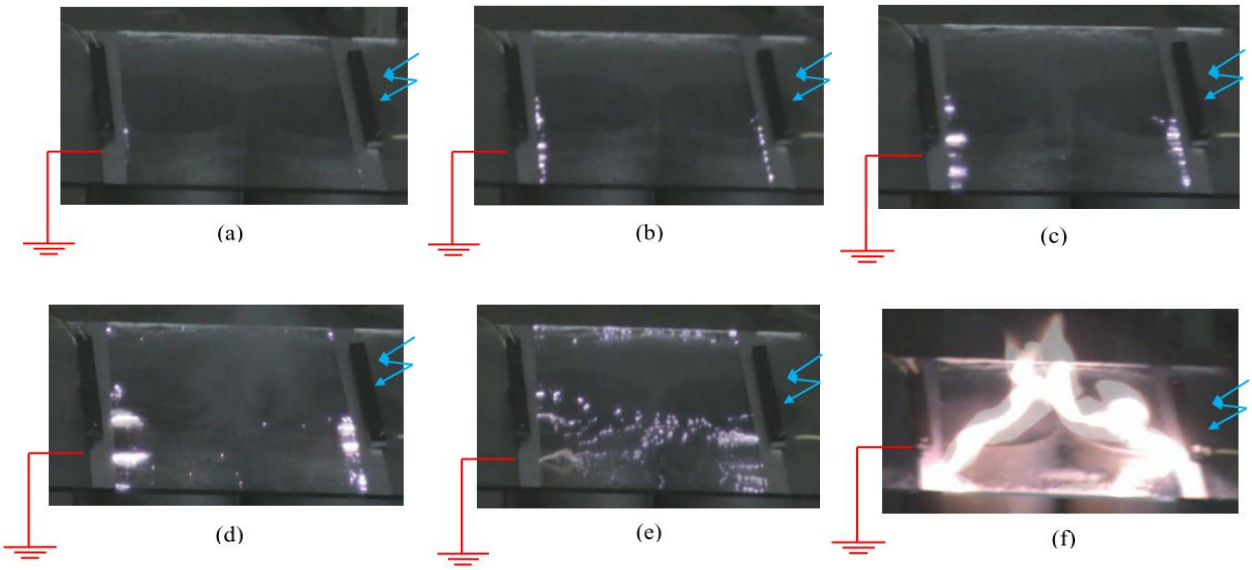


Figure 27*. Etape de contournement d'une surface polluée au sel de conductivité 710 µS/cm [59], (a)8 kV, (b15 kV, (c)20 kV, (d) 25 kV, (e)35 kV, (f) arc de contournement à 40 kV.*

D'autres facteurs peuvent également influencer la valeur moyenne de la tension de contournement des surfaces isolantes comme par exemple:

- la présence dans la matrice polymère d'un certain pourcentage de particules semi-conductrices micro et/ou nanoscopiques telles que l'oxyde de titane (TiO_2) ou l'alumine trihydratée (Al_2O_3-$3H_2O$).
- la pression du fluide (gaz ou liquide) entourant l'interface solide du matériau isolant.
- le nombre de contournements effectués simultanément sur une même surface diélectrique.

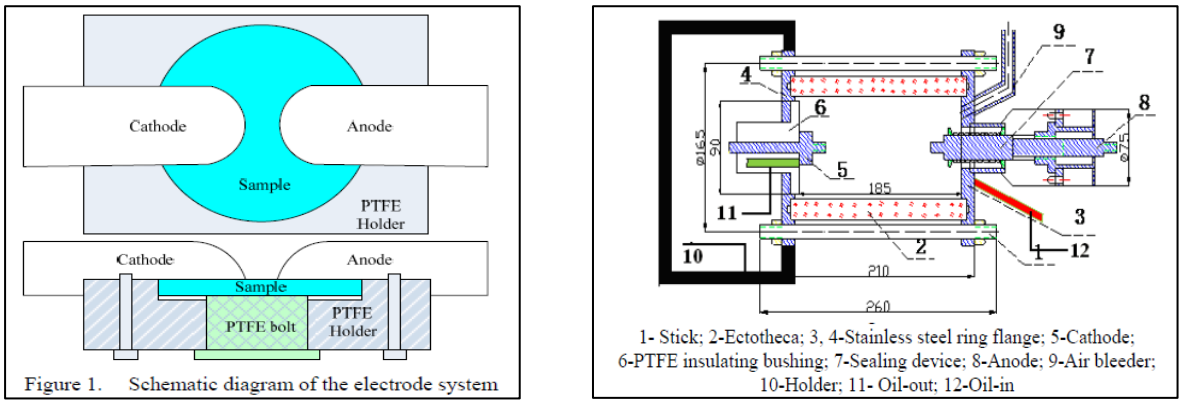
Au sujet du nombre de contournement, Wang et al [60] ont étudié les variations de la tension de contournement en mode impulsionnel négatif (50 ns/2,5 µs) en fonction de la pression de l'huile entourant l'isolant solide, du nombre de contournements et de la concentration en poids de microparticules de TiO_2 (diamètre = 1µm). Ce type d'étude permet de simuler un environnement similaire à celui d'un transformateur à huile.
Cette équipe de chercheurs a concentré ses efforts sur quelques résines époxydes EPON 828 de type DGEBA (diglycidyl-ether de Bisphénol A) qui contiennent différentes concentrations de microparticules de TiO_2 traitées avec un agent de couplage KH 550 (Aminopropyltrithoxy silane). Cet agent de couplage permet de diminuer la sédimentation des particules dans la matrice polymère. Un dispositif expérimental bien spécifique (Fig. 28) a été utilisé pour la mesure de la tension de contournement. Il s'agit d'une chambre sous pression remplie d'huile de transformateur et contenant un système d'anode et de cathode qui sera disposé sur la surface des matériaux époxydes, et une distance inter-électrodes de 10mm.

Après avoir effectué plusieurs séries de tests, les scientifiques ont abouti aux conclusions suivantes :

- La rigidité diélectrique surfacique (tension de contournement) des composites époxydes peut être augmentée (Fig. 29(a)) à travers l'ajout d'une forte concentration de TiO_2 (> 40% en poids). La plus faible valeur a été enregistrée pour une concentration de 20%.
- Les valeurs de la tension de contournement sont significativement réduites après 20 essais successifs sur une même surface isolante (Fig. 29(b)). Cela a été expliqué par l'ampleur des dégradations en surface des isolants solides qui diminuent les propriétés diélectriques (diminution de la résistivité superficielle).
- Enfin, l'augmentation de la pression du milieu fluide fait augmenter la tension de contournement puisque le passage de 0,1 à 0,6 MPa entraîne une élévation de 49,32% (Fig. 29(c)). Cela peut être interprété par la réduction du mécanisme de cavitation gazeuse au sein

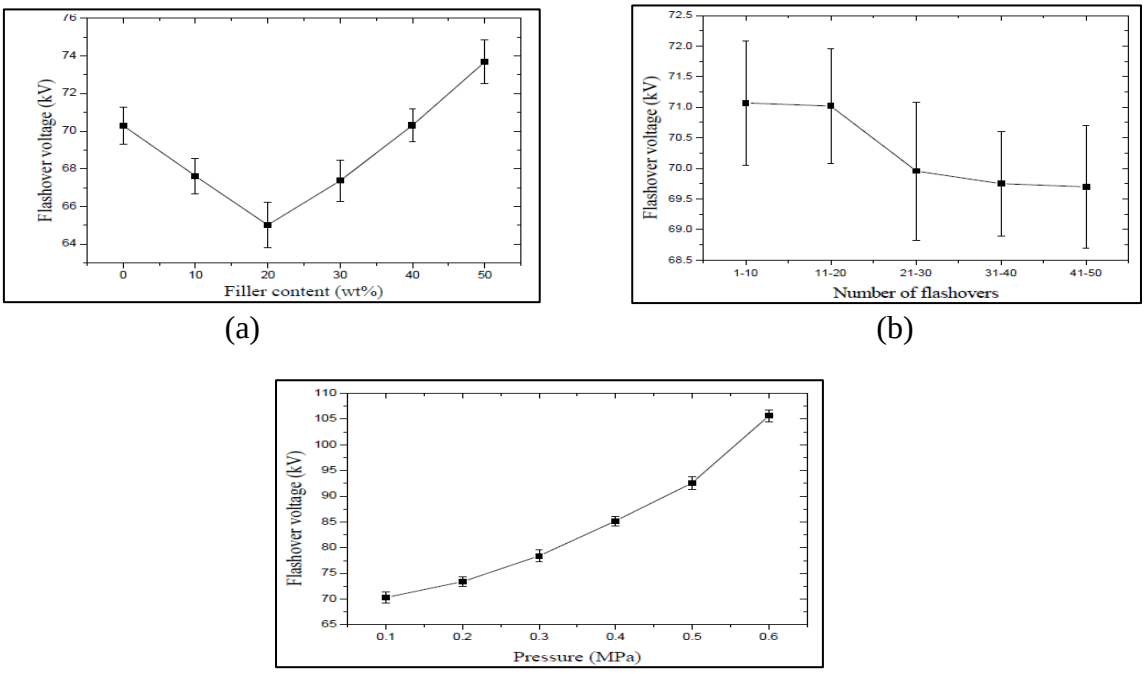
de l'huile sous l'effet de l'augmentation de la pression ce qui rend l'interface liquide/solide plus rigide.

Ces conclusions confortent les résultats d'autres travaux [61,62] effectués en tension impulsionnelle à vide.



(a) (b)

Figure 28. *Dispositif spécifique pour mesurer la tension de contournement des surfaces isolantes sous pression dans l'huile [60], (a) système d'électrodes et (b) diagramme schématique de la chambre à huile.*



(a) (b)

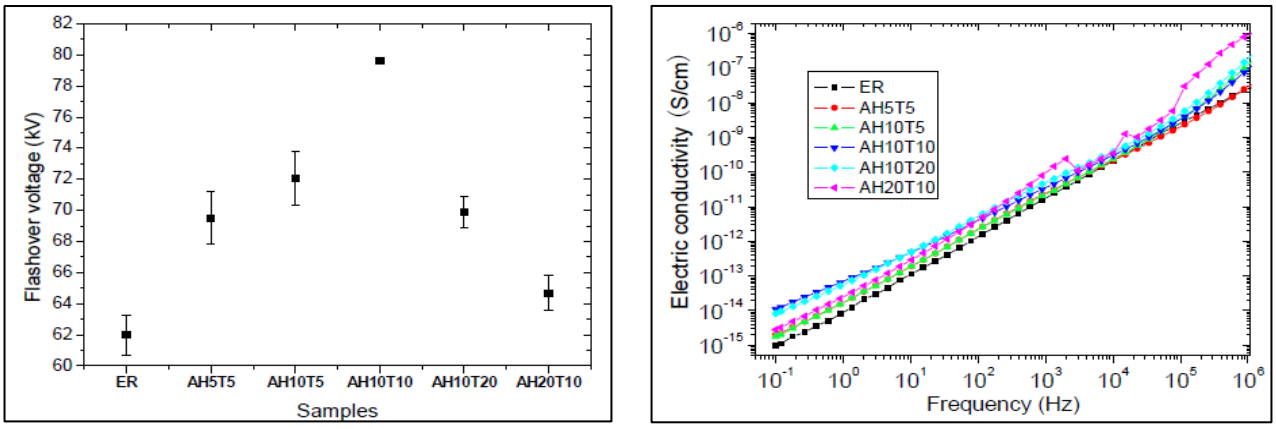
(c)

Figure 29*. Influence de différents paramètres sur la tension de contournement de composites époxydes [60], (a) concentration des microparticules TiO_2, (b) nombre de contournement effectués à la suite et (c) augmentation de la pression du fluide.*

Dans une autre étude, Cheng et al [63] se sont particulièrement intéressés à l'influence du type de particules sur les performances de contournement à vide en mode impulsionnel. Pour cela, des microparticules de TiO_2 et de Al_2O_3-$3H_20$ (alumine tri-hydratée) ont été simultanément incorporées dans de la résine époxyde à différents pourcentages en masse pour obtenir plusieurs composites. Les auteurs ont manifesté un intérêt très particulier pour l'alumine tri-hydratée (Al_2O_3-$3H_20$) à cause de ses propriétés ignifugeantes et de résistance à l'initiation d'arcs électriques en surface des isolants solides, comme l'ont montré les travaux de Roth et al [64].

Les essais de contournement ont été réalisé à vide ($5x10^{-3}$ Pa) à l'aide d'une onde de choc impulsionnelle (20ns/1,5µs). Le matériau polymère utilisé est de la résine époxyde EPON-828 et les microparticules de TiO_2 et Al_2O_3-$3H_2O$ (D=1 µm) sont traitées avec un agent de couplage (KH-550). La distance inter-électrodes est égale à 10mm.

Ainsi, les auteurs ont pu montrer que la tension de contournement à vide peut être augmentée significativement en ajoutant les deux types de microparticules. Le pourcentage en masse optimal des deux renforts est de 10% pour les deux charges et procure une augmentation de la tension de contournement de 28,4% (*nouvelle formulation de composite*) par rapport à une résine époxyde non chargée (Fig. 30(a)). De plus, il a été montré que l'ajout de TiO_2 augmentait la conductivité électrique du composite de façon plus importante comparativement à l'Al_2O_3-H_2O et que le composite AH10T10 est celui qui montrait les plus hautes valeurs de contournement (Fig. 30(a)).



(a) (b)

Figure 30. *Effet de l'incorporation simultanée de l'oxyde de titane (TiO_2) et de l'alumine trihydratée (Al_2O_3-$3H_20$) à la résine époxyde [63], (a) tension de contournement impulsionnelle à vide, (b) conductivité électrique.*

3.3. Résistance aux décharges surfaciques

Divers types de dégradations peuvent apparaître suivant les conditions d'environnement et les directions relatives du champ électrique et de la surface du matériau. Des dommages superficiels d'un matériau surviennent surtout lorsque la contrainte électrique est faible et qu'elle est appliquée parallèlement à la surface du matériau et par la présence d'humidité ou l'existence d'étincelles ou d'arcs. Il s'agit des phénomènes dits de cheminement. C'est pour cela que des normes et des méthodes d'essai existent ou sont en voie de développement pour caractériser la résistance des matériaux au cheminement électrique.

3.3.1. Résistance au cheminement dans des conditions humides

La norme *CEI 60112* [65] décrit une méthode d'essai (Fig. 31) donnant une indication sur la résistance relative au cheminement des isolants solides aux tensions inférieures ou égales à 600 V lorsque leur surface est exposée, sous contrainte électrique, à l'action d'eau contenant des composés ioniques.

Des gouttes d'une solution de chlorure d'ammonium (et éventuellement d'un agent mouillant) tombent à intervalles de *30 s* entre les électrodes auxquelles est appliquée la tension. L'indice de résistance au cheminement est exprimé par un nombre sans dimension égal à la tension la plus élevée que l'on peut appliquer entre les électrodes sans qu'un trajet conducteur ne se produise à la surface du matériau avant la chute de la cinquantième goutte. Cette méthode d'essai différencie correctement les matériaux qui offrent une résistance au cheminement relativement faible. Le tableau 6 montre la résistance au cheminement [65] de quelques matériaux utilisés pour l'isolation haute tension.

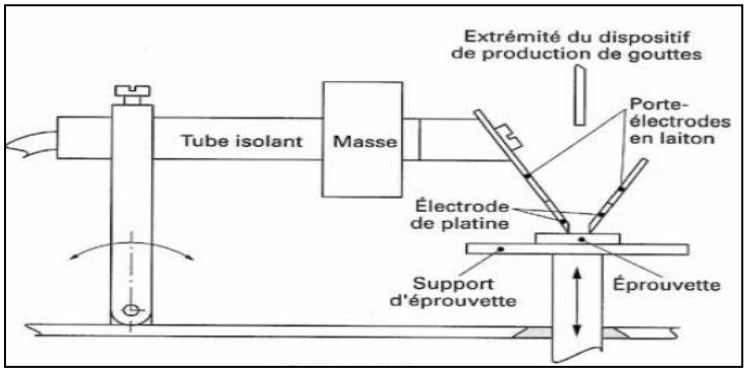


Figure 31. *Dispositif global d'essai selon la norme CEI 60112 [65].*

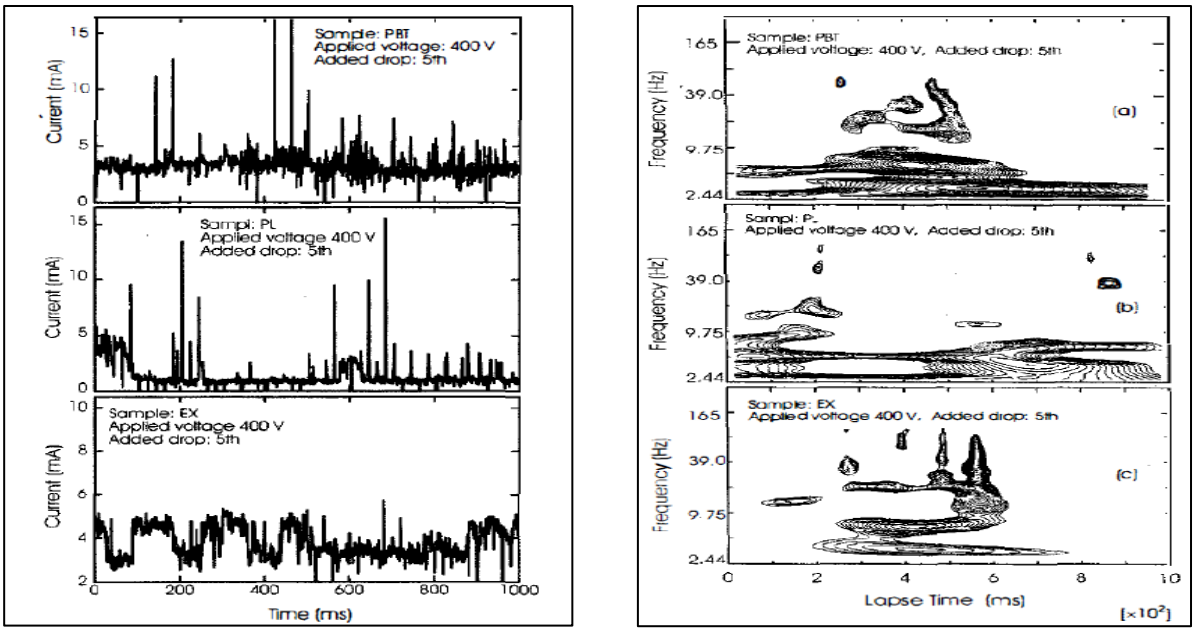
Résine	***Charge***	***Indice de résistance au cheminement***
Phénolique Polycarbonate	Papier, carton, bois	80 à 120
Epoxyde Poly-phénylène oxyde (PPO)	Silice, alumine	120 à 220
Silicone Poly-acétal Polypropylène Polyester PMMA PTFE	Silice, alumine, fibres de verre.	500 à 600

Tableau 6*. Indice de résistance au cheminement de quelques isolants solides [65].*

B.X. Du [66] a exploité la configuration d'électrodes décrites par la norme CEI 60112 pour mener des expériences sur plusieurs matériaux polymères et établir une corrélation entre l'énergie produite par les décharges partielles et la résistance au cheminement électrique en tension continue (DC). Les spécimens étudiés sont des laminés phénoliques (PL), du polybutylène téréphtalate (PBT) et de la résine époxyde (EP). De plus, une analyse graphique par la transformée en ondelettes [67-69] a été utilisée pour identifier les multiples niveaux d'énergie via l'onde de courant.

Les résultats d'investigations ont montré que l'indice de cheminement en tension continue (CTID) est égal à 275 pour le PBT, 375 pour le PL et 415 pour EP. Aussi, l'acquisition des signaux de courant a indiqué que son amplitude était la plus forte pour le polybutylène (PBT) et la plus faible pour la résine époxyde (EP) (Fig. 31(a)). Les inspections visuelles des échantillons après dégradation ont montré que la progression des dégradations se faisait de la cathode vers l'anode pour l'époxyde, le long d'une bande étroite pour la résine phénolique (PL) et une carbonisation selon une ligne fine pour le polybutylène (PBT). Cependant, les résidus sont plus volumineux pour le PBT comparativement au PL ou à l'époxyde.

La technique d'analyse par la transformée en ondelettes (Fig. 32(b)) a indiqué que l'énergie des décharges pour le PBT était la plus dense à cause de sa constitution chimique.



(a) (b)

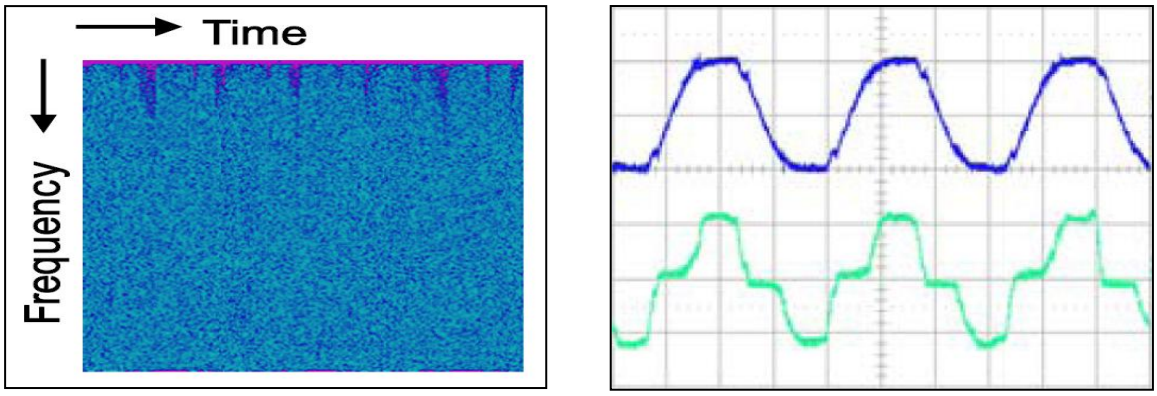
***Figure 32**. Analyse de l'énergie des décharges électriques en tension continue sur plusieurs polymères (a) à l'aide du courant de fuite et (b) à travers la transformée en ondelettes [66].*

Dans un autre article, Jee et al [70] ont utilisé les méthodes d'analyse temps-fréquence et le calcul de la distribution d'énergie du signal de la tension appliquée pour caractériser le processus d'érosion. L'étude du phénomène a nécessité l'utilisation d'une plaque en PVC (60x60x3 mm^3) et l'application d'une tension sinusoïdale de fréquence 60 Hz et d'amplitude 380 V. Un électrolyte constitué de NH_4Cl (chlorure d'ammonium) de concentration 0.1 % dans un volume d'eau de $20mm^3$ est pulvérisé sur la plaque toutes les 30 secondes pour favoriser l'apparition des décharges en surface (CEI 60112).

Les résultats d'analyse ont indiqué que des pics descendants (Fig. 33(a)) apparaissent pour une allure pulsatoire du courant de fuite et que l'amplitude de ces pics augmente avec la progression de la décharge partielle jusqu'à atteindre une valeur critique pour laquelle a lieu le contournement.

De plus, le processus d'érosion peut se décomposer en cinq étapes :

- état statique pour une faible application de la tension ;
- apparition des décharges partielles ;
- progression de la décharge ;
- formation de résidus carbonisés à la surface des électrodes ;
- érosion de la plaque après la décharge disruptive (contournement).



(a) (b)

***Figure 33**. Technique d'analyse temps fréquence durant l'érosion d'une éprouvette en PVC [70] (a) par la transformée de Fourrier modifié et (a) les signaux du courant (en vert) et de la tension (en bleu).*

3.3.2. Résistance au cheminement des matériaux à usage extérieur

La norme CEI 1302 [71] décrit un essai de plus longue durée que ceux présentés précédemment. Cet essai est destiné à comparer les performances des matériaux isolants exposés de façon intermittente à un contaminant liquide et à un arc superficiel. L'appareillage d'essai décrit à la figure 34 comporte un volant rotatif qui permet d'immerger les éprouvettes dans une solution d'eau salée bien spécifique puis de les retirer de cette solution et de leur appliquer une tension qui provoque des arcs en surface des éprouvettes.

Cela entraîne une dégradation progressive de la surface jusqu'à ce qu'un contournement se produise ou que le courant de fuite dépasse une valeur bien spécifique. Le liquide d'essai est une solution de chlorure d'ammonium. La tension appliquée aux éprouvettes est égale à *10 kV*. Une éprouvette est considérée défaillante lorsqu'un contournement se produit ou qu'un courant de fuite individuel dépassant *300 mA* est détecté. Le résultat de l'essai est exprimé par le temps nécessaire pour atteindre le contournement ou le dépassement du courant de fuite.

Ainsi, le résultat de l'essai est exprimé par le temps nécessaire pour produire un cheminement ou le dépassement de la valeur du courant de fuite précédemment indiquée (Fig. 35).

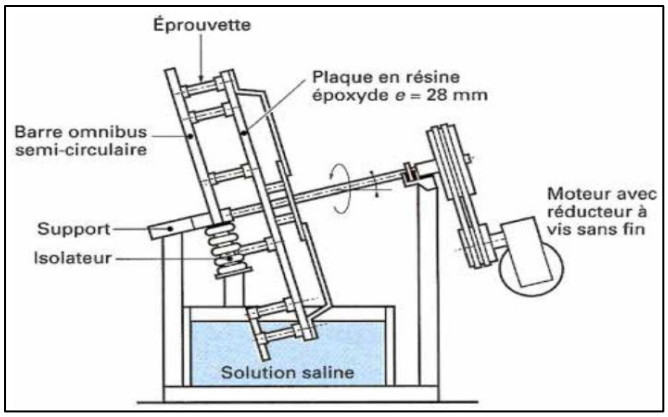


Figure 34. *Essai d'évaluation de la résistance au cheminement des matériaux isolants solides à usage extérieur [71].*

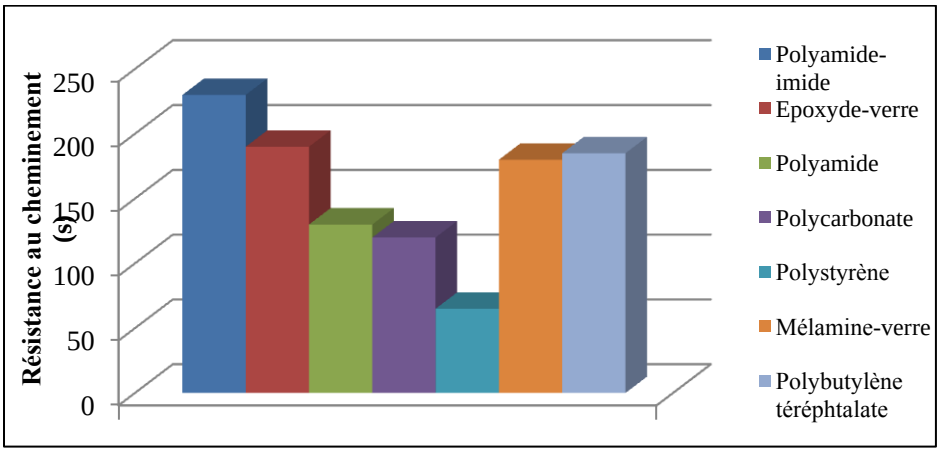


Figure 35. *Résistance au cheminement électrique de quelques matériaux selon [71].*

3.3.3. Paramètres influençant la propagation des décharges surfaciques

3.3.3.1. Humidité et pollution

Les décharges partielles sont considérées comme étant un signe précurseur du contournement et de la dégradation des surfaces isolantes. C'est pourquoi, l'analyse et la détection des décharges électriques est un élément clé pour la compréhension du phénomène et en particulier lorsque la surface isolante est recouverte d'un film humide et pollué [72].

Dans une étude publiée par Cavallini et al [73], l'analyse des décharges partielles s'est faite pour un matériau en céramique pollué avec une solution saline. Les résultats montrent que la pollution saline est responsable de la réduction de la tension d'apparition des décharges partielles (*PDIV*), de 20 kV pour un matériau propre et sec jusqu'à 1 kV pour un matériau humide contaminé avec une solution de concentration 100 g/l (Fig. 36). Le principal effet de la pollution est principalement le développement d'une activité de décharges surfaciques soutenue dans le temps.

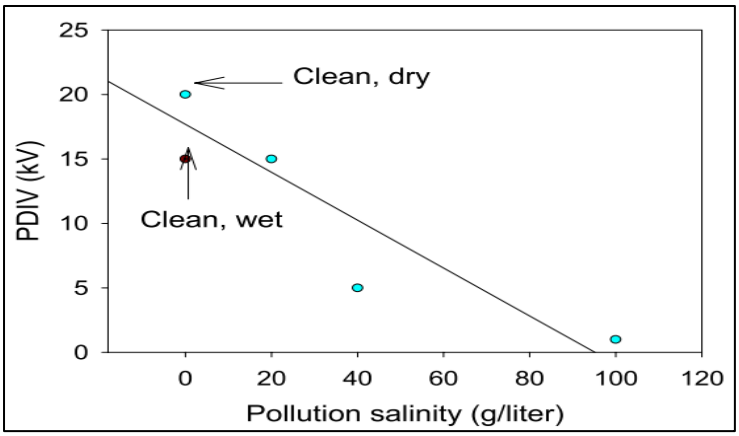


***Figure 36**. Tension d'apparition des décharges partielles en fonction du degré de pollution saline [73].*

3.3.3.2. Température et niveau de tension appliqué

Pour montrer l'effet de l'augmentation de la température sur l'activité des décharges partielles, Schifani et al [74] ont étudié ce phénomène dans une cavité gazeuse formée à l'intérieur d'une résine époxy (Bakelite). Cette étude a porté sur plusieurs résines dont l'épaisseur est de *3,5 mm* et le diamètre des bulles est compris entre *1,3* et *2mm*. La comparaison des résultats s'est faite pour deux températures 20 et 80 °C. Une tension de 20 kV est appliquée au matériau jusqu'à l'initiation des décharges électriques (Fig. 37).

Les chercheurs ont constaté que l'activité des décharges électriques variait en fonction de la température et de la tension appliquée :

- lorsque la température passe de 20 à 80°C, l'amplitude des décharges électriques croît et leur nombre diminue (Fig. 38(a)) ;
- l'augmentation de la tension provoque l'accroissement du nombre de décharges partielles (Fig. 38(b)).

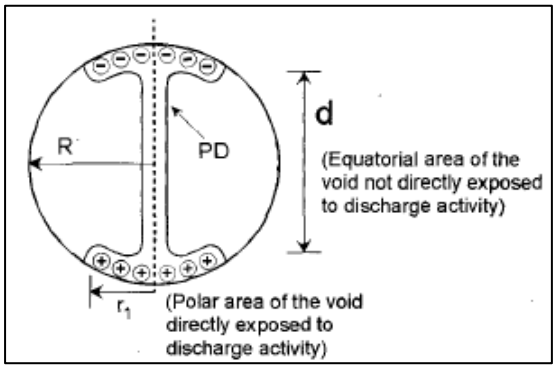
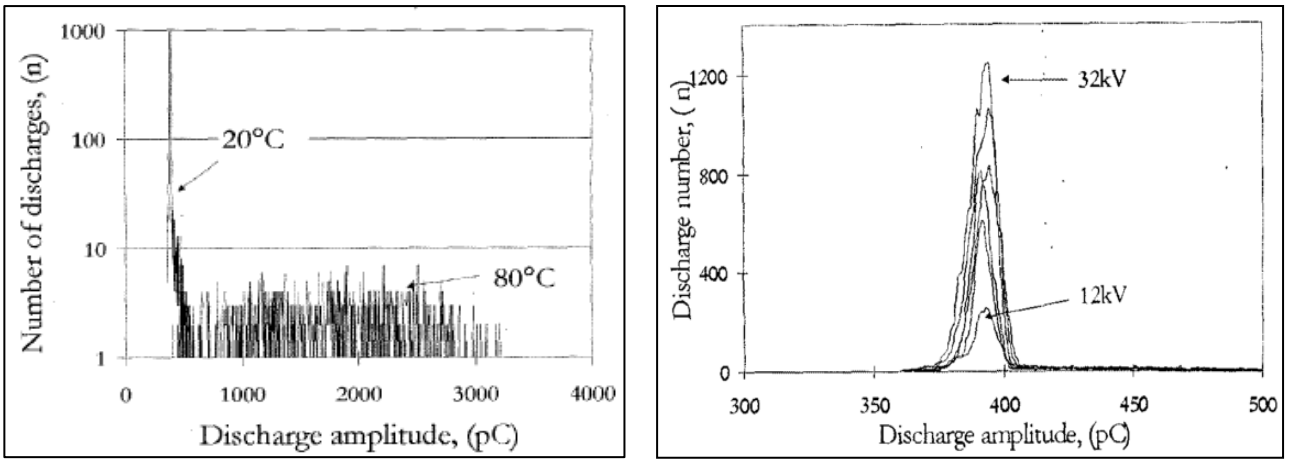


***Figure 37**. Bulle sphérique utilisée pour l'observation des décharges électriques [74].*



(a) (b)

***Figure 38**. Paramètres physiques influençant la propagation des décharges électriques [74], (a) effet d'augmentation de la température, (b) effet d'augmentation de la tension.*

4. POTENTIALITES DES MATERIAUX CHARGES

Les recherches sur les nanocomposites ont, chronologiquement, concerné tout d'abord leur synthèse. La principale difficulté rencontrée a été d'obtenir des matériaux homogènes. Les renforts de type silicate sont en effet organophobes, de sorte qu'ils ont tendance à s'agglomérer dans une matrice organique. De plus, ils se présentent sous la forme de feuillets qui doivent être dispersés pour diminuer la taille effective des particules. Ces problèmes ont donc conduit à mettre au point des procédés d'exfoliation et de compatibilisation des renforts. Il est ainsi nécessaire de travailler avec des matrices polaires. Si celles-ci ne le sont pas (par exemple polypropylène), une compatibilisation par le greffage de fonctions polaires est réalisée.

L'intérêt premier de ces nouveaux matériaux a été révélé dans leurs propriétés thermomécaniques et l'optimisation de ces propriétés a été abordée. Les propriétés diélectriques, comme bien souvent sont marginalement étudiées, mais des résultats réellement prometteurs ont été obtenus. Il a en effet été montré [75,76] que des propriétés électriques fondamentales pour l'isolation, telles que l'accumulation de charges d'espace, le champ de rupture, l'activité des décharges partielles, peuvent être considérablement améliorées dans ce type de matériaux. Ces nouveaux atouts viennent s'ajouter à ceux pour lesquels ces matériaux ont été créés [77] :

- stabilité et conductivité thermiques accrues (permettant des températures de service plus élevées et une meilleure répartition de la chaleur).

- module mécanique et résistance à la traction améliorés ; ces propriétés étant comparées à celles de la matrice polymère seule. Les matériaux composites à renfort nanométrique pourraient donc apporter une rupture de technologie dans l'isolation des systèmes électriques et électroniques à l'image de ce qu'ont amené les polymères synthétiques par rapport aux anciennes générations d'isolants comme le papier imprégné d'huile ou la porcelaine [78,79].

4.1. Traitement des composites et caractéristiques électriques

Il a été montré que l'ajout de nanoparticules dans la matrice polymère provoquait de nombreux changements dans le comportement du composite vis-à-vis des charges d'espace et de la permittivité [80]. Ces principales modifications sont caractérisées par une augmentation des propriétés diélectriques du composite comme l'amélioration de l'endurance à la contrainte électrique et l'augmentation de la rigidité diélectrique [81-83]. De plus, les nanoparticules peuvent réduire l'érosion du matériau due aux décharges partielles mais également améliorer les propriétés thermiques et mécaniques du polymère [84,85].

En considérant la petite taille des nanoparticules comparativement aux microparticules, les nanoparticules possèdent une région inter-faciale plus grande par unité de volume. Afin de bénéficier de cet avantage, les additifs nanométriques doivent être bien dispersés dans la matière. De plus, l'interface entre la particule et le polymère est caractérisée par une épaisseur limitée dans laquelle les propriétés du polymère diffèrent de celles du polymère d'origine [86].

Cependant, il y a encore quelques rapports contradictoires concernant l'effet des nanoparticules sur les propriétés diélectriques du composite polymère [87]. En effet, il a été montré que l'addition des nanoparticules peut à la fois augmenter ou diminuer la rigidité diélectrique [88]. Cela ne complique pas seulement les efforts pour déterminer le composite le plus pratique mais peut également induire des erreurs d'interprétation lorsqu'il s'agit d'investigations concernant les mécanismes induisant des changements de propriétés.

C'est pour cela qu'il y a lieu de considérer, avec une attention particulière, les conditions de fabrication des nanocomposites. Malheureusement, ces matériaux présentent encore d'autres difficultés par rapport aux microcomposites. Cela inclut le contrôle du taux de dispersion, la teneur

en eau relativement élevée des particules et par suite la modification de la microstructure du polymère.

4.2. Caractérisation de la dispersion des particules

L'utilisation de techniques qualitatives pour la caractérisation de la dispersion dans les composites permet d'éviter des conclusions subjectives concernant la méthode employée pour réaliser le mélange *nanoparticule/polymère*. Pour effectuer une analyse statistique de la microstructure, les étapes recommandées [89,90] :

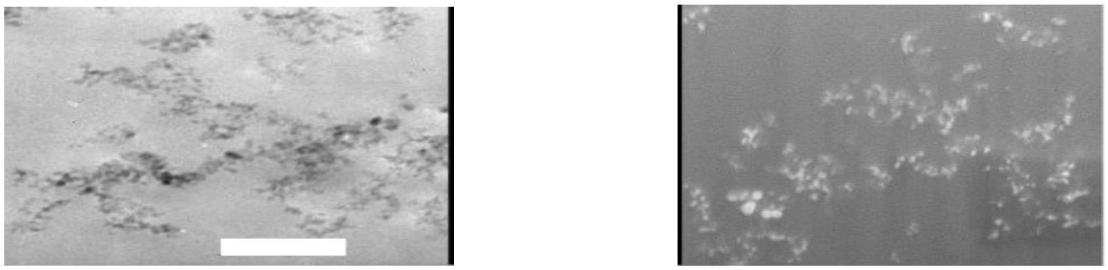
- prendre une micrographie du composite ;
- choisir une taille d'image appropriée qui serait représentative de la structure du matériau ;
- identification des particules ;
- analyse de l'image et génération des paramètres statistiques qui décrivent la dispersion.

Pour l'analyse des surfaces de matériau, plusieurs méthodes sont employées parmi lesquelles la MTE (Microscopie à Transmission d'Electrons), FID (Faisceau ionique dirigé), la MEB (Microscopie électronique à Balayage). Celles-ci sont très utiles pour générer des vues en coupe complètes qui permettent de visualiser la morphologie surfacique du composite.
La combinaison des techniques FID/MEB procure des images de nanoparticules en deux dimensions. La FID peut être utilisée pour couper une rainure dans la surface du polymère qui est par la suite analysée avec l'imagerie MEB. Cette méthode permet d'obtenir des résultats similaires à ceux de la MTE avec la simplicité qu'offre la MEB pour la préparation d'échantillons à analyser. La figure 39 illustre bien la différence entre une image obtenue avec la technique FID/MEB et une autre obtenue avec la MTE.

Les méthodes de quantification donnent une appréciation sur la technique utilisée pour réaliser le mélange *nanoparticule/polymère* à travers deux paramètres :

- la distribution dans la matrice polymère qui mesure l'uniformité de l'espacement des nanoparticules et des agglomérations ;
- la dispersion qui décrit la qualité de séparation qui existe entre deux particules [91].

Lorsque la distance inter-particule devient suffisamment petite, la majorité des volumes inter-faciaux se chevauchent induisant un décalage de la réponse du composite avec l'augmentation de la concentration des particules. Dans le cas d'une agglomération, cela induit une réduction significative du volume d'interaction.



(a) (b)

***Figure 39**. (a) Image MTE et (b) image FID/MEB d'un polyamide-imide/silice à 5% en poids (échelle 200 nm) [104].*

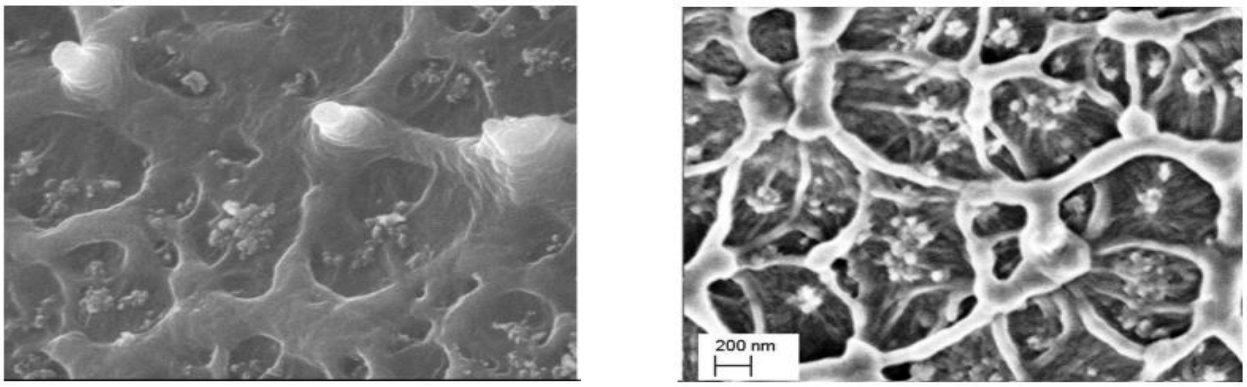
4.3. Méthodes de dispersion

A cause de leur petite taille et de leur ratio *surface/volume* élevé, la dispersion des nanoparticules est plus délicate que celles des microparticules. Pour réaliser un bon mélange, des méthodes dites «*agressives*» sont parfois bien utiles. Cependant, cela peut causer la dégradation du polymère ou la volatilisation de composants de faible poids moléculaire. Etant donnés les difficultés de dispersion des nanoparticules et l'effet agressif du procédé de mélange sur les propriétés du matériau, la fabrication des nanocomposites est un procédé qui doit être considéré avec une attention particulière. Parmi les méthodes de dispersion, nous pouvons citer :

- le mélange par la *force de cisaillement* a été trouvé comme étant une voie effective pour la dispersion des nanoparticules. Cette méthode est appliquée au polymère en fusion pour répandre les nanoparticules dans du polyéthylène par exemple. Toutefois, il y a lieu de considérer l'élimination ou la réduction des agglomérations dans le procédé d'assemblage. Dans la plupart des cas, des étapes additionnelles sont nécessaires pour fournir un degré de dispersion des nanoparticules acceptable. Comme exemple, il a été trouvé qu'un pré-mélange des nanoparticules et du polymère (PE/silice) dans une centrifugeuse à *1800 tr/mn* pendant 30 secondes améliorait la dispersion des particules. La figure 40 montre une comparaison qualitative d'un composite pré-mélangé à la centrifugeuse et d'un composite sans pré-mélange.
- les *ultrasons* ont également montré leur utilité dans la dispersion des nanoparticules. Kurimoto et al [92,93] ont utilisé une nouvelle technique qui combine les *ondes ultrasons* et la *force centrifuge* pour constituer un nano-composite époxyde/alumine. L'application des ultrasons est cruciale et nécessaire pour une bonne dispersion. Kochetov et al [94] a combiné les ondes ultrasons et la force de cisaillement pour obtenir une dispersion homogène des particules dans le matériau de base.

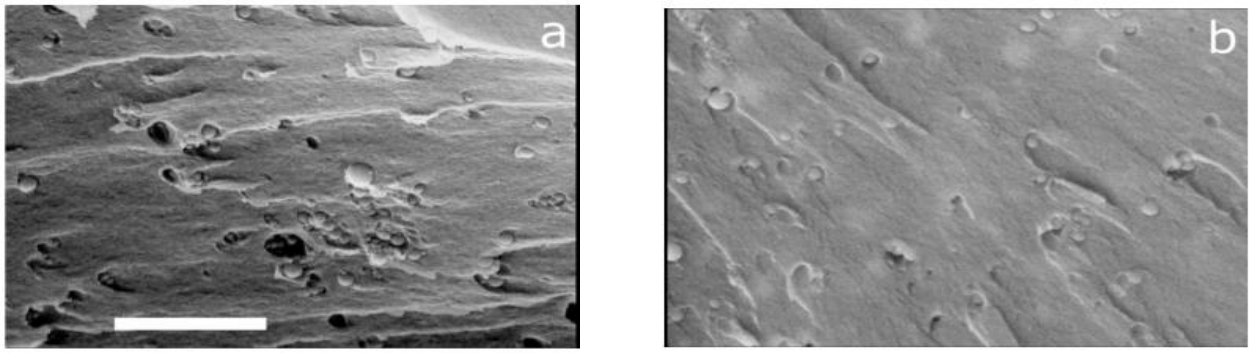
- l'utilisation de la centrifugation asymétrique (Fig. 41) a également été utilisée pour la dispersion des nanoparticules dans des résines liquides [95]. Aussi, l'addition d'un *agent mélangeur* est également suggérée pour ce cas afin de réduire la formation d'agglomérations. A titre d'exemple, des billes d'alumine peuvent être ajoutées à un nanocomposite (polyamide-imide).

  Toutefois, il y a lieu de considérer l'effet de fortes concentrations de nanoparticules sur la formation des agglomérations (agrégats). En effet, la dispersion devient plus difficile à réaliser lorsque la concentration des nanoparticules devient trop élevée. Dans le cas du nanocomposite PAI/alumine à 10% en poids, une légère amélioration est constatée avec l'ajout de billes d'alumine durant le mélange par centrifugation. Qualitativement, l'effet des billes d'alumine sur la dispersion à 10% en poids est montré en figure 42.



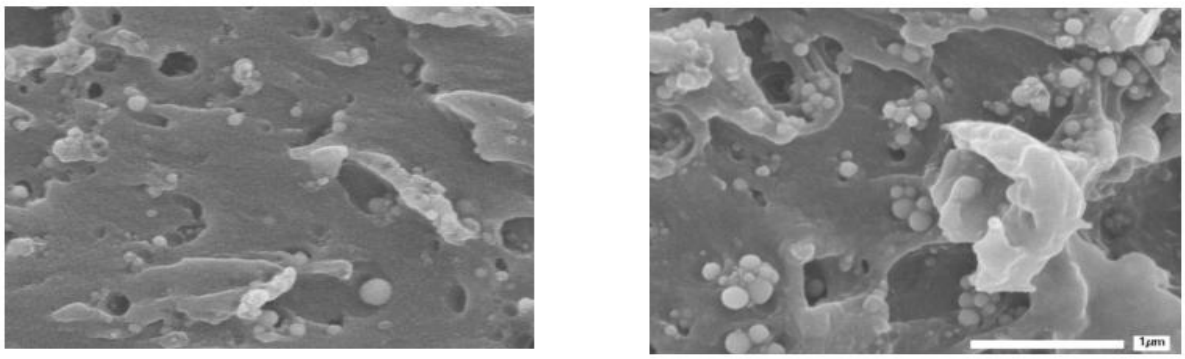
(a) (b)

Figure 40. *Image MEB d'un nanocomposite XLPE/silice à 5% en poids [104], (a) avec pré-mélange à la centrifugeuse, (b) sans pré-mélange.*



(a) (b)

Figure 41. *Images MEB d'un nanocomposite d'alumine à 5% en poids, (a) mélange réalisé sans billes d'alumine et (b) avec billes d'alumine [104].*



(a) (b)

***Figure 42**. Comparaison d'un nanocomposite d'alumine à (a) 5% en poids et (b) un nanocomposite d'alumine à 10% en poids obtenue après ajout de billes d'alumine [104].*

4.4. Effet de la dispersion sur les propriétés diélectriques

4.4.1. Claquage diélectrique

L'effet de la dispersion des particules sur les propriétés diélectriques des nano-composites a été mis en évidence à travers la comparaison de deux états de dispersion différents pour la même concentration dans un nanocomposite PAI/alumine et un autre nanocomposite XLPE/silice.
Le nanocomposite PAI/alumine est préparé par étalement de la résine sur des lames de cuivre électro-polies. Les échantillons sont cuits selon trois étapes par élévation de température pour maximiser la disparition du solvant et prévenir contre la formation d'éventuelles inclusions gazeuses. Le nanocomposite XLPE/silice est préparé par moulage à 165°C.

L'effet de la distribution et de la dispersion des particules sur le claquage diélectrique est montré aux figures 43 et 44 respectivement. La distribution est donnée par la formule (1) et la dispersion par la formule (2) d'après la méthode des quadras. Celle-ci consiste à diviser l'échantillon en cellules puis de compter le nombre de particules dans chacune et enfin de calculer la distribution des particules dans la matrice polymère.

$$\frac{N}{(N-1)(N-2)}\sum_{i=1}^{N}\left(\frac{x_i-\bar{x}}{\sigma}\right)^3 \qquad (1)$$

$$R_1 = \sum_{i=1}^{n}\frac{W_{1i}}{n}2\sqrt{\lambda} \qquad (2)$$

Pour la formule (1), x_i représente le nombre de particules dans le $i$ème quadrat, $\bar{x}$ est la moyenne des x_i (i = 1,2,…. N), σ est la déviation standard de x_i.

Pour la formule (2), R_1 est la dispersion, la régularité ou la distance de voisinage, W_{1i} est une distance entre une particule arbitraire et la $i^{ème}$ particule, n est le nombre de particules total et λ est la densité de particule spatiale. Pour l'interprétation, lorsque $R_1 > 1$ indique une régularité et $R_1 < 1$ montre l'existence de d'agglomérations.

Les changements de la rigidité diélectrique pour le nanocomposite PAI/alumine montre une bonne corrélation avec le facteur distribution. La décroissance de la rigidité diélectrique avec l'augmentation de la distribution montre que le procédé utilisé pour former le mélange devient inefficace. Cette diminution peut être liée à un défaut dont la taille est relativement large et qui serait similaire à celles des microcomposites (formation d'agglomérations). Pour le nano-composite XLPE/silice, il n'y a pas de changements remarquables mais une légère différence subsiste entre la rigidité diélectrique des deux nanocomposites en particulier par rapport au paramètre *dispersion*.

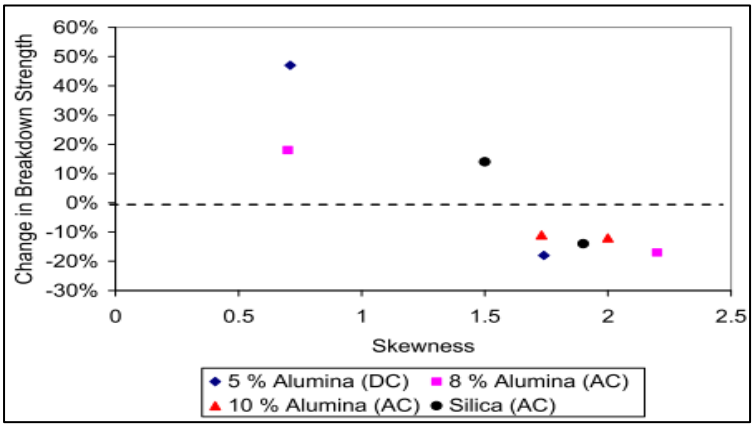


***Figure 43**. Corrélation entre la rigidité diélectrique et la distribution des nanoparticules pour le PAI/alumine et le XLPE/silice [104].*

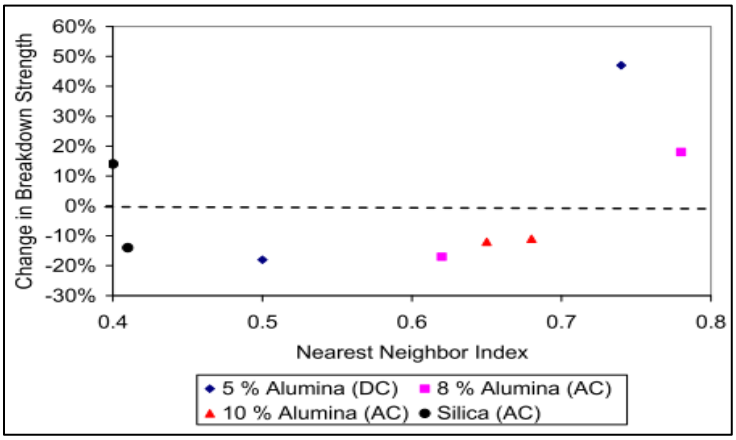


***Figure 44**. Corrélation entre l'indice de voisinage (dispersion) et la rigidité diélectrique des nanocomposites PAI/alumine et XLPE/silice [104].*

4.4.2. Endurance diélectrique

La figure 45 montre la distribution de Weibull de la rigidité diélectrique du nanocomposite PAI/alumine. Nous pouvons constater que la rigidité diélectrique du nanocomposite augmente jusqu'à une concentration de 7.5% en poids. A partir de 10%, des agglomérations se forment et la rigidité diélectrique du nanocomposite diminue et devient pratiquement plus faible que celle du matériau sans nano-charges.

Les essais d'endurance diélectrique montrent que l'addition de nanoparticules d'alumine améliore le temps de claquage du matériau pour des tests dans l'air. Cette amélioration est considérable pour une concentration d'alumine égale à 5% en poids. Cependant, pour une concentration d'alumine de 10% en poids, l'endurance diélectrique du matériau est significativement réduite (Fig. 46). La figure 47 [96] montre que la durée de vie peut être allongée grâce aux nanoparticules comparativement aux résultats obtenus avec des microparticules.

Selon Singha et Thomas [97], la diminution de la rigidité diélectrique pour différentes concentrations dans le cas d'un nano-composite *époxyde/oxyde de zinc (ZnO)* peut être due à la formation d'agglomérations (aggrégations) de 5 µm de diamètre. Toutefois, d'autres matériaux nanocomposites montrent des améliorations de la rigidité diélectrique [98]. Par conséquent, la rigidité diélectrique est fortement liée au facteur dispersion des nanoparticules.

Cependant, l'augmentation de la concentration des nanoparticules semble être un avantage crucial pour lutter contre les décharges partielles comme l'on montré plusieurs chercheurs [99-101]. A cet effet, nous détaillerons plus loin l'effet des nanoparticules pour l'amélioration de la résistance aux décharges partielles (DP) dans la partie «*Effet des décharges surfaciques*» concernant le vieillissement des polymères.

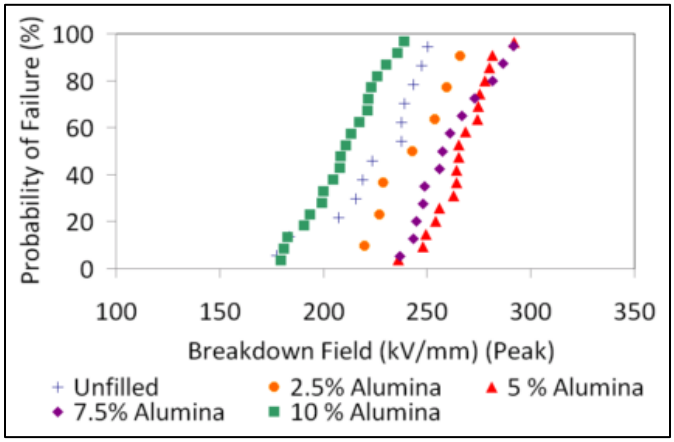


***Figure 45**. Tracé de Weibull pour la rigidité diélectrique (AC) d'un nanocomposite PAI/alumine (mélange réalisé à l'aide des billes d'alumine) à 300°C [104].*

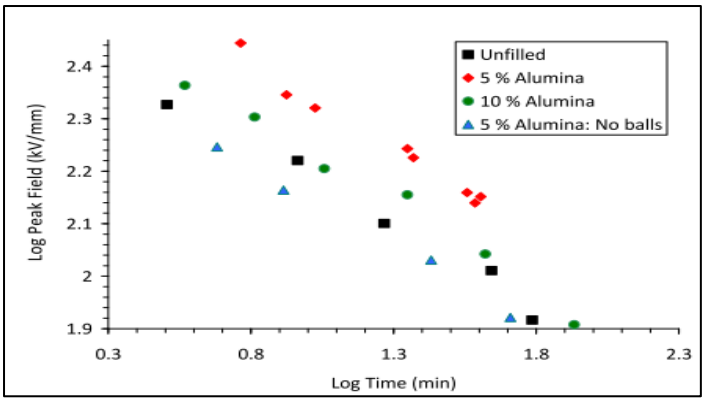


***Figure 46**. Endurance électrique en AC d'un PAI non-chargé et de ses nanocomposites en alumine [104].*

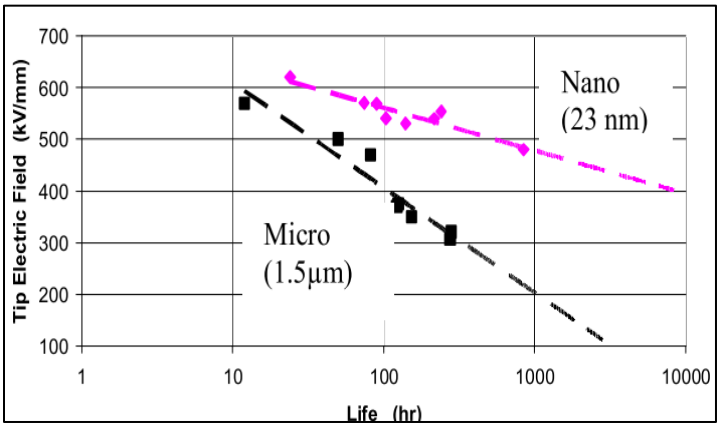


***Figure 47**. Caractéristique d'endurance diélectrique pour des composites époxyde/TiO_2 [96].*

4.5. Agents de couplage

La dispersion des particules dans la matrice polymère peut être largement améliorée grâce à des agents dits de couplage, en augmentant la zone d'interaction (compatibilité) *nanoparticule/polymère* et ce pour accroître les propriétés diélectriques du matériau. Il existe plusieurs agents de couplage pour le traitement de surface des nanoparticules, parmi lesquels le trimethoxyvinylsilane (TES), le n-(2-aminoethyle) 3-aminopropyle trimethoxysilane (AEAPS) et l'hexaméthyldisilazane (HMDS). Ces composés chimiques sont représentés en figure 48.

L'addition de ces agents n'a révélé aucun changement concernant l'état de dispersion. Cela montre que la raison principale du changement des propriétés résulte de l'effet d'interface. En plus des améliorations constatées de l'endurance diélectrique, le traitement de surface des nanoparticules permet de réduire la mobilité des charges et inhibe l'injection de charge comparativement aux nano-composites non traités [102]. Il a été également constaté que l'addition du APTES pour le traitement de la silice introduit des sites *pièges* à l'interface nanoparticule-polymère [103].

D'autres résultats pour l'endurance diélectrique sous champ non-uniforme sont montrés en figure 49. Les courbes d'endurance sont dessinées en fonction de la valeur du champ électrique maximale à la pointe de l'électrode et montre de meilleures performances pour le cas d'un nanocomposite *époxyde/TiO2*. La figure 49 montre que des améliorations peuvent être apportées grâce à l'introduction d'un agent de couplage pour le traitement de surface.

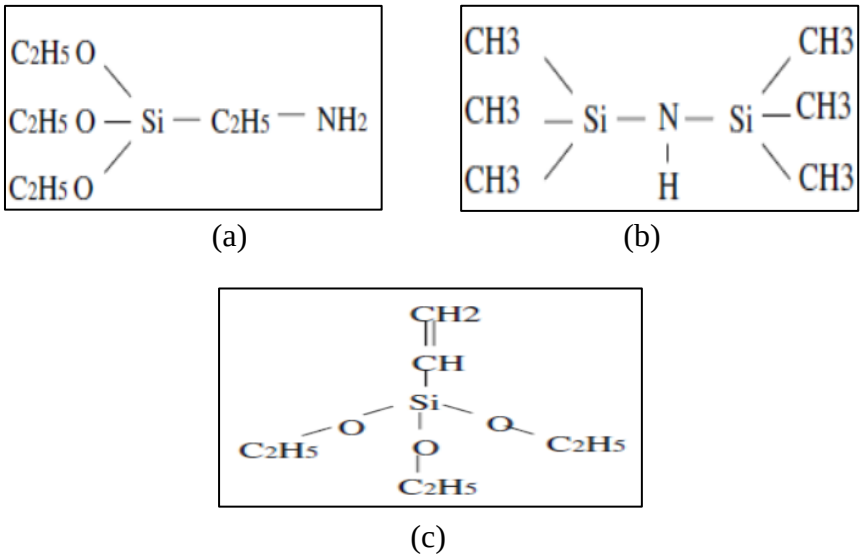


***Figure 48**. Formule chimique des agents de couplage, (a) AEAPS, (b) HMDS, (c) TES.*

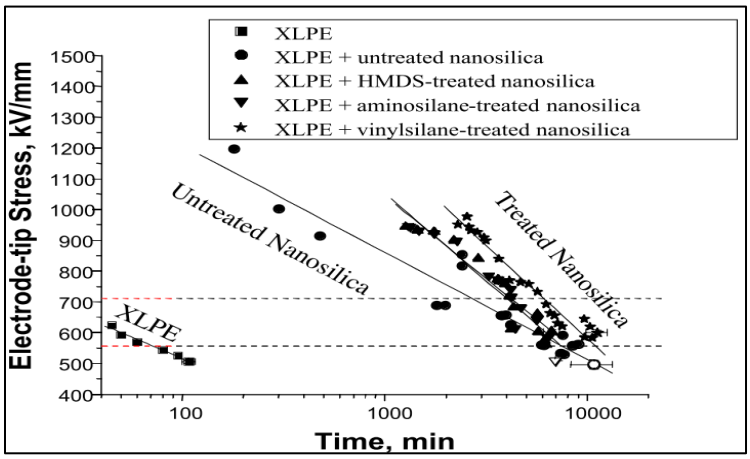


***Figure 49**. Caractéristiques d'endurance diélectrique d'un nano-composite XLPE/silice [96].*

4.6. Permittivité de polymères chargés

Dans certains matériaux, la permittivité réelle du nano-composite peut aussi bien croître que décroître. Dans un nano-composite PAI/alumine, on observe une augmentation de la permittivité due à la permittivité des deux composants alors que pour un système *époxyde/oxyde de titane (TiO2)*, la permittivité montre une tendance inverse à celle du premier système [104].

Kurimoto et al [92,93] ont mené des investigations concernant l'influence de la dispersion des

nanoparticules sur la constante diélectrique d'un nanocomposite *époxyde/alumine*. Un lien étroit a été établi entre la dispersion des particules et la permittivité du nanocomposite après contrôle de la technique de synthèse de celui-ci. Une faible valeur de permittivité a été enregistrée sur un nanocomposite pour des particules uniformément réparties comparativement à une résine vierge. Pour ce cas bien précis, l'effet d'interface est fortement impliqué car une bonne dispersion induit un volume d'interface nanoparticule/polymère plus large et conduisant à une modification de la permittivité relative. Dans le système PAI/alumine (Fig. 50), la permittivité augmente plus que la valeur attendue à cause du procédé d'élaboration du nanocomposite. Il a été noté que pour une concentration d'alumine entre 7.5 et 10% en poids du polymère, où les agglomérations commencent à se former, la permittivité atteint sa valeur maximale étant donnée la réduction de la zone d'interface.

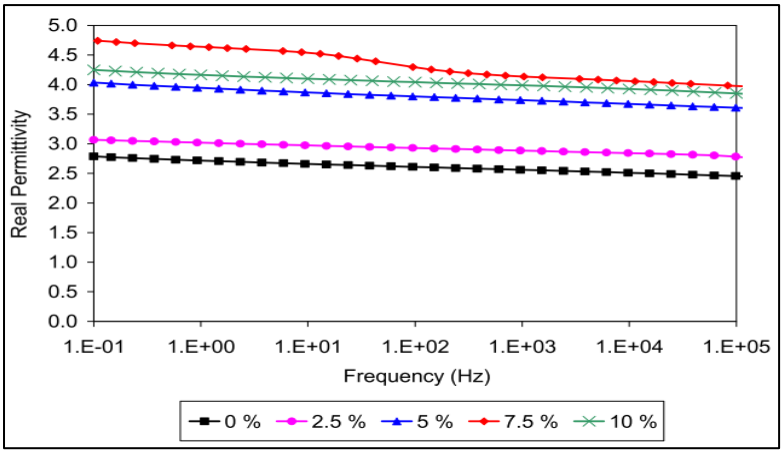


Figure 50. *Permittivité réelle d'un nanocomposite PAI/alumine séché à 30°C et mélangé avec des billes d'alumine [104].*

4.7. Modifications morphologiques

L'ajout de nanoparticules peut également affecter la morphologie du polymère et les transitions thermiques à travers l'interaction des nanoparticules avec la matrice ou bien à travers le changement des paramètres d'assemblage du nano-composites tels que le type de nanoparticules, leur concentration dans la matrice polymère, le procédé de mélange ou encore le type d'agent de couplage.

L'addition de silice sous forme vapeur altère la cristallinité du polyéthylène réticulé (XLPE). La figure 51 montre le pourcentage [105] de cristallinité d'un nano-composite polyéthylène/silice traité au *vinylsilane (TES)*, pour différentes concentrations des nanoparticules dans le polymère. Il a été constaté que la cristallinité demeure stable pour des concentrations de nanoparticules inférieures

à 15% alors que la cristallinité décroît fortement pour des concentrations entre 20 et 25% de silice. Il a été également constaté que le changement du taux de cristallinité pouvait altérer le comportement diélectrique du polymère, ce qui constitue un paramètre intéressant pour la caractérisation de ces modifications [105,106].

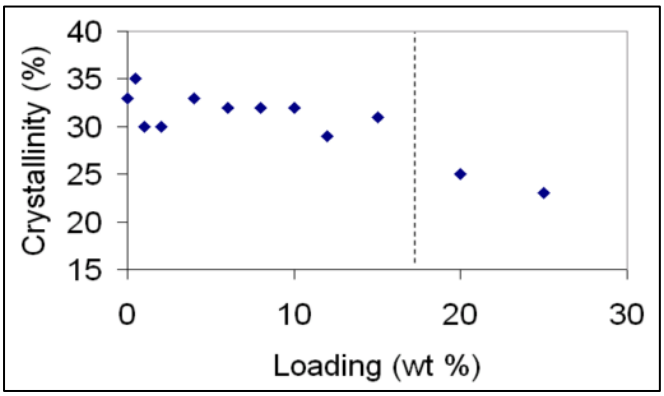


Figure 51. *Variation de la cristallinité d'un nanocomposite PE/silice traité au vinylsilane [105].*

4.8. Traitement de surface (fonctionnalisation)

Plusieurs nanoparticules sont hygroscopiques (Fig. 52) et la présence d'eau sur ces particules peut rendre leur séparation plus compliquée à cause de la formation d'agglomérations [107]. Ainsi, le séchage des nanoparticules et de la matrice polymère sous vide juste avant l'assemblage est une étape nécessaire. Des prises d'eau peuvent être atténuées à travers l'attachement de groupes fonctionnels hydrophobes à la surface des nanoparticules. Le traitement de surface remplace les groupements hydroxyles et peut bloquer les molécules d'eau de façon physique pour ne pas atteindre la surface des nanoparticules [108]. La présence d'eau peut avoir des effets additionnels sur le comportement des nano-composites et en particulier l'altération des caractéristiques diélectriques [109].

L'analyse thermique est un outil très utile pour la caractérisation de la teneur en eau des nanoparticules et des nano-composites. Cela est réalisé grâce à *l'analyse thermogravimétrique (TGA)* pour mesurer la perte d'humidité et à la *lecture calorimétrique différentielle (DSC)* pour mesurer les températures de fusion et de gelée [110]. Généralement, les polymères et les polymères composites sont thermiquement stables jusqu'à 200°C et la perte de masse est en dessous de cette température. Cela peut être attribué à la perte de masse en absence d'autres composants de faible masse molaire tels que des solvants résiduels.

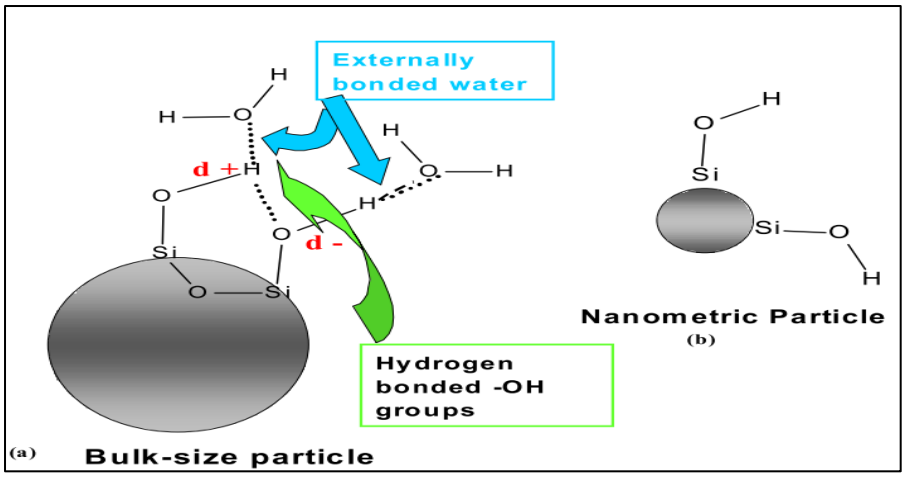


***Figure 52**. Diagramme schématique illustrant l'attraction des molécules d'eau par la formation de bonds entre l'hydrogène et l'oxygène, (a) microparticule, (b) nanoparticule [108].*

5. PRINCIPAUX TRAVAUX SUR LES COMPOSITES CHARGES

5.1. Caractéristiques de claquage de composites époxydes

Dans des investigations menées par Preetha et Thomas [111], des essais de claquage diélectriques ont été réalisés, selon la norme ASTM D149, sur des résines nanocomposites *époxydes/alumine*. Les concentrations d'alumine choisies sont 0.1%,1% et 5% en poids de la résine. L'objectif de leur article consistait à étudier l'effet de l'augmentation de l'épaisseur des échantillons et de la concentration des nanoparticules sur la tension de claquage. Pour cela, la résine choisie est la CY 1300 avec le durcisseur HY 956 fournie par la société Huntsman. Les nanoparticules sont de l'alumine (Al_2O_3) de *40 nm* et de la silice (SiO_2) de *20 nm*. La préparation des nanocomposites a été effectuée par la méthode de dispersion directe développée dans [112] :

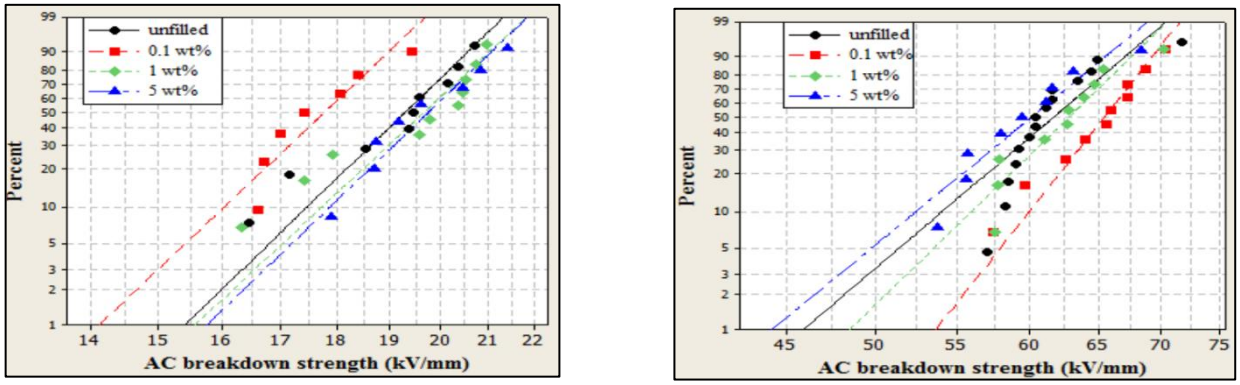
- dégazage de la résine et du durcisseur à 40°C pendant 1H.
- séchage des nanoparticules sous vide à 150°C pendant 24 H dans un four. Les nanoparticules ne sont exposées à l'air ambiant que pour très peu de temps pour absorber le moins d'humidité possible.
- le nanocomposite est fabriqué à l'aide d'un mélangeur mécanique «*hermétique*» à 700 tr/mn pendant 2 minutes. Ensuite, le mélange subit l'effet des ultrasons à 24 kHz pendant 1H.
- le durcisseur est ajouté au mélange après la fin des deux dernières étapes.
- la cuisson et le démoulage des échantillons sont réalisés pour différentes épaisseurs (0.5, 1 et 3 mm).
- une opération de séchage est réalisée à la fin pendant 24 H.

Les figures 53 et 54 illustrent les résultats obtenus concernant la rigidité diélectrique des nanocomposites. Il a été constaté que celle-ci décroît pour une concentration en alumine de 0.1% pour toutes les épaisseurs. Cependant, la rigidité diélectrique atteignait son maximum pour une concentration de 5% en alumine. L'épaisseur de 0.5 mm est une dimension optimale pour les échantillons étant donné que la tension de claquage atteint son maximum.

Pour le cas de la silice, il a été constaté que la rigidité diélectrique était la plus haute pour des concentrations allant de 0.1 à 1% et était la plus faible pour une concentration de 5%.

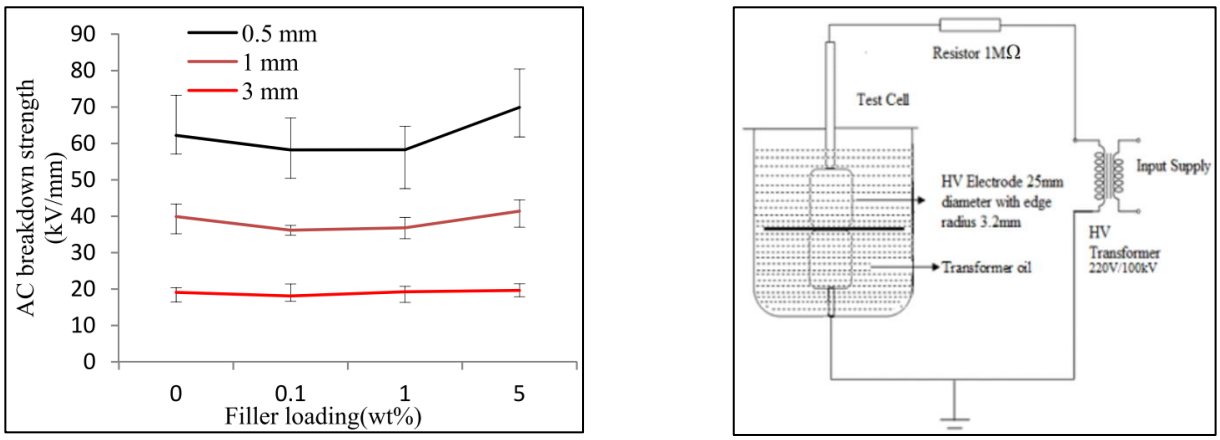
La différence entre les résultats obtenus pour l'alumine et la silice a été attribuée à la différence de permittivité des deux nanoparticules puisque celle de l'alumine est égale à 9 et celle de la silice égale à 3,9.

De façon générale, il a été conclu que la rigidité diélectrique dépendait du type de matériau choisi, de la concentration des nanoparticules dans la matrice polymère et de l'épaisseur des échantillons.



(a) (b)

Figure 53*. Rigidité diélectrique des nanocomposites époxydes pour une épaisseur de 0,5 mm, (a) nanoparticules d'alumine, (b) nanoparticules de silice [111].*



(a) (b)

Figure 54*. (a) Rigidité diélectrique des nanocomposites époxyde/alumine pour différentes épaisseurs et différentes concentrations d'alumine, (b) dispositif expérimental [111].*

Tunser et al [113] ont réalisé des essais de claquage sur une résine époxyde (ARALDITE ® CY5808 fournie par Huntsman) chargée avec des nanoparticules d'oxyde de titane (TiO_2) de *10nm* à différentes concentrations. Il a été montré que pour une plage de concentration entre 2 et 6% en poids d'oxyde de titane, la tension de claquage atteignait des valeurs très larges comparativement à une résine époxyde brute.

La figure 55 montre la distribution de Weibull pour une concentration de 2,8% en poids d'oxyde de titane dans le composite époxyde. D'après cette représentation, les auteurs ont considéré que la probabilité de 1% (Fig. 56) pouvait être prise comme paramètre de conception pour des applications pratiques et des fonctionnements à températures cryogéniques.

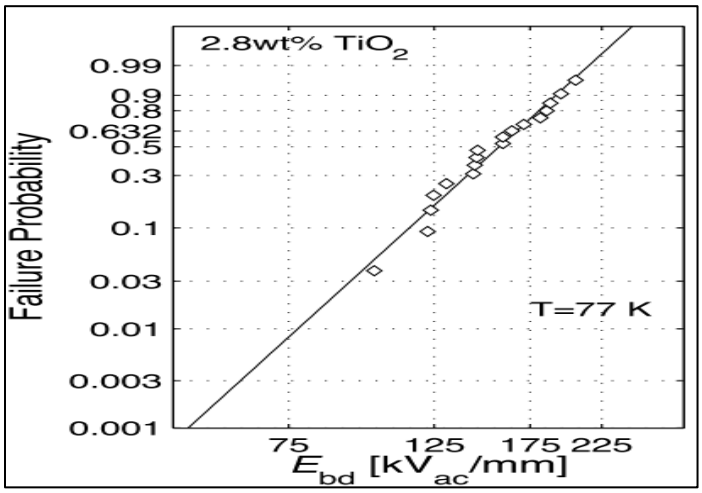


***Figure 55**. Représentation de Weibull pour la rigidité diélectrique d'une résine époxyde et pour une concentration de 2.8% de TiO_2 (T= 77 K) [113].*

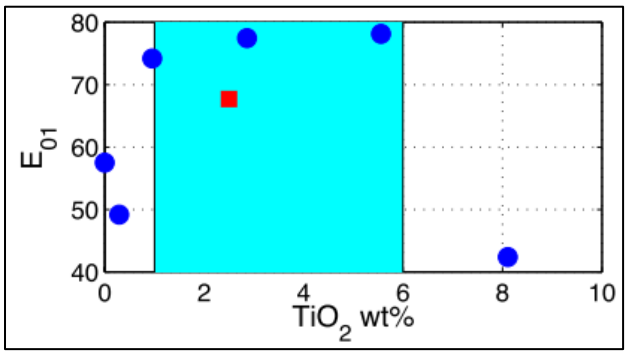


***Figure 56**. Variation de la rigidité diélectrique de probabilité 1% pour la résine époxyde en fonction de la concentration en poids de TiO_2 [113].*

5.2. Effet de l'addition de particules dans des microcomposites époxydes

Li et al [114] ont réalisé différents matériaux composites à base de microparticules et de nanoparticules d'alumine (tableau 7). Ces auteurs ont remarqué que la tension de claquage diminue

fortement lorsque la résine époxyde a une concentration de microparticules élevée. L'ajout de nanoparticules aux microcomposites *époxyde/alumine* permet d'élever la tension de claquage. De plus, le composite nano/micro époxyde d'alumine est celui qui possède les meilleures caractéristiques pour la tension de claquage et la résistance aux décharges partielles comparativement au microcomposite d'origine. Les figures 57 et 58 illustrent l'effet de l'addition des nanoparticules sur le temps de claquage et la profondeur d'érosion de composites époxydes.

En conclusion, ces chercheurs ont pu établir une classification des composites d'après les résultats de claquage et de résistance aux décharges électriques. Pour la tension de claquage, le classement suivant a été établie :

Nanocomposite > Résine vierge > Nano-Micro-composite > Micro-composite

Pour la résistance aux décharges électriques, le classement est le suivant :

Nano-Microcomposite > Nanocomposite > Microcomposite > Résine vierge

Les figures 59 et 60 présentent des explications physiques sur le rôle des nanoparticules et le comportement des matériaux chargés vis-à-vis des deux paramètres précédents (*tension de claquage et résistance aux DP*) :

- dans le cas de la tension de claquage, les nanoparticules agissent comme des écrans et barrières qui induisent un ralentissement de la formation d'arborescences dans la résine époxyde (Fig. 59) comme démontré par Krivda (de chez ABB Corporate Research en Suisse) et al [115] sur des polymères époxydes.

- pour les décharges électriques, la formation d'une couche conductrice en surface des composites diminue considérablement l'érosion du matériau et ralentit la propagation des décharges superficielles (Fig. 60). Ce phénomène a été confirmé par des chercheurs allemands sur de la résine époxyde chargée avec des nanoparticules de silice (SiO_2) [116]. La diminution de l'épaisseur d'érosion est plus faible pour les nanocomposites comparativement aux microcomposites puisque la région interfaciale des nanocomposites est plus élevée contrairement aux microcomposites.

Table 1. Materials used to prepare composites.

Materials:	Manufacturers
Epoxy Resin 816B	Japan Epoxy Resin Co.
Micro-Al_2O_3 (AO-809, spherical, OD:10 μmφ)	Admatechs Co.
Nano- Al_2O_3 (TM-300, spherical, OD: 7 nmφ)	Taimei Chemicals Co.
Coupling Agent KBM-403	ShinEtsu Chemical Co
Hardener 113	ShinEtsu Chemical Co

Table 2. Content of fillers in 4 kinds of samples.

	Nano-Al_2O_3 wt %	Micro-Al_2O_3 wt %	Coupling Agent wt‰
Neat epoxy	0	0	0
Nano alumina /epoxy composite	5	0	7.5
Micro alumina /epoxy composite	0	60	0
NanoMicro alumina /epoxy composite	2.03	59.2	3

***Tableau 7**. Matériaux utilisés pour la préparation des composites [114].*

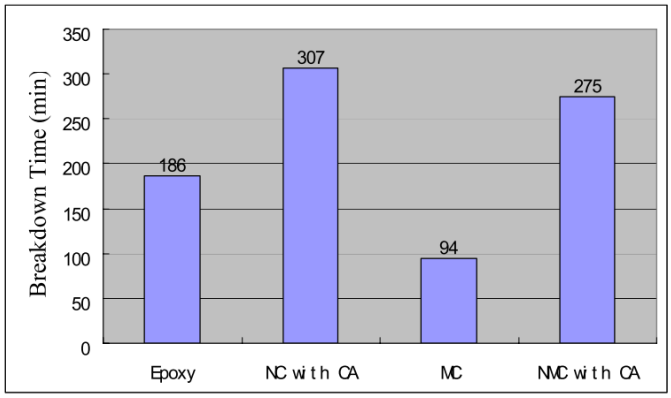


***Figure 57**. Influence de l'addition de nanoparticules dans des micro-composites époxydes sur le temps de claquage [114].*

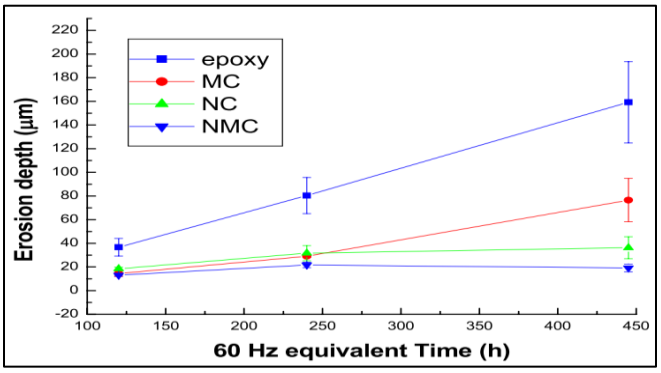


***Figure 58**. Profondeur d'érosion après occurrence des décharges électriques des micro-composites époxydes après ajout de nanoparticules [114].*

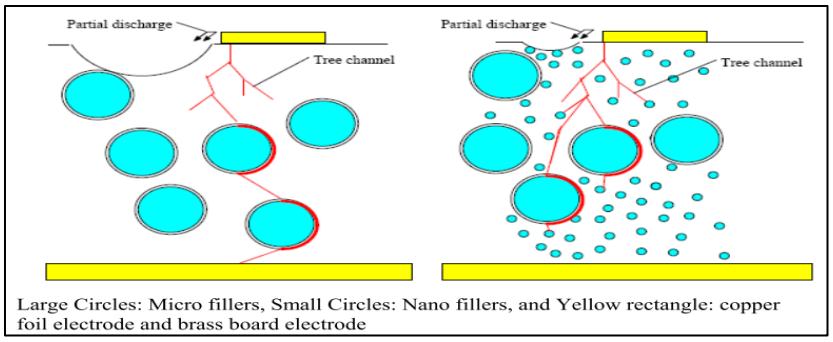


***Figure 59**. Processus de claquage dans le cas d'un micro-composite et d'un nano-micro-composite [114].*

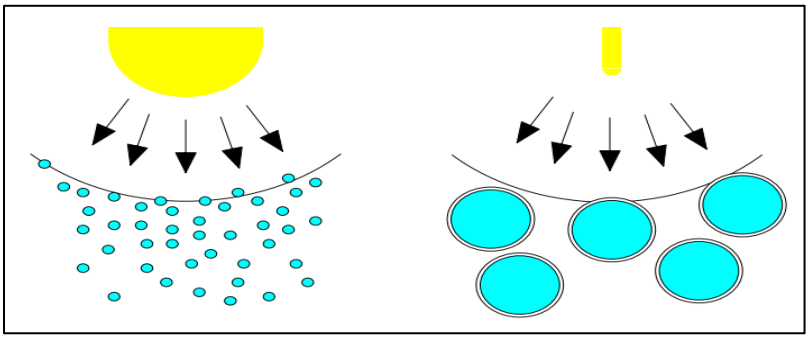


***Figure 60**. Comportement des nanocomposites et des micro-composites face aux décharges partielles [114].*

5.3. Exemple d'une application industrielle de nano-époxydes

Dans une étude industrielle réalisée par Imai et al [117] en partenariat avec le centre R&D de la société TOSHIBA, des résines époxydes nanocomposites ont été conçues et leurs propriétés évaluées pour déterminer la possibilité de leur utilisation en tant que matériaux isolants dans les disjoncteurs haute tension.

Les expériences se sont particulièrement focalisées sur des composites obtenus avec des microparticules et des nanoparticules. L'étude séparée des composites contenants à la fois des microparticules et des nanoparticules a également été prise en considération. La figure 61 montre la procédure de préparation des composites époxydes. Les matériaux utilisés sont : du silicate en feuillets (*LS*), de la silice (SiO_2) et du dioxyde de titane (TiO_2).

Trois combinaisons ont été choisies pour la réalisation des composites :

- Résine époxyde + nanoparticules LS + microparticules SiO_2.
- Résine époxyde + nanoparticules SiO_2 + microparticules SiO_2.
- Résine époxyde + nanoparticules TiO_2 + microparticules SiO_2.

Les résultats obtenus pour la tension de claquage (Fig. 61) ont montré que les valeurs obtenues pour les nanocomposites sont largement plus élevées que celles de la résine époxyde de base (BER), de *12%*, *26%*, *46%*, *57%* et *67%* pour *LS-10-NC*, *SiO_2-10-NC* et *TiO_2-10,15 et 20-NC*. Le tableau 8 permet de constater les différentes quantités et abréviations utilisées pour l'élaboration des composites.

A partir de ces résultats, il a été conclu que les deux composites époxydes l'un contenant une combinaison de micro/nano (*10% en poids de la résine*) particules de dioxyde de titane (*TiO_2*) et l'autre contenant également une combinaison de micro/nano particules de silicate en feuillets (LS), sont des candidats potentiels pour la réalisation d'un prototype de disjoncteur comme montré en figure 63.

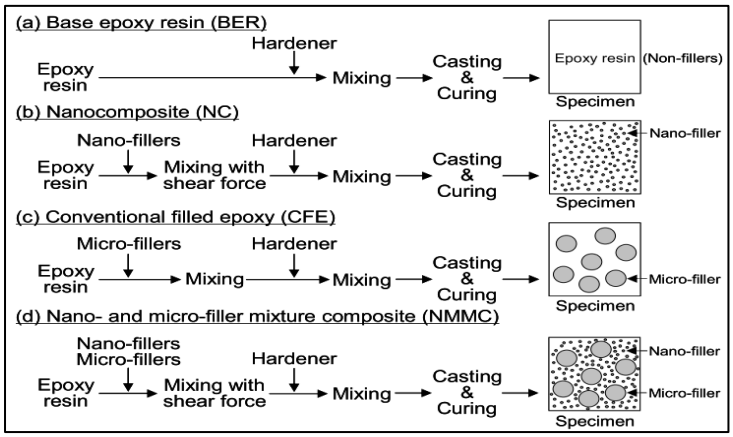


***Figure 61**. Préparation des composites à base de résine époxyde [117].*

Specimen	Nano-filler		Micro-filller	
	type	Amounts [phr]	type	Amounts [phr]
BER	-	-	-	-
LS-10-NC	LS[a)]	10 (5wt%)	-	-
SiO_2-10-NC	SiO_2[b)]	10 (5wt%)	-	-
TiO_2-10-NC	TiO_2[c)]	10 (5wt%)	-	-
TiO_2-15-NC	TiO_2	15 (7.5wt%)	-	-
TiO_2-20 NC	TiO_2	20 (10wt%)	-	-
CFE	-	-	SiO_2[d)]	340
LS-10-NMMC	LS	10	SiO_2	340
SiO_2-10-NMMC	SiO_2	10	SiO_2	340
TiO_2-10-NMMC	TiO_2	10	SiO_2	340
TiO_2-15-NMMC	TiO_2	20	SiO_2	340
TiO_2-20-NMMC	TiO_2	20	SiO_2	340

***Tableau 8**. Quantités et abréviations des composites époxydes élaborés [117].*

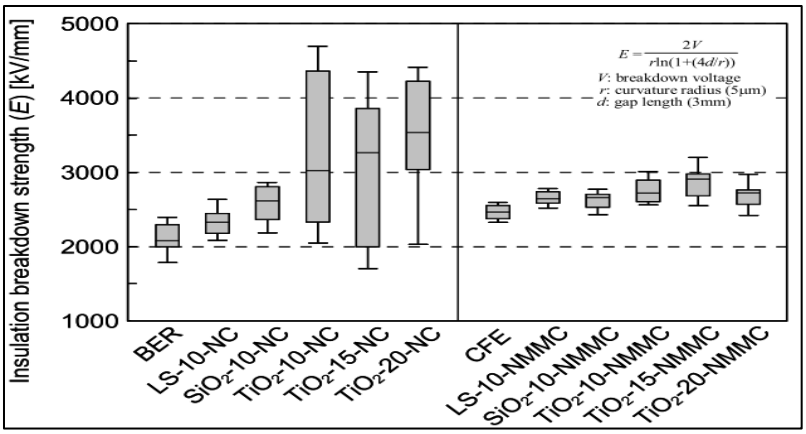


***Figure 62**. Rigidité diélectrique des composites époxydes pour une configuration pointe – plan [117].*

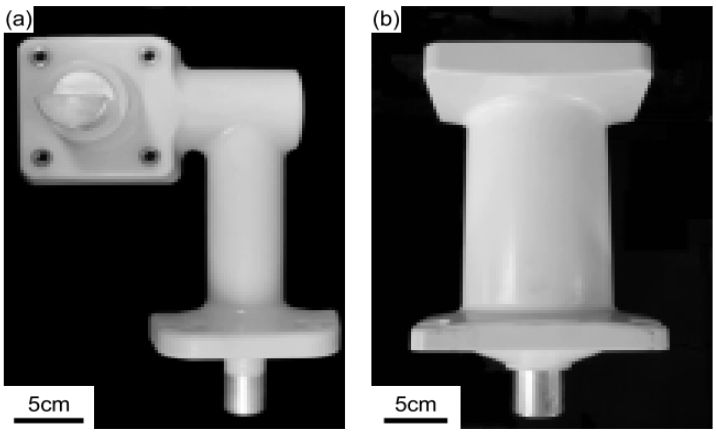


***Figure 63**. Modèle de disjoncteur moulé, (a) conducteur de connexion avec NMMC-20-LS et (b) interrupteur sous vide avec NMMC-10-TiO2 [117].*

5.4. Comportement des composites envers les décharges surfaciques

Preetha et Thomas [118] ont préparé des composites d'alumine (Al_2O_3) époxydes (CY 1300 DGEBA+ durcisseur HY 956 de Huntsman), caractérisés par un bon indice de dispersion des nanoparticules. Ces matériaux ont été testés sous des contraintes très sévères pour évaluer leur résistance aux décharges partielles. Les concentrations d'alumine (*d= 40 nm*) choisies sont : 0.1, 1, 5, 10 et 15% en poids de la résine. La figure 63 montre le dispositif expérimental adopté pour les essais. L'échantillon est exposé à une tension de 10 kV pendant 5, 10 et 24H à une température T= 24°C et un taux d'humidité de 62%. Un calcul de la dispersion a été effectué à travers l'expression de Tanaka et al (équation 3) [86] :

$$D = \left\langle \left\{ \frac{\pi}{6} \left(\frac{\rho_n}{\rho_m} \right) \frac{100}{wt\%} \left[1 - \frac{wt\%}{100} \left(1 - \frac{\rho_m}{\rho_n} \right) \right] \right\}^{\frac{1}{8}} - 1 \right\rangle d \qquad (3)$$

Avec *d* diamètre de la nanoparticule et ρ_m et ρ_n représentent la gravité spécifique de la matrice polymère et de la particule.

Il a été constaté que la rugosité de la surface du matériau est un indicateur de la dégradation de sa surface sous l'effet des décharges surfaciques. Les résultats montrent que la résine époxyde brute est celle qui subit le plus grand taux de dommages au niveau de la surface comparativement aux nano-composites. Le nano-composite qui contient 15% d'alumine est celui qui n'a pratiquement subit aucune dégradation notable.

Un faible pourcentage d'alumine (0.1%) est largement suffisant pour améliorer la résistance aux décharges partielles des matériaux. Cela peut être expliqué par le renforcement des liaisons atomiques entre la matière (résine) et les nanoparticules (Fig. 65). Aussi, la distance inter-particule (dispersion) diminue avec l'augmentation de la concentration d'alumine dans la résine.

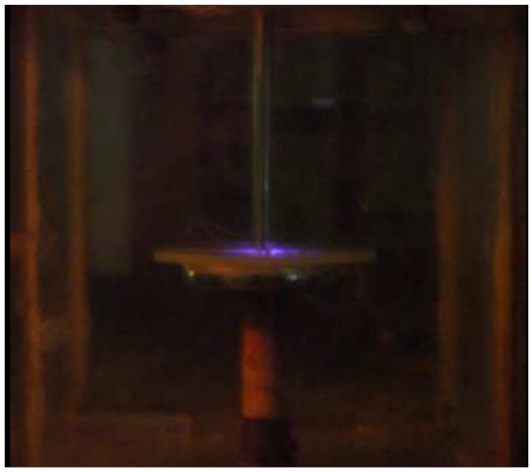
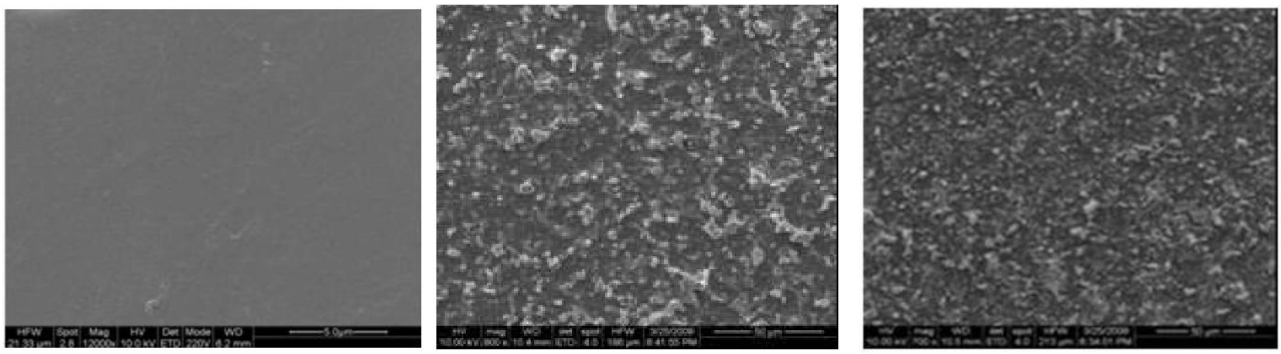


***Figure 64**. Dispositif expérimental adopté pour l'essai de résistance aux DP [118].*



(a) (b) (c)

***Figure 65**. Images MEB des résines époxydes, (a) résine non exposée aux DP [118], (b) résine exposée aux DP, (c) résine époxyde nanocomposite (0.1%) exposée aux DP.*

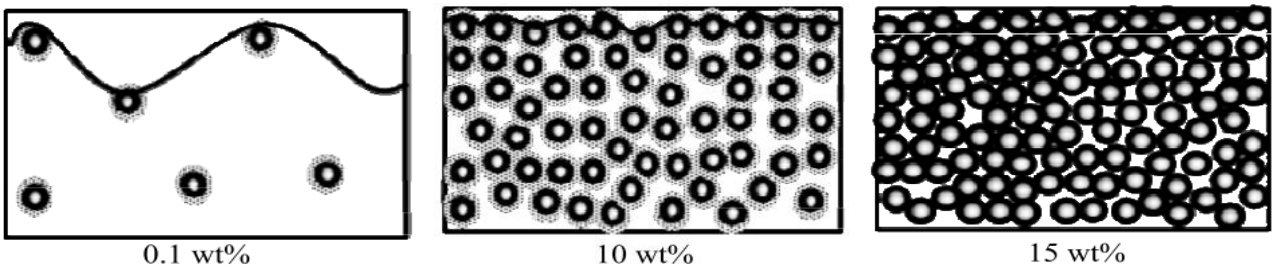


***Figure 66**. Modèle physique pour expliquer le mécanisme de dégradation en présence de décharges partielles [118], (a) dégradations élevées pour 0.1% en poids du composite, (b) dégradations moyennes pour 10% en poids du composite et (c) constitution d'une couche protectrice pour 15% en poids du composite.*

Dans une autre étude, Kozako et al [119] ont étudié les dégradations occasionnées par les décharges superficielles sur du polyamide (PA), avec et sans nanoparticules. Ces dégradations ont été évaluées avec des concentrations de 2, 4 et 5 % selon le dispositif expérimental de la CEI (b) (Fig. 64). Les résultats obtenus pour le polymère contenant de la fibre de verre et ses nanocomposites ont été comparés afin d'évaluer l'effet des nanoparticules sur la résistance du matériau aux décharges électriques.

Les matériaux qui sont utilisés sont :

- du polyamide renforcé à la fibre de verre (A 1030 GFL).
- du polyamide brut.
- de la nano-silice en feuillets (*1 nm* d'épaisseur et *30 nm* de largeur).

La durée d'exposition totale aux décharges électriques est de 48H de telle manière à ce que les décharges aient lieu aux bords des électrodes. Les échantillons sont des blocs (60 mm x60 mm x1 mm) et les expérimentations sont menées dans une cellule en « résine acrylique » avec du silica gel pour maintenir un taux d'humidité faible et constant pendant les essais.

Les résultats d'investigation ont montré que le processus d'érosion commençait d'abord dans la région amorphe du matériau avant d'attaquer la région cristalline (Fig. 67). De plus, la rugosité de la surface des matériaux après l'activité des décharges partielles est plus faible dans les nanocomposites et dans les microcomposites :

$$\mathbf{R_{NC} > R_{MC} > R_{brut}}$$

Une concentration de 2% dans le matériau de nanoparticules est largement suffisante pour augmenter et améliorer la résistance aux décharges partielles (Fig. 68). Les auteurs ont attribué l'augmentation de cette résistance à l'accroissement de la cristallinité du nanocomposite. Cependant, ils estiment que de futures évaluations sont nécessaires pour étudier l'effet des nanoparticules sur la cristallinité des polymères.

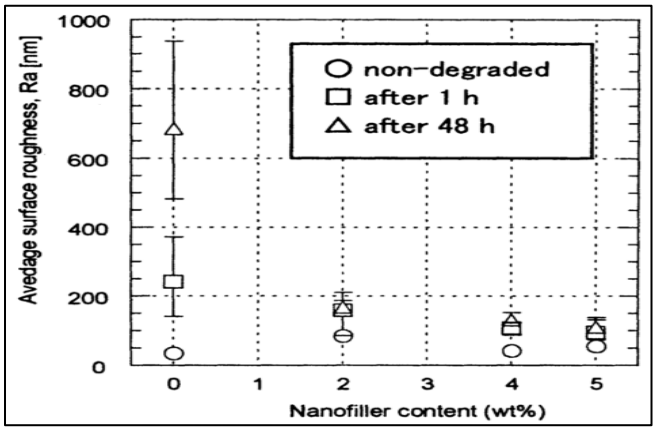
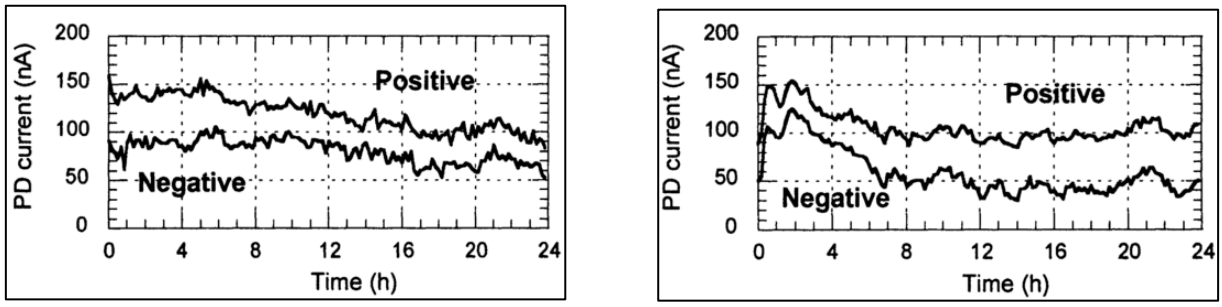


***Figure 67**. Profondeur d'érosion de polyamides nanocomposites [119].*



(a) (b)

***Figure 68**. Variations temporelles du courant de décharges pour une tension de 6 kV [119], (a) du polyamide brute et (b) son nanocomposite à 4% en poids.*

Vas et al [120,121] ont utilisé la norme ASTM 2303 [122] pour évaluer la résistance au cheminement électrique sur des matériaux polymères. Les essais ont été effectués sur du caoutchouc silicone (SR) sous tension continue et en polarité négative et positive. Des charges microscopiques d'alumine trihydratée (*ATH de 3.5 µm*) et des nanoparticules d'alumine (*entre 40 et 47 nm*) sont utilisées dans la matrice silicone pour améliorer la résistance au cheminement. La figure 69 montre le dispositif expérimental utilisé pour l'essai de cheminement électrique.

Les chercheurs ont établi que la masse érodée sous tension continue en polarité négative est comparable à celle obtenue sous tension alternative [123,124]. Il a été montré que les composites

silicones chargés avec des microparticules d'alumine tri-hydratée ou des nanoparticules d'alumine (Al_2O_3) résistent beaucoup mieux que le silicone brut aux décharges électriques.

Les auteurs ont également montré que l'addition d'un faible pourcentage de nanoparticules d'alumine est plus efficace et qu'une concentration de 4% en poids de la résine permet d'avoir des résultats similaires voire meilleurs que ceux d'un matériau silicone chargé à 30% de microparticules d'alumine trihydratée (Fig. 70). De plus, la résistance mécanique du matériau peut être fortement altérée dans le cas d'une concentration élevée en microparticules. Par conséquent, l'utilisation d'une petite quantité de nanoparticules peut être avantageuse pour garantir une bonne résistance au cheminement électrique et qui serait comparable à celle d'un micro-composite fortement chargé, tout en gardant une bonne flexibilité mécanique.

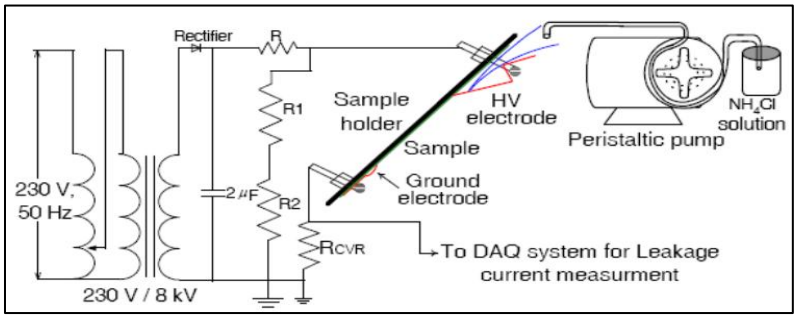


Figure 69. *Dispositif d'essai pour l'évaluation du cheminement électrique [122].*

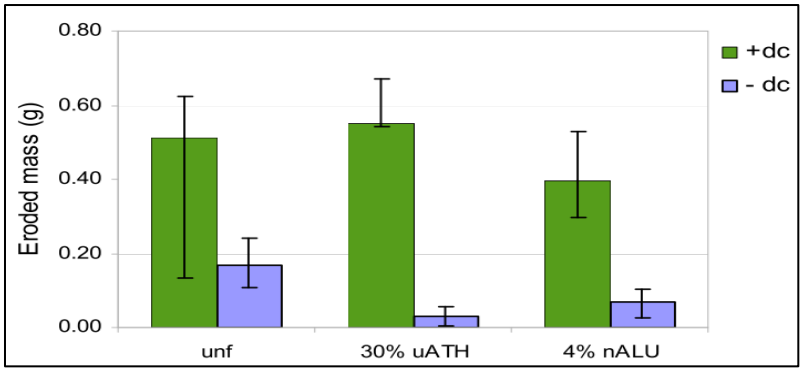


Figure 70. *Profondeur d'érosion des composites silicones sous tension continue avec ses deux polarités [120,121].*

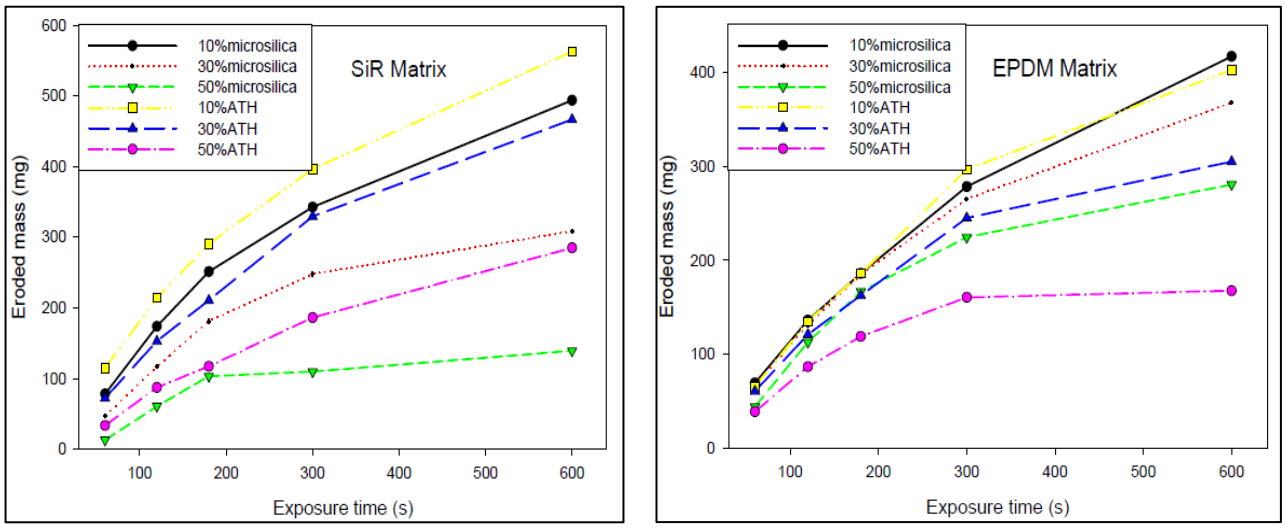
Dans une autre étude, Ramirez et al [125] ont évalué l'effet de la concentration de l'alumine trihydratée (Al_2O_3-$3H_2O$) et de la silice (SiO_2) sur la résistance à l'érosion et au cheminement électriques (Fig. 71) de plusieurs composites en PDMS (silicone) et EPDM (Ethylène-Propylène-Diène-Monomère), qui sont deux polymères mondialement connus et largement utilisés dans l'industrie électrique. Pour les auteurs, l'utilisation des deux précédentes charges (SiO_2 et ATH) permet de réduire le coût des matériaux isolants et d'améliorer leurs propriétés électriques et

physiques [126-128]. Deux méthodes d'investigations ont été utilisées : méthode du plan incliné (Fig. 72) et la technique d'ablation par faisceau laser.

Suite à plusieurs expérimentations, les auteurs ont conclu qu'il y avait une différence significative entre l'EPDM et le PDMS qui rendait le PDMS plus résistant aux décharges électriques à cause de sa structure moléculaire. En réalité, Les décharges électriques induisent une vaporisation d'eau massive issue des particules d'alumine tri-hydratée (ATH). Habituellement, les molécules d'eau réagissent avec le méthyle ($-CH_3$) plutôt qu'avec le couple Si–O ce qui explique une érosion moins élevée pour le PDMS composite. De plus, le PDMS non chargée génère du méthane (CH_4), du dioxyde de carbone (CO_2) et du dioxyde de silicium (SiO_2) sous l'effet des décharges électriques. Par conséquent, la présence de particules d'alumine tri-hydratée constitue un renforcement du matériau intéressant pour la prévention contre l'érosion surfacique.

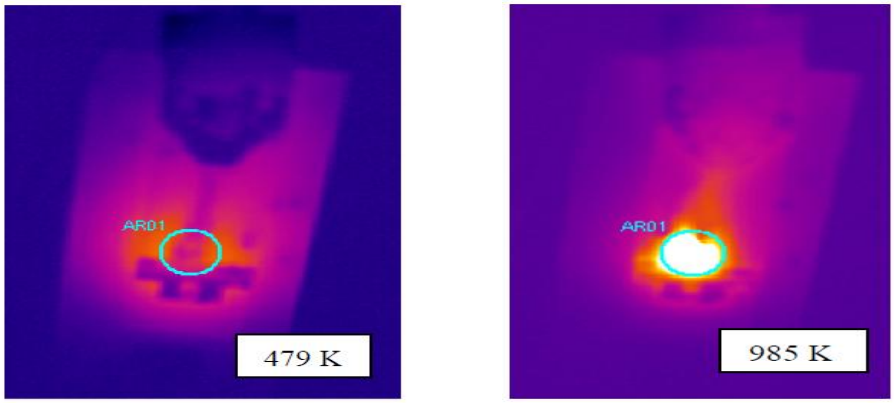
Dans le cas de l'EPDM, l'érosion se produit suite à la réduction des liaisons chimiques C–C qui induit la création d'autres liaisons oxydées telles que C–O, C=O ou encore O=C–O qui sont des produits résultant de l'oxydation de l'EPDM [129].

Finalement, la comparaison des deux méthodes d'investigation par l'équipe d'experts a permis de montrer qu'un même ordre de dégradations pour les composites EPDM pouvait être obtenu pour les deux types de charges. Toutefois, la technique d'ablation par faisceau laser a montré que les composites PDMS/SiO_2 sont ceux qui montraient des meilleures performances en présence de décharges électriques. Des résultats similaires ont été établis sur du SiR RTV en ajoutant des nanoparticules d'alumine (*0,5% en poids du composite silicone*) [130].



(a) (b)

***Figure 71**. Quantité de matière érodée pour les microcomposites [125] (a) silicones et (b) EPDM.*



(a) (b)

***Figure 72**. Température de la surface isolante mesurée avec une caméra infrarouge durant l'essai du plan incliné [125], (a) 479 K et (b) 985 K.*

Le polyéthylène est également un polymère à grand intérêt à cause de son utilisation intense dans les câbles électriques haute tension comme matériau isolant au vu de ses propriétés physico-chimique [131-133].

Des investigations expérimentales ont été menées par un groupe de travail du CIGRE (*Conseil International des Grands Réseaux Electriques*) D1.24, sur du polyéthylène réticulé chimiquement (XLPE) et ses nanocomposites contenant des nanoparticules de silice (SiO_2) [134,138]. Pour cela, trois types de matériaux ont été comparés (XLPE brut, XLPE chargé à 5%pds avec de la silice non fonctionnalisée et du XLPE chargé à 5%pds avec de la silice fonctionnalisée). Les évaluations ont principalement concerné la mesure de la permittivité diélectrique, de la formation de charges d'espace, du claquage diélectrique et de la résistance aux décharges partielles.

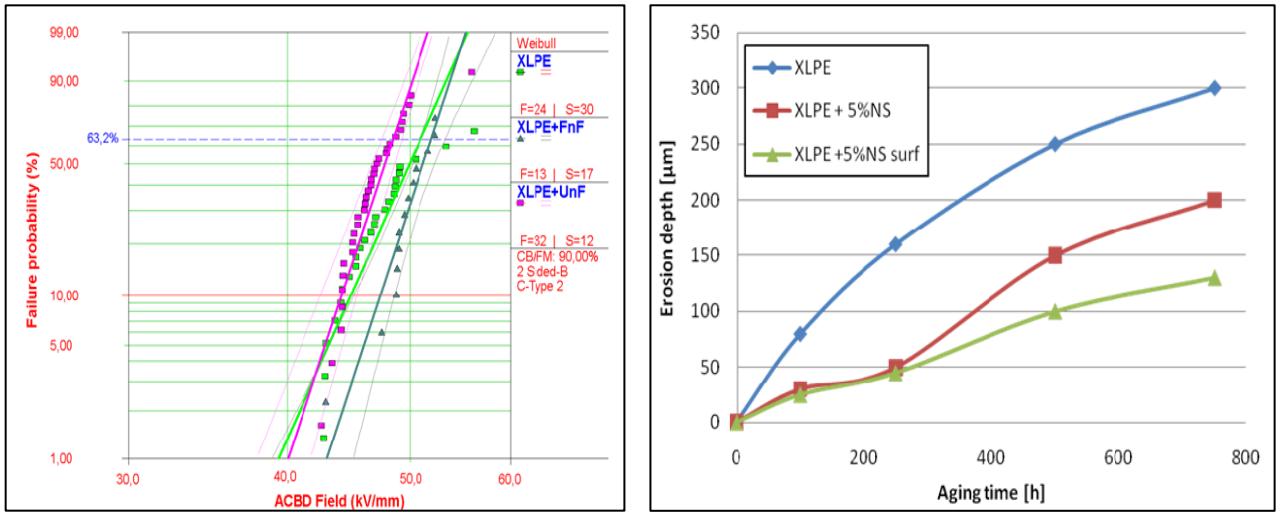
Le groupe de travail a conclu que des améliorations significatives par rapport au XLPE non chargé pouvaient être obtenues, ce qui est un indicateur du futur potentiel des nanocomposites XLPE pour les câbles extrudés haute tension (HT) et extra haute tension (EHT). Toutefois, les différences remarquables dans les résultats des membres du groupe CIGRE ont été attribuées aux techniques expérimentales qui étaient propres à chaque membre du groupe.

Parmi les principales conclusions du groupe de travail, nous pouvons citer :

- les pertes diélectriques sont réduites suite à l'addition de nanomatériaux dans le XLPE.
- la tension de claquage n'est pas significativement améliorée en présence de nanoparticules dans le polymère en mode alternatif et impulsionnel. Cependant, les plus hautes valeurs sont obtenues pour des matériaux chargés dont les nanoparticules sont chimiquement traitées

(Fig. 73(a)). De plus, le vieillissement électrique du polymère sous l'effet des arborescences électriques est significativement amélioré en présence de nanoparticules.

- la résistance aux décharges partielles est grandement améliorée par l'ajout de nanoparticules traitées au polymère. La modification de la surface du matériau par les nanomatériaux est la cause principale de l'accroissement de la résistance superficielle aux décharges partielles (Fig. 73(b)).



(a) (b)

Figure 73*. Essais électriques appliqués au XLPE et ses nanocomposites, (a) représentation de Weibull du claquage diélectrique et (b) profondeur d'érosion sous l'effet des décharges partielles [137,138].*

6. VIEILLISSEMENT DES POLYMERES

6.1. Définition

Le vieillissement est défini comme étant une altération lente et irréversible du matériau, dans les conditions de service, impliquant sa structure, sa morphologie ou sa composition, et conduisant à une perte de ses propriétés fonctionnelles. De plus, ces évolutions peuvent être causées par une instabilité propre du matériau ou à son environnement. Le tableau 9 montre les différents types de vieillissement [139] en fonction des principaux facteurs supposés.

Deux grandes catégories de vieillissement sont à considérer :

- le *vieillissement physique* au sens large, dans lequel il n'y a pas d'altération de la structure chimique du matériau, des chaînes de polymères en particulier maintenant leur intégrité. Ce type de vieillissement présente par principe un caractère réversible.

- le *vieillissement chimique* à caractère irréversible, tel que la fonctionnalisation des chaînes de polymères (oxydation) ou la rupture de chaînes ou la réticulation.

La difficulté dans la caractérisation de ce genre de phénomène réside dans l'interdépendance des paramètres influençant le vieillissement des matériaux :

- température.
- l'hydrolyse.
- l'oxydation.
- l'érosion sous l'effet des décharges surfaciques.
- la corrosion du matériau en présence d'atmosphère saline ou acide.
- la modification de la structure chimique à la surface du matériau sous l'effet des UV.

Ainsi, l'identification de marqueurs du vieillissement, qui est un des vœux pieux pour de nombreuses applications de l'électrotechnique (câbles électriques, machines tournantes ou transformateurs) est délicate. En effet, cette identification doit à la fois répondre à des critères de sensibilité, qui consiste à détecter les premiers stades de dégradation, et de pertinence à travers l'élaboration d'une corrélation étroite avec une perte de propriétés fonctionnelles.

	Température	Oxygène	Ultra-violet	Radiations ionisantes	Eau	acides ou bases	Organismes vivants
Thermique	**x**	**x**					
Photochimique	**x**	**x**	**x**				
Radiolytique	**x**			**x**			
Radio-oxydant	**x**	**x**		**x**			
Hydrolytique	**x**				**x**	**x**	
En milieu réactif	**x**					**x**	
Biochimique	**x** (optimum à 27°C)				**x**		**x**

Tableau 9*. Classification des processus de vieillissement selon les facteurs extérieurs [139].*

6.2. Effet de la température

La température est un des paramètres les plus importants à considérer pour le vieillissement des polymères. La figure 74 montre l'évolution avec la température T de la vitesse d'usure [139] de divers polymères frottant à sec sur un acier doux poli. La force normale et la vitesse de glissement ont été maintenues à une valeur faible pour que l'élévation de température des polymères, du fait du frottement, soit faible et la température indiquée soit la température (régulée) de la pièce en acier.

Généralement, la vitesse d'usure décroît dans un premier temps, passe par un minimum, puis tend à croître fortement lorsque la température dépasse les points de transition des polymères : le polymère subit alors une forte déformation plastique et est extrudé du contact.

La figure 75 montre l'influence de la température sur la dureté mécanique de quelques matériaux polymères. En première approximation, le module de dureté mécanique peut être exprimé comme suit (équation 4) :

$$H \approx H_0 \exp\left(-\zeta\left(T - T_0\right)\right) \qquad (4)$$

H est le module de dureté mécanique, T représente la température d'essai. ζ est l'indice de sensibilité à la température.

D'après la figure 75, nous pouvons constater que la dureté mécanique est fortement liée à la température puisqu'elle décroit de manière logarithmique avec l'augmentation de la température. De plus, la dureté mécanique dépend du type de matériau utilisé. Cela permet de faire une sélection approprié lorsqu'il est question d'un fonctionnement à de très hautes températures.

Pour les études de vieillissement thermique des matériaux polymères, La perte de masse en fonction du temps est enregistrée pour des vieillissements effectués en isotherme à différentes températures.

Les vieillissements accélérés en isotherme sont réalisés en étuve ventilée. Pour chaque température, une courbe de perte de masse (Fig. 76) en fonction de la durée d'exposition est tracée et permet de modéliser le comportement. La perte de masse ($(m_1 - m_0)/m_0$) doit résulter de la moyenne sur au moins trois échantillons prélevés simultanément [139]. Ainsi, il est possible d'établir un critère de fin de vie qui correspond à une perte de masse bien déterminée (3% en Fig. 73).

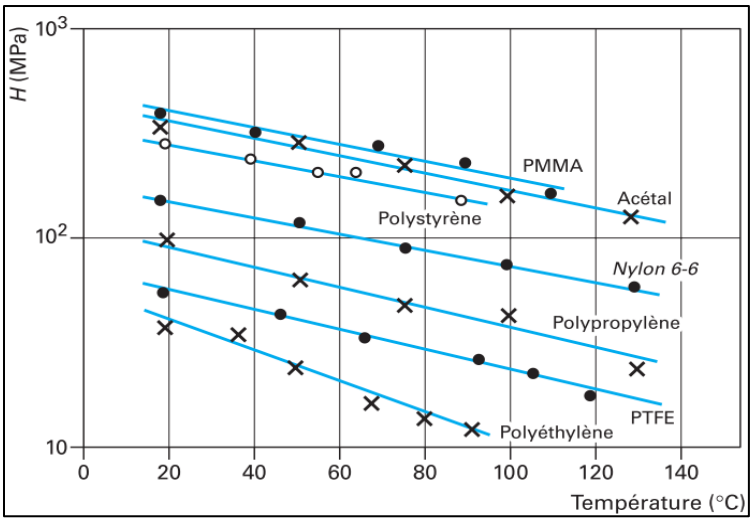


Figure 74. *Evolution de la dureté mécanique en fonction de la température sous une charge de 50 N pendant 3s [139].*

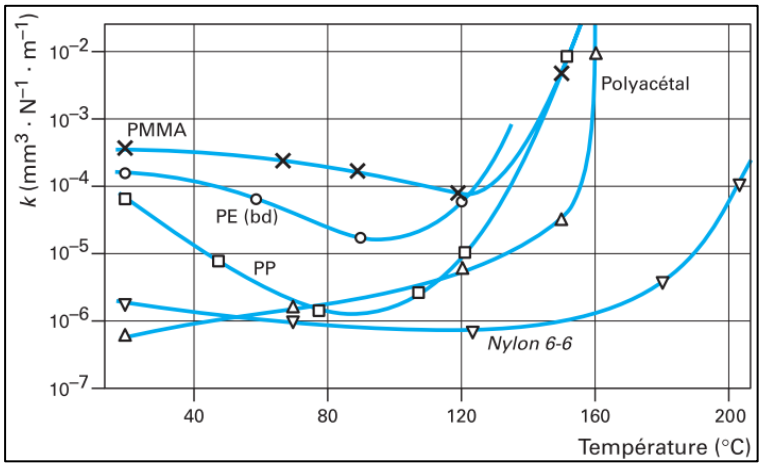


Figure 75. *Evolution de la vitesse d'usure de quelques polymères en fonction de la température du milieu [139].*

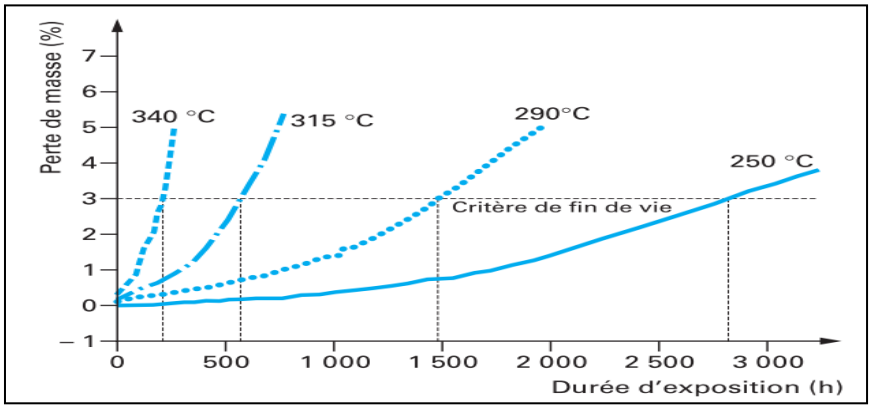


Figure 76. *Perte de masse d'un composite polyimide en fonction de la durée de vieillissement et de la température [139].*

Des travaux réalisés par Calebrese et al [140] et Schadler et al [141], en partenariat avec le laboratoire de recherches de l'Air Force aux Etats-Unis, ont montré que l'incorporation de nanoparticules d'Alumine (Al_2O_3) entre 40 et 50 nm à du polyamide-imide, permet d'accroître la résistance thermique du polymère. En effet, leurs résultats (tableau 10 et Fig. 77) ont montré que la rigidité diélectrique à 300°C était plus élevée pour un nano-composite que pour le polymère non-chargé. De plus, les nanoparticules d'alumine permettent d'améliorer la résistance du matériau aux dégradations thermiques (perte de masse réduite pour de plus haute températures). Par conséquent, les auteurs ont proposé d'utiliser du polyamide-imide comme matériau de substitution dans les câbles de transport d'énergie.

Loading (wt %)	*Peak Loss Rate Temp (°C)*	*10 % Mass Loss Temp (°C)*
0	605	520
5	610	570
10	620	540

***Tableau 10**. Températures de dégradation déterminées par thermogravimétrie [140,141].*

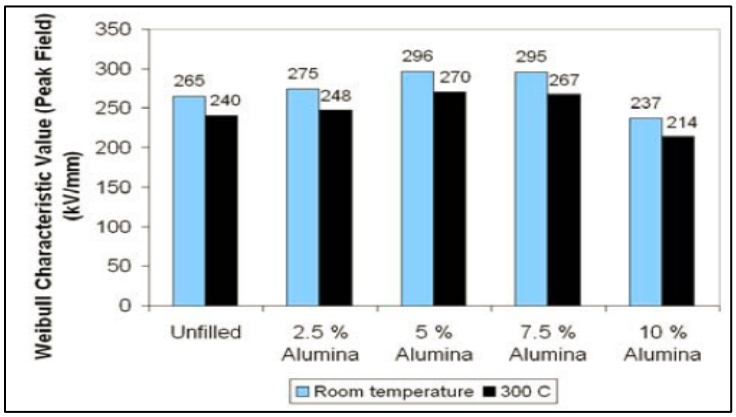


***Figure 77**. Coefficients de claquage de Weibull avec une probabilité de 63,5% [140,141].*

6.3. Hydrolyse des polymères

Pour les polymères et composites, la présence d'eau est considérée comme étant le facteur principale de vieillissement et plus particulièrement pour les matrices hydrolysables de type *ester* ou *amide* (Fig. 78).

Dans le cas des polymères avec de nombreuses liaisons hydrogène (comme le polyamide), les propriétés mécaniques dépendent de la quantité d'eau absorbée par le matériau. L'eau intervient en détruisant les liaisons hydrogène ce qui fait chuter fortement les propriétés mécaniques.

Le vieillissement hydrolytique des composites *verre/résine phénolique* se traduit par une forte augmentation de l'eau absorbée et une diminution de la ténacité liée à un décollement interfacial

fibre/matrice comme mécanisme de rupture principal. Pour évaluer ce vieillissement, des essais sont réalisés dans des atmosphères contrôlées à différents taux d'humidité (*25, 50, 75 ou 95 %* d'humidité relative), en immersion et à différentes températures.

Les composites de type vinylester à base époxyde présentent une résistance à l'hydrolyse nettement meilleure [142], le phénomène d'osmose n'étant dans ce cas pratiquement plus présent. La vitesse d'hydrolyse des fonctions esters (méthacrylate plus stable qu'acrylate) est alors inférieure à la vitesse d'extraction des molécules formées, et la structure du réseau obtenu est différente (réticulation en extrémité de chaîne permettant de limiter les chaînes pendantes ; réticulation par le styrène conduisant à une structure plus homogène que dans le cas des polyesters insaturés).

Le vieillissement en milieu humide des polymères composites, susceptibles de libérer rapidement des petites molécules dans leur matrice, peut conduire à des phénomènes de dégradation dramatiques. A titre d'exemple, les polyesters insaturés possèdent dans leur structure macromoléculaire des fonctions esters qui sont susceptibles, en présence d'eau, de s'hydrolyser. Cela conduit non seulement à des coupures du réseau thermodurcissable, mais également à la libération de molécules solubles (glycols, extrémités de chaînes) dans le matériau conduisant à des phénomènes d'osmose. A cet effet, B. Mortaigne et al [143] ont avancé l'hypothèse que le composite sous l'effet de la pression *osmotique* développe des cloques ce qui conduit à des phénomènes de délaminage du composite.

Dans ce cas, le mécanisme d'hydrolyse se produit comme suit (Fig. 79) : les produits d'hydrolyse formés (petites molécules organiques) s'accumulent dans les défauts de structure et entre les nœuds de réticulation du réseau. Vis-à-vis de l'extérieur, la matrice forme une membrane semi-perméable permettant le passage de l'eau qui va diluer les molécules emprisonnées; cette accumulation d'eau va faire gonfler le défaut conduisant à la formation d'une cloque.

(a) (b)

***Figure 78**. Principales fonctions hydrolysables, (a) fonction ester, (b) fonction amide.*

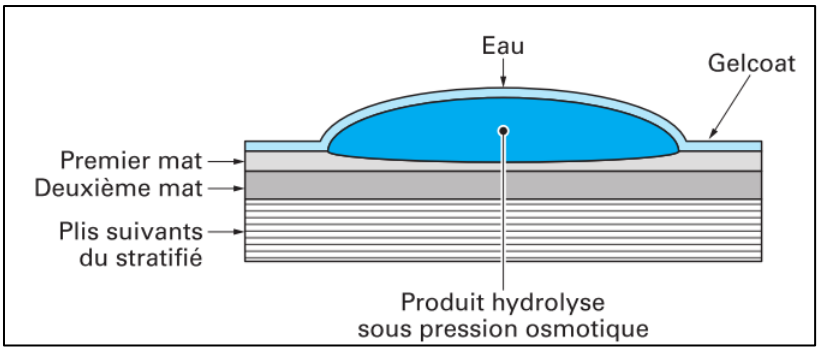


***Figure 79**. Phénomène d'osmose dans un composite polyester insaturé [143].*

6.3.1. Détérioration des propriétés diélectriques

Les travaux de Hui et al [144] ont consisté à étudier le vieillissement hygro-thermique d'un nano-composite XLPE/silice (*12 nm*) ayant subi un traitement de surface avec du vinyle-silane. Les concentrations de silice en poids du polymère sont 5 et 12.5%. Le matériau a été exposé à un taux d'humidité relative RH = 100% et à une température de 50°C. Des essais diélectriques ont été effectués sur le nano-composite avant et après exposition à un environnement humide. L'effet du séchage du matériau a également été considéré pour les tests. Les chercheurs ont établi qu'une concentration de 5% de silice en poids du matériau est capable de maintenir une valeur de tension de claquage bien élevée même après vieillissement hygro-thermique. De plus, le traitement de surface des nanoparticules (fonctionnalisation) et le séchage sous du nano-composite permettent d'améliorer la tenue diélectrique du matériau. Cela est dû à l'élimination, durant le séchage, des cavités gazeuses et des impuretés humides incluses dans le nano-composite. Le traitement de surface est également un avantage pour améliorer l'hydrophobie des nanoparticules et diminuer l'attraction des molécules d'eau par celle-ci. La figure 80 montre les résultats de claquage obtenus durant la période de vieillissement.

Les auteurs ont pu constater, grâce aux analyses d'absorption d'eau (Fig. 81), des dégradations au niveau de la zone d'interface *nanoparticule/polymère* des nano-composites. Ces détériorations sont principalement dues à l'accroissement des molécules d'eau dans le volume d'interface qui forment des agglomérations de tailles importantes.

Dans une autre étude réalisée par les mêmes auteurs [145], le même nano-composite (XLPE/silice) avec une concentration en poids des nanoparticules de 5 et 12.5% a subi un vieillissement hygro-thermique à 50°C. Des essais de tenue diélectrique et d'absorption d'humidité ont également été effectués avant et après vieillissement. Les figures 82 et 83 montrent les tracés de Weibull de la rigidité diélectrique du nano-composite et de l'absorption d'humidité respectivement. Les résultats montrent une influence limitée de l'humidité sur le nano-composite à

5% de concentration en silice. Toutefois, il a été montré que les nano-composites absorbaient plus d'humidité que le matériau à l'état brut. Ce phénomène est accentué pour le cas du nano-composite à 12.5% de silice (Fig. 80).

Plus précisément, l'eau est fortement présente dans la région d'interface *nanoparticule/polymère*. Ainsi, la très faible valeur de la tension de claquage de ce matériau est due à la formation d'un canal humide et conducteur, à l'intérieur du matériau et entre les nanoparticules, qui facilite la formation d'arborescences électriques menant à la rupture du diélectrique.

Les relevés de charges d'espace ont indiqué la présence d'une quantité significative d'hétéro-charges dans le matériau pour une concentration de 12.5%, ce qui peut être également un second élément de la réduction de la rigidité diélectrique du nano-composite.

En conclusion des deux précédentes études et dans le cas d'un vieillissement hygro-thermique, le nano-composite *XLPE/silice* à 5% qui est traité avec un agent de couplage (vinyle-silane) est celui qui réussit à maintenir de bonnes propriétés diélectriques sans être pour autant influencé par l'humidité à cause de la bonne répartition des nanoparticules à l'intérieur du polymère et de leur hydrophobie élevée.

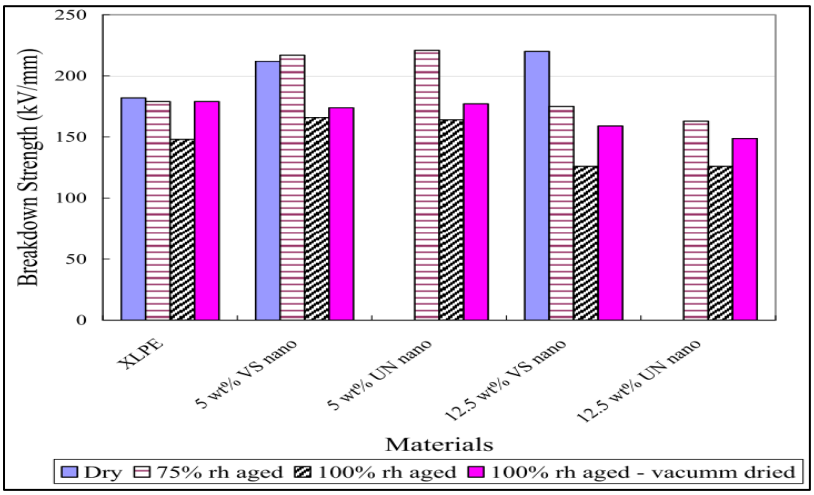


Figure 80. *Rigidité diélectrique des nano-composites XLPE/silice avant et après vieillissement hygro-thermique d'une année [144].*

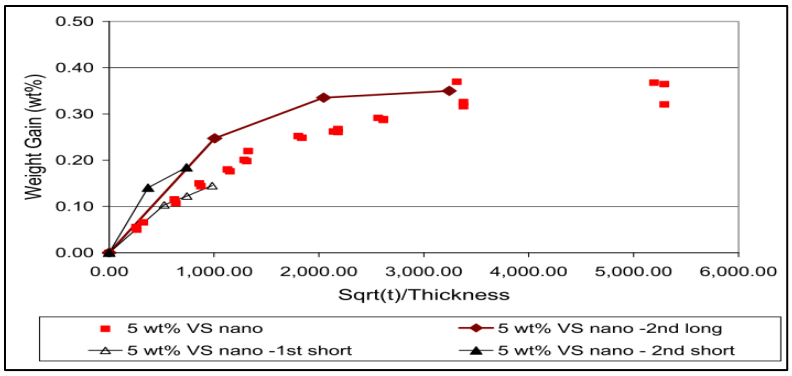
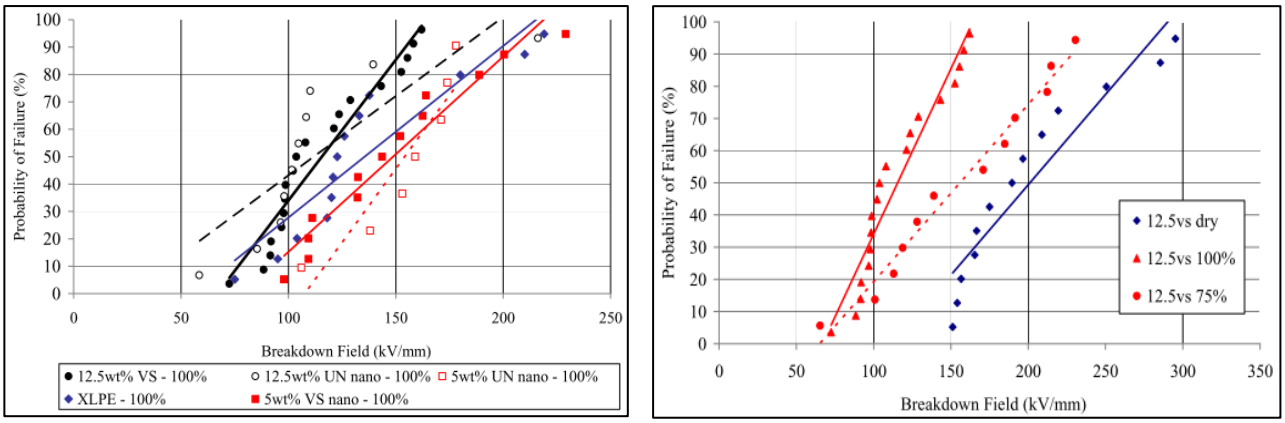


***Figure 81**. Courbes d'absorption d'eau du nano-composite XLPE/silice durant le vieillissement hygro-thermique d'une année [144].*



(a) (b)

***Figure 82**. Tracé de Weibull de la rigidité diélectrique du nano-composite XLPE/silice après 2 semaines de vieillissement hygrothermique (RH=100% et T= 50°C) [145].*

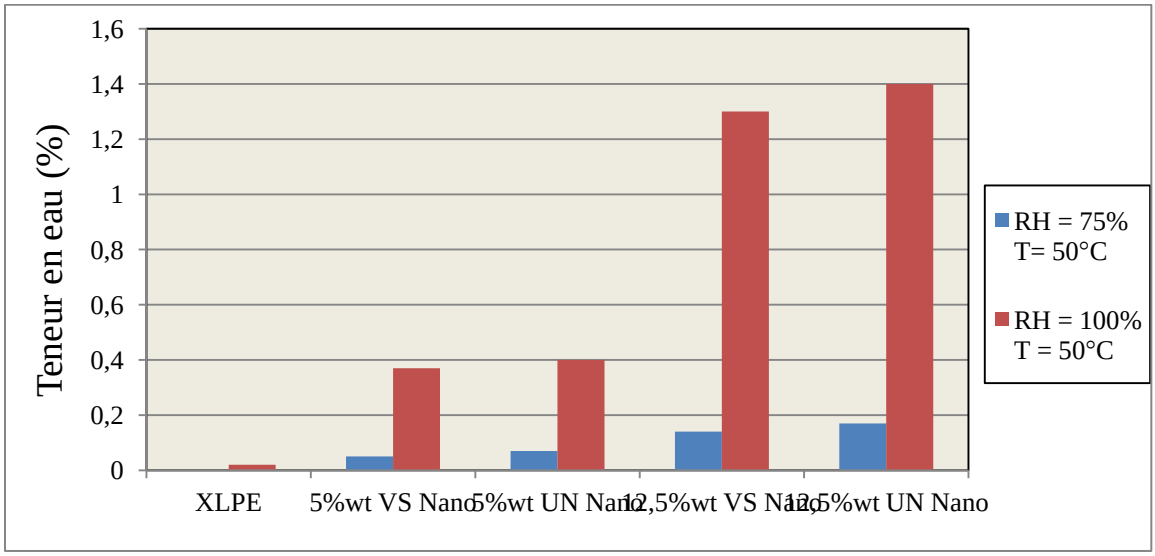


***Figure 83**. Absorption d'humidité du polyéthylène réticulé chimiquement (XLPE) et de ses nano-composites pour deux environnements humides [145].*

Dans d'autres travaux scientifiques regroupant la société Schneider Electric et le laboratoire de Génie Electrique de Grenoble (G2Elab) [146], un vieillissement hygro-thermique (*RH = 80% et T = 80°C*) a été mené sur une résine époxyde à base de bisphénol A (DGEBA) initialement chargée (60% en poids de la résine) avec des microparticules de silice (200µm) traitée au vinyle-silane. Des mesures de tension de claquage et de décharges partielles ont été effectuées sur la résine moulée avec des électrodes (*d= 1mm*) comme le montre la figure 84.

Les résultats obtenus pour la tension de claquage (Fig. 85) ont montré que celle-ci était réduite par un facteur de 10 après 74 jours de vieillissement hygro-thermique pour le cas des microparticules sans traitement de surface. Pour les particules traitées, la diminution de la tension de claquage est obtenue par un facteur 2 ce qui montre l'utilité du traitement de surface.

Pour la résine dont les charges sont non traitées, la tension d'apparition des décharges partielles (PDIV) est constante pendant 32 jours (Fig. 85(b)) de vieillissement (12 kV). Au-delà, celle-ci diminue par palier pour atteindre 800 V au bout de 72 jours et 500 V après 260 jours de vieillissement hydro-thermique. Les chercheurs ont interprété cette diminution comme étant un effet de l'augmentation de la conductivité interne de la résine à cause de l'augmentation de l'absorption d'eau durant le vieillissement. La même explication est valable pour le cas de la tension de claquage.

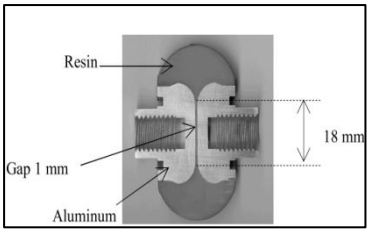
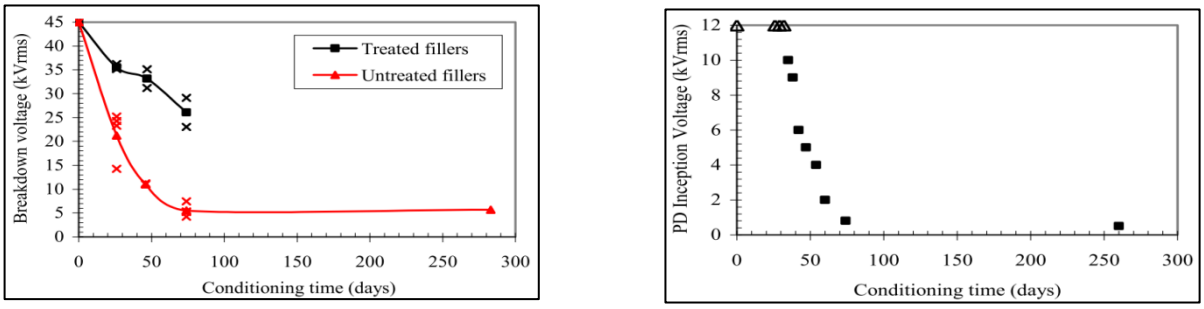


***Figure 84**. Photographie de l'échantillon époxyde avec des électrodes moulées [146].*



(a) (b)

***Figure 85**. Evolution des paramètres électriques en fonction de la durée de vieillissement hydro-thermique [146] (a) tension de claquage, (b) tensions d'apparition des décharges partielles.*

6.3.2. Détérioration des propriétés mécaniques

Mis à part l'altération des propriétés diélectriques des polymères, le vieillissement sous hydrolyse peut affecter considérablement les propriétés mécaniques. En effet, plusieurs études ont été consacrées à l'effet du vieillissement hygro-thermique sur les paramètres mécaniques de polymères composites tels que le polyamide [147-149], les polyesters [150-152] ou encore le polyimide [153,154].

Foulc et al [155] ont montré que l'absorption d'eau par le polyéthylène téréphtalate (PET) réduisait son module mécanique à cause de la scission des chaînes polymérisées qui induit une perte de masse importante. La figure 86 montre l'évolution de la rigidité mécanique en fonction du temps de vieillissement hygro-thermique.

Différentes explications ont été avancées par ces chercheurs pour expliquer l'effet conjugué de l'humidité et de la température sur les dégradations des polymères :

- l'eau absorbée par le PET contribue à l'hydrolyse des chaînes polymérisées par le mécanisme de rupture des chaînes [156] (Fig. 87).
- L'hydrolyse génère des oligomères qui diffusent lentement dans le matériau et se cristallisent par la suite.
- Les oligomères modifient l'hydrophilie du PET et sa structure cristalline ce qui a une conséquence majeur sur l'absorption d'eau.

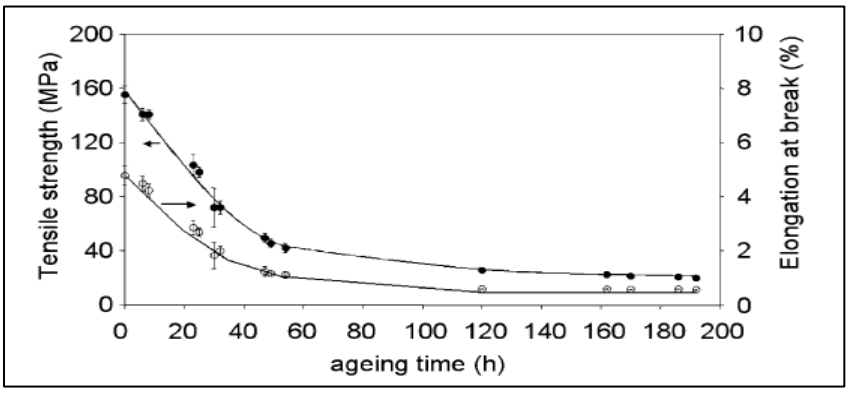
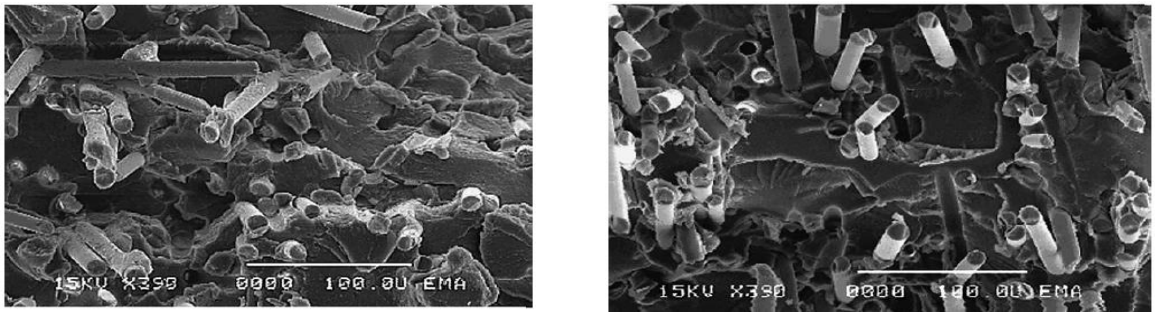


***Figure 86**. Evolution de la contrainte à la rupture du PET chargé à 30% en fibres de verre en fonction du temps de vieillissement [155].*



(a) (b)

***Figure 87**. Image MEB d'une section du composite PET [156] (a) avant vieillissement et (b) après 54h d'exposition à l'humidité.*

Dans un autre papier, Mercier et al [157] ont tenté de comprendre le mécanisme de vieillissement d'un composite époxyde chargé en fibres de verre, sous l'effet de l'humidité. L'objectif est de prédire les effets du paramètre humidité sur la durée de vie des structures. La diffusion via la méthode gravimétrique a pu déterminer la cinétique d'absorption du matériau. Les chercheurs ont pu constater que l'absorption d'eau était d'autant plus élevée avec l'augmentation de l'épaisseur du polymère (Fig. 88).

La sévérité des dégradations de la matière suite à des fissurations (Mechanical Cracking en Anglais) dépend très fortement de la quantité d'eau absorbée. Pour cela, un modèle numérique qui prend en compte l'effet de l'eau et de la charge mécanique appliquée au polymère a été développé (Fig. 89). Il permet de suivre en continu et de prédire l'évolution de la rigidité mécanique durant les différentes étapes du vieillissement hygro-thermique.

Grâce au modèle numérique et aux investigations expérimentales, les chercheurs ont pu aboutir aux conclusions suivantes [158,159] :

- la diminution de la rigidité mécanique est réversible sous l'effet de l'absorption d'eau ce qui n'est pas le cas lors de l'application d'une contrainte mécanique d'amplitude élevée.
- la répartition de l'humidité au sein du matériau n'est pas uniforme grâce aux prédictions du modèle numérique. Cela induira une sollicitation mécanique importante sur un volume bien spécifique du polymère et une déformation probable sous l'effet d'une accumulation locale d'humidité.
- l'augmentation de la température accélère la diffusion d'humidité au sein du matériau suivant la loi d'Arrhenius.

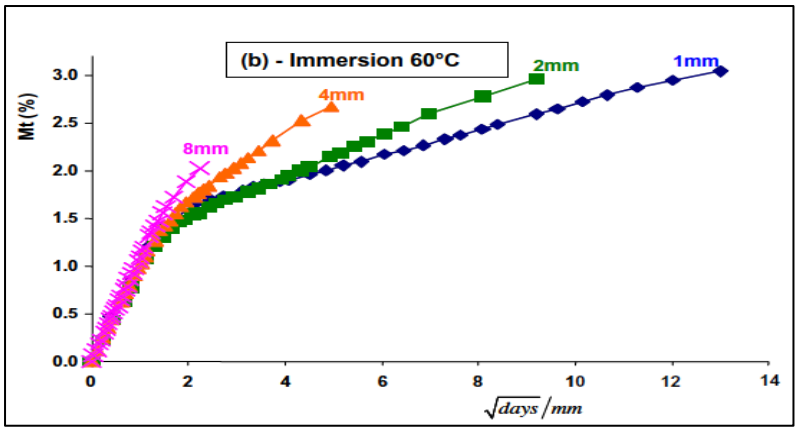


Figure 88. Courbes d'absorption d'humidité du composite époxyde pour plusieurs épaisseurs immergées à 60°C *[157]*.

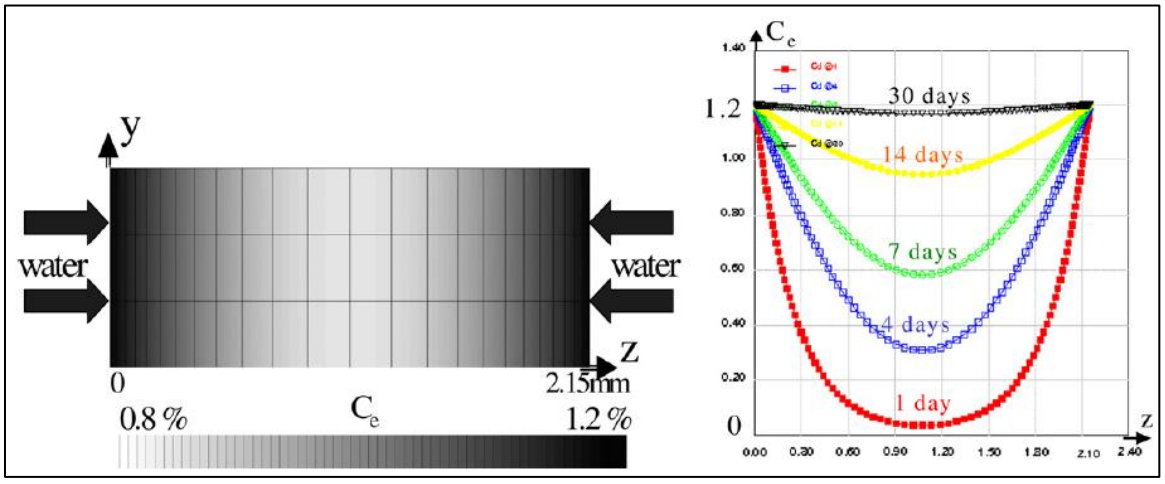


***Figure 89**. Modèle de diffusion simulé à 60°C et 100% d'humidité [158,159].*

6.4. Erosion sous l'effet des décharges surfaciques

Les phénomènes de surface des isolants représentent un des problèmes majeurs pour tout ce qui touche aux isolations extérieures. Généralement, la pollution des surfaces provoque une augmentation de la conductivité superficielle qui engendre des phénomènes de décharges rampantes et des contournements sous l'action d'un champ électrique donné. Les contraintes environnementales, en particulier l'humidité, provoquent des phénomènes complexes impliquant une inhomogénéité de température en surface de l'isolant due aux courants de fuite et à une alternance de zones sèches et humides. Cela donne naissance à des décharges rampantes et des phénomènes de carbonisation de la surface isolante après des processus chimiques [160,161]. A cet effet, le maintien du caractère hydrophobe de la surface des polymères est un élément essentiel à sa résistance. Par conséquent, la surface du matériau doit donc être durcie vis-à-vis de ces phénomènes de surface, en résistant à l'érosion pour maintenir sa fonction d'isolation.

Les polymères nano-composites représentent une nouvelle catégorie de matériaux dont la naissance remonte aux années 1990 lorsque du polyamide renforcé avec des charges de silice a été développé en tant que polymère plastique [162]. Le développement et l'évaluation des nano-composites comme matériaux isolants électriques ont débuté réellement au 21ème siècle. Plusieurs polymères ont été choisis comme candidats potentiels pour cette application parmi lesquels les thermoplastiques comme le polyéthylène (*PE*), l'éthylène vinyle acétate (*EVA*) ou encore le polypropylène (*PP*), les matériaux thermodurcissables comme les résines époxydes ou le polyimide, les polymères élastomères comme les caoutchoucs en silicone (SR). La préparation des nanocomposites est choisie en fonction des caractéristiques recherchées comme la permittivité, le facteur de pertes diélectriques (*Tan(σ)*), la conductivité en courant continu (dc), la résistance aux décharges partielles et au cheminement électrique et le retard à l'inflammabilité. Parmi ces propriétés, la résistance aux décharges électriques est le paramètre le plus important pour les matériaux nano-composites.

La résistance aux décharges partielles peut être évaluée pour différentes combinaisons telles que PE/magnésie(*MgO*), PP/silice, poly-imide/silice, époxyde/silice ou alumine ou oxyde de titane. De plus, il y a lieu de considérer les effets suivants :

- segmentation à échelle nanométrique
- différence de permittivités entre le polymère et les nanoparticules.
- effet de l'agent de couplage (fonctionnalisation).
- qualité de dispersion des nanoparticules.

Ainsi, les polymères nano-composites possèdent leurs propres caractéristiques très performantes contre l'attaque des décharges partielles. Dans ce qui suit, nous présentons une comparaison entre le processus de dégradation pour un matériau à l'état brut et un matériau nano-composite pour bien discerner l'avantage qu'offre l'inclusion de matériaux nanométriques dans des polymères pour lutter contre les décharges surfaciques.

6.4.1. Mécanismes de dégradation conventionnels

Dans la plupart des cas, l'isolation électrique est réalisée grâce à des gaz ou à des matériaux solides. Lorsqu'un des deux isolants est mis sous tension, des décharges ont tendance à naître dans le volume formé par le gaz ou le solide qui peuvent dans certains cas mener au claquage de l'isolant. Les décharges qui prennent naissance en surface d'un isolant solide sont connues pour appartenir à la famille des «*décharges partielles*».

Lorsqu'un isolant solide est soumis à l'action des décharges, celui-ci subit des pertes de matière à travers la réduction de son épaisseur initiale à cause de l'érosion de sa surface. La figure 90 illustre les trois processus de dégradation sous l'effet des décharges glissantes :

- Bombardement direct par des ions générés par les décharges.
- Echauffement local à cause de l'élévation de température.
- Modifications chimiques causées par des molécules excitées et des composés chimiques formés sous l'action des décharges partielles.

Des électrons et des ions positifs et négatifs sont générés par les décharges partielles dans les isolants solides et gazeux. Pour les essais d'évaluation, il est généralement admis que les décharges électriques prennent naissance sur les surfaces externes comme le système d'électrode IEC (b) (électrodes cylindre-plan). Les ions et les électrons générés sont accélérés sous l'effet du champ électrique appliqué et vont bombarder la surface interne ou externe de l'isolant solide et l'endommager par la suite. Il existe deux types de dégradations : physique et chimique. Le premier mécanisme se produit sans la présence d'oxygène. Le second processus est prédominant dans un milieu contenant de l'oxygène. Par conséquent, des réactions chimiques ont une plus grande probabilité de se produire. La présence d'oxygène génère une diminution d'épaisseur de l'isolant et la présence d'azote tend à former des creux en surface du polymère.

Un minuscule volume pour les décharges comme $5x10^{-11}\ cm^3$ qui serait proche de la surface du polymère peut atteindre une température de $170°C$ et parfois $1000°C$ pour un temps de $0.1\ \mu s$. Toutefois, le matériau polymère sous test peut être thermiquement en fusion et subir une décomposition chimique. Des molécules excitées sont générées sous l'action des décharges et des produits secondaires peuvent endommager le polymère. A titre d'exemple, les processus suivants ont été confirmés pour le cas du polyéthylène :

- formation d'une couche oxydée incluant des composés carbonyles (-CO) et qui pénètre à l'intérieur du matériau.
- production de produits de décomposition du matériau comme l'eau (H_2O), le dioxyde de carbone(CO_2) et le monoxyde de carbone (CO).
- formation d'acides carboxylique (-COO) uniquement en présence d'humidité.

A travers les processus de dégradations des polymères abordés précédemment, il est possible de proposer un second processus concernant l'érosion surfacique sous les décharges électriques. La

figure 91 montre les processus de base de dégradation. Dans le cas d'un échantillon fin, la réduction de l'épaisseur induit directement la rupture diélectrique du matériau. Dans le cas d'échantillons épais, aucune réduction uniforme de l'épaisseur ne peut être anticipée. Cependant, des creux ou des trous sont formés localement dans le matériau. Les décharges électriques créent une surface rugueuse à cause de la présence de régions concaves. Ainsi, le champ électrique est intensifié au fond des creux et d'autres décharges électriques se produisent augmentant ainsi la taille de ces trous. Ce mécanisme aboutit à la formation d'arborescences dans le matériau et le claquage diélectrique est assuré pour les échantillons épais.

***Figure 90**. Processus physico-chimiques de l'érosion des polymères sous l'effet des décharges partielles [162].*

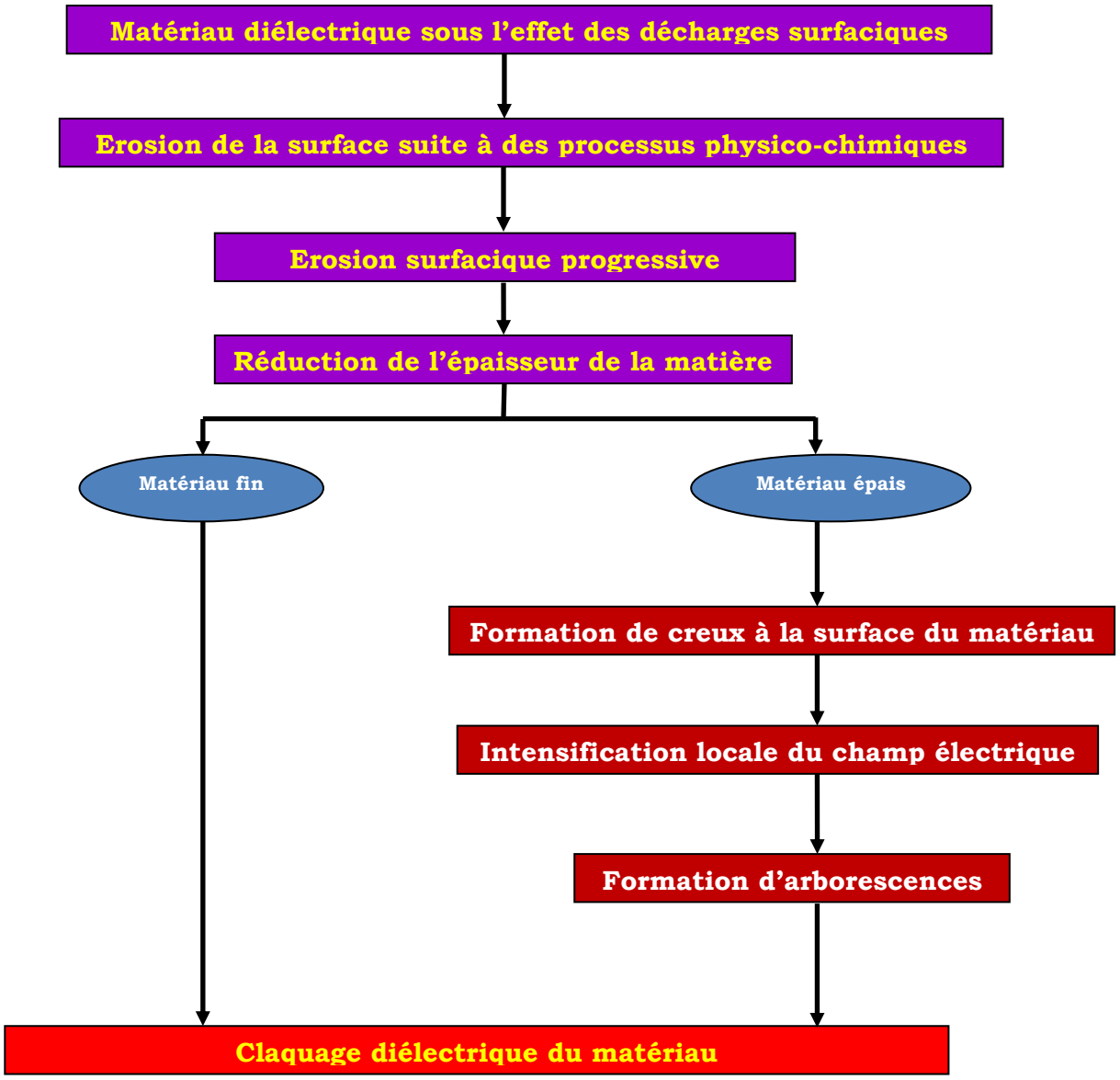


Figure 91. *Dégradation du polymère après érosion sous l'effet des décharges partielles [162].*

6.4.2. Mécanismes de dégradation possibles pour les nano-composites

Les polymères nano-composites sont préparés soigneusement de telle manière à assurer une répartition des nanoparticules inorganiques la plus homogène possible dans la matrice. Les régions inter-faciales sont formées entre la surface des nanoparticules et la matrice polymère. Concernant la résistance aux décharges partielles, il a été mis en évidence par plusieurs chercheurs [163-168] que les nanoparticules diminuaient considérablement la profondeur d'érosion due aux attaques des décharges partielles.

En fait, la matrice polymère est segmentée par les nanoparticules et plus cette segmentation est fine plus la résistance aux décharges partielles est grande. Le champ électrique est concentré

autour des nanoparticules à cause de leur grande permittivité relative comparativement à celle de la matrice polymère.

Les matériaux qui sont le plus employés pour constituer des nano-composites sont des résines époxydes combinées avec différentes nanoparticules. Il existe deux types de nano-composites époxyde/silice : avec ou sans agent de couplage. Le tableau 11 montre la liste des spécimens pour les essais de résistance aux décharges partielles.

La figure 92 montre les résultats obtenus pour quelques matériaux époxydes nano-composites et pour lesquels les conclusions suivantes peuvent être établies :

- la profondeur d'érosion peut être réduite avec les nanoparticules.
- la profondeur d'érosion diffère en fonction du type de nanoparticule.
- l'addition d'un agent de couplage réduit d'avantage la profondeur d'érosion.
- pour le cas de la silice en feuillets (LS), des modifiants comme l'octadécyle amine et le diméthyle dodécyle amine peuvent quelquefois réduire encore la profondeur d'érosion.

Pour les nanoparticules minérales, la permittivité est plus élevée que celle des matrices polymères (tableau 10). D'après des travaux effectués sur un nano-composite époxyde/silice [169], la formule empirique suivante a pu être obtenue (équation 5) :

$$d_e = AD_n^{1/N} \tag{5}$$

d_e, A, D_n et N représentent dans l'ordre la profondeur d'érosion, une constante, le diamètre de la nanoparticule et une autre constante. Nous pouvons constater que la profondeur d'érosion décroit avec la diminution de la taille de la nanoparticule. La valeur de A est fonction de l'agent de couplage et est comprise entre 2 et 3. Cela signifie que le processus d'érosion s'effectue en surface et à l'intérieur du matériau ce qui suggère que les dégradations se produisent dans une configuration à trois dimensions de la nanoparticule dans le nano-composite.

En conclusion, les nano-composites sont composés de trois régions principales, la matrice polymère, la nanoparticule et l'interface. Les caractéristiques générales de résistance aux décharges partielles de ces matériaux spéciaux peuvent être résumées comme suit :

- les régions des nano-composites subissent une érosion sous l'effet des décharges surfaciques avec un processus de dégradation qui est identique à celui des polymères

ordinaires. Toutefois, l'introduction de nanoparticules participe à la réduction de la profondeur d'érosion.

- les nanoparticules segmentent la matrice polymère en trois dimensions. Plus cette segmentation est fine et plus la résistance aux décharges électriques est élevée.
- l'agent de couplage augmente la force de maintien et de cohésion entre la matrice polymère et les nanoparticules et procure une forte résistance aux décharges électriques.
- la différence de permittivité entre les matrices et les nanoparticules joue un rôle important dans la répartition du champ et les dégradations en surface. A cet effet, Chen et al [170] ont pu établir à l'aide du logiciel COMSOL une simulation du champ électrique au sein de polymères micro-composites, nano-composites et micro-nano-composites époxydes. Celle-ci a montré que le champ électrique est fortement influencé par la présence de particules semi-conductrices ce qui a permis d'établir que les arborescences se propageaient entre les charges incorporées aux résines.

Nom de référence	**Matériau pour l'essai de résistance aux DP**	**Taille de la nanoparticule (*nm*)**	**Permittivité à 1 MHz**	**Gravité spécifique (g/cm^2)**
Matrice polymère	Résine époxyde brute	/	3.5	2.5
Bohemite (AlO(OH))	Epoxyde/Bohémite nanocomposite	< 50	10	3
Oxyde de titane (TiO2)	Epoxyde/Titanate nanocomposite	15	30	3.9
Silice en feuillets (LS)	Epoxyde/LS nanocomposite	1x100	6 – 8	2.1
Silice – C (agent de couplage)	Epoxyde/silice nanocomposite avec agent de couplage	12	3.8	2.2
Carbure de silicium (SiC)	Epoxyde/ Carbure de silicium	10	10	3.1

***Tableau 11**. Liste des matériaux pour les essais de résistance aux décharges partielles [162].*

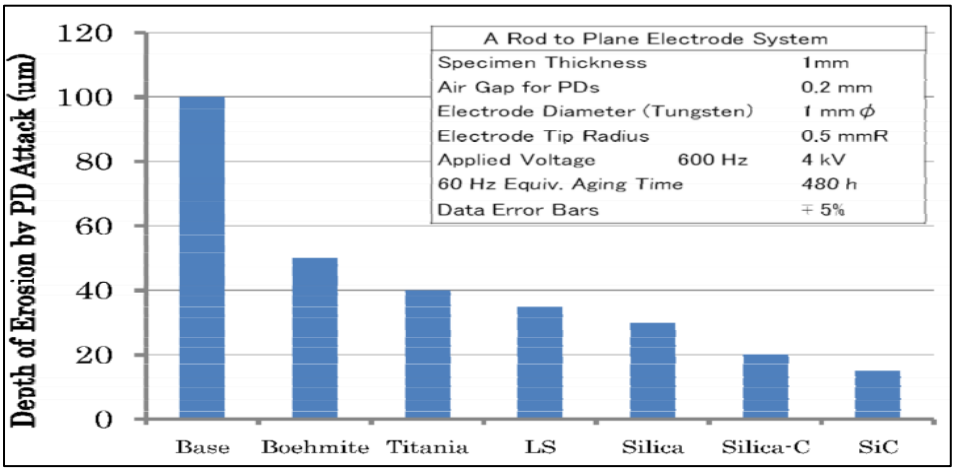


***Figure 92**. Profondeur d'érosion pour une résine brute et quelques nano-composites époxydes [162].*

6.6. Corrosion chimique des polymères

Généralement, on dit d'un matériau qu'il subit une corrosion lorsqu'il est rongé et attaqué chimiquement dans différents milieux agressifs comme l'eau, l'oxygène ou les agents chimiques (acides et bases). Ce terme est beaucoup plus réservé aux métaux mais commence à être employé de plus en plus pour le cas des polymères étant donnée leur utilisation massive dans différents domaines industriels. A cet effet, certains plastiques renforcés à base de polyesters, vinylesters ou époxydes résistent très bien au phénomène de corrosion [171].

Ces matériaux ne se corrodent pas et ne perdent pas de leur épaisseur par corrosion électrolytique. Toutefois, une exposition de longue durée et de façon continue du polymère aux agents chimiques (solution acide ou saline) peut provoquer une réduction des propriétés mécaniques. La vitesse à laquelle les performances mécaniques diminuent avec le temps est modélisée par une fonction logarithmique (Fig. 93) dont le tracé de la courbe peut être facilement extrapolé à partir des données initiales. Ainsi, un pronostic est établi sur l'avenir de ces propriétés mécaniques dans le temps. Le tableau 12 présente la résistance aux produits chimiques de quelques polymères.

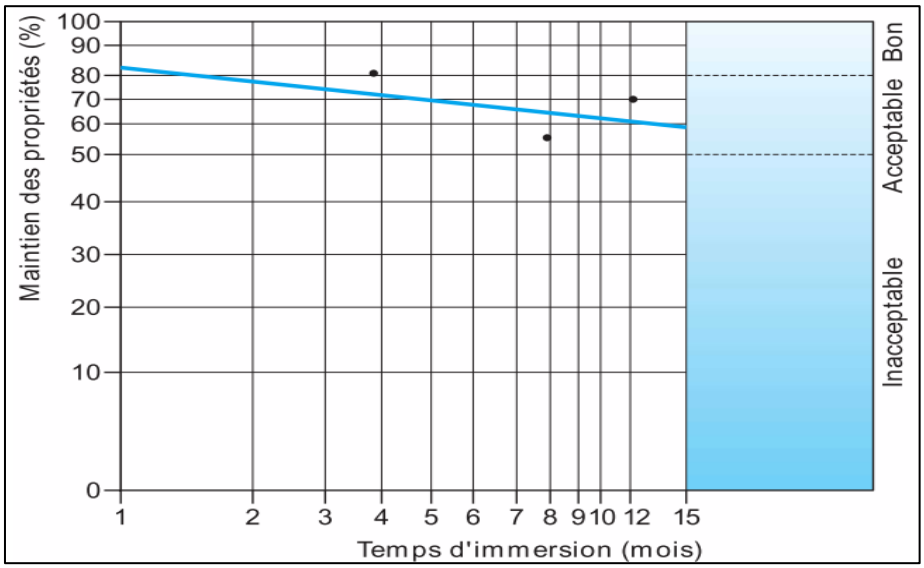


***Figure 93**. Evaluation de la résistance mécanique à long terme [171].*

Polymère	*H_2SO_4 concentré*	*HCl concentré*	*HNO_3 concentré*	*NaOH 50%*
Polyéthylène	E	E	B	E
Polypropylène	E	E	E	E
Fibres de verre/époxy	M	E	M	E
Fibre verre/vinylester	B	E	M	E
Epoxyde	M	E	M	E
Téflon® (PTFE)	E	E	E	E
Ethylène propylène	/	M	M	E
Silicone	/	N	N	B
E : Excellent (pas d'effet notable) – B : Bon (peu de limitation) – M : Moyen N : Non valable				

***Tableau 12**. Résistance aux produits chimiques de quelques polymères à température ambiante [171].*

6.6.1. Polyesters classiques ou insaturés

Les polyesters insaturés sont obtenus par polycondensation d'un ou plusieurs *diacides* sur un ou plusieurs dialcools. Ce pré-polymère est dissous dans un solvant copolymérisable (issu d'au moins deux types de polymères). Le durcissement de la résine polyester est réalisé grâce à un catalyseur (peroxyde organique). Les polyesters coûtent deux à trois euros le kilo (prix 2002).

6.6.2. Vinylesters

Par addition d'acide acrylique sur des fumarates de bisphénol A oxypropylé, on obtient une classe particulière de polyesters appelée «*vinylester*» qui a une résistance à la corrosion et aux produits chimiques supérieure à celle des polyesters insaturés. Le prix de ces résines est relativement faible (entre deux et trois euros le kilo). Nous pouvons citer quelques exemples :

- dans la gamme **DSM Composites Resins** : les résines *Atlac 430* ont une excellente résistance aux acides inorganiques, aux bases et aux sels et les résines *Atlac 580* ont une excellente résistance chimique aux bases et sels couplée à une très bonne résistance à la chaleur une bonne flexibilité.
- dans la gamme **Reichnold**, les résines *NORPOL* Dion série *9100* (à base époxy-bisphénol), *9400* (époxy novolac) et *9800* (base vinylester modifié uréthane).

6.*6.3. Résines époxydes*

Les résines époxydes sont à peu près équivalentes aux vinylesters concernant la résistance à la corrosion mais sont un peu plus onéreuses. Elles sont caractérisées par des propriétés mécaniques

et physiques meilleures et une tenue à la chaleur bien supérieure, d'où leur intérêt pour des applications comme isolants électriques en milieu extérieur.

En résumé, les meilleures résistances chimiques sont obtenues avec deux familles de résines :

- Les *résines époxydes* à un ou deux composants ;
- Les *résines vinylesters*.

Ces deux familles qui sont utilisées principalement pour la construction de matériels pour le génie chimique. Toutefois, les polyesters classiques présentent déjà de bonnes résistances chimiques qui leur permettent d'être utilisées pour des applications très particulières comme la construction navale.

6.7. Effet des rayons Ultraviolets

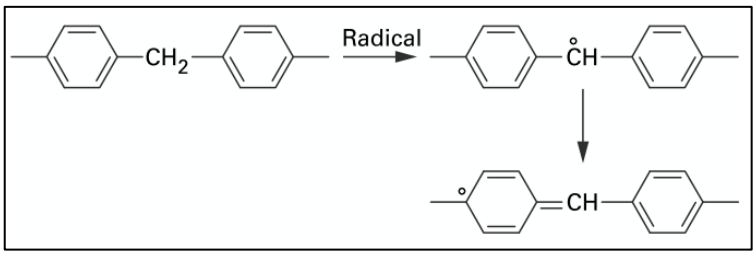
L'exposition des polymères aux ultra-violets pendant une durée relativement longue induit des photo-dégradations de la surface du matériau qui se manifeste par la formation de nouveaux produits chimiques [172,173]. L'un des effets les plus marquants des UV sur les polymères est la coloration de surface. Celle-ci peut être liée à des chromophores (groupement d'atomes comportant une ou plusieurs doubles liaisons) absorbant dans le visible ou à la fluorescence dans le visible de chromophores absorbant dans l'UV. Il existe une grande variété de types de chromophores produits par le vieillissement comme par exemple les polymères aromatiques ou dans les phénols. La figure 94 montre le processus de rupture des liaisons chimiques qui conduit au jaunissement de la surface du polymère.

Tous les polymères aromatiques (PS, PET, PC ou les résines époxydes) jaunissent au cours de leur oxydation. Leurs produits d'oxydation absorbent dans le proche UV et le violet-bleu. L'œil perçoit la couleur complémentaire, c'est -à-dire le jaune. Dans les polymères vinyliques subissant des réactions d'élimination séquentielle, en particulier le PVC, les polymères conjugués résultant de ces réactions sont colorés dès que le nombre de doubles liaisons dépasse *5* à *7*. La figure 95 montre le spectre d'absorption UV typique des structures aromatiques ou phénoliques.

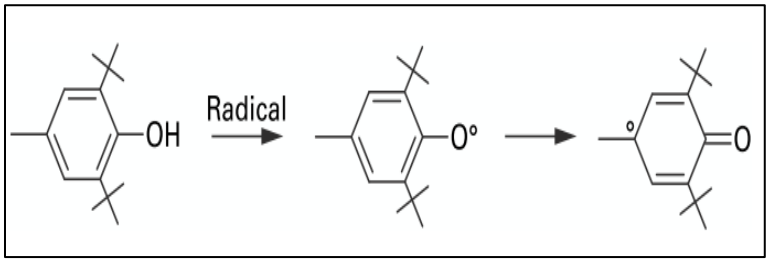
En ce qui concerne les méthodes expérimentales, on a le choix entre deux approches : la spectrométrie visible ou la colorimétrie visible.

- la spectrométrie a l'avantage de donner des résultats interprétables en termes de modifications structurales ;

- la colorimétrie a l'avantage de donner des résultats pouvant être directement reliés à la sensation de couleur perçue par l'œil humain. Par contre, son exploitation quantitative dans un modèle cinétique est très problématique.



(a)



(b)

Figure 94. *Rupture des liaisons chimiques sous l'effet de la photo-dégradation pour les (a) polymères aromatiques et (b) les phénols [172].*

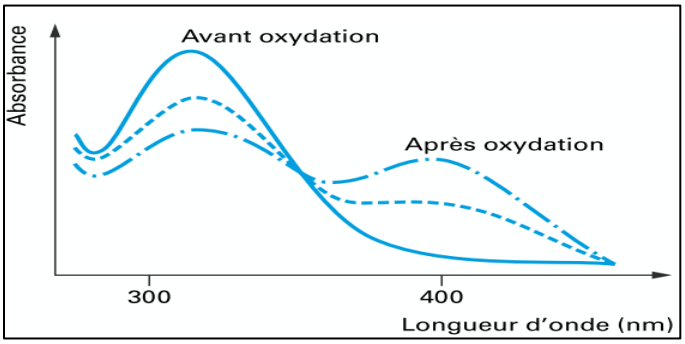


Figure 95. *Spectre d'absorption des rayons ultra-violets d'une structure aromatique avant et après oxydation.*

Rosu et al [174] ont étudié le comportement d'une résine polyester insaturé époxyde à base de bisphénol A (EBA) vis-à-vis d'une exposition aux rayons ultraviolets par l'analyse spectrale infra-rouge et la microscopie optique. L'étude a révélé que l'exposition aux irradiations UV produit d'importantes modifications à la surface de la résine époxyde.

Il a été noté que la réaction principale de photo-dégradation inclus l'excitation des doubles liaisons au sein de la résine EBA. La photo-oxydation de la résine a généré des réticulations des

liaisons chimiques par photolyse. Cette structure est à son tour le siège de réactions chimiques secondaires suite à la formation de hydro-peroxydes. Ces derniers sont connus pour rendre la surface du polymère hydrophile qui pourrait induire des dégradations auto-catalysées importante dans le cas de l'occurrence de décharges surfaciques. Il a été également constaté que le processus de dégradation est principalement causé par la photo-oxydation du polymère. Des modifications surfaciques importantes ont été enregistrées suite à l'exposition aux irradiations UV (Fig. 96).

La figure 97 montre le spectre IR obtenu avant et après expositions de la résine aux irradiations UV. Les auteurs ont constaté que les composés aromatiques subissaient des réactions chimiques sous l'effet des UV pour donner naissance à des composés hydroxyles *(-OH*) et peroxydes (-*COOH*) particulièrement hydrophiles.

(a) (b)

***Figure 96**. Dégradations surfaciques de la résine EBA après exposition aux UV (30 mW/cm^2) [174] (a) avant vieillissement et (b) après 200H d'exposition.*

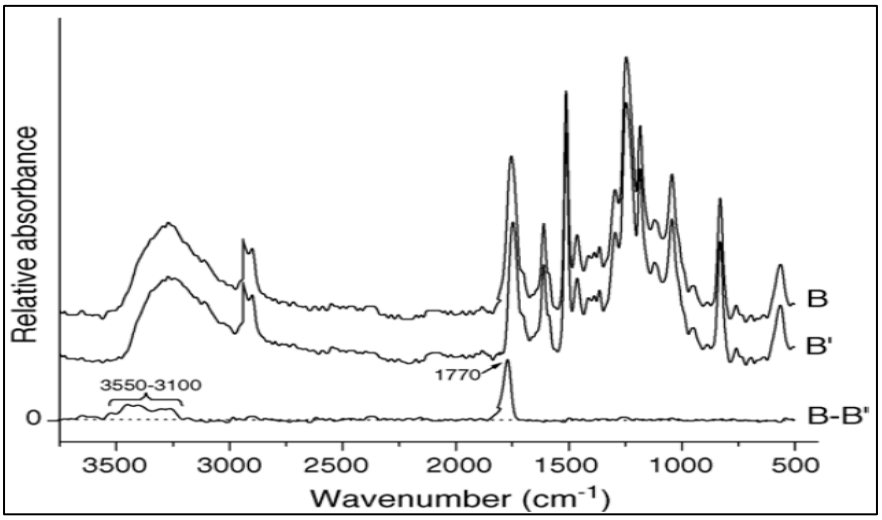


***Figure 97**. Analyse spectrale d'absorption des UV avant et après exposition de la résine époxyde EBA aux irradiations [174].*

D'autres travaux ont été menés par Ollier-Duréault et Gosse [175] sur plusieurs résines époxydes à base de bisphénol A (DGEBA) et une résine époxyde cyclo-aliphatique. Ces matériaux

ont subi l'effet combiné d'une contrainte électrique (les électrodes immergées dans la résine (Fig. 98)) et d'une irradiation aux ultraviolets.

Les résultats d'irradiation aux UV sur les résines ont montré que des composés hydroxyles et carboxyliques se formaient à la surface des polymères. Ces groupements sont particulièrement hydrophiles et ont un grand impact sur la distribution du champ électrique et plus particulièrement en présence d'humidité.

En comparant les résultats obtenus pour les résines DGEBA et la résine cyclo-aliphatique, il a été constaté que les dégradations dues aux U.V. sont les plus faibles pour la résine cyclo-aliphatique étant donné le nombre très réduit de composés chimiques qui absorbent le rayonnement ultraviolet (Fig. 99). Dans ce cas, il a été montré que les fissurations et le vieillissement de ce type de résine sont dus à l'effet du champ électrique tangentiel en surface du polymère. Par conséquent, ce matériau peut constituer un candidat idéal pour des applications en milieu extérieur.

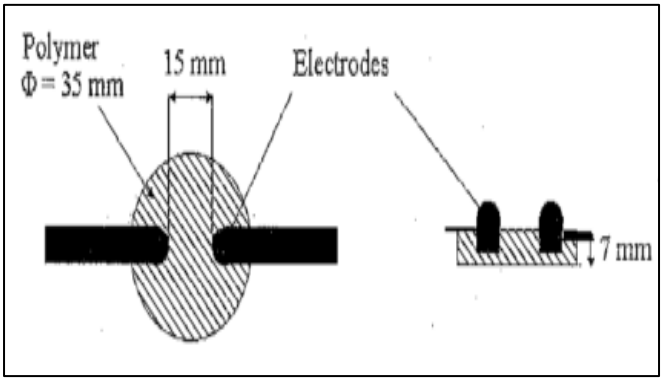


***Figure 98**. Dispositif expérimental pour le vieillissement électrique [175].*

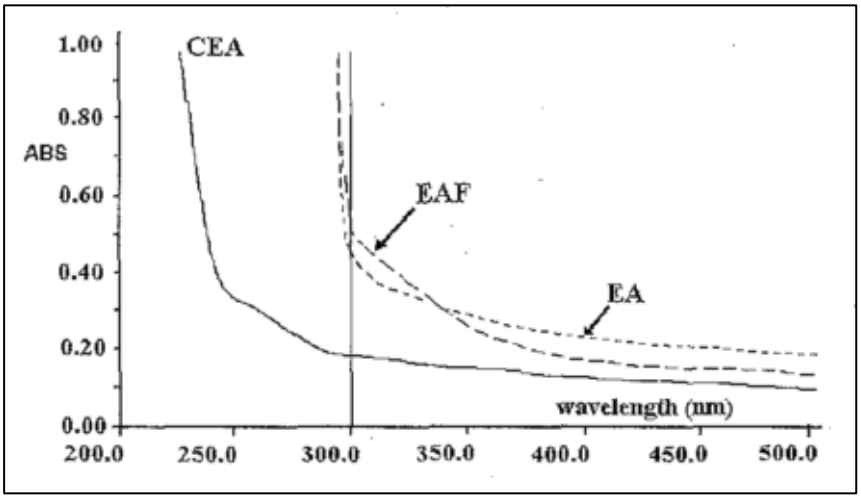


***Figure 99**. Spectre d'absorption des UV pour les résines époxydes [175].*

7. CONCLUSION

La présente synthèse bibliographique a été consacrée à la présentation des polymères et composites employés en génie électrique et plus particulièrement dans les systèmes haute et moyenne tension. Ces matériaux sont nombreux et leur classification en familles est indispensable pour bien discerner leurs différentes propriétés physico-chimiques mais aussi pour faciliter leur utilisation dans les systèmes d'isolation électrique. Nous avons également vu que leurs propriétés mécaniques et thermiques peuvent être améliorées grâce à l'ajout d'additifs chimiques comme les durcisseurs pour les thermodurcissables (résines époxydes), les plastifiants ou les agents de réticulation. Des antioxydants sont également un moyen pour les polymères d'inhiber les réactions d'oxydation et par conséquent de rallonger la durée de vie de ces matériaux. Les stabilisants thermiques sont aussi utilisés pour la protection de ces matériaux contre les gradients de température, en tant qu'inhibiteurs de réactions chimiques activées thermiquement, et améliore ainsi l'endurance thermique.

Pour les matériaux composites, l'assemblage de différents constituants est également un autre moyen d'augmenter les propriétés des polymères. A titre d'exemple, la fibre de verres ou de carbone agit de façon considérable sur les caractéristiques mécaniques. De plus, des charges minérales permettent d'augmenter la cohésion et la cristallinité du polymère et lui procure des propriétés thermiques et électriques plutôt appréciables.

Pour le choix d'une application industrielle en haute tension, il y a lieu de considérer les propriétés diélectriques comme la tension de contournement, la tension de claquage ou encore la résistance aux décharges surfaciques qui se développent en présence d'humidité. La tension de contournement fait intervenir la résistivité superficielle du matériau et la couche de pollution (conductrice) qui se dépose en surface. La tension de claquage dépend de l'épaisseur du matériau, du type d'électrodes, de la forme et de la polarité de l'onde pour les essais électriques. Le mécanisme de claquage des diélectriques solides se produit suite à la formation d'arborescences électriques à l'intérieur de celui-ci et dépend du niveau de tension appliquée et du temps de vieillissement. Enfin, la tension d'apparition des décharges surfaciques dépend en grande partie de l'environnement dans lequel se trouve l'isolant électrique (humidité, température et degré de salinité).

Les décharges partielles (surfaciques) qui se propagent dans le volume formé par le matériau constituent un sérieux problème pour la fiabilité de l'isolation électrique. A cet effet, des matériaux à charges nanométriques sont en voie de développement et sont de plus en plus considérés par la

communauté scientifique et le secteur industriel étant donné les performances élevées de ce type de composite. En effet, de nombreux résultats montrent que l'addition d'un faible pourcentage en poids du polymère contribue à l'allongement de la durée de vie de l'isolant et augmente la tenue diélectrique. En effet, un choix primordial du type de charges, de sa taille et de l'agent de fonctionnalisation est nécessaire avant l'incorporation des particules dans la matrice polymère. De plus, la technique de dispersion des nanoparticules est un processus délicat et doit être réalisé avec soin pour obtenir un composite avec de bonnes propriétés diélectriques. D'après l'analyse bibliographique, de nombreux essais sont effectués sur des matériaux époxydes étant donné leurs propriétés électriques, mécaniques et chimiques très appréciables. Par conséquent, les nano-composites sont intéressants pour des applications en extérieur puisqu'ils possèdent une résistance aux décharges surfaciques améliorée ce qui impacte sur la durée de vie des isolants polymères.

Le vieillissement des polymères est un autre problème qui concerne leur durée de vie et doit être abordé avec une attention particulière étant donné les multiples facteurs climatiques (température, eau, brouillard salin et irradiations UV) et électriques (décharges surfaciques).

Nous avons pu constater que l'effet de la température à long terme réduisait considérablement les propriétés mécaniques à cause de la perte de masse dont le matériau est victime. Un critère de fin vie a été établi et indique que l'isolant arrive en fin de cycle lorsque sa perte de masse atteint 3% de sa masse initiale (avant vieillissement).

L'hydrolyse est également un facteur majeur de la dégradation des polymères à cause de la rupture des liaisons hydrogénées causées par les molécules d'eau. Les matériaux à fonction ester ou amide sont les plus exposés à ce type de dommages à cause de leur grande affinité aux molécules d'eau. Les nanocomposites, grâce à un bon dosage de nanoparticules, résistent bien au facteur eau. Cependant, il y a lieu d'effectuer un traitement de surface (*fonctionnalisation*) des nanoparticules pour augmenter leur hydrophobie et réduire l'absorption d'eau par l'isolant.

L'effet des décharges surfaciques est réduit grâce à l'addition des nanoparticules dans les résines époxydes. Le processus de dégradation des nanocomposites est pratiquement similaire à celui des polymères traditionnels. Toutefois, ce processus est stoppé grâce à la formation d'une couche conductrice en surface du matériau qui constitue une barrière protectrice contre son érosion sous l'effet des décharges partielles. Une attention particulière devra être portée au type et à la taille de la nanoparticule choisie étant donnée son influence sur la profondeur d'érosion du polymère. L'agent de couplage est également utile pour diminuer encore la profondeur d'érosion en plus de ces propriétés hydrophobes.

La corrosion chimique est un autre facteur de dégradation à considérer pour les polymères.

Celui-ci est connu pour ronger le matériau en présence d'acide ou de sel et participe ainsi à la réduction de la durée de vie de l'isolant. A cet effet, les résines époxydes et vinylesters sont les plus utilisées dans des atmosphères corrosives à cause de leur fiabilité.

Enfin, les irradiations ultraviolets agissent sévèrement sur la durée de vie des polymères vu qu'elles participent à la formation de composés hydrophiles en surface des isolants polymères qui peuvent, en présence d'humidité, catalyser l'activité des décharges partielles et accélérer le vieillissement des polymères. Par conséquent, il y a lieu de choisir des matériaux qui disposent du plus faible nombre de composés aromatiques et les résines époxydes cycloaliphatiques ordinaires et hydrophobes constituent des polymères potentiellement intéressants.

Ainsi, nous avons pu, à l'issu de cette étude bibliographique, énumérer les nombreuses contraintes qu'un connecteur à perforation d'isolants serait susceptible de subir au cours de son utilisation et les matériaux candidats qui pourraient être sélectionnés pour la conception d'une nouvelle génération de connecteurs. A cet effet, il y a lieu de tester des résines époxydes cycloaliphatiques ordinaires et hydrophobes tout d'abord brutes puis chargées avec des nanoparticules et/ou des microparticules telle que l'alumine, la silice, la molybdénite, l'oxyde de titane, l'oxyde de cobalt d'aluminium ou le di-fluore de calcium. L'élaboration de différentes formulations à partir de ces matériaux pourrait être intéressante pour l'application souhaitée, étant donné les caractéristiques mécaniques, électriques et thermiques obtenues.

Chapitre II :

Etude expérimentale des caractéristiques diélectriques des polymères en milieu pollué sous tension alternative : tension de contournement, décharges partielles et tension de claquage

1. INTRODUCTION

Les divers utilisateurs de connecteurs à perforation d'isolant sont actuellement face au problème suivant : au cours de leur exploitation et sous l'influence d'une atmosphère corrosive de type brouillard salin et d'un champ électrique suffisamment élevé, des décharges électriques peuvent prendre naissance en leur surface. Ces décharges surfaciques sont très souvent la cause d'un vieillissement prématuré de l'accessoire ce qui met en danger la survie du connecteur voire conduit à une mise hors service du système électrique.

C'est pourquoi la thématique proposé par le sujet de thèse qui est : «*Recherche de matériaux isolants pour la conception d'une nouvelle génération de connecteurs électriques haute tension – Influence de la pollution sur les phénomènes de décharges partielles, du contournement et de claquage*», a pour but de proposer des matériaux qui sont essentiellement des polymères et/ou composites et qui seraient aptes à résister à l'activité de décharges surfaciques en présence d'une contrainte électrique et d'un environnement pollué.

L'objectif principal des travaux de thèse est de faire, dans un premier temps, un choix approprié d'un ou de plusieurs matériaux isolants susceptibles d'être utilisés dans les connecteurs à perforation d'isolant, à travers l'analyse de leur comportement sous différentes contraintes climatiques (brouillard humide et brouillard salin), pour établir des relations entre leurs propriétés chimiques et physiques. Une fois cette tâche accomplie, la seconde étape consistera à concevoir un prototype de connecteur à perforation bien adapté aux réseaux de tension de 35 à 52 kV. La validation de la conformité du prototype aux normes en vigueur pourra être envisagée après intégration du (ou) des polymère(s) dans l'accessoire.

Dans le chapitre précédent, il est apparu que les résines époxydes semblaient être à même de satisfaire aux conditions de fonctionnement d'un connecteur électrique pour des niveaux de tension compris entre 35 et 52 kV. Plus précisément, des résines époxydes cyclo-aliphatiques semblent être un choix intéressant pour une utilisation en atmosphère polluée au vu de leurs caractéristiques suivantes : bonne résistance aux agents chimiques et à l'humidité, bonne résistance aux rayons ultraviolets, rigidité mécanique élevée et résistances aux chocs thermiques et au cheminement électrique très élevées.

Dans le présent chapitre, nous commencerons par un bref rappel sur les activités relatives à l'étude des propriétés diélectriques en milieu pollué de plusieurs polymères. Par la suite, nous aborderons la problématique de propagation des décharges électriques en surface du connecteur et présenterons la démarche scientifique choisie pour l'étude des différents phénomènes. Nous décrirons ensuite les

essais à réaliser sur les polymères et les différentes contraintes climatiques et électriques qu'ils vont subir tout au long des tests. Nous présenterons également les résultats obtenus sur les différentes éprouvettes conçues pour les différentes expérimentations. Nous terminerons par une conclusion dans laquelle nous ferons la synthèse des résultats importants relatifs au choix du et/ou des matériaux susceptibles d'être intégrés dans le connecteur à perforation d'isolant pouvant fonctionner entre 35 et 52kV.

2. RAPPEL DES ACTIVITES PRINCIPALES

Suivant le planning prévu pour les travaux de recherches, la première étape (janvier –avril 2012) a été consacrée à l'analyse bibliographique et à la rédaction d'un rapport de synthèse. Ce rapport (chapitre I) comprend un résumé des études récentes portant sur les matériaux polymères ainsi que sur les phénomènes physiques observés lorsque ceux-ci sont soumis à des contraintes électriques et climatiques similaires à celles auxquelles un connecteur à perforation d'isolant serait exposé lors de son cycle de fonctionnement en environnement réel.

L'étude bibliographique (chapitre I) a permis de dégager des matériaux polymères candidats à la conception d'une nouvelle génération de connecteurs à perforation d'isolant. Il s'agit du (Figure 100) :

- Polyamide 6 chargé à 50% en poids de fibres de verre (PA 6/50).
- Polyamide 66 chargé à 50% en poids de fibres de verre (PA 66/50).
- Polysulfure de phénylène chargé à 65% en poids de minéraux et de fibres de verre (PPS/65).
- Polycarbonate chargé à 40% en poids de fibres de verre (PC/40).
- Polyarylamide chargé à 50% en poids de fibres de verre (PARA/50).
- Polyéthylène haute densité (PEHD).
- 4 Résines époxydes cyclo-aliphatiques standard (2xCEP) et hydrophobes (2xHCEP). Pour chaque catégorie (CEP ou HCEP), nous avons choisi un matériau chargé en silice et un second non chargé. L'ajout de particules de silice permet d'augmenter la rigidité mécanique du polymère et d'influencer la propagation de décharges électriques en surface et à l'intérieur du polymère.
- Ethylène propylène diène monomère non ignifugé (EPDM Santoprène 101-64).
- Ethylène propylène diène monomère ignifugé (EPDM Santoprène 251W70 ou V0).

L'échéance de la première partie a permis d'entamer la phase expérimentale (à partir de mai 2012) qui s'est déroulé au laboratoire LABEP de l'entreprise Sicame et qui a démarré par la réalisation de plusieurs éprouvettes en résine époxyde et autres polymères cités précédemment. De nombreux résultats ont été obtenus et leur analyse sera présentée dans la partie *« Analyse des résultats »*.

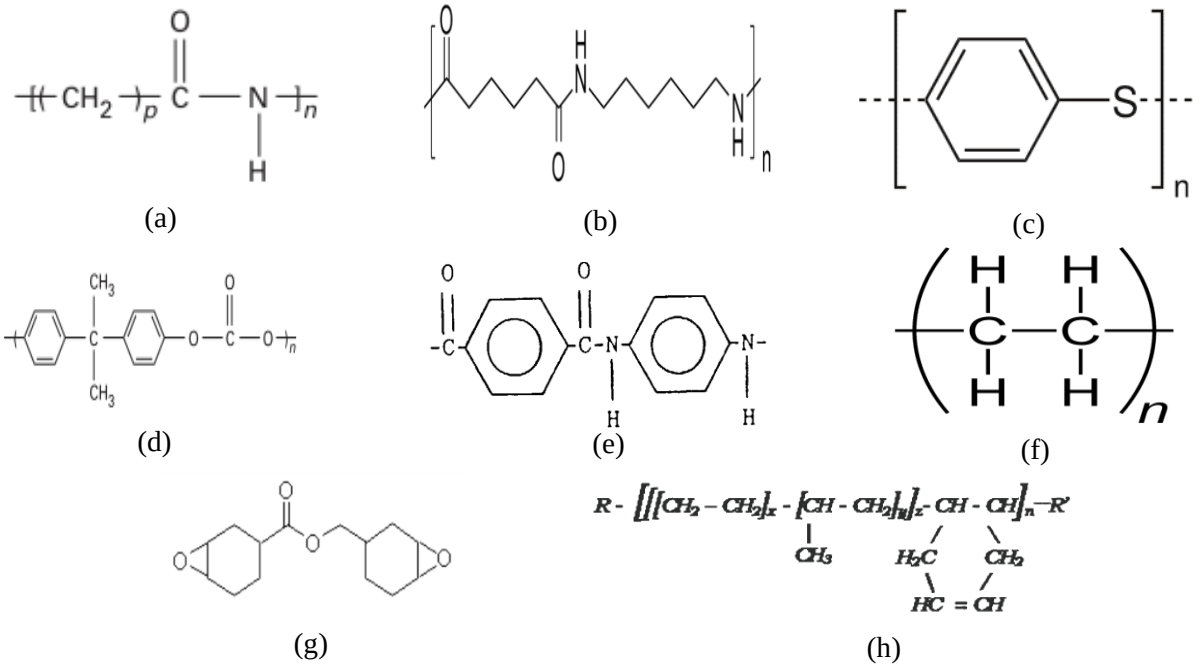


***Figure 100**. Structures chimiques des polymères étudiés, (a) PA6/50, (b) PA66/50, (c) PPS/65, (d) PC/40, (e) PARA/50, (f) PEHD, (g) résine époxyde cyclo-aliphatique et (h) EPDM.*

3. MODELE GEOMETRIQUE CHOISI

Pour les besoins de l'étude, il est nécessaire d'avoir recours à des modèles physiques de géométrie simple permettant de refléter le comportement des matériaux isolants vis-à-vis des décharges partielles se propageant sur leur surface. Cela nous permet de nous affranchir de la géométrie complexe et de l'encombrement présentés par le connecteur électrique à perforation d'isolant.

Etant donné que le souci majeur des connecteurs à perforation d'isolant se situe en surface, nous avons choisi d'aborder la problématique en réalisant des éprouvettes en forme de galette (Fig. 101). Pour cela nous avons relevé la distance entre la rondelle et la dent perforante puisque les décharges électriques se développent principalement dans cette région. Cette distance de fuite constitue notre principal paramètre d'étude et de conception. L'objet de notre étude étant le

connecteur à perforation d'isolant, le modèle d'éprouvette et la configuration des électrodes considérées sont représentés aux Figures 101, 102 et 103 respectivement.

L'éprouvette à tester est de forme rectangulaire (2 à 3 mm d'épaisseur) et doit permettre de disposer en surface des électrodes (épaisseur 0,7 mm) en acier inox. L'électrode haute tension représente la dent perforante du connecteur et l'électrode de masse représente la rondelle située en dessous des têtes de vis. La distance de fuite de l'éprouvette, notée D_c, représente la longueur mesurée entre la dent perforante et la rondelle en acier inox (D_c = 41 mm).

(a) (b)

Figure 101. *Connecteur électrique à perforation d'isolant TTDC 45501 FA, (a) modèle intact et (b) modèle ayant subi une érosion en surface à 11kV après exposition au brouillard salin à 0.5%.*

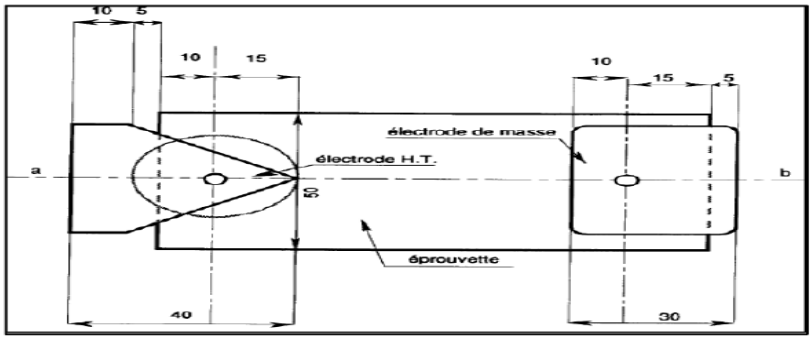


Figure 102. *Configuration de l'éprouvette et des électrodes pour les essais électriques.*

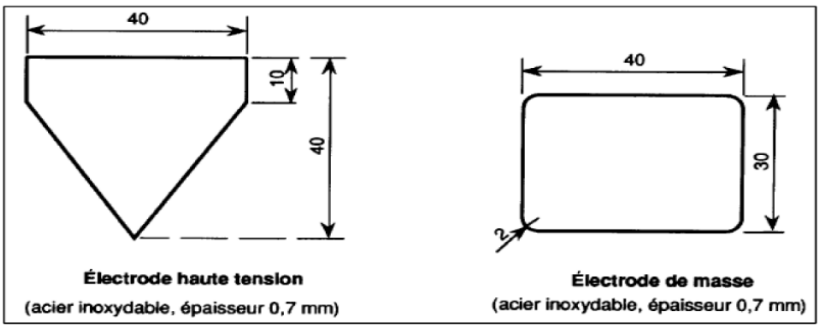


***Figure 103**. Forme géométrique des électrodes.*

4. PROFIL A PROTRUSIONS ANTI-BROUILLARD

Au cours de leur exploitation, il est très fréquent qu'une couche de pollution se dépose en surface de polymères sur les lignes haute tension. Il en résulte un courant de fuite intense en surface des polymères en présence de pluie légère ou de brouillard humide et un dégagement de chaleur par effet joule relativement élevé. Par conséquent, des bandes sèches se forment en surface et induisent une augmentation du champ électrique qui provoque la naissance de décharges partielles locales.

L'objectif des surfaces texturées est de réduire l'intensité du champ électrique et la densité de courant dans les régions vulnérables des accessoires qui sont utilisés dans les lignes électriques (isolateurs, connecteurs et autres accessoires de lignes) [176]. Le but de ce type de concept (Fig. 104) est de réduire l'effet des décharges partielles et les dégradations qui en sont induites.

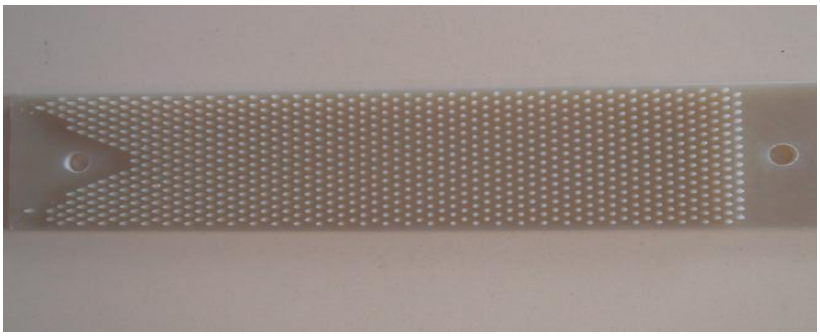


***Figure 104**. Exemple d'un profil à protrusions réalisé sur du polycarbonate (PC/40) chargé à 40% en poids de fibres de verre.*

5. DESCRIPTION DES ESSAIS A REALISER

Plusieurs tests électriques sont effectués sur les échantillons en matière plastique : la tension de contournement, la mesure de l'activité des décharges partielles et la tension de claquage diélectrique. Dans ce qui suit, nous décrivons succinctement les trois essais électriques et la

méthode de mesure adoptée.

5.1. Tension de contournement

L'essai de contournement (ou cheminement électrique) est effectué sur des éprouvettes planes et texturées de 2 à 3mm d'épaisseur, en augmentant la tension aux bornes des électrodes (Fig. 102) jusqu'à l'occurrence d'un arc électrique. Cet essai nous permet d'évaluer le palier de tension maximal admissible par l'interface solide/atmosphère. Nous avons choisi de mesurer la tension de contournement pour 4 distances de fuite indiquées au tableau 13. Nous effectuons pour chaque longueur une série de 10 essais et déduisons la moyenne selon les recommandations de la norme CEI 60243-1 [177]. Nous avons choisi plusieurs vitesses d'augmentation de la tension (0.5, 1, 1.5, 2 et 5 kV/s) pour faire varier l'agressivité des décharges partielles de manière inversement proportionnelle à la vitesse d'augmentation de la tension.

Longueur de l'éprouvette (plane ou texturée)	**Distance inter-électrodes (mm)**
D_c	41
$2D_c$	82
$3D_c$	123
$4D_c$	164

Tableau 13*. Distances de fuite choisies pour la mesure de la tension de contournement et de l'activité des décharges partielles.*

5.2. Essais de décharges partielles

Les essais de décharges partielles (DP) nous permettent de visualiser leur amplitude selon les niveaux de tension appliqués. Ces paliers sont choisis de manière à enclencher une activité élevée en surface (plane ou texturée) des isolants électriques par temps sec, en présence d'un brouillard humide ou d'un brouillard humide et salin.

Nous commençons tout d'abord par mesurer la quantité de charge, via un détecteur de décharges partielles, en surface des matériaux polymères, pour plusieurs paliers de tension. Cette procédure nous permet d'étudier l'influence du type de matériau, de la longueur de fuite et de la nature de l'environnement (brouillard humide ou salin) sur la quantité de charges électriques.

Par la suite, nous appliquons en surface des éprouvettes des niveaux de tension élevés pendant une période relativement longue (3H en atmosphère sèche et 1H en présence de brouillard humide ou salin) pour déterminer la tenue des interfaces polymère/atmosphère à la contrainte électrique et

les dégradations (cheminement en surface) occasionnées par l'activité des décharges électriques.

Les premiers essais ont été effectués à sec pour les 4 distances de fuite D_c, $2D_c$, $3D_c$ et $4D_c$ avec des tensions respectives de 20, 35, 50 et 65 kV. Puis, l'application de 5 et 5.5kV pour D_c, 10 et 11kV pour $2D_c$ et 15 kV pour $3D_c$ sous brouillard humide. Enfin, nous appliquons des tensions encore plus faibles sous brouillard salin: 2 et 2.5kV pour D_c et 7.5kV pour $3D_c$.

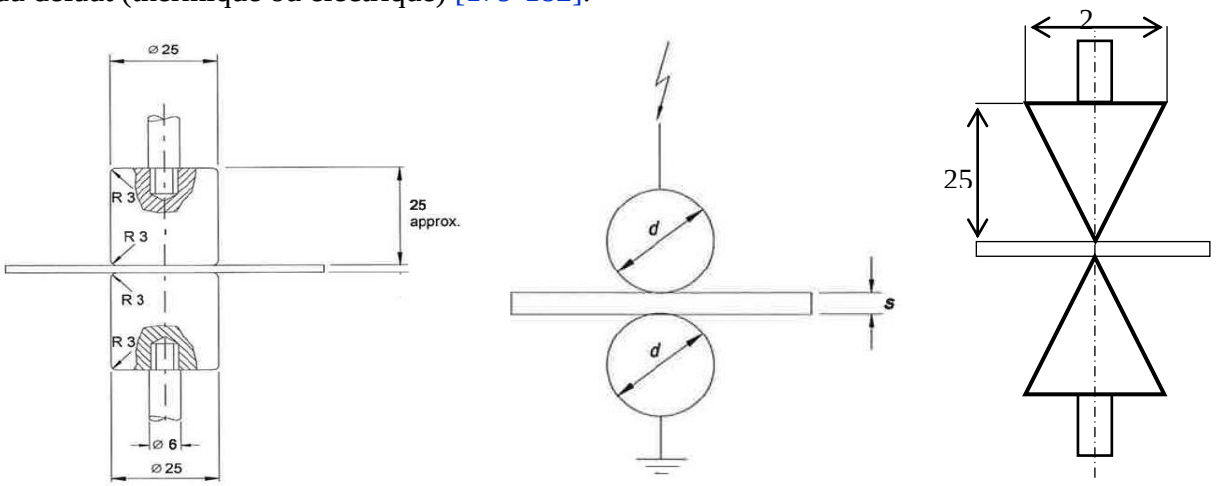
5.3. Essais de claquage diélectrique

La tension de claquage des matériaux isolants est déterminée pour des échantillons de longueur 90 mm, de largeur 80 mm et d'épaisseur 3 mm, avec un système d'électrodes spécifié selon la norme CEI 60243-1 [177]. Cette étape est entamée après la réalisation des essais de contournement et de décharges partielles dans les 3 atmosphères précédemment citées. La figure 106 montre un exemple de montage expérimental pour la réalisation des essais de claquage. Cet essai consiste à augmenter la tension aux bornes de l'éprouvette jusqu'à la rupture diélectrique. Les essais sont effectués en présence d'huile minérale afin d'éviter au mieux la propagation de décharges électriques au voisinage des électrodes durant l'essai (Fig. 106). La tension est augmentée progressivement avec un pas de 0.5 kV/s jusqu'à la perforation de l'éprouvette. Comme pour la tension de contournement, une série de 10 essais est réalisée pour chaque polymère et une valeur moyenne est déterminée selon les recommandations de la norme CEI 60243-1 [177].

Les essais de claquage sont effectués en utilisant des électrodes de même géométrie c'est-à-dire: cylindriques (25mm et 60mm de diamètre), sphériques (20mm) et un système pointe-pointe (Fig. 105). Ensuite, des géométries d'électrodes différentes sont utilisées pour les essais de claquage : sphérique/cylindrique, cylindrique/pointe et sphérique/pointe. Les polarités des électrodes sont alternées pour observer l'influence de la polarité de l'électrode sur la tension de claquage. L'ensemble spécimen/électrodes est immergé dans une huile minérale non-inhibée telle que recommandée par la norme CEI 60296 [178]. Une cellule d'essai a été spécialement conçue pour les essais de claquage (Fig. 106) en mode alternatif et la vitesse d'augmentation de la tension est égale à 0.5kV/s. L'influence de la vitesse d'accroissement de la tension a été également étudiée pour établir son effet sur la tension de claquage diélectrique (1,2, 3 et 5kV). L'effet du vieillissement thermique sur la tension de claquage est analysé sur les différents polymères en appliquant des températures élevées (100, 130 et 150°C). Enfin, un vieillissement hydro-thermique sur nos échantillons est réalisé dans une enceinte de brouillard salin à l'aide d'une solution hautement conductrice (concentration = 5%) et sous T = 35.5°C.

Durant les essais de claquage, nous avons observé que l'huile minérale qui entoure l'échantillon polymère subit un échauffement local entre les électrodes et le spécimen. Des bulles

de gaz deviennent visibles lorsque la tension appliquée est égale à 85% de la tension de claquage. Lorsqu'un claquage se produit, un arc électrique est généré entre les électrodes et l'échantillon polymère conduisant à la perforation de l'éprouvette. En réalité, plusieurs gaz peuvent être formés dans l'huile (CH_4, C_2H_4 et C_2H_6) ; leur constitution chimique dépend du type d'huile et de la nature du défaut (thermique ou électrique) [179-182].



(a) (b) (c)

***Figure 105**. Formes géométriques des électrodes utilisées pour les essais de claquage, (a) électrodes cylindriques, (b) électrodes sphériques et (c) électrodes pointe-pointe.*

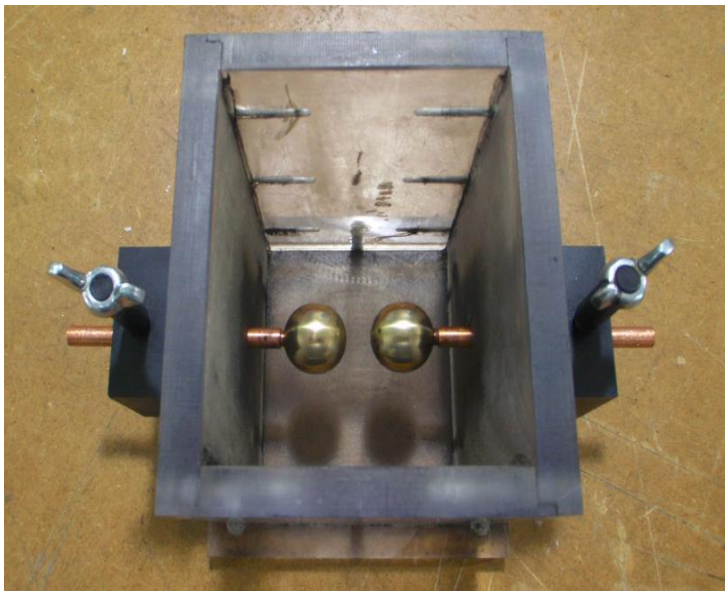


***Figure 106**. Dispositif expérimental pour les essais de claquage diélectrique équipé d'électrodes sphériques suivant la norme CEI 60243-1 [177].*

6. ENVIRONNEMENTS CHOISIS POUR LES ESSAIS ELECTRIQUES

Pour déterminer l'influence du type d'atmosphère sur l'activité des décharges partielles, le contournement (cheminement électrique), les dégradations physiques en surface des matériaux isolants et les propriétés diélectriques de surface, il y a lieu d'effectuer des tests électriques dans trois environnements distincts :

- atmosphère sèche au stand HTA du LABEP (T = 23°C et H = 40/50 %).
- atmosphère humide créée dans l'enceinte de brouillard salin (T = (19 ± 1) °C et RH = 98% σ = 0.06 mS/cm).
- atmosphère humide et saline dans l'enceinte de brouillard salin (T = (19 ± 1) °C, RH=98% et σ = (16 ± 2 mS/cm)) [183].

7. DEROULEMENT DES ESSAIS ELECTRIQUES

Comme défini précédemment, les essais électriques (tension de contournement et essais de décharges partielles) ont lieu dans trois environnements différents afin d'étudier l'influence du type de pollution sur les performances des matériaux polymères choisis.

Avant les essais électriques (contournement et décharges partielles), les échantillons de polymères ont été conditionnés en atmosphère sèche (T= 20°C et RH = 30 – 35%) et leurs surfaces isolantes n'ont pas été nettoyées. Ensuite, les spécimens de polymères sont disposés de manière horizontale à l'intérieur de l'enceinte de brouillard et la pulvérisation des gouttelettes d'eau (sous forme de vapeur) est effectuée pendant 5 minutes avant le début des essais de contournement, pour accumuler une quantité d'humidité importante en surface des matériaux.

Pour les décharges partielles, la procédure de conditionnement des échantillons de polymères est similaire à celle pour les essais de contournement. Cependant, les spécimens sont inclinés d'un angle proche de 45° et ont différentes distances de fuite (D_c, $2D_c$, $3D_c$ et $4D_c$); la tension est appliquée après 5 minutes d'exposition au brouillard. Les échantillons sont exposés au brouillard et à la tension pendant 1H. Le critère d'arrêt est choisi tel que l'on obtient un cheminement en surface qui enclencherait le disjoncteur à cause d'un courant de fuite trop élevé.

Pour les essais de claquage, nous avons réalisé des tests sur des éprouvettes sèches (RH=50% et T=20°C) et des éprouvettes ayant subi un vieillissement thermique (à 100, 130 et 150°C) et un vieillissement hydro-thermique sous brouillard salin (c=5%, RH=100%, T=35.5°C) pendant 168H conformément aux recommandations de la norme NF EN 50483-6 [183].

7.1. Tension de contournement

Dans une première étape, nous étudions la variation de la tension de contournement dans les trois atmosphères précédemment définies. Tout d'abord, il s'agit d'effectuer des essais sur des éprouvettes planes et texturées dans une atmosphère sèche. Puis, les échantillons sont introduits dans l'enceinte de brouillard salin afin d'évaluer leurs performances (dégradations physiques) sous humidité et sous brouillard salin.

Avant le démarrage des essais, les éprouvettes doivent être conditionnées dans l'enceinte en activité et hors tension pendant 5 minutes pour que les particules d'eau conductrices se déposent soigneusement en surface des polymères, de sorte à créer des films conducteurs et garantir une couche polluée continue.

7.2. Essais de décharges partielles

Les éprouvettes des matériaux plastiques sont tout d'abord soumises à l'effet des décharges partielles selon le dispositif de la figure 107, dans un environnement sec pendant une période de 3H et des inspections visuelles sont faites pour évaluer les dégradations éventuelles après cette durée d'exposition.

Par la suite, les éprouvettes sont introduites dans l'enceinte de brouillard salin ; celles-ci sont disposées sur un porte-éprouvette réalisé spécialement pour ce type d'essai. Cette étape nous permet de corréler l'effet de la pollution (brouillard humide et brouillard salin) aux dommages qui seront occasionnés sur les échantillons d'isolants solides. La durée d'exposition aux contraintes climatiques est égale à 1H. Ces tests électriques ont pour principal objectif d'identifier le et/ou les polymères qui subiront le moins de dégradations en surface (érosions, faïençages ou craquelures).

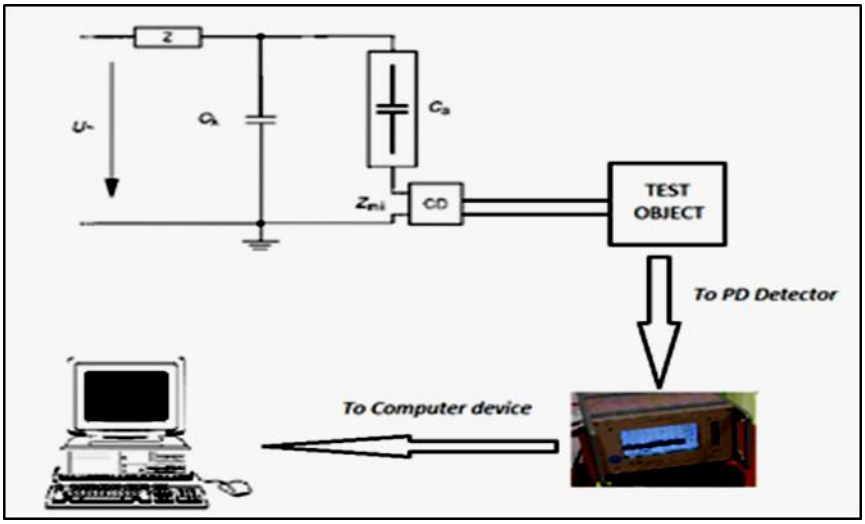


***Figure 107**. Dispositif expérimental pour la mesure des décharges partielles en surface des matériaux polymères par temps sec.*

7.3. Essais de claquage diélectrique

Nous effectuons tout d'abord des essais de claquage dans l'huile de transformateur sur des éprouvettes n'ayant subi aucune contrainte atmosphérique, puis sur des éprouvettes vieillies dans une petite enceinte de brouillard salin (RH=100%, T=35.5°C, c = 5%) et enfin sur d'autres ayant subi un vieillissement thermique sous l'effet de hautes températures (100, 130 et 150°C). Nous avons soumis les polymères à une durée d'exposition de 168H [183] sous brouillard salin pour le vieillissement hygro-thermique. Cela nous permet d'identifier les matériaux qui ont plus d'affinité à absorber des molécules d'eau et qui seront caractérisés par une décroissance notable de leur tension de claquage. Pour le vieillissement thermique, différentes périodes sont appliquées.

8. RESULTATS EXPERIMENTAUX

8.1. Tension de contournement

8.1.1. Surfaces planes

8.1.1.1. Atmosphère sèche

La figure 108 montre l'évolution de la tension de contournement (à gauche) et la variation du gradient de contournement (à droite) pour différentes distances de fuite, différents matériaux polymères et plusieurs vitesses d'augmentation de la tension (0.5, 1, 2 et 5 kV/s) en présence d'une atmosphère sèche (T = (23 ± 1)°C et RH = 40/50%). Le gradient de contournement est un indicateur très utile pour identifier l'impact de la géométrie (distance de fuite) de chaque matériau sur ses performances en environnement pollué et pour en distinguer celui qui montre les meilleures caractéristiques. De plus, ce paramètre est utilisé pour les isolateurs car il tient compte de leur dimensions (profil, hauteur et ligne de fuite) lorsqu'il s'agit d'en comparer plusieurs. Habituellement, le gradient de contournement est exprimé comme suit [184,185] : $\boldsymbol{E_L = U_f / L}$ **(kV/mm)**, où E_L est le gradient de contournement selon la distance de fuite choisie, U_f est la tension de contournement et L représente la distance de fuite de l'isolateur.

La figure 108 représente les résultats du gradient de contournement (à droite) obtenus sur plusieurs polymères en fonction de la vitesse d'augmentation de la tension et de la distance de fuite. De façon générale, nous remarquons que ce gradient croît en fonction de la vitesse d'augmentation de la tension et décroît lorsque la distance de fuite du polymère augmente (Fig. 108(a), 108(b) et 108(c)). Cependant, ce gradient augmente uniquement pour la distance 41mm sur la résine époxyde hydrophobe (Fig. 108(g)). Pour les élastomères en EPDM, le gradient de contournement sur le matériau EPDM (Fig. 108(e)) décroît à partir de la distance 82mm. Nous constatons que la valeur du gradient de contournement est la plus élevée pour la plus faible distance de fuite (41 mm) et la plus petite pour la plus grande distance de fuite (123mm). Nous notons également que le gradient de

contournement est le plus élevé à 2 kV/s et est le plus faible à 5 kV/s. Ce résultat est différent de celui obtenu en tension impulsionnelle [186, 187] puisque la valeur de la tension de contournement augmente proportionnellement à la vitesse d'augmentation de la tension. Cela peut être dû au générateur de tension qui est interrompu pour de faibles tensions de contournement à 5kV/s à cause d'un courant de contournement trop élevé qui enclenche le disjoncteur beaucoup plus tôt pour la vitesse 5 kV/s comparativement à la vitesse 2kV/s.

Pour ce type d'environnement, nous avons remarqué que la procédure de contournement des surfaces isolantes se produit très rapidement sans la présence de décharges partielles. Par conséquent, les dégradations occasionnées sur les matériaux ne sont pratiquement pas très graves. Toutefois, nous avons noté une très faible combustion de la surface des thermoplastiques et des élastomères au voisinage de l'électrode pointe raccordée à la source haute tension, qui est caractérisée par un champ électrique très intense. Les résines époxydes ne subissent aucune dégradation surfacique sévère en surface sous l'effet des arcs de contournement. Cependant, il subsiste un marquage blanchâtre suite au contournement sur tous les polymères testés qui est attribué au rayonnement ultraviolet émis par l'arc électrique.

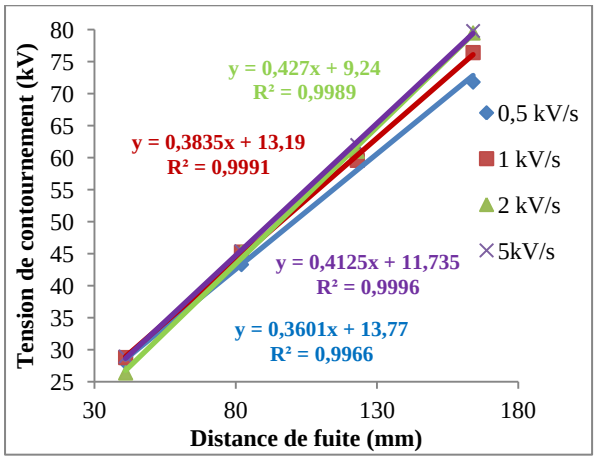
Nous avons également pu remarquer que la vitesse d'augmentation de la tension influence la propagation de l'arc de contournement. En effet, plus la vitesse est faible plus l'arc électrique tend à raser la surface des polymères. Par contre, une vitesse élevée engendre un arc électrique dans l'air ce qui peut expliquer l'augmentation de la tension de contournement pour les vitesses 2 et 5 kV/s.

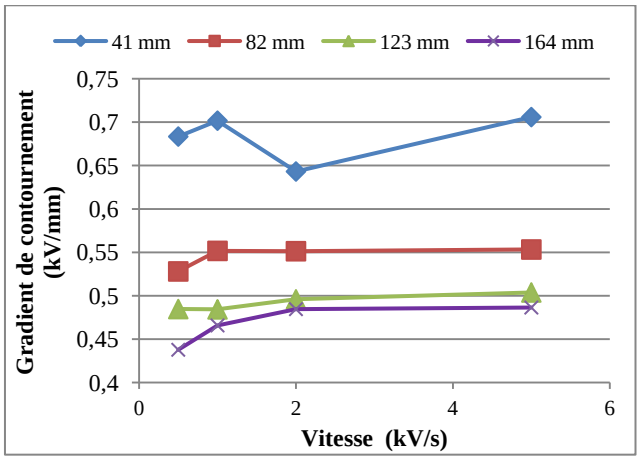
De façon générale, nous pouvons constater que la valeur de la tension de contournement croît proportionnellement à la vitesse d'augmentation de la tension. Cette tendance est visible sur tous les polymères à partir de la distance 123 mm qui représente une interface air/solide relativement longue. La tension de contournement affiche une augmentation entre 3 et 5 kV (en passant de 0.5 à 2 kV/s) en moyenne pour les longs intervalles air/solide et peut parfois atteindre 10 kV de différence comme cela est le cas des matériaux : PA6/50, PEHD, CEP CY184 (EP1), HCEP CY5622 (EP2), PPS/65 et CEP XB5918 (EP3) (Fig. 106 (a), (c), (f), (g), (h) et (i)). Cela peut être déduit à partir de la pente des droites dont la valeur augmente proportionnellement à la vitesse d'accroissement de la tension. Ainsi, nous pouvons constater que cette tendance est particulièrement remarquable sur les résines époxydes cyclo-aliphatiques ordinaires et hydrophobes et le PEHD (polyéthylène haute densité).

Nous constatons également que les valeurs de la tension de contournement pour toutes les distances de fuite sont pratiquement similaires pour les thermoplastiques (PA6/50, PARA-50, PA66 et PEHD), les thermodurcissables (CEP CY184, HCEP CY5622 et CEP XB5918) et les élastomères

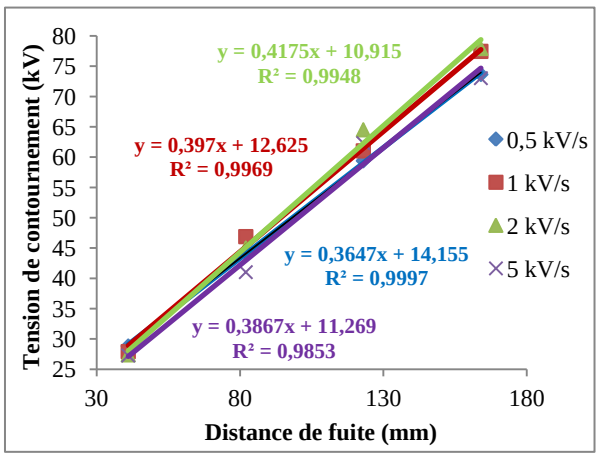
(EPDM et EPDMV0). De plus, nous avons pu noter que le PPS/65 et le PC/40 affichent les plus faibles tensions de contournement. Cela pourrait être attribué à la formation d'un chemin court et conducteur favorisé par la structure chimique qui peut être expliqué par la présence de composés sulfurés dans le PPS et de structures cycliques à double liaisons dans le PC/40. Ces structures chimiques auraient peut-être tendance à réagir chimiquement sous l'effet de l'arc électrique (combustion par exemple). Cependant, les valeurs de la tension de contournement pour les thermoplastiques sont légèrement supérieures à celles des résines époxydes et des élastomères (entre 2 et 3 kV).

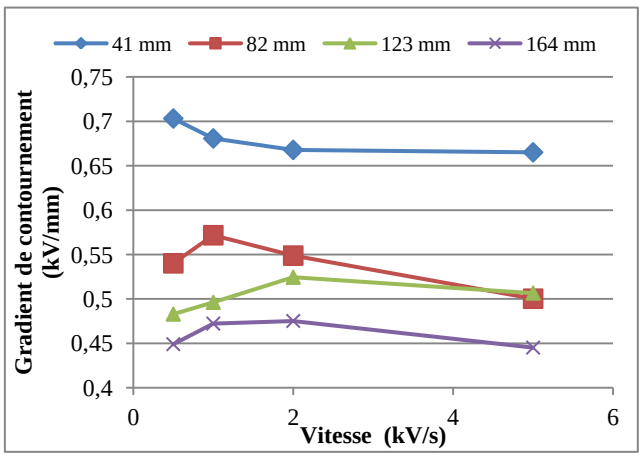
L'augmentation de la tension de contournement en fonction de la distance de fuite par temps sec est linéaire pour tous les matériaux et pour toutes les vitesses d'augmentation de la tension. Les coefficients de régression (R^2) de toutes les droites tracées sont très proches de l'unité (1), ce qui indique une parfaite corrélation entre les valeurs expérimentales et la tendance linéaire choisie.



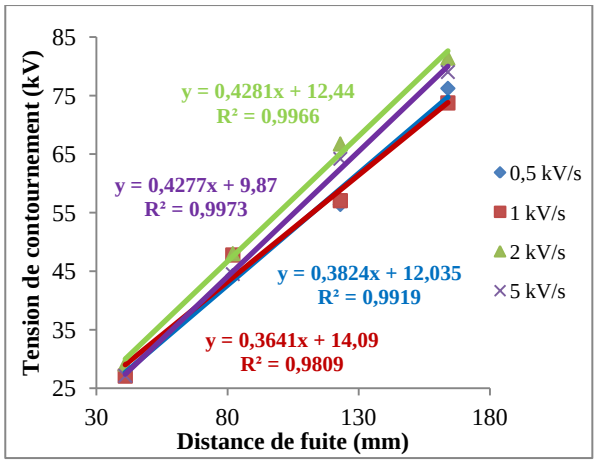


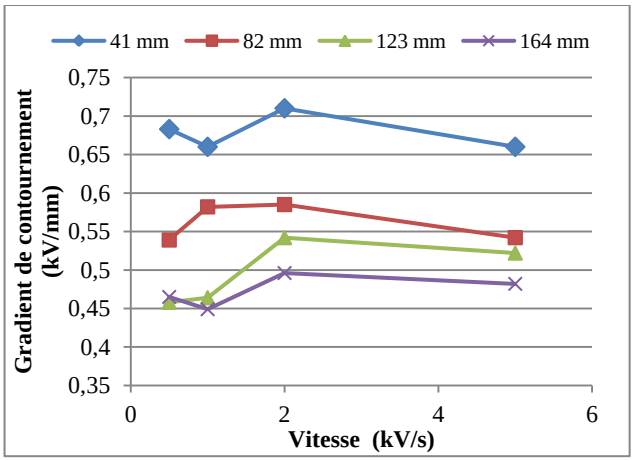
(a)



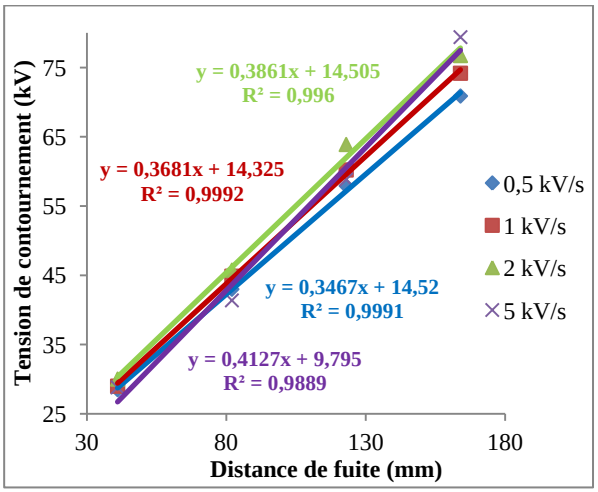


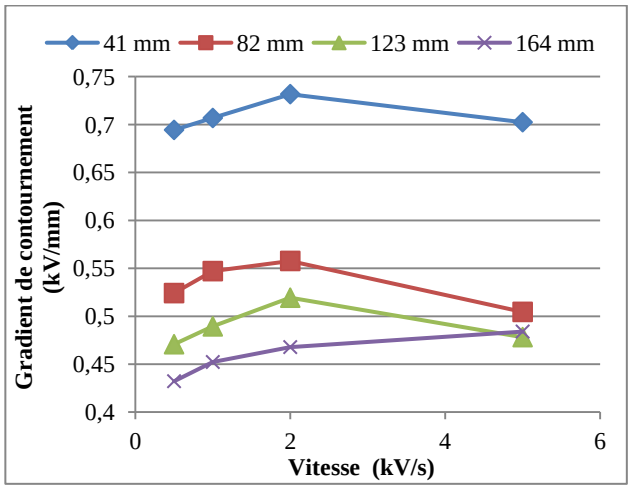
(b)


Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)
y = 0,4281x + 12,44
R² = 0,9966
y = 0,4277x + 9,87
R² = 0,9973
y = 0,3824x + 12,035
R² = 0,9919
y = 0,3641x + 14,09
R² = 0,9809
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s

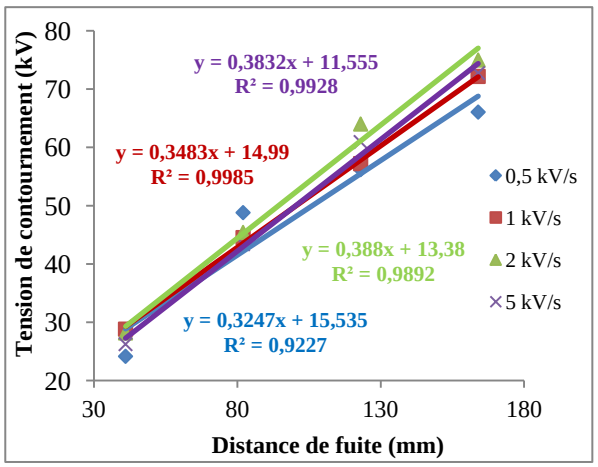

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

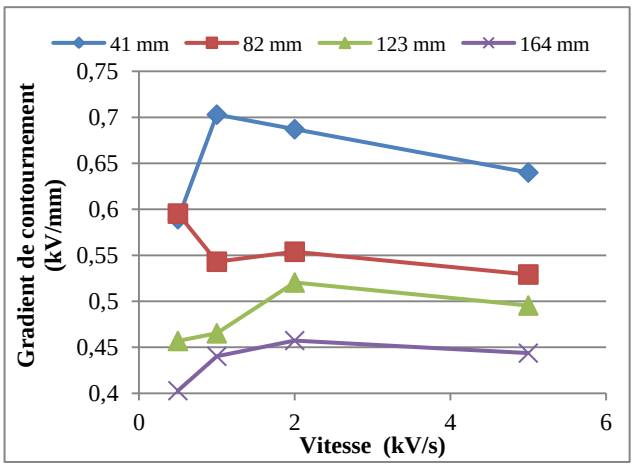
(c)


Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)
y = 0,3861x + 14,505
R² = 0,996
y = 0,3681x + 14,325
R² = 0,9992
y = 0,3467x + 14,52
R² = 0,9991
y = 0,4127x + 9,795
R² = 0,9889
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s

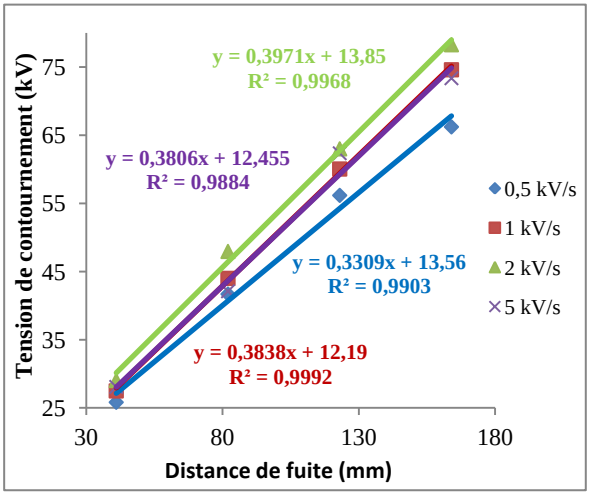

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

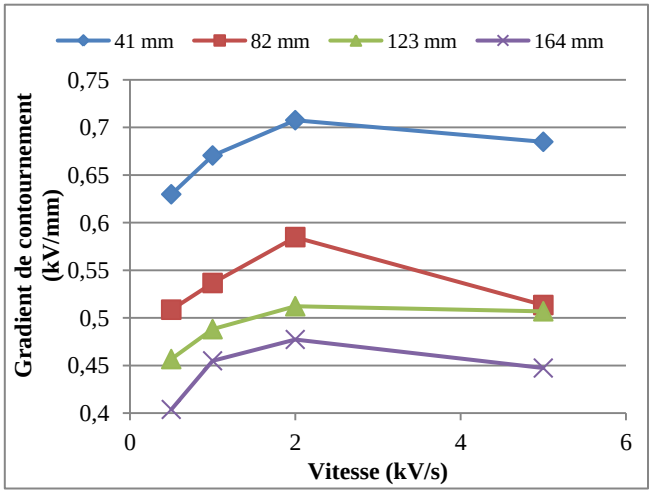
(d)


Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)
y = 0,3832x + 11,555
R² = 0,9928
y = 0,3483x + 14,99
R² = 0,9985
y = 0,388x + 13,38
R² = 0,9892
y = 0,3247x + 15,535
R² = 0,9227
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s

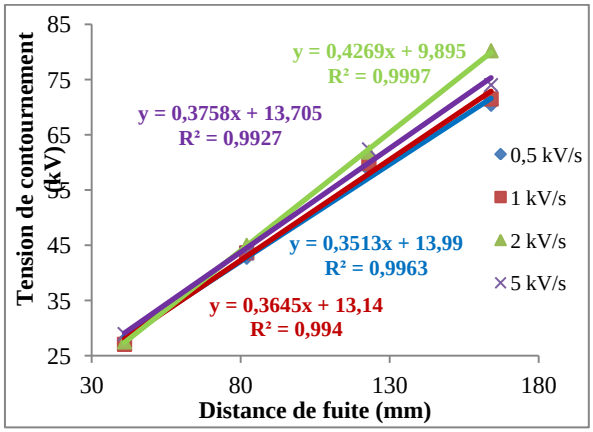

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

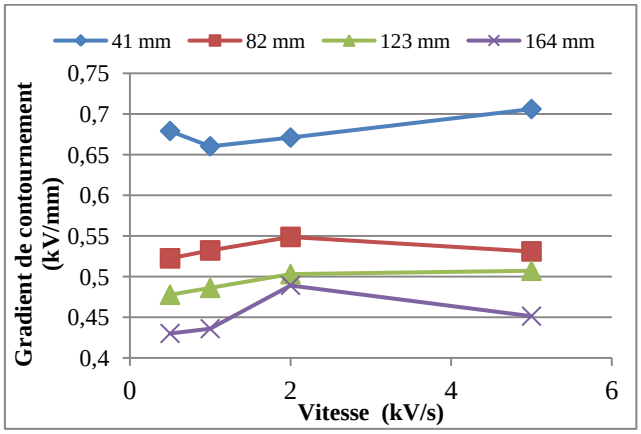
(e)


y = 0,3971x + 13,85
R² = 0,9968
y = 0,3806x + 12,455
R² = 0,9884
y = 0,3309x + 13,56
R² = 0,9903
y = 0,3838x + 12,19
R² = 0,9992
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

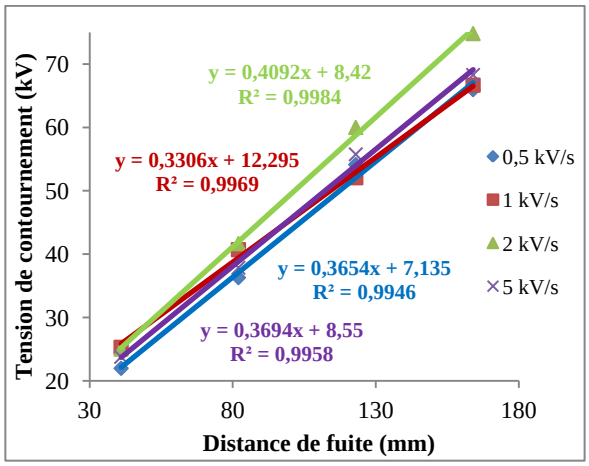

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

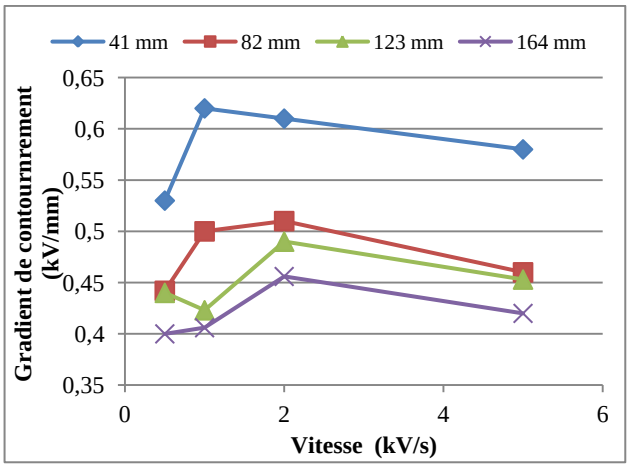
(f)


y = 0,4269x + 9,895
R² = 0,9997
y = 0,3758x + 13,705
R² = 0,9927
y = 0,3513x + 13,99
R² = 0,9963
y = 0,3645x + 13,14
R² = 0,994
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

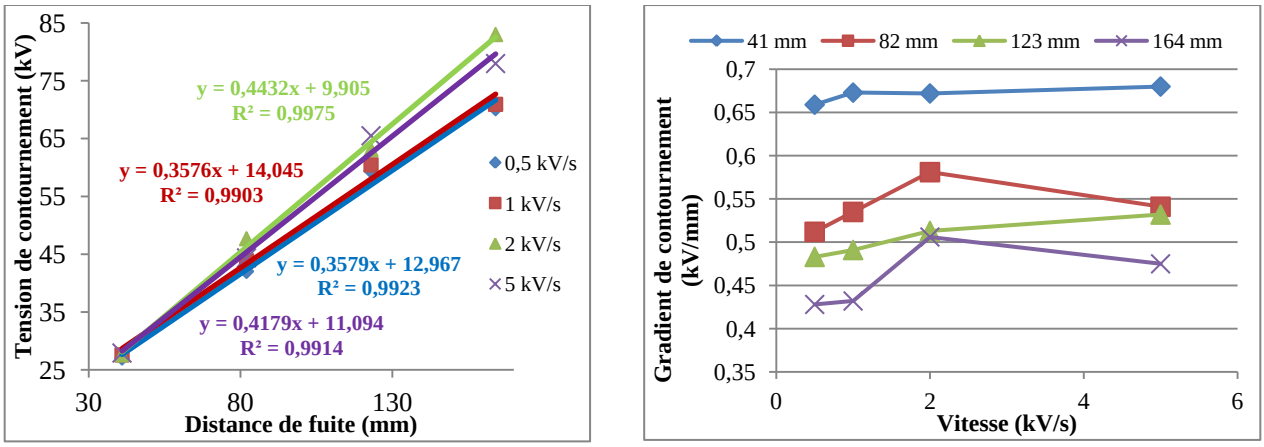

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

(g)


y = 0,4092x + 8,42
R² = 0,9984
y = 0,3306x + 12,295
R² = 0,9969
y = 0,3654x + 7,135
R² = 0,9946
y = 0,3694x + 8,55
R² = 0,9958
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)


41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Gradient de contournrement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

(h)



(i)

***Figure 108**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension et de la distance de fuite sur la tension de contournement (à gauche) et du gradient de contournement (à droite) de polymères par temps sec, (a) PA6/50, (b) PARA-50, (c) PEHD, (d) PA66/50, (e)EPDM, (f) CEP CY184 (EP1), (g) HCEP CY5622 (EP2), (h) PPS/65 et (i) CEP XB5918 (EP3).*

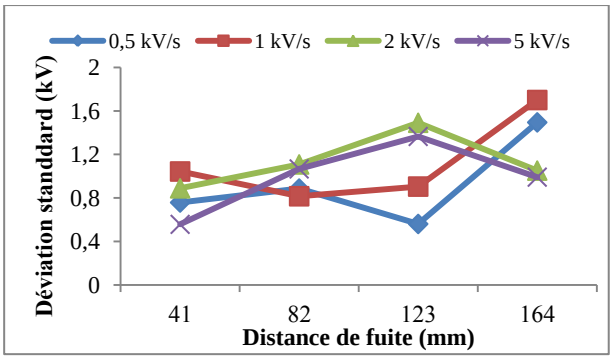
8.1.1.2. Influence du nombre d'essais

Pour évaluer l'influence du nombre d'essais (10 tests) sur la dispersion des résultats pour les matériaux thermoplastiques, thermodurcissables et élastomères, nous avons calculé la déviation standard (écart-type) pour chaque distance de fuite, chaque matériau et chaque vitesse d'augmentation de la tension. L'expression de l'écart-type est donnée par l'équation (6):

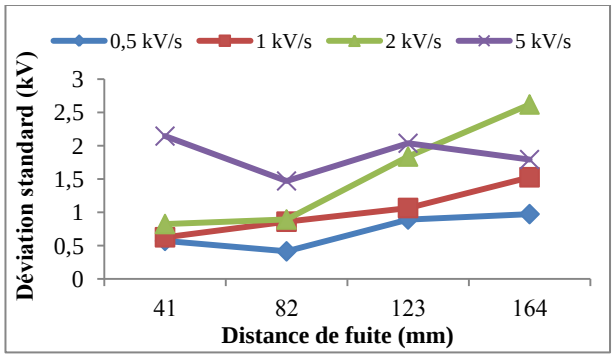
$$\delta = \sqrt{\frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}(y_i - Y)^2} \qquad (6)$$

y_i représente la valeur d'un échantillon et Y la moyenne de tous les échantillons. La figure 109 montre le comportement de la déviation standard pour chaque matériau, à chaque distance de fuite et pour chaque vitesse d'augmentation de la tension.

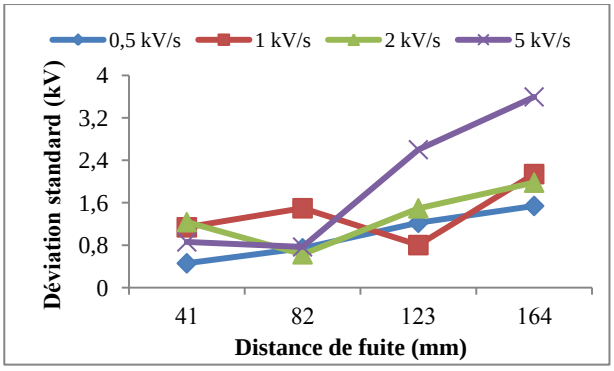
Nous pouvons noter que la dispersion des valeurs est la plus faible pour les vitesses 0.5 et 1 kV/s pour l'ensemble des polymères sauf pour le PA66/50 et l'EPDM. Elles augmentent pour les vitesses 2 et 5kV/s ce qui explique une dispersion beaucoup plus élevée de la tension de contournement. De plus, l'écart-type augmente considérablement à partir de la distance 123 mm. Cela peut s'expliquer par des valeurs de contournement plus élevées pour ces vitesses et par une dispersion un peu plus marquée pour les longues distances de fuite (123 et 164 mm). Par conséquent, il est plus intéressant d'effectuer des essais pour des vitesses faibles (0.5 ou 1 kV/s) étant données les valeurs réduites de la déviation standard pour toutes les distances inter-électrodes.


0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Déviation standdard (kV)
2
1,6
1,2
0,8
0,4
0
41
82
123
164
Distance de fuite (mm)

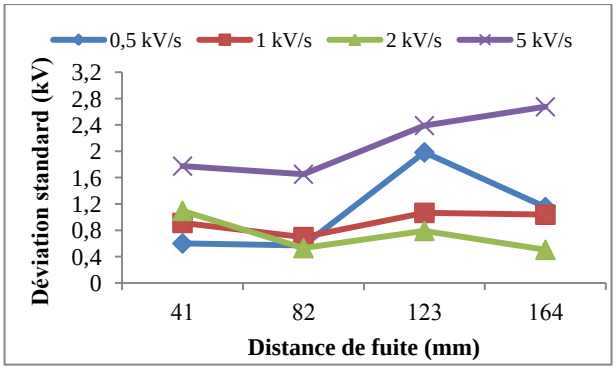
(a)


0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Déviation standard (kV)
3
2,5
2
1,5
1
0,5
0
41
82
123
164
Distance de fuite (mm)

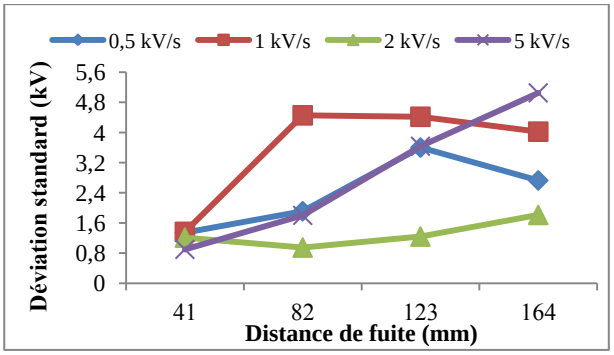
(b)


0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Déviation standard (kV)
4
3,2
2,4
1,6
0,8
0
41
82
123
164
Distance de fuite (mm)

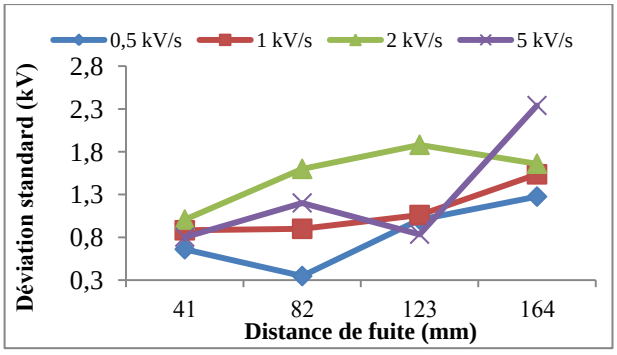
(c)


0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Déviation standard (kV)
3,2
2,8
2,4
2
1,6
1,2
0,8
0,4
0
41
82
123
164
Distance de fuite (mm)

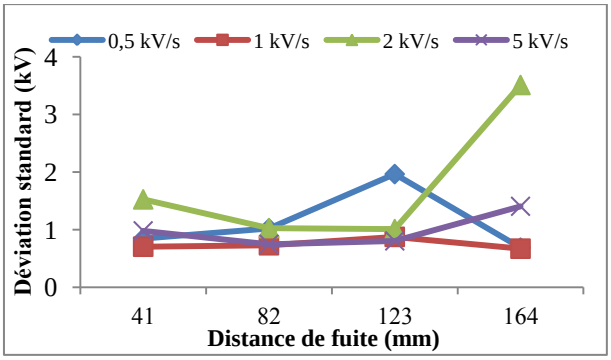
(d)


0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Déviation standard (kV)
5,6
4,8
4
3,2
2,4
1,6
0,8
0
41
82
123
164
Distance de fuite (mm)

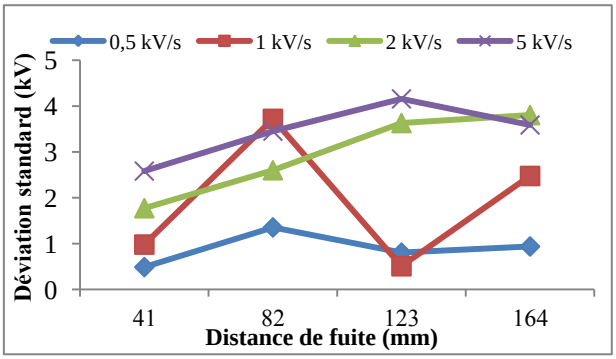
(e)


0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Déviation standard (kV)
2,8
2,3
1,8
1,3
0,8
0,3
41
82
123
164
Distance de fuite (mm)

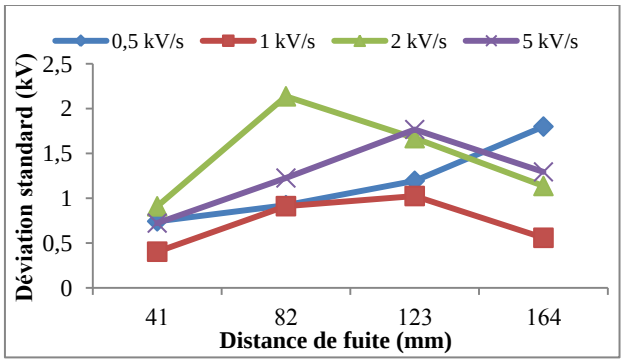
(f)


0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Déviation standard (kV)
4
3
2
1
0
41
82
123
164
Distance de fuite (mm)

(g)


0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
5 kV/s
Déviation standard (kV)
5
4
3
2
1
0
41
82
123
164
Distance de fuite (mm)

(h)



(i)

***Figure 109**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension, du type de matériau et de la distance de fuite sur 'écart-type de la tension de contournement par temps sec, (a) PA6/50, (b) PARA-50, (c) PEHD, (d) PA66/50, EPDM, (f) CEP CY184(EP1), (g) HCEP CY5622(EP2), (h) PPS/65 et (i) CEP XB5918(EP3).*

8.1.1.3. Atmosphère de brouillard humide

Pour cet essai, nous avons introduit les éprouvettes dans une enceinte pour recréer une atmosphère de brouillard humide de conductivité volumique 0.06 mS/cm et assurer un taux d'humidité relative de 98%. La figure 110 illustre l'évolution de la tension de contournement de surfaces planes (à gauche) et du gradient de contournement (à droite) en présence de brouillard humide pour différentes vitesses d'augmentation de la tension (0.5, 1, 1.5 et 2 kV/s).

De la même manière que pour le cas sec, la tension de contournement augmente de façon linéaire en fonction de la distance de fuite. Cependant, nous observons une réduction de la pente des droites de régression comparativement à l'atmosphère sèche. De plus, une diminution de 50% de la tension de contournement est la conséquence directe d'une exposition à un environnement humide et conducteur.

La procédure de contournement en présence d'une couche humide superficielle débute par la formation d'arcs électriques locaux de couleur bleue (signe d'une faible énergie) et un seul de ces arcs va s'allonger pour relier les deux électrodes et contourner la surface mouillée [59].

La vitesse d'augmentation de la tension influence considérablement la valeur de la tension de contournement. En effet, la tension de contournement augmente proportionnellement à la vitesse d'accroissement de la tension. Cette tendance est plus visible lorsque cette vitesse est supérieure à 1 kV/s. De plus, une différence d'au moins 10 kV peut être observée sur la plupart des polymères à partir de 123 mm. Le PPS/65 affiche les plus faibles performances électriques en atmosphère humide. Cela peut s'expliquer par la création de chemins conducteurs entre les deux électrodes lors

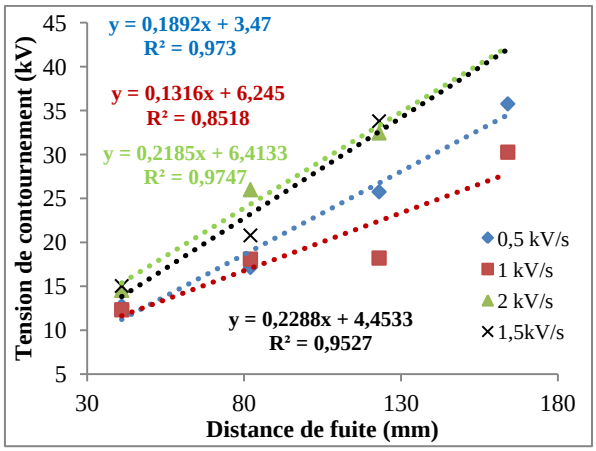
de l'amorçage de l'arc électrique. Ce chemin conducteur induit un court-circuit systématique en présence d'humidité et réduit significativement les propriétés isolantes du polymère.

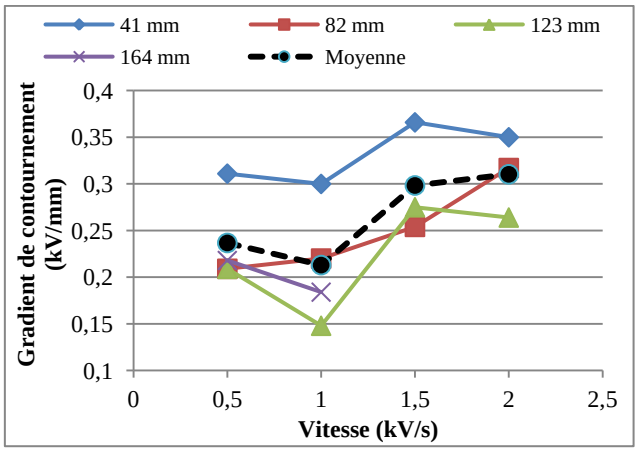
Nous remarquons que la résine époxyde HCEP CY5622 et le PEHD sont les deux matériaux qui possèdent les plus hautes valeurs de la tension de contournement étant donné les valeurs élevées des pentes pour les droites de régression ; cela est dû aux propriétés hydrophobes élevées qui les caractérisent.

Pour ce qui est du gradient de contournement, nous observons que sa valeur diminue avec l'augmentation de la distance de fuite et qu'il subsiste un chevauchement à partir de la distance 82mm sur quelques polymères : PA6-50 (Fig. 110(a)), HCEP CY5622 (Fig. 110(g)) et PPS-65 (Fig. 110(h)). Nous notons que les valeurs du gradient pour tous les matériaux sont bien inférieures au cas sec (Fig. 110). La valeur du gradient augmente proportionnellement à la vitesse d'augmentation de la tension pour la plupart des distances de fuite (de façon générale) pour les polymères étudiés. Toutefois, le PARA-50 (Fig. 110 (b)) montre des valeurs identiques pour toutes les vitesses et pour une distance de fuite égale à 41mm. Le PEHD affiche un gradient (pour 41mm) qui augmente jusqu'à 1.5 kV/s puis diminue brusquement par la suite ; une observation similaire peut être faite concernant le PA66-50(Fig. 110(d)). Pour les distances de fuite restantes (Dc > 82mm), le gradient de contournement augmente linéairement en fonction de la vitesse d'augmentation de la tension pour tous les polymères. Pour la résine CY5622 (Fig. 110(g)), les valeurs du gradient se chevauchent pour toutes les distances de fuite ainsi que les vitesses d'augmentation de la tension.

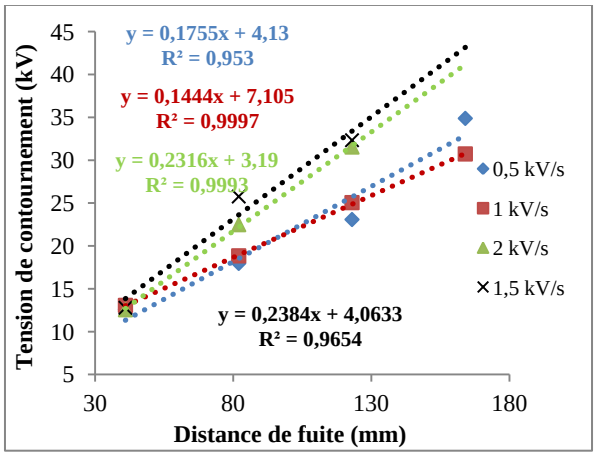
Les figures 111 et 112 montrent les dégradations occasionnées sur les matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard humide et pour une vitesse d'augmentation de la tension égale à 1 kV/s, pour les distances de fuite 41 et 164 mm respectivement. Nous pouvons constater que les thermoplastiques (PA6/50, PPS/65, PEHD, PC/40, PARA-50) sont ceux qui subissent des dommages importants en surface. Ces dégâts sont plus accentués pour la distance 164 mm à cause de l'augmentation de la tension de contournement (valeur moyenne 30 kV).

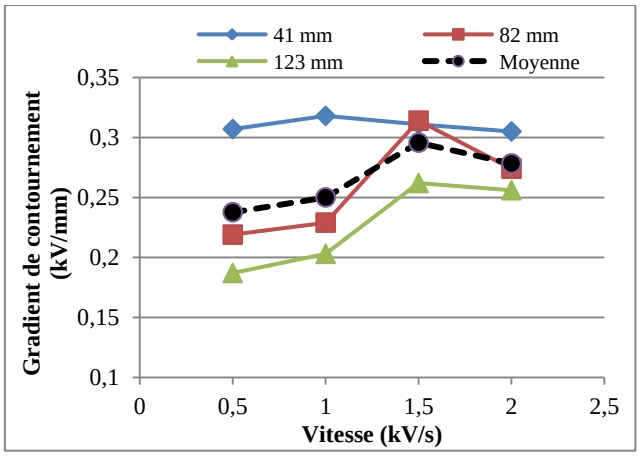
Les résines époxydes sont celles qui ne subissent pas de dégradations notables en surface et les deux polymères (CEP CY184 et HCEP CY5622) n'ont aucune trace de cheminement électrique (Fig. 112(a) et 112(b)). Les élastomères en EPDM sont caractérisés par des dégradations relativement importantes suite à une faible carbonisation superficielle.


y = 0,1892x + 3,47
R² = 0,973
y = 0,1316x + 6,245
R² = 0,8518
y = 0,2185x + 6,4133
R² = 0,9747
y = 0,2288x + 4,4533
R² = 0,9527
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
1,5kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

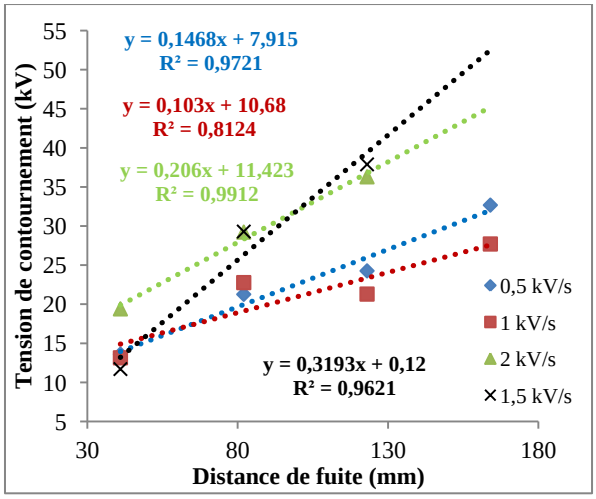

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

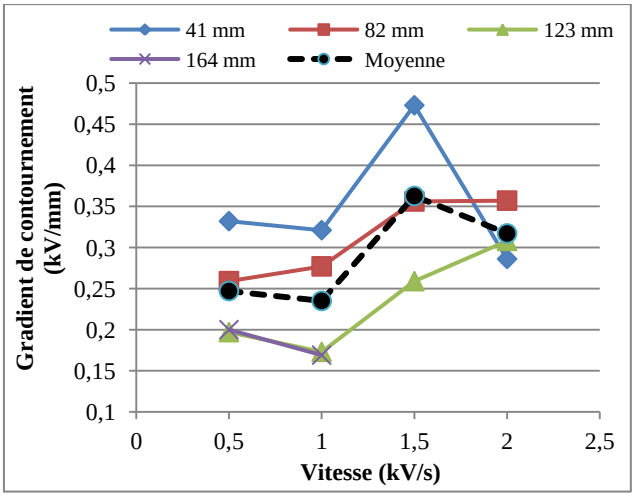
(a)


y = 0,1755x + 4,13
R² = 0,953
y = 0,1444x + 7,105
R² = 0,9997
y = 0,2316x + 3,19
R² = 0,9993
y = 0,2384x + 4,0633
R² = 0,9654
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
1,5 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

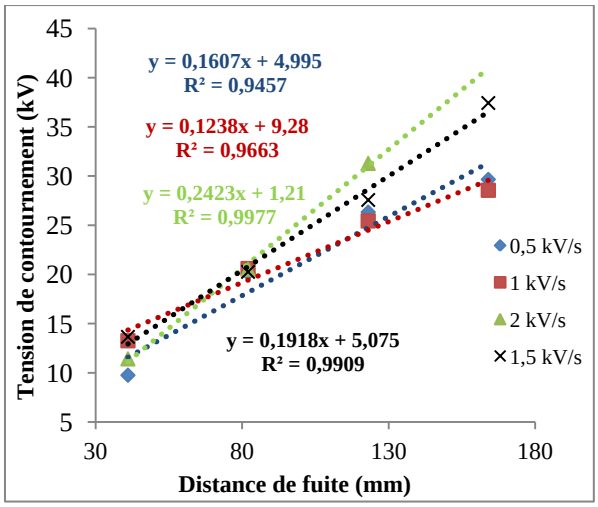

41 mm
82 mm
123 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

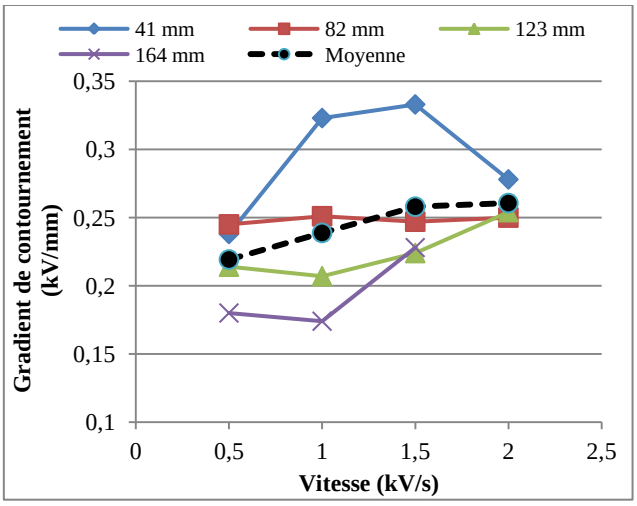
(b)


y = 0,1468x + 7,915
R² = 0,9721
y = 0,103x + 10,68
R² = 0,8124
y = 0,206x + 11,423
R² = 0,9912
y = 0,3193x + 0,12
R² = 0,9621
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
1,5 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

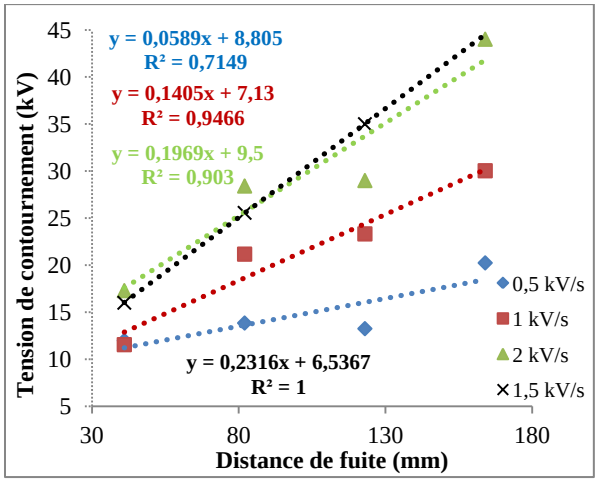

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

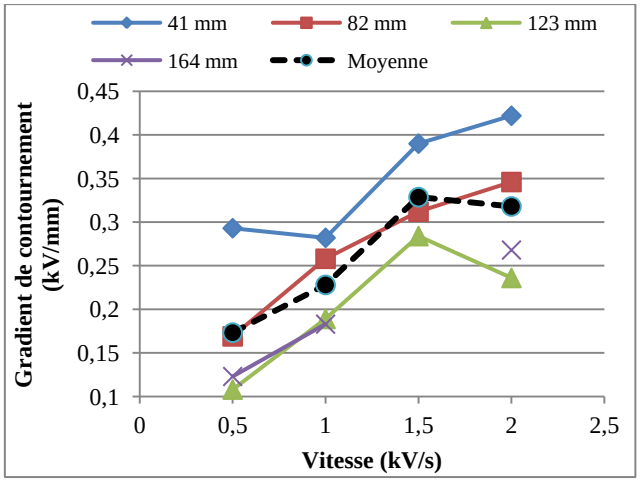
(c)


y = 0,1607x + 4,995
R² = 0,9457
y = 0,1238x + 9,28
R² = 0,9663
y = 0,2423x + 1,21
R² = 0,9977
y = 0,1918x + 5,075
R² = 0,9909
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
1,5 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

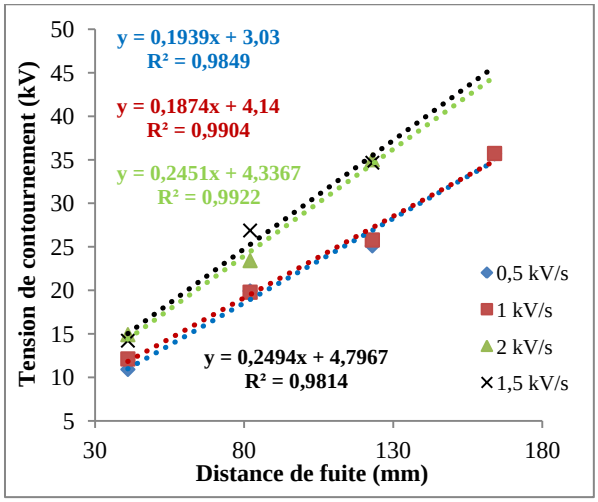

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

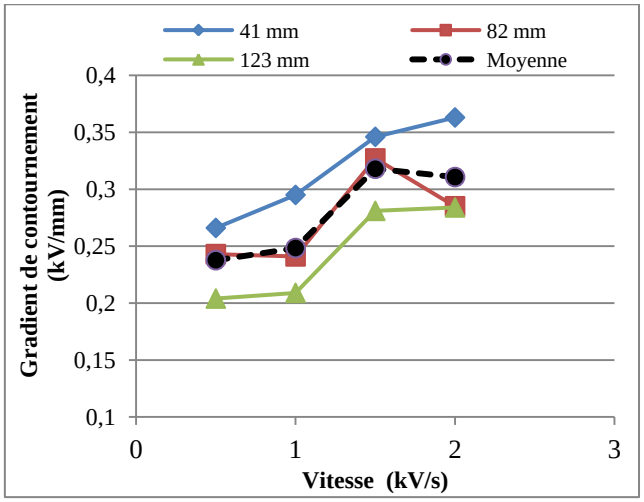
(d)


y = 0,0589x + 8,805
R² = 0,7149
y = 0,1405x + 7,13
R² = 0,9466
y = 0,1969x + 9,5
R² = 0,903
y = 0,2316x + 6,5367
R² = 1
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
1,5 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

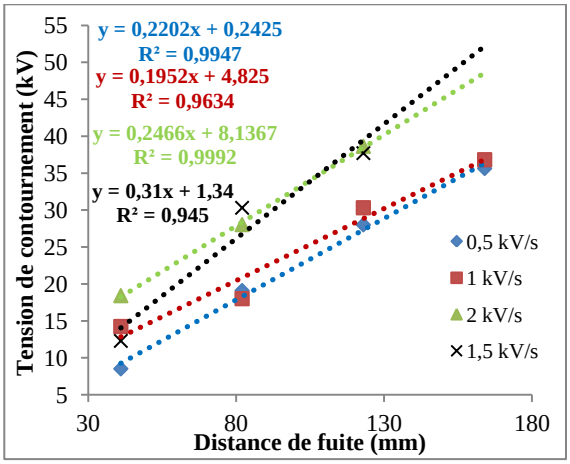

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

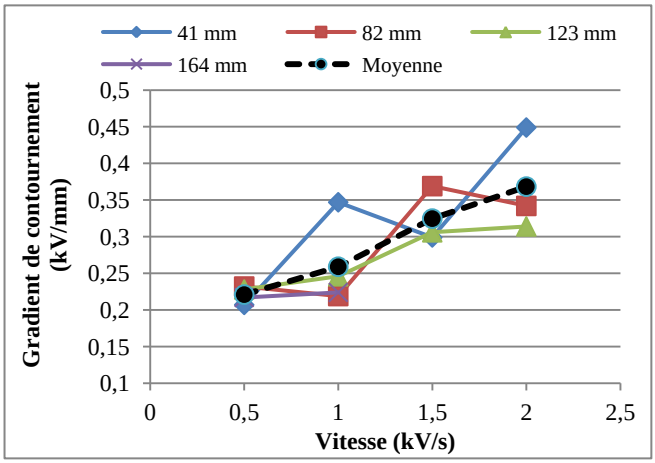
(e)


y = 0,1939x + 3,03
R² = 0,9849
y = 0,1874x + 4,14
R² = 0,9904
y = 0,2451x + 4,3367
R² = 0,9922
y = 0,2494x + 4,7967
R² = 0,9814
0,5 kV/s
1 kV/s
2 kV/s
1,5 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

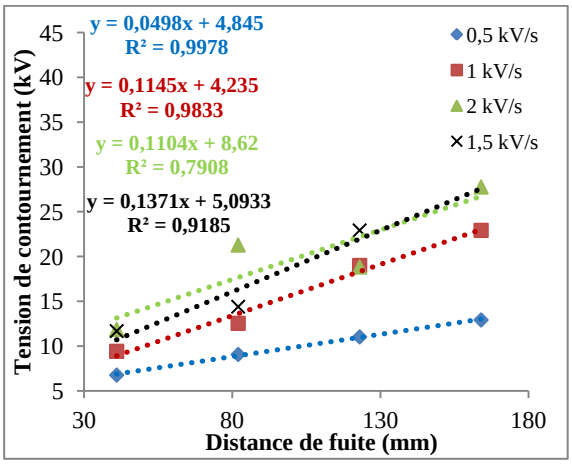

41 mm
82 mm
123 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

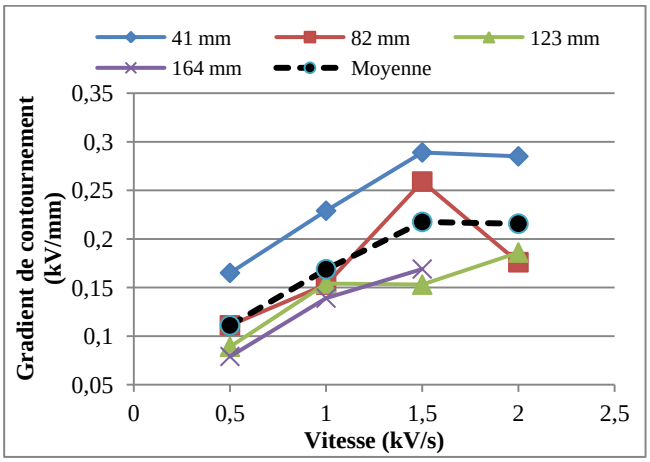
(f)





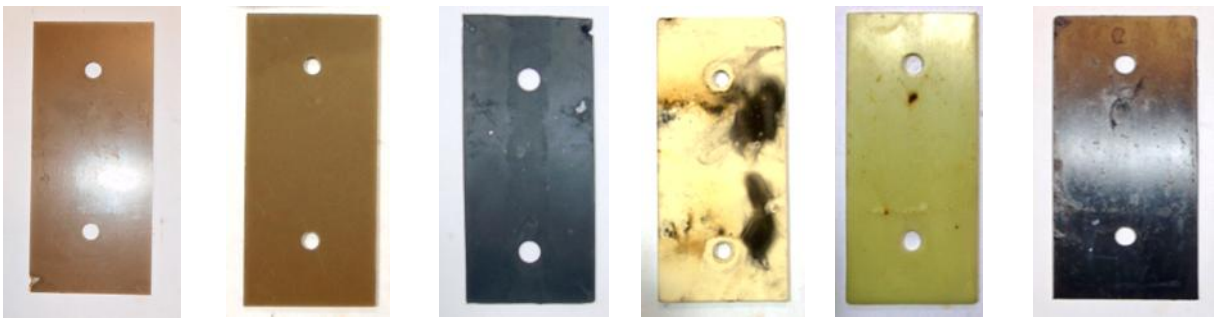
(g)



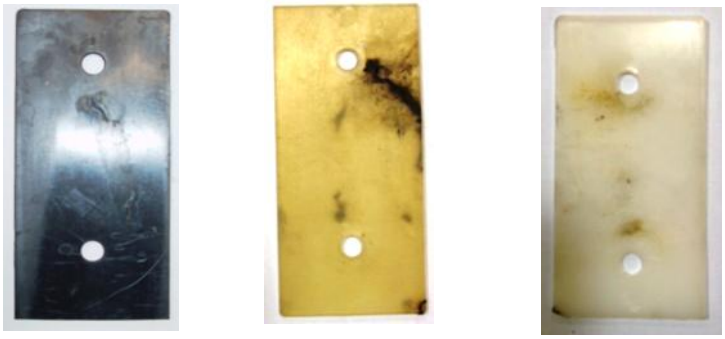


(h)

***Figure 110**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension et de la distance de fuite sur la tension de contournement des polymères en présence de brouillard humide (σ = 0,06 mS/cm), (a) PA6/50, (b) PARA-50, (c) PEHD, (d) PA66/50, (e)EPDM, (f) CEP CY184(EP1), (g) HCEP CY5622 (EP2) et (h) PPS/65.*



(a) (b) (c) (d) (e) (f)



(g) (h) (i)

***Figure 111**. Illustration des dégradations occasionnées sur les matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence du brouillard humide (σ = 0,06 mS/cm) avec une vitesse de 1 kV/s, (a) CEP CY184, (b) HCEP CY5622, (c) EPDM, (d) EPDM Santoprène V0, (e) PARA-50, (f) PA6/50, (g) PPS/65, (h) PC/40, (i) PEHD.*

(a) (b) (c) (d) (e) (f)

Figure 112. *Illustration des dégradations occasionnées sur les matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard humide (σ = 0,06 mS/cm) avec une vitesse de 1 kV/s, (a) CEP CY184, (b) HCEP CY5622, (c) EPDM Santoprène 101-64, (d) PARA -50, (e) PA6/50, (f) PC/40.*

8.1.1.4. Atmosphère de brouillard salin

L'environnement de brouillard salin recréé dans l'enceinte est caractérisé par un très fort taux de salinité (σ = (16 ± 2) mS/cm) engendrant une vapeur extrêmement dense à l'intérieur de la chambre. L'humidité relative de l'enceinte peut être considérée égale à 100% au vu de l'importante densité des gouttelettes d'eau pulvérisées.

La figure 113 montre les caractéristiques de la tension de contournement (à gauche) et du gradient de contournement (à droite) en fonction de la distance de fuite et pour plusieurs vitesses

d'augmentation de la tension (0.5, 1, 1.5 et 2 kV/s).

Etant donné la valeur très élevée de la conductivité volumique pour la solution pulvérisée, les valeurs de la tension de contournement pour toutes les distances de fuite sont encore plus faibles que celles obtenues en brouillard humide uniquement. Cette diminution peut être évaluée à près de 50% de la valeur de contournement en présence d'humidité pour les matériaux polymères, comme le montre la figure 113. Pour ce type d'atmosphère, la procédure de contournement débute par la génération de décharges électriques locales de couleur rouge (signe d'un apport énergétique extrêmement élevé), ce qui induit une augmentation significative du courant de fuite et une combustion simultanée du polymère. Ensuite, le contournement se produit après l'allongement d'une décharge principale jusqu'à l'électrode de terre. De la même manière que pour l'atmosphère humide, les polymères thermoplastiques (PA6/50, PA66/50, PARA-50) subissent de très gros dommages en particulier pour le PA6/50 et le PA66/50 qui sont inflammables au contact d'un arc électrique. Le PEHD et les résines époxydes cyclo-aliphatiques représentent les matériaux qui ont les meilleures performances électriques (tension de contournement élevée) et physiques (dégradations partielles pour le PEHD et très peu visibles pour les résines époxydes). Les élastomères EPDM subissent une modification de l'état de surface mais les performances de contournement restent maintenues contrairement à celles des thermoplastiques.

Nous notons que les polymères PPS/65 et PC/40 sont ceux qui subissent les plus gros dommages et une décroissance remarquable de la tension de contournement au bout de 3 essais (chute de 80%). Cela peut s'expliquer de la même manière que pour le cas du brouillard humide à travers la formation de composés hydroxyles et carboxyliques hautement conducteurs en présence d'une couche superficielle humide sur les polymères. La perte des propriétés d'isolation peut être également déduite du coefficient de régression linéaire qui est caractérisé par des valeurs inférieures à 0.9. Cela peut nous indiquer une perte de corrélation progressive entre les valeurs expérimentales et les droites de régression, au fur et à mesure de l'augmentation simultanée de la tension de contournement et de la distance de fuite.

Pour le gradient de contournement, nous remarquons que les valeurs sont encore plus inférieures à celles du cas humide et que le gradient augmente généralement en fonction de la vitesse d'augmentation de la tension. Cependant, il subsiste une diminution notable du gradient à partir de 1kV/s avant de croître à 2kV/s comme cela est le cas pour quelques polymères : PARA-50 (Fig. 113(b)), EPDM (Fig. 113(d)), PPS (Fig. 113(e)) et CY5622 (Fig. 113(f)).

Les figures 114 et 115 montrent l'ampleur des dégradations subies par les polymères après 10 essais de contournement en présence du brouillard salin. Nous pouvons noter que la surface des

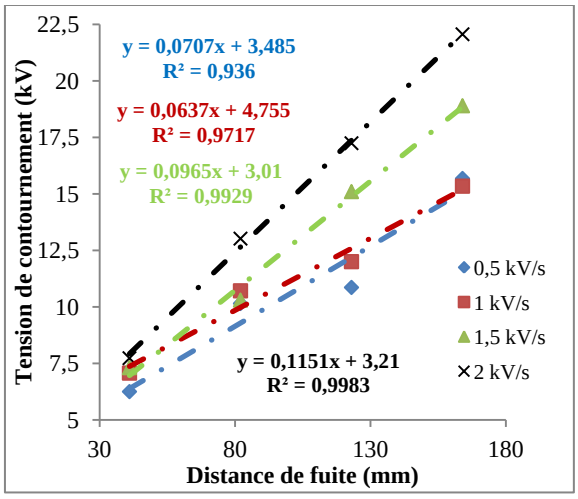
matériaux plastiques est fortement dégradée suite à l'activité intense des décharges électriques.

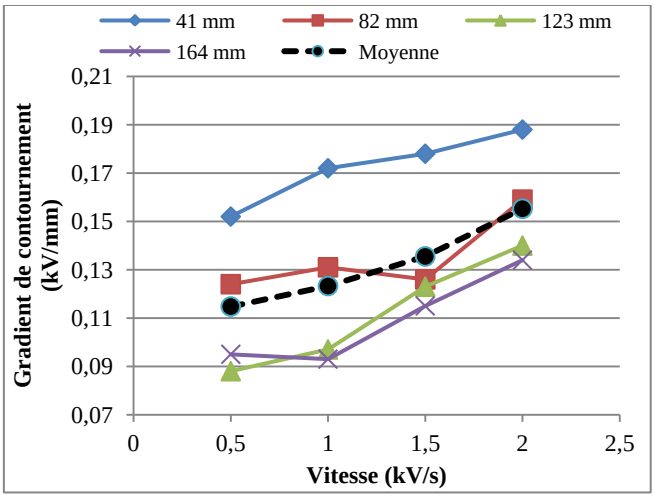
Nous remarquons (Fig. 114) que les résines époxydes ne subissent pratiquement aucune dégradation sévère même sous l'effet d'une très forte salinité. La résine HCEP CY5622 est celle qui possède les meilleures caractéristiques de contournement et de résistance aux décharges partielles.

Les thermoplastiques (PA66/50, PA6/50, PARA-50) subissent des dégâts importants en surface. Les plus endommagé (par ordre décroissant) sont le PA66/50, le PA6/50 et le PARA-50. Le PEHD possède d'excellentes propriétés diélectriques (tension de contournement) et présente la meilleure résistance aux arcs de contournement comparativement aux autres matériaux thermoplastiques. Toutefois, ses propriétés mécaniques et élastiques font qu'il est susceptible de fondre sous l'action d'une plus forte activité d'arcs électriques issus du contournement.

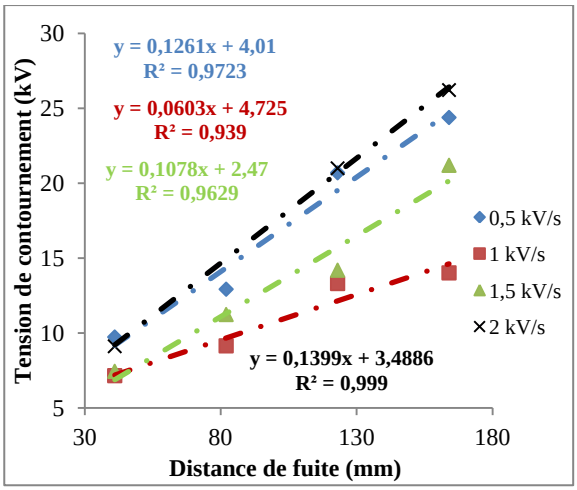
Comme pour le cas du brouillard humide, le polycarbonate et le PPS (polysulfure de phénylène) sont ceux qui subissent la plus importante baisse des propriétés isolantes et une carbonisation plus large de la surface du polycarbonate. Pour le PPS/65, les essais de contournement induisent systématiquement la formation d'un chemin carbonisé plus large que celui obtenu en présence du brouillard humide.

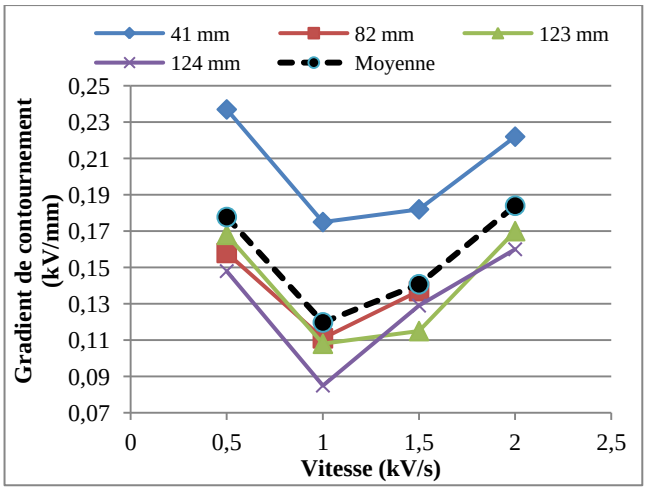
L'élastomère EPDM ne subit pas autant de dommages que les thermoplastiques mais nous constatons facilement que la surface isolante se faïence légèrement. Cela a pour conséquence de réduire les propriétés diélectriques du matériau suite à son exposition à des décharges électriques en milieu extrêmement pollué.


y = 0,0707x + 3,485
R² = 0,936
y = 0,0637x + 4,755
R² = 0,9717
y = 0,0965x + 3,01
R² = 0,9929
y = 0,1151x + 3,21
R² = 0,9983
0,5 kV/s
1 kV/s
1,5 kV/s
2 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

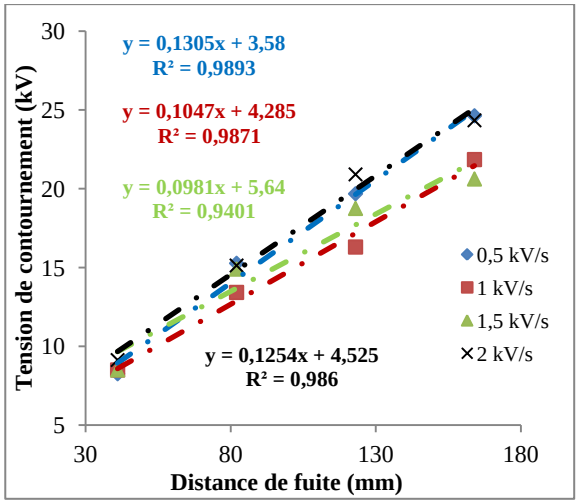

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

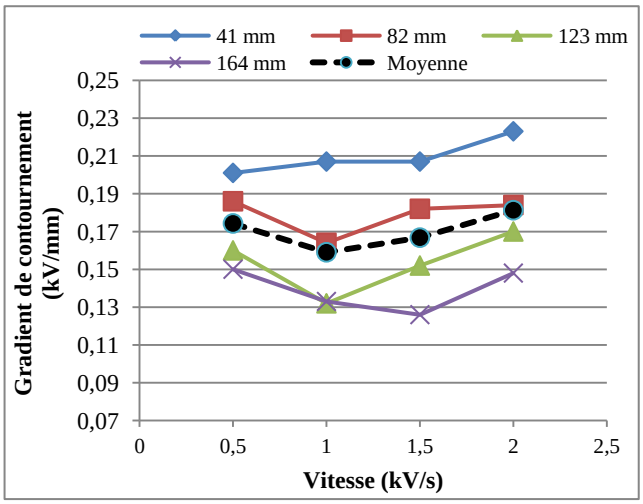
(a)


y = 0,1261x + 4,01
R² = 0,9723
y = 0,0603x + 4,725
R² = 0,939
y = 0,1078x + 2,47
R² = 0,9629
y = 0,1399x + 3,4886
R² = 0,999
0,5 kV/s
1 kV/s
1,5 kV/s
2 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

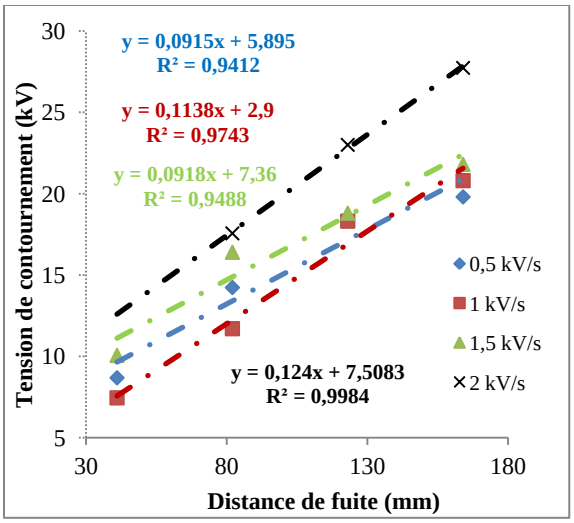

41 mm
82 mm
123 mm
124 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

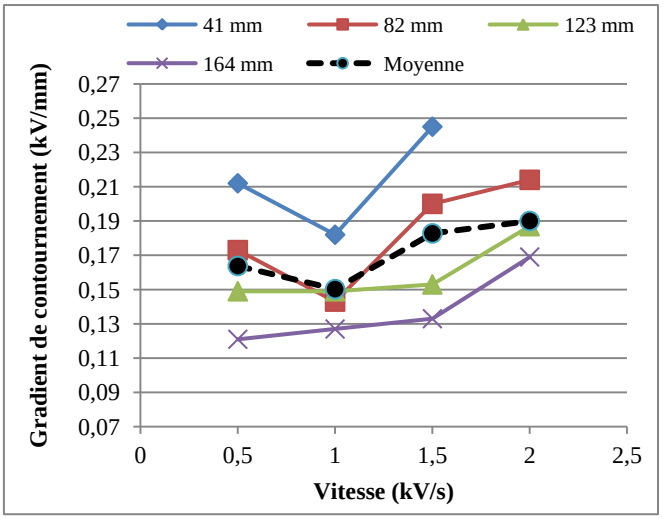
(b)


y = 0,1305x + 3,58
R² = 0,9893
y = 0,1047x + 4,285
R² = 0,9871
y = 0,0981x + 5,64
R² = 0,9401
y = 0,1254x + 4,525
R² = 0,986
0,5 kV/s
1 kV/s
1,5 kV/s
2 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

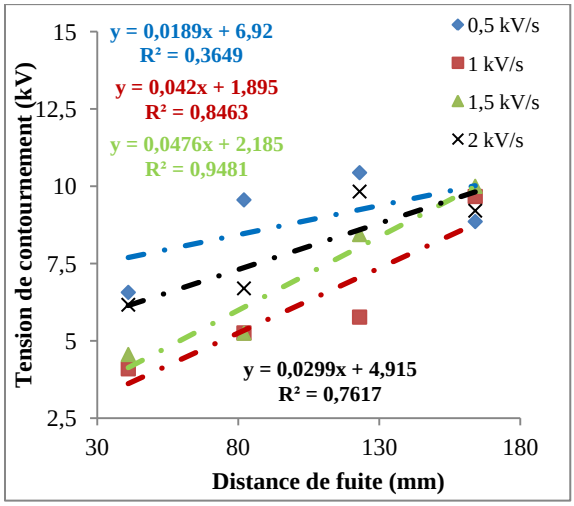

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

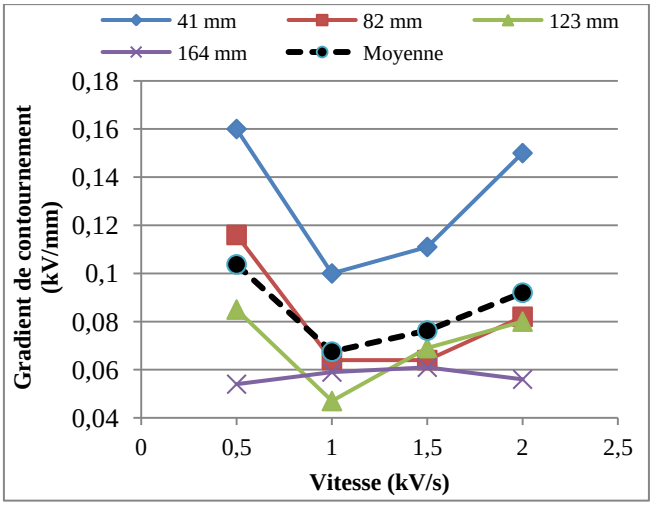
(c)


y = 0,0915x + 5,895
R² = 0,9412
y = 0,1138x + 2,9
R² = 0,9743
y = 0,0918x + 7,36
R² = 0,9488
y = 0,124x + 7,5083
R² = 0,9984
0,5 kV/s
1 kV/s
1,5 kV/s
2 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

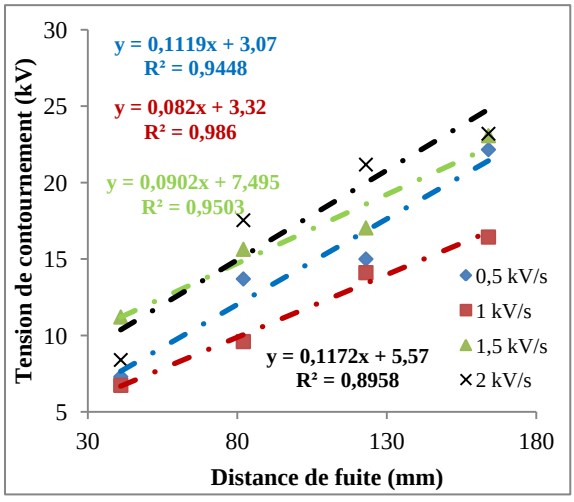

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

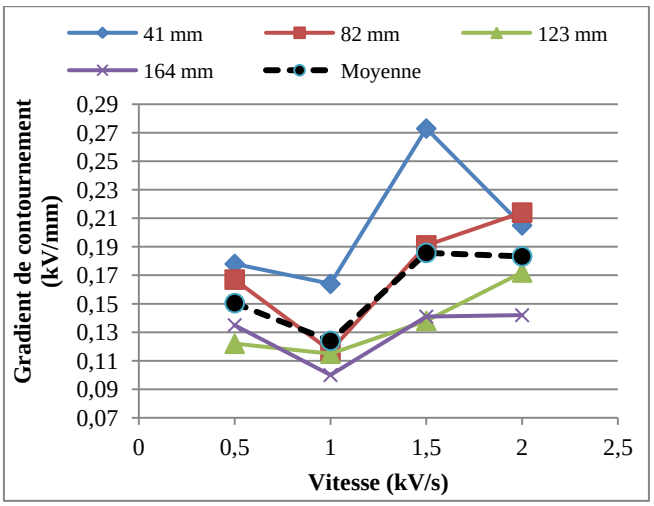
(d)


y = 0,0189x + 6,92
R² = 0,3649
y = 0,042x + 1,895
R² = 0,8463
y = 0,0476x + 2,185
R² = 0,9481
y = 0,0299x + 4,915
R² = 0,7617
0,5 kV/s
1 kV/s
1,5 kV/s
2 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

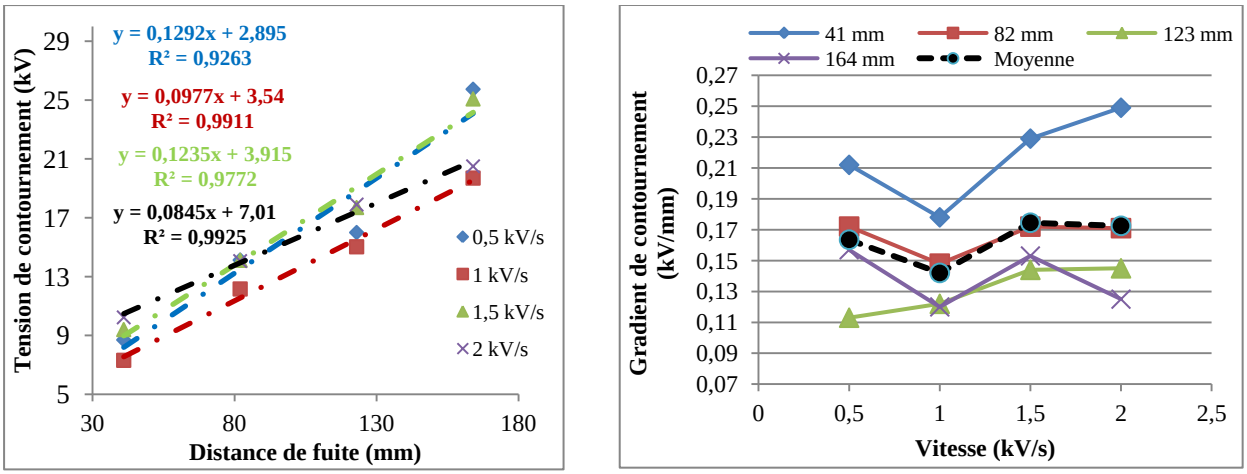

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

(e)


y = 0,1119x + 3,07
R² = 0,9448
y = 0,082x + 3,32
R² = 0,986
y = 0,0902x + 7,495
R² = 0,9503
y = 0,1172x + 5,57
R² = 0,8958
0,5 kV/s
1 kV/s
1,5 kV/s
2 kV/s
Tension de contournement (kV)
Distance de fuite (mm)

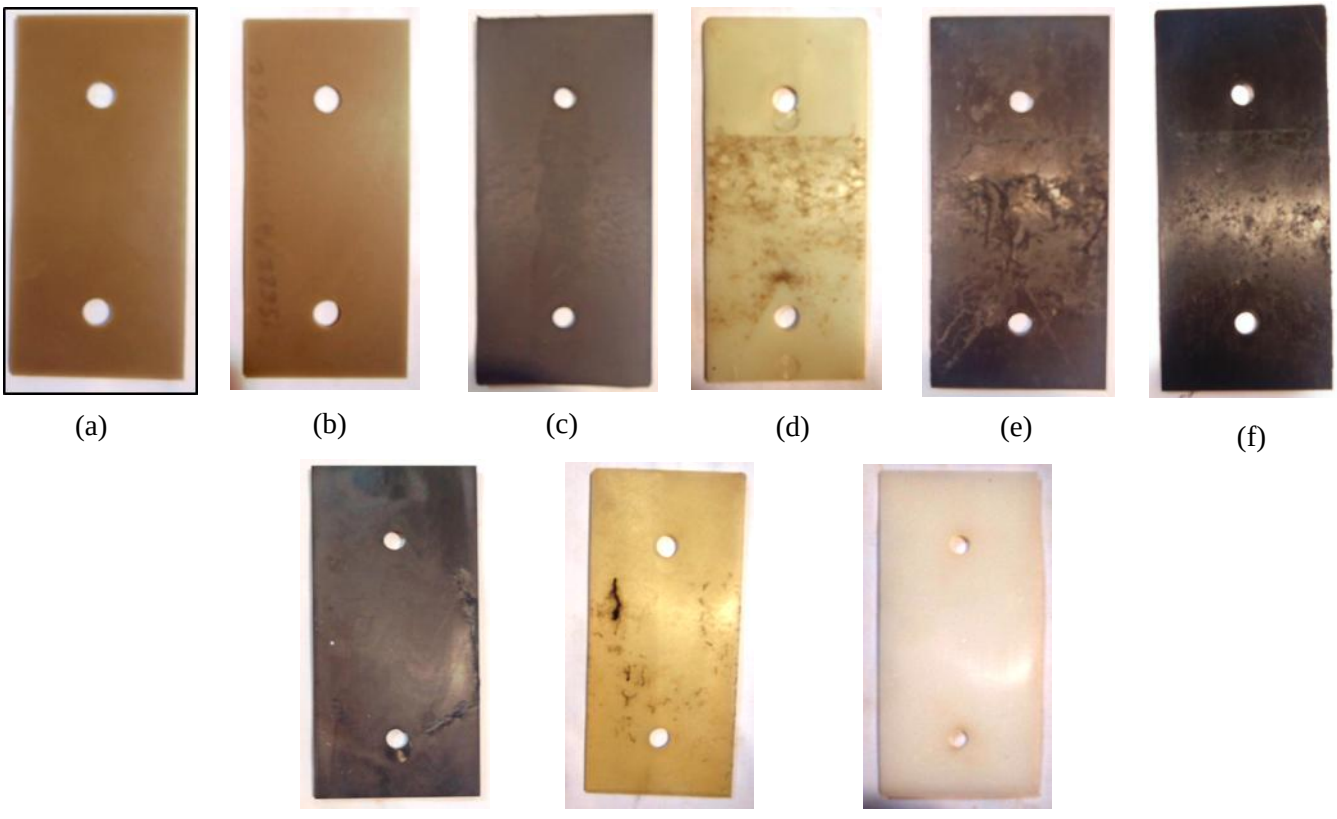

41 mm
82 mm
123 mm
164 mm
Moyenne
Gradient de contournement (kV/mm)
Vitesse (kV/s)

(f)



(g)

***Figure 113**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension et de la distance de fuite sur la tension de contournement des polymères en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm), (a) PA6/50, (b) PARA-50, (c) PEHD, (d) EPDM, (e) PPS/65, (f) CEP CY184 (EP1) et (g) HCEP CY5622 (EP2).*



(a) (b) (c) (d) (e) (f)

(g) (h) (i)

***Figure 114**. Illustration des dégradations occasionnées sur les matériaux polymères après 10 essais de contournement en présence du brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) (vitesse 1 kV/s), (a) CEP CY184, (b) HCEP CY5622, (c) EPDM, (d) PARA-50, (e) PA66/50, (f) PA6/50, (g) PPS/65, (h) PC/40 et (i) PEHD.*

(a) (b) (c) (d) (e) (f)

Figure 115*. Illustration des dégradations occasionnées sur les matériaux polymères après 10 essais de contournement en présence du brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) (vitesse 1,5 kV/s), (a) CEP CY184, (b) HCEP CY5622, (c) EPDM, (d) PA6/50, (e) PA66/50, (f) PPS/65.*

8.1.2. Surfaces à protrusions (texturées)

Dans le but d'étudier l'effet des surfaces texturées sur les propriétés isolantes des matériaux polymères, nous leur avons fait subir 10 contournements dans les 3 atmosphères : sèche, brouillard humide et brouillard salin. Les figures 116, 117 et 118 illustrent la tension (à gauche) et le gradient de contournement (à droite) de quelques polymères texturés en fonction de la vitesse d'augmentation de la tension et de la distance de fuite en atmosphère sèche, humide et saline respectivement.

Pour le cas sec (Fig. 116), la tension de contournement augmente linéairement en fonction de la distance de fuite pour les 3 matériaux (PA6/50, PPS/65 et PEHD). Les valeurs de la tension de contournement pour toutes les distances sont pratiquement égales à celles obtenues sur les surfaces planes. Cela indique que les protrusions n'affectent pas les propriétés isolantes des matériaux par temps sec. Nous constatons que les valeurs de la tension de contournement sont les plus élevées pour le PEHD (2 à 3 kV supplémentaires) et les plus basses pour le PPS/65. Le PA6/50 constitue un matériau dont les propriétés sont intermédiaires.

La vitesse d'augmentation de la tension ne semble pas affecter la tension de contournement contrairement aux surfaces planes. En effet, les courbes linéaires se superposent quelle que soit la vitesse d'augmentation de la tension. De plus, les coefficients de régression montrent une parfaite concordance entre les résultats expérimentaux et la tendance linéaire choisie. Cela montre que les protrusions constituent une protection de la surface contre les agressions des arcs de contournement et que les propriétés d'isolation sont similaires quelle que soit la nature de l'arc électrique généré.

Pour le cas du brouillard humide (Fig. 117), on remarque que la vitesse d'augmentation de la tension influence la valeur de la tension de contournement et sa caractéristique linéaire (augmentation de la pente) et celle du gradient de contournement. Comme pour le cas des surfaces planes, une différence de 10 kV au maximum subsiste entre 0.5 kV/s et 1.5 kV/s pour les deux distances de fuite (41 et 123 mm). Cependant, nous notons des valeurs de contournement nettement plus élevées pour les surfaces texturées par rapport aux surfaces planes (différence entre 4 et 10 kV pour chaque distance de fuite). Ces valeurs dépendent fortement de la vitesse d'augmentation de la tension.

Nous constatons que la tension de contournement est la plus élevée pour le PEHD texturé étant donné ses propriétés hydrophobes. Toutefois, de faibles valeurs sont remarquables pour la distance 41 mm comparativement au PA6/50 ou au PPS/65. Ce dernier affiche les plus faibles propriétés à cause de sa nature à former des cheminements extrêmement conducteurs en présence d'humidité et d'une contrainte électrique superficielle. Le PA6/50 texturé est le matériau à propriétés intermédiaires. Toutefois, les protrusions améliorent significativement la résistance du matériau aux décharges électriques en augmentant son hydrophobie**,** ce qui n'est pas le cas d'une surface plane.

Pour ce type de surface, très peu de dégradations ont été observées à cause de la diminution de l'activité des décharges partielles surfaciques. Cela a été constaté sur l'ensemble des matériaux polymères.

En présence de brouillard salin (Fig. 118), la tension de contournement des surfaces texturées diminue d'avantage pour les 3 matériaux polymères. La vitesse d'augmentation de la tension influence considérablement la valeur de la tension de contournement dans ce type d'environnement comme pour le cas des surfaces planes. Globalement, nous pouvons déduire que la tension de contournement augmente proportionnellement à la vitesse d'accroissement de celle-ci. Toutefois, des essais supplémentaires restent à effectuer pour évaluer plus nettement l'influence du pas d'augmentation sur la tension de contournement dans ce type d'atmosphère.

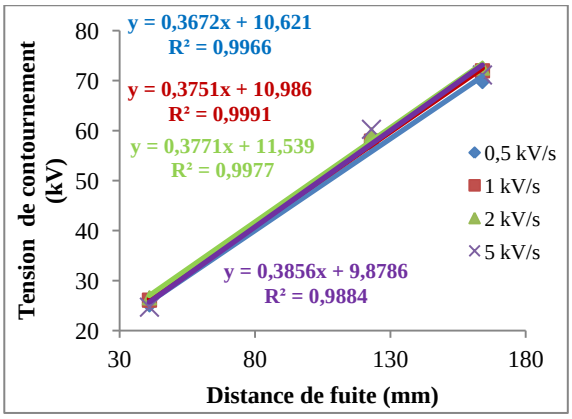
Pour le gradient de contournement, nous notons que les valeurs dans le cas sec restent pratiquement identiques à celles des surfaces planes. Pour les cas du brouillard humide et salin, les valeurs du gradient sont plus élevées pour les surfaces texturées à toutes les distances de fuite et l'augmentation de sa valeur est proportionnelle à la vitesse d'accroissement de la tension sauf dans le cas du PEHD (Fig. 116(c)).

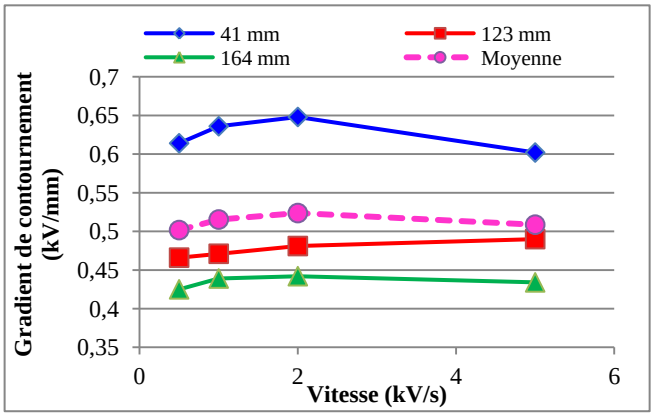
Malgré la présence de protrusions en surface, nous n'observons pas une augmentation significative de la tension de contournement qui reste proche de celle des surfaces planes, comme cela était le cas en brouillard humide. En effet, une différence de 2 à 3 kV est obtenue pour tous les

polymères, ce qui montre l'influence significative de l'environnement hautement salin sur les propriétés d'isolation en dépit de la présence de protrusions en surfaces.

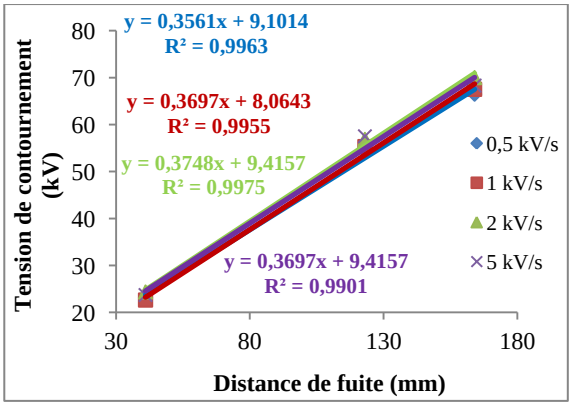
La surface du polyamide PA6/50 texturée semble être plus résistante que celle du PEHD (Fig. 119 et 120) après une intense exposition aux décharges électriques et à l'arc de contournement. Le PPS/65 et le PC/40 sont les deux matériaux qui affichent les plus faibles performances comme pour le cas sec et humide (traces de cheminement électrique visibles en surface pour les deux matériaux texturés).

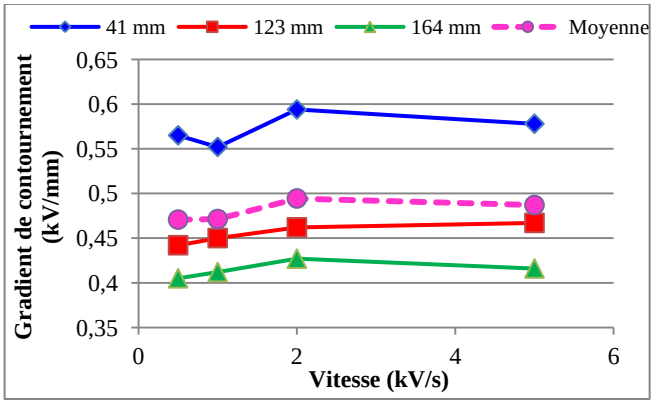
Les figures 121 et 122 montrent l'état des matériaux à surface texturée après leur exposition à des essais de contournement en brouillard humide pour les distances de fuite 41 et 123 mm respectivement. Nous pouvons constater que les dégradations en surface sont plus réduites en comparaison avec des surfaces planes à cause de la diminution de l'activité des décharges partielles durant le processus de contournement. Toutefois, des traces de cheminements électriques en surface du PA66/50 sont plus visibles que dans le cas du PA6/50. Pour le brouillard salin (Fig. 121 et 122), le PARA/50 affiche des détériorations en surface plus importantes mais ses propriétés diélectriques de surface restent relativement préservées.



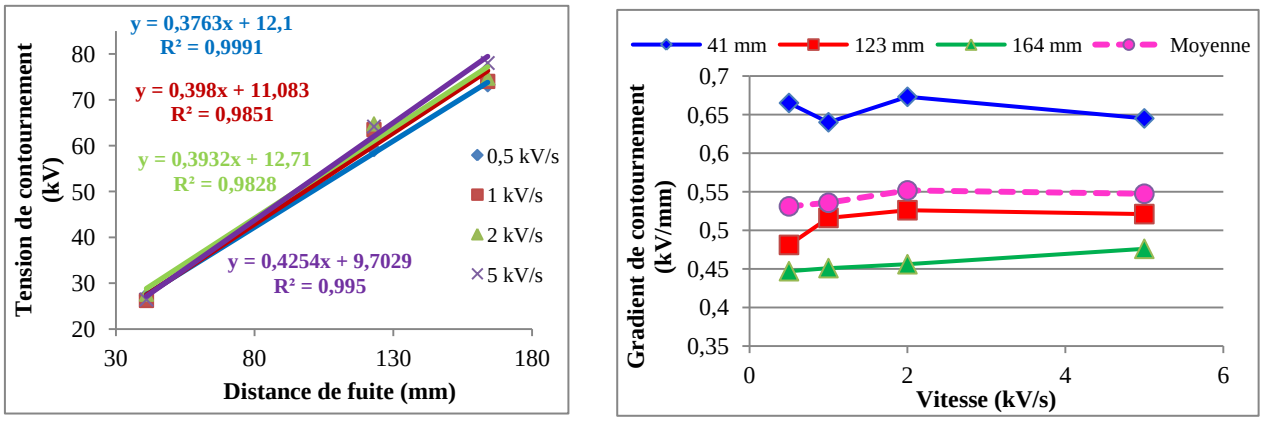


(a)



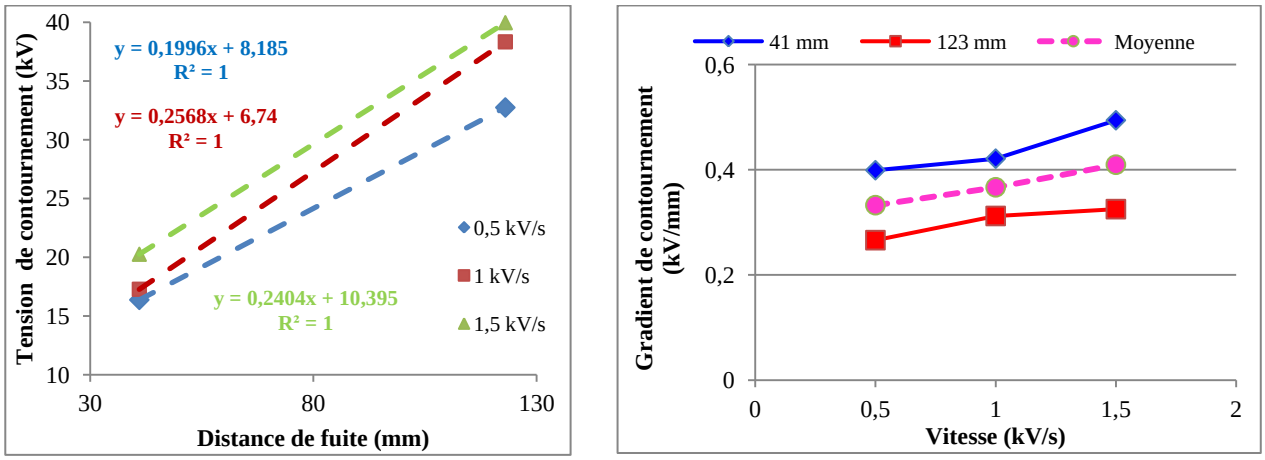


(b)

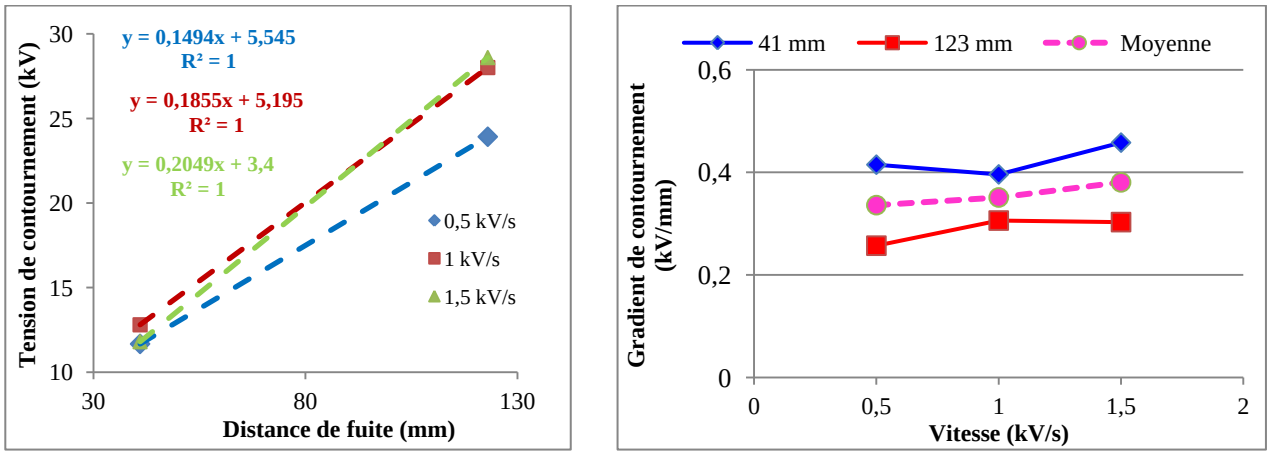


(c)

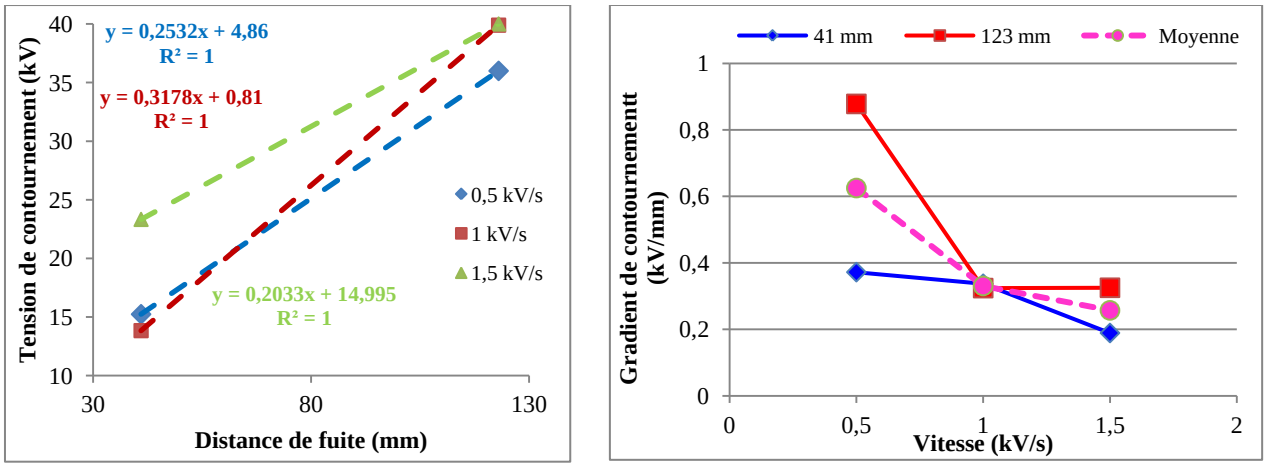
Figure 116*. Tension (à gauche) et gradient (à droite) de contournement en fonction de la distance de fuite et de la vitesse d'augmentation de la tension en atmosphère sèche, (a) PA6/50, (b) PPS/65 et (c) PEHD.*



(a)

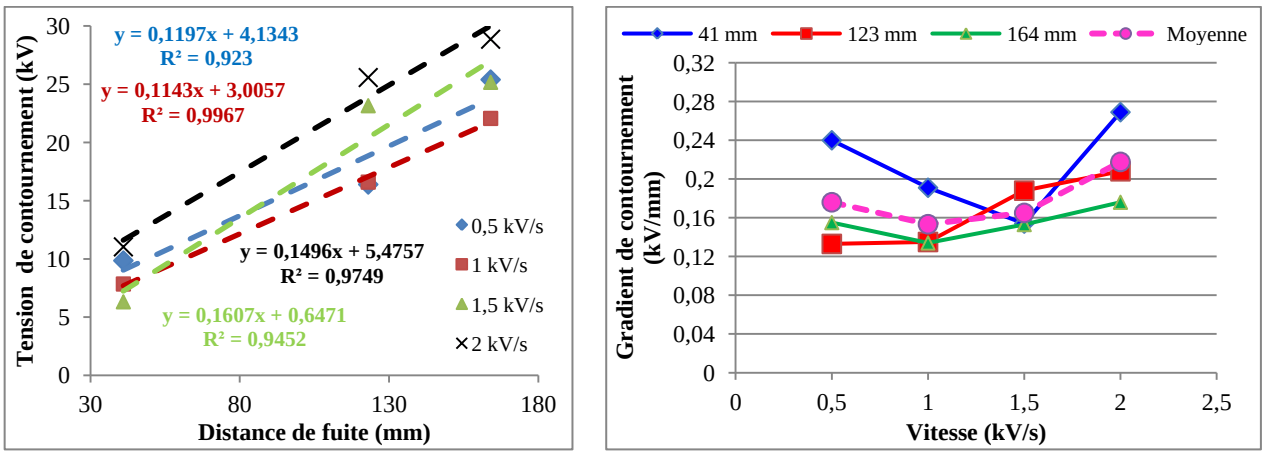


(b)

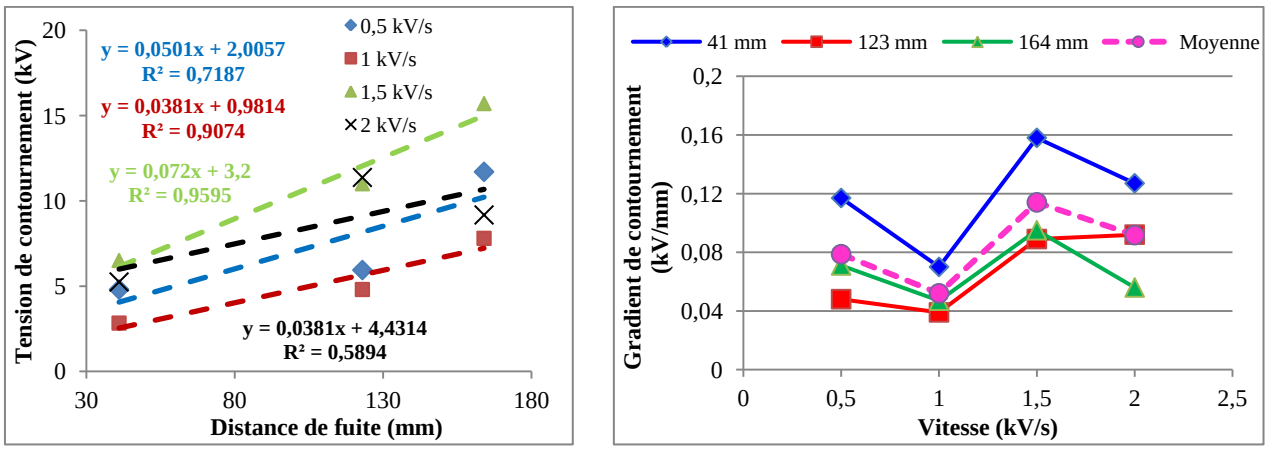


(c)

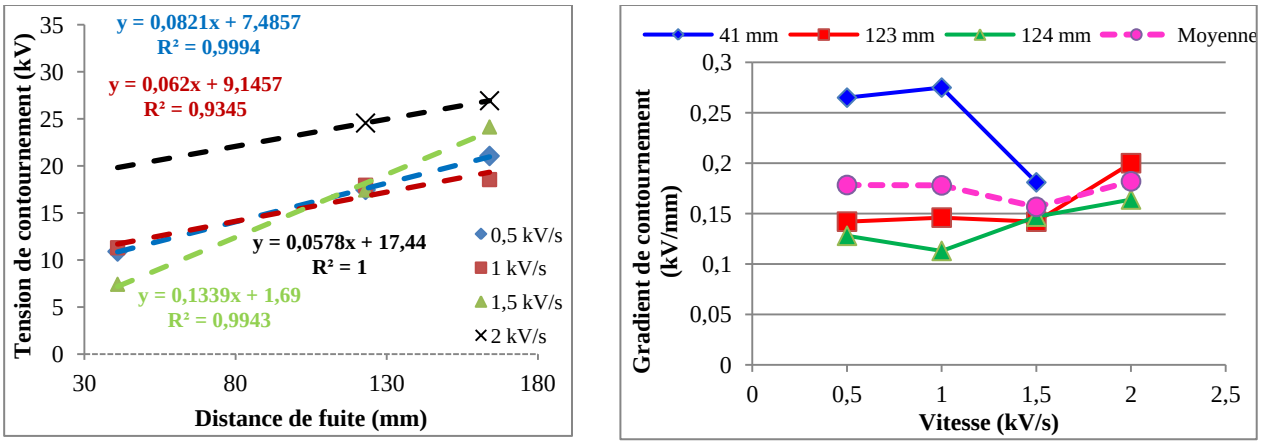
Figure 117*. Tension (à gauche) et gradient (à droite) de contournement en fonction de la distance de fuite et de la vitesse d'augmentation de la tension sous brouillard humide (σ = 0,06 mS/cm), (a) PA6/50, (b) PPS/65 et (c) PEHD.*



(a)

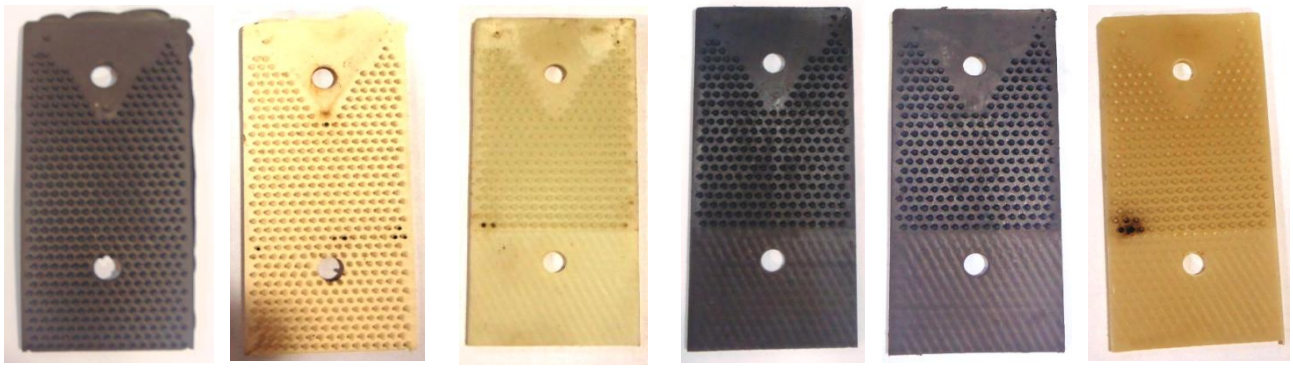


(b)

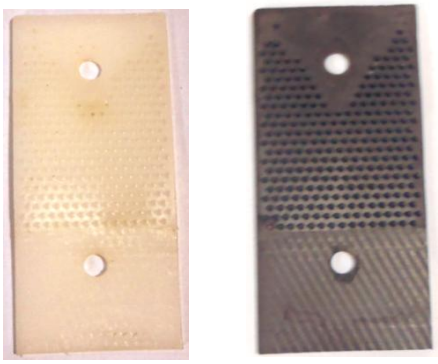


(c)

***Figure 118**. Tension (à gauche) et gradient (à droite de contournement en fonction de la distance de fuite et de la vitesse d'augmentation de la tension en atmosphère saline (σ = (16 ± 2) mS/cm), (a) PA6/50, (b) PPS/65 et (c) PEHD.*

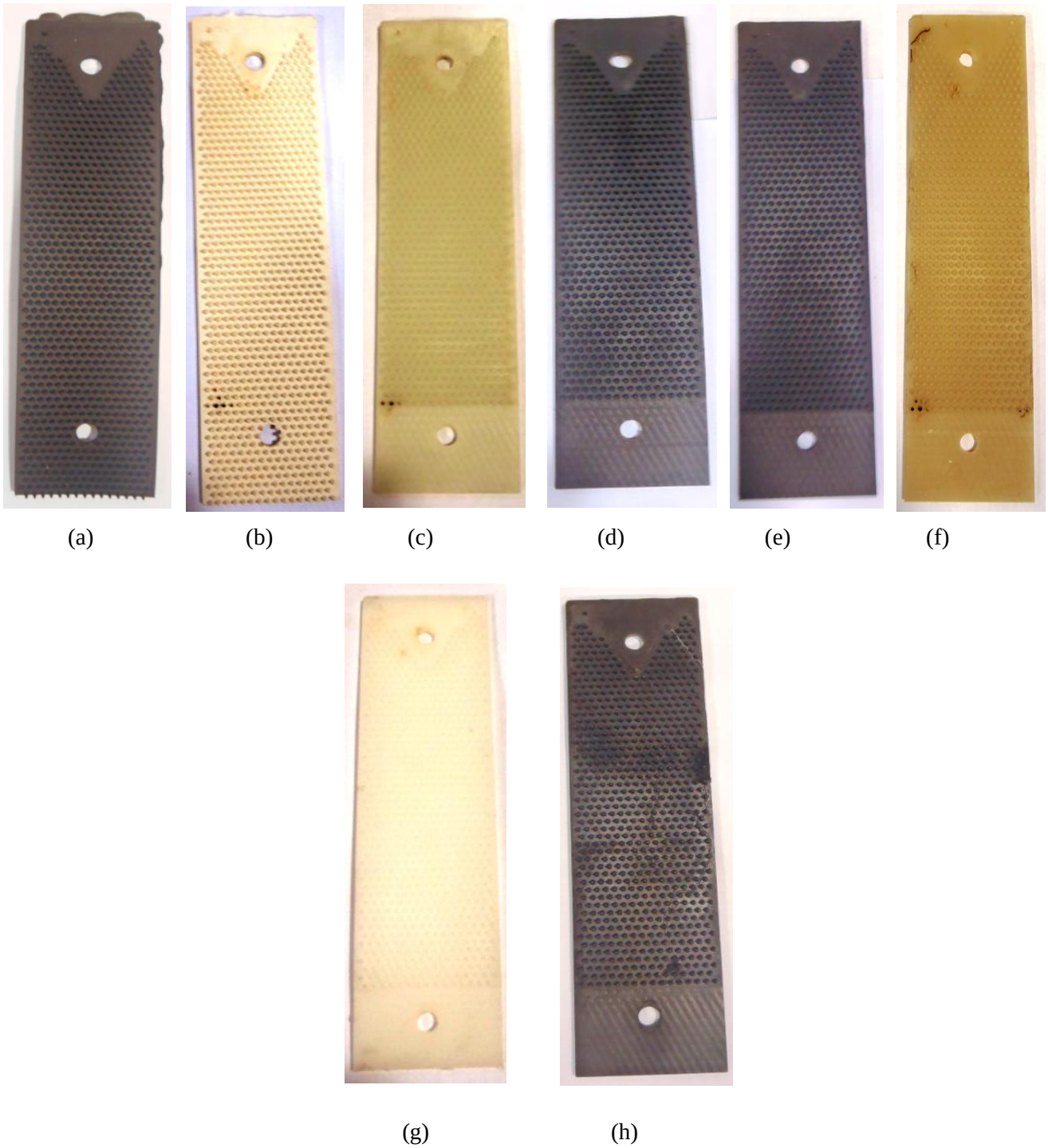


(a) (b) (c) (d) (e) (f)



(g) (h)

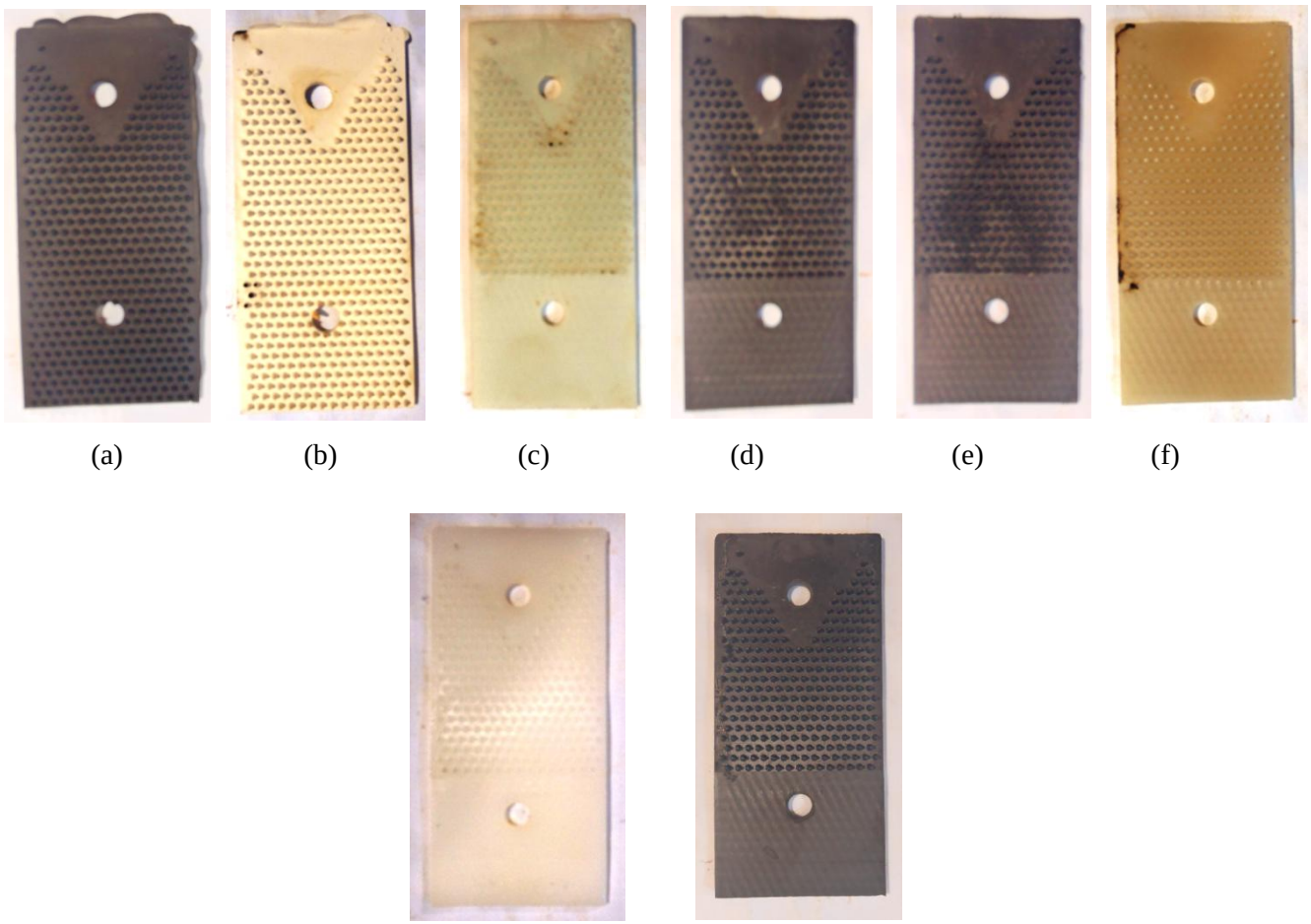
***Figure 119**. Illustration des dégradations occasionnées sur des surfaces texturées de matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) et une vitesse de 1 kV/s (distance de fuite 41 mm), (a) EPDM, (b)EPDM V0, (c) PARA-50 (d) PA 6/50, (e) PA 66/50, (f) PC/40, (g) PEHD et (h) PPS/65.*



(a) (b) (c) (d) (e) (f)

(g) (h)

***Figure 120**. Illustration des dégradations occasionnées sur des surfaces texturées de matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) et une vitesse de 1 kV/s (distance de fuite 123 mm), (a) EPDM, (b)EPDM V0, (c) PARA-50, (d) PA 6/50, (e) PA 66/50, (f) PC/40, (g) PEHD et (h) PPS/65.*



(a) (b) (c) (d) (e) (f)

(g) (h)

Figure 121*. Illustration des dégradations occasionnées sur des surfaces texturées de matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) et une vitesse de 1 kV/s (distance de fuite 41 mm), (a) EPDM, (b)EPDM V0, (c) PARA-50, (d) PA 6/50,(e) PA 66/50, (f) PC/40, (g) PEHD et (h) PPS/65.*

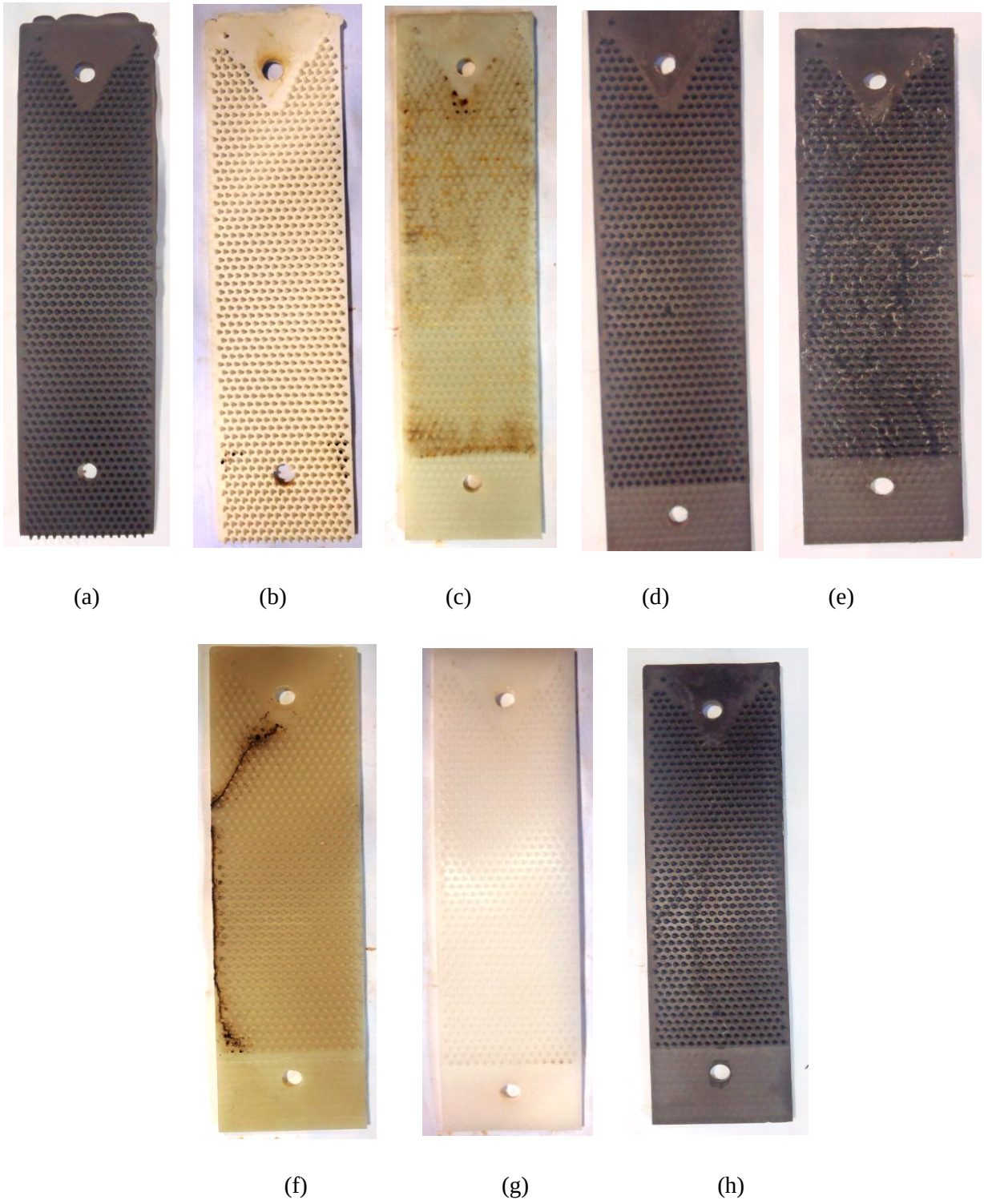


***Figure 122**. Illustration des dégradations occasionnées sur des surfaces texturées de matériaux polymères après une série de 10 contournements en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) et une vitesse de 1 kV/s (distance de fuite 123 mm), (a) EPDM, (b)EPDM V0, (c) PARA-50, (d) PA 6/50, (e) PA 66/50, (f) PC/40, (g) PEHD et (h) PPS/65.*

8.1.3. Performances des polymères

8.1.3.1. Surfaces planes

Afin de comparer les caractéristiques de contournement de nos différents matériaux par rapport au polyamide 6/50 (qui est le constituant principal du connecteur à perforation), nous avons calculé un pourcentage relatif d'augmentation ou de diminution de la tension de contournement pour évaluer les performances des divers matériaux polymères et en sélectionner le meilleur. Les figures 123, 124 et 125 montrent les différents pourcentages des matériaux polymères calculés par rapport aux valeurs de contournement du polyamide PA6/50 à sec, en milieu humide et en présence de brouillard salin respectivement.

En figure 123 (a, b, c et d), les performances des différents matériaux polymères pour les distances de fuite 41 mm et 123 mm sont inférieures à celles du polyamide PA6/50. Cela montre que le polyamide possède de très bonnes propriétés à l'état sec par rapport aux résines époxydes cyclo-aliphatiques. Nous pouvons également déduire que le PPS/65 et le PC/40 sont les deux polymères qui possèdent les plus faibles propriétés d'isolation superficielles.

En présence de brouillard humide (Fig. 124 a, b, c et d), les propriétés du polyamide PA6/50 sont très inférieures à celles affichées par les résines cyclo-aliphatiques hydrophobes (HCEP CY5622, XB5957) et ordinaires (CEP CY184, XB5918), quelques thermoplastiques (PARA-50, PEHD et PA66/50) et les élastomères EPDM. Ces performances sont d'autant plus grandes pour les résines époxydes et les élastomères EPDM en présence de brouillard salin comme le montre la figure 125 (a, b et c). A titre d'exemple, cette augmentation des caractéristiques de contournement pour les résines époxydes hydrophobes dépasse celle du PA6/50 à hauteur de 30% avec des dégradations superficielles quasiment nulles pour les polymères époxydes.

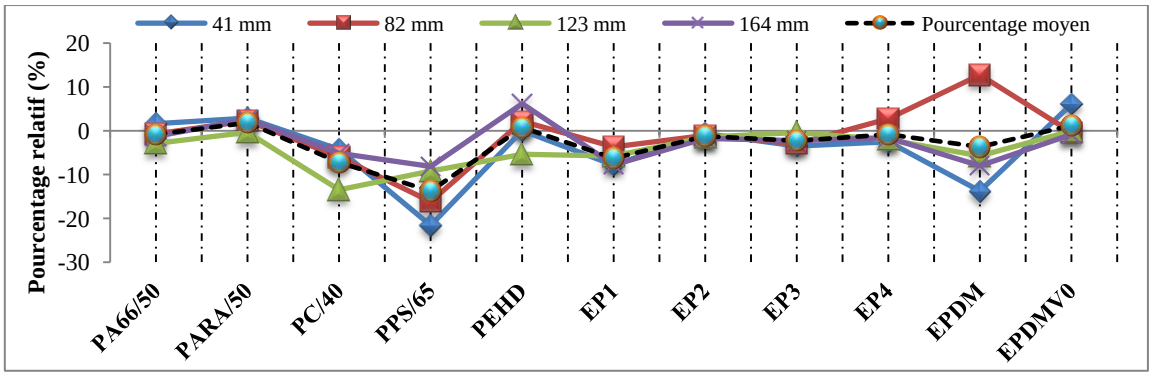
Cependant, ces performances dépendent de la vitesse d'augmentation de la tension pour tous les matériaux mais la tendance générale est préservée, c'est à dire les résines époxydes restent les plus résistantes aux décharges partielles dans les deux environnements humide et salin.

De façon plus générale, nous observons que les valeurs du pourcentage relatif de contournement dans le cas sec (Fig. 123 a, b, c et d) sont relativement proches en comparant les différentes distances de fuite (41, 82, 123 et 164 mm). Cependant, la vitesse d'augmentation de la tension influence la répartition de ces valeurs pour les distances de fuite et pour les polymères testés. Ces pourcentages ont des valeurs quasi-identiques pour 0.5kV/s, ce qui montre que le calcul reste plus approprié pour cette vitesse et lorsque la distance de fuite L_f > 41mm. En effet, les pourcentages pour 1 kV/s restent trop élevés pour L_f = *123mm* et le sont encore plus pour une vitesse égale à 2kV/s.

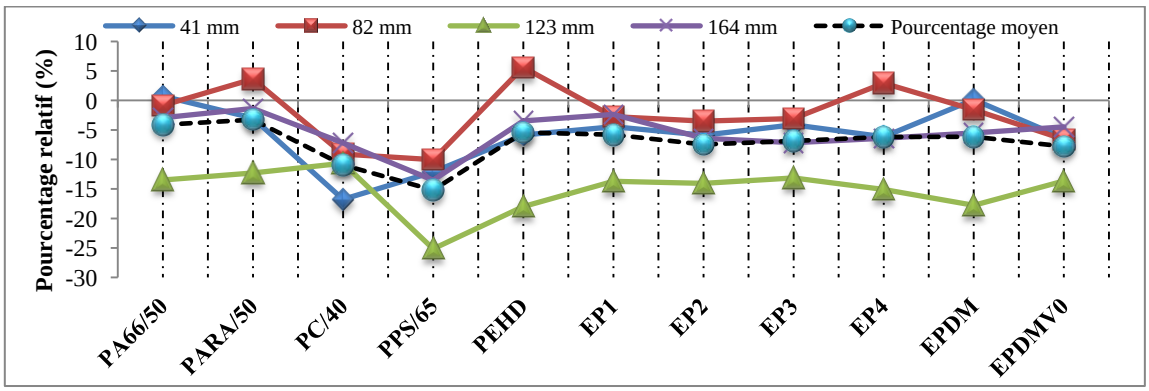
Pour le cas du brouillard humide (Fig. 124), les pourcentages relatifs de chaque matériau restent très écartés avec l'augmentation de la ligne de fuite pour des vitesses comprises entre 0.5 et 1.5 kV/s et deviennent plus proche pour une vitesse égale à 2kV/s. Nous constatons que les résines époxydes (EP1, EP2, EP3 et EP4) ainsi que le PEHD montrent les plus gros pourcentages, le PC/40 et le PPS-65 représentent les matériaux à très faibles performances et les élastomères EPDM (EPDM et EPDMV0) représentent des polymères à performances intermédiaires.

Pour le brouillard salin (Fig. 125), les valeurs des pourcentages deviennent proches lorsque la vitesse d'accroissement de la tension est supérieure ou égale à 1.5 kV/s. Ainsi, nous observons que les élastomères EPDM présentent les meilleures performances et sont suivis de près par les résines époxydes et le PEHD ; le PC-40 et le PPS-65 sont les polymères à faibles performances au vu des pourcentages négatifs.

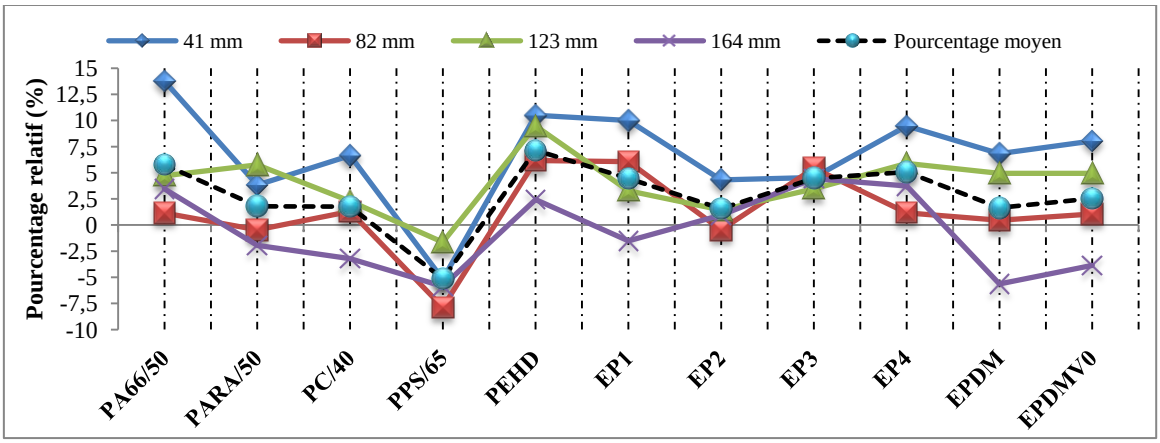
Par conséquent, la distance de fuite optimale à choisir pour obtenir des valeurs de pourcentages correctes pour les deux types de pollution et pour les vitesses étudiées est $41mm < L_f < 123mm$.



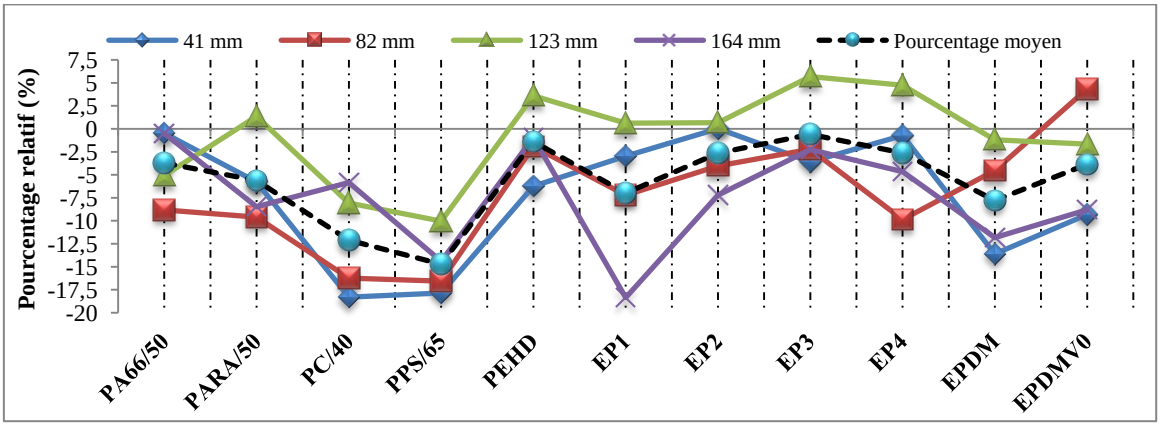
(a)



(b)

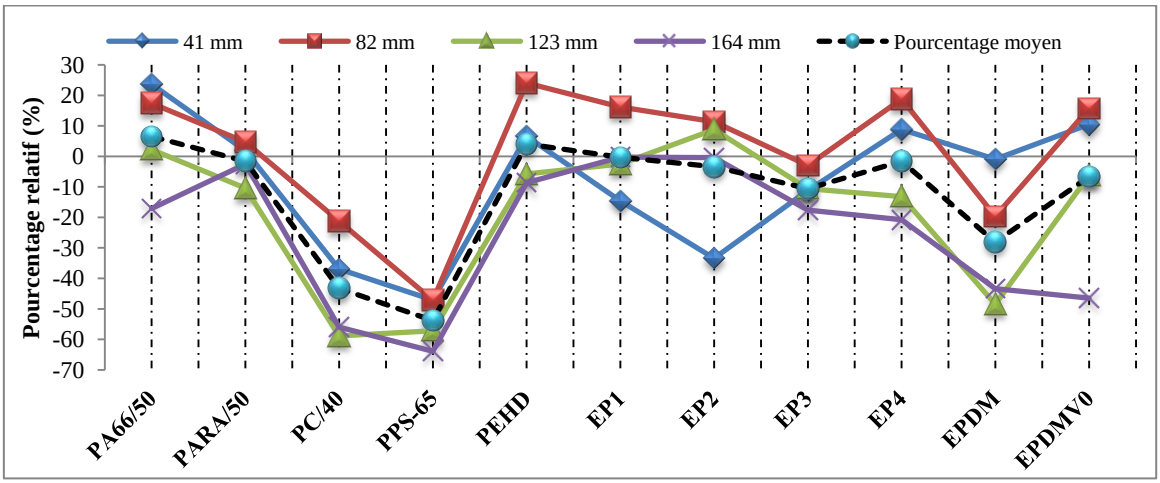


(c)

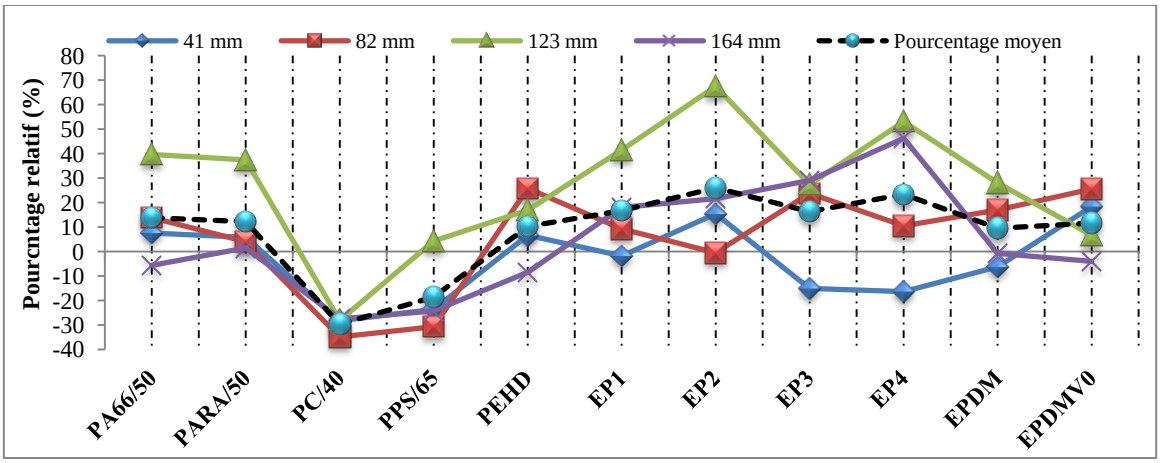


(d)

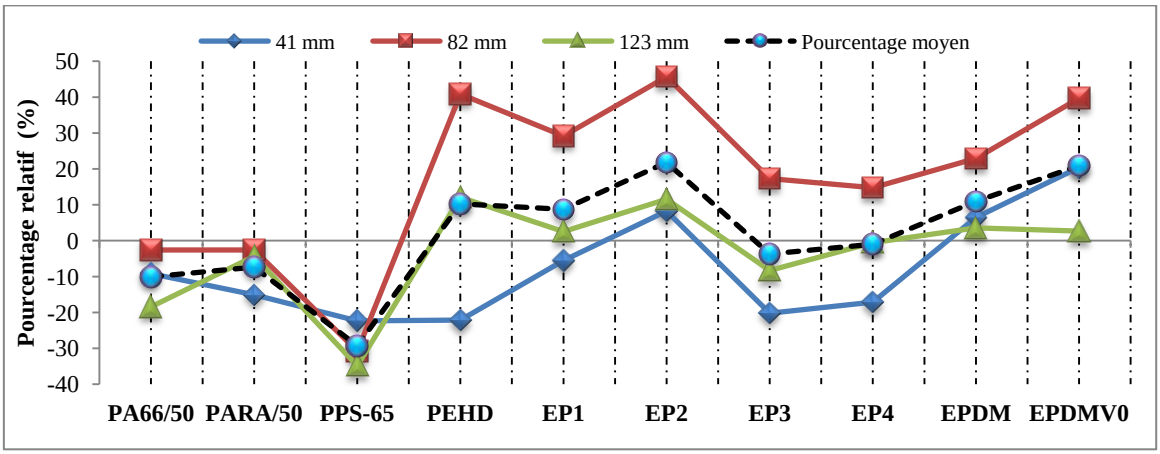
***Figure 123**.Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif d'augmentation ou de diminution de la tension de contournement à sec par rapport au polyamide 6/50 pour différents polymères, (a) 0.5 kV/s, (b) 1 kV/s, 2kV/s et 5kV/s.*



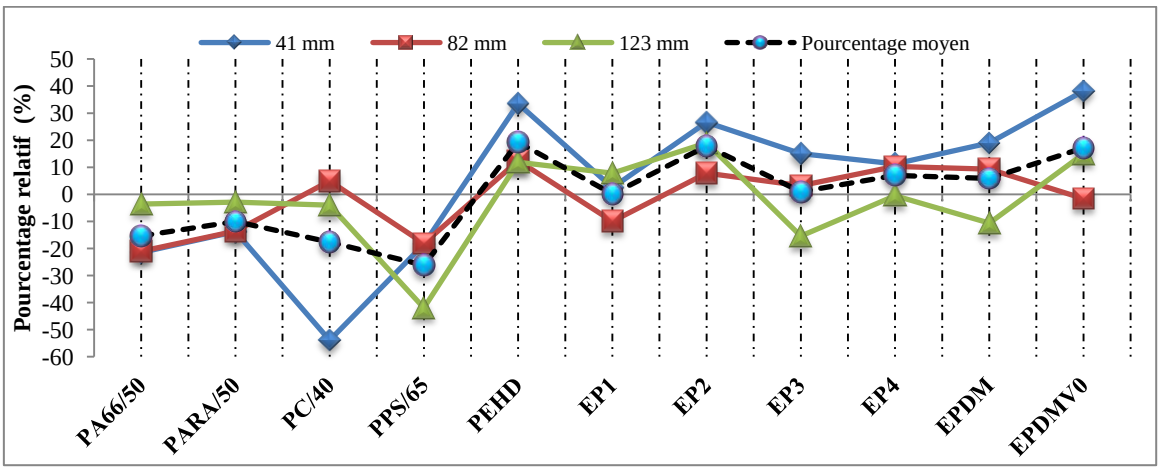
(a)



(b)

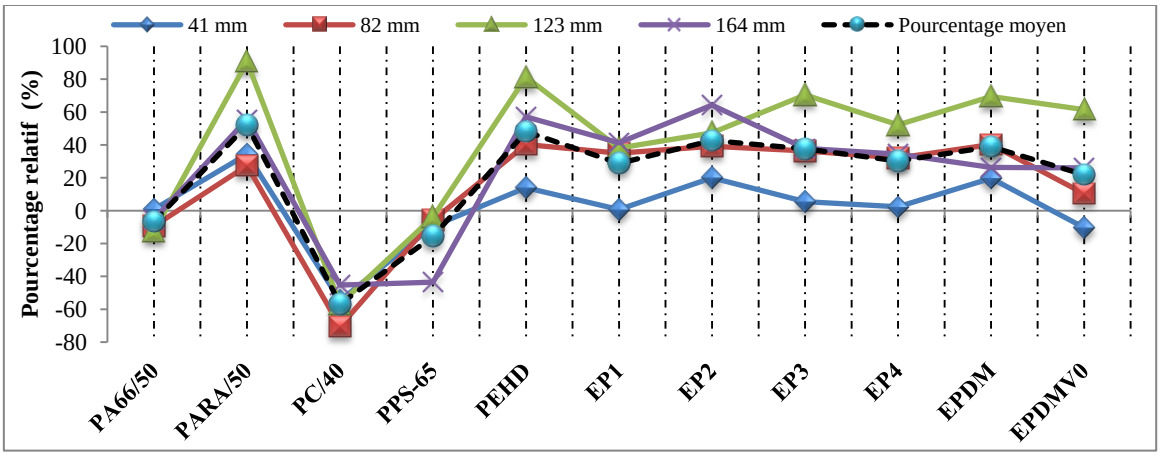


(c)

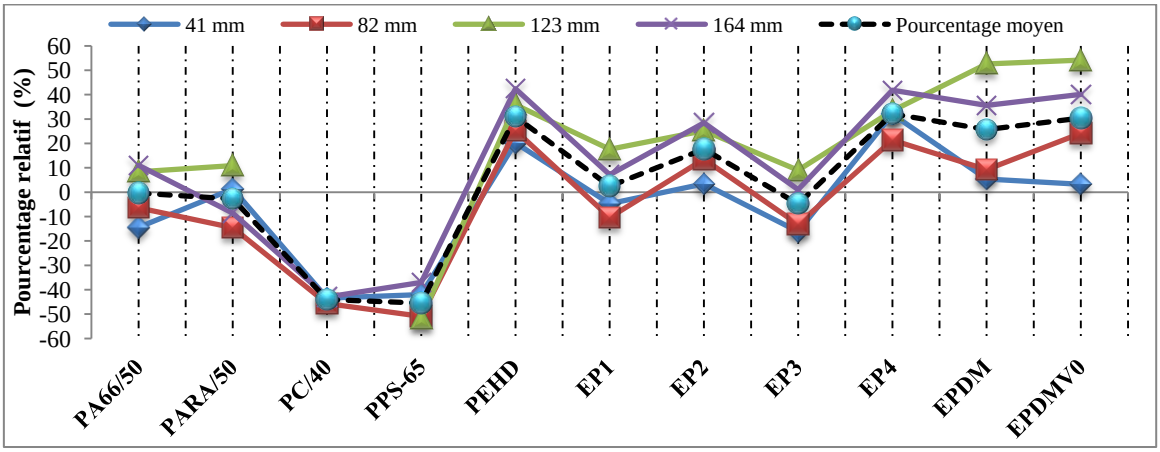


(d)

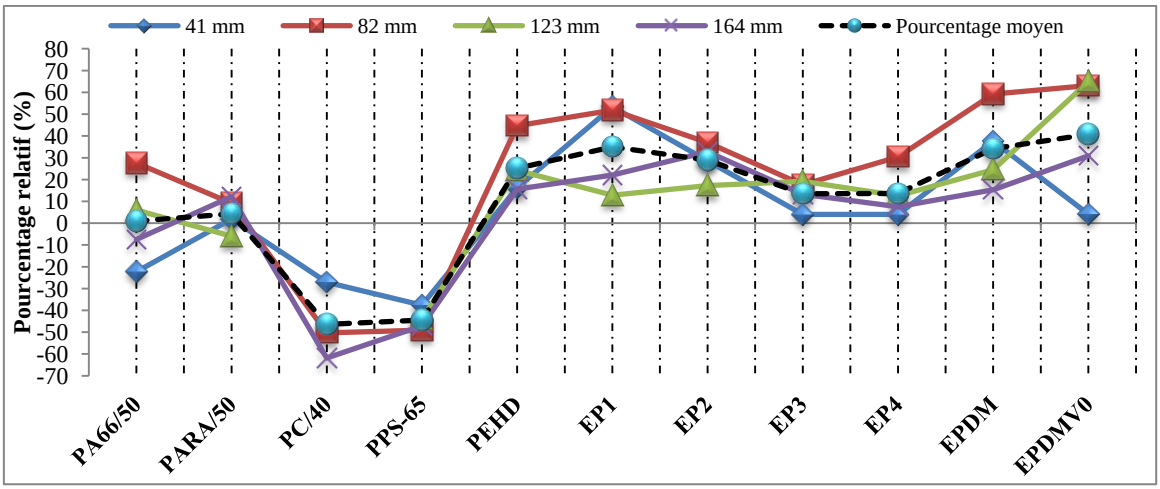
***Figure 124**. Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif d'augmentation ou de diminution de la tension de contournement, en présence de brouillard humide (σ=0,06 mS/cm), par rapport au polyamide 6/50 pour différents polymères, (a) 0.5 kV/s, (b) 1 kV/s, (c) 1.5 kV/s et (d) 2 kV/s.*



(a)



(b)



(c)

***Figure 125**. Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif d'augmentation ou de diminution de la tension de contournement, en présence de brouillard salin (σ= (16 ±2) mS/cm), par rapport au polyamide 6/50 pour différents polymères, (a) 0.5 kV/s, (b) 1 kV/s et (c) 1.5 kV/s*

8.1.3.2. Surfaces texturées

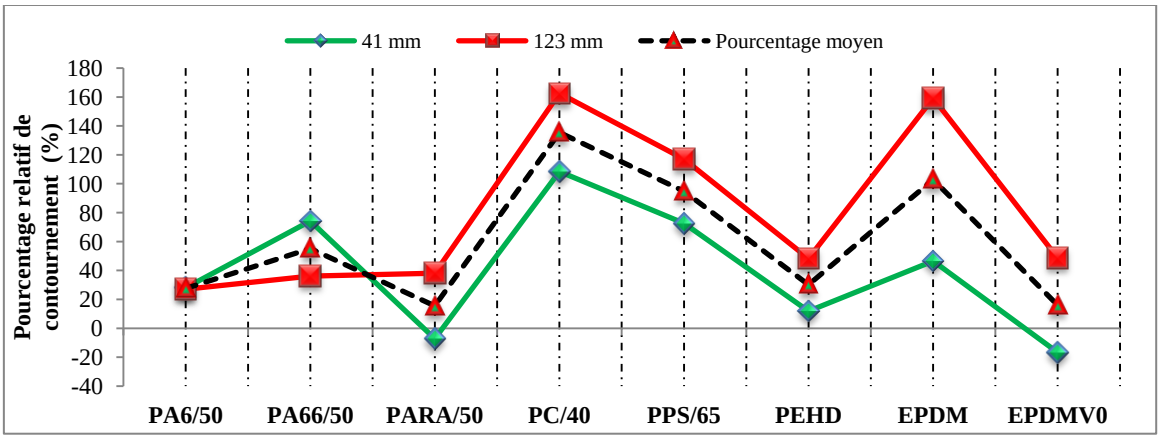
Précédemment, nous avons pu observer que les matériaux à surface texturées présentaient des propriétés isolantes bien supérieures à celles des surfaces planes et plus spécifiquement en présence d'humidité. La figure 126 (a, b et c) présente les pourcentages d'augmentation de la tension de contournement par rapport aux surfaces planes en présence de brouillard humide.

Il est clair que les performances des surfaces texturées sont bien meilleures que celles des surfaces planes en présence du brouillard humide (Fig. 126(a)). Nous enregistrons une augmentation de la tension de contournement de plus de 20% au minimum pour tous les matériaux polymères : le polyamide PA6/50, le PA66/50 et le PARA-50 avoisinent 30%, le PPS et l'EPDMV0 affichent près de 40% et le plus gros pourcentage est attribué au polycarbonate avec 97% et à l'EPDM avec 60%. Le PEHD ne montre pas d'augmentation significative pour la distance 41mm, ce qui n'est pas le cas pour la distance de fuite 123 mm. Nous remarquons également que l'augmentation de la distance de fuite augmente les performances de contournement de la plupart des polymères (sauf pour le PA66-50). Toutefois, l'effet de l'augmentation de distance de fuite atténue les performances de matériaux lorsque la vitesse d'accroissement de la tension augmente à partir de 1kV/s (Fig. 126(b)) sauf pour le PPS-65, le PEHD et l'EPDM (Fig. 126(c)).

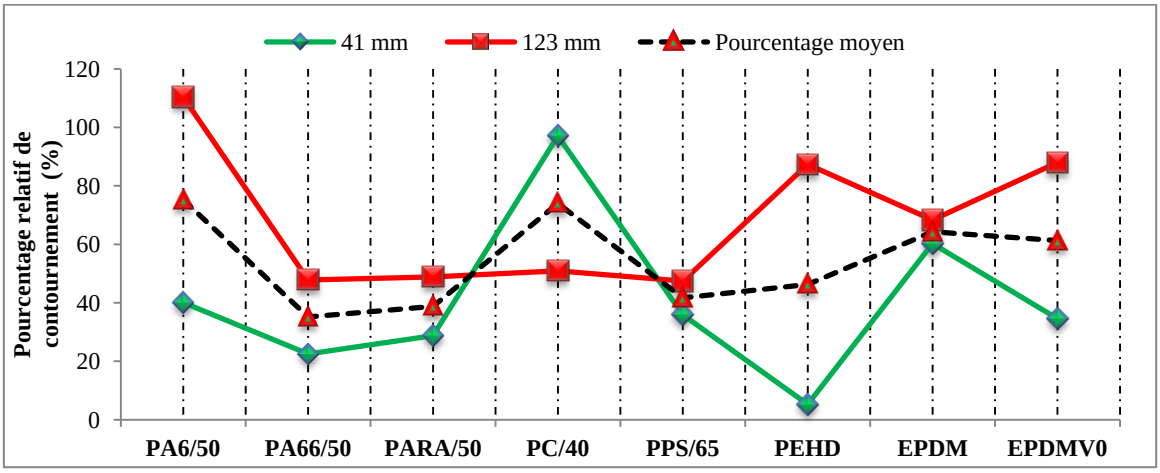
Pour le brouillard salin, la figure 127(a) montre que le PA6/50, le PA66/50 et le PC-40 texturés ont des propriétés améliorées de 30% suivis de près par le PARA-50 avec 24,11 % à 41mm (ce qui n'est pas le cas pour les distances de fuite 123 et 164 mm pour le PARA-50). Nous remarquons que l'augmentation de la vitesse d'accroissement de la tension augmente visiblement le pourcentage relatif de contournement de la plupart des polymères pour toutes les distances de fuite comme illustré par la courbe de pourcentage moyen (Fig. 127 a, b et c).

Par conséquent, nos expériences montrent que le profil texturé n'augmente pas systématiquement les propriétés diélectriques des matériaux polymères et que son utilisation dépend du type de matériau et de l'environnement que l'accessoire électrique pourra rencontrer durant son cycle de vie. Cependant, nous pouvons dire que le profil texturé présente de bien meilleures propriétés de contournement par rapport aux surfaces planes en présence de brouillard humide ou salin.

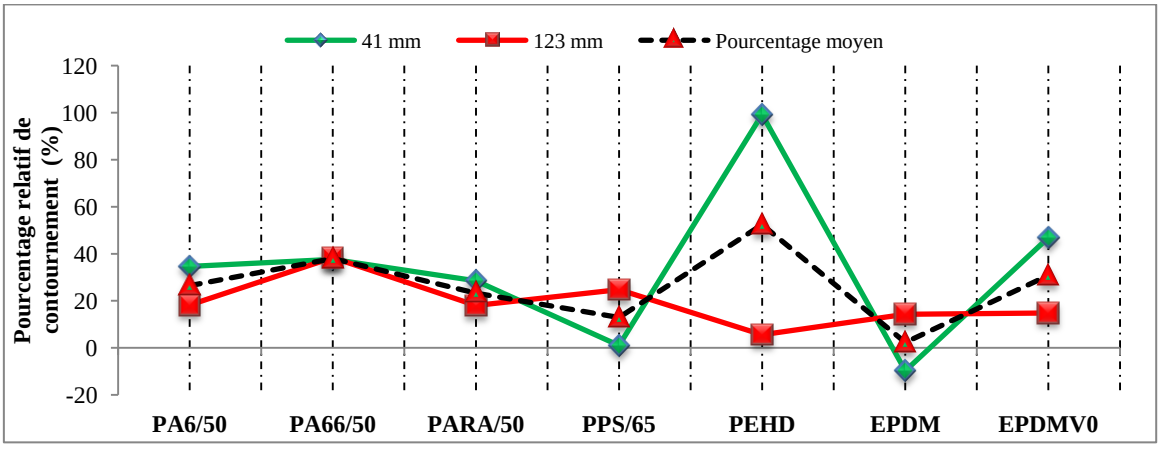
Par conséquent, la distance de fuite optimale à choisir pour les surfaces texturées et permettant d'obtenir des valeurs correctes de pourcentage pour l'évaluation des performances des matériaux est telle que $41\ mm < L_f < 123\ mm$; ce résultat est similaire à celui obtenu sur les surfaces planes.



(a)

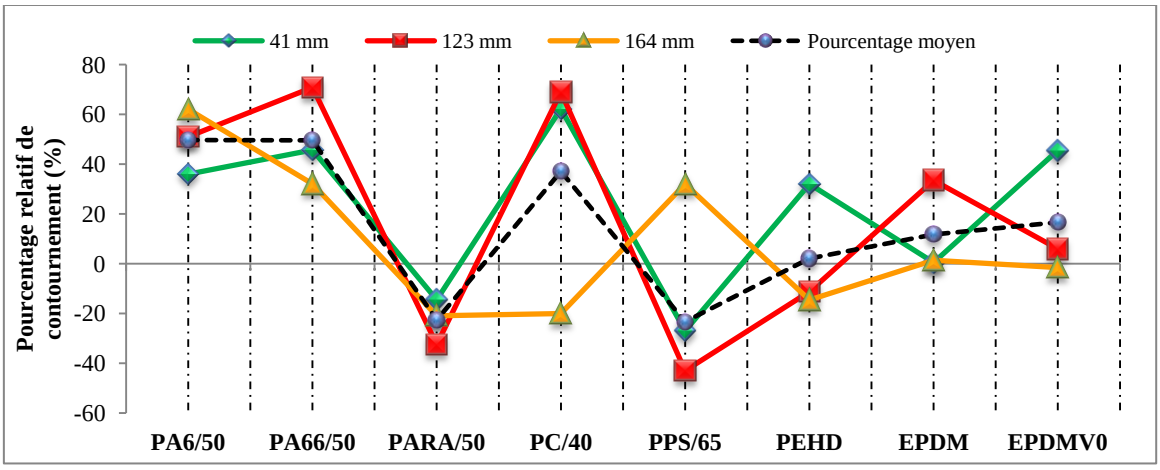


(b)

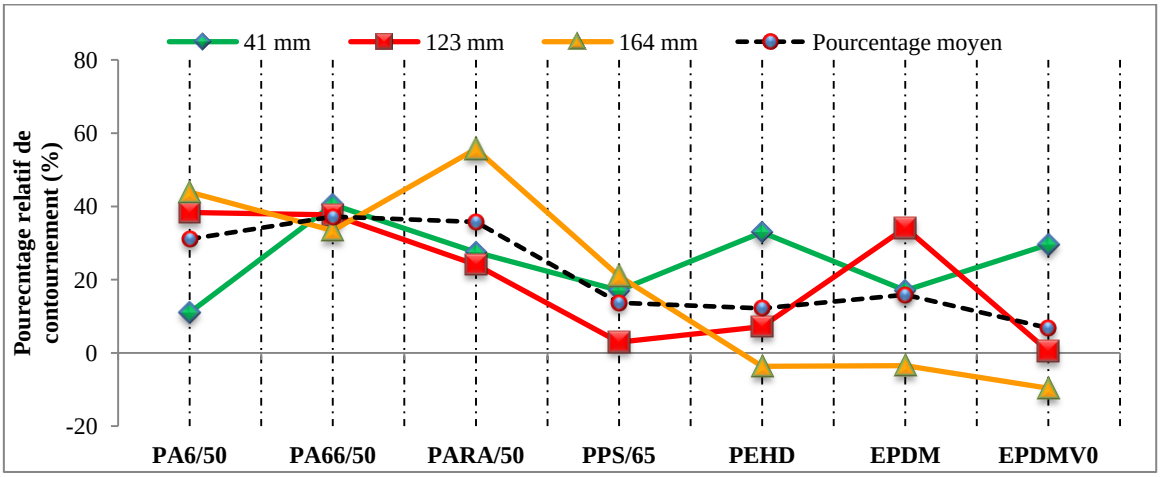


(c)

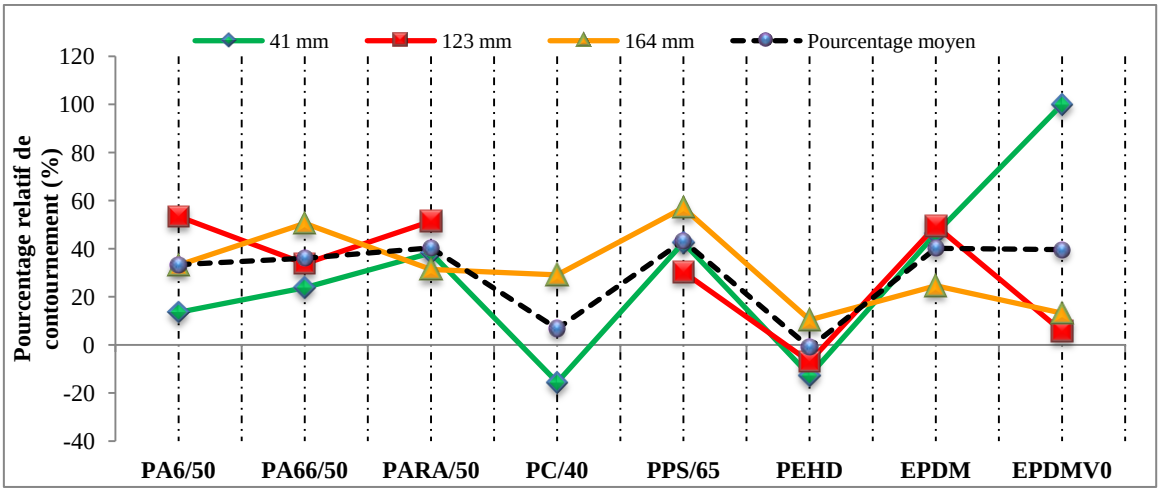
***Figure 126**. Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif de contournement des surfaces texturées par rapport aux surfaces planes de plusieurs polymères en présence de brouillard humide σ= 0.06 mS/cm, (a) 0.5 kV/s, (b) 1kV/s et (c) 1.5 kV/s.*



(a)



(b)



(c)

***Figure 127**. Influence de la distance de fuite sur le pourcentage relatif de contournement des surfaces texturées par rapport aux surfaces planes en présence de brouillard salin σ= (16 ± 2) mS/cm, (a) 0.5 kV/s, (b) 1kV/s et (c) 1.5 kV/s.*

8.1.4. Influence de la conductivité sur le gradient de contournement

Suite aux nombreux essais de contournement effectués en brouillard humide et en brouillard salin, nous constatons que le gradient de contournement diminue lorsque la conductivité de la solution pulvérisée augmente. Selon plusieurs auteurs [188-191], des modélisations mathématiques de type '*puissance*' peuvent être représentatives de la variation du gradient de contournement (kV/mm) en fonction de la conductivité volumique (σ (mS/cm)) de la solution pulvérisée comme suit (équation 7) :

$$\boldsymbol{U_m/d = A' * \sigma^{-a}} \quad (7)$$

Dans l'équation (7), *A'* est un coefficient qui dépend de la forme, de la géométrie et du type de matériau ; *a* est un exposant qui caractérise l'influence de la conductivité volumique *σ* sur la tension de contournement moyenne des surface isolantes et *d* est la distance de fuite de l'isolateur considérée.

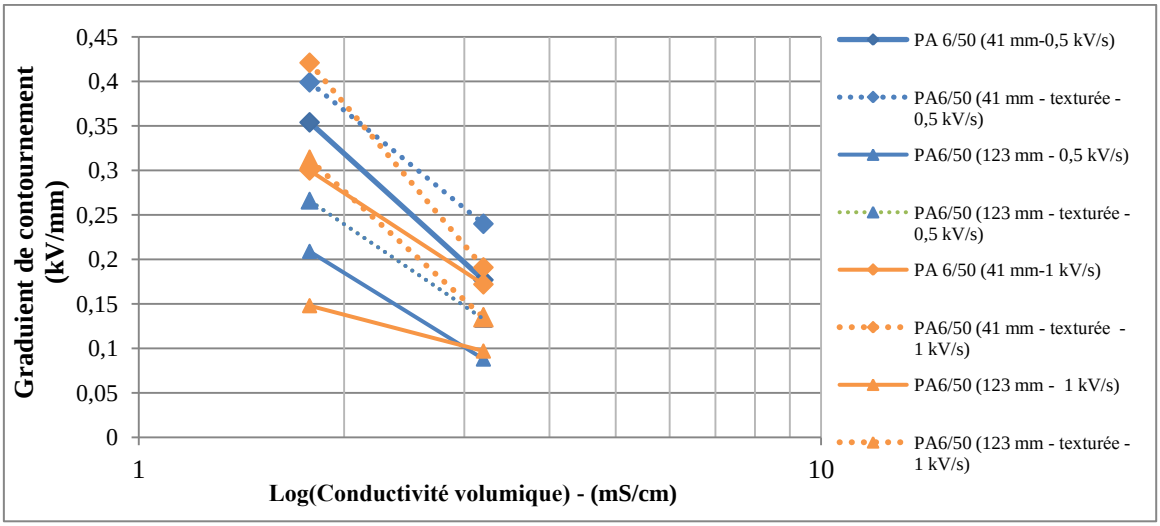
Il est également possible, en considérant la formule (7), d'établir une autre expression mathématique (équation 8) où le gradient de contournement dépend du logarithme (en base 10) de la conductivité volumique comme suit :

$$\boldsymbol{U_m/d = B * Log_{10}(\sigma) + b} \quad (8)$$

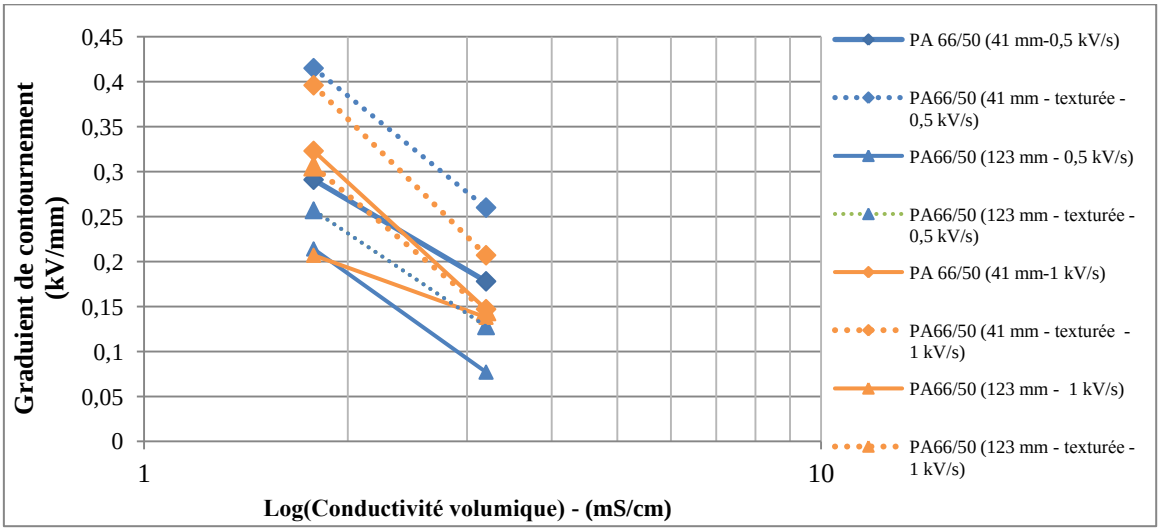
Nous avons eu recours à cette formulation puisque nous avons étudié deux environnements pollués dont les deux conductivités respectives sont très éloignées l'une de l'autre pour tenir compte de la variation importante de la tension de contournement dans ces deux milieux.

La figure 128 représente le gradient de contournement en fonction de la conductivité du brouillard pulvérisé sur les surfaces isolantes planes et texturées pour les distances de fuite 41 et 123 mm et deux vitesses de progression de la tension (0.5 et 1 kV/s). Nous remarquons que le gradient de contournement diminue fortement suite à l'augmentation de la conductivité volumique pour tous les matériaux polymères et indépendamment du type de surface (plane ou texturée). Nous constatons également que les matériaux texturés (PA6/50, PA66/50, PARA-50, PEHD, PC-40, PPS/65, EPDM et EPDM V0) ont des gradients de contournement beaucoup plus élevées que ceux des matériaux à surface planes et même que celles des résines époxydes. Cela montre que les protubérances ajoutées en surface participent à l'augmentation de la distance de fuite entre les deux électrodes. Toutefois, les matériaux thermoplastiques et élastomères texturés subissent plus facilement l'effet du vieillissement électrique suite aux arcs de contournement répétés (apparition

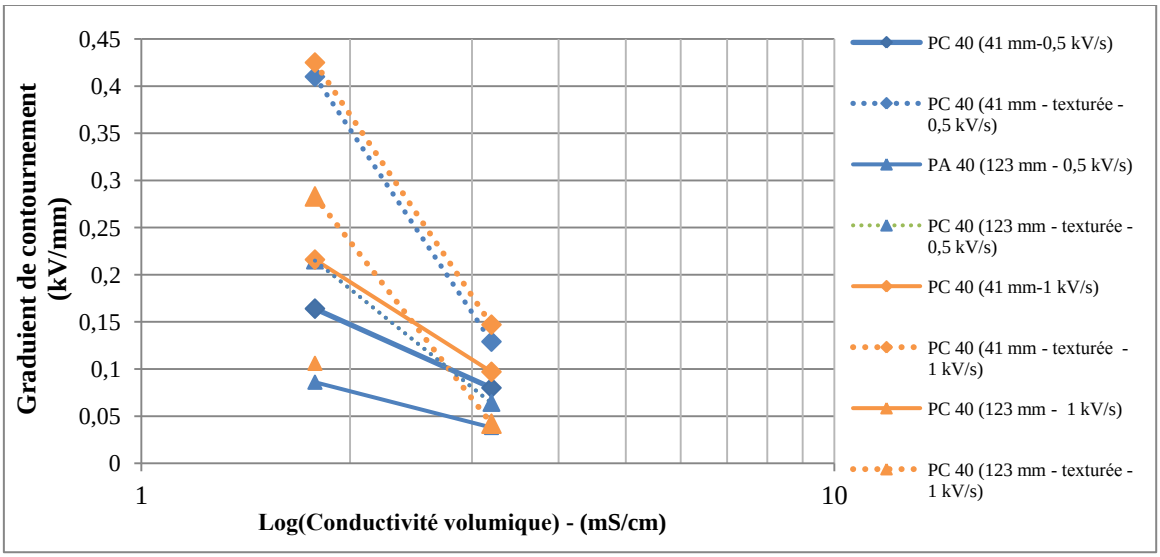
de quelques cheminements électriques en présence de brouillard salin) contrairement aux résines époxydes. Par rapport à des polymères à surface plane, les matériaux texturés présentent l'avantage d'être moins soumis à l'effet d'érosion et du cheminement électrique, ce qui indique leur aptitude à vieillir beaucoup plus lentement. Les valeurs des coefficients *B* et *b* sont données aux tableaux 14 et 15 pour tous les matériaux (surface plane ou texturée) et pour les deux distances de fuite 41 et 123mm respectivement.



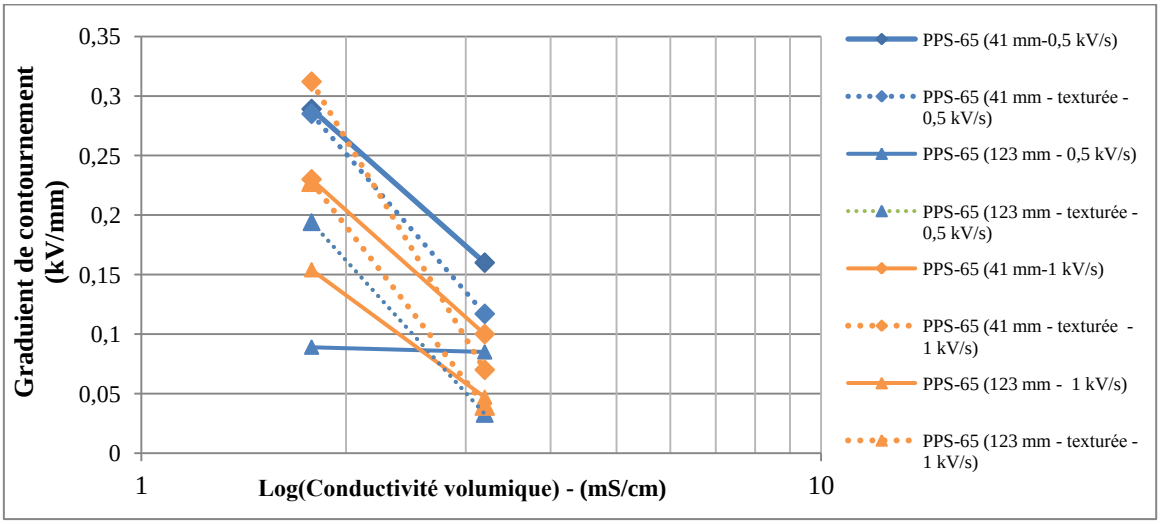
(a)



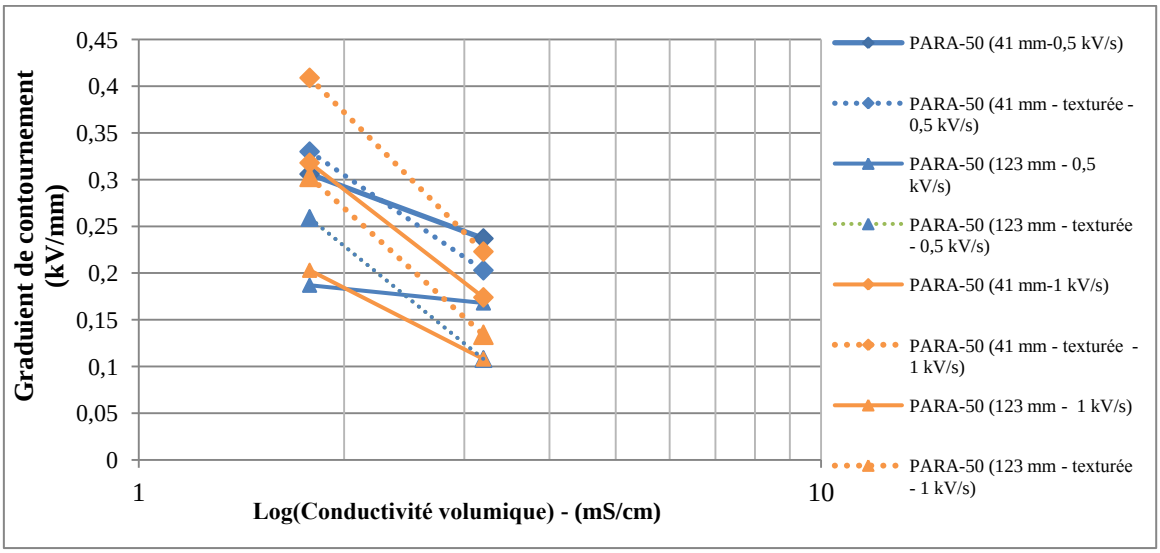
(b)


Graduient de contournement (kV/mm)
0,45
0,4
0,35
0,3
0,25
0,2
0,15
0,1
0,05
0
1
10
Log(Conductivité volumique) - (mS/cm)
PC 40 (41 mm-0,5 kV/s)
PC 40 (41 mm - texturée - 0,5 kV/s)
PA 40 (123 mm - 0,5 kV/s)
PC 40 (123 mm - texturée - 0,5 kV/s)
PC 40 (41 mm-1 kV/s)
PC 40 (41 mm - texturée - 1 kV/s)
PC 40 (123 mm - 1 kV/s)
PC 40 (123 mm - texturée - 1 kV/s)

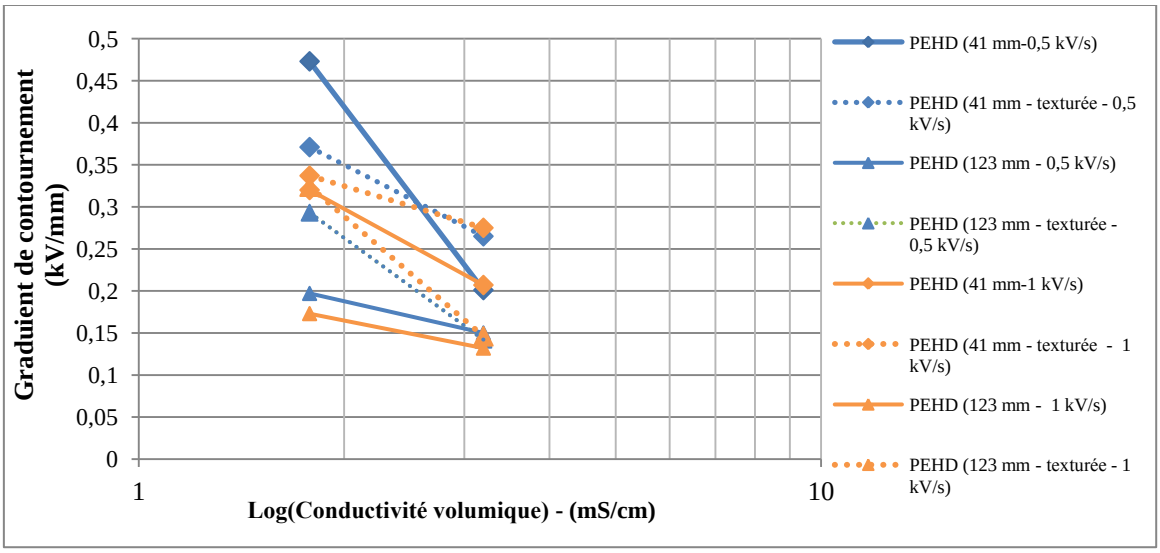
(c)


Graduient de contournement (kV/mm)
0,35
0,3
0,25
0,2
0,15
0,1
0,05
0
1
10
Log(Conductivité volumique) - (mS/cm)
PPS-65 (41 mm-0,5 kV/s)
PPS-65 (41 mm - texturée - 0,5 kV/s)
PPS-65 (123 mm - 0,5 kV/s)
PPS-65 (123 mm - texturée - 0,5 kV/s)
PPS-65 (41 mm-1 kV/s)
PPS-65 (41 mm - texturée - 1 kV/s)
PPS-65 (123 mm - 1 kV/s)
PPS-65 (123 mm - texturée - 1 kV/s)

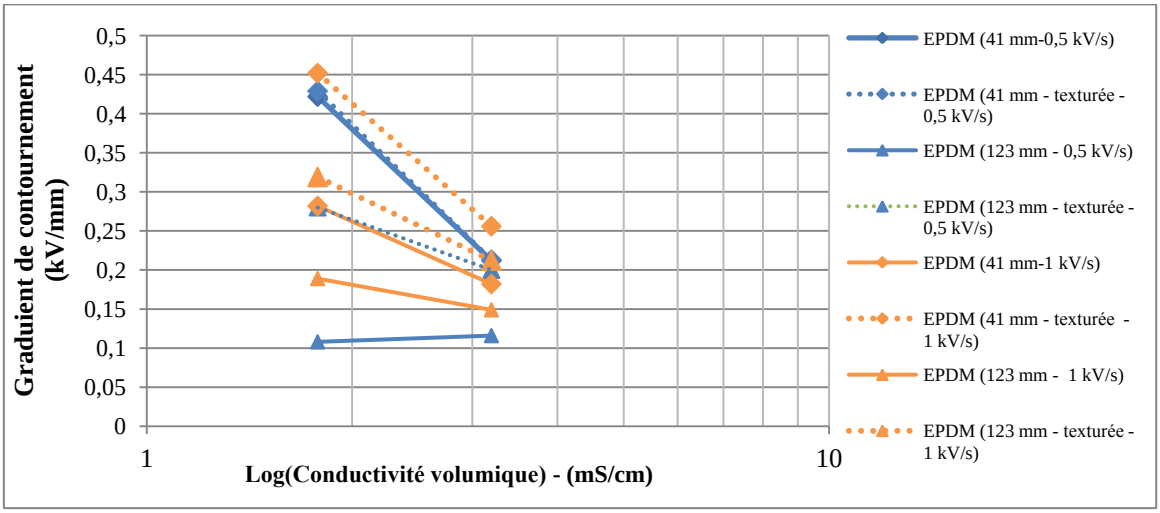
(d)


Graduient de contournement (kV/mm)
0,45
0,4
0,35
0,3
0,25
0,2
0,15
0,1
0,05
0
1
10
Log(Conductivité volumique) - (mS/cm)
PARA-50 (41 mm-0,5 kV/s)
PARA-50 (41 mm - texturée - 0,5 kV/s)
PARA-50 (123 mm - 0,5 kV/s)
PARA-50 (123 mm - texturée - 0,5 kV/s)
PARA-50 (41 mm-1 kV/s)
PARA-50 (41 mm - texturée - 1 kV/s)
PARA-50 (123 mm - 1 kV/s)
PARA-50 (123 mm - texturée - 1 kV/s)

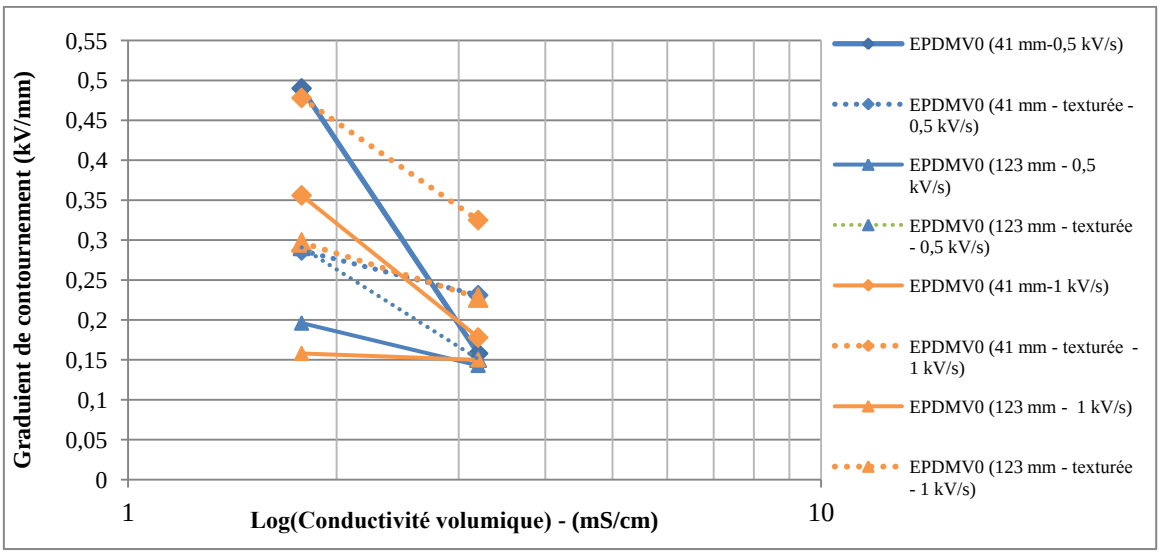
(e)


Graduient de contournement (kV/mm)
0,5
0,45
0,4
0,35
0,3
0,25
0,2
0,15
0,1
0,05
0
1
10
Log(Conductivité volumique) - (mS/cm)
PEHD (41 mm-0,5 kV/s)
PEHD (41 mm - texturée - 0,5 kV/s)
PEHD (123 mm - 0,5 kV/s)
PEHD (123 mm - texturée - 0,5 kV/s)
PEHD (41 mm-1 kV/s)
PEHD (41 mm - texturée - 1 kV/s)
PEHD (123 mm - 1 kV/s)
PEHD (123 mm - texturée - 1 kV/s)

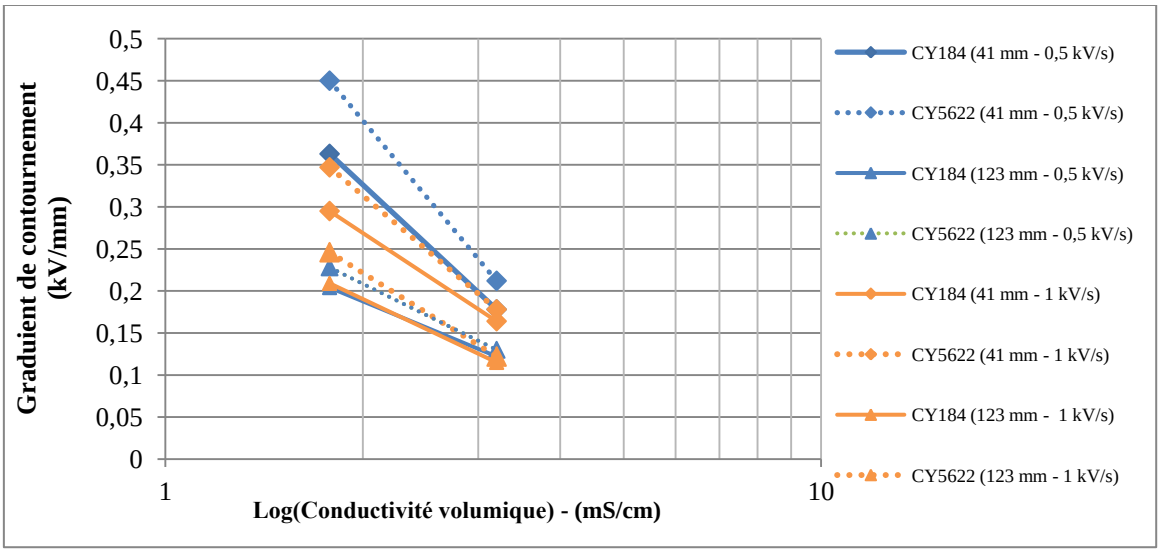
(f)


Graduient de contournement (kV/mm)
0,5
0,45
0,4
0,35
0,3
0,25
0,2
0,15
0,1
0,05
0
1
10
Log(Conductivité volumique) - (mS/cm)
EPDM (41 mm-0,5 kV/s)
EPDM (41 mm - texturée - 0,5 kV/s)
EPDM (123 mm - 0,5 kV/s)
EPDM (123 mm - texturée - 0,5 kV/s)
EPDM (41 mm-1 kV/s)
EPDM (41 mm - texturée - 1 kV/s)
EPDM (123 mm - 1 kV/s)
EPDM (123 mm - texturée - 1 kV/s)

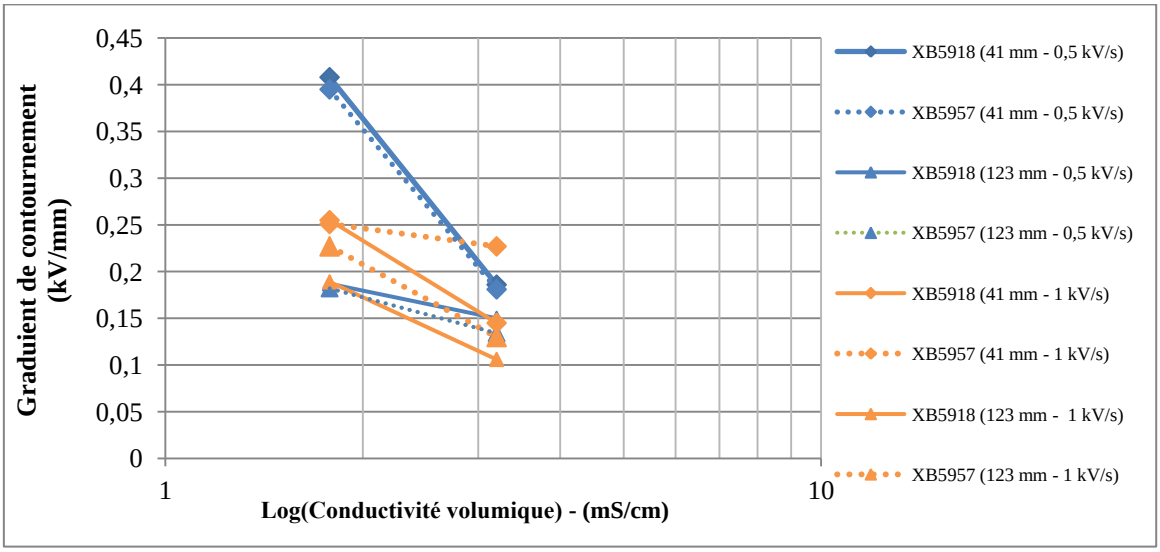
(g)


Graduient de contournement (kV/mm)
0,55
0,5
0,45
0,4
0,35
0,3
0,25
0,2
0,15
0,1
0,05
0
1
10
Log(Conductivité volumique) - (mS/cm)
EPDMV0 (41 mm-0,5 kV/s)
EPDMV0 (41 mm - texturée - 0,5 kV/s)
EPDMV0 (123 mm - 0,5 kV/s)
EPDMV0 (123 mm - texturée - 0,5 kV/s)
EPDMV0 (41 mm-1 kV/s)
EPDMV0 (41 mm - texturée - 1 kV/s)
EPDMV0 (123 mm - 1 kV/s)
EPDMV0 (123 mm - texturée - 1 kV/s)

(h)



(i)



(j)

Figure 128. *Influence de la conductivité volumique du brouillard sur le gradient de contournement de plusieurs polymères à surface plane et texturée en fonction de la distance de fuite et de la vitesse d'augmentation de la tension, (a) PA6-50, (b)PA66-50, (c) PC-40, (d) PPS-65, (e) PARA-50, (f) PEHD, (g) EPDM, (h) EPDMV0,(i) comparaison entre CEP CY184 (EP1) et HCEP CY5622 (EP2) et (j) comparaison entre CEP XB5918 (EP3) et HCEP XB5958 (EP4).*

	Matériau polymère	*B*	*b*
Surface plane	PA 6/50	*-3,7042*	*18,924*
	PA66/50	*-5,0775*	*22,298*
	PARA IXEF1022/50	*-4,1479*	*20,433*
	PC/40	*-3,4155*	*14,93*
	PPS/65	*-3,7465*	*16,089*
	PEHD	*-3,2746*	*18,089*
	EPDM	*-2,8944*	*31,73*
	EPDM V0	*-5,1338*	*23,728*
	CEP CY184 (EP1)	*-3,7817*	*18,841*
	HCEP CY5622 (EP2)	*-4,8732*	*22,904*
	CEP XB5918 (EP3)	*-3,1972*	*16,16*
	HCEP XB5957 (EP4)	*-0,6901*	*11,538*
Surface texturée	PA 6/50	*-6,6338*	*29,078*
	PA 66/50	*-5,4577*	*25,965*
	PARA IXEF1022/50	*-5,4014*	*26,415*
	PC/40	*-8,0282*	*31,73*
	PPS/65	*-7,0211*	*25,298*
	PEHD	*-8,0282*	*31,73*
	EPDM	*-5,6475*	*28,573*
	EPDM V0	*-4,4366*	*27,527*

Tableau 14. *Valeurs des coefficients B et b de la modélisation (tension de contournement moyenne – conductivité volumique) pour tous les matériaux (surface plane et texturée) et pour une distance de fuite égale à 41mm (vitesse 1 kV/s).*

	Matériau polymère	*B*	*b*
Surface plane	PA 6/50	*-4,3803*	*26,017*
	PA66/50	*-8,7606*	*41,034*
	PARA IXEF1022/50	*-8,2606*	*39,744*
	PC/40	/	/
	PPS/65	*-9,3169*	*35,584*
	PEHD	*-3,5211*	*27,568*
	EPDM	*-3,5352*	*29,623*
	EPDM V0	*-0,662*	*20,618*
	CEP CY184 (EP1)	*-8,2183*	*40,409*
	HCEP CY5622 (EP2)	*-10,761*	*49,464*
	CEP XB5918 (EP3)	*-7,1408*	*35,931*
	HCEP XB5957 (EP4)	*-8,3732*	*42,794*
Surface texturée	PA 6/50	*-15,303*	*65,569*
	PA 66/50	*-13,873*	*62,294*
	PARA IXEF1022/50	*-14,613*	*63,281*
	PC/40	*-20,937*	*72,117*
	PPS/65	*-16,345*	*57,104*
	PEHD	*-15,465*	*67,427*
	EPDM	*-9,3028*	*55,829*
	EPDM V0	*-5,9577*	*47,145*

Tableau 15. *Valeurs des coefficients B et b de la modélisation (tension de contournement moyenne – conductivité volumique) pour tous les matériaux (surface plane et texturée) et pour une distance de fuite égale à 123mm (vitesse 1 kV/s).*

8.2. Essais de décharges partielles

Dans un premier temps, nous commençons par présenter les résultats relatifs à l'influence du niveau de tension appliqué en surface du matériau et de la distance inter-électrodes sur l'amplitude maximale des décharges surfaciques. Puis, nous nous intéressons à l'influence de la durée d'exposition des matériaux polymères sur le comportement des décharges électriques. Les expérimentations sont réalisées dans les trois environnements (sec, brouillard humide et brouillard salin) pour visualiser l'effet du type d'atmosphère et de la conductivité sur la quantité de charges électriques en surface des polymères. L'objectif est d'élaborer une technique améliorée de caractérisation des matériaux par rapport au cheminement électrique (qui peut intervenir suite à un effet conséquent des décharges partielles) qui soit simple à mettre en œuvre et offre un résultat rapide et probant comparativement aux techniques décrites dans des normes telles que CEI 60587 [192], CEI 60109 [193] et ASTM D2303 [194]. Ces dernières imposent un temps d'exposition aux décharges électriques plus long et à des niveaux de tension relativement faibles.

8.2.1. Influence du rapport tension/distance de fuite

8.2.1.1. Surfaces planes

8.2.1.1.1. Atmosphère sèche

Les figures 129, 130 et 131 montrent l'amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères pour les distances de fuite 41, 82 et 123 mm respectivement en fonction du gradient de tension (kV/mm) ou rapport tension/distance de fuite.

Pour ce type de test, la tension est augmentée progressivement avec un pas de 2kV/s jusqu'à atteindre le palier souhaité ; les valeurs maximales de la quantité de charges sont ensuite relevées grâce à un détecteur de décharges partielles. Cet essai est effectué sur 3 éprouvettes.

En figure 129, nous remarquons que le niveau de tension maximale atteint est de 23 kV pour une distance de fuite égale à 41 mm (0.561 kV/mm). L'amplitude maximale des décharges partielles est relativement faible pour les matériaux époxydes (CEP CY184, CEP XB5918, HCEP CY5622 et HCEP XB5957) pour les niveaux de tension 15, 18, 20 et 23 kV (0.366, 0.439, 0.488 et 0.561 kV/mm respectivement). Une légère augmentation de l'amplitude des décharges pour la résine HCEP CY5622 est remarquable pour 12 kV (0.293 kV/mm). De plus, les résines HCEP CY5622 et XB5957 affichent la plus faible amplitude de décharges partielles à cause de leurs propriétés hydrophobes.

Les polymères thermoplastiques PC40 (polycarbonate) et PA66/50 (polyamide 66/50) affichent la

plus forte amplitude de décharges partielles pour tous les niveaux de tension. L'élastomère EPDM V0 affiche les mêmes performances que le polycarbonate et le polyamide 66/50.

Pour le niveau de tension 23 kV (0.561 kV/mm), nous pouvons constater que la quantité de charges électriques du polyamide est très élevée. Il en est de même pour le polycarbonate (PC/40) et le polysulfure de phénylène (PPS/65). Cela montre que l'activité des décharges partielles devient très instable indiquant une probabilité de contournement de plus en plus imminente.

Pour la distance de fuite D_c = 82mm (Fig. 130), nous remarquons que le niveau de tension qui permet l'enregistrement de la quantité de charges augmente de 15 kV ; cela donne plus d'indications sur l'évolution des décharges électriques en surface des matériaux isolants. Nous pouvons aisément noter que l'amplitude des décharges partielles est considérablement faible pour les matériaux époxydes HCEP CY5622 et la résine HCEP XB5957, et plus particulièrement pour ce dernier. Il en est de même pour les résines CEP CY184 et CEP XB5918 par rapport aux autres polymères avec une amplitude plus élevée que celle des deux résines époxydes HCEP. Notons également que la quantité de charges reste la plus forte pour le polyéthylène (PEHD), le polycarbonate (PC40), le polyamide 66 (PA66/50) et l'EPDMV0. La quantité de charges en surface du polyamide 6 (PA6/50) et de l'époxyde cyclo-aliphatique CEP CY184 reste la plus élevée à 40kV (0.488 kV/mm).

Pour la distance de fuite 123mm (Fig. 131), les différences entre la quantité de charges deviennent plus visibles pour les polymères. L'amplitude la plus élevée est enregistrée pour l'EPDMV0, le PA66-50 et le PC-40. Une amplitude intermédiaire est attribuée au PARA-50 et à l'EPDM. Les résines époxydes (EP1 et EP2) montrent la plus faible amplitude de décharges partielles.

Par conséquent, l'amplitude des DP en surface des matériaux devient plus spécifique à chaque matériau à partir de 82mm suivi d'un chevauchement avec la distance 123mm. Ainsi, une meilleure caractérisation des matériaux vis-à-vis des décharges partielles serait obtenue pour $41\ mm < L_f < 123\ mm$.

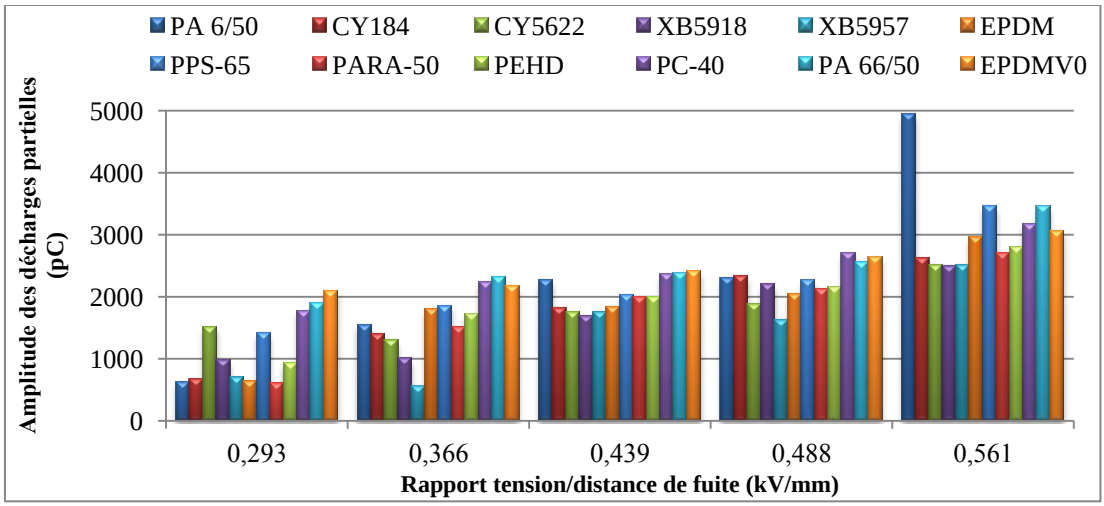


***Figure 129**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 41 mm).*

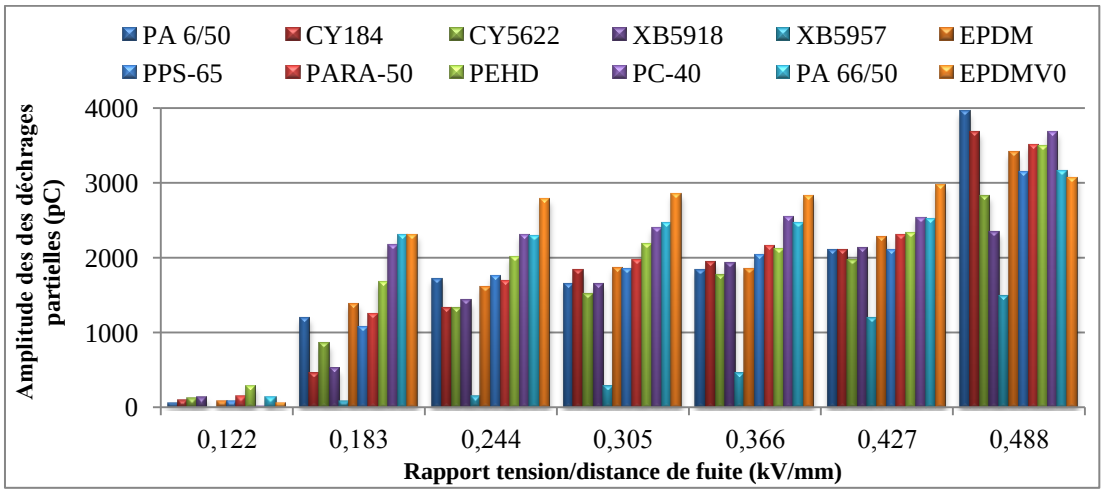


***Figure 130**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 82 mm).*

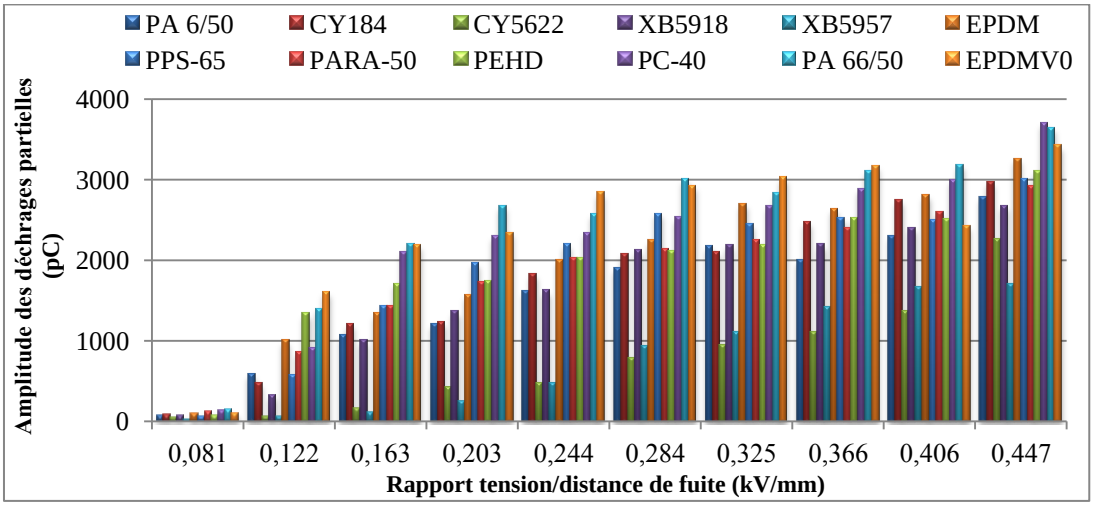


***Figure 131**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 123 mm).*

8.2.1.1.2. Atmosphère de brouillard humide

La figure 132 illustre le comportement de l'amplitude de la quantité de charges électriques en fonction du rapport *tension/distance de fuite* pour plusieurs polymères, en présence de brouillard humide de faible conductivité (σ= 0.06 mS/cm) et pour une distance de fuite égale à 123mm.

Nous remarquons que l'amplitude des DP est relativement moins élevée comparativement au cas sec mais que nous obtenons les mêmes résultats concernant le comportement des surfaces isolantes aux décharges partielles. En effet, les résines époxydes restent caractérisées par un plus faible niveau de charges électriques (et surtout pour les HCEPs); les matériaux thermoplastiques montrent une amplitude intermédiaires (sauf pour le PA6-50 à partir de 0.179 kV/mm) et les élastomères EPDM affichent une amplitude relativement élevée pour tous les rapports *tension/distance de fuite* (sauf à 0.146 kV/mm).

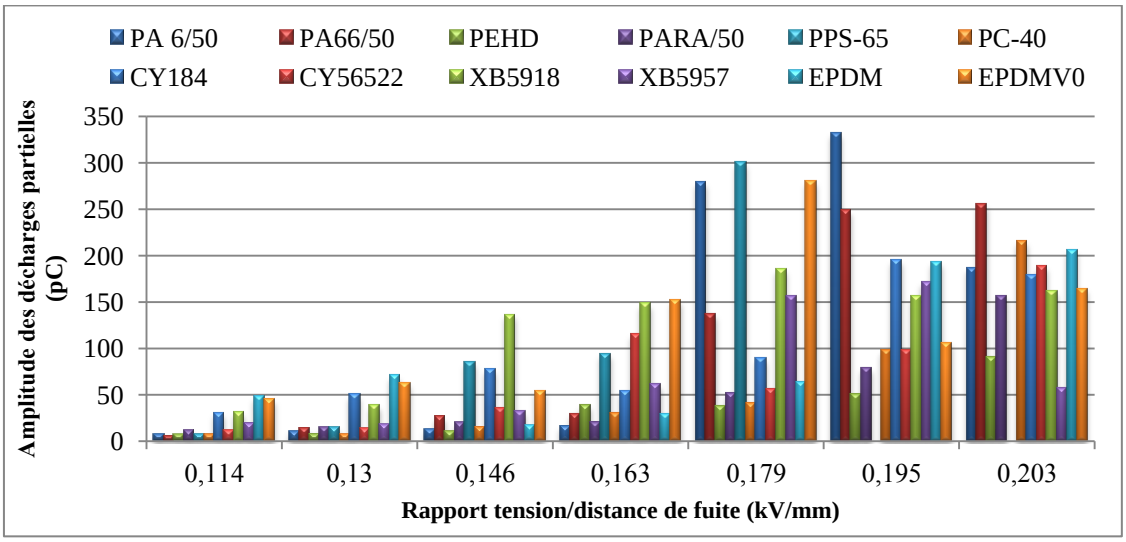


***Figure 132**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères en présence de brouillard humide (σ=0.06 mS/cm) en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 123 mm).*

8.2.1.1.3. Atmosphère de brouillard salin

La figure 133 illustre le comportement de l'amplitude de la quantité de charges électriques en fonction du rapport *tension/distance de fuite* pour plusieurs polymères, en présence de brouillard salin de forte conductivité (σ = (16 ± 2) mS/cm) et pour une distance de fuite égale à 123mm.

Les DPs en brouillard salin ont une amplitude très élevée pour des rapports *tension/distance de fuite* faibles. Une grande amplitude est enregistrée pour les résines époxydes (à partir de 0.097 kV/mm), une amplitude intermédiaire pour les élastomères EPDM et la plus faible amplitude pour

les thermoplastiques. Cependant, les thermoplastiques restent les plus endommagés par rapport aux élastomères en EPDM et les résines époxydes.

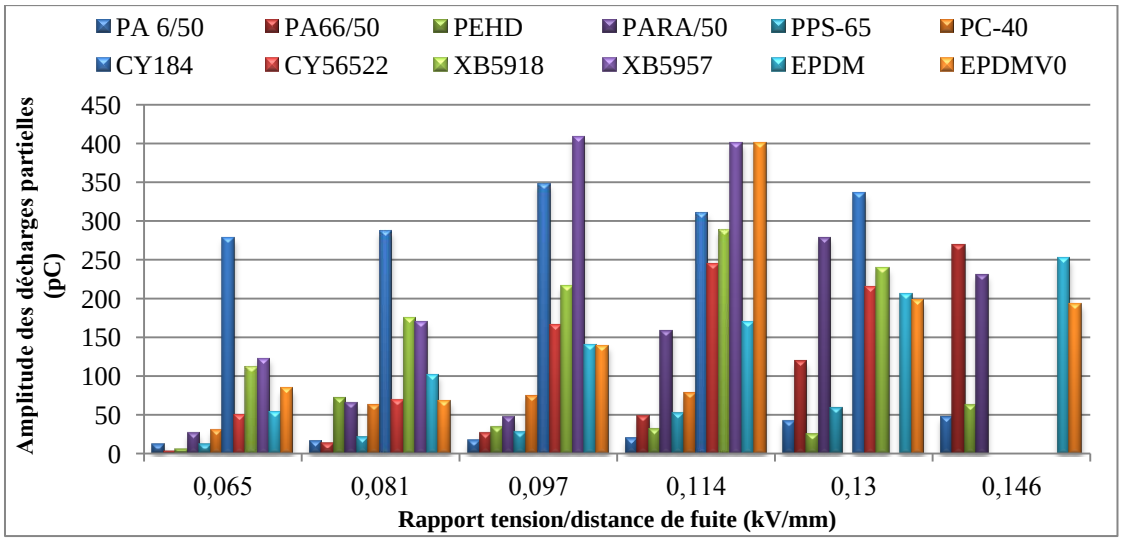


***Figure 133**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) en fonction du rapport tension/distance de fuite (distance Dc = 123 mm).*

8.2.1.2. Surfaces texturées

8.2.1.2.1. Atmosphère sèche

Les figures 134, 135 et 136 montrent l'amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés pour les distances de fuite 41, 123 et 164 mm en environnement sec.

En figure 134, nous constatons que le niveau de tension maximale atteint est de 23 kV (0.56 kV/mm) pour une distance de fuite égale à 41mm comme cela est le cas pour les surfaces planes. L'amplitude maximale des décharges partielles est relativement faible pour les matériaux PA 66/50, EPDM et EPDMV0 pour les niveaux 12 et 15kV (0.293 et 0.366 kV/mm). Ces amplitudes deviennent plus fortes à partir de 18kV pour tous les thermoplastiques (0.44 kV/mm) ; notons que l'amplitude de la quantité de décharges électriques est très élevée pour le PC/40 et le PARA/50 à partir de 23kV (0.561 kV/mm). Pour ce dernier niveau de tension, les matériaux PPS/65, EPDM et EPDMV0 affichent la plus faible amplitude de décharges partielles.

Pour la distance de fuite D_c = 123mm (Fig. 135), nous pouvons noter que l'amplitude des décharges partielles est relativement faible pour les matériaux EPDM et EPDMV0 jusqu'à 15kV (0.12 kV/mm). Le PEHD et l'EPDMV0 affichent une quantité de décharges électriques très élevée

en comparaison avec les autres thermoplastiques. Les polymères PPS/65 et PC/40 sont ceux qui développent la plus faible quantité de décharges électriques en surface pour des niveaux de tension supérieurs à 20kV (0.16 kV/mm) ; des conclusions similaires sont faites pour le cas de la distance 164mm (Fig. 136).

Par rapport aux surfaces planes, nous remarquons que l'amplitude des décharges surfaciques est plus réduite pour les géométries à protrusions à cause d'une augmentation de la surface produite par l'ajout de protubérances ajustées de manière uniforme.

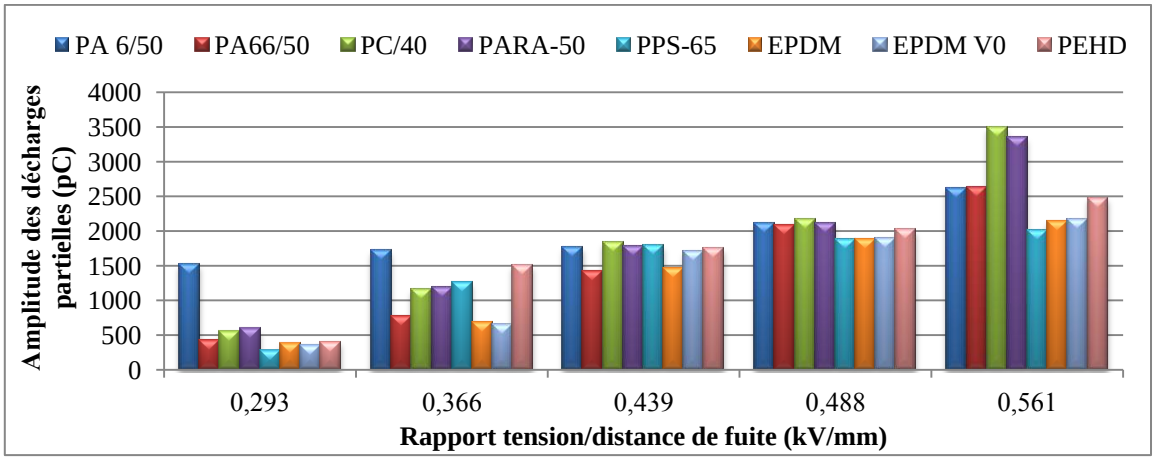


***Figure 134**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 41 mm).*

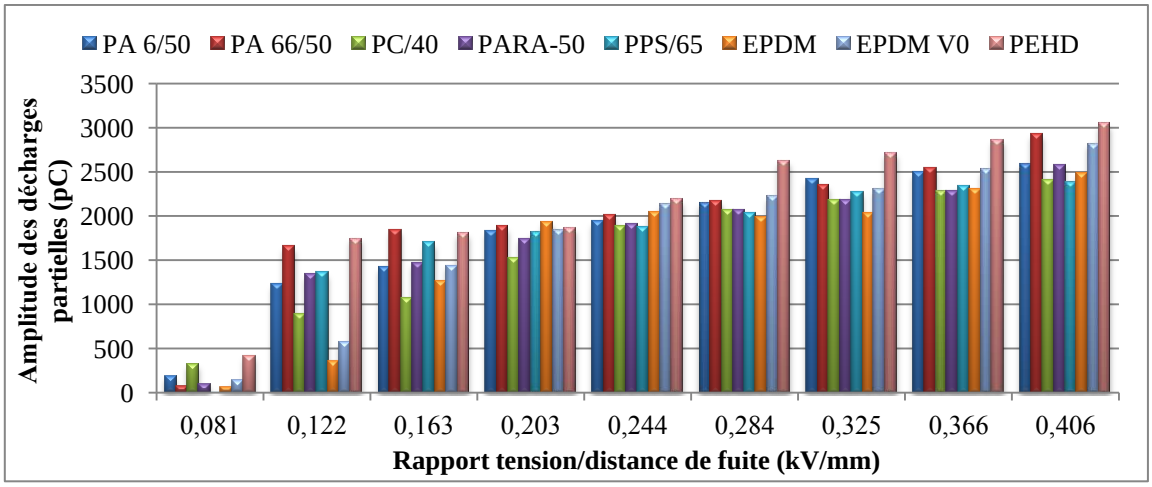


***Figure 135**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 123 mm).*

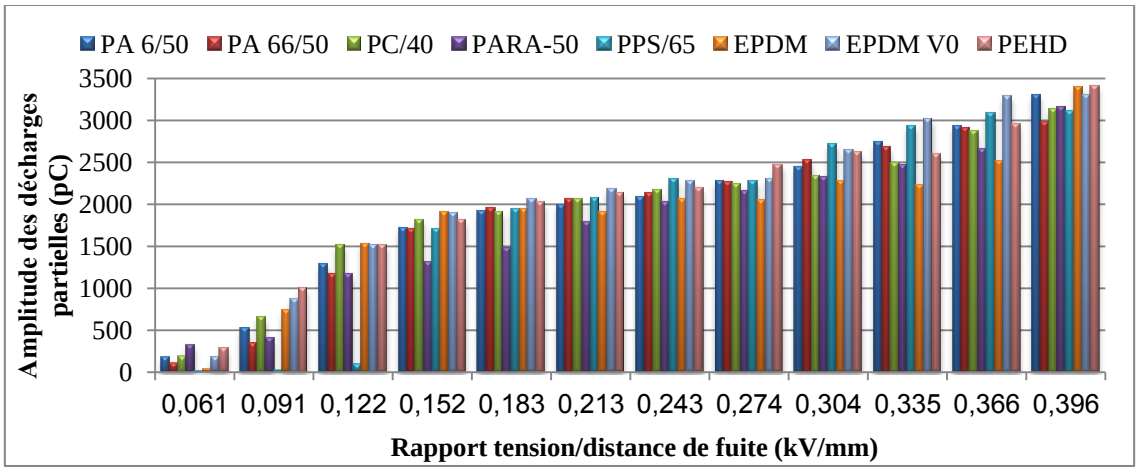


***Figure 136**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés à sec en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 164 mm).*

8.2.1.2.2. Atmosphère de brouillard humide

La figure 137 montre l'amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés pour la distance de fuite 123 mm en présence de brouillard humide pour plusieurs niveaux *tension/distance de fuite*. Nous remarquons que l'amplitude des DP est plus faible que dans le cas des surfaces planes avec une grande quantité de charges électriques pour le PA66/50 et les élastomères en EPDM à partir de 0.163kV/mm.

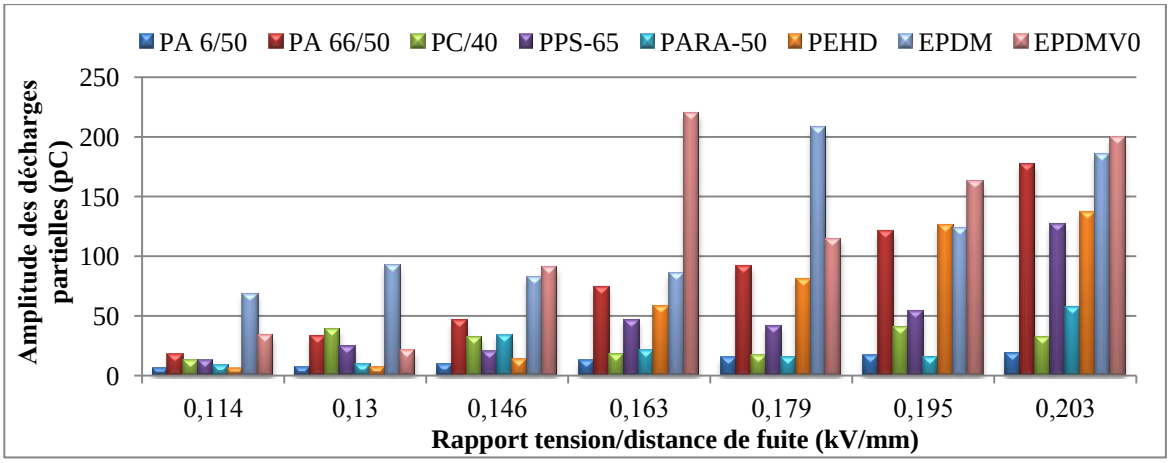


***Figure 137**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface de polymères texturés en présence de brouillard humide (σ=0.06 mS/cm) en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 123 mm).*

8.2.1.2.3. Atmosphère de brouillard salin

La figure 138 montre l'amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés pour la distance de fuite 123 mm en présence de brouillard salin pour plusieurs ratios *tension/distance de fuite*.

Dans le cas du brouillard salin, l'amplitude des décharges électriques est plus élevée par rapport au cas humide à cause de la présence de protubérances en surface. Elle est la plus élevée pour le PEHD et le PARA/50 et la plus faible pour le PA6/50. Les élastomères en EPDM (EPDM et EPDMV0) sont des polymères qui résistent le plus à une atmosphère fortement polluée puisqu'ils subissent moins de dégradation en comparaison avec les thermoplastiques.

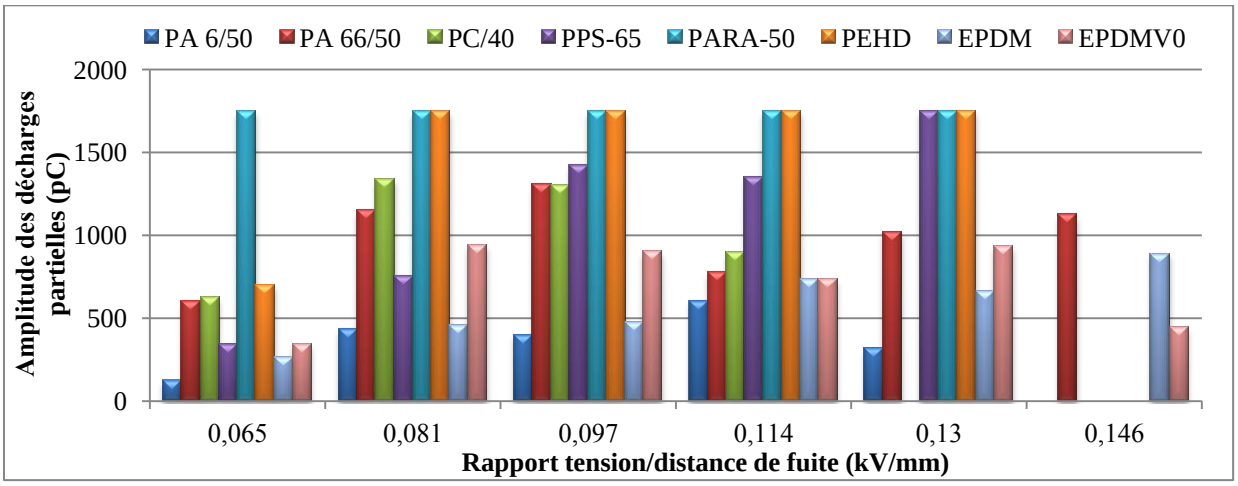


***Figure 138**. Amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères texturés en présence de brouillard humide (σ = (16 ± 2) mS/cm) en fonction du rapport tension/distance de fuite (Dc = 123 mm).*

8.2.2. Influence de la durée d'application de la tension

8.2.2.1. Surfaces planes

8.2.2.1.1. Atmosphère sèche

Les figures 139, 140 et 141 montrent le comportement des décharges partielles en surface des matériaux polymères pour les distances de fuite 41, 82 et 123 mm respectivement, et pour une durée d'exposition relativement longue (3H) aux tensions 20, 35 et 50 kV respectivement (0.488, 0.427 et 0.406 kV/mm). Pour cet essai, les éprouvettes sont soumises à l'action prolongée d'une tension électrique en augmentant celle-ci avec un pas de 2 kV/s jusqu'à atteindre la valeur désirée.

La figure 139 illustre clairement l'évolution de l'amplitude maximale des décharges partielles en surface des polymères en prenant comme référentiel le polyamide 6 (PA6/50). Cette amplitude a été enregistrée pour une distance inter-électrodes égale à 41 mm et une tension appliquée de 20 kV

(0.49 kV/mm). Globalement, l'amplitude des décharges électriques est élevée au moment de la mise sous tension puis subit une décroissance dans le temps. Cela peut s'expliquer par la stabilisation du phénomène suite à l'action prolongée d'une tension constante.

Les mesures expérimentales montrent clairement que les résines époxydes hydrophobes sont caractérisées par les plus faibles amplitudes car leur surface à tendance à amortir de manière significative l'activité des décharges électriques. Cela peut être dû à une valeur d'impédance surfacique plus élevée pour les résines époxydes pour la distance de fuite 41 mm. Cette amplitude est la plus faible pour la résine CEP XB5918 qui subit une décroissance remarquable après 30 minutes de mise sous tension. La résine CEP CY184 a la même tendance mais avec une décroissance qui débute après 2H d'activité des DPs. La valeur finale de la quantité de charges pour les deux résines se stabilise autour de 1.1 nC ce qui correspond à une diminution de 48% par rapport à la valeur notée pour le polyamide 6 (PA6/50). Les résines époxydes hydrophobes HCEP (CY5622 et XB5957) ont également une plus petite amplitude mais qui reste plus élevée que celles relevée sur les résines cyclo-aliphatiques (CEP). Le polyamide 6 (PA6/50) et le polyamide 66/50 ont pratiquement la même amplitude de décharges partielles avec des valeurs plus élevées pour le PA66/50.

Les matériaux PPS/65, EPDM V0 et PARA-50 sont caractérisés par des amplitudes intermédiaires qui se situent autour de 2.15 nC. Les décharges surfaciques pour le PC/40 et l'EPDM V0 sont plus régulières que dans le cas du PARA/50. Les plus fortes amplitudes sont enregistrées pour le PC/40, le PEHD et l'EPDMV0 dont les amplitudes respectives fluctuent autour de 2.4, 2.45 et 2.55 nC respectivement.

Les relevés de décharges partielles pour une tension de 35kV et une distance inter-électrodes égale à 82 mm sont en figure 140. Nous pouvons distinguer que les résines époxydes HCEP CY5622, HCEP XB5957 et CEP CY184 sont caractérisées par la plus faible quantité de charges. Pour ces matériaux, l'amplitude maximale des décharges partielles a une caractéristique décroissante indiquant que l'état de surface de ces matériaux est hautement résistant. Une amplitude plus faible est clairement notable sur la résine époxyde HCEP CY5622. Pour le polyamide 6/50, les décharges ont une amplitude très proche de celle de la résine époxyde HCEP XB5957. Les matériaux PA66/50 et CEP XB5918 ont une plus grande amplitude puisque leur courbe fluctue autour de 2.4 nC. Les matériaux intermédiaires PARA-50 et EPDMV0 sont caractérisés par une quantité de charges qui varie autour de 2.4 nC. Les plus fortes amplitudes sont enregistrées pour le PPS/65, PEHD, EPDM dont les courbes fluctuent au voisinage de 2.65 nC. Le polycarbonate reste le matériau qui produit la plus haute quantité de charges avec des valeurs au voisinage de 2.75 nC.

Des résultats similaires sont obtenus sur nos matériaux pour un niveau de tension égal à 50kV et une distance de fuite de 123mm (0.406kV/mm, Fig. 141).

L'augmentation de l'amplitude des décharges partielles peut être due à une irrégularité de la surface de l'isolant obtenue après moulage ou encore à la valeur de la permittivité relative des matériaux thermoplastiques, thermodurcissables et élastomères ; celle-ci peut, plus ou moins, influencer la répartition tangentielle du champ électrique sur chaque surface isolante. A titre d'exemple, les permittivités relatives du PA 6/50, du PC/40, du PARA/50, du PEHD et de l'EPDM sont respectivement égales à 3.6, 3.2, 4.6, 2.3 et 2.5 nC.

La figure 142 montre clairement que les résines époxydes de type CEP CY184 et HCEP CY5622 sont celles qui produisent la plus faible quantité de décharges électriques par rapport aux polyamides (PA6/50 et PA66/50) pour une distance de fuite de 82mm et une tension de 25kV (0.305 kV/mm). Cependant, les autres résines époxydes (CEP XB5918 et HCEP XB5957) ont une plus forte amplitude de décharges partielles que les résines époxydes chargées. Cela n'a pas été le cas pour la même distance de fuite et pour une tension appliquée égale à 35kV, ce qui indique que l'amplitude des décharges électriques est non-linéaire et dépend fortement du niveau de tension.

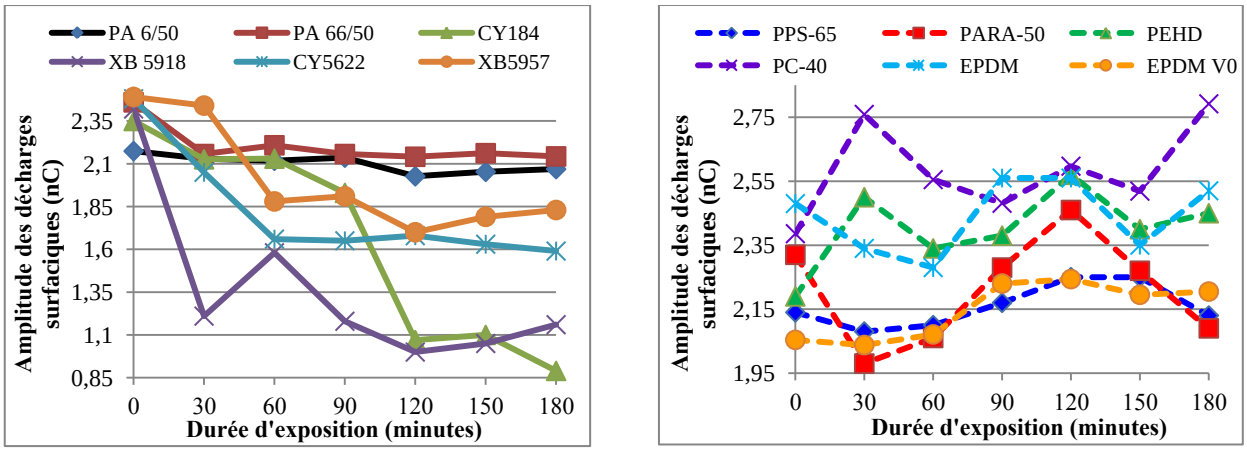


***Figure 139**. Influence de la durée d'exposition des polymères aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.488 kV/mm (U = 20kV et Dc = 41 mm).*

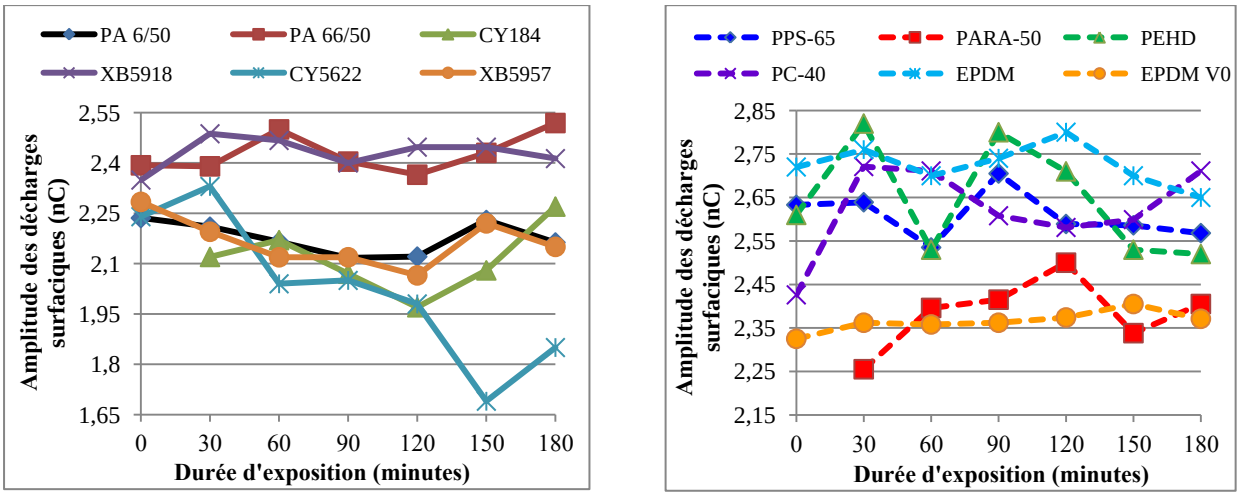


***Figure 140**. Influence de la durée d'exposition des polymères aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.427 kV/mm (U = 35kV et Dc = 82 mm).*

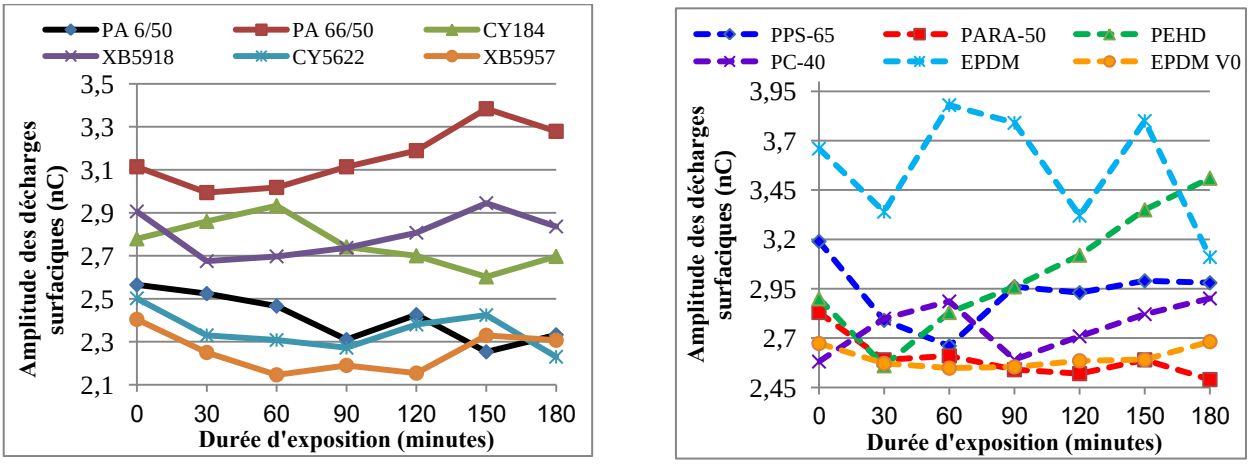


***Figure 141**. Influence de la durée d'exposition des polymères aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.406 kV/mm (U = 50kV et Dc = 123 mm).*

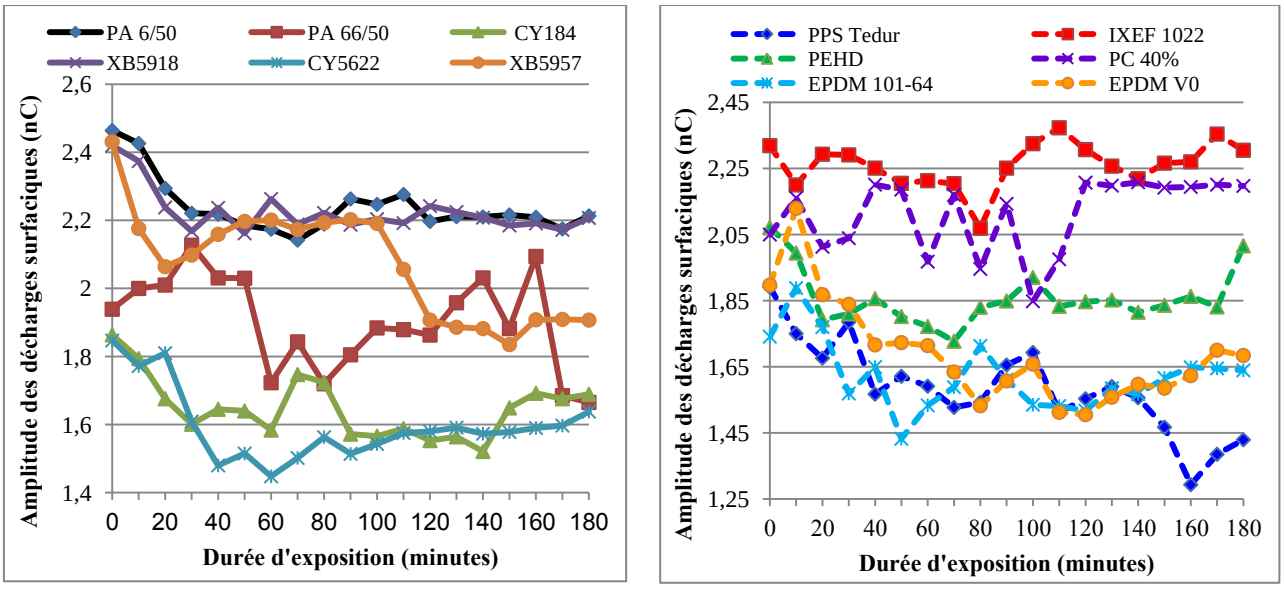


***Figure 142**. Evolution temporelle de l'amplitude maximale des décharges partielles en surface de polymères par temps sec pour un gradient égal à 0.305 kV/mm (U=25kV et D_c= 82mm).*

8.2.2.1.2. Atmosphère de brouillard humide

Les spécimens sont inclinés d'un angle proche de 45° par rapport à l'horizontale (Fig. 143) et la tension est appliquée après 5 minutes (environ) d'exposition au brouillard. La différenciation entre les matériaux, dans ce cas de figure, peut s'effectuer à travers la comparaison de l'amplitude maximale des décharges partielles qui est propre à chaque polymère et au temps nécessaire à l'occurrence d'un cheminement électrique en leur surface. Ces deux paramètres peuvent constituer un critère intéressant pour la sélection et la comparaison des polymères pour l'évaluation de leur résistance au cheminement électrique en présence d'un environnement (ou agent) pollué (ou polluant).

Les figures 144, 145, 146 et 147 montrent l'évolution de l'amplitude maximale des décharges partielles en surface des matériaux polymères pour les distances de fuite 41, 82 et 123 mm respectivement, et pour une durée d'exposition d'une heure (1H) aux tensions 5 et 5.5 kV pour D_c (0.122 et 0.134 kV/mm), 11 kV pour $2D_c$ (0.134 kV/mm) et 15 kV pour $3D_c$ (0.122 kV/mm). Pour cet essai, les éprouvettes sont soumises à l'action d'une tension électrique qui est combiné à l'effet d'un brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm).

Pour la distance 41mm, nous avons appliqué deux niveaux de tension 5 kV (0.122 kV/mm, Fig. 144) et 5.5 kV (0.134 kV/mm, Fig. 144) pour comparer le comportement des surfaces isolantes à ces deux contraintes. Il apparaît que le niveau de tension et la durée du test sont deux paramètres

importants pour la classification des matériaux vis-à-vis du cheminement électrique. En effet, nous remarquons en figure 143 que le temps de cheminement du PA66-50 (25 min) est plus rapide que celui du PA6-50 (*nous précisons que les durées de cheminement enregistrées sont approximatives*). Pour les résines époxydes, le niveau de décharges partielles est très faible par rapport aux deux polyamides. Le PC-40 et le PPS-65 semblent également avoir un niveau de DP identique à celui des résines époxydes ce qui ne permet pas de différencier correctement la résistance de ces matériaux au cheminement électrique. Les élastomères EPDM ont un temps de cheminement relativement court (25 min pour EPDM et 15min pour EPDMV0) et un niveau de DP relativement élevé. Le PEHD ne subit aucun cheminement de surface pour un niveau de DP intermédiaire de la même manière que le PARA-50 ; nous notons que ce dernier subit d'importantes dégradations en surface qui se traduisent par une amplitude de DP plus élevée.

Pour la tension 5.5kV (0.134 kV/mm), nous parvenons à mieux distinguer les différents niveaux de décharges partielles en surface de chaque polymère (Fig. 144). Les matériaux qui subissent un cheminement de surface sont le PA6-50(25min), le PA66-50(35min) et le PPS-65(30min). La distinction entre les résines époxydes est également possible à travers les amplitudes de DP (CY184 > CY5622=XB5918 > XB5957). Le PEHD, l'EPDM et l'EPDMV0 sont les matériaux qui montrent une amplitude de DP élevée avec de plus faibles valeurs pour le PEHD et une plus grande pour l'EPDMV0. Nous notons que l'augmentation de l'amplitude des DPs en fonction du temps révèle une diminution de la résistivité superficielle de ces matériaux et se traduit par une détérioration des propriétés diélectriques de surface.

En figure 146, nous observons que le niveau de tension choisi (11kV, 0.134kV/mm) permet de distinguer la résistance au cheminement de chaque matériau à partir de son amplitude de DP et du temps de cheminement. Le PA66-50, le PARA-50, le PC-40 et le PPS-65 subissent un cheminement en surface après 5min, 10 min, 5 min et 5min respectivement. Pour le PEHD, l'amplitude du courant de fuite devient trop élevée après 35 min ce qui a engendré la coupure du circuit d'alimentation. Pour les élastomères EPDM, nous constatons qu'ils sont caractérisés par une très grande amplitude de DPs (EPDM > EPDMV0).

En figure 147, nous obtenons des résultats similaires pour une tension de 15kV sur 123mm (0.122 kV/mm) mais avec des temps de cheminement plus longs pour le PA66-50(20 min.), le PC-40 (50min) et le PPS-65 (15min), ce qui permet d'avoir une meilleure appréciation du phénomène. Cependant, nous notons que les élastomères en EPDM (EPDM et EPDMV0) ont des niveaux de DPs plus faibles que ceux affichés pour la distance 82mm. Cela peut être dû à l'apparition de décharges électriques au niveau de l'extrémité ce qui a pour effet d'amplifier l'amplitude des DPs.

Par conséquent, nous observons que la distance de fuite optimale (41mm < L_f < 123mm) est celle qui permet d'avoir une meilleure visibilité de l'amplitude des décharges partielles et du temps nécessaire à l'occurrence d'un cheminement électrique pour les polymères testés.

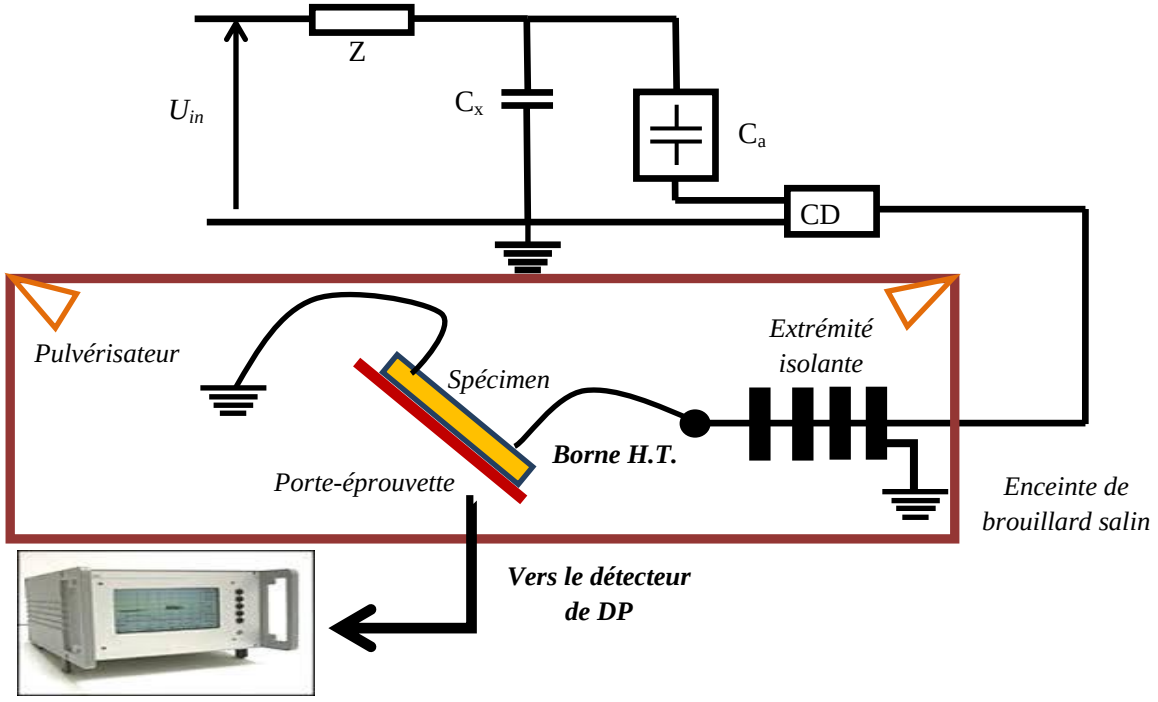


***Figure 143**. Dispositif expérimental pour la mesure de l'amplitude des décharges partielles en surface des matériaux polymères dans l'enceinte de brouillard salin.*

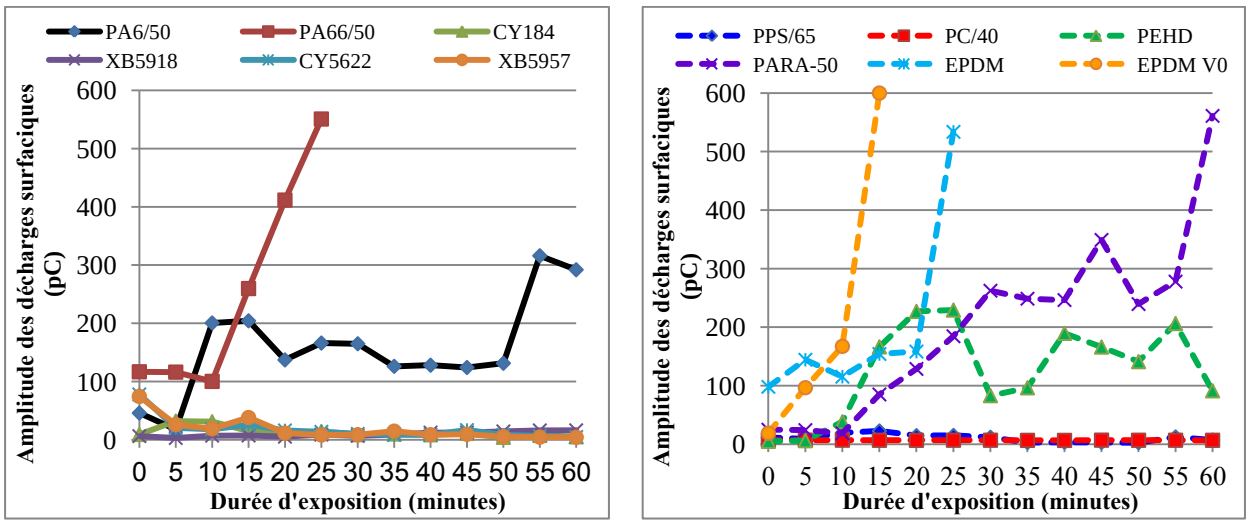


***Figure 144**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface plane aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ= 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.122 kV/mm (U = 5 kV et Dc = 41 mm).*

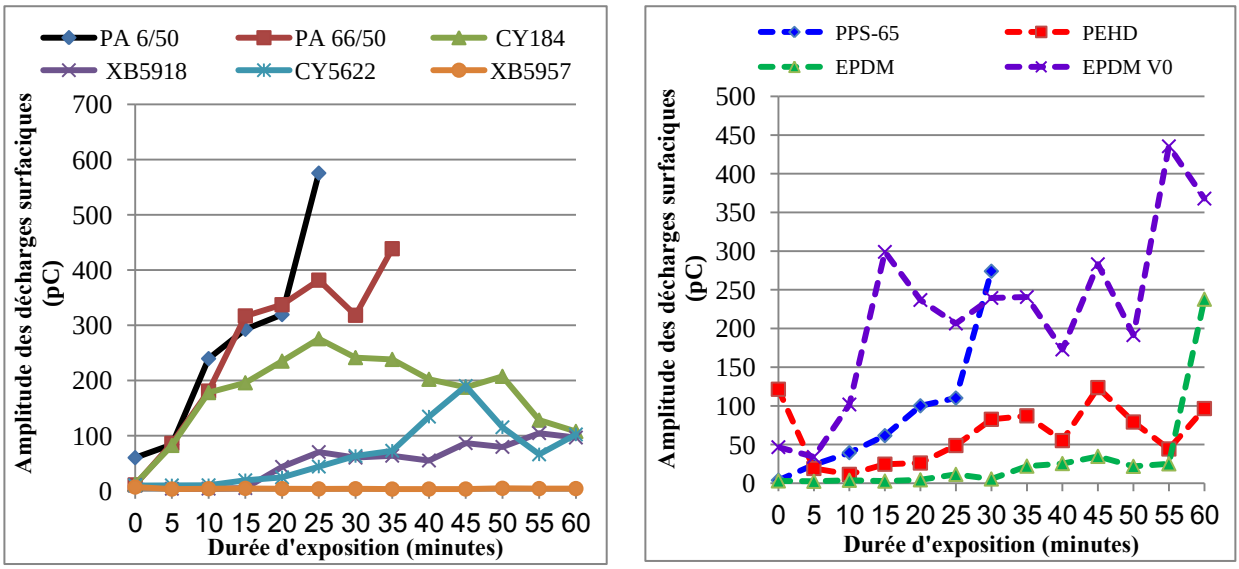


***Figure 145**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface plane aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ= 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.134 kV/mm (U = 5.5 kV et Dc = 41 mm).*

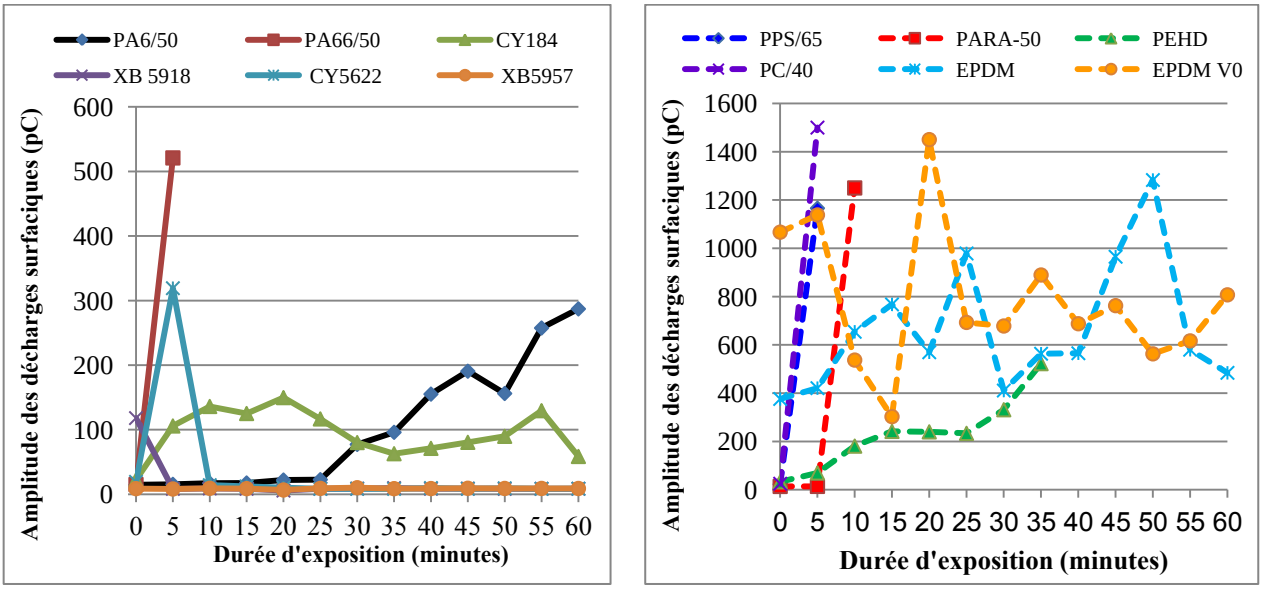


***Figure 146**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface plane aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ= 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.134 kV/mm (U = 11 kV et Dc = 82 mm).*

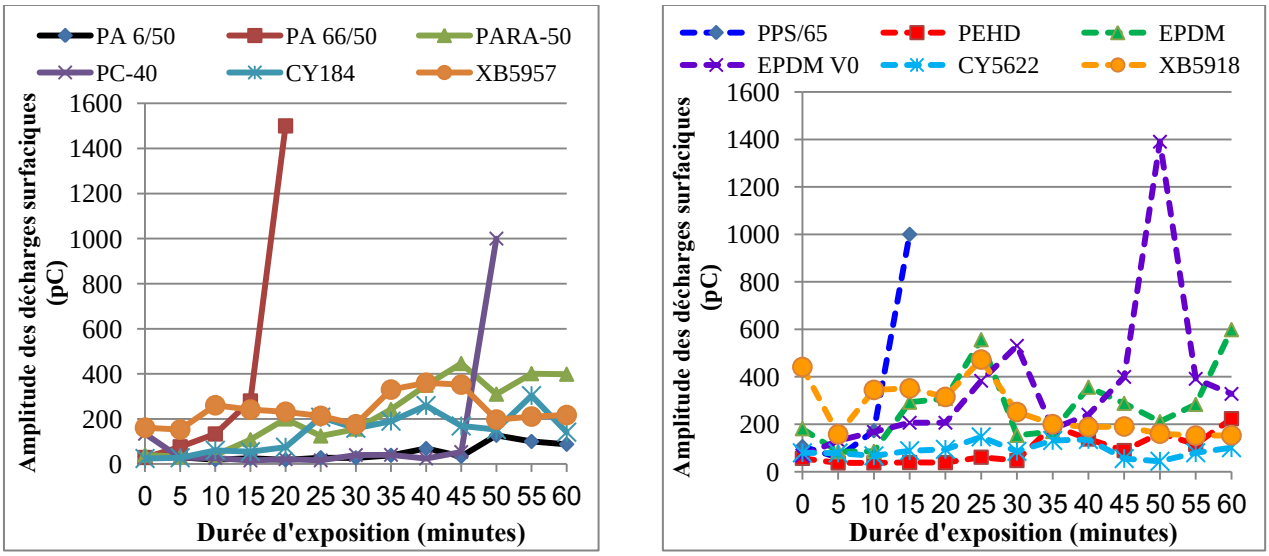


***Figure 147**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface plane aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ= 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.122 kV/mm (U = 15 kV et Dc = 123 mm).*

8.2.2.1.3. Atmosphère de brouillard salin

Les figures 148 et 149 montrent l'évolution des décharges partielles en surface des matériaux polymères pour les distances de fuite 41 et 123 mm respectivement, et pour une durée d'exposition d'une heure (1H) aux tensions 2.5kV pour D_c (0.061 kV/mm) et 7.5kV pour $3D_c$ (0.061 kV/mm). Pour cet essai, les éprouvettes sont soumises à l'action d'une tension électrique qui est combiné à l'effet du brouillard salin.

En comparant les deux figures (148 et 149) pour un même gradient (0.061kV/mm), nous remarquons que la distinction entre les matériaux est plus aisée pour une distance de 123mm puisque la différence entre les polyamides et les résines époxydes est plus visible (Fig. 148) pour des temps de cheminement proches. Toutefois, l'amplitude des décharges partielles est plus élevée que celle en brouillard humide à cause de la forte salinité de la solution pulvérisée qui diminue considérablement la résistivité superficielle des matériaux.

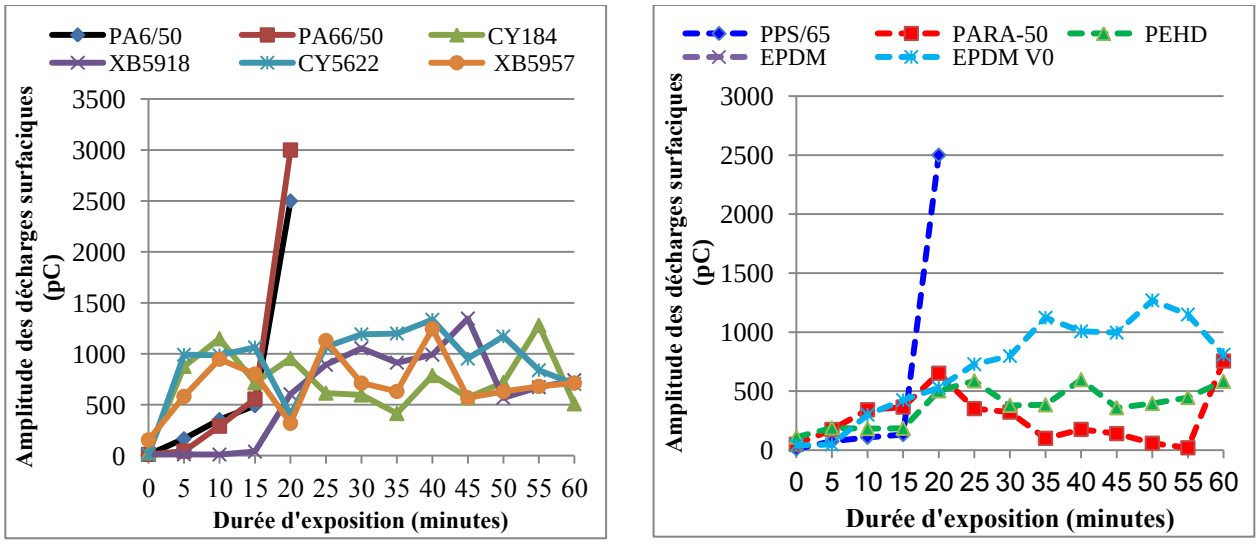


***Figure 148**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface planes aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ= (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.061 kV/mm (U = 2.5 kV et Dc = 41 mm).*

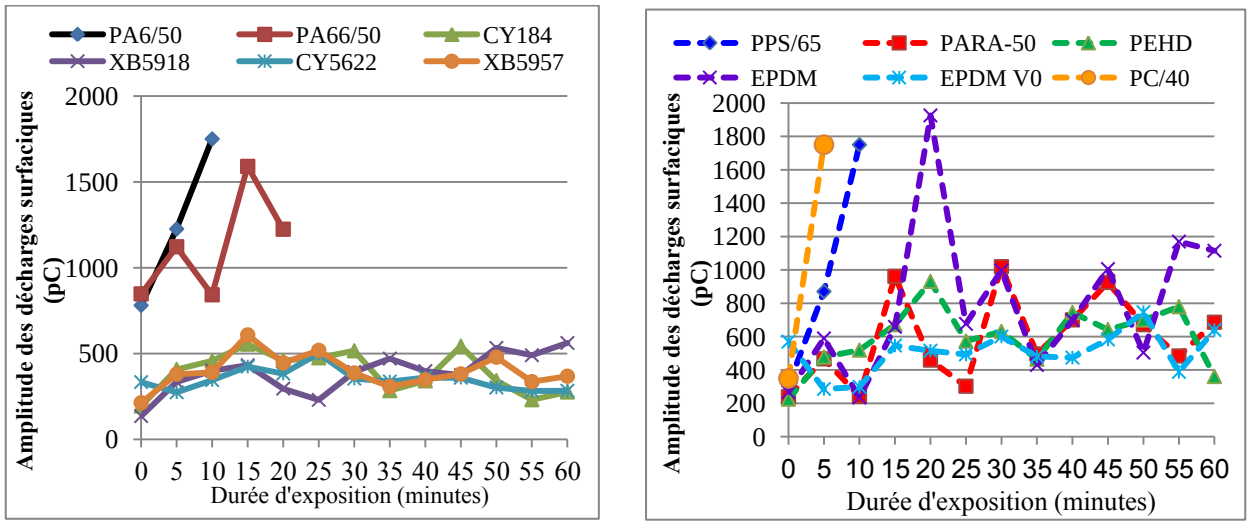


***Figure 149**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères à surface planes aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ= (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égale à 0.061 kV/mm (U = 7.5 kV et Dc = 123 mm).*

8.2.2.2. Surfaces texturées

8.2.2.2.1. Atmosphère sèche

Les figures 150, 151 et 152 illustrent l'évolution de l'amplitude des décharges partielles pour les lignes de fuite 41, 123 et 164 mm respectivement et pour une durée d'exposition relativement longue (3H) à 20, 50 et 65 kV (0.488, 0.406 et 0.396 kV/mm) en présence d'une atmosphère sèche.

Cela a pour but d'établir l'influence des protrusions/protubérances pour comparer leurs propriétés à celles des polymères à surfaces planes.

D'après la figure 150, nous remarquons que l'amplitude maximale des décharges partielles est plus faible pour les surfaces texturées par rapport aux surfaces planes. Cette tendance est beaucoup plus visible sur le PARA/50, le PA66/50, le PC/40, le PEHD, le PPS/65 et l'EPDM.

En comparant les différents polymères, nous observons que le PPS/65 et l'EPDM sont caractérisés par de plus faibles amplitudes. La courbe d'évolution des décharges se stabilise autour de 1.8 nC pour ces deux matériaux. Les matériaux à caractéristiques intermédiaires sont le PA66/50, le PARA/50, le PEHD et l'EPDMV0. Ces polymères sont caractérisés par une amplitude moyenne entre 1.9 et 2.05 nC. Les polymères qui sont caractérisés par une très forte amplitude sont le PC/40 et le PA6/50 avec une amplitude moyenne supérieure à 2.05 nC.

Pour la figure 151, nous constatons que l'augmentation de la tension superficielle influence l'amplitude des décharges partielles de la même manière que pour les surfaces planes. Les performances des matériaux restent pratiquement similaires à celles obtenues sur la distance de fuite 41 mm. Toutefois, une baisse de l'amplitude pour le PC/40 est remarquable mais reste plutôt légère par rapport aux différents polymères.

Pour cette distance de fuite et ce palier de tension, le PPS/65 et l'EPDM restent toujours caractérisés par une très faible amplitude (entre 2.3 et 2.4 nC). Les matériaux à amplitude intermédiaire sont le PARA/50, le PC/40 (entre 2.4 et 2.45 nC), le PA 66/50 et le PA 6/50 avec une amplitude avoisinant 2.5 nC. Enfin, les polymères texturés à forte amplitude de DP sont : le PEHD et l'EPDMV0. Celle-ci varie entre 2.7 et 3 nC.

En figure 152, nous observons que les résultats obtenus pour les matériaux sont similaires aux deux précédentes distances sauf pour l'EPDMV0 qui montre une amplitude beaucoup plus élevée. Cela peut se traduire par une faible surtension qui aurait pu intervenir au moment des essais électriques et à la sensibilité des appareils de mesure.

En figure 153, nous avons comparé l'amplitude des décharges partielles des résines époxydes et de celles des thermoplastiques à protrusions. Pour une distance de fuite égale à 123 mm et une tension superficielle de 40 kV, nous pouvons constater que les résines époxydes possèdent la plus faible amplitude de décharges électriques en particulier pour la résine hydrophobe HCEP XB5957. Le PA6/50 reste caractérisé par une amplitude plus élevée et représente le polymère intermédiaire. L'EPDMV0 possède une caractéristique temporelle très variable avec une amplitude qui fluctue significativement. Cela peut être dû à des variations brusques de la tension du générateur pendant

toute la durée de l'essai. De plus, ceci montre la forte susceptibilité des décharges électriques vis-à-vis du paramètre tension électrique.

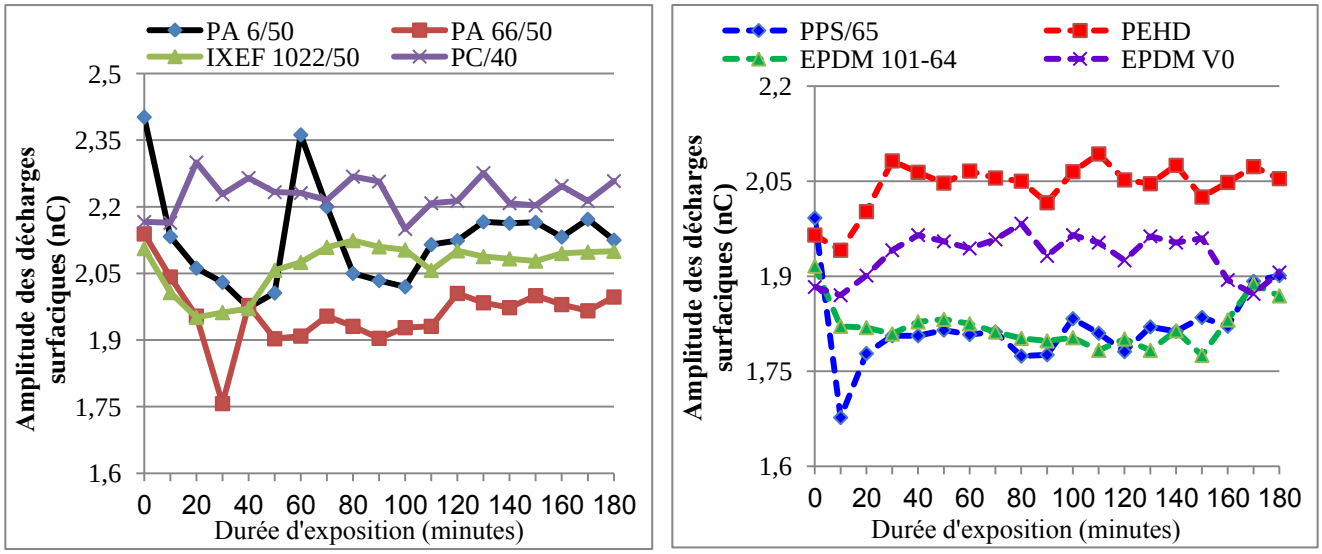


***Figure 150**. Influence de la durée d'exposition de polymères texturés aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.488 kV/mm (U = 20 kV et Dc = 41 mm).*

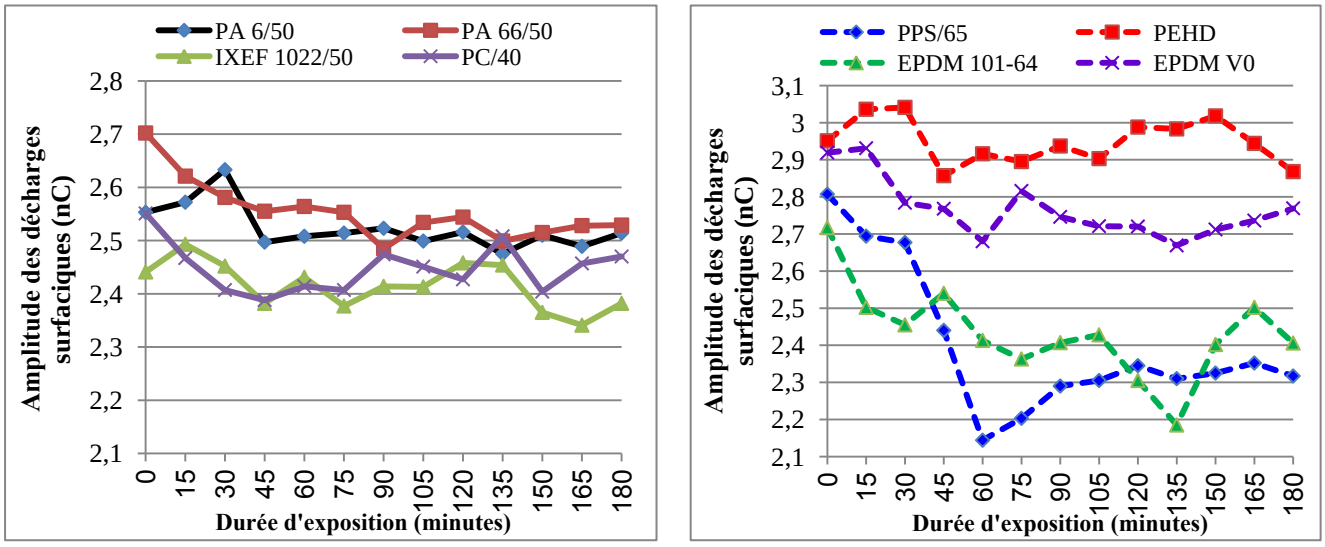


***Figure 151**. Influence de la durée d'exposition de polymères texturés aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.408 kV/mm (U = 50 kV et Dc = 123 mm).*

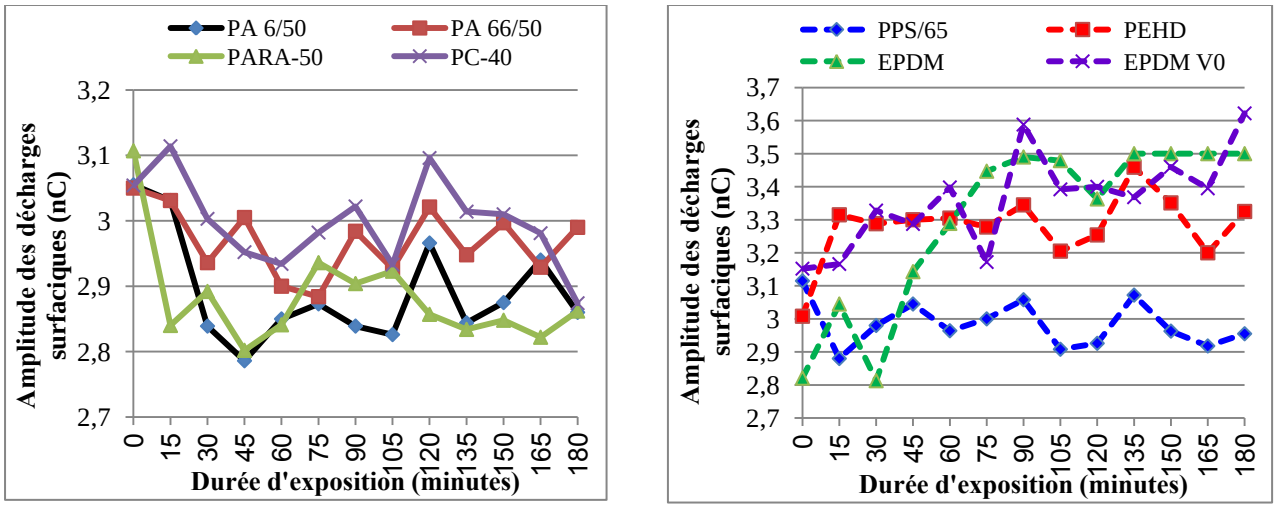
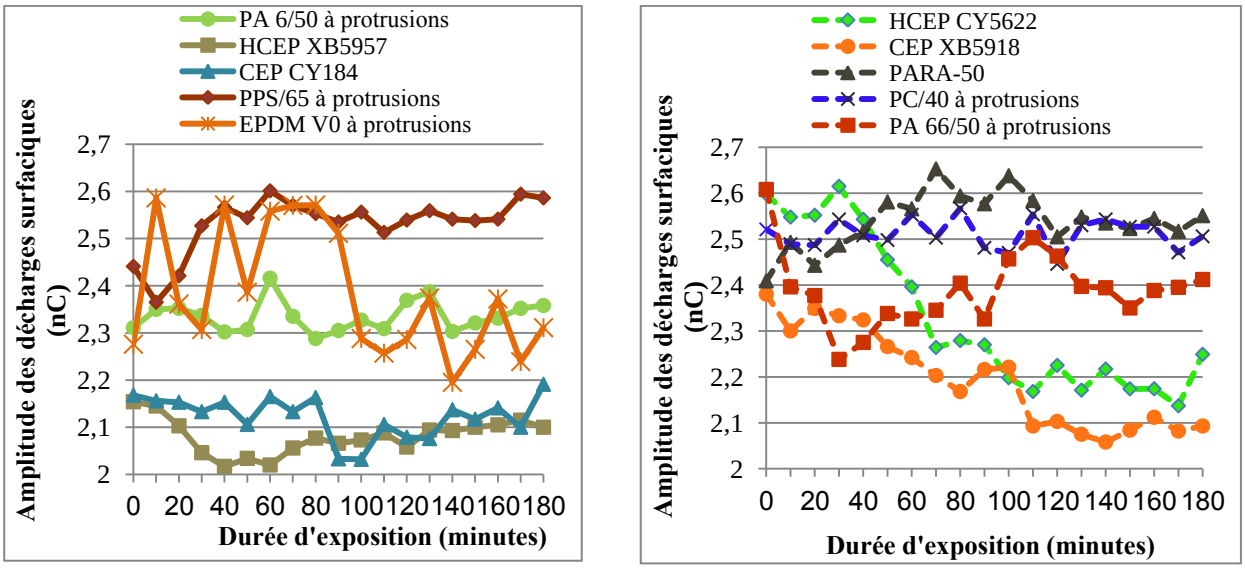


***Figure 152**. Influence de la durée d'exposition de polymères texturés aux décharges partielles pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.396 kV/mm (U = 65 kV et Dc = 164 mm).*



(a) (b)

***Figure 153**. Evolution temporelle de l'amplitude maximale des décharges partielles de polymères par temps sec pour (a) un rapport tension/distance de fuite égal à 0.325 kV/mm (U= 40kV et D_c= 123mm) et (b) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.305 kV/mm (U= 50kV et D_c= 164mm) (Comparaison entre les résines époxydes et les thermoplastiques texturés).*

8.2.2.2.2. Atmosphère de brouillard humide

Les figures 155, 156 et 157 illustrent l'évolution de l'amplitude des décharges partielles pour les lignes de fuite 41 et 123 mm respectivement et pour une durée d'exposition de 1H, à 5 et 5.5kV pour D_c (0.122 et 0.134 kV/mm) et 15 kV pour $3D_c$ (0. 122 kV/mm) en présence de brouillard humide.

Nous constatons (Fig. 155, 156 et 157) que l'amplitude des DP est considérablement réduite suite à la présence de protubérances qui facilitent l'écoulement de l'eau en surface et réduisent la formation de zones sèches qui sont le siège de DP. De plus, il apparaît que le choix du niveau de tension est très important au vu des résultats concernant l'amplitude des DP et le temps de cheminement. Les mesures effectuées sur une distance de 123mm sont les plus représentatives.

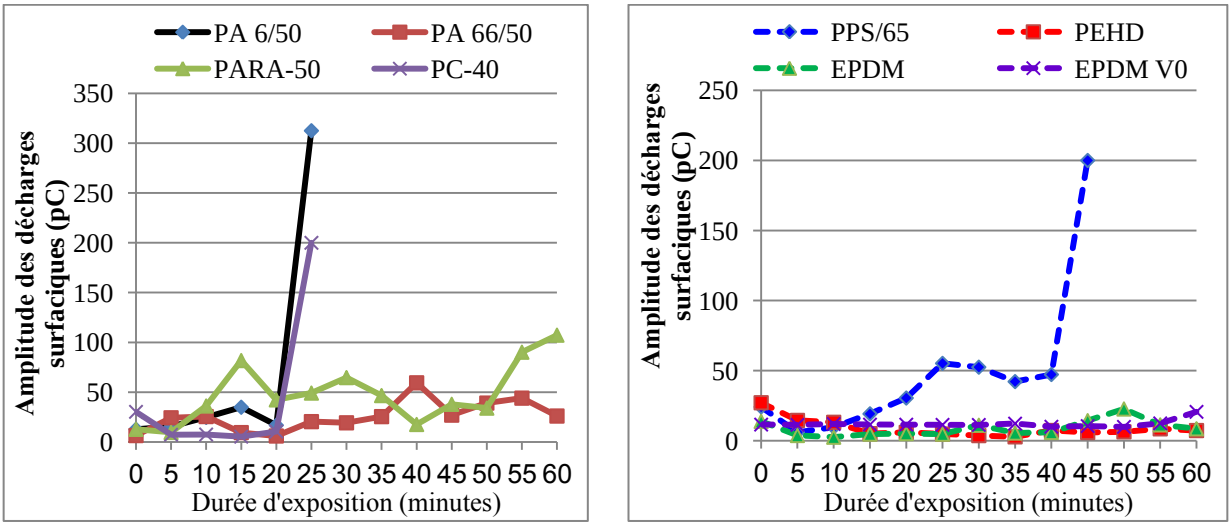


***Figure 155**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.122 kV/mm (U = 5 kV et Dc = 41 mm).*

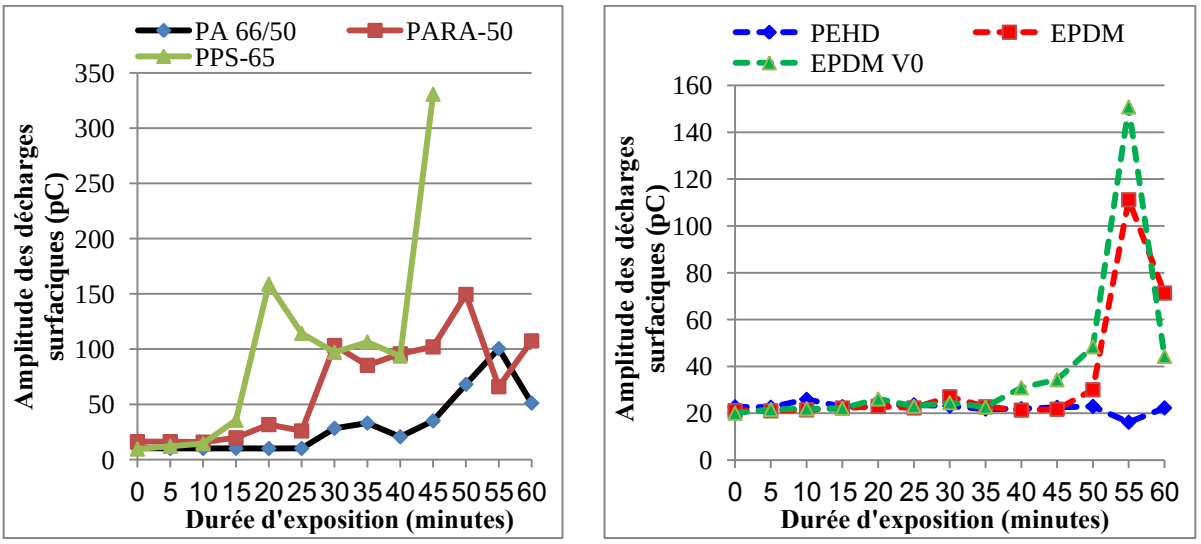


***Figure 156**. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.134 kV/mm (U = 5.5 kV et Dc = 41 mm).*

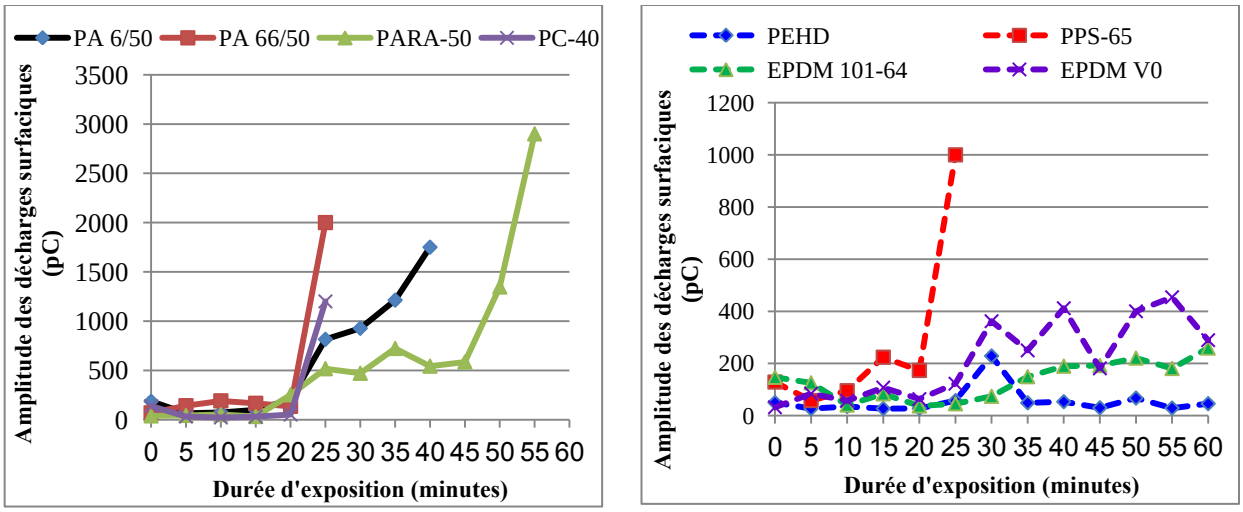


Figure 157*. Influence de la durée d'exposition des matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard humide (σ = 0.06 mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.122 kV/mm (U =15 kV et Dc = 123 mm).*

8.2.2.2.3. Atmosphère de brouillard salin

Les figures 158, 159 et 160 illustrent l'évolution de l'amplitude des décharges partielles pour les lignes de fuite 41 et 123 mm respectivement et pour une durée d'exposition de 1H, à 2 et 2.5kV pour D_c (0.049 et 0.061 kV/mm) et 7.5 kV pour $3D_c$ (0.061 kV/mm) en présence de brouillard salin.

Dans le cas du brouillard salin (Figures 158, 159 et 160), le temps de cheminement raccourci considérablement du fait de l'augmentation de la conductivité bien que les niveaux de tension soient faibles. De plus, la présence de protrusions semble être défavorable en environnement fortement pollué étant donné qu'elles captent facilement des masses d'eau salines importantes. Pour ce cas de figure, nous pouvons nous contenter de la distance de fuite 41mm qui est représentative de l'activité de décharges partielles en surface des polymères. Dans ce cas, la tension devra être choisie égale à 2.5kV (0.061 kV/mm).

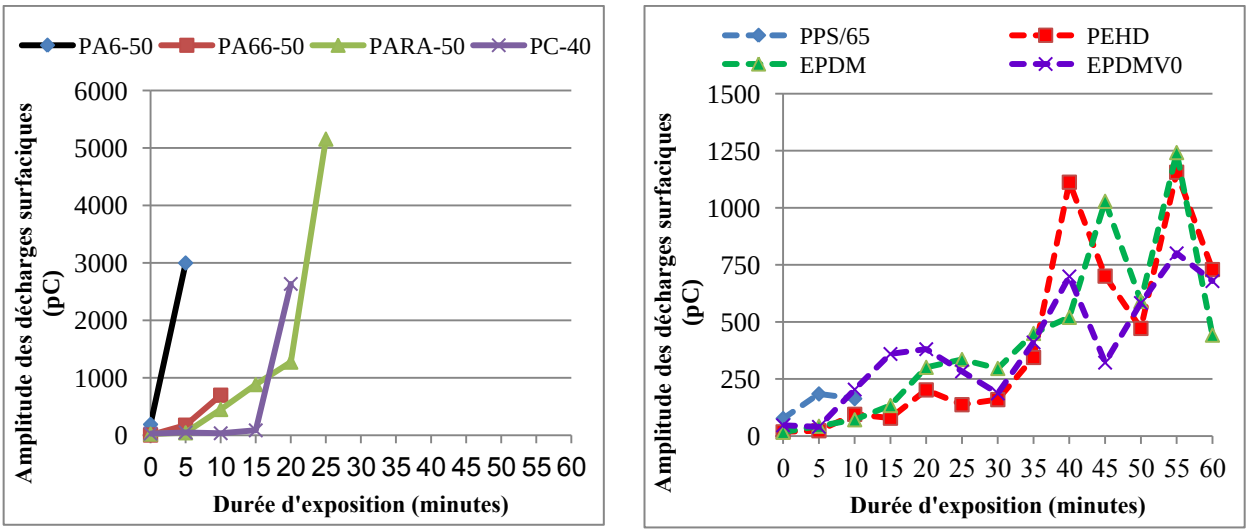


***Figure 158**. Influence de la durée d'exposition des polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.049 kV/mm (U =2 kV et Dc = 41 mm).*

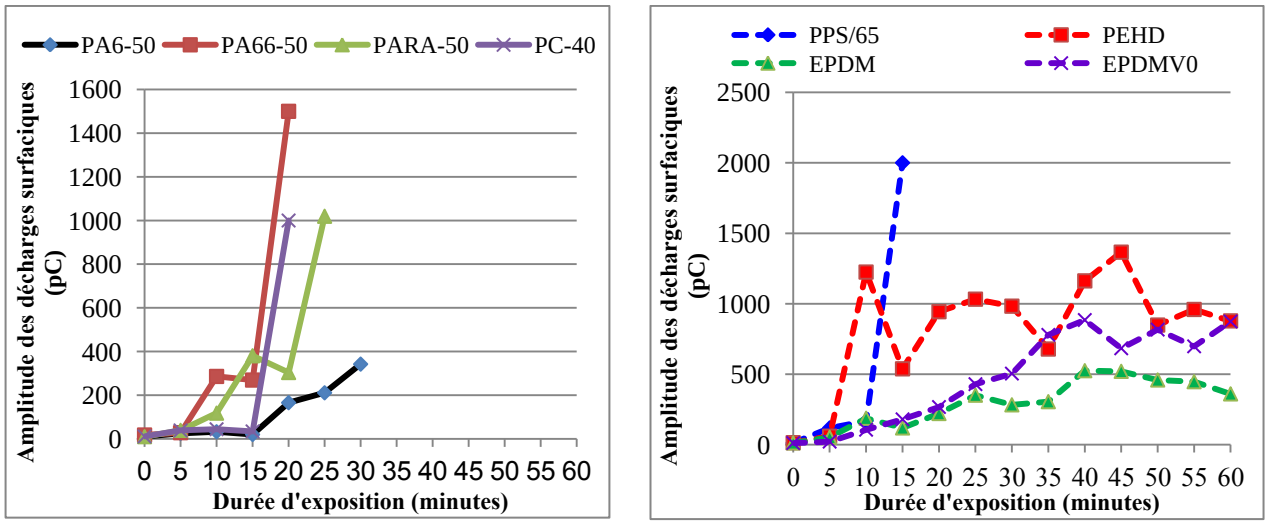


***Figure 159**. Influence de la durée d'exposition de matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.061 kV/mm (U =2.5 kV et Dc = 41 mm).*

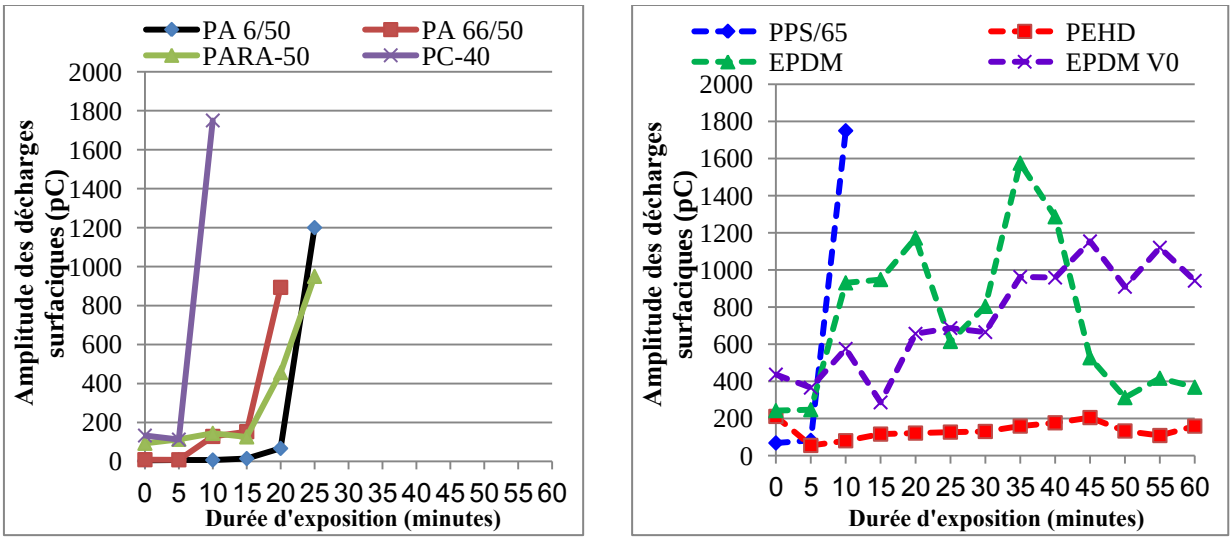


***Figure 160**. Influence de la durée d'exposition de matériaux polymères texturés aux décharges partielles en présence de brouillard salin (σ = (16 ± 2) mS/cm) pour un rapport tension/distance de fuite égal à 0.061 kV/mm (U =7.5 kV et Dc = 123 mm).*

8.2.3. Analyse spectrale des décharges partielles

Les tableaux 16, 17, 18 et 19 montrent l'allure du spectre des décharges partielles pour les alternances positive et négative de l'onde de tension pour les instants T_0 (début de mise sous tension) et T = 3H (fin de mise sous tension) pour quelques matériaux polymères, testés dans une atmosphère sèche (*T = 23°C et H = 40 – 50 %*) aux tensions 20, 35, 50 et 65 kV respectivement (0.488, 0.426, 0.406 et 0.396 kV/mm).

Globalement, le spectre se décompose en deux parties suivant les alternances positive et négative pour tous les paliers de tension et tous les polymères. Pour l'alternance positive, nous remarquons que le nombre d'impulsions et l'amplitude des décharges partielles sont plus élevés comparativement à l'alternance négative. Cela peut s'expliquer par la différence de forme des électrodes qui influencent la répartition spectrale des décharges partielles. En effet, l'action de l'électrode haute tension en forme de pointe se situe à l'alternance positive. Ce type d'électrode est connu pour intensifier l'activité des décharges électriques. Cette augmentation significative est le résultat d'un champ électrique très élevé au niveau de la pointe qui a tendance à ioniser facilement l'interface air/solide et créer des décharges surfaciques. Pour l'alternance négative, nous remarquons que l'activité des décharges partielles est moins importante en nombre et en amplitude par rapport à l'électrode haute tension. Cela est principalement dû à la forme rectangulaire de l'électrode terre et à l'absence de géométrie en forme de pointe.

Nous constatons aussi que l'activité des décharges électriques diminue fortement après 3H de

mise sous tension en particulier pour les niveaux 0.488 et 0.426 kV/mm (tableaux 16 et 17). La nature du matériau a également une influence notable sur l'amplitude et le nombre d'impulsions des décharges partielles. Par exemple, le spectre pour les instants T_0 et 3H et pour les matériaux époxydes cyclo-aliphatiques (CEP XB5918, HCEP CY5622 et HCEP XB5957) diminue fortement en amplitude et en nombre. Cette diminution est beaucoup plus accentuée pour le matériau CEP XB5918 à 0.488 kV (tableau 16). La principale différence se situe essentiellement sur l'alternance négative où l'on peut apercevoir que les impulsions de décharges sont quasi absentes pour les matériaux époxydes à T = 3H comparés aux matériaux thermoplastiques (PA 6/50, PPS/65 et PARA-50) et élastomères (EPDM et EPDMV0). Cela est aussi le cas pour le niveau 0.426 kV/mm (tableau 16) mais le spectre de décharges partielles est plus large pour les deux alternances car de nouvelles impulsions d'amplitude plus grande apparaissent. Cependant, une exception est notée pour le matériau époxyde HCEP CY5622 qui développe de fortes amplitudes lors de l'alternance négative. Ceci peut être dû à la présence d'impuretés conductrices au voisinage de l'électrode de terre ou à une variation brusque de la tension délivrée par le transformateur d'essai.

Pour les paliers 0.406 et 0.396 kV/mm (tableau 18 et 19), nous notons un élargissement encore plus important du spectre de décharges partielles pour les deux alternances et pour tous les polymères. Cependant, les décharges développées en surface des matériaux époxydes (CEP CY184, CEP XB5918, HCEP CY5622 et HCEP XB5957) ont une amplitude et un nombre relativement moins élevés par rapport aux autres matériaux thermoplastiques et élastomères à base d'EPDM.

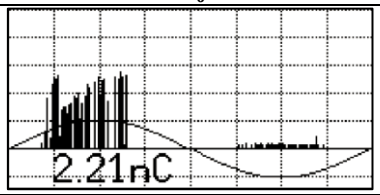
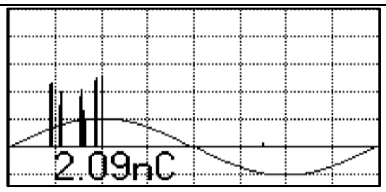
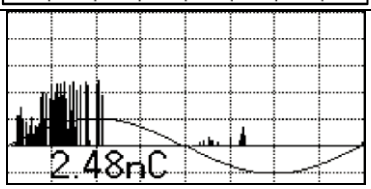
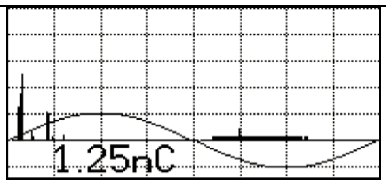
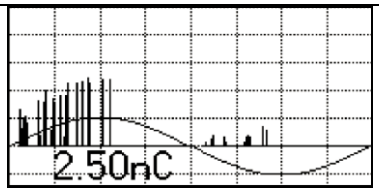
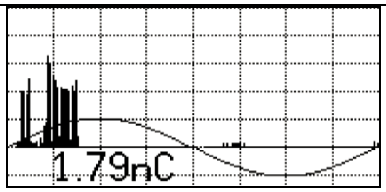
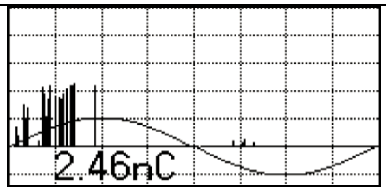
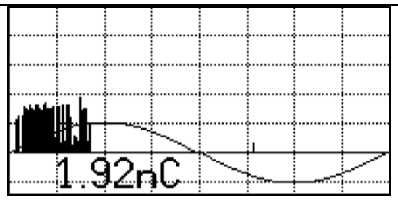
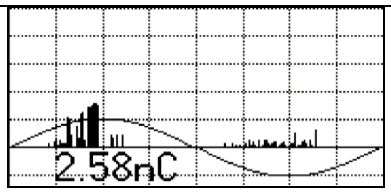
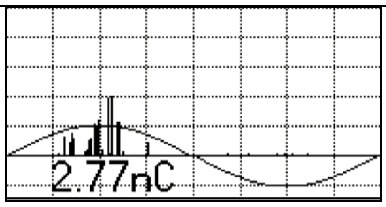
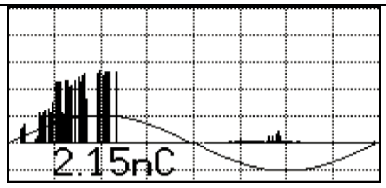
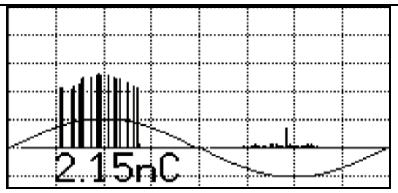
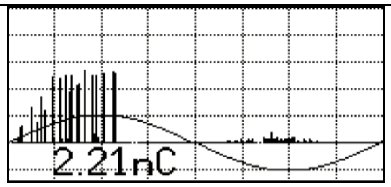
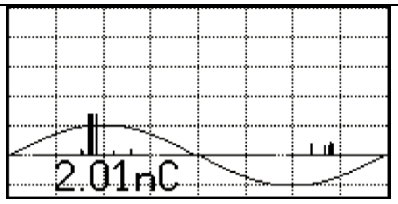
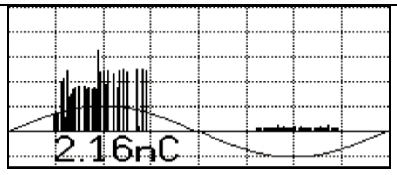
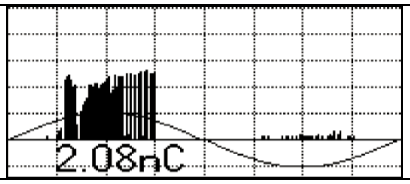
	Temps d'application de la tension	
Matériau	**T_0**	**T = 3H**
PA 6-50		
CEP XB5918		
HCEP CY5622		
HCEP XB5957		
EPDM Santoprène 101-64		
PPS/65 Tedur		
PARA IXEF1022/50		
EPDM Santoprène 251W70 V0		

***Tableau 16**. Forme du spectre de décharges partielles à 20 kV pour différents matériaux polymères (D_c= 41 mm) dans une atmosphère sèche (rapport tension/distance de fuite égal à 0.488 kV/mm).*

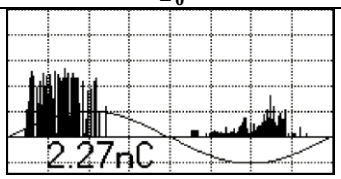
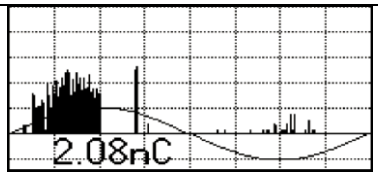
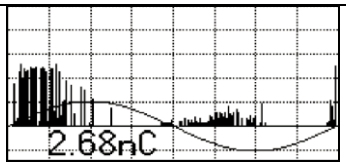
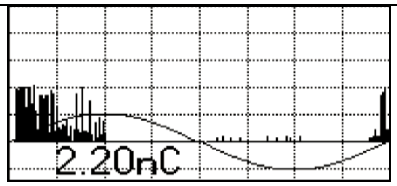
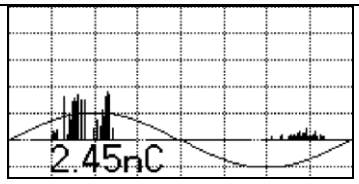
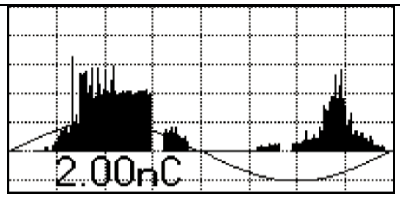
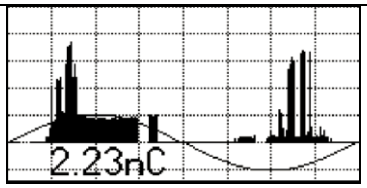
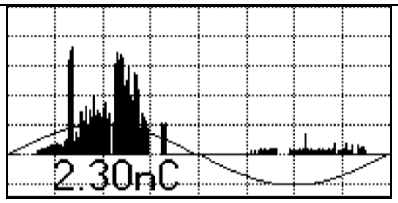
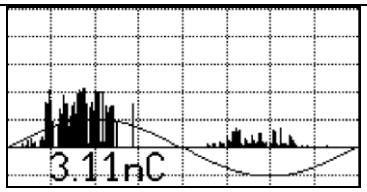
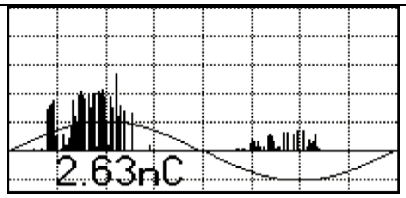
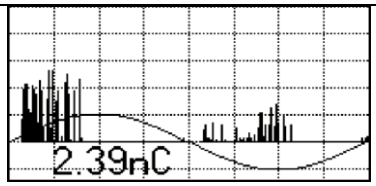
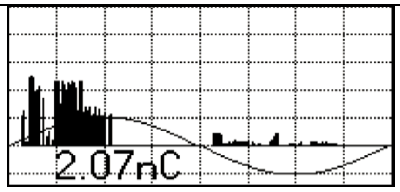
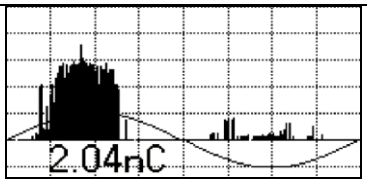
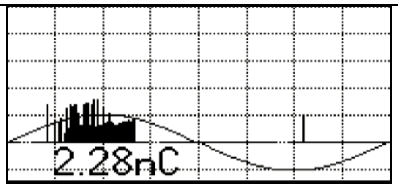
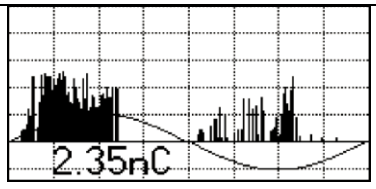
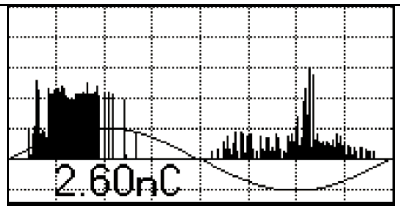
	Temps d'application de la tension	
Matériau	**T_0**	**T = 3H**
PA 6-50		
CEP XB5918		
HCEP CY5622		
HCEP XB5957		
EPDM Santoprène 101-64		
PPS/65 Tedur		
PARA IXEF1022/50		
Polycarbonate/40		

Tableau 17*. Forme du spectre de décharges partielles à 35 kV pour différents matériaux polymères (D_c= 82 mm) dans une atmosphère sèche (rapport tension/distance de fuite égal à 0.427 kV/mm).*

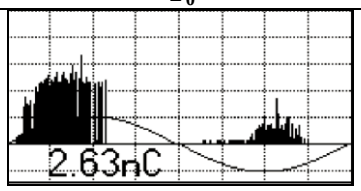
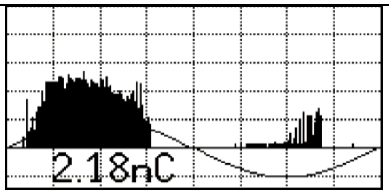
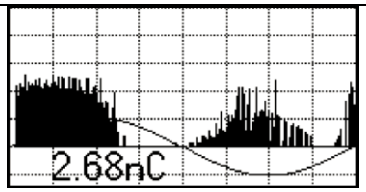
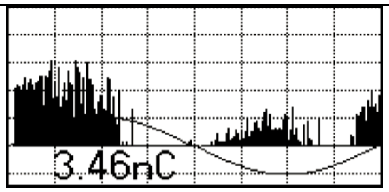
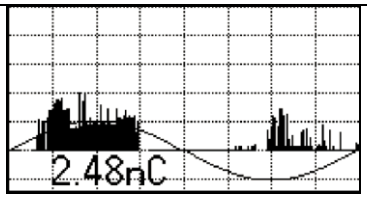
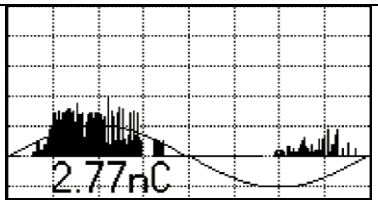
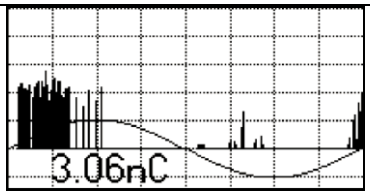
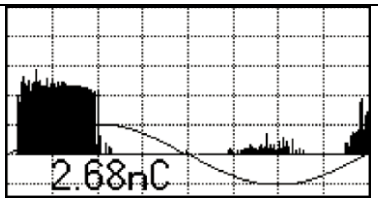
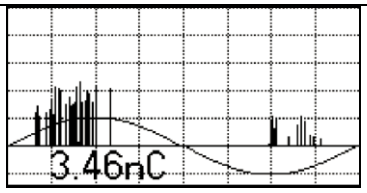
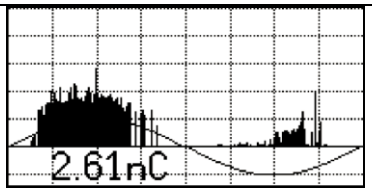
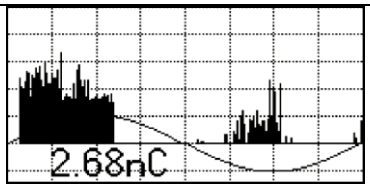
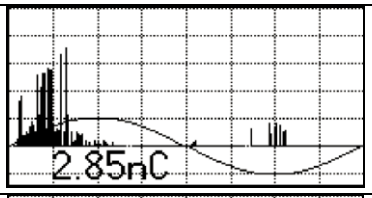
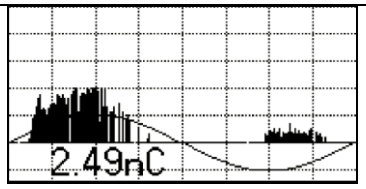
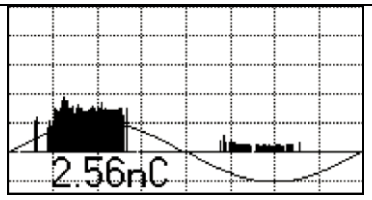
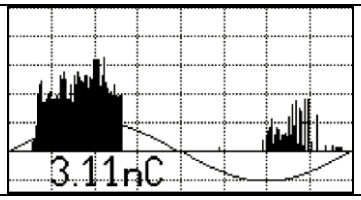
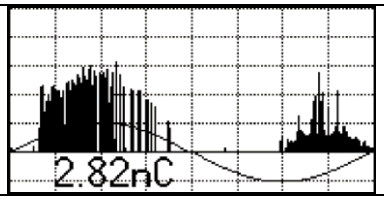
	Temps d'application de la tension	
Matériau	**T_0**	**T = 3H**
PA 6-50		
CEP XB5918		
HCEP CY5622		
CEP CY184		
EPDM Santoprène 101-64		
PPS/65 Tedur		
PARA IXEF1022/50		
PA 66/50		

***Tableau 18**. Forme du spectre de décharges partielles à 50 kV pour différents matériaux polymères (D_c = 123 mm) dans une atmosphère sèche (rapport tension/distance de fuite égal à 0.406 kV/mm).*

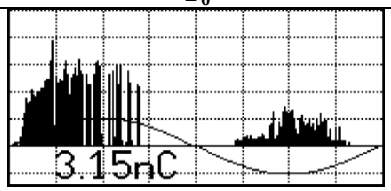
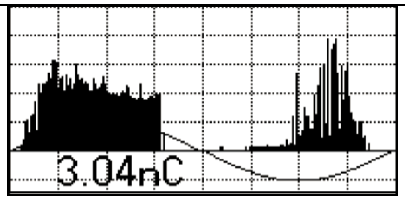
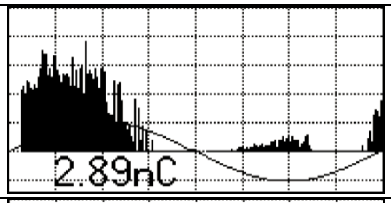
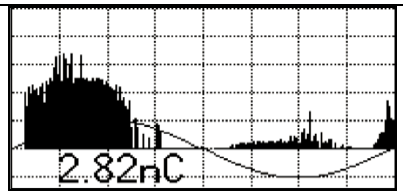
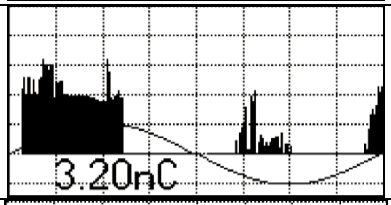
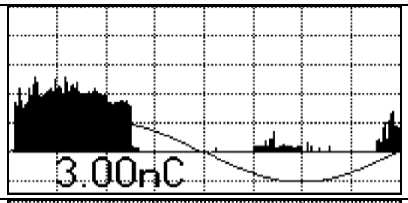
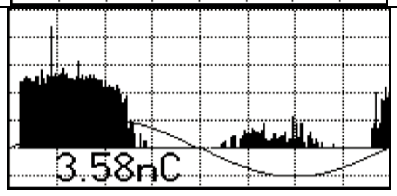
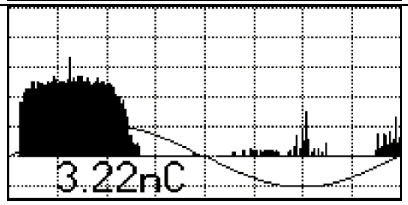
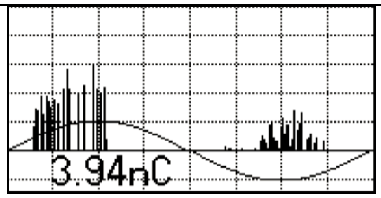
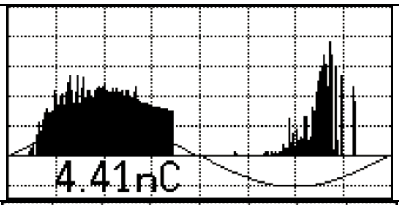
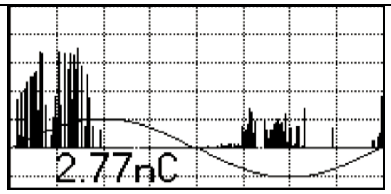
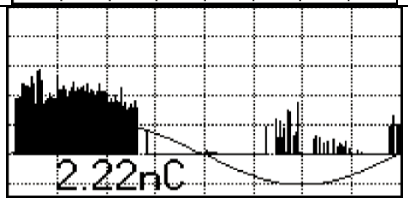
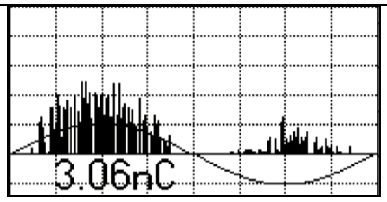
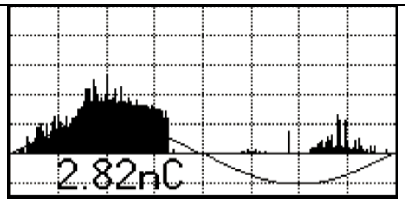
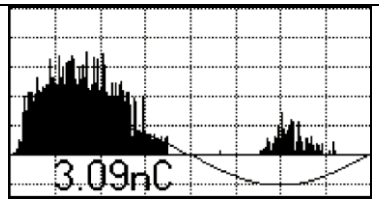
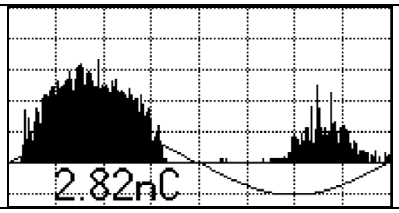
	Temps d'application de la tension	
Matériau	**T_0**	**T = 3H**
PA 6-50		
CEP XB5918		
HCEP CY5622		
CEP CY184		
EPDM Santoprène 101-64		
PPS/65 Tedur		
PARA IXEF1022/50		
PA 66/50		

Tableau 19*. Forme du spectre de décharges partielles à 65 kV pour différents matériaux polymères (D_c =164 mm) dans une atmosphère sèche (rapport tension/distance de fuite égal à 0.396 kV/mm).*

8.3. Discussion et interprétation des résultats

8.3.1. Contournement et décharges partielles en atmosphère sèche

Les résultats du contournement à sec, pour les surfaces planes, ont montré que les résines époxydes semblent résister aux dégradations surfaciques qui peuvent résulter de l'occurrence d'arcs de contournement. En présence d'une atmosphère sèche, la tension de contournement de tous les polymères testés est pratiquement similaire sauf dans le cas du polycarbonate et du polysulfure de phénylène qui montrent des carbonisations de la surface isolante au voisinage des électrodes. Ces détériorations sont principalement formées de carbone qui est précipité à cause d'un échauffement induit par les arcs de contournement [195,196] ; cet échauffement est suffisant pour rompre les liaisons moléculaires qui existent en surface du polymère. Les relevés de décharges partielles en surface des polymères montrent clairement que la quantité de décharges électriques pour le polycarbonate (PC/40), l'EPDM et le polysulfure de phénylène (PPS/65) est la plus élevée pour les deux niveaux de gradient appliqués (0.488 et 0.427 kV/mm). Ainsi, l'évaluation de la résistance au cheminement des polymères est possible en comparant la quantité de décharges électriques produites en surface de chaque matériau. Une quantité élevée indique une résistance très faible pour un polymère donné et la possibilité d'une carbonisation surfacique dont la formation dépend fortement de la structure chimique du polymère. Ces conclusions sont en concordance avec les résultats publiés par B.X. Du [196] après avoir testé une série de matériaux comme le polybutylène téréphtalate (PBT), des laminés phénoliques (LP) et une résine époxyde (EX). Par conséquent, la résistance au cheminement électrique (*Electrical Tracking en Anglais*) d'un matériau dépend aussi de sa structure chimique [197].

De plus, nous pouvons dire qu'il existe une relation entre la résistance au cheminement électrique et l'énergie de liaison des atomes qui dépend de la structure chimique du polymère comme cela a été mentionné par Kobayashi et Yasufuku [198]. Les dégradations surfaciques élevées du polycarbonate et du polysulfure de phénylène sont le résultat d'une présence des atomes de carbone en grande quantité au sein de la matrice polymère [199]. Dans le cas des polymères thermoplastiques (PA6/50, PA66/50, PARA/50, PEHD), la carbonisation de la surface isolante est plus réduite que celle des précédents matériaux mais reste importante au voisinage de l'électrode H.T. et en particulier pour les polyamides (PA6/50 et PA66/50). Cependant, les dommages surfaciques des polyamides restent minimes comparativement au PC/40 et au PPS/65. D'un autre côté, l'arc de contournement émet des rayonnements ultraviolets qui génèrent un marquage en forme de longues lignes entre les deux électrodes de couleur blanche en surface des polyamides. Pour les caoutchoucs en EPDM, un marquage marron clair est observé dans le cas de l'EPDMV0 et

des chemins larges et foncés se produisent en surface du matériau EPDM après les essais de contournement. Toutefois, les propriétés diélectriques de surface (tension de contournement) de l'ensemble des polymères, sauf pour le PC/40 et le PPS/65, ne sont pas affectées. Pour les résines époxydes, aucun signe de dégradation n'a été remarqué sur leur surface après avoir effectué les essais de contournement à cause de la très faible quantité de décharges électriques en particulier pour les résines CEP CY184, HCEP XB5957 et HCEP CY5622. Ces polymères thermodurcissables ont une structure moléculaire qui comporte très peu d'atomes de carbone en comparaison avec les thermoplastiques polyamides, le polycarbonate ou le polysulfure de phénylène. Cependant, des chemins de couleur blanche sont formés en surfaces des résines époxydes suite à l'émission de rayons ultraviolets par les décharges de contournement. Nous avons noté que les chemins crées par les rayons ultraviolets pour tous les polymères ont pour origine l'électrode H.T. où le champ électrique est élevé.

L'accroissement de la vitesse d'augmentation de la tension induit une élévation de la valeur de la tension de contournement pour tous les polymères à partir de la distance 123mm. Cette augmentation est plus accentuée dans le cas du PC/40, du PPS/65 et de la résine époxyde CEP CY184 pour toutes les distances de fuite. Nous pensons que cela peut être dû à la génération de charges d'espace qui induit une augmentation de la tension de contournement et que la vitesse d'augmentation de la tension semble contrôler la quantité de charges d'espace générée durant le processus de contournement sur les interfaces solide/air. Plusieurs investigations expérimentales révèlent que le contournement des surfaces polymères peut être affecté par des charges électriques qui sont présentes dans les interfaces solide/air [200-202]. Ehnberg et Blennow [201] ont conclu que la réduction de la tension de contournement était causée par la présence de charges positives qui se sont déposées en surface du polymère. D'après Kumara et al [203], et Darveniza et al [204] une surface de polymère positivement chargée induit une augmentation du coefficient d'ionisation lequel procure les conditions suffisantes pour diminuer la valeur de la tension de contournement. D'un autre côté, le dépôt de charges négatives sur des surfaces isolantes génère une réduction du coefficient d'ionisation qui permet un accroissement de la tension de contournement.

Dans le cas de la résine époxyde CEP CY184, du PC/40 et du PPS/65, l'augmentation de la tension de contournement commence à partir de la distance de fuite 41mm qui représente une étape prématurée comparativement aux autres polymères. Cela peut être expliqué par la génération d'une quantité importante de charges négatives à cause de la présence d'un pourcentage élevé de microparticules de silice dans la matrice polymère comme cela est indiqué par les résultats d'un groupe de travail CIGRE [205]. Pour le PC/40, nous pensons que la génération d'une quantité de

charges négatives serait significative à cause de la structure chimique du polymère, du matériau constituant les électrodes et du champ électrique [206].

Durant les expérimentations, nous avons observé que de faibles vitesses d'accroissement de la tension (0.5 et 1 kV/s) induisaient d'importantes dégradations surfaciques malgré les faibles valeurs de la tension de contournement par rapport à d'autres vitesses (2 et 5kV/s). Nous pouvons corréler l'augmentation des dégradations en surface aux décharges de contournement qui se propagent au voisinage des surfaces isolantes pour de faibles vitesses (0.5 et 1kV/s). Cette relation peut être établie d'après nos observations visuelles du phénomène de contournement pour l'ensemble des polymères. De plus, Nous avons remarqué que l'arc électrique se propageait graduellement dans l'air après augmentation de la vitesse d'accroissement de la tension. Selon Winter et Kindersberger [207], la conductivité du gaz entourant le matériau polymère peut être modifiée à cause de l'ionisation des molécules présentes dans ce gaz résultant de la collision des électrons et des radiations ionisantes. En réalité, la densité de courant à travers le polymère augmente suite à l'élévation du champ électrique, ce qui génère une augmentation de la conductivité du gaz. Par conséquent, la décharge de contournement se propage selon le chemin le plus conducteur pour connecter les deux électrodes.

8.3.2. Contournement et décharges partielles en environnement humide et salin

Les résultats obtenus pour le brouillard humide et le brouillard salin sur les différents polymères sous tension alternative montrent que les propriétés diélectriques (tension de contournement) sont très réduites en présence de brouillard humide et encore bien plus affectées en présence de brouillard salin. Selon Cavallini et al [208], la tension d'initiation des décharges partielles (PDIV) diminue considérablement à cause de l'environnement salin ce qui génère une décroissance remarquable de la tension de contournement. Ainsi, cela permet d'expliquer l'apparition rapide de décharges partielles en atmosphère saline pour des niveaux de tension relativement faibles induisant une augmentation de la température et d'une densité de courant de fuite très élevée en surface des matériaux. En réalité, ce courant de fuite cause un assèchement de la couche conductrice et une apparition progressive de zones sèches qui donnent naissance à des décharges partielles sous l'effet du champ électrique, ce qui modifie partiellement la forme et l'amplitude de l'onde du courant de fuite [209]. D'autres chercheurs [210-215] ont démontré que le niveau de tension d'apparition des décharges partielles (PDIV) dépendait de la fréquence d'oscillation des gouttelettes d'eau, de leur volume en surface des isolants et du niveau d'hydrophobie du polymère. Les résultats obtenus [216-

220] ont montré que la tension d'apparition des décharges partielles augmentait en fonction de la pulsation/fréquence (pour 20 < f < 100 Hz) de manière logarithmique et que l'accroissement du volume de la gouttelette réduisait la tension seuil d'apparition des décharges partielles. Cependant, il a été confirmé que la tension seuil d'apparition des décharges partielles était indépendante de la conductivité des gouttelettes d'eau.

Cela nous permet de formuler l'hypothèse que le processus d'apparition des décharges électriques se déroule en deux étapes :

- en présence d'une couche humide et fortement conductrice, la diminution de la tension seuil d'apparition des décharges partielles (PDIV) peut être due à la formation de zones sèches en un temps relativement court sous l'effet d'une amplitude élevée du courant de fuite qui traverse la surface polluée et dépend de l'hydrophobie du polymère. Ce niveau de tension peut être différent selon les dimensions et le nombre de zones sèches.

- la tension d'apparition des décharges partielles se stabilise pour chaque gouttelette d'eau formée en surface, en fonction de sa déformation et de son volume qui influencent le niveau de la tension seuil d'apparition des décharges partielles. Ainsi, cela peut expliquer que certaines régions du polymère soient plus endommagées que d'autres à cause d'une activité de décharges plus importante sous l'effet des deux précédents paramètres (oscillation et volume de la gouttelette).

Lorsque nous nous basons sur la méthode de mesure de la tension de contournement qui est développée dans ce travail et à partir de nos observations visuelles, nous pouvons établir que les résines époxydes (CEP CY184, CEP XB5918, HCEP CY5622 et HCEP XB5957) ne montrent aucune dégradation surfacique lorsque des décharges partielles et des arcs de contournement se produisent de manière répétitive en présence de brouillard humide ou salin. Les surfaces des résines HCEP (XB5956 et CY5622) sont les moins altérées en comparaison avec les résines CEP (XB5918 et CY184) à cause de leur propriété hydrophobe qui tend à supprimer le développement d'une amplitude élevée du courant de fuite, des décharges partielles et de l'arc de contournement [221,222]. Ce type de mécanisme inclut la diffusion et le transfert d'une faible quantité de poids moléculaire (LMW) de la matrice polymère jusqu'en surface, et joue un rôle majeur dans l'auto-régénération des propriétés hydrophobes [223,224].

Concernant les matériaux en EPDM (EPDM et EPDMV0), la tension de contournement décroît de manière légère par rapport aux résines époxydes à cause des modifications surfaciques. Une

décroissance de la résistivité superficielle des élastomères en EPDM pourrait être la raison de la diminution des valeurs de la tension de contournement. Nous notons que la tension de contournement et les dégradations surfaciques sont moins altérées pour l'EPDMV0 que pour l'EPDM. Ces améliorations peuvent être attribuées à la présence de particules anti-flammes dans l'EPDMV0. En présence de brouillard humide, les propriétés des caoutchoucs en EPDM sont pratiquement égales à celles des résines époxydes mais les détériorations en surface des matériaux en EPDM restent plus importantes que celles des matériaux époxydes. Pinnangudi et al [225] expliquent que la stabilité thermique et l'énergie d'activation des matériaux époxydes sont plus élevées que dans le cas des polymères en EPDM. Ces arguments permettent d'expliquer que le taux de dégradation des résines époxydes est plus faible que celui des caoutchoucs en EPDM. De plus, la présence de particules de silice en grande quantité (plus de 60% en poids) dans certaines de nos résines époxydes améliore significativement la résistance au cheminement électrique même en présence d'une activité intense de décharges partielles et d'arcs de contournement [226]. Les phénomènes de dégradations qui ont lieu pour les matériaux EPDM sont dus à la réduction du pourcentage des atomes de carbone qui se trouvent dans les liaisons C-C, C=O et O-C=O à cause de la forte tendance à l'oxydation des élastomères en EPDM [227].

Quant aux thermoplastiques (PA6/50, PA66/50, PC/40, PARA/50 et PPS/65), la réduction de la tension de contournement est plus significative que pour les polymères époxydes ou EPDM en particulier pour le PC/40 et le PPS/65. En présence de brouillard humide, ces matériaux sont soumis à l'érosion et à la formation de cheminements électriques qui diminuent très fortement la tension de contournement. L'ampleur de ces dégradations est encore plus aggravée en présence de brouillard salin. A partir de nos résultats expérimentaux, il est possible de classer les matériaux thermoplastiques à partir de la pente des droites de contournement obtenues en atmosphère humide ou saline. Ce classement peut représenter la résistance au cheminement électrique selon des essais de contournement en surface des matériaux. Le classement de nos différents polymères peut être donné de la manière suivante : PEHD > PARA50 > PA6/50 > PA66/50 > PC/40 > PPS/65. Nous avons constaté que de très larges cheminements électriques se formaient en surface du PC/40 et du PPS/65 après des essais de contournement en présence de brouillard humide ou salin en particulier pour de longues distances de fuite (164mm). Les polyamides (PA 6/50 et PA 66/50) sont caractérisés par des régions partiellement érodées et de petits cheminements électriques en comparaison avec le PC/40 ou le PPS/65. Le polyarylamide (PARA/50) est caractérisé par une coloration de sa surface et de petites zones carbonisées au voisinage de l'électrode H.T. Par conséquent, les dégradations surfaciques des thermoplastiques sont les plus sévères. Ces matériaux

subissent une forte élévation de température à cause de la chaleur qui se retrouve emprisonnée dans certaines régions du polymère, ce qui accentue les dégradations surfaciques le long de la surface et dans l'épaisseur des matériaux [228].

Plusieurs réactions chimiques se produisent sur les surfaces isolantes et cela induit une perte de matière conséquente. Ces réactions dépendent fortement de la structure chimique et de la quantité d'oxygène qui serait disponible dans l'environnement pollué. Donc, un polymère qui subit l'effet des décharges partielles peut fondre sous l'effet de l'augmentation de température et se décomposer pour donner lieu à d'autres produits chimiques. Plusieurs gaz peuvent être issus de l'activité des décharges partielles en surface de matériaux polymères en présence de brouillard humide ou salin. Tanaka et Lizuka [162] confirment que les processus suivants se produisent dans le cas du polyéthylène comme la formation d'une couche oxydée qui inclut des radicaux de type carbonyles (>CO), la formation de composés gazeux (H_2O, CO_2, CO, CH_4), la formation d'acide oxalique (HCOO-COOH) en présence de molécules d'eau (comme cela est le cas pour notre étude), la formation de cyanure d'hydrogène HCN ou d'ammoniac NH_3 (cas des polyamides) ou encore le bisphénol A (cas du polycarbonate). De l'oxygène en forme d'ions, de molécules ou d'atomes en état d'excitation extrême agissent en surface des polymères pour promouvoir des réactions d'oxydation susceptibles de réduire le poids du matériau. D'autres produits issus de la décomposition de matériaux polymères comme l'ozone (combiné aux rayons ultra-violets) [229], les oxydes nitriques, le dioxyde de soufre SO_2 et le sulfure d'hydrogène H_2S (cas du polysulfure de phénylène PPS/65 par exemple) peuvent également réagir avec le polymère et l'eau originaire du brouillard humide ou salin, pour produire des composés carbonyles ou des nitrates d'esters. Par conséquent, des processus similaires sont susceptibles de se produire sur les différents polymères que nous avons testés (thermoplastiques, époxydes cyclo-aliphatiques et caoutchoucs EPDM) mais avec différents taux de décomposition.

En général, le processus de dégradation des matériaux polymères inclut des mécanismes thermiques dont le rôle est très important dans la rupture diélectrique. Billings et al [230] ont suggéré que les décharges partielles agissent comme une source de chaleur et que les produits gazeux issus de l'endommagement des polymères sont formés suite à un effet thermique. Torelli [231] et Bagirov et al [232] ont calculé la quantité de chaleur originaire des décharges électriques et ont pu démontrer que l'augmentation de température était suffisante pour engendrer des dégradations thermiques oxydantes mais restait trop faible pour induire un claquage de nature thermique. Plusieurs investigations employant différentes méthodes d'analyses thermiques ont été effectuées pour déterminer des composés de nature thermo-oxydative pour divers matériaux tels que

le polyéthylène (PE) [233], le polychlorure de vinyle (PVC) [234,235], le polyéthylène téréphtalate (PET) [236,237], le polyimide (PI) [238] et les résines époxydes (EP) [239,240]. Des chercheurs [241-244] ont pu établir que la cinétique de dégradation, le taux de formation de composés issus de l'oxydation du polymère, le taux de perte de masse ou encore le taux d'absorption d'oxygène étaient différents et dépendaient du type de matériau et des contraintes électro-thermiques et climatiques (température, pollution atmosphérique, activité des décharges partielles et amplitude du courant de fuite).

Pour les polymères à surface texturée, nous avons pu constater que les dégradations sous brouillard humide ou salin sont considérablement réduites et que les propriétés diélectriques de surface (tension de contournement) sont supérieures à celles obtenues sur les surfaces planes. Cela est principalement dû à l'effet des protrusions surfaciques qui inhibent les décharges partielles dans les zones sèches. En réalité, la réduction du taux d'érosion et de cheminement sur ce type de surface peut être facilement déduite du fait de l'augmentation de la distance de fuite entre les deux électrodes qui réduit l'amplitude du courant de fuite durant les essais de contournement, et d'une division de la décharge causant l'érosion et/ou le cheminement électrique par les protubérances en diminuant ainsi l'amplitude du courant de fuite traversant la surface.

8.4. Essais de claquage diélectrique

Pour réaliser les tests de claquage diélectrique, nous avons conçu une cellule prototype, contenant de l'huile minérale non-inhibée qui correspond aux spécifications de la norme **CEI 60296** [176]. Des électrodes cylindriques, sphériques [177] et de type pointe sont utilisées pour garantir un claquage des éprouvettes sous champ uniforme (cylindriques et sphériques) et non-uniforme (pointes).

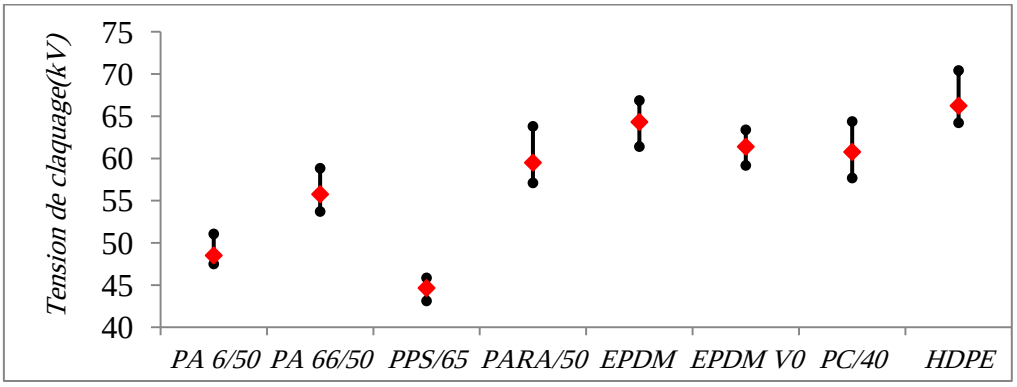
8.4.1. Claquage à l'état sec en champ uniforme (électrodes cylindriques)

Nous avons effectué des essais sur de nombreux matériaux polymères à l'état sec pour calculer la tension de claquage moyenne de chaque matériau et ainsi effectuer une comparaison. La figure 161 illustre la tension de claquage de chaque matériau calculée à partir d'une moyenne de 10 essais.

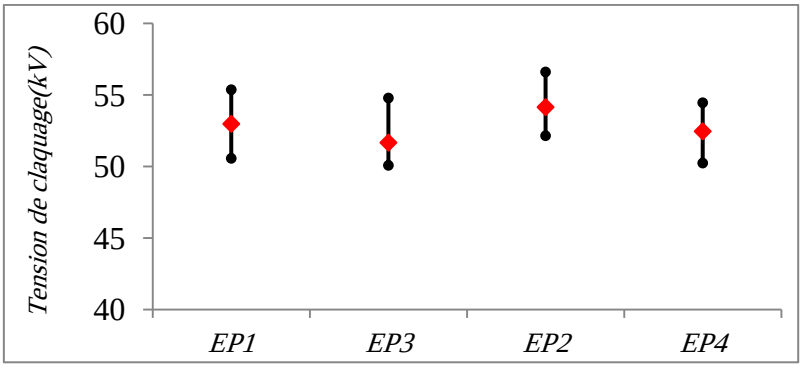
Nous remarquons que le PPS/65 est celui qui possède la plus faible tension de claquage avec une petite dispersion des valeurs. Les résines époxydes affichent des tensions de claquage intermédiaires (entre 51 et 54 kV). Les plus hautes valeurs sont enregistrées pour les époxydes

hydrophobes avec une différence de 2 à 3 kV par rapport aux époxydes cyclo-aliphatiques ordinaires. Nous notons également que les résines chargées avec des particules de silice (HCEP CY5622 et CEP CY184) ont une plus grande tension de claquage que les résines non-chargées. Cela montre que l'inclusion de particules minérales influence les propriétés diélectriques des polymères. Le PA66/50, PARA-50 et le PC/40 ont une tension de claquage plutôt élevée avec une plus grande valeur pour le PC/40 et le PARA-50.

Enfin, les élastomères EPDM et EPDMV0 et le PEHD sont caractérisés par les plus grandes valeurs de claquage. Cependant le PEHD reste celui qui montre la plus grande tension de claquage parmi tous les polymères, ce qui justifie très largement son utilisation dans les câbles électriques à cause de ses propriétés diélectriques et mécaniques adéquates pour cette application.



(a)



(b)

Figure 161. *Tension de claquage moyenne (vitesse 0.5kV/s) dans l'huile de plusieurs polymères (épaisseur 3mm) en utilisant des électrodes cylindriques (CEI60243-1, Φ=25mm) pour (a) des thermoplastiques et des caoutchoucs EPDM et (b) des résines époxydes.*

8.4.2. Claquage à l'état sec en champ uniforme (électrodes sphériques)

La figure 162 montre les valeurs de la tension de claquage en utilisant des électrodes sphériques de même dimension (Φ=20mm). Par rapport au cas des électrodes cylindriques (Φ=25mm), nous remarquons que la tension de claquage augmente de 5 à 10kV environ. Aucune différence n'a été observée quant aux performances des polymères thermoplastiques et EPDM utilisés. Toutefois, de larges dispersions dans les valeurs de la tension de claquage sont notées pour les polyamides (PA6/50 et PA66/50) et pour l'EPDMV0 comme le montre le graphique de la déviation standard (Fig. 164) qui compare la dispersion en utilisant différentes électrodes.

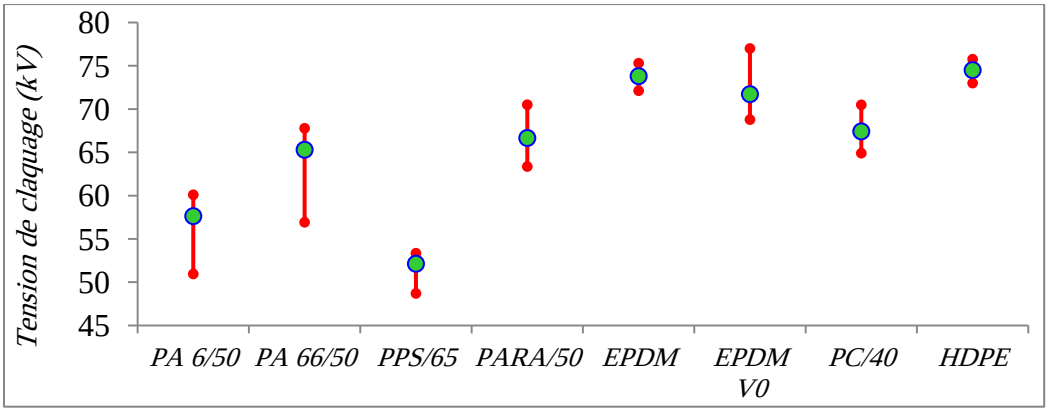


***Figure 162**. Tension de claquage moyenne (vitesse 0.5kV/s) dans l'huile de plusieurs polymères (épaisseur 3mm) en utilisant des électrodes sphériques (CEI60243-1, Φ=20mm) de plusieurs thermoplastiques.*

8.4.3. Claquage à l'état sec en champ non-uniforme (électrodes pointe/pointe)

En figure 163, la tension de claquage moyenne du système pointe/pointe est plus faible que dans le cas des deux précédents systèmes d'électrodes (sphériques et cylindriques). Une forte dispersion est notée pour les polymères PARA/50, PC/40 et le PEHD. Le classement des polymères selon les performances de claquage est partiellement modifié vu que certains matériaux (PC/40, PA66/50 et EPDM) ont une plus grande rigidité diélectrique en présence d'un champ non-uniforme.

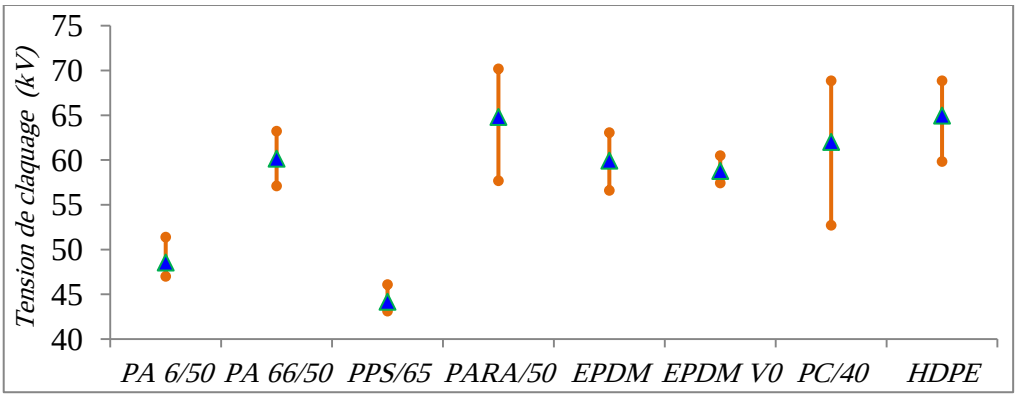


***Figure 163**. Tension de claquage moyenne (vitesse 0.5kV/s) dans l'huile de plusieurs polymères (épaisseur 3mm) en utilisant des électrodes pointes (champ non-uniforme).*

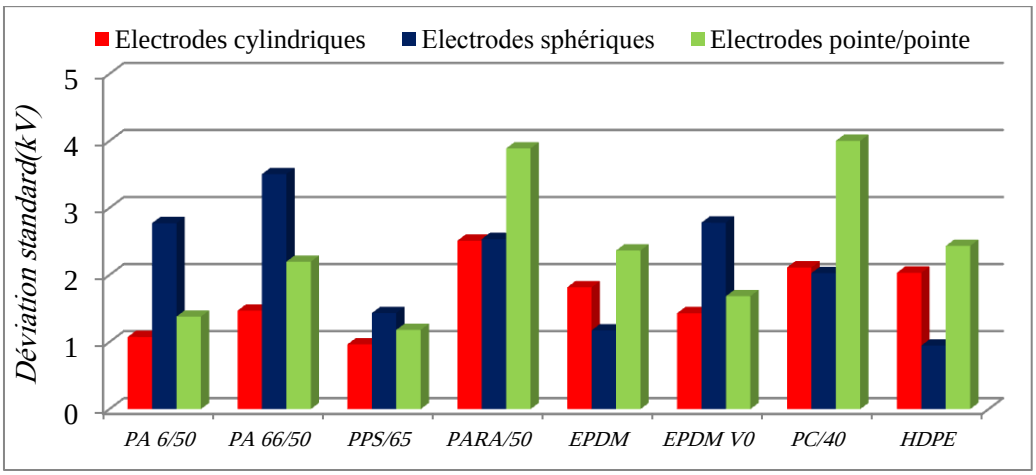


***Figure 164.** Déviation standard pour plusieurs polymères et différentes configurations d'électrodes.*

8.4.4. Influence de la forme et de la polarité des électrodes

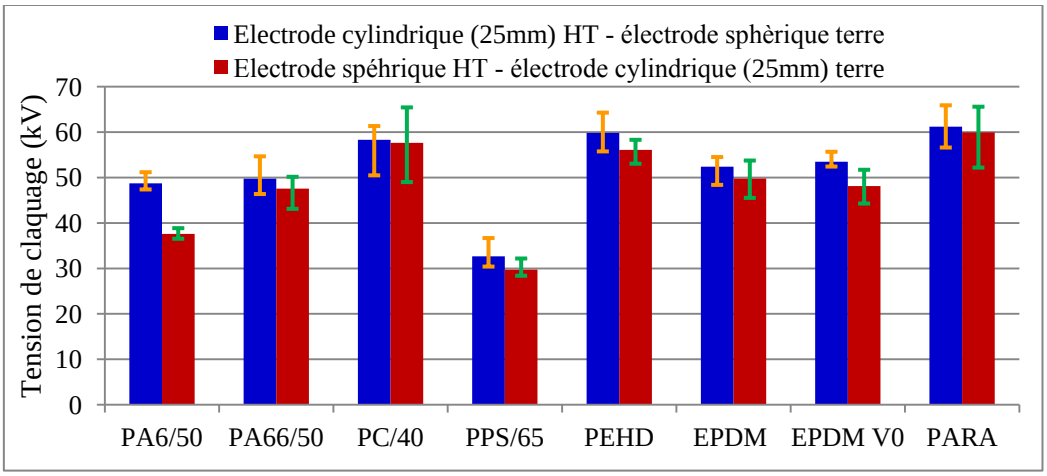
L'influence de la forme et de la polarité des électrodes est étudiée à travers les mesures de la tension de claquage et de la déviation standard. Les figures 165, 166 et 167 montrent les valeurs de la tension de claquage et de la déviation standard pour les configurations d'électrodes suivantes :

- électrode cylindrique (Φ=25mm) – électrode sphérique (Φ=20mm).
- électrode cylindrique (Φ=60mm) – électrode sphérique (Φ=20mm).
- électrode cylindrique (Φ=60mm) – électrode pointe.

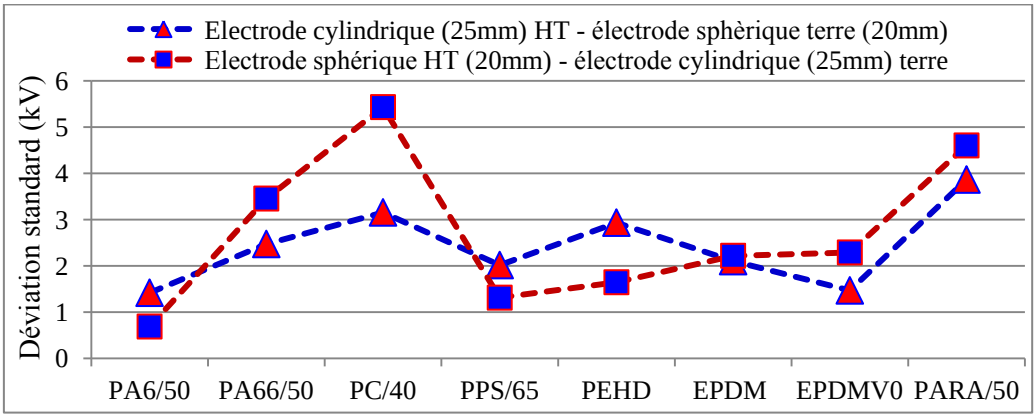
Pour toutes les précédentes configurations, la tension de claquage (Fig. 165(a), 166(a) et 167(a)) du polyéthylène est la plus élevée pour les configurations des figures 161 et 162 et quelque peu réduite dans le cas de la configuration illustrée en figure 163. Une diminution d'environ 5kV de la tension de claquage est observée dans le cas de la configuration d'électrodes sphérique/pointe.

Pour le polycarbonate (PC/40) et le polyarylamide (PARA/50), les tensions de claquage enregistrées pour les trois configurations sont les plus élevées par rapport à la forme et à la polarité des électrodes. Les polyamides PA6/50 et PA66/50 et les EPDM (EPDM et EPDMV0) ont pratiquement les mêmes valeurs de tension de claquage sauf dans les cas d'une configuration sphère/pointe où le PA6/50 affiche une faible valeur. L'EPDMV0 possède la même tension de claquage que le matériau EPDM malgré la présence de particules anti-flammes. Le PEHD montre les plus fortes valeurs de claquage sauf dans le cas de la configuration d'électrodes sphère/pointe pour laquelle nous notons une diminution de 10kV. Les valeurs de déviation standard (Fig. 165(b), 166(b) et 167(b)) montrent qu'une différence de 1kV existe lorsque l'on passe de la configuration sphérique (Φ=20mm) – cylindrique (Φ=25mm) à la configuration sphérique (Φ=20mm) – cylindrique (Φ=60mm). Pour le système cylindrique (Φ=60mm)/pointe, il n'existe pas de différence notable lorsque la polarité des deux électrodes est inversée sauf dans le cas du PA66/50 et du PC/40.

En changeant la polarité des électrodes sphériques (Φ=20mm) – cylindrique (Φ=25mm), une diminution (entre 3 et 5kV) de la tension de claquage pour tous les polymères sauf pour le PA6/50 (Fig. 165(a)). Ce dernier affiche une décroissance significative de 10kV. Cependant, cette configuration d'électrodes permet d'avoir les plus hautes valeurs de claquage parmi tous les systèmes d'électrodes testés. Le système d'électrodes cylindriques (25mm – 60mm) procure de plus faibles valeurs de claquage en comparaison du système cylindriques (25mm - 25mm). Cela peut être expliqué par la présence de plus grandes dimensions pour l'électrode cylindrique (Φ = 60mm) qui représentent 2.5 fois celles de l'électrode cylindrique de 25mm de diamètre. Ce type d'inégalité entre les électrodes peut constituer un champ électrique non-uniforme qui est responsable de la décroissance de la tension de claquage de tous les polymères. Toutefois, cela n'est pas le cas pour le polysulfure de phénylène qui montre des valeurs quasi identiques pour les deux configurations (Fig. 165(a) et 166(a)). En figure 167(a), la présence d'électrodes en forme de pointe fait décroître considérablement la tension de claquage de quelques polymères comme le PA6/50, l'EPDM, l'EPDMV0, le PEHD et le PARA/50 comparativement au système d'électrodes sphérique (20mm) – cylindrique (25mm). Le PA66/50 et le PC/40 sont les seuls matériaux qui montrent une légère diminution de la tension de claquage même lorsque la polarité des électrodes est intervertie.

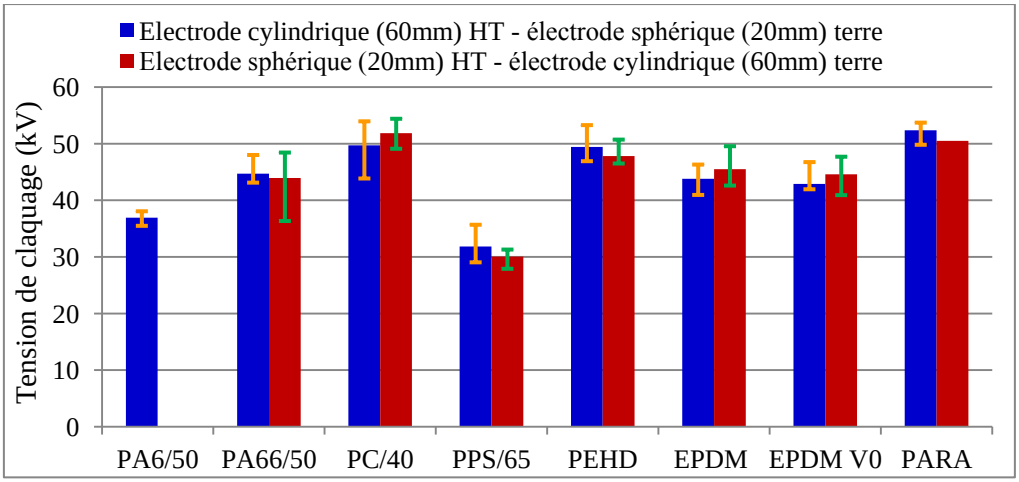


(a)

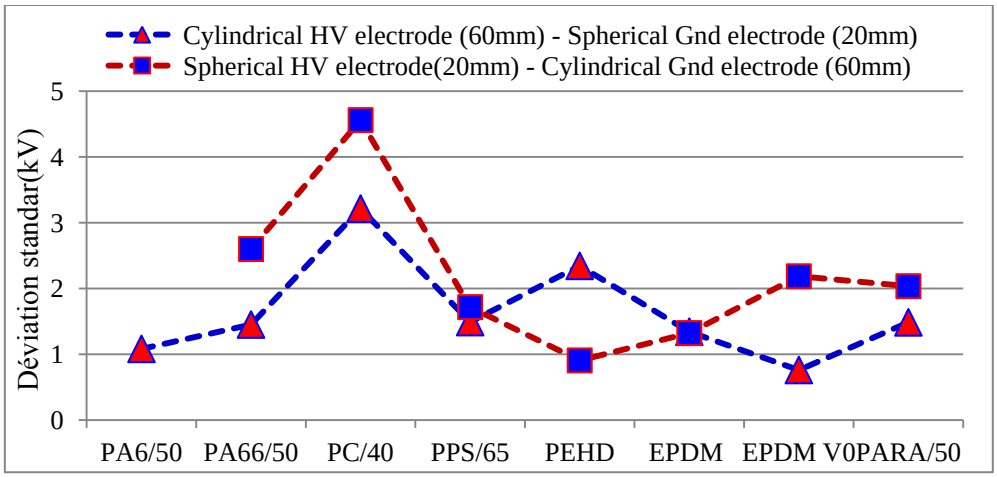


(b)

Figure 165. *Caractéristiques de claquage de plusieurs polymères en utilisant un système d'électrodes sphérique (Φ=20mm) – cylindrique (Φ=25mm) (0.5kV/s), (a) tension de claquage, (b) déviation standard.*

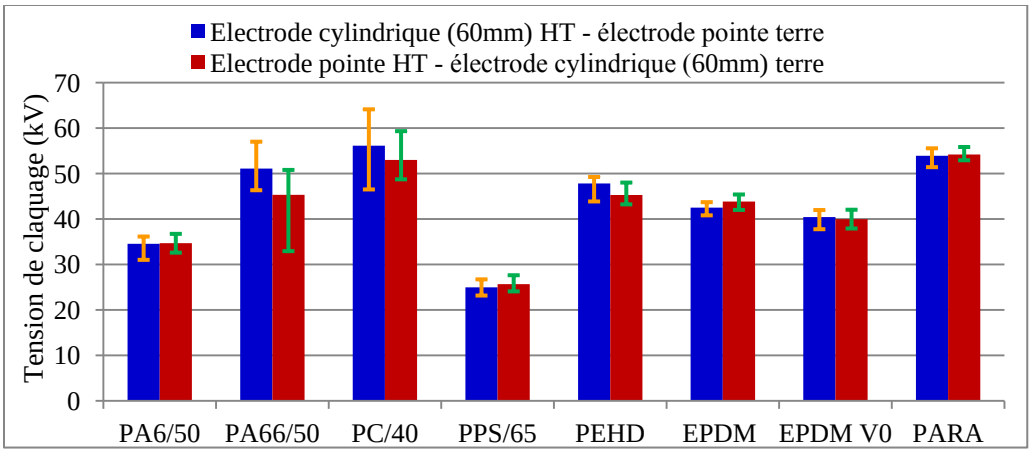


(a)

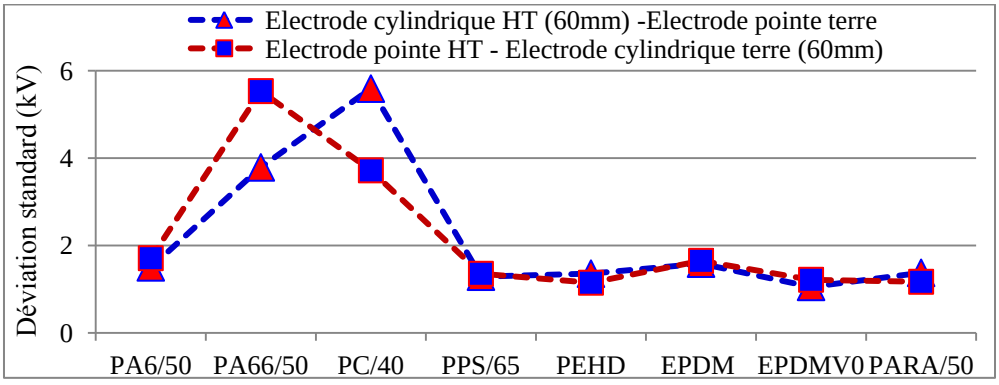


(b)

Figure 166. *Caractéristiques de claquage de plusieurs polymères en utilisant un système d'électrodes sphérique (20mm) – cylindrique (60mm) (vitesse 0.5kV/s), (a) tension de claquage, (b) déviation standard.*



(a)



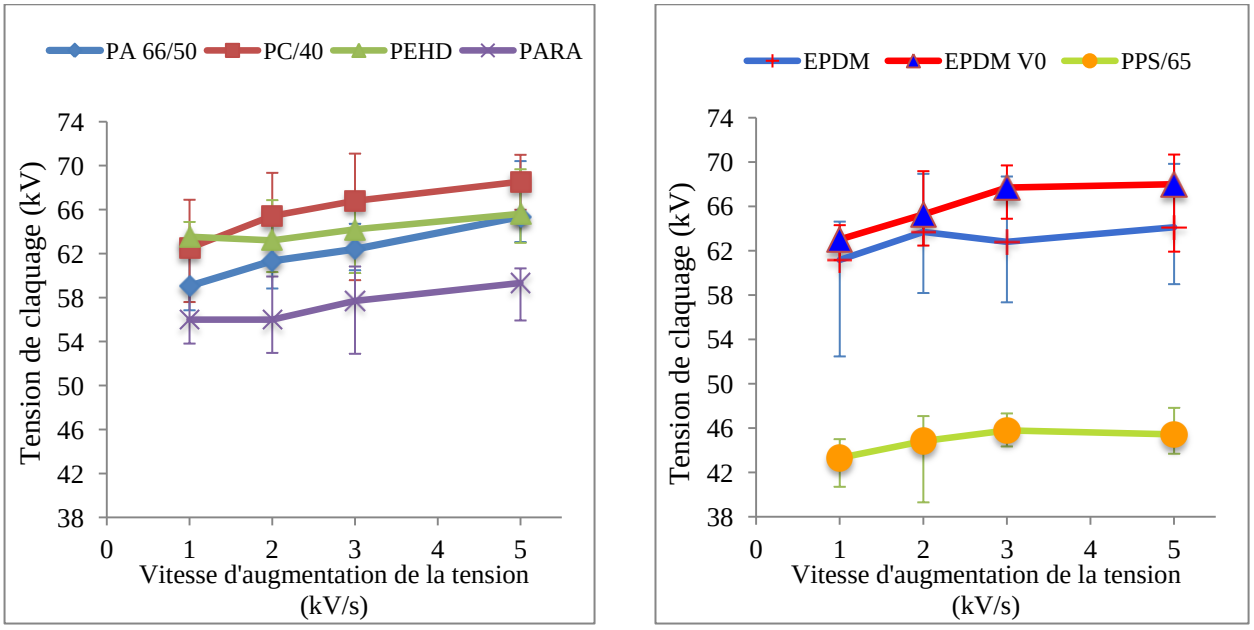
(b)

Figure 167. *Caractéristiques de claquage de plusieurs polymères en utilisant un système d'électrodes cylindrique (60mm) – pointe (vitesse 0.5kV/s), (a) tension de claquage, (b) déviation standard.*

8.4.5. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension

Les essais de claquage diélectrique sont effectués pour des échantillons non-vieillis (de 3mm d'épaisseur) en employant une paire d'électrodes cylindriques (Φ=25mm). La figure 168 montre l'influence de la vitesse d'augmentation de la tension sur les valeurs de la tension de claquage de plusieurs polymères.

La figure 168(a) montre que la tension de claquage dépend très fortement de la vitesse d'augmentation de la tension. Nous constatons que l'augmentation de cette vitesse élève la tension de claquage de manière linéaire pour le PA66/50, le PC/40, le PEHD et le PARA/50. Ces résultats sont en parfait accord avec les conclusions de Hosier et al [245] et Tu et al [246]. Les plus hautes valeurs sont obtenues pour le polycarbonate (PC/40) et les plus faibles tensions de claquage sont attribuées au polyamide PA66/50. Pour ces deux derniers polymères, la tension de claquage augmente de 6kV en passant d'une vitesse de 1 à 5kV/s. En figure 168(b), la tension de claquage moyenne des caoutchoucs en EPDM (EPDM et EPDMV0) augmente de 2 et 4 kV pour l'EPDM et l'EPDMV0 respectivement (en passant de 1 à 3kV/s) et se stabilisent par la suite. Les mêmes conclusions peuvent être faites pour le polysulfure de phénylène (Fig. 167(b)).



(a) (b)

***Figure 168**. Influence de la vitesse d'augmentation de la tension sur la tension de claquage dans l'huile de plusieurs polymères (épaisseur 3mm) selon la norme CEI 60243-1 en utilisant une paire d'électrodes cylindriques (Φ=25mm), (a) thermoplastiques et (b) caoutchoucs EPDM et PPS/65.*

8.4.6. Effet du vieillissement thermique accéléré

L'influence du vieillissement thermique accéléré sur la tension de claquage est étudiée en évaluant trois hautes températures (100, 130 et 150°C) pendant des durées relativement longues (1000, 750 et 840H). La figure 169 montre les valeurs moyennes de la tension de claquage pour plusieurs polymères et une vitesse d'augmentation de la tension égale à 0.5kV/s. Les électrodes utilisées sont de type cylindrique de diamètre égal à 25mm (CEI 60243-1 [177]).

Nous remarquons que l'exposition des polymères à une haute température (100°C) modifie la tension de claquage lorsque les échantillons vieillis sont comparés à des spécimens non-dégradés. Cependant, la tension de claquage du PA 6/50, du PA 66/50 et de l'EPDM augmente légèrement après vieillissement. Cette augmentation est égale à 10, 4 et 2kV pour le PA 6/50 PA 66/50 et l'EPDM respectivement. En ce qui concerne le PEHD, la tension de claquage subit une diminution légère de 5.01% de la tension de claquage d'un spécimen non-dégradé.

Pour ce qui est des dégradations physiques, les surfaces du PARA/50 et de l'EPDMV0 deviennent jaune et marron clair respectivement après vieillissement. Ce phénomène nous permet de constater que ces deux matériaux sont sensibles à l'oxydation qui semble être accélérée sous l'effet de la température (100°C).

A 130°C et pour une durée d'exposition égale à 740H, la tension de claquage reste inchangée pour le PA6/50 et le PPS/65 comme c'est le cas lors d'une exposition de 1000H à 100°C. Cependant, la tension de claquage décroît pour l'EPDM, l'EPDMV0 et le PC/40, ce qui montre que les propriétés diélectriques de ces polymères sont considérablement affectées par l'augmentation de température. Dans le cas du PA66/50, la tension de claquage augmente de 8kV en comparaison des échantillons vieillis à 100°C.

Pour la température 150°C et une durée d'exposition égale à 840H, la tension de claquage de tous les matériaux (sauf celle du PPS/65) affiche une décroissance significative en particulier pour les caoutchoucs en EPDM. La tension de claquage du PPS/65 reste constante et égale à celles obtenues pour des vieillissements thermiques à 100°C et 130°C à cause de sa grande stabilité thermique [247].

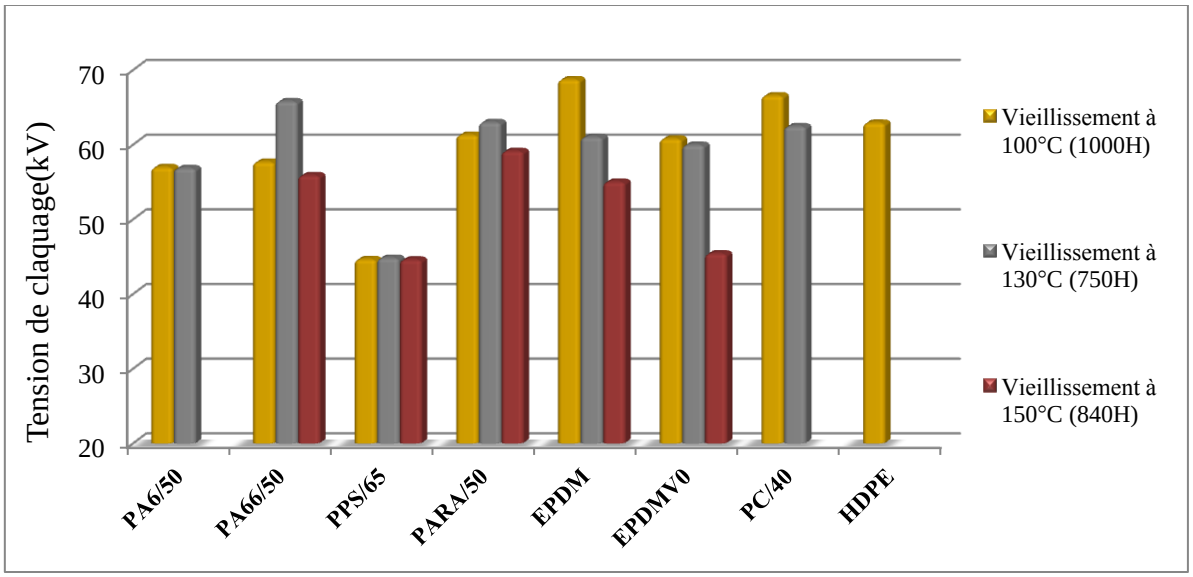


***Figure 169**. Tension de claquage moyenne dans l'huile de plusieurs polymères (thermoplastiques et EPDM de 3mm d'épaisseur) selon la norme CEI 60243-1 (électrodes cylindriques Φ=25mm) après un vieillissement thermique à 100°C (1000H), 130°C (740H) et 150°C (840H).*

8.4.7. Effet du vieillissement hygro-themique

Des matériaux polymères sont exposés à un vieillissement hygro-thermique en présence de brouillard salin pendant 168H à T = 35.5°C. La concentration de la solution pulvérisée est égale à 5%, ce qui représente un niveau de pollution très élevé. La durée, la température et la concentration du brouillard sont ajustées suivant la norme NF EN 50483-6 [183]. La figure 170 représente la tension de claquage moyenne de plusieurs polymères (PA6/50, PA66/50, PARA/50, PC/40, EPDM, EPDMV0, CY184, XB5918, CY5622 et XB5957) après exposition au brouillard salin.

Nous remarquons que les polyamides (PA6/50 et PA66/50) sont susceptibles d'être exposés à un important phénomène d'hydrolyse au sein de leur structure chimique ce qui pourrait expliquer les très faibles valeurs de la tension de claquage. Le PA66/50 est plus résistant à l'hydrolyse que le PA6/50 au vu de sa plus grande tension de claquage. Toutefois, cette valeur reste relativement faible par rapport à des spécimens non-vieillis (une décroissance par un facteur 10 pour les deux matériaux). Le PARA/50 et le PPS/65 résistent beaucoup mieux à l'hydrolyse que les polymères polyamides (tension de claquage entre 20 et 24 kV) puisque leur tension de claquage est réduite par un facteur égal à 2 seulement (en comparaison avec des échantillons non-vieillis).

La très haute salinité de la solution pulvérisée augmente significativement le courant (durant la montée au claquage) qui traverse la matrice polymère lorsque la tension est augmentée

progressivement. Cela induit des dégradations significatives du matériau au voisinage des électrodes. Ces dégradations sont beaucoup plus élevées pour certains thermoplastiques (PA6/50, PA66/50 et PARA/50) et résultent d'un processus d'échauffement excessif sous l'effet du courant électrique. Le PC/40 montre de meilleures performances de claquage parmi les matériaux précédemment cités puisque la valeur de claquage est supérieure de 10kV par rapport aux polyamides ou au polyarylamide. Le PEHD montre la plus haute tension de claquage parmi tous les polymères suggérant qu'il n'y a aucune absorption d'humidité durant le cycle de vieillissement.

Pour les caoutchoucs en EPDM, la tension de claquage de l'EPDMV0 décroît par un facteur égal à 2.7 par rapport à des échantillons non-vieillis ce qui n'est pas le cas pour le matériau EPDM qui garde pratiquement la même tension de claquage même après vieillissement. Nous notons qu'une diminution de 5kV se produit pour l'EPDM vieilli. Cette valeur représente une réduction de 7.77% de la tension de claquage par rapport à un échantillon non-vieilli. Nous pensons que les particules anti-flammes contenues dans l'EPDMV0 peuvent être à l'origine d'une absorption excessive d'humidité.

Les résines époxydes ne sont pas affectées par le vieillissement hygro-thermique puisque leur tension de claquage ne subit aucune diminution. Le matériau CY5622 = EP2 subit une légère diminution par rapport aux autres résines qui peut être due à une absorption d'humidité relativement élevée. Nous pouvons constater que ces matériaux montrent les plus fortes valeurs de tension de claquage en comparaison avec les thermoplastiques (sauf pour le PEHD) et l'élastomère EPDMV0.

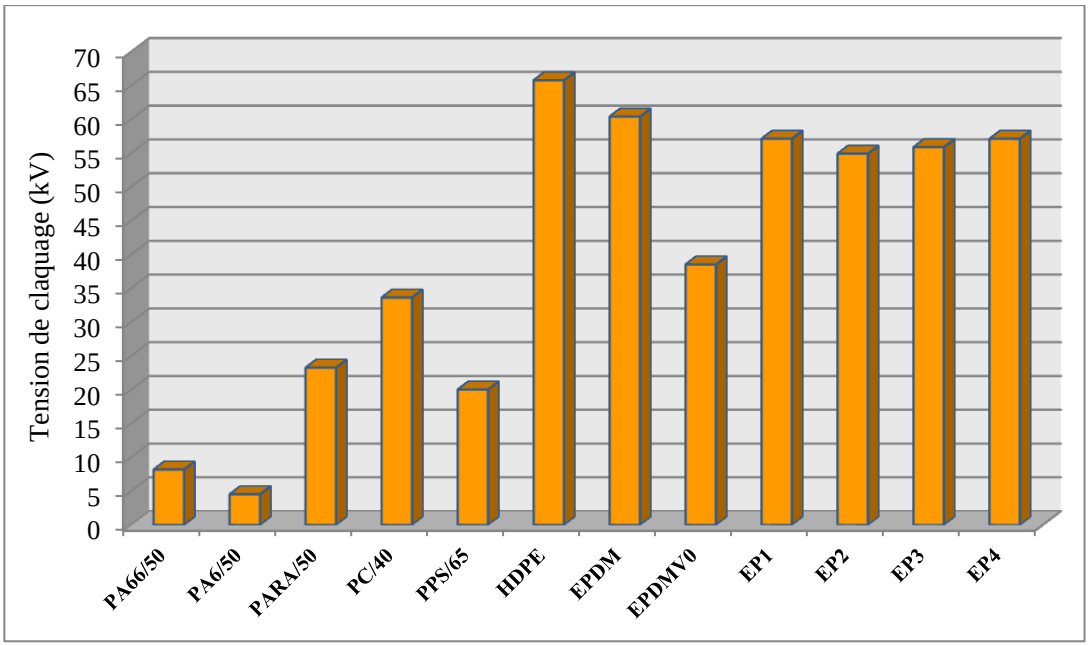


***Figure 170**. Tension de claquage moyenne dans l'huile de plusieurs polymères selon la norme CEI 60243-1 (électrodes cylindriques Φ=25mm) après exposition au brouillard salin (168H, T=35.5°C, c=5% et RH = 100%) selon la norme NF EN 50483-6[183].*

8.4.8. Discussion et interprétation des résultats

A partir des résultats de claquage obtenus précédemment (Fig. 161 à 163), il apparaît que la tension de claquage dépend fortement de la structure chimique du polymère testé (thermoplastique, thermodurcissable ou élastomère). La composition chimique peut affecter significativement l'initiation d'arborescences au sein des polymères à travers la susceptibilité du matériau à former des zones oxydées lesquelles sont hydrophiles et aptes à constituer des cations [248]. Ces régions oxydées participent activement à l'augmentation de la diffusion des ions dans la matrice polymère et peuvent générer d'importantes détériorations du matériau sous l'effet des arborescences électriques qui dépendent de la structure moléculaire [249]. Cependant, la présence d'additifs ou d'antioxydants dans la matrice polymère permet d'inhiber (retarder) l'apparition des arborescences comme cela peut être le cas pour les matériaux à base de polyéthylène [250]. Cela peut expliquer les valeurs élevées de la tension de claquage obtenues pour le PEHD par rapport à l'ensemble des matériaux testés. La tension de claquage du polycarbonate (PC/40) et du polyarylamide (PARA/50) est également élevée à cause de leur structure aromatique qui peut agir en tant que site/piège les électrons libres à travers la formation d'ions négatifs, et cela permet de réduire le champ électrique dans certaines régions sensibles du polymère en agissant directement sur sa conductivité électrique [251]. Ainsi, il est possible qu'un nombre bien défini de groupes aromatiques présents dans la structure chimique du polycarbonate et dans celle du polyarylamide soient actifs en inhibant la formation d'arborescences qui ont lieu suite à des mécanismes physico-chimiques directement responsables de l'initiation des arborescences électriques.

Nos résultats d'investigation de la tension de claquage ont permis de prouver que le polysulfure de phénylène (PPS/65) et les polyamides (PA6/50 et PA66/50) montrent les plus faibles valeurs. Kato et al [252] ont montré qu'une faible valeur de tension de claquage était liée à une large valeur de la conductivité électrique du polymère considéré. Dans notre étude, cela est le cas du PPS/65 qui contient des particules minérales en grande proportion (60% en poids du polymère) qui peuvent être la cause d'augmentation de la conductivité. Pour les polyamides, nous pensons que l'absorption d'humidité et les impuretés piégées qui diffusent de l'air ambiant jusqu'à la matrice polymère durant le processus de moulage sont les principaux facteurs qui contrôlent la diminution de la tension de claquage. Selon Bartnikas [253] et Illiaz et al [254], la tension de claquage des polymères est largement influencée par la conductivité électrique, le facteur de pertes diélectriques et la charge d'espace (paramètre principal). Par conséquent, la structure chimique aussi bien que les cavités gazeuses présentes dans le polymère influencent le temps d'apparition d'électrons libres qui est nécessaire à l'initiation des avalanches induisant le claquage diélectrique [254]. A partir de nos

résultats, nous pouvons déduire que le temps d'apparition de l'avalanche électronique est relativement long pour quelques thermoplastiques (PARA/50, PC/40 et PEHD) et les élastomères (EPDM et EPDMV0), et que la génération d'une faible quantité de charges d'espace peut être attribuée à leur forte valeur de tension de claquage. Pour le PPS/65 et deux polyamides (PA6/50 et PA66/50), une large production de charges d'espace peut être générée jusqu'à la rupture diélectrique. Ashcraft et al [255] ont montré que la tension d'apparition des décharges partielles (PDIV) dépendait de la structure chimique du polymère, et ont expliqué que l'augmentation de la tension d'apparition des décharges partielles (résistance aux DPs) est liée à l'augmentation de la cristallinité ou à la réticulation qui pourraient se produire dans quelques thermoplastiques (PARA/50, PC/40 et PEHD) et pour l'ensemble des résines époxydes. Toutefois, cette hypothèse ne peut être validée dans le cas des élastomères en EPDM qui sont de structure amorphe.

Pour ce qui est des résines époxydes cyclo-aliphatiques, les résultats de la tension de claquage montrent que les résines chargées en particules de silice (CY184 et CY5622) ont une valeur relativement élevée par rapport aux résines époxydes non-chargées (XB5918 et XB5957). Imai et al [256] ont expliqué que l'inclusion de microparticules de silice dans les résines époxydes procurait au composite ainsi constitué une structure bien dense et compacte qui prévient contre l'apparition des arborescences électriques en tension alternative. Certains de leurs résultats ont montré que la tension d'apparition des arborescences électriques augmentait dans le cas des résines époxydes à cause d'une modification physico-chimique de la matrice polymère (apparition de zones colorées), après que ces matériaux soient exposés à un champ électrique élevé pendant une durée relativement courte. De plus, cette amélioration peut être due à l'inclusion de particules de silice qui donne à l'arborescence électrique une forme constituée de plusieurs branches par rapport à ce qui pourrait se produire dans le cas de résines non-chargées. Pour les résines époxydes cyclo-aliphatiques hydrophobes (CY5622 et XB5957), les mesures de la tension de claquage révèlent une légère amélioration comparativement aux résines à hydrophobie plus faible de type CEP, ce qui peut être expliqué par l'absorption d'une faible quantité d'humidité présente dans l'air environnant.

L'analyse de la tension de claquage en utilisant différentes géométries d'électrodes (cylindriques et sphériques) révèle que les valeurs dans le cas d'électrodes sphériques sont plus élevées que dans le cas d'électrodes cylindriques. Ul Haq et al [257] montrent que la rigidité diélectrique de matériaux polymères diminue au fur et à mesure que la surface de contact entre les électrodes et le polymère augmente à cause de l'accroissement du champ électrique. Ces chercheurs estiment que le processus d'arborescence qui se produit dans les vacuoles gazeuses peut être initié plus rapidement à mesure que la surface sous les électrodes augmente. De plus, les polymères disponibles dans le

commerce peuvent être extrêmement poreux (jusqu'à 50% du volume) et contenir des cavités gazeuses susceptibles d'inclure des charges d'espace, ce qui diminuerait la tension de claquage. Par conséquent, la quantité de charges d'espace dans la matrice polymère nécessaire au claquage diélectrique, dans le cas des électrodes sphériques, requiert un niveau de tension plus élevé afin d'égaler la quantité de charges d'espace générée dans le cas des électrodes cylindriques (ϕ = 25mm).

L'utilisation de la configuration pointe/pointe induit une décroissance de la tension de claquage pour quelques polymères à cause de la création d'un champ électrique non-homogène qui réduit leurs propriétés diélectriques. En réalité, ce type de configuration réduit significativement la tension d'apparition des décharges partielles internes à cause de l'accroissement de l'intensité du champ électrique qui réduit le temps nécessaire à l'initiation d'une avalanche électronique [49,258].

L'effet de la surface des électrodes et l'influence de la polarité des électrodes (connexion à la borne H.T. ou terre selon le type d'électrodes) ont également été étudiés. La comparaison entre les configurations d'électrodes cylindrique (Φ=25mm)/sphérique (Φ=20mm) (Fig. 165) et cylindrique (Φ=60mm)/sphérique (Φ=20mm) (Fig. 167), a montré qu'une réduction significative de la tension de claquage était due à l'augmentation de la surface des électrodes utilisées (de 25 à 60mm en diamètre). La non-homogénéité du champ électrique est accentuée en utilisant des électrodes de différents diamètres. Cela permet d'accroitre la quantité de charges d'espace au sein de la matrice polymère, ce qui pourrait accélérer la vitesse de propagation des arborescences. Pour ce qui est de la configuration pointe/sphère (Φ=20mm) (Fig. 167), la réduction de la tension de claquage est encore plus marquée en comparaison avec les deux précédents systèmes d'électrodes à cause de l'augmentation du gradient de champ électrique au voisinage de l'électrode pointe qui génère d'avantage de charges d'espace diffusées dans la matrice polymère.

Le changement de polarité des électrodes montre une décroissance notable pour le système d'électrodes cylindrique (Φ=25mm)/sphérique (Φ=20mm) pour tous les polymères. Il est probable que le fait d'avoir eu à utiliser des électrodes conçues avec des matériaux différents (laiton pour l'électrode sphérique, cuivre pour l'électrode cylindrique et acier pour l'électrode pointe) soit une des raisons de l'augmentation des charges d'espace et par conséquent de la réduction de la tension de claquage. Cependant, des conclusions similaires n'ont pas pu être vérifiées sur l'ensemble des polymères et pour les deux autres systèmes d'électrodes. Le système d'électrodes cylindrique (Φ=60mm)/ sphérique (Φ=20mm) affiche une réduction de la tension de claquage pour le PA66/50, le PC/40 le PEHD et l'EPDM V0. De plus, une dispersion significative des valeurs de la tension de claquage pour le PC/40 est bien remarquable. L'ensemble de ces observations suggère que le

nombre de défauts (cavitations gazeuses) et/ou des impuretés présents dans les polymères testés peut être élevé en particulier durant la procédure de moulage (fabrication), leur manipulation et leur transport. Toutefois, des investigations encore plus poussées devraient être effectuées sur ce type de matériaux avec les mêmes configurations d'électrodes pour clarifier la dépendance des charges d'espace vis-à-vis de la structure moléculaire, du matériau qui sert à fabriquer les électrodes et de la forme de celles-ci.

Concernant la vitesse d'augmentation de la tension (Fig. 168), la tension de claquage augmente de façon quasi linéaire en fonction de ce paramètre pour tous les polymères. Dans ce cas de figure, nous pensons que la charge d'espace a un rôle déterminant dans l'augmentation de la tension de claquage. Selon Klein [259], le claquage des polymères se produit lorsqu'il y a dépassement de la densité critique de charges d'espace qui est propre à chaque matériau. Ce chercheur a établi une expression concernant le temps nécessaire (noté t_r) au passage d'un courant critique qui dépend de l'intensité du champ électrique. Par conséquent, l'augmentation de la vitesse d'accroissement de la tension réduirait le temps critique pour obtenir la rupture diélectrique du polymère, ce qui signifie que l'augmentation du champ électrique (tension appliquée) serait nécessaire à la génération d'une quantité de charges d'espace critique en un temps relativement court.
Dans le cas des élastomères en EPDM et du PPS/65, la tension de claquage se stabilise au-delà de 3kV/s. Cela peut montrer l'existence d'un niveau de tension en particulier pour ces matériaux (et à partir d'une valeur donnée pour la vitesse d'accroissement de la tension) pour lequel la quantité de charges d'espace critique est atteinte indépendamment de l'augmentation de la vitesse d'accroissement de la tension.

Pour le vieillissement thermique accéléré (Fig. 169), les mesures de la tension de claquage ont montré que les polymères sont sérieusement affectés sous l'effet de très hautes températures (100, 130 et 150°C). Nous avons pu observer que le PPS/65 n'est pas sensible aux hautes températures ni à la période de vieillissement. En effet, plusieurs chercheurs ont démontré que les propriétés du PPS (polysulfure de phénylène) thermiques, mécaniques et résistance aux agents chimiques sont maintenues pour des températures de service qui peuvent dépasser 200°C [260-262]. Pour le PA66/50 et le PARA/50, la tension de claquage affiche une légère augmentation après un vieillissement à 130°C suivie d'une diminution à 150°C. Cependant, le PARA/50 reste beaucoup moins affecté par le vieillissement thermique (d'un point vue diélectrique) que le PA66/50. Pour les élastomères EPDM (EPDM et EPDM V0) et le PC/40, leur tension de claquage décroît suite à l'augmentation de la température avec une tendance plus remarquable pour l'EPDMV0 qui est caractérisé par de plus faibles valeurs.

Il est bien connu que le vieillissement thermique des polymères induit des dégradations de nature chimique telles que la scission des chaînes polymérisées et la formation de radicaux et de groupes polaires, qui se produisent dans la matrice polymère [263,264]. L'augmentation de la tension de claquage pour le PA66/50 et le PARA/50 à 130°C peut être due à une forme d'éradication de défauts par la suppression d'une certaine quantité d'humidité emprisonnée dans les polymères ou par la réticulation chimique, qui sont susceptibles d'augmenter la résistivité de ces matériaux. Pour 150°C, la résistivité des polymères (thermoplastiques et élastomères en EPDM) est susceptible de diminuer à cause des dégradations significatives qui produisent une mobilité accentuée des porteurs libres en plus de la génération de radicaux libres et de groupement polaires en nombre plus élevé à travers la scission des chaînes polymérisées [265-269]. Shimada et al [270] ont expliqué que le vieillissement thermique accéléré induisait des régions fortement oxydées dans le polymère qui sont proches de sa surface, via la scission de chaînes polymérisées de régions non-oxydées. Ces processus physico-chimiques complexes sont connus pour se produire dans la matrice où la réticulation chimique a une forte probabilité de se produire. L'épaisseur de ces régions non-oxydées dépend de la structure chimique du polymère et de la température d'exposition. De plus, le taux d'oxydation est accéléré en surface des polymères après leur exposition à un vieillissement thermique à des températures très élevées (130 et 150°C dans notre cas). Cela est principalement dû à la diminution d'antioxydants contenus dans les matériaux à cause de leur évaporation sous l'effet de la température. L'augmentation de la durée et de la température de vieillissement accroîtrait le volume des régions oxydées qui induisent une diminution additionnelle de la résistivité. En réalité, le mécanisme d'oxydation produit des groupements carboxyliques (-COOH) qui peuvent être responsables de l'augmentation de la conductivité, ce qui expliquerait la décroissance significative de la tension de claquage pour tous les matériaux après un vieillissement thermique à 150°C pendant 840H. Une fois que le vieillissement à 130 et à 150°C prend fin, un changement de couleur graduel de l'EPDM V0 (du blanc au marron foncé [270]) et du PARA/50 (du vert clair au jaune foncé avec une rugosité facilement palpable en surface) est observé. Notons que cette décoloration est accentuée suite à l'augmentation du temps et de la durée du vieillissement thermique. De plus, nous avons remarqué que les dimensions des échantillons en EPDM (EPDM et EPDM V0) diminuaient après vieillissement (à 130°C et 150°C), ce qui pourrait expliquer la réduction de la tension de claquage [265]. Rouha et Béroual [271] ont effectué plusieurs séries d'analyses chimiques de type infra-rouge (IR) et microscopie électronique (MBE) sur des échantillons en EPDM soumis à l'action conjuguée des décharges partielles et de la température. Il en résulte que le matériau subit une modification micro-structurelle qui explique la formation d'un nombre élevé d'arborescences et de la génération d'une quantité de gaz importante (CO, CO_2 et CH_4). Cette

dernière favorise la multiplication du nombre de cavités gazeuses induisant une augmentation significative de l'amplitude et du nombre de décharges partielles, ce qui a pour effet de diminuer considérablement les propriétés diélectriques du matériau.

Le vieillissement hygro-thermique et ses effets sur la tension de claquage (Fig. 170) des polymères ont été étudiés suite à leur exposition au brouillard salin (168H, T= 35 .5°C et RH= 100%). Les résultats obtenus montrent que de sérieux dommages sont causés aux matériaux polyamides (PA66/50 et PA6/50) étant donné que la tension de claquage décroît d'un facteur 10. Ce degré d'hydrolyse extrêmement élevé pour les polyamides résulte d'une absorption excessive d'humidité à cause de la présence de groupements amides qui attirent fortement les molécules d'eau. Des changements drastiques au sein de leur structure moléculaire peuvent être dus à l'extraction d'oligomères hydrolysés ou à la cristallisation de ces oligomères sous forme de petites entités. En général, le rôle des molécules d'eau est de détruire les liens hydrogénés (-H) qui produisent une réduction significative des propriétés mécaniques et électriques des matériaux polymères [272]. Il peut arriver que le principal mécanisme de destruction des liens hydrogénés ait lieu après un décollement interfacial entre les fibres et la matrices polymères. La formation de groupements ioniques sous l'effet de la dissociation des chaînes polymérisées peut être considérée comme la cause principale de la détérioration des propriétés isolantes des matériaux [273]. Ces groupements ioniques peuvent promouvoir le transport de charges dans le polymère ce qui pourrait accélérer la rupture diélectrique. Ainsi, la réduction de la tension de claquage en présence d'humidité est la conséquence directe d'une augmentation de la conductivité pour tous les matériaux et elle dépend de la quantité d'humidité absorbée. Rain et al [146,274] ont montré que la tension d'apparition des décharges partielles dans des polymères humidifiés décroît comparativement à des échantillons secs et que leurs propriétés électriques sont gouvernées par le mécanisme de diffusion d'humidité dans le matériau. La réduction de la tension d'apparition des décharges partielles induit une manifestation prématurée d'arborescences d'eau qui progressent rapidement dans la matière et génèrent un claquage à des niveaux de tension relativement faible.

La tension de claquage du PEHD reste constante avant et après le vieillissement hydro-thermique suggérant qu'il n'y a aucune absorption d'humidité puisque ce type de matériau est non polaire. Des conclusions similaires ont été faites par Hui et al [275] lorsqu'ils ont procédé à des essais de claquage après immersion d'échantillons en XLPE dans de l'eau distillée pendant un an. Pour les résines époxydes et le matériau EPDM, la tension de claquage reste inchangée ne révélant aucune attraction potentielle de molécules d'eau dans leur matrice. Les résines époxydes montrent un accroissement de leur tension de claquage suite au vieillissement hygro-thermique. Cette

amélioration, comme cela a été identifié par Vouyovitch et al [276], peut être due à la densification du réseau cristallin des résines ce qui a pour effet de retarder la progression des arborescences à cause d'un vieillissement de nature physique, qui se produit sous l'effet de la température (35.5°C) et qui est en dessous de la température de transition vitreuse.

9. CONCLUSION

Nous avons constaté que le connecteur à perforation d'isolant subit l'effet de la température, de l'humidité, de la corrosion saline, des rayonnements ultraviolets et plus particulièrement les décharges partielles. Ces dernières se développent à la surface de l'accessoire en présence d'un champ électrique intense et d'un film humide et conducteur. Elles sont, la plupart du temps, la cause d'un vieillissement prématuré des matériaux constituant le connecteur et conduisent à une diminution de ses performances diélectriques (érosion de surface, faïençage ou craquelures apparentes). Par conséquent, il y a lieu de faire un choix approprié de matériaux polymères capables de résister à l'ensemble de ces facteurs. Nous pouvons également avoir recours à la mise en œuvre de surfaces texturées qui peuvent apporter des solutions au problème de vieillissement des polymères. A cet effet, les polymères thermodurcissables époxydes cyclo-aliphatiques (CEP) sont les mieux adaptés pour fonctionner dans des environnements humides et corrosifs (de type brouillard salin par exemple) et en présence d'une contrainte électrique élevée. Ils sont suivis par les polymères à surfaces texturées qui permettent de réduire l'accumulation de films humides.

Pour mieux étudier le phénomène de décharges partielles, nous avons eu recours à un modèle de laboratoire (à surface plane ou texturée) qui nous permet de simuler le comportement du connecteur. Cette modélisation géométrique est un moyen simple et efficace pour nous affranchir de la géométrie complexe et de l'encombrement que présente le système connecteur électrique – câbles principal et dérivé. Plusieurs essais ont été effectués sur ce modèle dont la tension de contournement, la mesure de l'activité des décharges partielles en surface des isolants et la tension de claquage diélectrique. L'objectif d'une telle étude est d'aboutir à la sélection de matériaux susceptibles d'être intégrés dans une nouvelle génération de connecteurs.

L'exposition de surfaces planes à une contrainte électrique et aux deux types de brouillard (humide et salin) durant le contournement a montré que l'humidité réduisait les propriétés diélectriques (une baisse d'environ 50%). Le brouillard salin constitue une pollution encore plus sévère et les dégradations superficielles sur les polymères sont très significatives. Les résines époxydes, les élastomères EPDM et le PEHD sont les matériaux les plus résistants à l'activité des décharges partielles avec une préférence pour les résines époxydes cyclo-aliphatiques.

La présence de protubérances en surface des polymères a permis d'augmenter les valeurs de contournement de 30% en moyenne en présence de brouillard humide. Pour le brouillard salin, les performances des polymères texturées sont pratiquement équivalentes à celles des surfaces planes sauf pour le polyamide PA6/50 et PA66/50.

Pour les décharges partielles, nous avons remarqué que l'augmentation de l'amplitude maximale des décharges surfaciques est non-linéaire en fonction du niveau de tension. Les matériaux époxydes HCEP CY5622 et XB5957 sont ceux qui développent le moins de décharges électriques en surface et en particulier HCEP XB5957.

Sur les surfaces texturées, nous avons observé que la quantité de charges électriques diminue comparativement aux surfaces planes. Cette diminution est remarquable sur tous les polymères thermoplastiques et élastomères.

Pour la tension de claquage, nous avons noté de très fortes valeurs pour le PEHD et les élastomères EPDM (EPDM et EPDM V0). Des valeurs intermédiaires sont attribuées au PC/40, PA66/50 et aux résines époxydes. Pour ces dernières, les matériaux chargés avec des particules de silice (SiO_2) ont une tension de claquage légèrement plus élevée que celle des résines non-chargées. Enfin, de plus faibles valeurs sont attribuées au PA6/50 et au PPS/65. Nous avons établi que l'utilisation d'électrodes sphériques permet d'obtenir des valeurs plus élevées à cause d'une faible surface de contact avec les polymères. L'accroissement de la vitesse d'augmentation de la tension augmente la tension de claquage de quelques thermoplastiques (PC/40, PA, PARA et PE). Pour les caoutchoucs en EPDM et le PPS/65, la tension de claquage se stabilise au-delà de 3kV/s.

Le vieillissement thermique accéléré affecte sérieusement les propriétés diélectriques des polymères lors d'une exposition à de fortes températures (130 et 150°) et à des périodes de vieillissement relativement longues (T > 700 heures). La grande stabilité thermique du PPS/65 préserve une valeur constante de la tension de claquage même après vieillissement. Les élastomères en EPDM sont plus sensibles au vieillissement thermique puisque leur tension de claquage diminue fortement après une exposition à des températures élevées (130 et 150°C).

Le vieillissement hydro-thermique des polymères a montré que l'absorption d'eau fortement conductrice était à l'origine d'une baisse significative de la tension de claquage pour le PA6/50 et le PA66/50. Ces derniers subissent une hydrolyse importante des liaisons polymérisées induisant une diminution des caractéristiques mécaniques. Le PPS/65 et le PARA-50 absorbent moins d'humidité qui se manifeste par une tension de claquage plus élevée que les polyamides. Enfin, le PC/40 et l'EPDM sont ceux qui absorbent le moins de molécules d'eau.

Un classement polymères par rapport à la tension de contournement est obtenu tel que :

Polymères thermodurcissables >> Polymères élastomères >> Polymères thermoplastiques

Pour les polymères thermodurcissables époxydes, nous pouvons établir que :

HCEP CY5622(EP2) >> CEP CY184(EP1) >> HCEP XB5957(EP4) >> HCEP XB5918(EP3)

Pour les élastomères, la classification est la suivante :

EPDM Santoprène V0 >> EPDM Santoprène 101-64

Pour les polymères thermoplastiques, nous avons le classement suivant :

PEHD >> PARA IXEF1022 >> PA6/50 >> PA66/50 >> PC/40 >> PPS/65

Pour les surfaces texturées, nous obtenons le classement suivant :

PEHD >> EPDM V0 = EPDM >> PARA IXEF1022 >> PA6/50 >> PA 66/50 >> PC/40 >> PPS/65

Pour le claquage diélectrique, nous obtenons le classement suivant :

PEHD >> EPDM >> HCEP CY5622 = CEP CY184 >> HCEP XB5957 = CEP XB5918 >> PC/40 >> PARA IXEF1022 >> EPDM V0 >> PPS/65 >> PA66/50 >> PA6/50

Pour la contrainte thermique, nous obtenons le classement suivant :

PARA/50 >> PA66/50 >> PA6/50 >> EPDM >> EPDM V0 >> PPS/65 >> PC/40 >>PEHD

La mesure de l'activité des décharges partielles dans l'enceinte sous deux types de brouillards (humide et salin) et sous atmosphère sèche (durée d'exposition égale à 1H) nous a permis de comparer la résistance des surfaces de matériaux. Nous avons constaté que la caractérisation des polymères et la différentiation de leur propriétés peut être établie à travers l'amplitude maximale des décharges partielles et du temps nécessaire à l'occurrence du cheminement électrique en surface. De plus, les résultats de mesure (à sec, brouillard humide et brouillard salin) permettent d'identifier qu'une meilleure caractérisation des polymères vis-à-vis des décharges partielles et de la tension de contournement est obtenue en choisissant une distance de fuite telle que $41\ mm < L_f < 123\ mm$.

Chapitre III :

Etude et caractérisation des décharges glissantes se propageant sous interface solide/air en tension impulsionnelle : influence des polarités positive et négative

1. INTRODUCTION

La connaissance des caractéristiques optiques et électriques des décharges surfaciques est d'un grand intérêt pour la conception et le dimensionnement des structures isolantes utilisées dans les composants haute tension. Les décharges surfaciques (ou décharges glissantes) sont observées sur la surface de certains composants (extrémités de câbles haute tension, isolateurs de lignes, isolateurs de traversée, transformateurs et condensateurs de puissance, connecteurs) lorsque ceux-ci sont soumis à des champs électriques (tensions) supérieurs à une certaine valeur seuil, caractéristique de la structure isolante considérée. Une fois générées, ces décharges peuvent induire des dégradations partielles ou généralisées du système d'isolation nécessitant des interventions en vue de la réparation du composant voire le remplacement total de celui-ci. Ainsi, la compréhension des mécanismes physico-chimiques impliqués dans l'initiation et la propagation des décharges surfaciques est fondamentale pour la conception des structures isolantes mais également pour la prédiction et le diagnostic.

En réalité, les décharges glissantes peuvent prendre naissance à la surface de différentes structures isolantes suite à une accumulation excessive de charges d'espace [277-279] ou à une contrainte type onde de choc (foudre ou manœuvre) [280-302] pouvant se produire sur le composant. La forme de ces décharges rappelle les figures de Lichtenberg et peut être caractérisée par une dimension fractale qui dépend des paramètres physiques et géométriques de l'isolant solide et plus particulièrement de l'épaisseur et de la permittivité diélectrique de l'échantillon considéré [303].

Ce chapitre porte sur l'analyse des caractéristiques des décharges glissantes se propageant sur un isolant solide polymérique (thermoplastique, thermodurcissable et élastomère EPDM) en présence d'air à pression atmosphérique, sous tension impulsionnelle (positive et négative). Nous présentons l'évolution de la longueur finale des décharges en fonction de la tension (amplitude, polarité) pour une épaisseur donnée des échantillons. Deux systèmes d'électrodes sont utilisés, l'un permettant de générer un champ électrique normal et l'autre un champ électrique tangentiel à l'isolant.

2. TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Le dispositif expérimental est constitué d'un générateur de choc de foudre (200kV, 2kJ, 1,2/50 µs), d'une caméra CCD (Charged Coupled Device) monochrome reliée par une interface à un moniteur (ordinateur de contrôle), d'un capteur résistif de courant relié à un oscilloscope à mémoire et des cellules d'essai. Deux systèmes d'électrodes sont utilisés : (1) un système pointe-plan avec

l'électrode pointe perpendiculaire à l'isolateur permettant de générer des décharges radiales; et (2) un système d'électrode pointe-barreau avec la pointe parallèle à l'isolateur. Ces deux configurations permettent de générer respectivement un champ électrique normal et un champ électrique tangentiel à l'isolant. Le rayon de courbure de l'électrode pointe est de $11,4 \pm 0,5\ \mu m$; il est contrôlée sous un microscope après chaque série d'essais ; la pointe est changée chaque fois qu'une anomalie (érosion) est observée ou que le rayon de courbure excède une valeur critique (15 µm).

Les figures 171, 172 et 173 montrent le dispositif expérimental global utilisé pour la visualisation des décharges glissantes sous l'effet d'un champ électrique (système pointe/plan Φ_1=11,4 µm) appliqué de façon orthogonal au plan constitué par l'échantillon polymère et d'un champ électrique tangentiel respectivement. La distance inter-électrodes est pour ce dispositif est égale à $d = 38mm$. Nous considérons l'effet d'un champ électrique tangentiel exercée par une pointe incliné d'un angle ($\alpha = 5,26°$) par rapport au plan horizontal et dont le rayon de courbure est égal à $\Phi_2 = 15\mu m$. La distance inter-électrodes est égale à $d = 43mm$.

Les deux cellules d'essai (Figures 172 et 173) qui contiennent la structure isolante considérée (air/solide) et le système d'électrodes pointe/plan pour chaque configuration (champ électrique normal et champ électrique tangentiel), sont constituées d'un corps cylindrique de hauteur 90 mm, de diamètre intérieur 110 mm et de deux couvercles circulaires. Le couvercle supérieur est en matériau transparent PMMA (poly (méthacrylate de méthyle) ou plexiglas) qui permet de visualiser les décharges glissantes et de soutenir l'électrode pointe (cas du champ électrique normal). L'électrode pointe pour les deux configurations est en acier inox. Trois types de matériaux polymériques sont considérés : (1) des thermoplastiques : deux polyamides (PA 6/50 et PA 66/50), du polycarbonate (PC/40), du polyarylamide (PARA/50), du polysulfure de phénylène (PPS/65) et du polyéthylène haute densité (PEHD) ; (2) des thermodurcissables : des résines époxydes cyclo-aliphatiques chargées à plus de 66% en farine de silice (CEP CY184 et HCEP CY5622) et d'autres résines non-chargées (CEP XB5918 et HCEP XB5957) ; et (3) des élastomères : EPDM (non-chargé) et EPDMV0 (ignifugé). Les échantillons polymères insérés entre les électrodes en présence d'air, sont des échantillons de forme carrée (*75mm*) et d'épaisseur 3mm. Le tableau 19 illustre les caractéristiques diélectriques des matériaux testés.

L'observation optique des décharges glissantes est basée sur l'intégration des images capturées à l'aide d'une caméra CCD monochrome reliée à une carte d'acquisition vidéo haute performance (Météore-II/multicanal) pilotée par un logiciel MATROX Inspector 4. La caméra CCD est de type *SONY XC-RH58* de résolution élevée SVGA (767x580 Pixels) dont la capture d'images, contrôlée par ordinateur, a une vitesse de 50 images/seconde.

Un oscilloscope à mémoire de haute résolution type Agilent MSO 6014A (4 Gsa/s) permet de mesurer les courants associés aux décharges électriques à travers une résistance non inductive ($R = (50\Omega \pm 5\%)\ \Omega$) connectée en série avec la cellule.

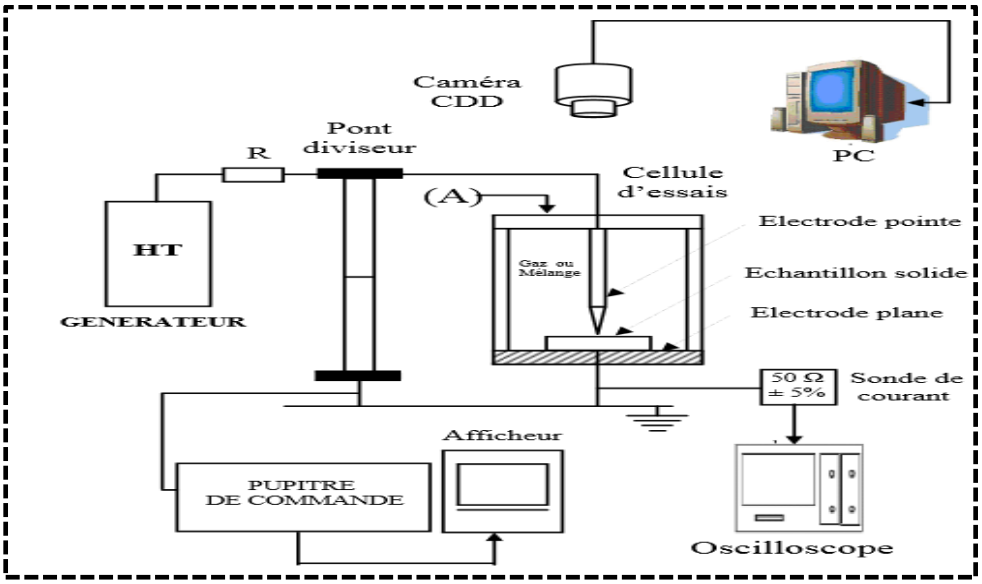


***Figure 171**. Dispositif expérimental global utilisé pour la génération et l'observation des décharges glissantes en champ électrique normal en surface des matériaux polymères.*

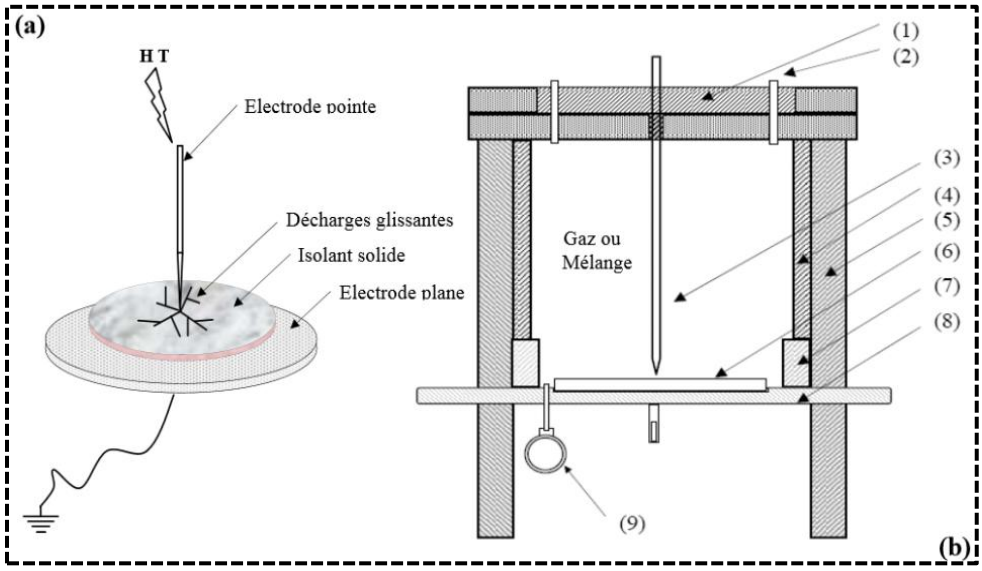


***Figure 172**. Schéma détaillé de la cellule d'essai pour la génération de décharges glissantes radiales (champ électrique normal) en surface d'échantillons polymères.*

1. Couvercle transparent
2. Admission air/gaz
3. Electrode pointe
4. Corps cylindrique (Téflon)
5. Tige en PVC
6. Echantillon solide
7. Cylindre transparent (plexiglas)
8. Electrode plane (laiton)
9. Manomètre

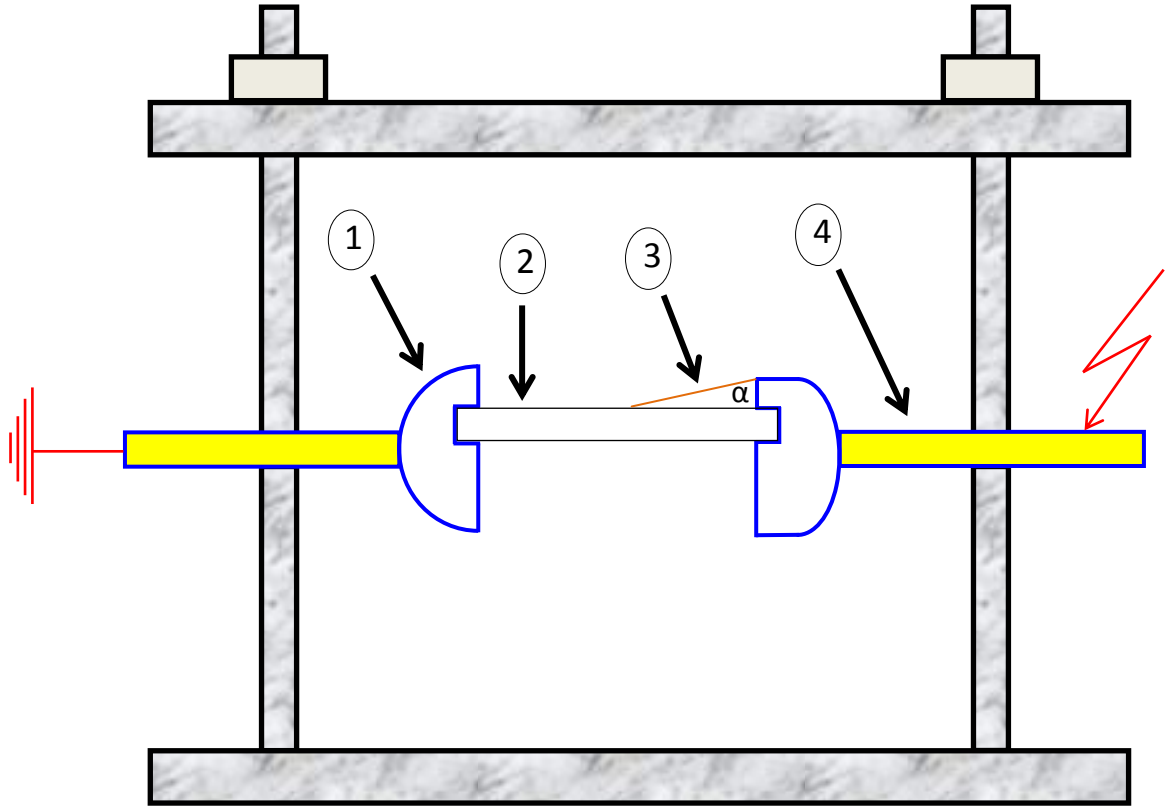


Figure 173. *Schéma détaillé de la cellule d'essai pour la génération de décharges glissantes tangentielles à la surface des échantillons polymères avec un angle d'inclinaison de la pointe (α = 5,26°).*

1. *Electrode connectée à la masse* 2. *Echantillon polymère* 3. *Electrode pointe HT*
4. *Borne connectée à la source haute tension.*

Matériau	***Permittivité relative (ε_r) CEI 60250***	***Rigidité diélectrique (kV/mm)***
Polyamide 6 chargé à 50% en poids de fibres de verre (PA6/50)	2.8 (*f = 50 Hz*)	17 (***CEI 60243-1***)
Polyamide 66 chargé à 50% en poids de fibres de verre (PA66/50)	3.9 (*f = 10^3 Hz*)	24 (***CEI 60243-1*)**
Polycarbonate chargé à 40% en fibres de verre (PC/40)	2.9 (*f = 50Hz*)	30 (***CEI 60243-1***)
Polyarylamide chargé à 50% en poids de fibres de verre (PARA/50)	4.6 (*f=110Hz*)	31 (***CEI 60243-1***)
Polyéthylène haute densité (PEHD)	2.3 (*f = 50Hz*)	18 (***CEI 60243-1***)
Polysulfure de phénylène chargé à 65% en poids de fibres de verres et minéraux (PPS/65)	3.3 (*f= 100 Hz*)	24 (***CEI 60243-1***)
Elastomère EPDM non chargé	2.5 (*f = 50Hz*)	25 (***ASTM D149***)
Elastomère EPDM V0 chargé avec des particules anti-flammes	2.5 (*f = 50Hz*)	31 (***ASTM D149***)
Résine époxyde cycloaliphatique chargée à 66% en poids de farine de silice (CY184)	4 (*f = 50Hz*)	18 – 20 (***CEI 60243-1***)
Résine époxyde cycloaliphatique non-chargé (XB 5918)	4 (*f = 50Hz*)	18 – 22 (***CEI 60243-1***)
Résine époxyde cycloaliphatique hydrophobe chargée à 66% en poids de farine de silice (CY5622)	4 (*f = 50Hz*)	21 – 26 (***CEI 60243-1***)
Résine époxyde cycloaliphatique hydrophobe non-chargée (XB5957)	4 (*f = 50Hz*)	21-26 (***CEI 60243-1***)

Tableau 19*. Propriétés diélectriques des matériaux polymères utilisés pour les essais de décharges glissantes (données fournisseurs).*

3. ETUDE MORPHOLOGIQUE ET OPTIQUE

3.1. Cas d'un champ électrique normal

3.1.1. Polarité positive

Le dispositif expérimental utilisé est celui permettant de générer des décharges électriques radiales (Fig. 174). Il permet de simuler des situations particulières où le champ électrique peut être accentué dans certains points de la structure isolante de notre composant et en particulier au voisinage de la dent perforante du connecteur électrique et plus généralement de la lame

conductrice. Les figures 174.1 à 174.7 illustrent la morphologie des décharges électriques radiales en polarité positive.

Nous remarquons que la forme et la longueur des décharges dépendent de la nature du matériau et de la tension appliquée. Pour les polyamides (Fig. 174.1 (PA6/50) et (PA66/50)), les décharges décrivent une forme ramifiée à partir de 23,6 kV (PA6/50) et 24,6 kV (PA66/50), ce qui indique que ces matériaux génèrent d'importantes décharges électriques en présence d'un gradient de champ relativement élevé. Ces décharges ont tendance à décrire des contours circulaires autour de l'électrode pointe juste avant l'apparition du contournement (28kV pour le PA 6/50 et 26 kV pour le PA 66/50). De plus, nous avons remarqué la présence de très faibles dégradations (sous forme de plusieurs lignes marquées entre 4 et 5 suite à l'exposition des rayons U.V. issus des décharges) en surface des deux polymères et en particulier pour le PA66/50. Cependant, ce type de modification en surface n'a aucune influence sur les caractéristiques diélectriques des deux polymères.

Le polycarbonate (PC/40) affiche une forme beaucoup moins ramifiée que dans le cas des polyamides (PA6/50 et PA66/50) et des décharges qui décrivent des contours circulaires (Fig. 174.2) dès leur initiation (à partir de 24kV). Les décharges électriques qui naissent avant le contournement (31,6kV) sont très lumineuses, relativement épaisses et moins longues en comparaison avec le cas des polyamides. De plus, le contournement du polycarbonate nécessite une tension beaucoup plus élevée (environ 4kV de plus), indiquant une propagation plus lente des décharges sur ce matériau probablement induites par une valeur de résistivité élevée (10^{15} Ω.cm pour le PC/40 contre 10^{12} Ω.cm pour les polymères polyamides). Pour les dégradations superficielles, il n'existe pas de dommages induisant une baisse des propriétés diélectriques de surface. Toutefois, il subsiste entre 2 à 3 lignes marquées du fait de l'émission des rayons U.V. sur la surface du polymère mais qui n'a aucun effet notable sur les propriétés isolantes du matériau.

Le polyarylamide (PARA/50) se comporte de la même manière (Fig. 174.3) que le polycarbonate (PC/40) vis-à-vis de la propagation des décharges électriques (très peu de ramifications) qui, toutefois, restent beaucoup moins longues mais plus lumineuses comparativement au polycarbonate. La tension de contournement du matériau est égale à 31 kV, valeur plus élevée que celle avec les polyamides où la décharge finale bien lumineuse et épaisse. Dans le cas du PPS/65 (polysulfure de phénylène), la tension d'initiation des décharges électriques est supérieure aux matériaux précédents (i.e. 26kV). Ces décharges sont peu prononcées avec moins de luminosité que dans le cas du polyarylamide (PARA/50) ou du polycarbonate (PC/40). Celles-ci se propagent selon des contours circulaires autour de la pointe haute tension ce qui peut être à l'origine d'une tension de contournement plus élevée encore que celle du polyarylamide (33kV).

Pour les dégradations, il existe 2 lignes de marquage U.V. en surface du matériau mais aucune modification des propriétés diélectriques de surface n'a été enregistrée.

Le polyéthylène haute densité (Figure 174.4) et les élastomères EPDM (EPDM et EPDMV0) (Fig. 174.5) sont ceux qui résistent le mieux à la propagation des décharges glissantes puisque celles-ci semblent être freinées par la résistivité élevée qui caractérise les élastomères en EPDM (5.10^{15} Ω.cm) et une valeur bien plus élevée pour le polyéthylène haute densité (10^{15}-10^{18} Ω.cm). En effet, les décharges glissantes se limitent à une propagation localisée au voisinage de l'électrode pointe en dépit d'un niveau de tension très élevé (contournement à 35kV pour les deux élastomères EPDM et le PEHD). Toutefois, ces décharges restent bien lumineuses et se développent de façon circulaire avant le contournement en particulier pour l'EPDMV0.

Dans le cas des résines époxydes cyclo-aliphatiques, nous pouvons remarquer que la tension d'initiation des décharges glissantes est supérieure à celles des polyamides de 2kV (i.e. 26kV) et que la tension de contournement pour les résines cyclo-aliphatiques (CY184 et XB5918) est supérieure à celles des résines cyclo-aliphatiques hydrophobes (CY5622 et XB5957) de 2kV au grand maximum.

La comparaison entre les deux résines cyclo-aliphatiques (chargée CY184 et non-chargée XB5918) montrent que la propagation des décharges est légèrement accentuée dans le cas de la résine chargée en silice (CY184) par rapport à la résine non-chargée (XB5918) puisque la luminosité des décharges électriques semble être plus forte dans le cas de la résine chargée. Toutefois, nous remarquons qu'il se forme très peu (voire presque pas) de ramifications pour les deux résines et qu'il n'existe qu'une seule décharge électrique principale et radiale qui provoque le contournement. Pour les résines cyclo-aliphatiques hydrophobes chargée en silice (CY5622) et non-chargée (XB5957), la propagation des décharges glissantes est beaucoup moins marquée pour la résine chargée CY5622 alors que la surface de la résine non-chargée XB5957 a un comportement similaire à celui des résines cyclo-aliphatiques CY184 et XB5918. Cependant, les tensions de contournement pour les deux résines hydrophobes sont légèrement inférieures à celles-affichées par les résines cyclo-aliphatiques (entre 2 et 3 kV). Pour les 4 résines époxydes, nous avons observé qu'il existe une légère ramification des décharges glissantes au moment de leur initiation (i.e. à 26kV) mais qui disparaît avec l'accroissement de la tension jusqu'au contournement. Nous avons également noté qu'il n'existe aucune trace de dégradations superficielles pour les 4 résines époxydes suite à leur exposition aux décharges glissantes et que le rayonnement U.V. ne provoque aucun marquage en surface susceptible d'induire une réduction des propriétés isolantes.

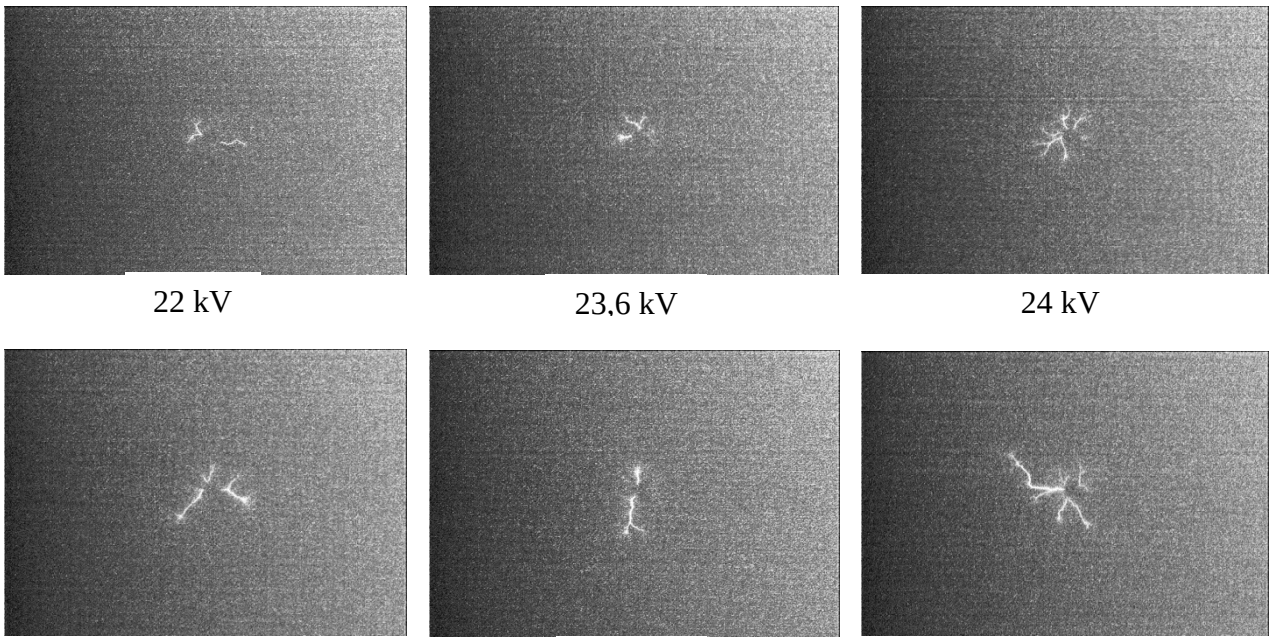


Figure 174.1. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PA6-50/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*

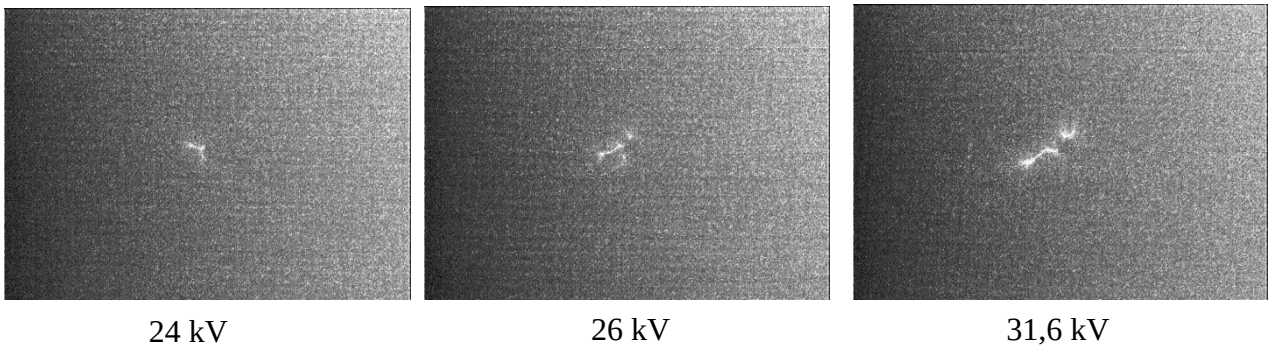


Figure 174.2. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PC-40/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*

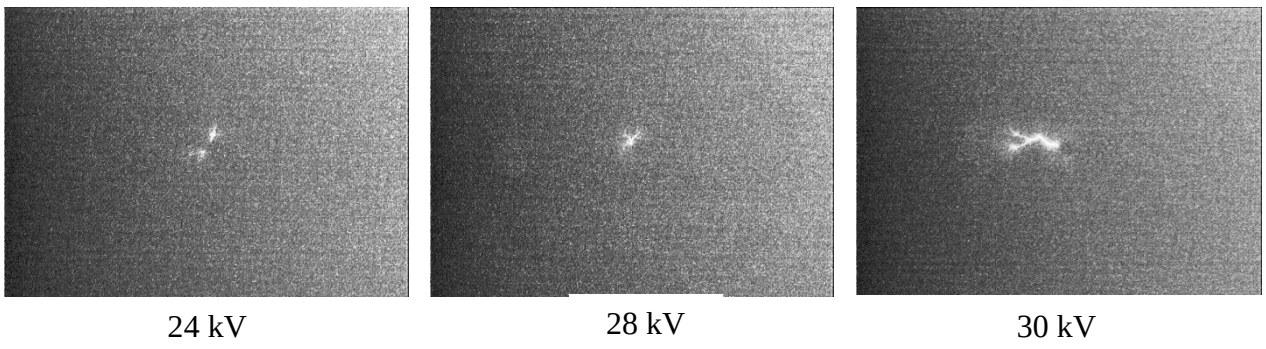
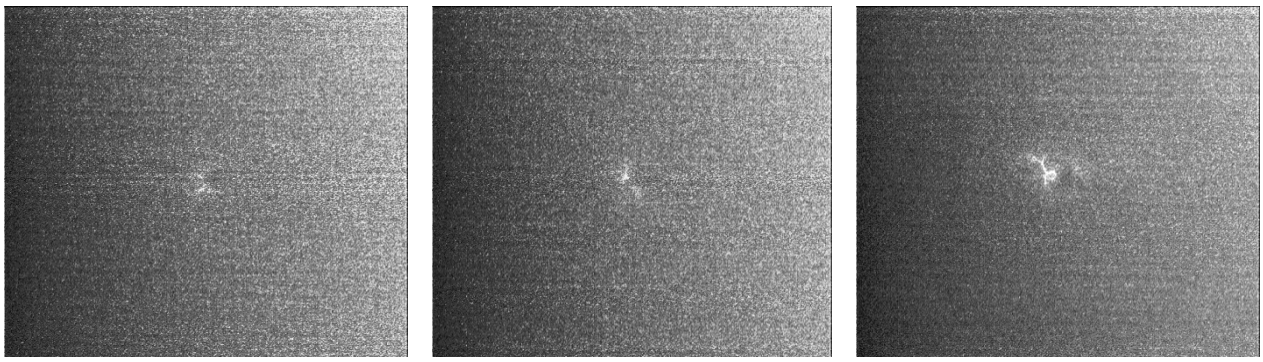
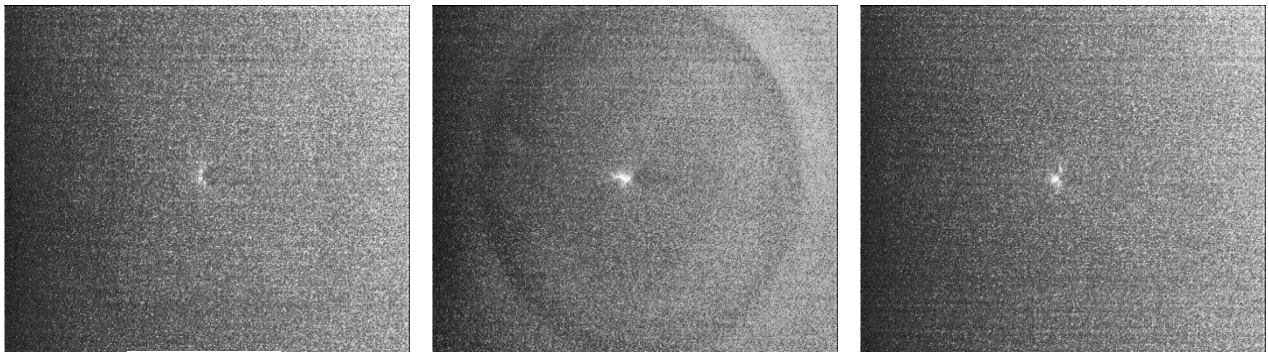


Figure 174.3. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PARA-50/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*



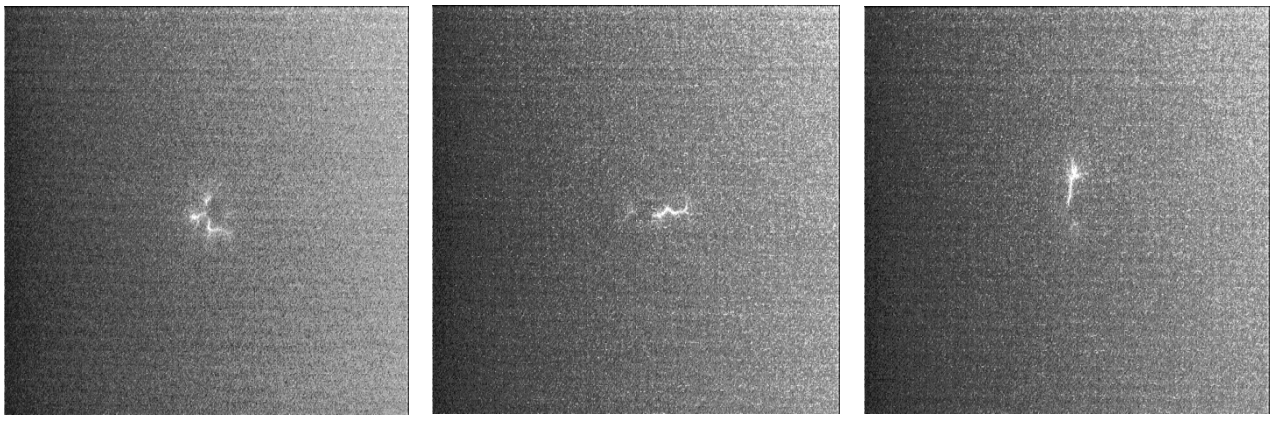
30,6 kV 33,6 kV 34,6 kV

Figure 174.4. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PEHD/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*



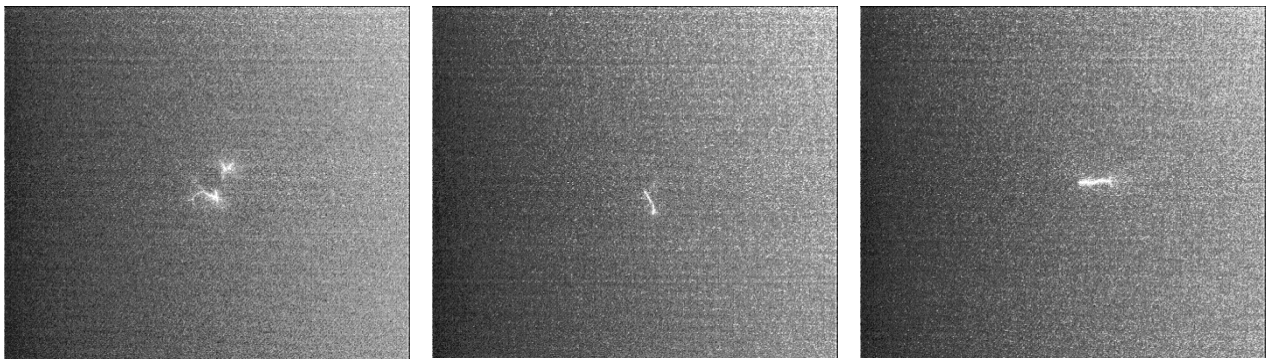
26 kV 31 kV 33 kV

Figure 174.5. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface EPDMV0/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*



26 kV 30 kV 34 kV

Figure 174.6. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée en silice CY184/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*



26 kV 27 kV 32 kV

Figure 174.7. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée XB5957/air en polarité positive pour un champ électrique normal.*

3.1.2. Polarité négative

Les figures 175.1 à 175.7 représentent l'influence de la tension sur la morphologie des décharges glissantes en champ électrique normal et en polarité négative pour tous les échantillons polymères considérés.

Nous remarquons que la génération de décharges glissantes en polarité négative est différente de celles (décharges) obtenues en polarité positive. En effet, la tension d'initiation des décharges glissantes est plus élevée en polarité négative pour tous les échantillons testés (de 7 à 10kV en plus). Aussi, les décharges glissantes sont plus lumineuses et bien plus épaisses que celles obtenues en polarité positive pour tous les polymères.

Dans le cas des polyamides (PA6/50 et PA66/50), nous remarquons que les décharges ont une forme ramifiée autour de la pointe HT et qu'elles ont parfois tendance à décrire des contours lorsque la tension devient plus élevée (33kV pour le PA6/50 et 30kV pour le PA66/50). Cependant, elles ont plus tendance à se propager de façon radiale pour le PA6/50 contrairement au PA 66/50 mais avec une tension de contournement plus élevée pour le PA6/50 (35kV).
Les dégradations occasionnées sur les surfaces des échantillons polyamides (PA6/50 et PA66/50) se manifestent par un marquage de lignes foncées suite au contournement des matériaux mais dont le nombre reste beaucoup plus faible en comparaison avec la polarité positive.

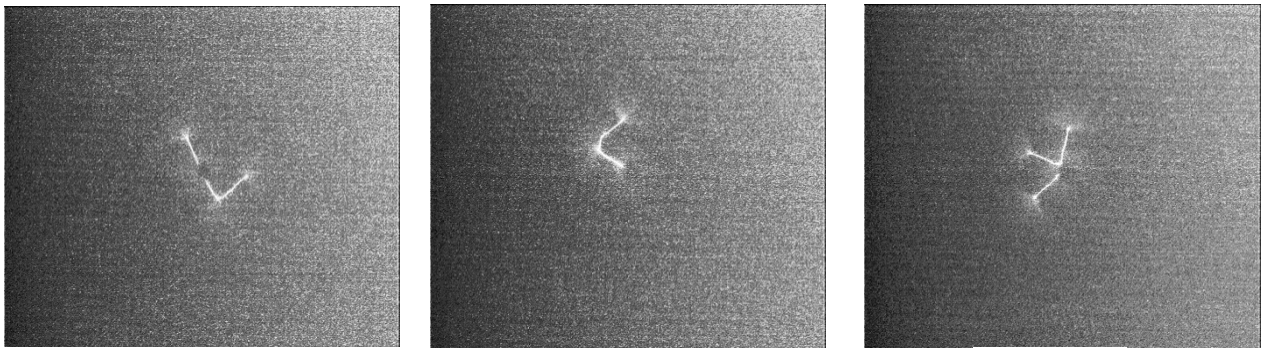
Le polycarbonate (PC/40) et le PARA/50 ont pratiquement le même mode de propagation des décharges glissantes sauf que le PARA/50 a une tension de contournement légèrement plus élevée (1 à 2 kV de différence). Le nombre de décharges est beaucoup moins élevé que dans le cas des

matériaux polyamides avec une propagation radiale. La génération de ces décharges débute par la manifestation d'une zone lumineuse brumeuse puis par la création d'une décharge très épaisse avant le contournement final. Ce processus précédemment décrit est commun aux deux polymères.

Pour les polymères PPS/65, EPDM, EPDMV0 et PEHD, nous constatons que l'apparition des décharges glissantes est très timide bien que le niveau de tension soit élevé (entre 37 et 38kV) et en particulier pour l'EPDMV0 et le PPS/65 contrairement à la polarité positive. Pour l'EPDM et le PEHD, une décharge glissante est générée juste avant le contournement. De plus, la propagation des décharges électriques est parfaitement radiale pour ces matériaux.
Concernant les dégradations surfaciques, il subsiste un faible marquage U.V sur le PPS/65 uniquement mais qui ne modifie pas les propriétés diélectriques du matériau.

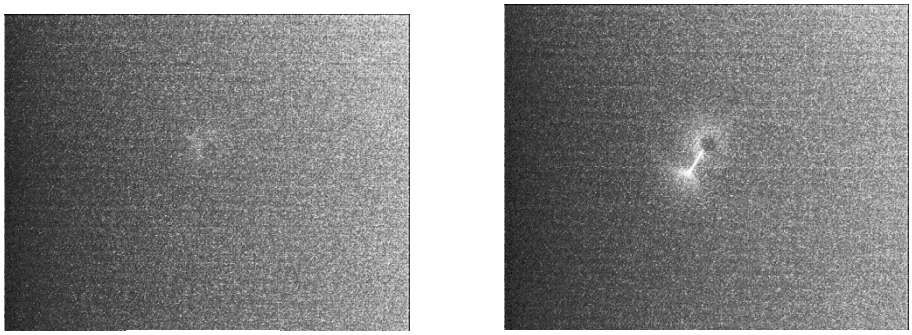
Les résines époxydes cyclo-aliphatiques sont caractérisées par l'apparition d'une ou de deux décharges électriques avant le contournement pour des niveaux de tension relativement élevés (40kV pour l'ensemble des matériaux et 38kV pour la résine XB5918), ce qui reste largement inférieur à ce qui se produit à la surface des polyamides (PA6/50 et PA66/50). Toutefois, la propagation des décharges reste radiale comme pour les autres polymères thermoplastiques ou élastomères EPDM.

Nous notons que les décharges électriques sont lumineuses, épaisses et relativement plus nombreuses pour la résine cyclo-aliphatique chargée en silice (CY184) par rapport à la résine non-chargée XB5918 avec une tension de contournement plus élevée pour la résine chargée CY184. Pour les matériaux cyclo-aliphatiques hydrophobes, l'apparition des décharges électriques reste bien timide dans le cas du matériau CY5622 mais la tension de contournement est plus élevée comparativement à la résine hydrophobe non-chargée XB5957 (+2kV). Concernant les dégradations, aucune trace de dommages n'a été relevée sur les quatre résines cyclo-aliphatiques suite aux différents essais en mode impulsionnel et en polarité négative.



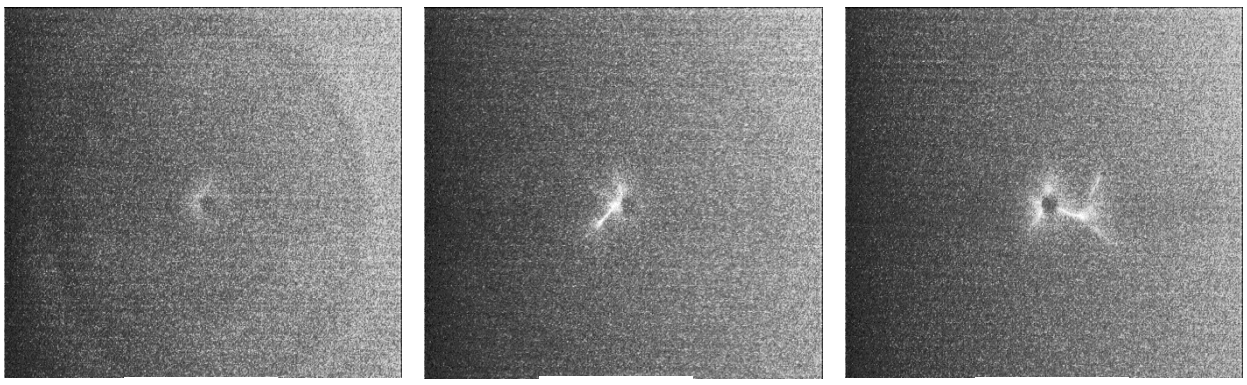
32 kV 33 kV 34 kV

Figure 175.1. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PA6-50/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*



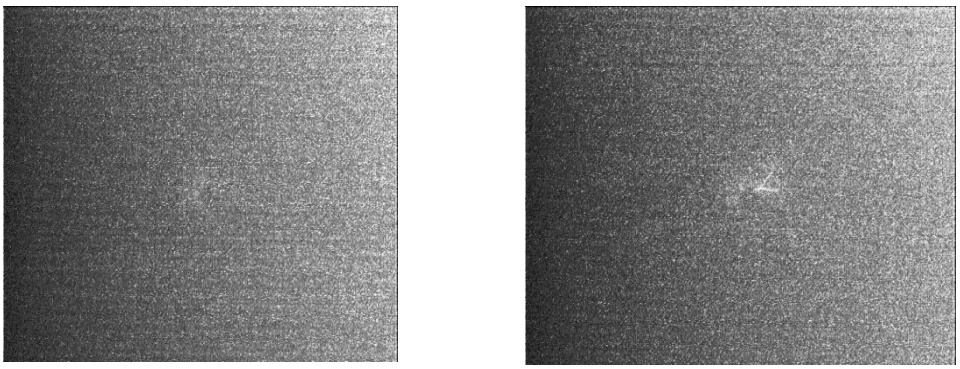
38 kV 39 kV

Figure 175.2. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PC-40/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*



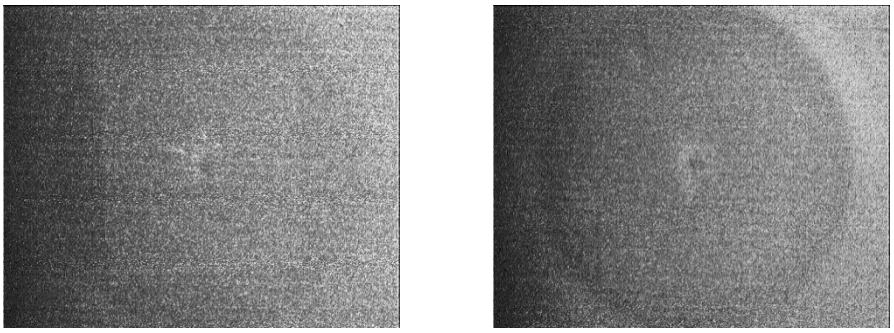
38 kV 39 kV 40 kV

Figure 175.3. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PARA-50/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*



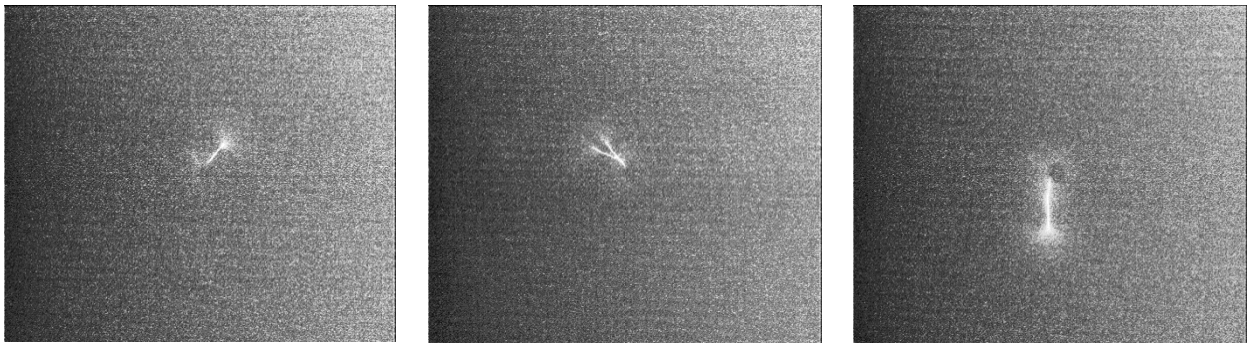
38 kV 39 kV

Figure 175.4. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PEHD/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*



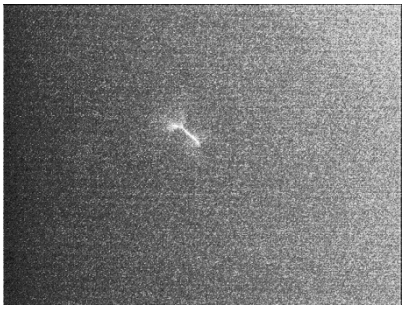
38 kV 40 kV

Figure 175.5. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface EPDMV0/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*



38 kV 39 kV 40 kV

Figure 175.6. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée en silice CY184/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*



39 kV

Figure 175.7. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée XB5957/air en polarité négative pour un champ électrique normal.*

3.1.3. Longueur finale des décharges glissantes

Les figures 176, 177 et 178 représentent l'influence du niveau de tension et de la polarité sur la longueur finale des décharges glissantes.

Les figures 176, 177 et 178 montrent que la longueur finale des décharges glissantes augmente généralement en fonction du niveau de tension pour les polarités positive et négative et cela pour tous les échantillons. De plus, la longueur des décharges en polarité négative est plus courte que celle en polarité positive. Dans le cas de la figure 176.1, nous remarquons que la longueur finale des décharges est nettement plus élevée pour les polyamides (PA 6/50 et PA 66/50) que dans le cas des résines époxydes (CEP CY184 et CEP XB5918) qui se propagent plus lentement et cela malgré un niveau de tension plus élevé que celui appliqué pour les polyamides. Cette constatation est pratiquement similaire dans le cas des résines époxydes hydrophobes (HCEP CY5622 et HCEP XB5957) qui ont également une propagation beaucoup plus lente (Fig. 176 et 177) que celle des matériaux polyamides pour les deux polarités.

En figure 177, nous remarquons que les longueurs des décharges pour les polymères EPDM, EPDMV0, HCEP CY5622 et PPS/65 sont pratiquement confondues dans le cas des deux polarités. Toutefois, la tension d'initiation de ces décharges pour les matériaux EPDM est plus élevée que celle de la résine hydrophobe du polysulfure de phénylène. De plus, la tension de contournement des élastomères en EPDM est la plus élevée également, comparativement aux deux matériaux (époxyde HCEP CY5622 et PPS/65). Ces observations sont vérifiées pour le cas de la polarité positive (Fig. 176.1) uniquement puisque la tension de contournement et la tension d'initiation des décharges glissantes dans le cas de la polarité négative est pratiquement similaire pour les quatre polymères sauf dans le cas de l'élastomère EPDM.

En figure 178, nous pouvons facilement constater que le PEHD est celui qui montre le meilleur comportement vis-à-vis des décharges glissantes. En effet, la tension d'initiation de ces décharges et la tension de contournement en polarité positive sont les plus élevées. De plus, leur longueur est la plus petite comparativement aux autres polymères (PARA/50, PC/40 et XB5957). Nous remarquons également que le PARA/50 est celui dont le contournement est le plus rapide (Fig. 178.1) et pour lequel la longueur des décharges est la plus grande (cas de la polarité positive). Cette tendance est beaucoup moins marquée en polarité négative pour le PARA/50 et le PEHD mais ces deux derniers conservent (Fig. 178.2) les mêmes propriétés c'est-à-dire : longueur plus courte pour le PEHD et longueur plus grande dans le cas du PARA/50 mais pour des niveaux de tension encore plus élevés que dans le cas de la polarité positive.

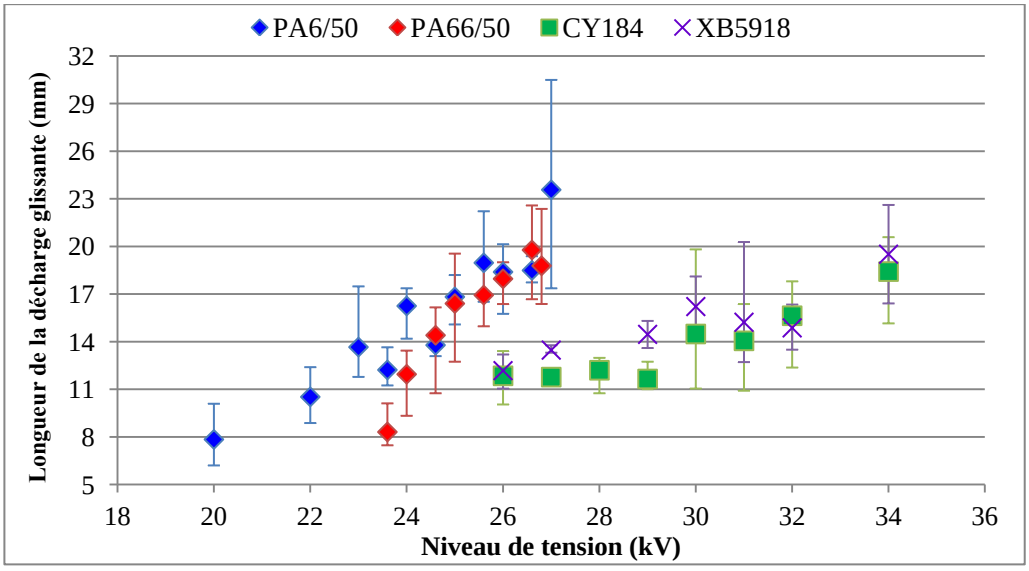


Figure 176.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge glissante dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (PA6/50, PA66/50, CEP CY184 et CEP XB5918) pour un champ électrique normal.*

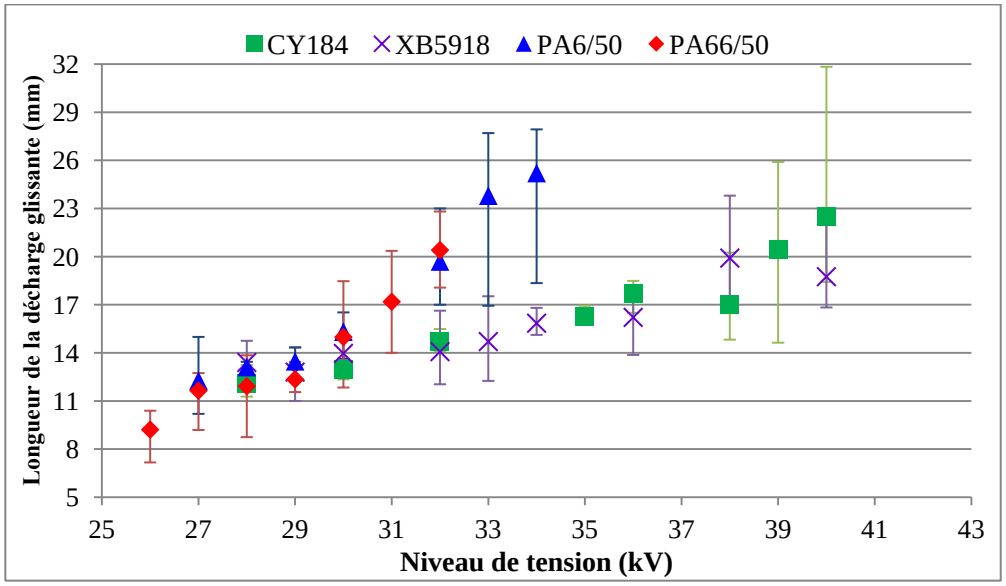


Figure 176.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge glissante dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (PA6/50, PA66/50, CEP CY184 et CEP XB5918) pour un champ électrique normal.*

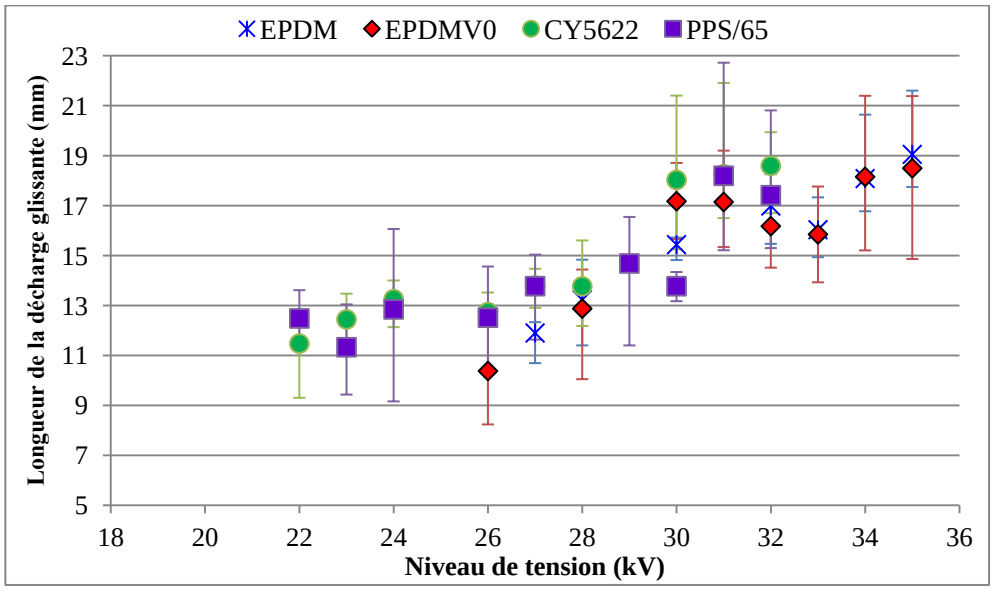


Figure 177.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (EPDM, EPDMV0, CY5622 et PPS/65) pour un champ électrique normal.*

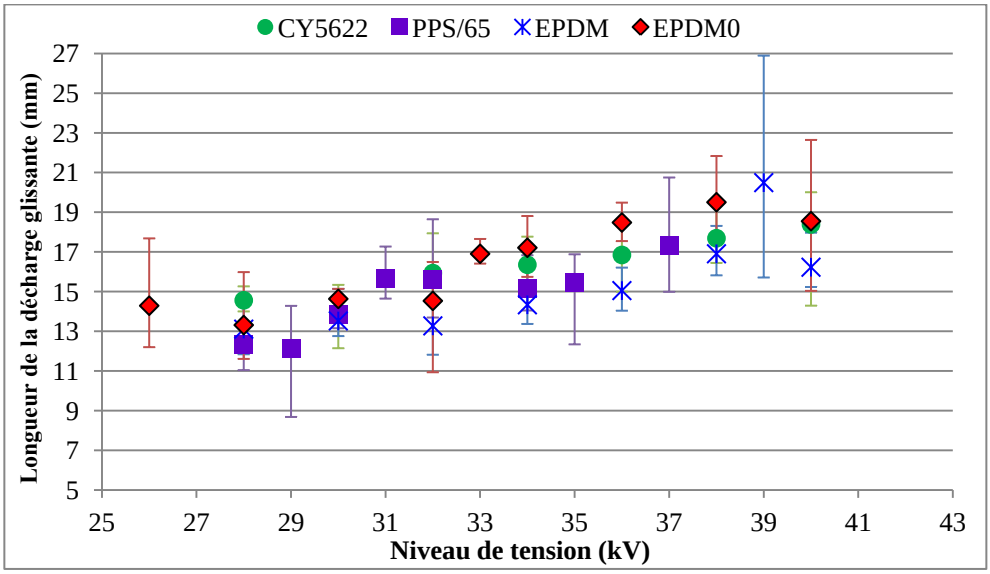


Figure 177.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (EPDM, EPDMV0, CY5622 et PPS/65) pour un champ électrique normal.*

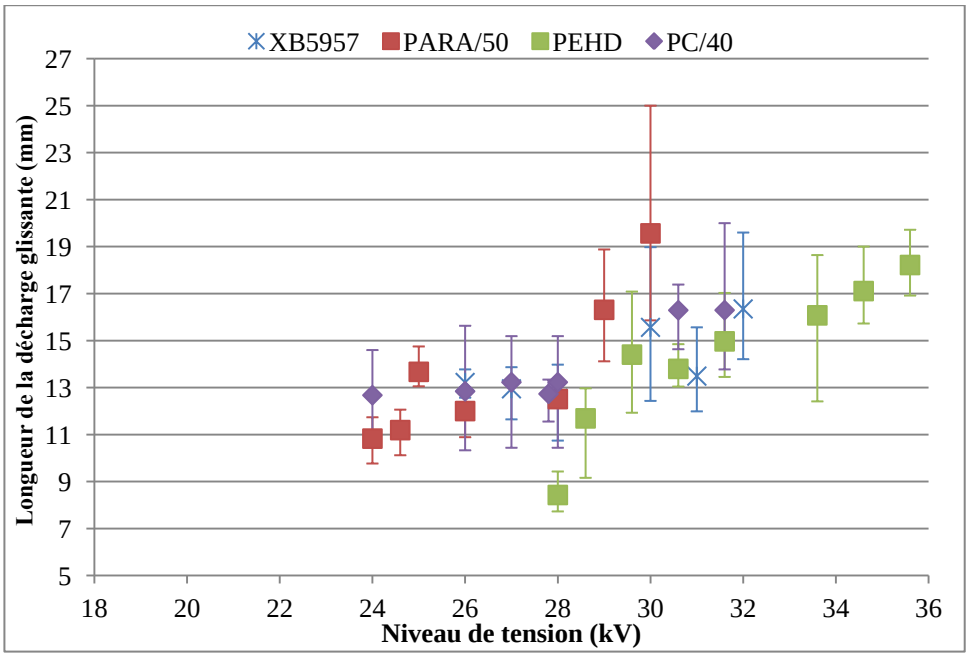


Figure 178.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (HCEP XB5957, PARA/50, PEHD et PC/40) pour un champ électrique normal.*

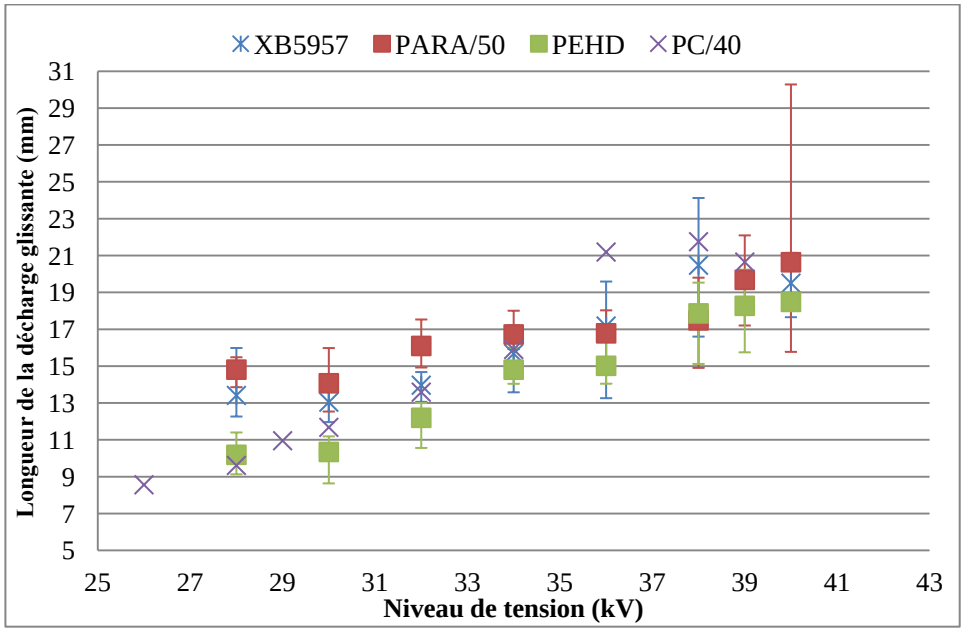


Figure 178.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (HCEP XB5957, PARA/50, PEHD et PC/40) pour un champ électrique normal.*

3.2. Cas d'un champ électrique tangentiel

3.2.1. Polarité positive

Dans le cas d'un champ tangentiel appliqué en surface des polymères, nous utilisons le dispositif expérimental indiqué en figure 172. Cette configuration permet de simuler un défaut de conception au niveau des lames du connecteur à perforation (dent perforante, parties métalliques moulées dans le thermoplastique) qui pourrait induire un contournement en surface de l'accessoire haute tension en présence d'un choc de foudre sur la ligne haute tension. Pour un isolateur, nous pouvons simuler un défaut au niveau de la partie connectée à la source haute tension.

Les figures 179.1 à 179.7 illustrent l'évolution de la morphologie de la décharge surfacique qui se propage sur plusieurs échantillons polymères jusqu'au contournement en polarité positive.

En comparaison avec le cas du champ normal en polarité positive, la propagation des décharges glissantes dans l'air en présence d'un champ tangentiel est bien différente puisqu'il y a absence de ramifications autour de la pointe H.T. pour la plupart des échantillons.

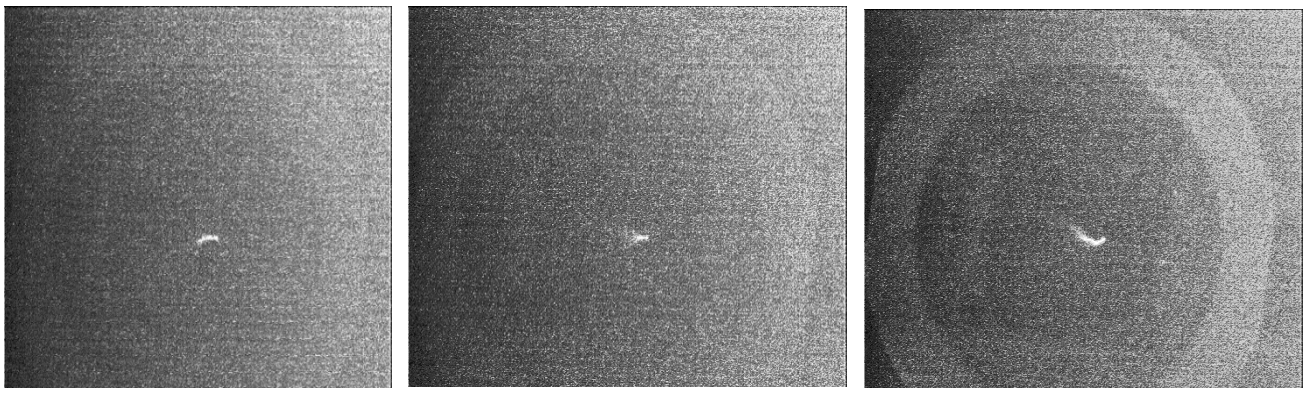
Dans le cas des polyamides (PA6/50 et PA66/50), nous remarquons qu'il y a une décharge principale qui tend à s'élargir et à s'épaissir avec l'augmentation du niveau de tension. Cependant, la longueur de celle-ci semble plus importante (plus de 50% de la distance inter-électrodes) dans le

cas du PA66/50 puisqu'elle se coupe en deux parties distinctes avant le contournement. La différence de permittivité relative entre les deux matériaux pourrait être la raison de ce mode de propagation qui est spécifique à chaque polymère. De plus, la valeur de la tension de contournement pour le PA6/50 est plus élevée que celle du PA66/50.

Pour les autres matériaux thermoplastiques (PC/40, PARA/50, PEHD et PPS/65), le mode de propagation est pratiquement similaire avec une seule décharge principale qui s'allonge jusqu'au contournement mais avec une longueur plus courte que celle des polyamides (PA6/50 et PA66/50). Notons que la tension de contournement est la plus élevée pour le PEHD et le PPS/65 (42 kV). Le PC/40 et le PARA/50 sont les deux autres thermoplastiques qui ont tendance à subir un contournement pour des tensions plus faibles (39 kV pour le PC/40 et 37 kV pour le PARA/50).

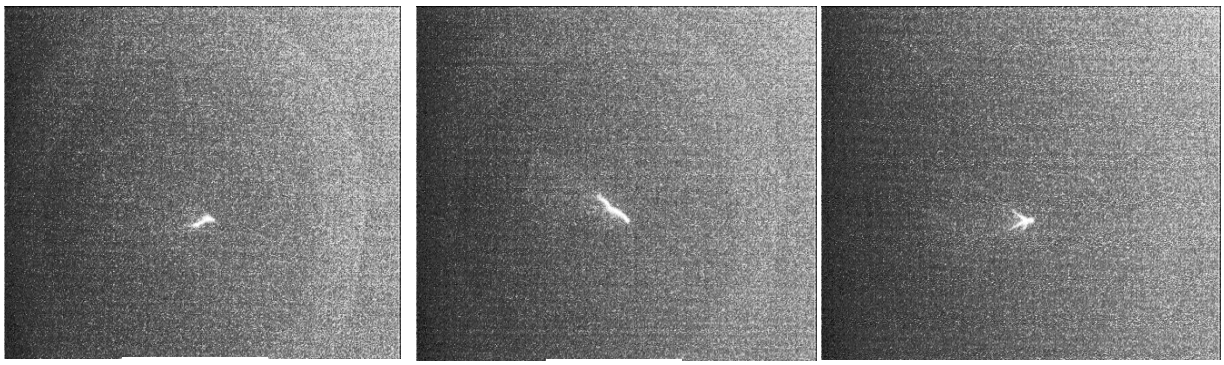
Pour les élastomères en EPDM, on constate que la propagation est légèrement différente de celle pour les matériaux thermoplastiques mais que le mode de propagation est similaire. En réalité, la décharge finale est bien plus longue et plus épaisse pour l'EPDMV0 en particulier. Cependant, ces deux élastomères possèdent une tension de contournement similaire.

Le mode de propagation des décharges glissantes est quasi identique pour les 4 résines époxydes considérées, qu'elles soient chargées en farine de silice (CEP CY184 et HCEP CY5622) ou non-chargées (CEP XB5918-3 et HCEP XB5957). La décharge électrique est caractérisée par une faible élongation et une forme qui se rapproche d'un arc de cercle entourant la pointe H.T contrairement aux différents matériaux testés (thermoplastiques et EPDM élastomères). La tension de contournement est de même valeur pour la plupart des résines (40kV) sauf pour le matériau XB5918-3 (41kV).



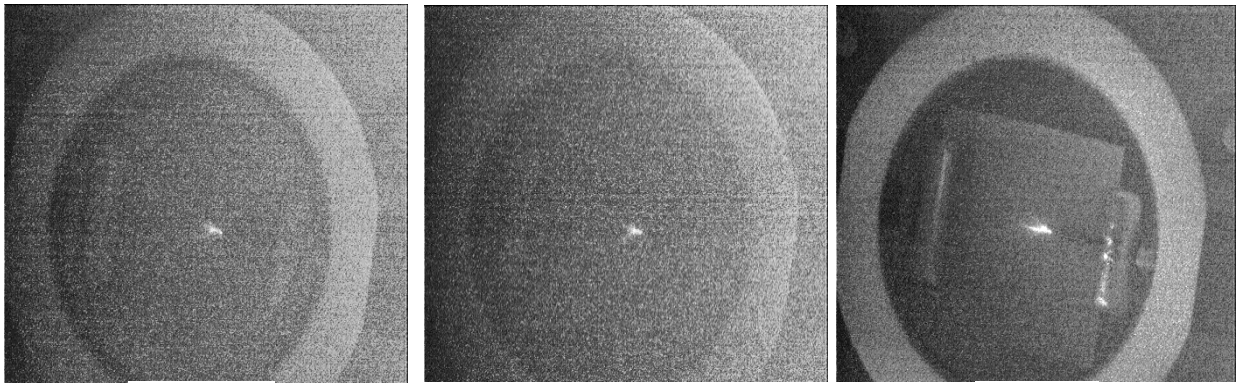
36 kV 38 kV 40 kV

Figure 179.1. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PA6-50/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*



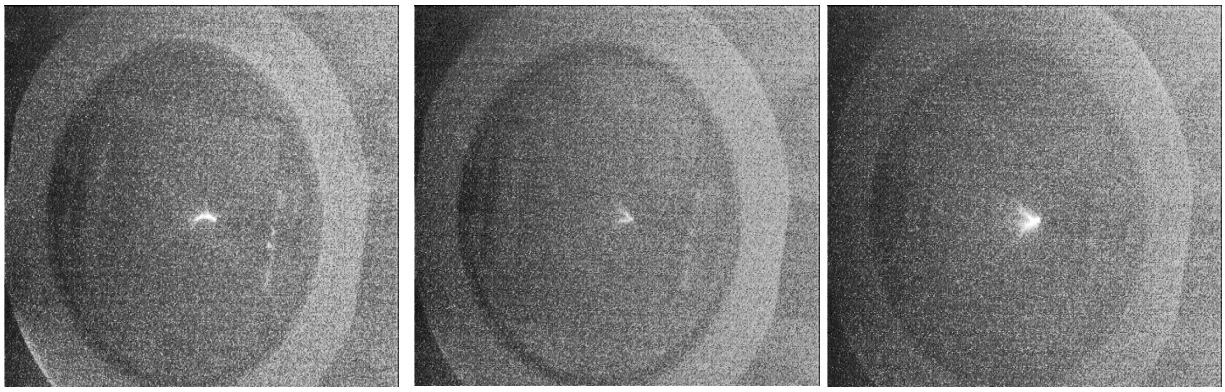
37,6 kV 38,6 kV 39 kV

Figure 179.2. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PC-40/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*



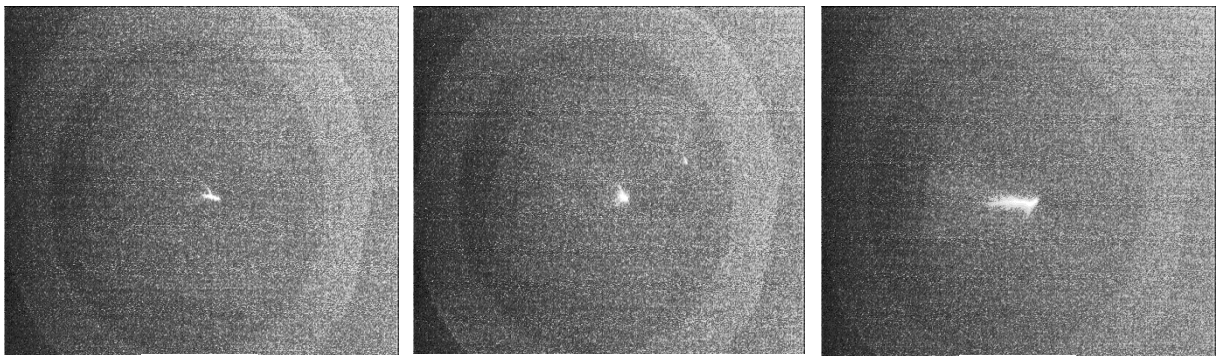
34,8 kV 35.8 kV 37 kV

Figure 179.3. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PARA-50/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*



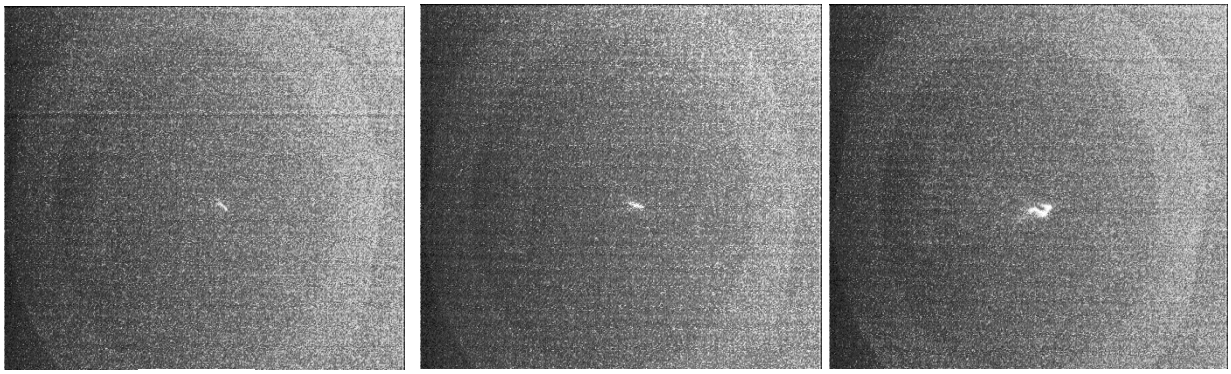
37 kV 40 kV 42 kV

Figure 179.4. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PEHD/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*



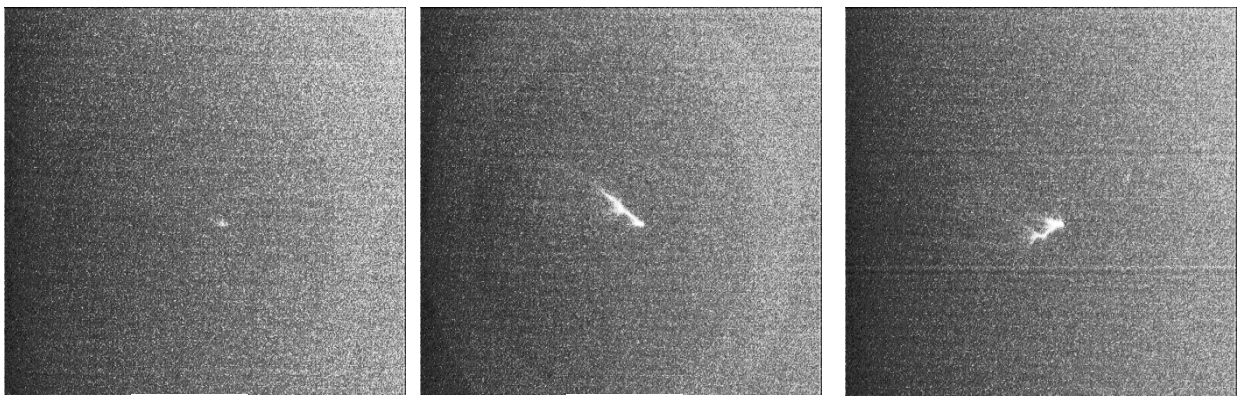
37 kV 38 kV 40 kV

Figure 179.5. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface EPDMV0/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*



37 kV 39 kV 40 kV

Figure 179.6. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée en silice CY184/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*



35 kV 37 kV 40 kV

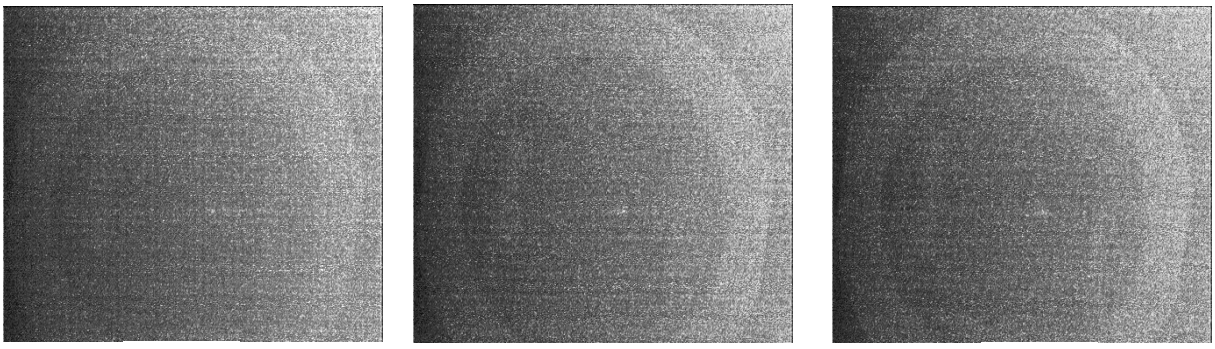
Figure 179.7. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée XB5957/air en polarité positive pour un champ électrique tangentiel.*

3.2.2. Polarité négative

Les figures 180.1 à 180.6 illustrent l'évolution des décharges glissantes dans l'air en polarité négative, en présence d'un champ électrique tangentiel pour quelques polymères.

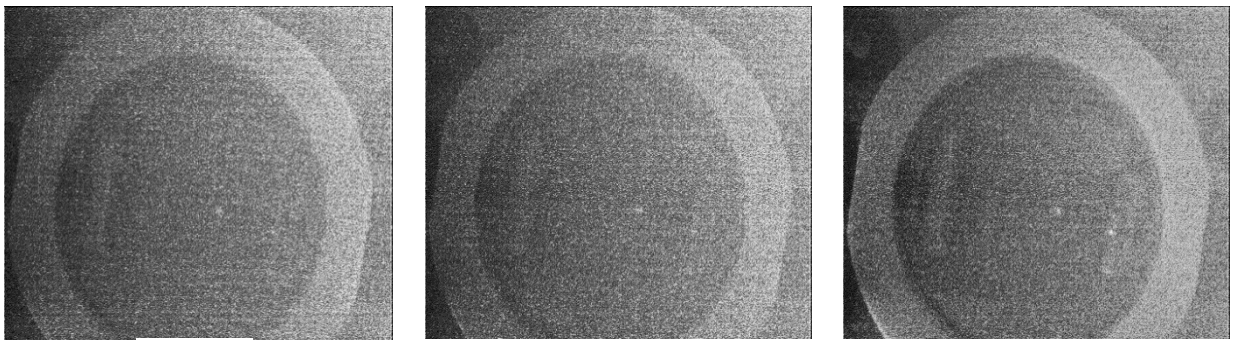
En polarité négative (Figures 180.1 à 180.6), l'initiation d'une décharge glissante est extrêmement difficile même pour des niveaux de tension élevés (53 kV), et ce sur tous les échantillons polymères. En effet, il n'y a strictement aucune différence entre la propagation de la décharge électrique pour les thermoplastiques (PA6/50, PA66/50, PC/40, PARA/50, PEHD et PPS/65) et les résines époxydes cyclo-aliphatiques (CEP : CY184, XB5918-3, HCEP : CY5622, XB5957). Dans ce cas, le contournement des surfaces a lieu directement avec l'initiation d'une décharge électrique de longueur relativement courte. Les tensions de contournement sont similaires pour tous les matériaux (55kV).

Pour ce qui est des dégradations superficielles, les décharges électriques dans le cas d'une polarité positive sont plus longues, plus lumineuses et plus épaisses avec l'augmentation de la tension ce qui n'est pas le cas de la polarité négative. Cela entraîne des probabilités de dommages en surface plus importants dans le cas de la polarité positive. Toutefois, nous pouvons dire que le cas du champ électrique normal constitue la contrainte électrique la plus sévère (en polarité positive plus qu'en polarité négative) en comparaison avec le champ tangentiel.



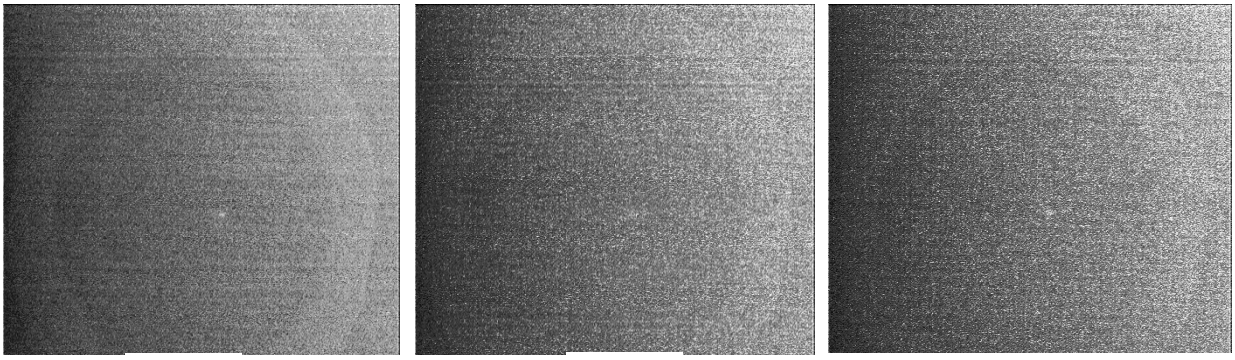
43 kV 48 kV 50 kV

Figure 180.1. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PA6-50/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*



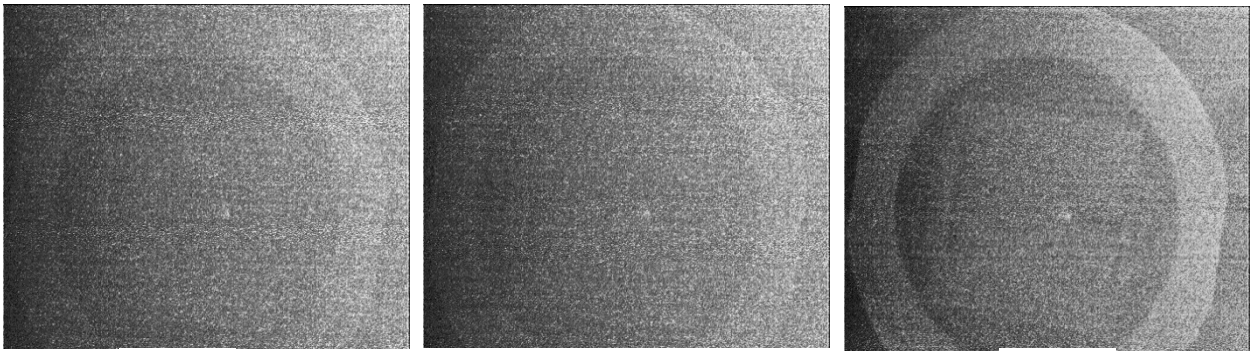
35 kV 43 kV 49 kV

Figure 180.2. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PC-40/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*



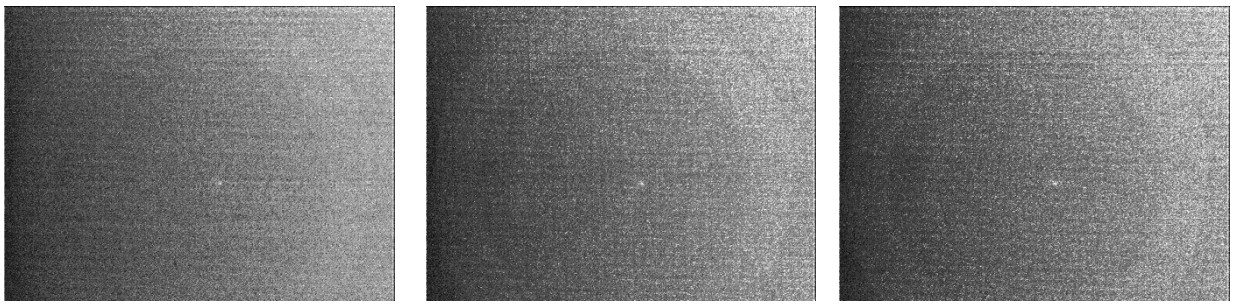
41 kV 43 kV 47 kV

Figure 180.3. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface PEHD/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*



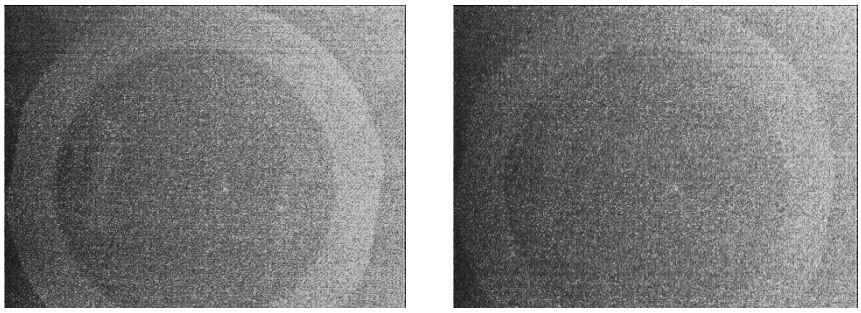
41 kV 45 kV 49 kV

Figure 180.4. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface EPDMV0/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*



45 kV 47 kV 51 kV

Figure 180.5. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée en silice CEP CY184/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*



45 kV 47 kV

Figure 180.6. *Influence du niveau de tension sur la propagation des décharges glissantes en présence d'une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée HCEP XB5957/air en polarité négative pour un champ électrique tangentiel.*

3.2.3. Longueur finale des décharges glissantes

Les figures 181,182 et 183 montrent l'influence du niveau de tension et de la polarité sur la longueur finale de la décharge glissante en présence d'un champ électrique tangentiel en surface de plusieurs polymères.

Nous remarquons que les longueurs finales des décharges glissantes pour les échantillons polymères en présence d'un champ électrique tangentiel sont pratiquement confondues, indépendamment de la polarité. Par contre, ces longueurs sont beaucoup plus faibles dans le cas de la polarité négative bien que les niveaux de tension appliqués soient bien plus élevés par rapport à la polarité positive (environ 10kV de différence). De plus, les tensions d'initiation de ces décharges sont plus grandes pour les matériaux époxydes en particulier pour la polarité positive. Les mêmes

résultats ont été obtenus lors de l'application d'un champ électrique normal en surface des polymères.

La différence entre les deux polarités en présence d'un champ électrique normal ou tangentiel vis-à-vis de la propagation des décharges glissantes peut s'expliquer comme suit [284]: lorsque le niveau de tension atteint une valeur critique suffisante à l'ionisation de l'air entourant l'électrode H.T., une charge d'espace positive prend naissance indépendamment de la polarité de l'électrode. Lorsque l'électrode pointe est positive, la charge d'espace positive réduit l'intensité du champ électrique au voisinage de la pointe et le processus de développement des décharges glissantes ralentit. Cependant, l'intensité du champ en direction de la propagation des décharges électriques se renforce facilitant le développement de streamers.

En polarité négative, le mécanisme physique a lieu de façon totalement opposée. En effet, la charge d'espace positive renforce le champ électrique au voisinage de la pointe engendrant un affaiblissement de celui-ci dans la direction de propagation des décharges glissantes. Par conséquent, les streamers sont ralentis et le niveau de tension requis à leur développement devient plus élevé par rapport à la polarité positive.

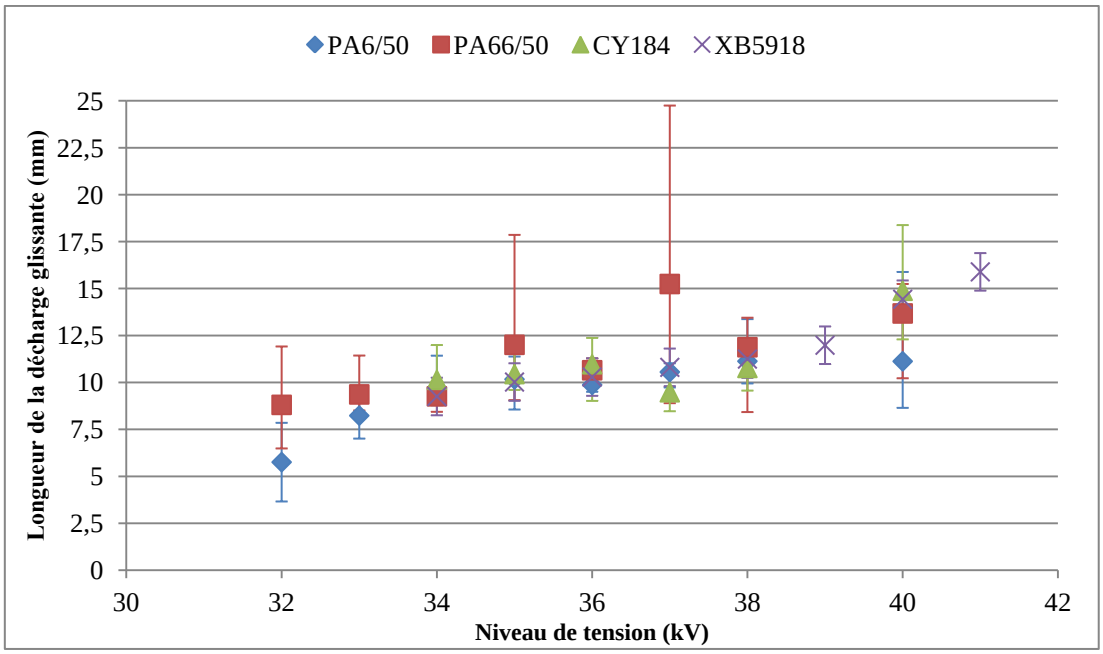


Figure 181.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (PA6/50, PA66/50, CEP CY184 et CEP XB5918) pour un champ électrique tangentiel.*

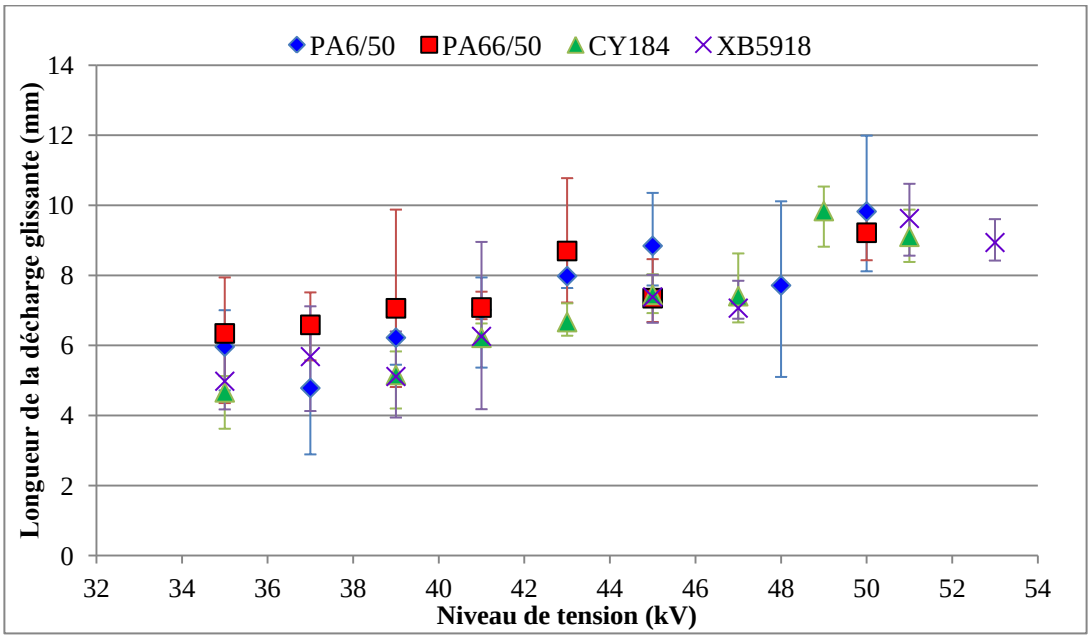


Figure 181.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (PA6/50, PA66/50, CEP CY184 et CEP XB5918) pour un champ électrique tangentiel.*

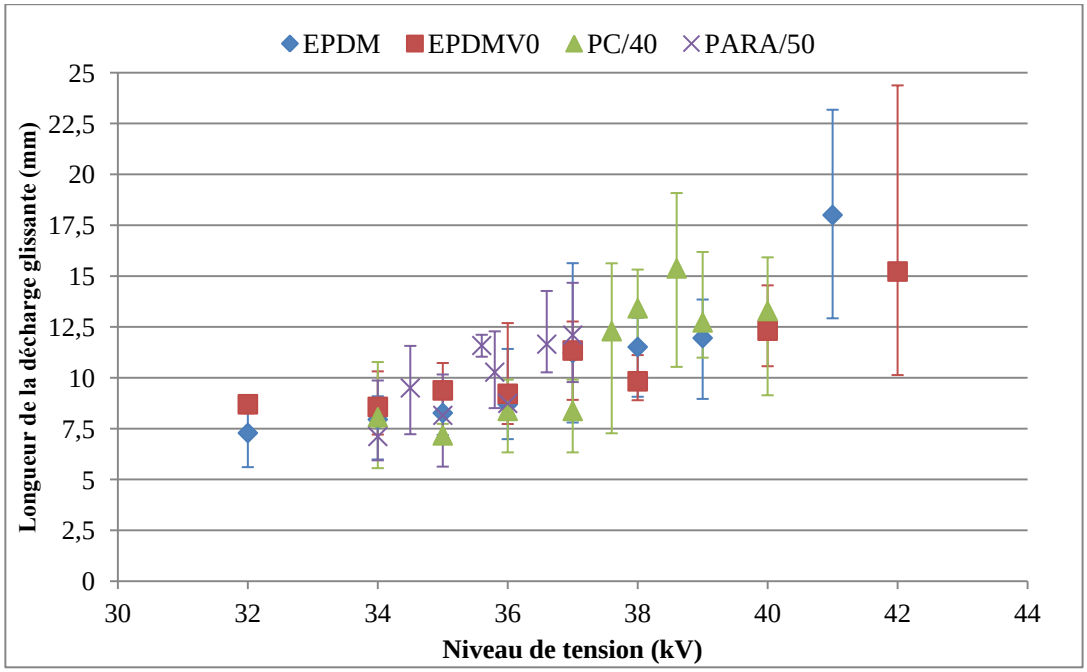


Figure 182.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (EPDM, EPDMV0, PC/40 et PARA/50) pour un champ électrique tangentiel.*

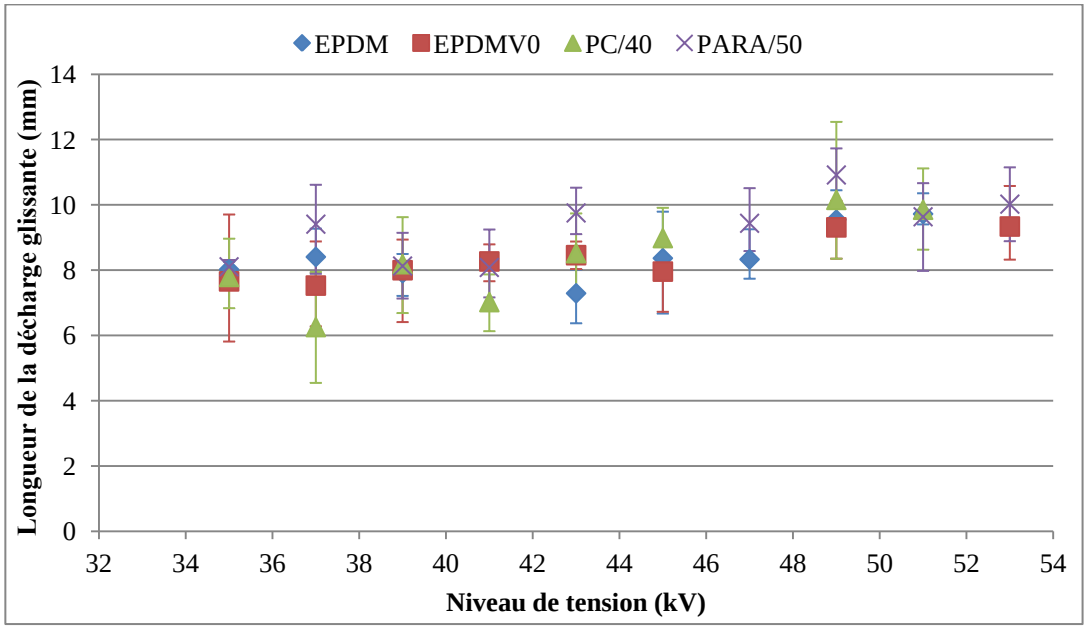


Figure 182.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité négative et pour différents polymères (EPDM, EPDMV0, PC/40 et PARA/50) pour un champ électrique tangentiel.*

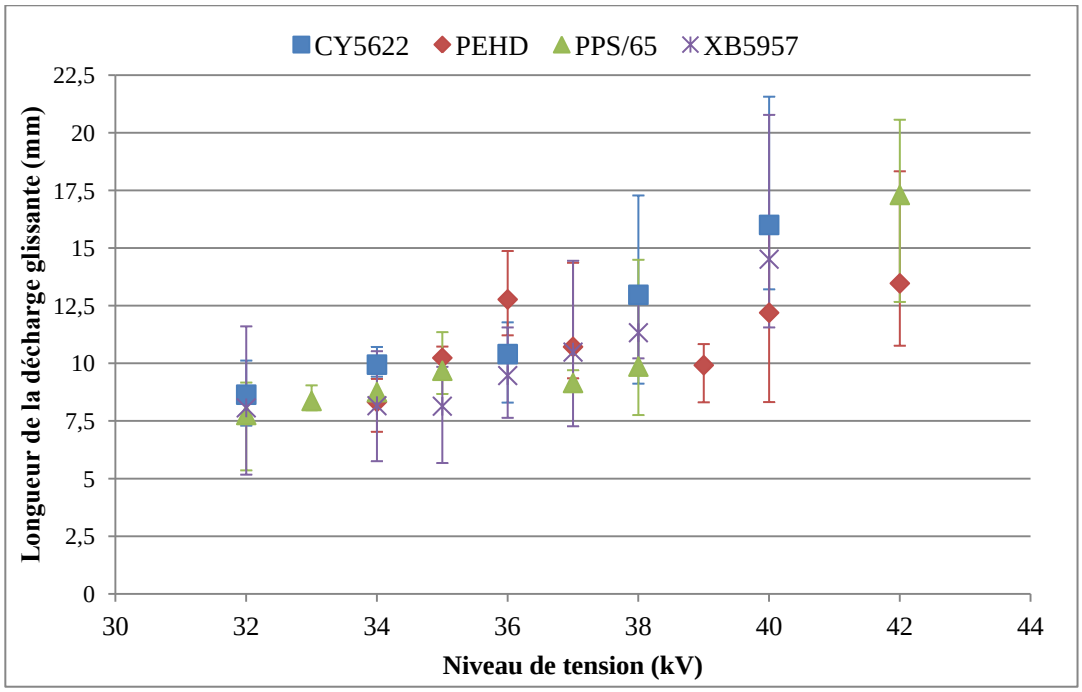


Figure 183.1. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (CY5622, PEHD, PPS/65 et XB5957) pour un champ électrique tangentiel.*

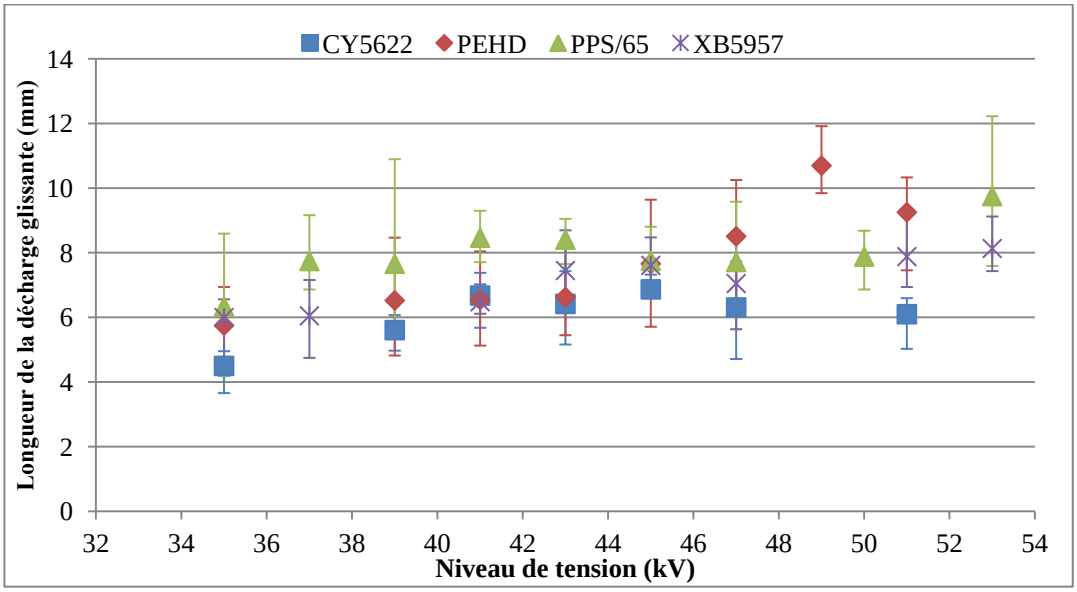


Figure 183.2. *Evolution de la longueur finale de la décharge dans l'air en fonction de la tension en polarité positive et pour différents polymères (CY5622, PEHD, PPS/65 et XB5957) pour un champ électrique tangentiel.*

3.3. Influence du champ électrique sur le rapport critique (R_c) des décharges glissantes

L'objectif de cette section est de déterminer la longueur finale critique des décharges glissantes qui induit un contournement en surface des polymères testés, en présence d'un champ électrique normal et d'un champ électrique tangentiel pour les deux polarités de la tension. Les figures 184.1 à 184.12 illustrent l'évolution du rapport R_c, défini comme étant le rapport entre la longueur finale de la décharge finale et la longueur de fuite de l'échantillon polymère considéré.

La représentation du rapport R_c (longueur finale de la décharge glissante sur la longueur de fuite de l'échantillon) indique que celui-ci varie linéairement en fonction du niveau de tension appliqué indépendamment de la polarité et du champ électrique appliqué. Cependant, la direction du champ électrique, la nature chimique du matériau et la polarité de la tension influence considérablement R_c, juste avant le contournement. De plus, la longueur finale des décharges électrique est plus grande lorsque le champ électrique est normal, ce qui indique une influence considérable de la permittivité du polymère contrairement au champ électrique tangentiel (effet de la résistivité superficielle et de la charge d'espace).

Pour une direction normale du champ électrique, nous remarquons que R_c pour les polymères testés est généralement compris entre 50 et 55% de la distance de fuite quelle que soit la polarité ; le contournement en polarité négative nécessite un niveau de tension plus élevé. Toutefois, le

polyamide PA6/50 subit un contournement pour R_c= 63% ; les surfaces du PPS/65 et des résines époxydes cyclo-aliphatiques sont contournées lorsque R_c=45%. Notons que ces valeurs sont observées pour les deux polarités.

Pour un champ électrique tangentiel, R_c en polarité positive est généralement compris entre 20 et 30% pour les polymères thermoplastiques et entre 35 à 40% pour les résines époxydes cyclo-aliphatiques et les élastomères EPDM. En polarité négative, R_c ne dépasse pas 25% pour tous les échantillons.

De manière générale, nous constatons que R_c est le plus faible en champ tangentiel pour une polarité négative pour toutes les surfaces isolantes étudiées.

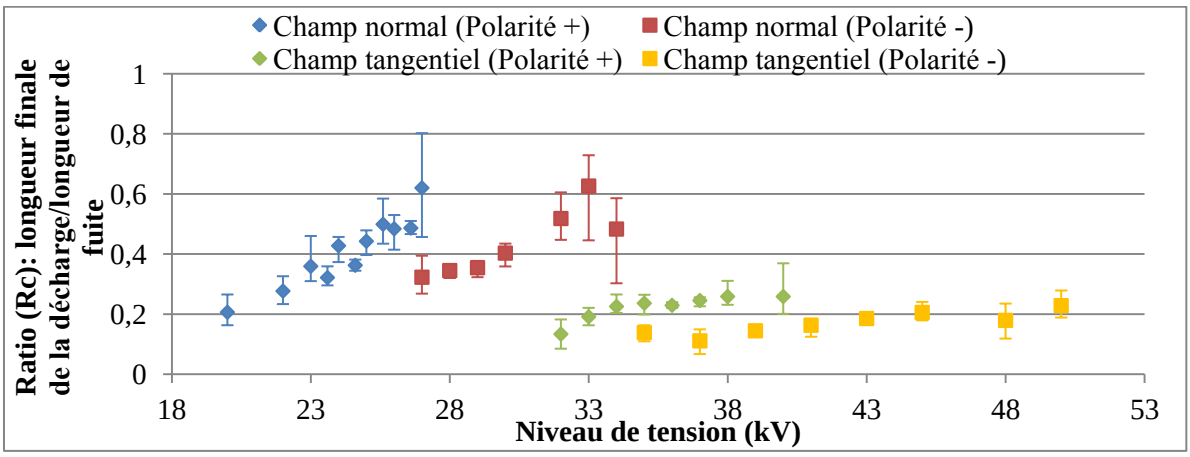


***Figure 184.1**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PA6-50/air.*

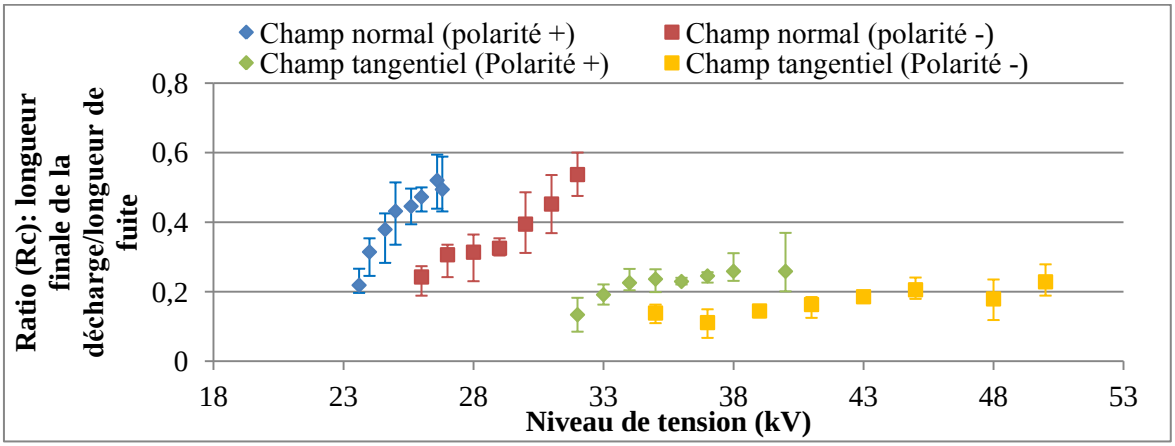


***Figure 184.2**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PA66-50/air.*

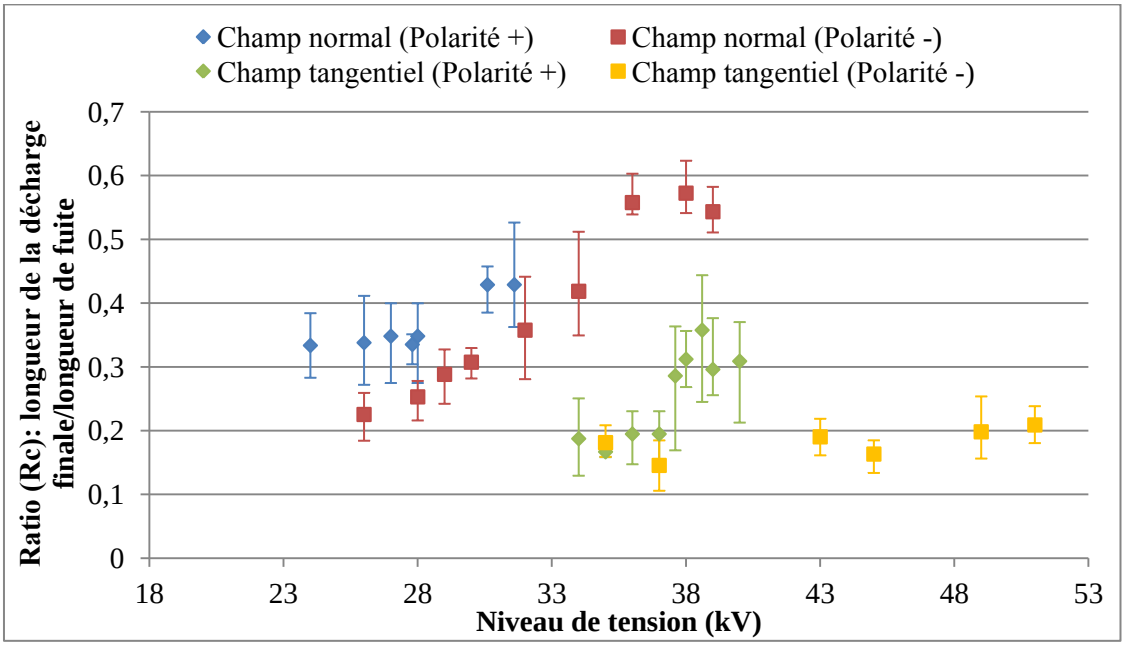


***Figure 184.3**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PC-40/air.*

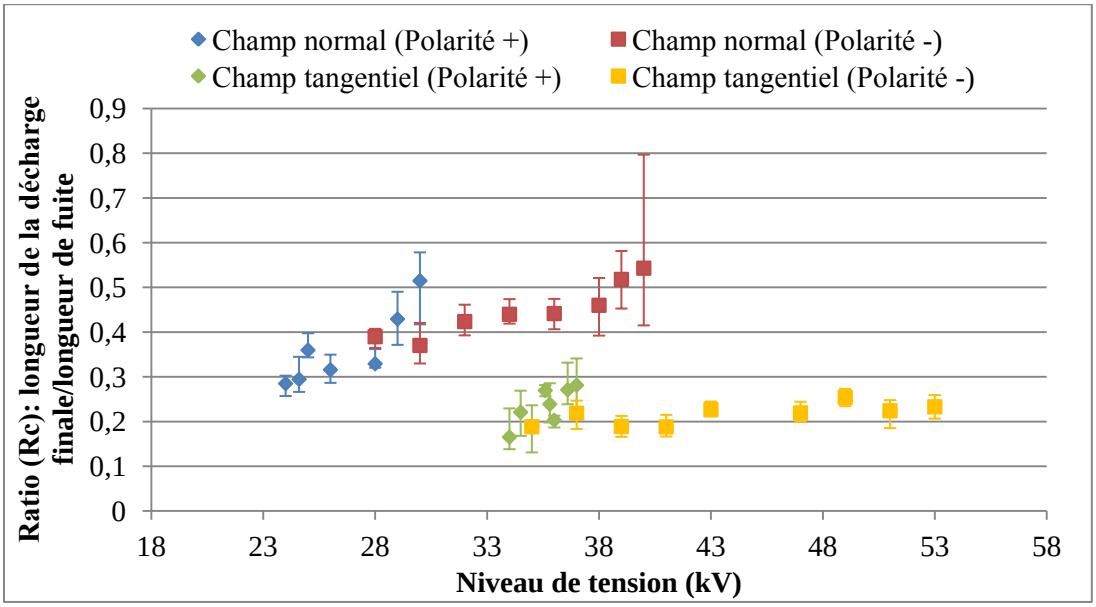


***Figure 184.4**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PARA-50/air.*

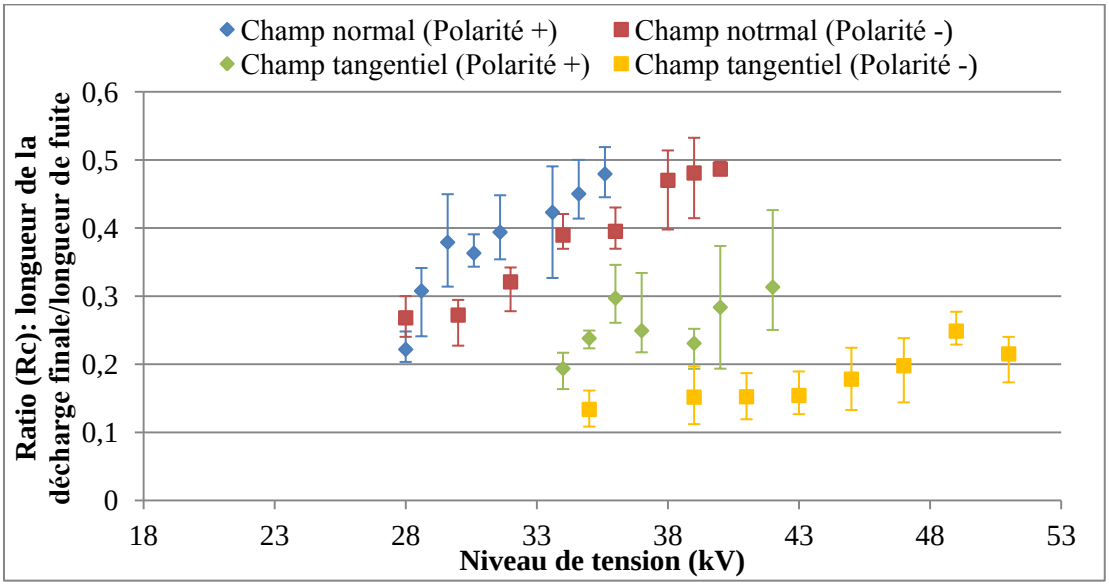


***Figure 184.5**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PEHD/air.*

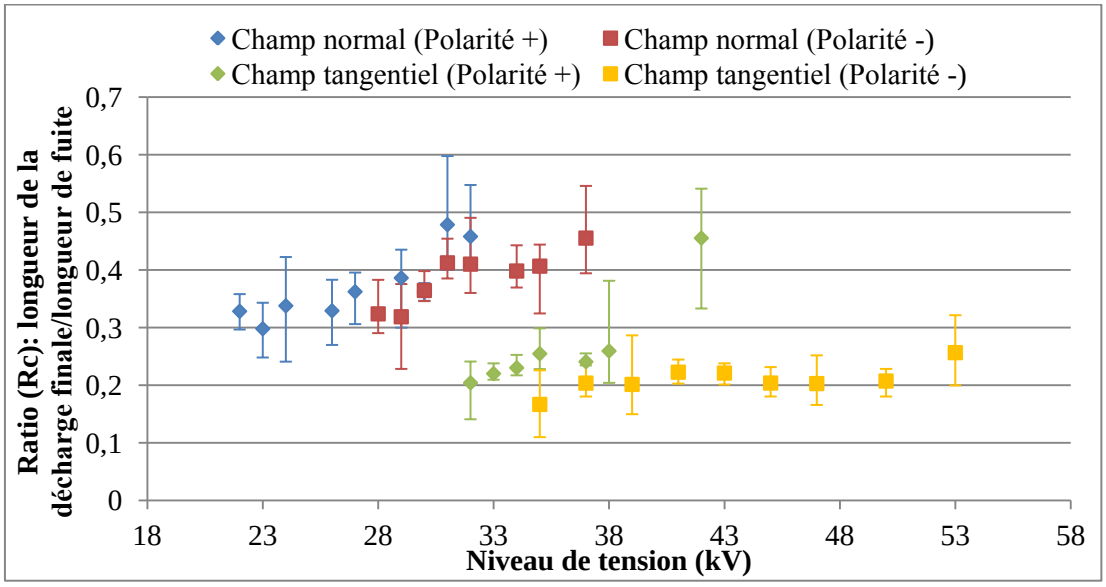


***Figure 184.6**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface PPS-65/air.*

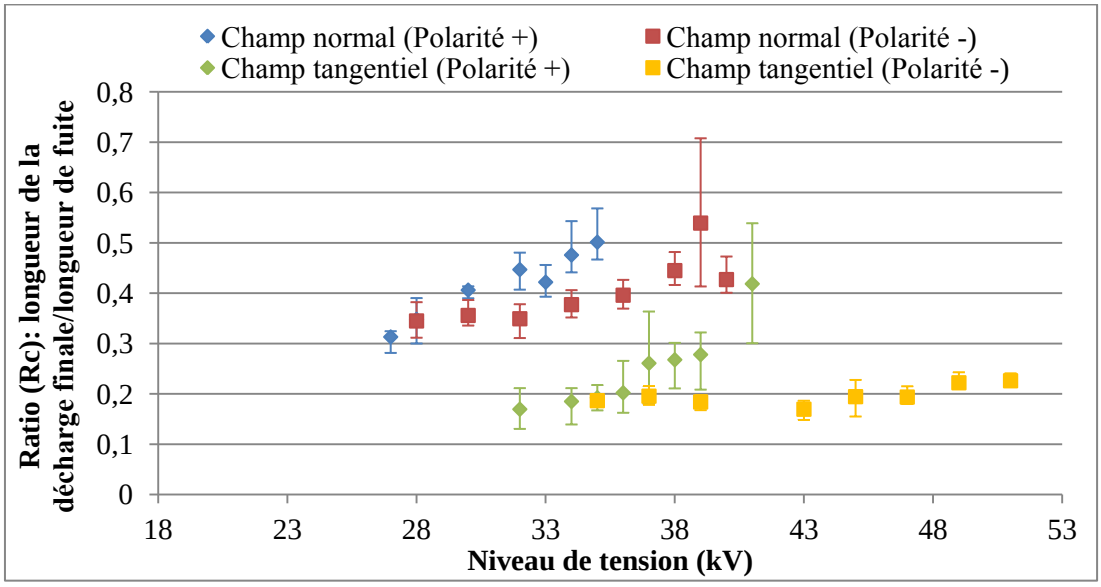


***Figure 184.7**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface EPDM/air.*

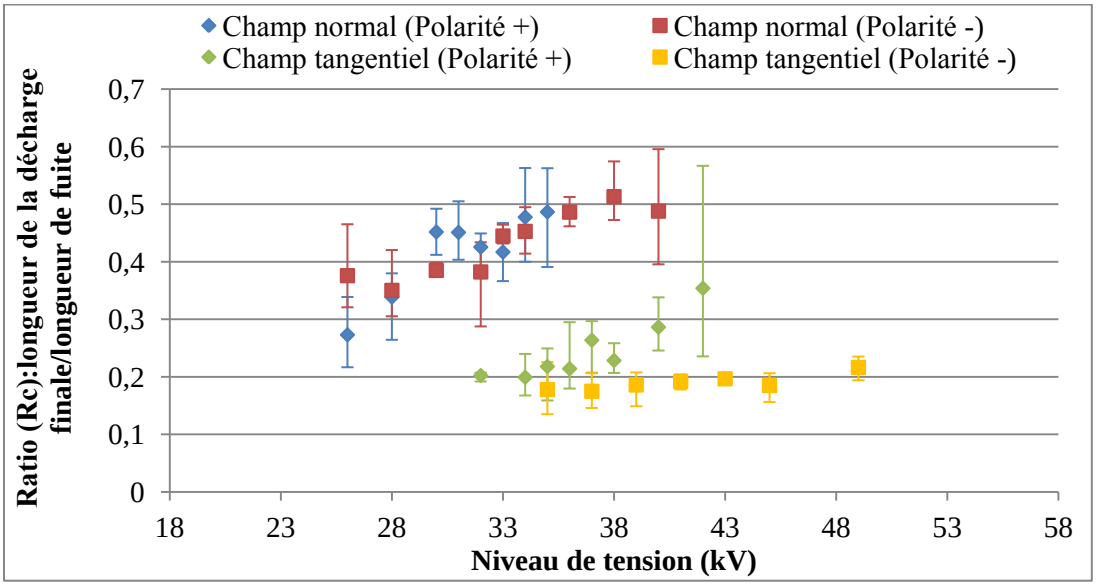


***Figure 184.8**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface EPDMV0/air.*

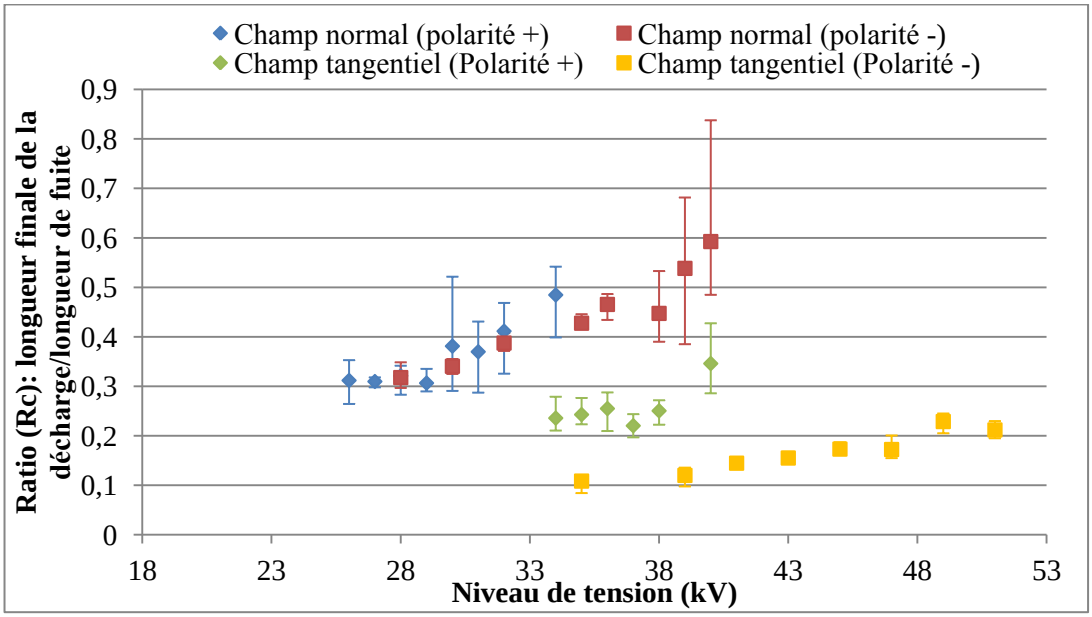


***Figure 184.9**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface époxyde cyclo-aliphatique chargée CY184/air.*

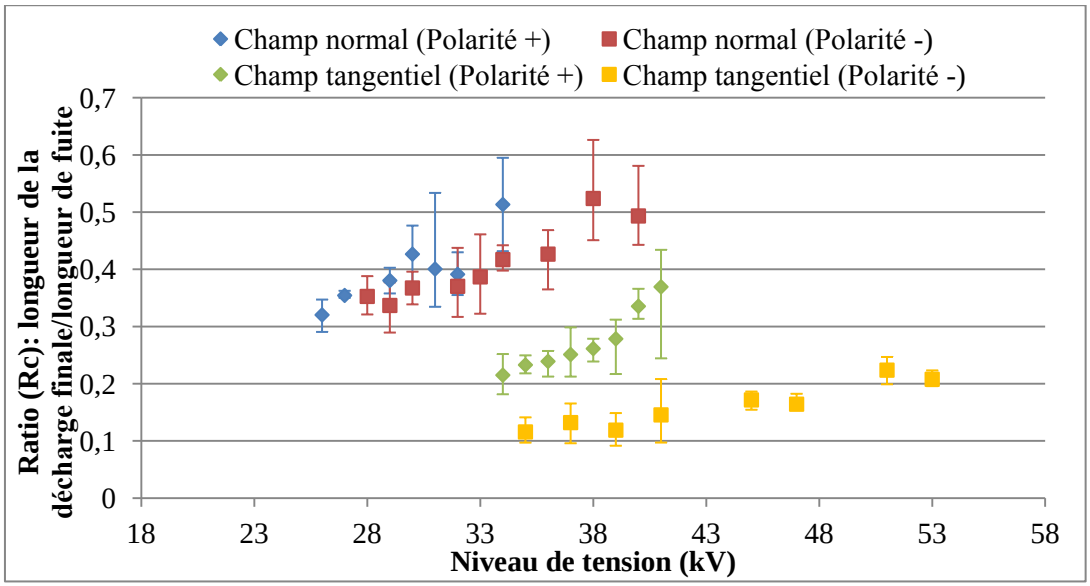


***Figure 184.10**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface époxyde cyclo-aliphatique non-chargée XB5918/air.*

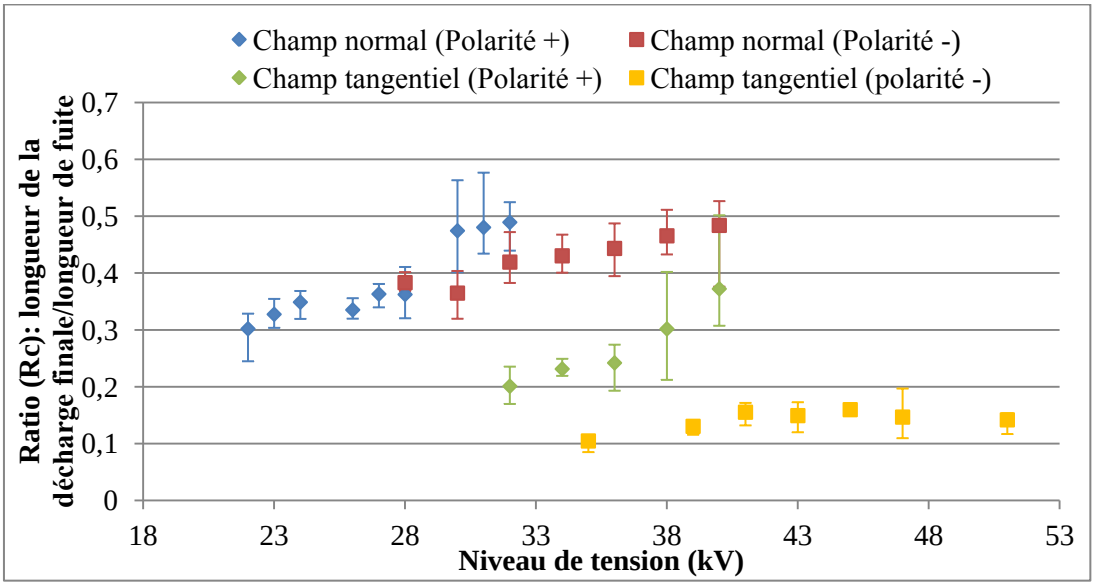


***Figure 184.11**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe chargée CY5622/air.*

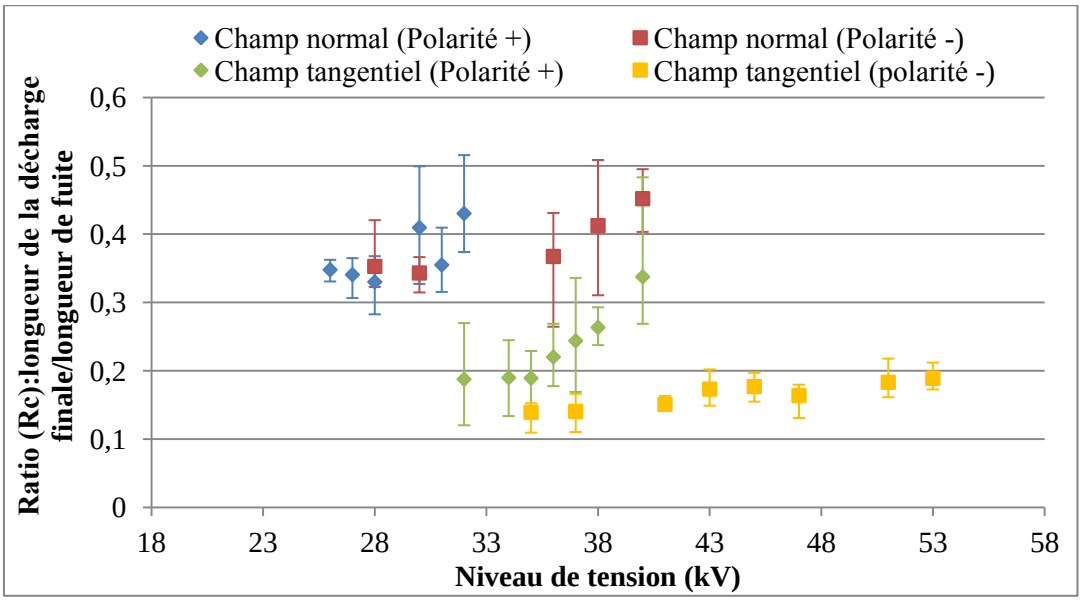


***Figure 184.12**. Evolution du ratio R_c (rapport entre la longueur finale de la décharge glissante et de la longueur de fuite de l'échantillon) en fonction du type de champ électrique et de la polarité de la tension pour une interface époxyde cyclo-aliphatique hydrophobe non-chargée XB5957/air.*

4. DISCUSSION ET INTERPRETATION

Comme nous avons pu l'observer, le niveau et la polarité de la tension (tension impulsionnelle), le type de matériau et la nature du champ électrique appliqué (normal ou tangentiel) influencent les propriétés électriques et optiques des décharges glissantes.

L'accroissement du niveau de tension induit une augmentation de la longueur finale de la décharge glissante quelle que soit la polarité. Cela est principalement dû à l'intensité du champ électrique qui favorise le développement des streamers en surface des matériaux [285] ; notons que ce développement est beaucoup plus aisé en polarité positive qu'en polarité négative. Nous avons également constaté que la luminosité des décharges augmentait avec l'amplitude de la tension, comme cela a été observé par P. Fracz [286] sur des isolateurs de ligne et de traversée de transformateurs. Sur nos échantillons, cela est le cas pour les polyamides (PA6/50 et PA66/50), les résines époxydes cyclo-aliphatiques et quelques thermoplastiques (PC/40, PARA/50 et PPS/65). L'intensité de cette émission optique est beaucoup plus élevée en polarité négative lorsque le champ électrique est normal à la surface des échantillons.

Pour le processus de contournement, nous avons noté que la valeur de la tension de contournement dépend fortement du type de matériau. En effet, elle est la plus basse pour les polyamides (PA6/50 et PA66/50) comparativement aux résines époxydes cyclo-aliphatiques ou encore aux autres thermoplastiques (PC/40, PARA/50, PEHD et PPS/65), en champ normal ou tangentiel et en polarité positive. Selon Jaintly et Sudarshan [287], Asokan et Sudarshan [288] et Bommankanti et Sudarshan [289], le contournement des surfaces isolantes résulterait des mécanismes d'émission électronique à travers la formation de charges d'espace pouvant être issues du matériau lui-même. Les processus d'émission électronique joueraient donc un rôle important dans le développement des décharges glissantes en surface des polymères [285]. Ceci indiquerait que ce mécanisme est très actif au niveau des polyamides et de quelques thermoplastiques (PC/40, PARA/50, PEHD et PPS/65) d'où une faible tension de contournement. Grzybowski et al [290] attribuent cette différence entre les matériaux au relâchement de gaz (CO, CO_2 et CH_4), dont le type et la concentration de chaque composé formé dépendent fortement de la structure chimique du polymère, et à des mécanismes de claquage qui se produiraient dans ces mêmes gaz durant le contournement de la surface isolante. Ce dernier point de vue est conforté par Hegler et al [291] qui affirment que le contournement est généré par le processus d'ionisation gazeuse et que le taux et la vitesse d'occurrence de cette phase sont étroitement liés à la structure chimique du matériau qui subit le phénomène.

De plus, les arcs de contournement qui se produisent en surface des polyamides (PA6/50 et

PA66/50), du polycarbonate (PC/40), du polyarylamide (PARA/50) et du polysulfure de phénylène (PPS/65) en impulsionnel induisent un marquage remarquable en leur surface à cause du rayonnement ultraviolet issu des décharges glissantes. Cela est plus accentué sur les polyamides en comparaison avec les autres matériaux lorsque la polarité est positive et pour un champ électrique normal. Cela pourrait être dû à un bombardement intense de la surface des polyamides par des électrons émis lors de la formation de charges d'espace positives [288].

Nous remarquons également que la tension d'initiation des décharges glissantes dépend du type de matériau, de la nature du champ électrique appliqué et de la polarité de la tension. En effet, il apparaît des différences notables entre les polymères testés en champ électrique normal pour les deux polarités. Pour le PA6/50 (ε_r=3.6) et le PA66/50(ε_r=3.5), la tension d'initiation des décharges est nettement plus basse que celle des résines époxydes cyclo-aliphatiques (CEP CY184, CEP XB5918, HCEP CY5622 et HCEP XB5957) qu'elles soient chargées ou non-chargées (ε_r=4); Il en est de même pour le polysulfure de phénylène (PPS/65, ε_r=3.3) par rapport aux résines époxydes. Notons qu'en polarité positive, le PA6/50 affiche la plus faible valeur et qu'en polarité négative c'est le PA66/50 qui montre la plus faible tension. De plus, l'écart entre les polyamides et les résines époxydes est nettement plus visible en polarité positive qu'en polarité négative. Le polycarbonate (PC/40, ε_r=3.2) et le polyarylamide (PARA/50, ε_r=4.6) possèdent une tension d'initiation intermédiaire entre les polyamides et les résines époxydes. De manière générale, nous observons qu'une faible valeur de la tension d'initiation des décharges glissantes peut être attribuée à une faible valeur de la permittivité relative du matériau. Cela peut s'expliquer par une intensification de la valeur du champ électrique au voisinage de l'électrode pointe au fur et à mesure que la différence entre la permittivité du solide et celle de l'air (ε_r=1) est grande tel que démontré par Kebbabi et Béroual dans le cas d'une interface solide/liquide [292]. Cependant, cette observation n'est pas valable dans le cas du PEHD (ε_r=2.3) et des élastomères EPDM (ε_r=2.3) qui possèdent une très faible permittivité relative et une tension d'initiation des décharges plus élevée. Cela peut être dû à l'effet de la résistivité superficielle du matériau, à sa rugosité surfacique ou à la charge d'espace générée [293-295].

Dans le cas d'un champ électrique tangentiel, la longueur finale pour tous les matériaux est plus faible que dans le cas d'un champ électrique normal. La tension d'initiation et la tension de contournement des polymères testés sont pratiquement égales mais restent plus élevés par rapport à un champ électrique normal. Cependant, nous remarquons que les résines époxydes cyclo-aliphatiques présentent une tension d'initiation des décharges et une tension de contournement plus

élevées en comparaison avec les autres matériaux (de 3 à 4kV), sauf pour les élastomères EPDM et le PEHD en polarité positive. Ces derniers présentent un comportement quasi-identique à celui des résines époxydes. Aussi, la longueur des décharges électriques, pour les deux polarités, est bien plus faible par rapport au champ normal. En effet, le contournement des surfaces isolantes en champ normal et pour les deux polarités de la tension a lieu lorsque la décharge glissante parcourt 55% de la distance de fuite du matériau. Une exception est faite pour le PA6/50 (ratio R_c=63%), le PPS/65 et les résines époxydes (R_c=45%). En champ tangentiel, nous notons que le ratio R_c, en polarité positive, est compris entre 20 et 30% pour les thermoplastiques ce qui n'est pas le cas des résines époxydes et des élastomères EPDM (35% < R_c < 40%). Cette différence entre les longueurs critiques des décharges peut être due à l'effet de la permittivité relative, propre à chaque polymère, qui intervient uniquement lors de l'application d'un champ électrique normal. Pour le champ tangentiel, la réduction de la longueur critique des décharges peut nous renseigner sur un effet négligeable de la permittivité relative du matériau et une diminution considérable de l'intensité du champ électrique. Par conséquent, l'effet de la résistivité superficielle et de la génération de charges d'espace semble être plus important que celui de la permittivité relative.

5. CONCLUSION

Durant cette étude, nous avons comparé l'effet d'un champ électrique normal et d'un champ électrique tangentiel en surface de plusieurs échantillons polymères sous tension impulsionnelle et pour les deux polarités (positive et négative). Il apparaît que l'application d'un champ électrique normal est plus contraignante que celle d'un champ électrique tangentiel.

Les dégradations surfaciques pour les deux types de champ se produisent sous forme de lignes foncées engendrées par le rayonnement ultraviolet qui est issu des décharges glissantes et de l'arc de contournement. Ces détériorations sont plus importantes en polarité positive qu'en polarité négative. L'ampleur des dégradations sera plus élevée (en ordre décroissant) pour les polyamides (PA6 et PA66), le polycarbonate (PC), le polysulfure de phénylène (PPS) et le polyarylamide (PARA). Nous notons que le polyarylamide et le polysulfure de phénylène réagissent de manière similaire au rayonnement U.V. lors de l'occurrence des décharges glissantes. Enfin, le polyéthylène haute densité est celui qui ne montre aucune dégradation. Cependant, une activité plus intense et prolongée de ces décharges peut induire un échauffement excessif en surface et pourrait induire une perte des propriétés mécanique du polymère et plus importante que pour les autres thermoplastiques. Pour les élastomères en EPDM (EPDM et EPDMV0), il n'y a pratiquement aucune trace visible de dégradations en surface puisque les décharges électriques se développent difficilement à cause d'une résistivité et d'une rugosité surfaciques élevées. Pour les résines époxydes cyclo-aliphatiques (ordinaires et hydrophobes), les décharges électriques n'engendrent aucune détérioration en leur surface. Nous avons également constaté que la forme et la longueur des décharges glissantes dépendent de la permittivité relative, de la résistivité superficielle des matériaux et du niveau de tension.

Dans le cas d'un champ électrique normal en polarité positive, la longueur finale de la décharge glissante pour les polyamides (PA6 et PA66) est la plus élevée parmi les polymères testés et les décharges électriques ont une forme bien ramifiée autour de la pointe H.T. contrairement à d'autres thermoplastiques (PC-40, PARA-50, PPS-65 et PEHD). En effet, ces matériaux possèdent une résistivité superficielle plus élevée qui a tendance à freiner le développement des décharges glissantes. Pour les élastomères EPDM, l'initiation et la progression des décharges glissantes est la plus lente et la plus difficile pour les deux polymères (EPDM et EPDMV0), ce qui peut être dû à une rugosité surfacique relativement grande. Enfin, les surfaces des résines époxydes cyclo-aliphatiques produisent des décharges électrique dont le nombre et la longueur sont beaucoup moins importants comparativement aux polymères thermoplastiques et élastomères.

En polarité négative, la propagation des décharges électriques est différente puisque le nombre et la longueur des décharges électriques sont beaucoup moins élevés qu'en polarité positive. En effet, le processus de contournement est précédé de la formation de 3 à 4 décharges électriques bien lumineuses et épaisses (comparativement à la polarité positive) pour les polyamides (PA6 et PA66) et une seule décharge pour les autres polymères (thermoplastiques, élastomères et époxydes cyclo-aliphatiques).

La représentation du rapport R_c (longueur finale de la décharge glissante/longueur de fuite de l'échantillon) indique que le contournement des surface isolantes, en champ normal, se produit lorsque sa valeur égale 55% (en moyenne) de la distance de fuite pour les deux polarités.

La longueur critique de contournement des décharges électriques dépend fortement de la polarité de la tension. En effet, la valeur du rapport R_c est comprise entre 20 et 30% de la distance de fuite en polarité positive alors qu'en polarité négative la valeur de R_c ne dépasse pas 25% pour l'ensemble des polymères testés .

Cette étude, nous permet de classer les matériaux polymères en nous basant essentiellement sur l'application d'un champ électrique normal de polarité positive en surface des échantillons. Pour le cas du champ tangentiel, les longueurs des décharges glissantes pour les polymères sont quasiment confondues ce qui rend la distinction entre les différents matériaux particulièrement compliquée. Par conséquent, la classification des différents polymères peut s'établir en champ normal et en polarité positive (de préférence) en considérant les paramètres suivants :

- la tension d'initiation des décharges glissantes (repérable grâce au signal du courant).
- la caractéristique générale d'évolution de la longueur finale des décharges glissantes en fonction du niveau de tension (droite) qui permet de comparer les différents niveaux entre les matériaux.
- la valeur de la tension de contournement qui est propre à chaque polymère.
- la valeur de la pente des droites d'évolution de la longueur finale des décharges glissantes en fonction du niveau de tension appliqué (à titre indicatif).

Ainsi, la classification des polymères testés selon leur résistance aux décharges glissantes (ordre décroissant) pour une interface du type solide/air peut être donnée comme suit :

Résines époxydes (CY184, XB5918-3, CY5622, XB5957) >> PEHD >> EPDM = EPDMV0 >> PARA-50 >> PPS-65 >> PC-40 >> PA 6-50 >> PA 66-50

Chapitre IV :

Modélisation et calcul du champ électrique sur le connecteur à perforation d'isolant : utilisation d'un logiciel à éléments finis

1. INTRODUCTION

De nos jours, la simulation numérique joue un rôle clé dans divers domaines de l'ingénierie (électrique, mécanique, thermique ou aérodynamique) en tant qu'outil pour vérifier et optimiser les propriétés fonctionnelles de géométries complexes dont l'étude analytique s'avère laborieuse [296-299]. En génie électrique, les méthodes numériques peuvent être employées pour le calcul du champ électrique dans différentes structures comme une chaîne d'isolateurs composites utilisée dans des lignes de transmission [300], des connecteurs électriques à perforation d'isolant dans les réseaux de distribution, des transformateurs de puissance [301,302] ou encore les structures isolées au SF_6 [303-306]. Dans le cas des isolateurs par exemple, les données de simulation peuvent servir à vérifier et, si nécessaire, à modifier l'architecture des anneaux de couronne dans un environnement sous très haute tension. Pour le cas des connecteurs, la modélisation du champ électrique peut être utile pour agir directement sur sa géométrie afin de minimiser l'impact des gradients de champ lesquels peuvent devenir actifs voire dangereux en présence d'une fine couche pollué et conductrice [307]. Cela peut induire l'apparition de décharges partielles en surface des matériaux polymères constituant les accessoires de lignes électriques (isolateurs ou connecteurs) dont l'évolution peut conduire à des détériorations sévères à moyen ou long terme.

Les principales méthodes numériques utilisées par la communauté scientifique pour la simulation et la modélisation des phénomènes électriques, et plus particulièrement le calcul du champ électrique, ont pour but la résolution de l'équation de Poisson ou de Laplace. Parmi ces techniques, nous pouvons citer les plus populaires : la méthode des éléments finis, la méthode des différences finies, la méthode des moments ou encore les techniques asymptotiques.

Le calcul du champ électrique par la méthode des éléments finis (FEM en Anglais) constitue une technique adéquate pour des géométries symétriques ou asymétriques [308]. Cette méthode permet, par exemple, de transformer une relation fonctionnelle en un système d'équations linéaires. Elle a connu un grand développement depuis les années 1970 et est devenue très populaire dans de nombreux domaines de la physique grâce à sa capacité à s'appliquer à des structures de géométries complexes. Ainsi, nous avons choisi d'utiliser cette technique pour la simulation de l'environnement électrique du connecteur à perforation d'isolant, vu qu'il présente une géométrie asymétrique particulièrement complexe.

Dans ce chapitre, nous présentons brièvement les principales méthodes numériques. Puis, nous nous intéressons à la simulation par les éléments finis du champ électrique du connecteur à perforation d'isolant, qui va nous permettre d'identifier les régions où l'amplitude du champ

électrique est la plus intense pour une tension égale à 52kV qui est la tension nominale visée pour notre application. Dans ce qui va suivre, nous détaillerons les principales étapes qui nous permettront d'accéder aux résultats définitifs :

- la construction et la présentation des géométries (coupes) principales du connecteur à perforation d'isolant qui sont considérées pour la simulation.
- le maillage opéré sur les différentes régions du connecteur.
- l'affectation des propriétés des matériaux (permittivité relative, conductivité électrique, conductivité thermique ou autre propriété) de chaque face.
- présentation des résultats de simulation (champ électrique et lignes équipotentielles) après résolution des équations différentielles sous Flux 2D/3D.

2. METHODES DE RESOLUTION NUMERIQUES

La formulation du problème est une étape incontournable qui précède l'application de la méthode numérique de résolution. Elle demande une bonne connaissance de l'électromagnétisme et, dans une certaine mesure, une connaissance mathématique approfondie sur la manipulation et les propriétés d'opérateurs. En effet, les équations mathématiques qui décrivent un phénomène physique peuvent être directement résolues pour éliminer certaines grandeurs inconnues. Dans les deux cas, les équations doivent être résolues le plus souvent numériquement.

Il est important de souligner que la formulation dicte de façon importante les avantages, les inconvénients et les limitations de la procédure numérique qui sera appliquée.

En général, la résolution d'une ou plusieurs équations décrivant un problème par une procédure numérique peut déboucher sur deux étapes différentes :

- la génération d'un système d'équations linéaires ou non linéaires qui permettra par la suite d'appliquer des procédures spécialisées dans la résolution de systèmes d'équations ou d'inversion de matrice.

- la forme explicite des inconnues qui permet une solution itérative est obtenue via des méthodes dites « brutales » qui transforment directement les équations différentielles (ou de forme intégrales) des champs en forme numérique.

2.1. Méthode intégrale

C'est une des plus anciennes méthodes rigoureuses élaborées [309,310]. L'idée de base consiste à résoudre le problème de la diffraction par une simple intégration. A partir du moment où le champ et ses dérivées sont connus sur la surface de l'élément diffractant, le théorème de Green permet alors de connaître le champ dans tout l'espace (équation 9) :

$$\boldsymbol{F(x,y) = -i\omega\mu_0 \int G\left(x-x', y-f(x')\right) j_s(x')\, dl'} \qquad (9)$$

où $G(x-x',y-f(x'))$ représente la fonction de Green, $(x', f(x'))$ est un point d'observation. J_s est le courant de surface et dl' un élément de la frontière de la surface. Le principe physique sous-jacent est le suivant : un champ incident crée en un point x de la surface du réseau une densité surfacique de courant $j_s(x)$. La densité de courant créée en un point x_0 par ce champ incident sera alors perçue par le point x comme une source secondaire. La densité totale de courant en un point dépend donc à la fois du champ incident, mais aussi de la densité des points dans son environnement. Or le champ diffracté correspond au champ généré par l'ensemble de ces courants de surface. Le problème revient alors à déterminer une densité de courant élémentaire et à l'intégrer sur la surface totale du réseau.

Une des difficultés de cette méthode est que lorsque les sources secondaires doivent être rapprochées les unes des autres, le couplage entre deux sources voisines peut croître indéfiniment créant ainsi une singularité numérique. On est obligé de localiser ces singularités analytiquement et de les extraire de l'intégration numérique. Un autre moyen de contourner ces singularités numériques est la méthode des sources fictives dans laquelle les sources ne sont plus disposées sur la surface du réseau mais dans un très proche voisinage. Un des grands avantages de la méthode intégrale est que l'on recherche les sources à la surface même du réseau sans jamais le traverser. Il y a un prix à payer : des codes de calcul sont plus complexes et plus coûteux en temps.

2.2. Méthode différentielle

La méthode différentielle classique [311,312] a été développée au début des années 60. Les équations de Maxwell peuvent s'exprimer, d'un point de vue mathématique, comme des équations aux dérivées partielles à coefficients non constants. En utilisant la périodicité de la structure, on

décompose le champ électromagnétique ainsi que la permittivité diélectrique en série de base (le plus couramment utilisées étant les bases de Fourier, équation 10) :

$$\boldsymbol{F(x,y) = \sum_m F_m(y) B_m(x) \quad et \quad (x,y) = \sum_m {}_m(y) B_m(y)} \qquad (10)$$

Une fois projetée sur cette base, le système d'équations aux dérivées partielles devient un système d'équations différentielles ordinaires, qui peut être résolu par des algorithmes d'intégration numériques classiques [313,314].

2.3. Méthode des moments

La méthode des moments (MoM an Anglais) est une procédure numérique qui transforme une fonctionnelle (équation différentielle, intégrale ou intégro-différentielle) en un système d'équations linéaires. La MoM est connue depuis longtemps dans d'autres disciplines de la physique. En 1915 déjà, un ingénieur mécanicien russe nommé *Galerkin* proposait une procédure numérique pour résoudre des équations où l'inconnue est une fonction. Plus tard, les mathématiciens ont démontré que l'approche Galerkin n'était qu'une spécialisation d'une classe de procédures dont le nom générique est la méthode des moments. La MoM a été introduite pour la résolution de problèmes liés aux antennes et à la diffusion électromagnétique d'objets dans les années 1960 par Harrington [315]. Cette méthode est tellement générale que l'on peut montrer que beaucoup d'autres procédures numériques comme les éléments finis, les différences finies et les méthodes variationnelles peuvent être traduites en une procédure MoM, appelée aussi la méthode des résidus pondérés [316].

Cette technique semble être une procédure très efficace pour résoudre les problèmes électromagnétiques. Elle est principalement appliquée sur la formulation intégrale utilisant la fonction de Green reliée au problème. Contrairement aux approches volumiques, cette formulation ne concerne que les sources induites, généralement surfaciques. Par conséquent, les inconnues sont bornées spatialement. Une fois les sources déterminées, les champs peuvent être calculés partout à l'aide de la fonction de Green associée. Pour les milieux fortement hétérogènes, des densités de courant électriques et magnétiques doivent être déterminées sur toutes les interfaces, ce qui rend cette formulation difficile à mettre en œuvre. La procédure MoM connaît plusieurs spécialisations quant au choix des fonctions- poids ou tests ; les plus utilisées restent la procédure de *Galerkin* et celle des collocations [317].

2.4. Méthode des différences finies pour l'opérateur de Laplace

Un développement de Taylor de la fonction f et des opérateurs de dérivée première ou seconde de la même fonction peuvent être exprimés de façon approximative à l'aide d'échantillons de la fonction en x et $x \pm \Delta x$ comme suit:

$$\left.\frac{df}{dx}\right. = \frac{1}{2\Delta x}[f(x+\Delta x) - f(x-\Delta x)] \tag{11}$$

$$\left.\frac{d^2 f}{dx^2}\right. = \frac{1}{(\Delta x)^2}[f(x+\Delta x) - 2f(x) + f(x-\Delta x)] \tag{12}$$

On parle alors de différences finies centrées qui ont l'avantage de produire une erreur d'approximation d'ordre 0 (Δx^2). Ainsi, l'application de la méthode des différences finies à l'opérateur de Laplace (équation 13) du potentiel scalaire Φ, dans le cas d'un problème électrostatique sans charges, nous permet d'obtenir l'expression suivante :

$$\nabla^2 \Phi = 0 \quad \text{avec} \quad \left.\frac{\delta^2 \Phi}{\delta x^2}\right. + \left.\frac{\delta^2 \Phi}{y^2}\right. = 0 \tag{13}$$

$$\Phi(x,y) = \frac{1}{4}[\Phi(x+\Delta,y) + \Phi(x-\Delta,y) + \Phi(x,y+\Delta) + \Phi(x,y-\Delta)] \tag{14}$$

Dans le cas d'un maillage carré, nous pouvons observer que la valeur approximative du potentiel (équation 14) sur un nœud est donnée par la moyenne arithmétique du potentiel des quatre voisins (Fig. 185).

Par conséquent, les différences finies sont basées sur l'approximation d'opérateurs différentiels. Les formulations les plus utilisées en électromagnétisme et dans les logiciels commerciaux reposent sur la résolution de l'équation de Laplace en électrostatique et des équations rotationnelles de Maxwell ou de leur forme intégrale dans le cas dynamique. Ces techniques de résolution numérique ont l'avantage d'avoir un algorithme relativement simple et, par leur formulation volumique, s'appliquent aux structures les plus générales. De plus, ces dernières sont très majoritairement appliquées dans le domaine temporel avec tous les avantages que cette approche apporte, notamment une forme explicite de la solution. Cependant, les méthodes de type différences finies restent des techniques très gourmandes en terme de coût de calcul.

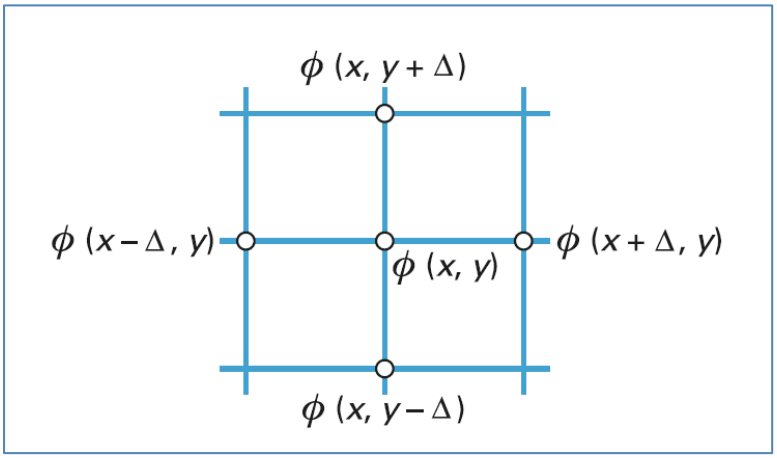


Figure 185. *Maillage de l'espace de calcul pour la méthode des différences finies pour la résolution du problème de Laplace en bidimensionnel [317].*

2.5. Méthode des éléments finis

L'intérêt de cette méthode est qu'elle permet de transformer une relation fonctionnelle en un système d'équations linéaires. En effet, cette technique suppose, dans un premier temps, que la formulation d'un problème électrostatique sans charges débouche sur la forme variationnelle suivante (équation 15) :

$$\boldsymbol{F(\Phi) = {}^{1}/_{2} \int |\nabla \Phi|^2 \, d\Omega} \qquad (15)$$

La forme variationnelle (14) est associée à l'équation de Laplace (13) avec des conditions essentielles de type Dirichlet (potentiel imposé sur les conducteurs) et des conditions de Neumann naturelles homogènes (si elles existent, elles sont naturellement satisfaites). L'approche variationnelle consiste à trouver la fonction ϕ qui rend (10) stationnaire, en l'occurrence minimale pour le problème électrostatique. Considérons par exemple la ligne micro-ruban blindée (Fig. 186) : comme une solution analytique n'est pas possible, il faut faire l'approximation de la solution cherchée par des fonctions de base, si possible simples. La méthode des éléments finis utilise des éléments triangulaires (éléments finis) pour l'approximation de la fonction sur tout le domaine de calcul dans le cas bidimensionnel. Dans chaque élément *n*, la fonction inconnue $\varphi^{n}(x, y)$ est approximée par une fonction polynomiale, typiquement linéaire :

$$\boldsymbol{\Phi^n(x, y) = c_0^n + c_1^n x + c_2^n y} \qquad (16)$$

où les coefficients c_i^n sont à déterminer pour chaque élément *n*. Ainsi, il devient facile d'exprimer le potentiel dans le triangle *n* (Fig.190) en fonction de ces paramètres en résolvant le système (17) suivant :

$$\begin{pmatrix} \boldsymbol{c_0^n} \\ \boldsymbol{c_1^n} \\ \boldsymbol{c_2^n} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \mathbf{1} & \boldsymbol{x_1^n} & \boldsymbol{y_1^n} \\ \mathbf{1} & \boldsymbol{x_2^n} & \boldsymbol{y_2^n} \\ \mathbf{1} & \boldsymbol{x_3^n} & \boldsymbol{y_3^n} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \boldsymbol{\Phi_1^n} \\ \boldsymbol{\Phi_2^n} \\ \boldsymbol{\Phi_3^n} \end{pmatrix} \tag{17}$$

Une fois le domaine de calcul triangulé, tel qu'illustré en figure 186, l'expression de la fonctionnelle (15) sera approchée par une somme sur les *N* triangles qui découpent l'espace de calcul tel que :

$$\widehat{\boldsymbol{F}}(\{\boldsymbol{\Phi_k^m}\}) = \sum_{\boldsymbol{n=1}}^{\boldsymbol{N\ triangles}} \mathbf{1}/_{\mathbf{2}} \int_{\boldsymbol{n}} |\boldsymbol{\nabla \Phi^n}(\boldsymbol{x, y, \Phi_1^n, \Phi_2^n, \Phi_3^n})|^{\mathbf{2}}\ \boldsymbol{dxdy} \tag{18}$$

À ce stade, plusieurs observations s'imposent :

- l'intégrale étant définie, la fonctionnelle n'est plus que fonction de l'ensemble des paramètres variationnels qui sont les nœuds libres.
- l'indice *k* est celui des triangles comportant au moins un nœud libre et *m* est l'indice des N_L nœuds libres (inconnues du problème).
- l'intégration se fait facilement puisque la technique des éléments finis, quel que soit le problème, n'implique que des fonctions polynomiales.
- les sommets des triangles sur les conducteurs correspondent à la position des nœuds forcés liée aux conditions essentielles de Dirichlet (valeur imposée du potentiel sur les conducteurs).
- la composante du champ électrique selon *x* est nulle sur l'axe de symétrie de la structure (Fig. 190) d'où la condition de Neumann homogène :

$$\boldsymbol{E_x} = -\boldsymbol{\delta \Phi}/_{\boldsymbol{\delta x}} = \mathbf{0}|_{\boldsymbol{x=\frac{a}{2}}}\ \ \boldsymbol{y, z} \tag{19}$$

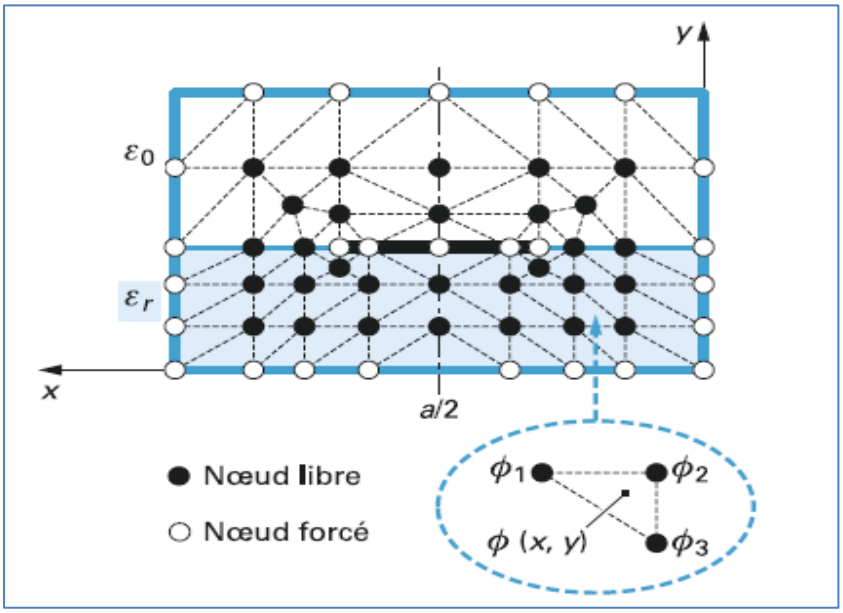


Figure 186. *Illustration du découpage en éléments finis bidimensionnels (triangles) d'un matériau hétérogène [317].*

3. SIMULATION DU CHAMP ELECTRIQUE SUR LE CONNECTEUR

En ce qui concerne le connecteur électrique à perforation d'isolant, nous avons opté pour la technique des éléments finis (comme cela a été précisé précédemment) qui offre de nombreux avantages parmi lesquels :

- la matrice résultante est creuse ce qui offre une facilité de calcul très appréciable.
- elle peut s'appliquer à des géométries arbitraires.
- elle s'adapte particulièrement bien à des milieux hétérogènes.
- elle offre une bonne approximation des interfaces curvilignes.
- elle permet de calculer analytiquement les grandeurs (champ électrique et potentiel scalaire) à l'intérieur des éléments (triangles).
- le temps de calcul est relativement court.

Dans ce qui suit, nous présentons les différentes géométries (coupes) du connecteur qui sont principalement considérées pour la conception d'un prototype pouvant fonctionner à 52kV. Puis, nous illustrons les résultats de simulation (répartition du champ électrique et des lignes équipotentielles) obtenus sur l'accessoire de ligne moyenne tension pour une tension égale à 52kV. Enfin, le calcul du module du champ électrique (V/m) sur quelques portions critiques du connecteur sera également présenté et discuté. Les différents résultats de simulation qui seront abordés dans les points suivants ont été intégralement obtenus via le logiciel ***Flux2D/3D***.

3.1. Modèles géométriques du connecteur

Pour bien établir l'influence de chaque élément métallique (lames perforantes, couple vis/écrou et rondelle) sur les différentes parties isolantes (polyamide 6, polycarbonate ou polyarylamide, polyéthylène et élastomères en EPDM), nous avons choisi de représenter quatre géométries qui illustrent l'influence de chacune des parties métalliques précédemment citées. La figure 187 montre la vue de face du connecteur qui est construite à partir du logiciel ***Flux2D/3D*** et qui sera utilisée dans toutes les simulations.

Une comparaison est effectuée entre les géométries qui possèdent des dents perforantes en *forme de pointes* (déjà existantes sur le connecteur), ou bien des dents en forme de *lames tranchantes* ou bien encore des dents de *forme courbée*. Il est important de noter que les modifications apportées au connecteur, en agissant sur les dents perforantes, permettent d'améliorer la répartition du champ électrique et de réduire les régions à fort gradient de champ. L'objectif est de minimiser le risque d'apparition des décharges partielles en surface et à l'intérieur de l'objet pour rallonger la durée de vie des matériaux le constituant.

3.2. Présentation de l'objet

En figure 187, nous représentons les différentes régions étudiées du connecteur avec les propriétés physiques qui les caractérisent (permittivité diélectrique et masse volumique).

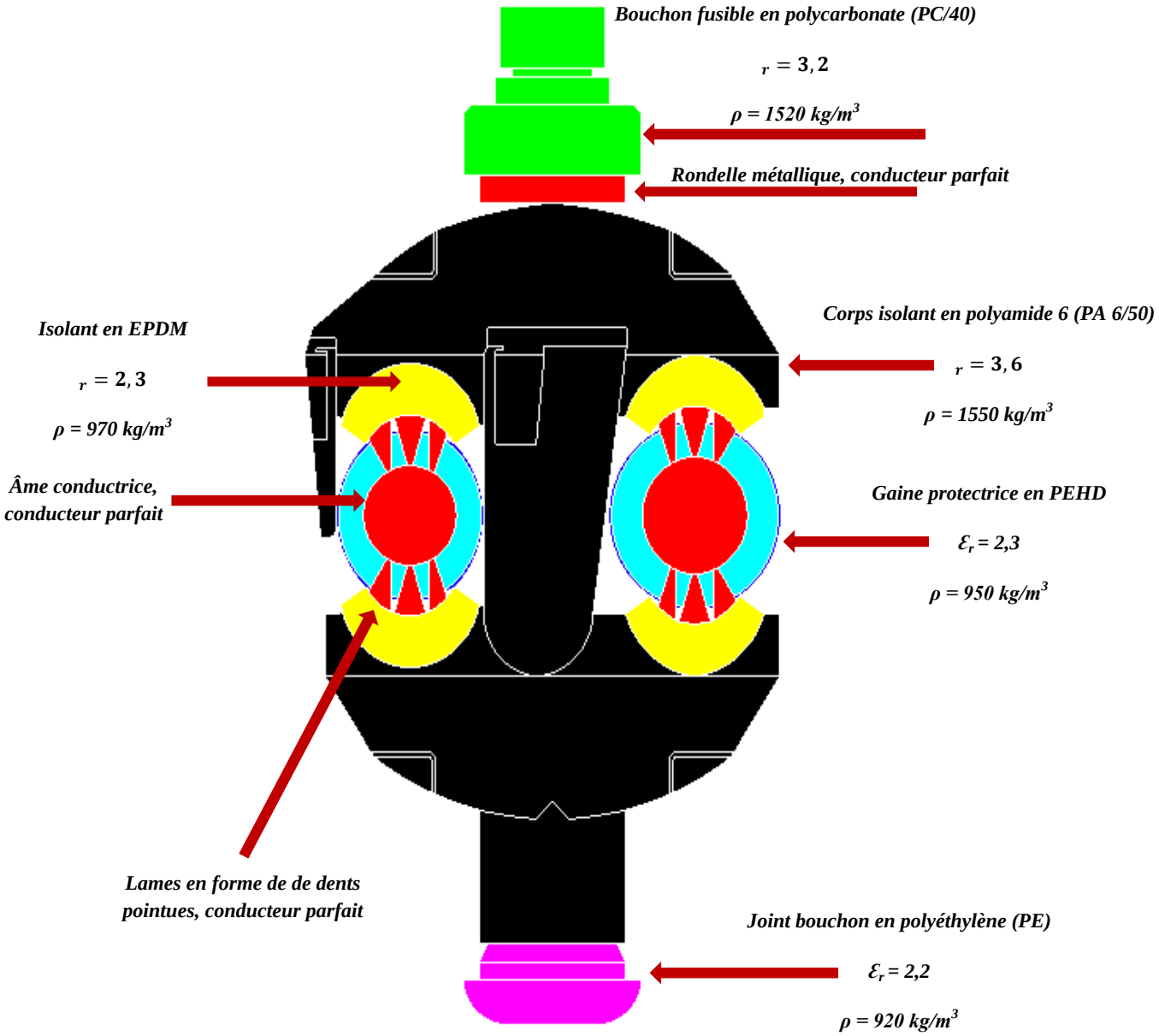
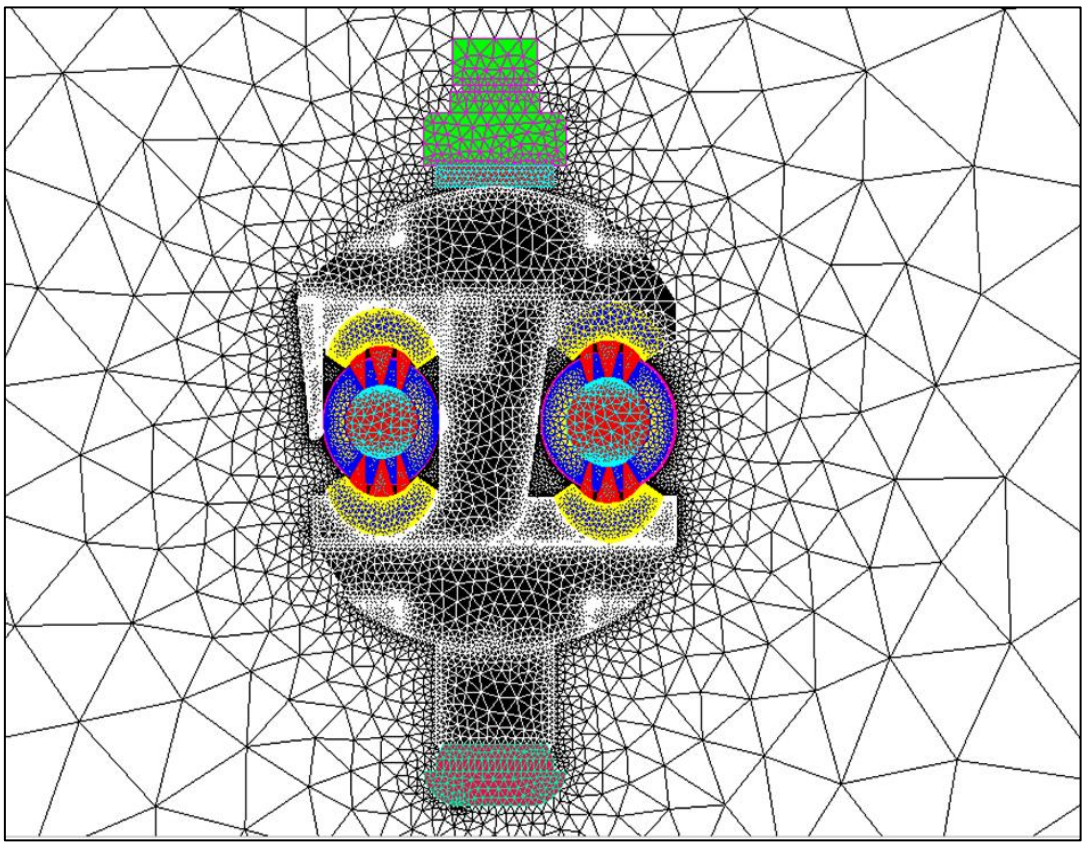


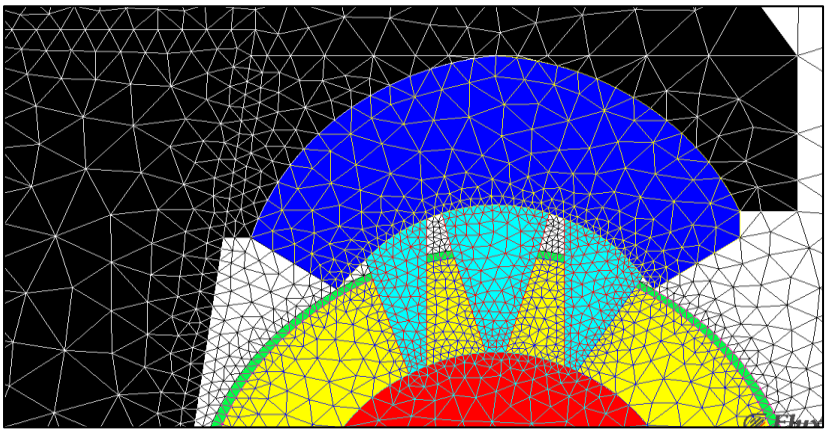
***Figure 187**. Caractéristiques physiques des différents matériaux qui composent le connecteur électrique à perforation d'isolant.*

3.2.1. Répartition du maillage pour le connecteur

La figure 188 montre un exemple de connecteur maillé à l'aide de la technique des éléments finis ainsi qu'un agrandissement (Fig. 188(b)) pour la région incluant les dents perforantes, l'isolant en EPDM et le câble isolé.



(a)

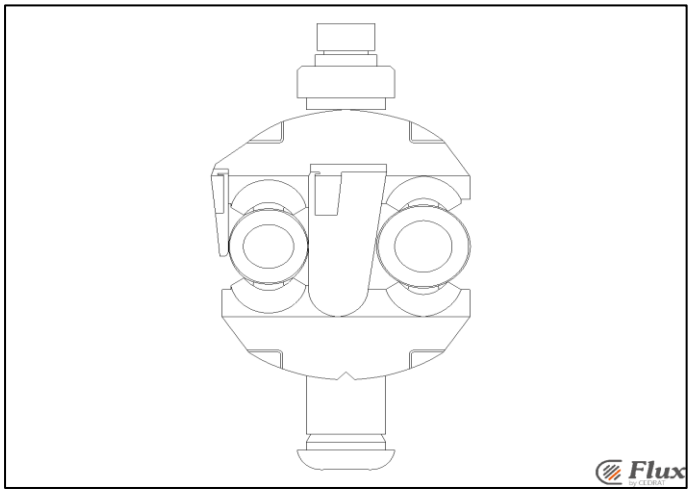


(b)

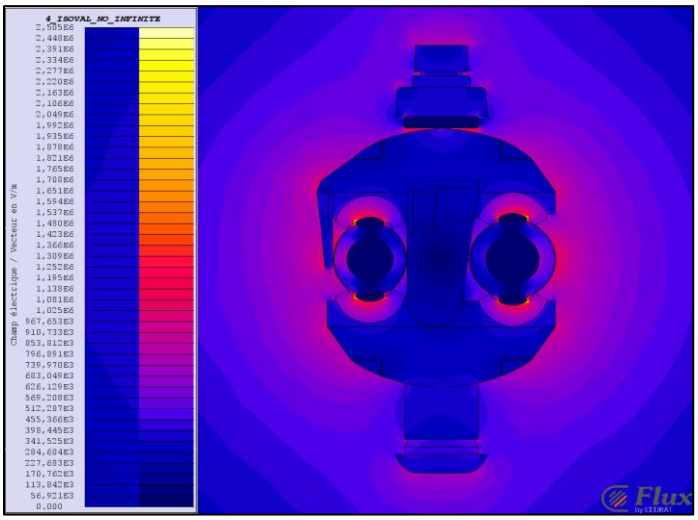
***Figure 188**. Exemple d'une répartition de maillage du connecteur par les éléments finis, (a) maillage global de l'accessoire et (b) agrandissement du maillage de la zone dents/EPDM/câble.*

3.2.2. Géométries avec crochets (vue de face)

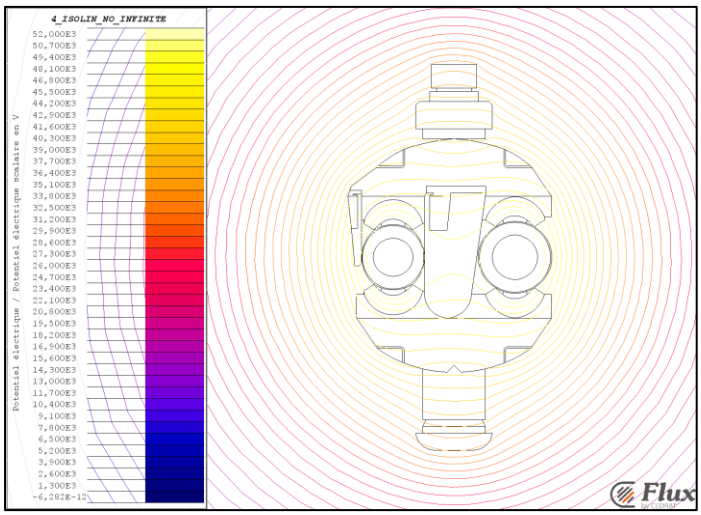
Les figures 189.1 à 189.2 montrent les résultats de simulation pour une géométrie avec des crochets (vue de face).



(a)

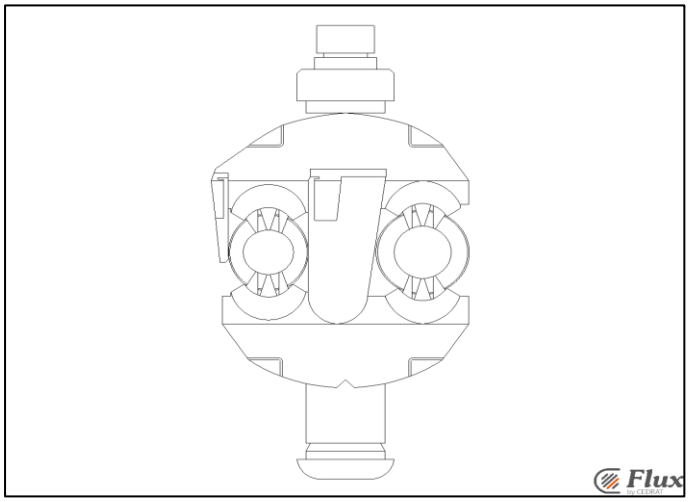


(b)

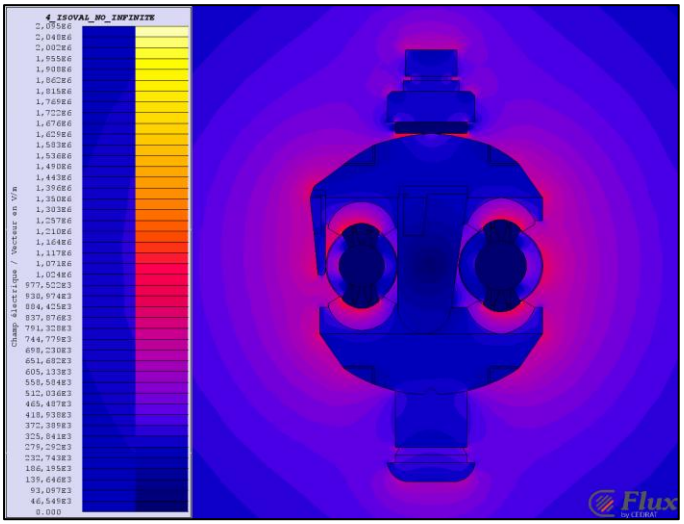


(c)

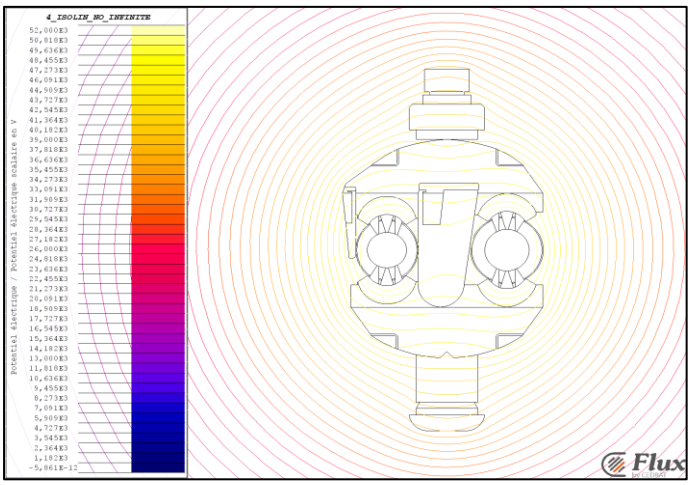
Figure 189.1*. Coupe du connecteur avec des crochets et des dents partielles, (a) face considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*



(a)



(b)

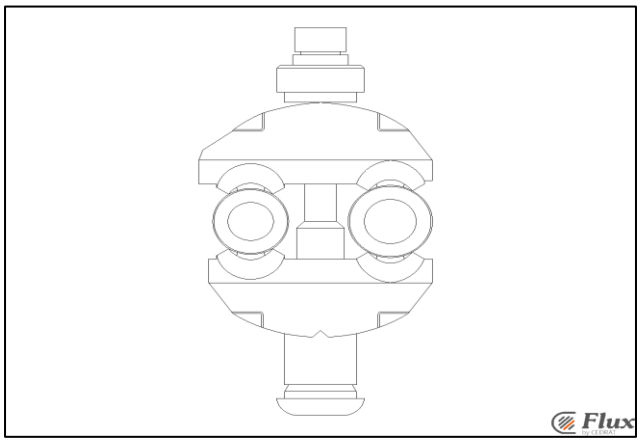


(c)

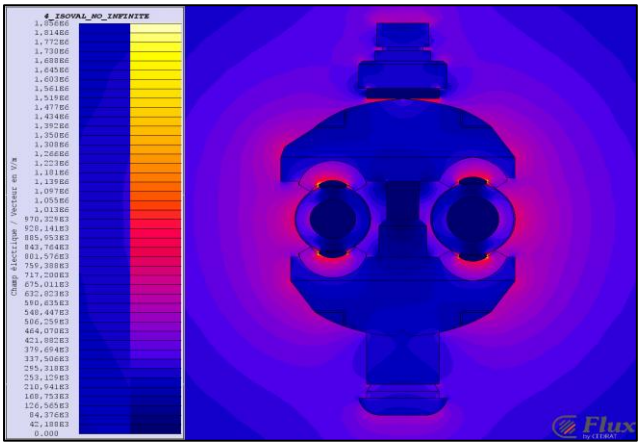
Figure 189.2*. Coupe du connecteur avec des crochets et des dents en pointe, (a) face considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*

3.2.3. Géométries sans crochets (influence partielle de la vis)

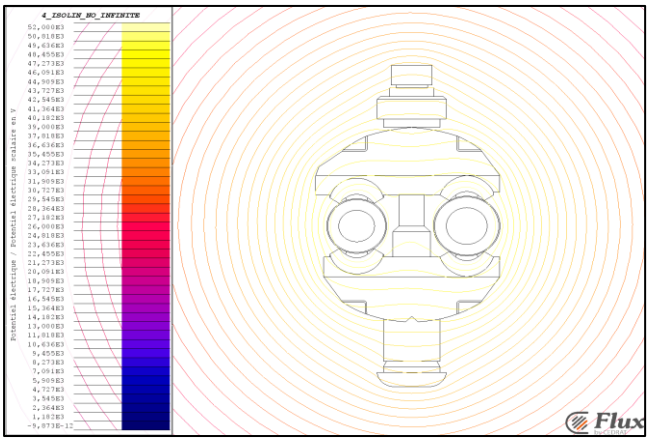
Les figures 190.1 à 190.2 représentent les résultats de simulation pour une géométrie avec des crochets (vue de face).



(a)

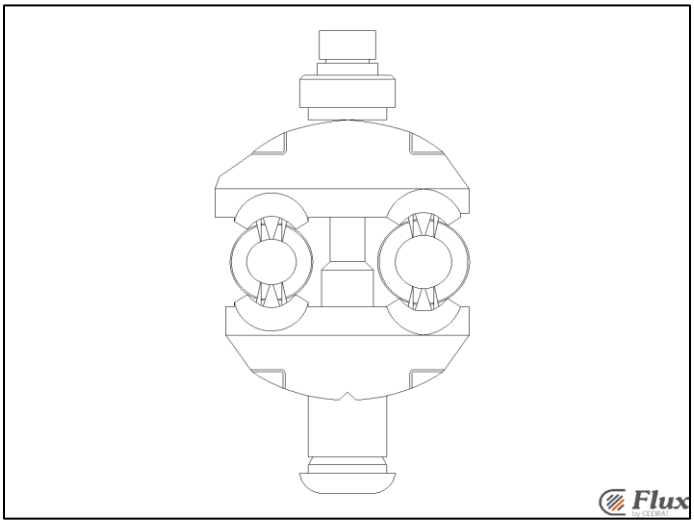


(b)

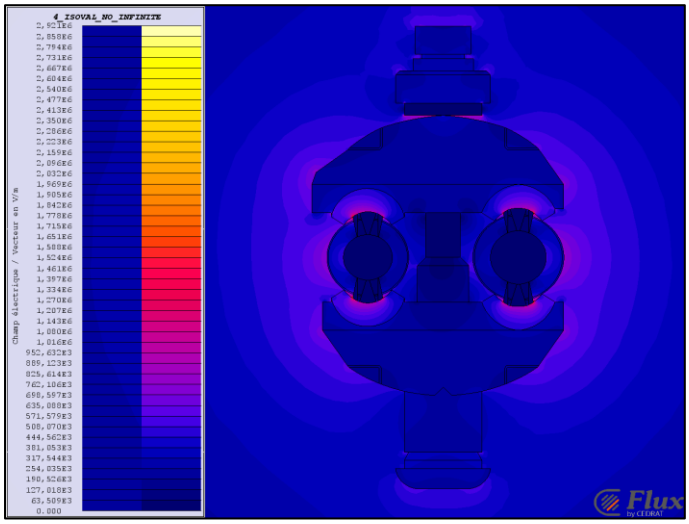


(c)

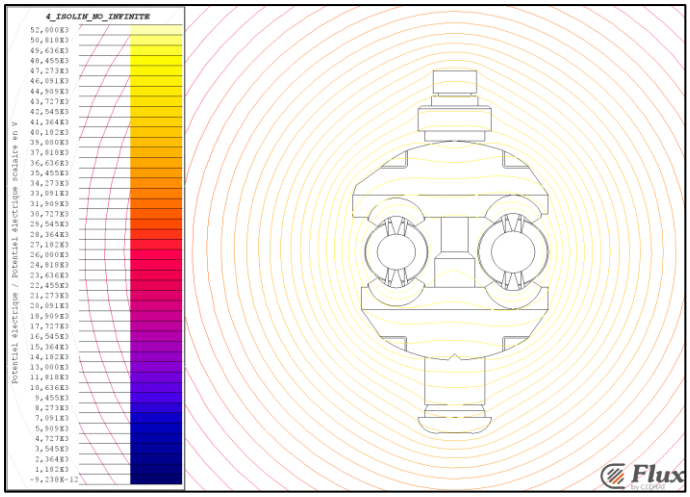
Figure 190.1*. Coupe sans crochets et avec des dents partielles, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*



(a)



(b)

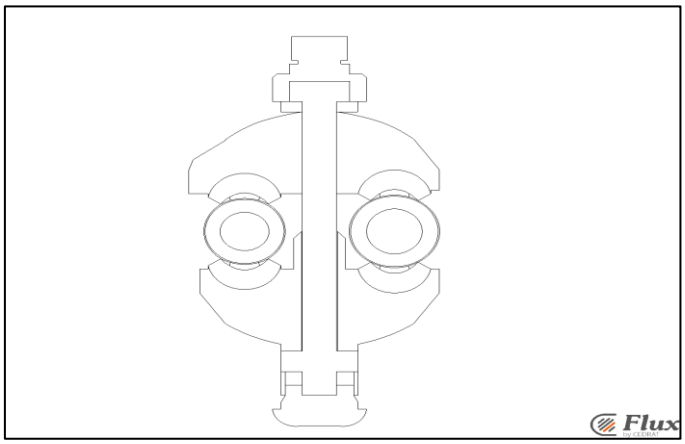


(c)

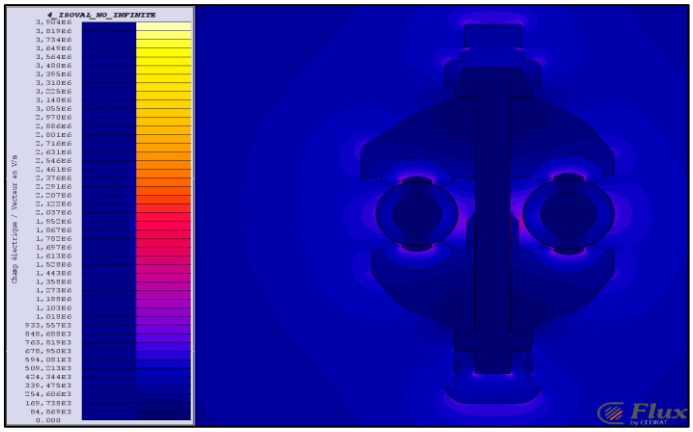
Figure 190.2*. Coupe sans crochets et avec des dents en pointe, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*

3.2.4. Géométries avec vis complète

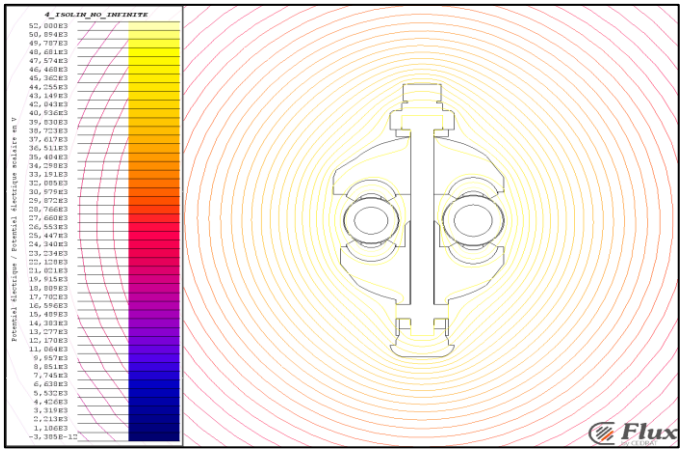
Les figures 191.1 à 191.2 montrent les résultats de simulation pour une géométrie incluant la vis en entier.



(a)

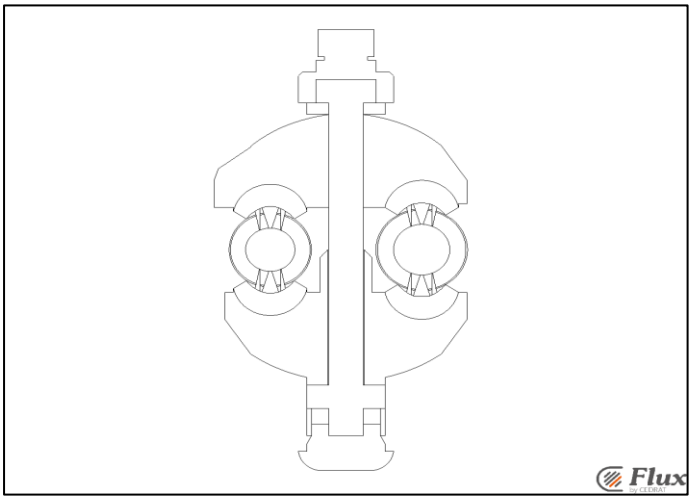


(b)

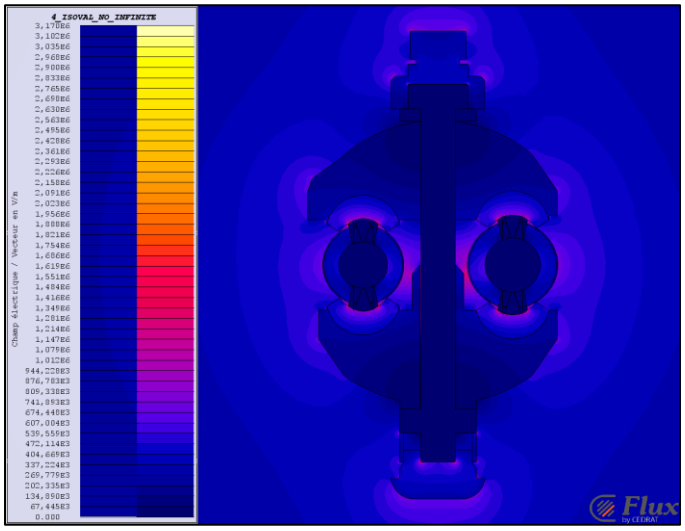


(c)

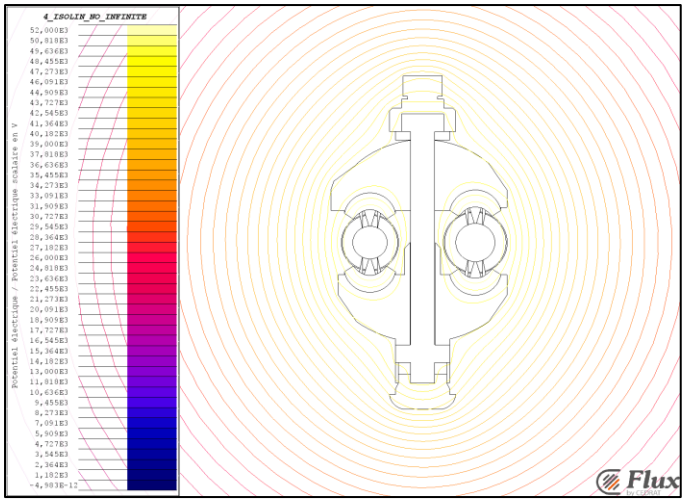
***Figure 191.1**. Section avec la vis complète en dents partielles, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*



(a)



(b)

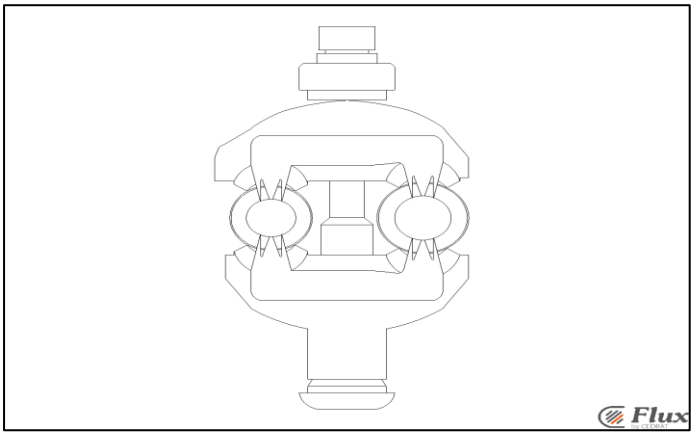


(c)

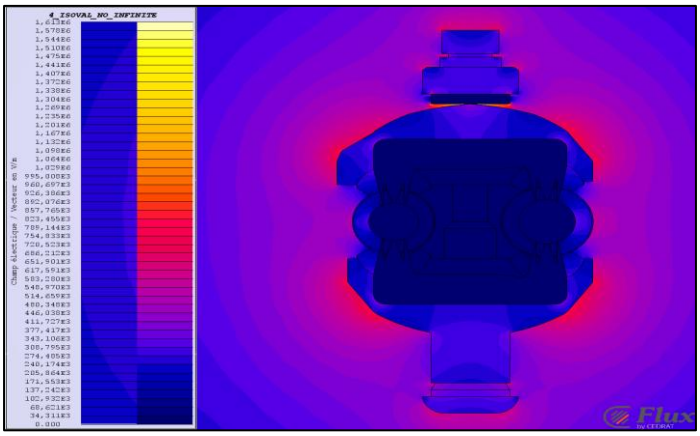
Figure 191.2*. Section avec la vis complète et des dents en forme de pointe, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*

3.2.5. Géométries avec des lames entières

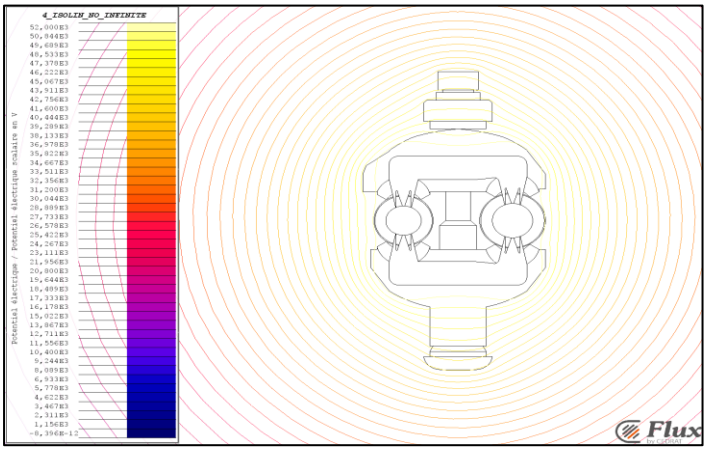
La figure 192 montre les résultats de simulation pour une géométrie incluant les lames entières.



(a)



(b)



(c)

Figure 192. *Section avec des lames perforantes entières en forme de pointe, (a) face géométrique considérée, (b) répartition du champ électrique et (c) répartition des lignes équipotentielles.*

3.2.6. Discussion des résultats de simulation

En figure 189 (189.1 à 189.2), nous pouvons remarquer que la distribution spatiale du champ électrique, à 52kV, pour les 2 géométries diffère selon le type de lames perforantes. En effet, la réduction du nombre de dents ou la modification de leur architecture en augmentant le rayon de courbure modifient graduellement le module du champ électrique. Dans le cas des dents en pointes, le champ électrique est intense au niveau des isolants en EPDM, sous la rondelle et aux extrémités du bouchon fusible (PC/40) et de celles du joint bouchon (PE). L'amplitude maximale du module du champ électrique est estimée à 25,09 kV/cm qui est une valeur proche du champ d'ionisation de l'air et donc de l'initiation des décharges électriques dans l'air. Cette amplitude est particulièrement atteinte dans l'isolant en EPDM tout près des dents et en dessous de la rondelle. De plus, l'amplitude du champ électrique est relativement élevée au sein de la surface du connecteur en PA6/50 (mâchoire haute et basse) à cause de la présence de régions dites à renforcement de champ. Ces valeurs peuvent fortement favorisés l'apparition de décharges en présence d'une atmosphère polluée de type brouillard humide ou brouillard salin. La distribution des lignes équipotentielles montrent qu'il y a une non-uniformité au niveau du bouchon fusible à cause d'une transition brutale du polycarbonate (caractérisé par une permittivité ε_r=3,2) vers l'air, ce qui a pour effet d'accroître le nombre d'équipotentielles près de l'interface air/polycarbonate (champ fortement non-uniforme).

En figure 190 (190.1 à 190.2), la distribution spatiale du champ électrique (pour une tension de 52kV) montre que l'interaction d'une partie de la vis avec les lames perforantes produit une amplitude faible comparativement aux résultats de la première coupe (Fig. 190.1 à 190.2). Les principales zones à renforcement de champ se situent entre les régions délimitées par le couple câble principal/vis et le couple câble secondaire/vis. Ces zones sont constituées d'un volume d'air relativement petit, ce qui favorise l'accroissement du champ électrique. Le module maximale du champ est calculé égal à 29,21kV/cm qui n'est quasiment pas atteinte dans les régions critiques (isolants en EPDM et sous la rondelle). L'amplitude du champ électrique dans ces régions ne dépasse pas 20,35kV/cm ce qui représente une valeur encore plus faible que dans le cas précédent (Fig. 189). De plus, la modification de la géométrie des dents permet de réduire l'amplitude du champ électrique sur le connecteur avec de meilleures performances pour les dents courbées. Toutefois, les valeurs du champ (surface du connecteur, sous la rondelle et dans les isolants EPDM) restent suffisamment élevées pour initier un phénomène de décharges électriques en présence d'un environnement pollué. La répartition des lignes équipotentielles indique que celles-ci sont concentrées autour des conducteurs et que la présence de la vis tend à repousser ces lignes vers les

câbles électriques, ce qui a pour effet d'accentuer la non-uniformité du champ entre les conducteurs et la vis.

L'interaction entre la vis complète, les dents perforantes et les matériaux isolants augmente significativement l'amplitude du champ électrique dans les zones d'air comprises entre le conducteur principale et la vis, et le conducteur secondaire et la vis (Fig. 191.1 à 191.2). L'amplitude du champ est comprise entre 20,91 et 23,61 kV/cm qui sont des valeurs à ne pas négliger en présence de brouillard humide ou salin. Nous notons que la modification de la géométrie des dents n'entraîne aucune conséquence significative vis-à-vis du module du champ électrique. Toutefois, nous remarquons que les zones à renforcement de champ sont beaucoup moins présentes pour cette configuration par rapport aux deux cas précédents (Fig. 189 et 190). Toutefois, les valeurs simulées du champ électrique restent critiques et assez proches de l'initiation de décharges partielles en surface du connecteur.

La figure 192 permet d'observer plus explicitement l'influence de toute la lame sous tension sur le volume du connecteur qui est constitué exclusivement de PA6/50. Nous observons que le module du champ électrique maximal (16,2 kV/cm en moyenne) est atteint sur toute la surface du connecteur, la région sous la rondelle métallique, le bouchon fusible en PC/40 et le joint bouchon en PE. De plus, l'intensité du champ est de valeur relativement élevée (entre 12,28 et 13,34 kV/cm) au sein du matériau PA6/50 entre les lames et la surface du connecteur à cause d'une faible épaisseur. Cela peut indiquer un début de détérioration de l'isolation sous l'effet de décharges partielles internes qui pourraient induire un claquage par arborescences électriques à long terme. La région comprise entre la vis et les lames perforantes est caractérisée par la plus faible intensité du champ électrique, ce qui nous indique que la vis est à un potentiel plus ou moins égal à celui de l'âme conductrice du câble (proche de 52kV). Nous notons que la modification de la géométrie des dents perforantes n'influence guère la valeur et la répartition spatiale du champ électrique. La distribution des lignes équipotentielles indique une forte discontinuité entre la lame et la rondelle et sur l'interface constituée par le bouchon fusible, l'air et le joint bouchon et l'air seul. Par conséquent, la non-uniformité du champ électrique est accentuée dans ces régions.

3.3. Calcul du module du champ électrique sur quelques portions du connecteur

Dans cette partie, nous avons choisi de représenter le module du champ électrique sur des contours (*chemins* en langage ***Flux 2D/3D***) que les résultats de simulations montrent comme étant critiques à cause de la présence d'une forte amplitude du champ électrique, susceptible de générer des décharges partielles en surface et au sein des matériaux isolants constituant le connecteur (PA6/50, PC/40, PEHD, PEBD, EPDM et PE). Ces portions du connecteur sont les isolants en EPDM du côté du câble principal (Fig. 193(a)) et du câble dérivé (Fig. 193(b)), et l'interface PA6-50/air qui traverse la rondelle métallique (Fig. 193(c)).

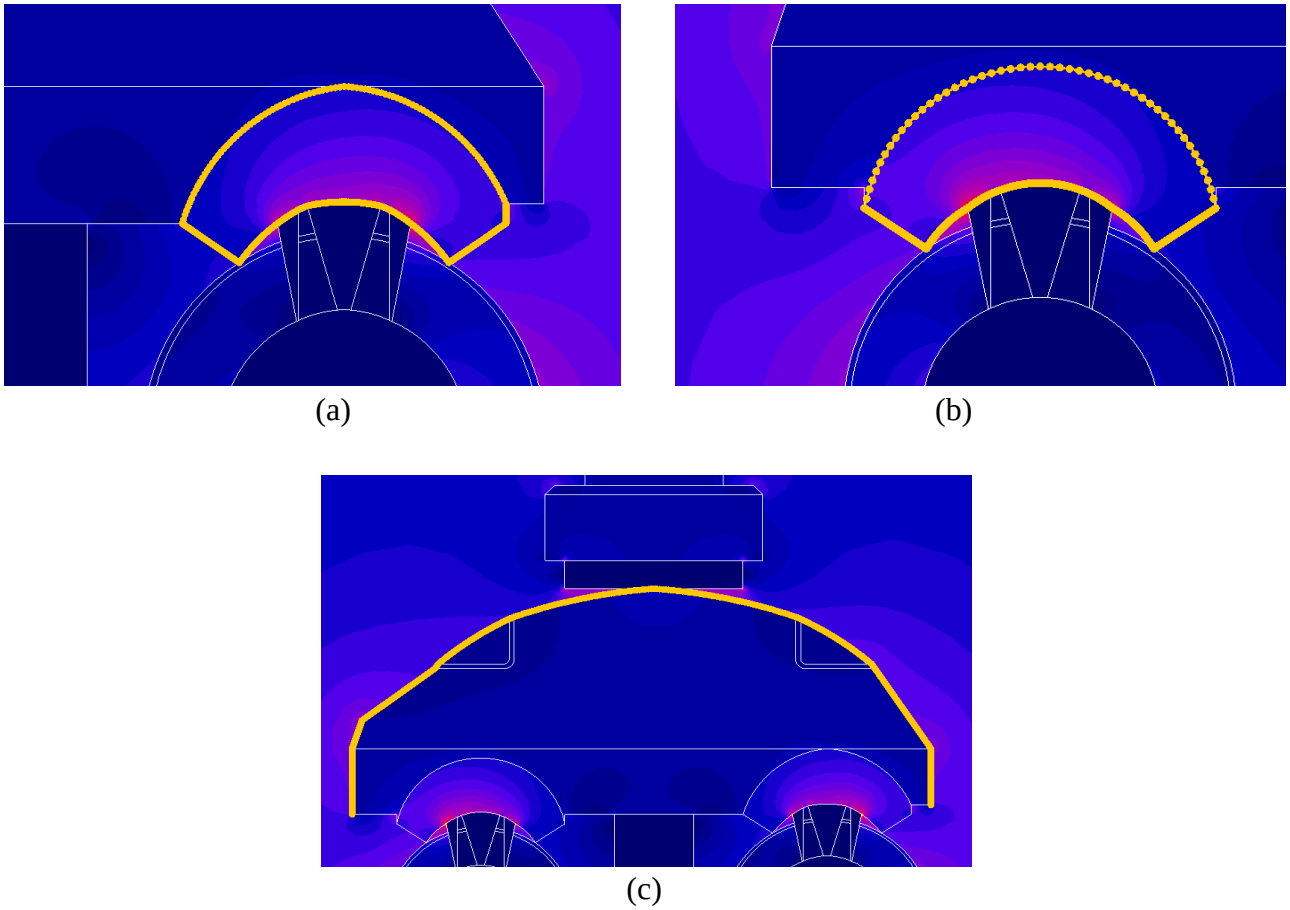
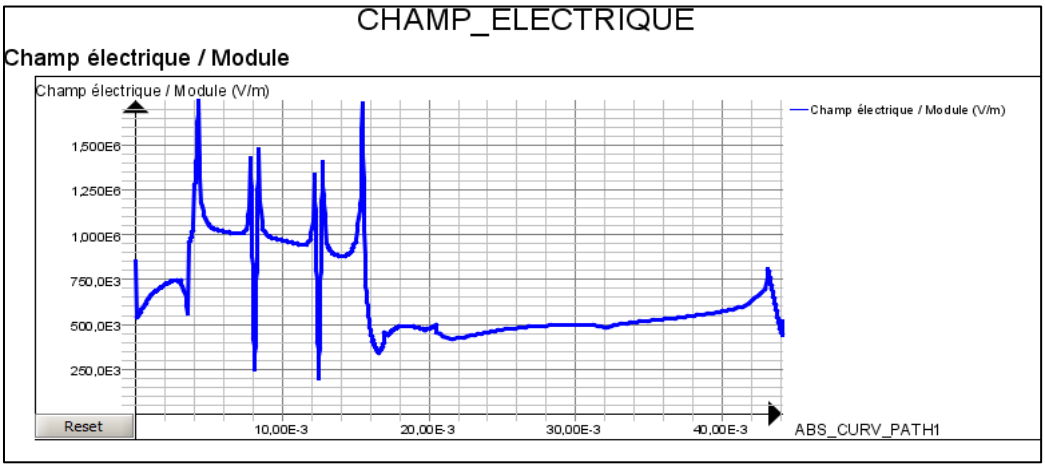


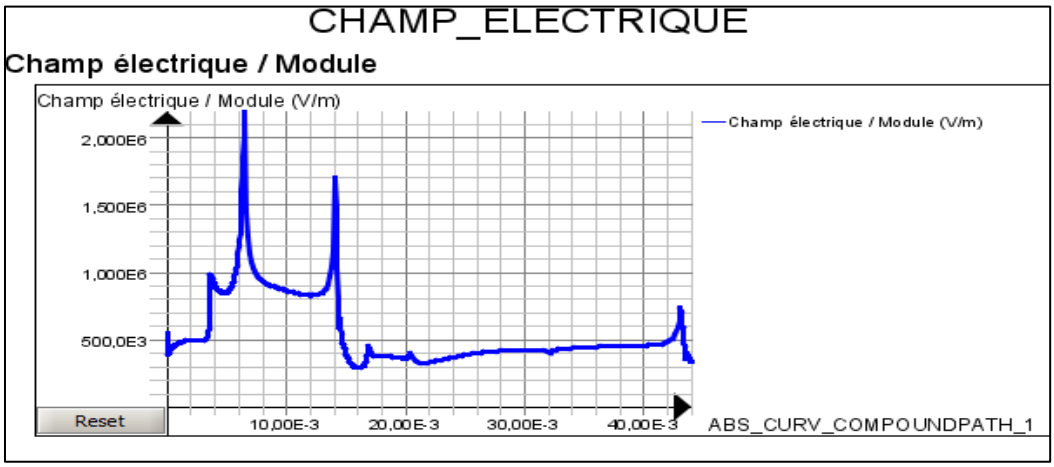
Figure 193. *Représentation des portions de connecteur pour le calcul du module du champ électrique, (a) contour en EPDM du câble principal, (b) contour en EPDM du câble dérivé et (c) chemin interfacial parcourant la rondelle métallique.*

3.3.1. Géométries en présence de crochets (vue de face)

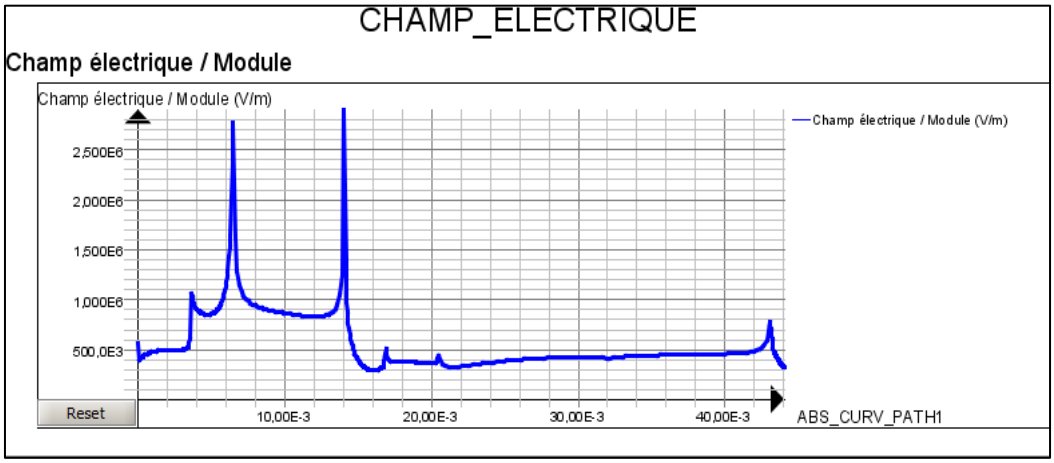
La figure 194 montre la répartition du module du champ *E* pour des lames en forme de dents tranchantes.



(a)



(b)

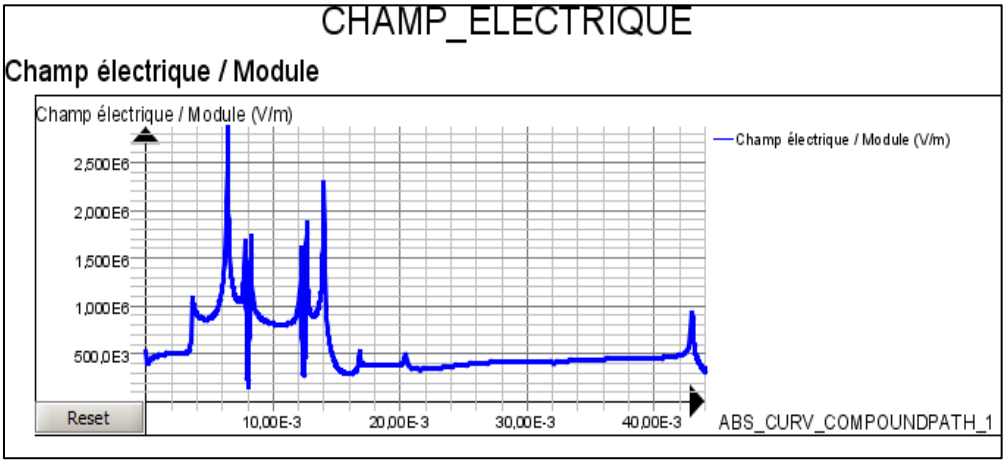


(c)

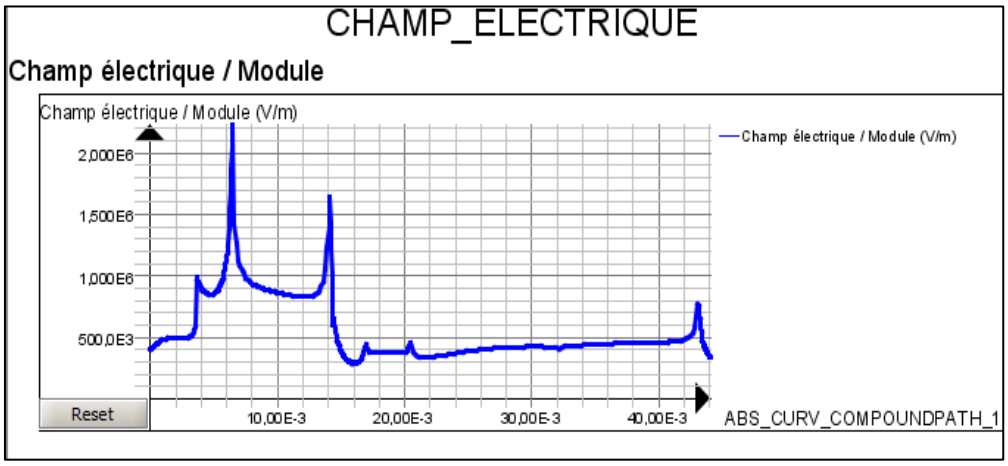
***Figure 194**. Module du champ électrique sur le contour en EPDM du câble principal, (a) lame en forme de pointe, (b) lame tranchante et (c) lame courbée.*

3.3.2. Géométries sans crochets (interaction vis/lame)

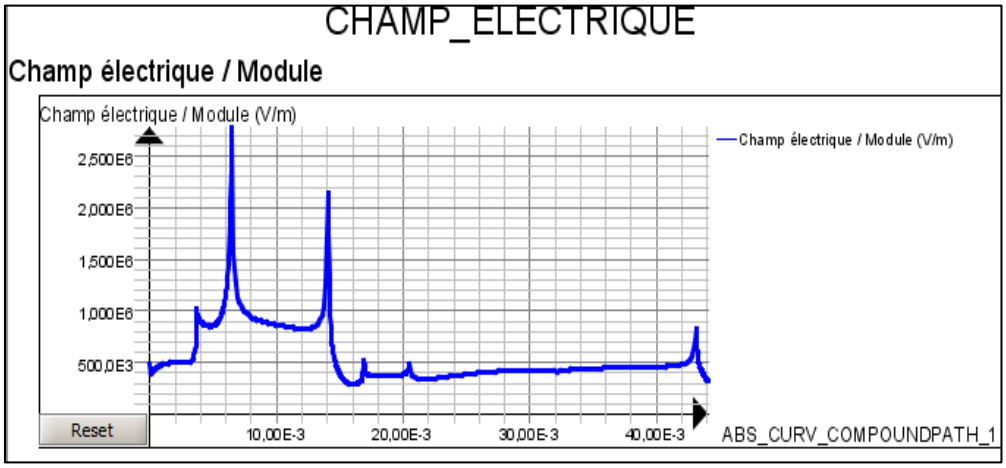
La figure 195 montre la répartition du module du champ *E* pour trois types de lames.



(a)



(b)

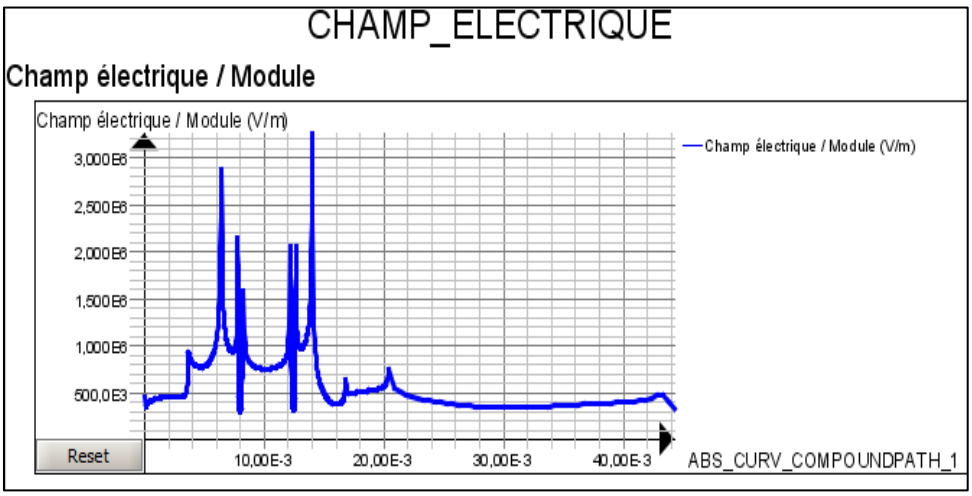


(c)

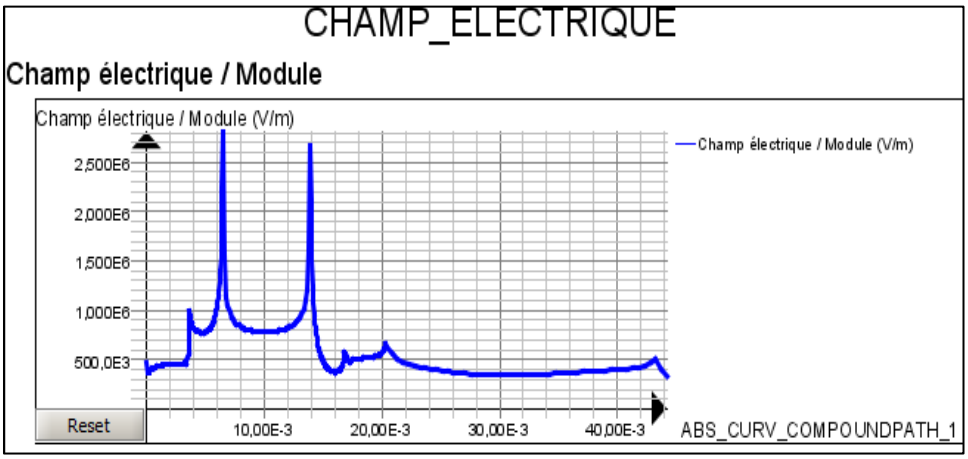
***Figure 195**. Module du champ électrique sur le contour en EPDM du câble principal, (a) lame en forme de pointe, (b) lame tranchante et (c) lame courbée.*

3.3.3. Géométrie avec vis complète

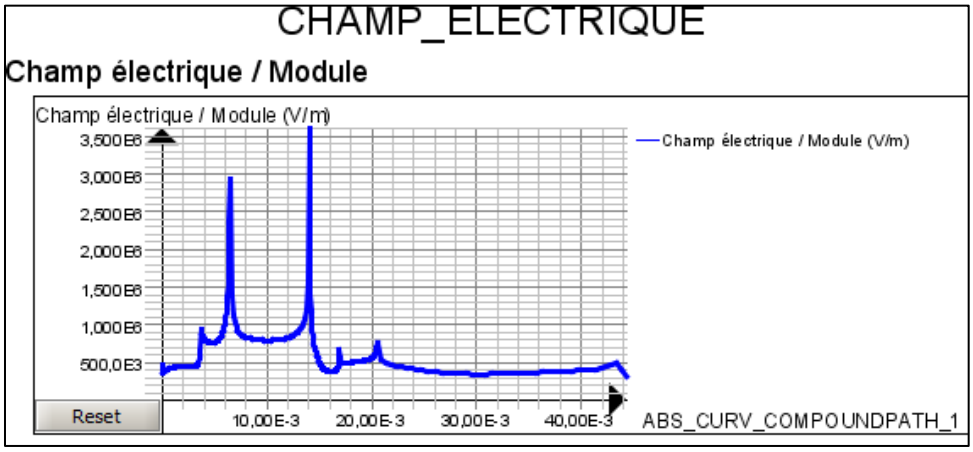
La figure 196 montre la répartition du module du champ *E* pour chaque type de lame.



(a)



(b)

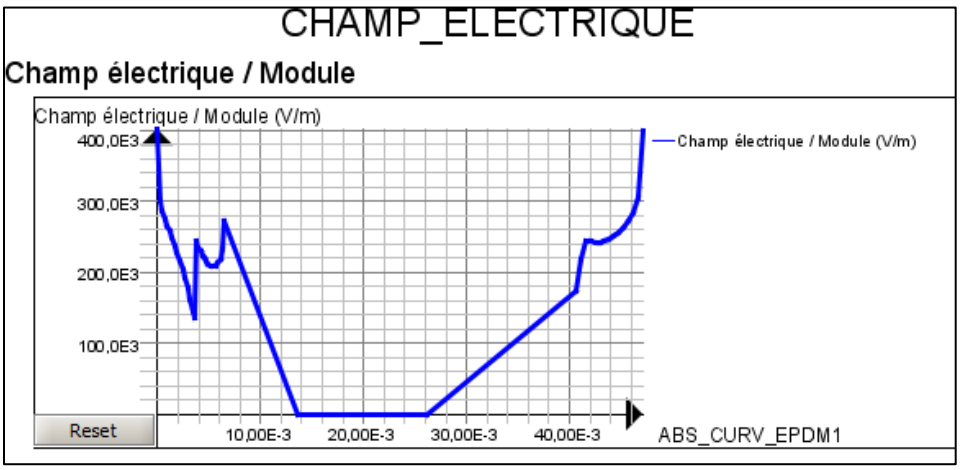


(c)

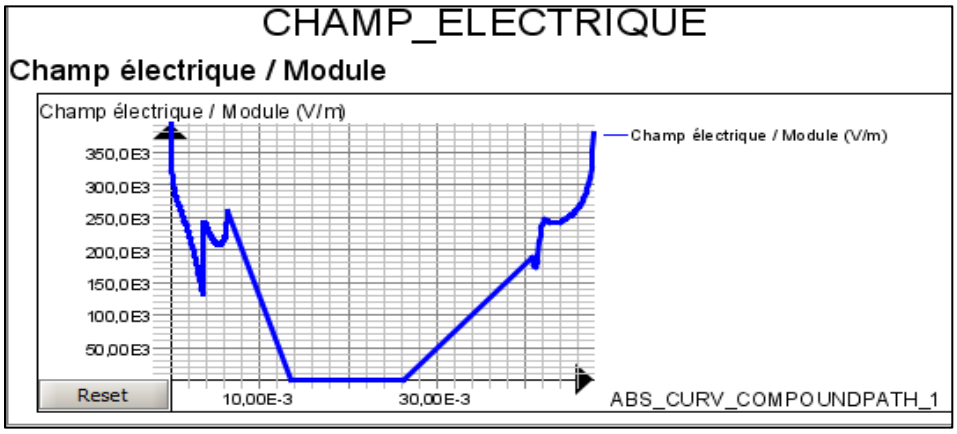
***Figure 196**. Module du champ électrique sur le contour en EPDM du câble principal, (a) lame en forme de pointe, (b) lame tranchante et (c) lame courbée.*

3.3.4. Géométries avec des lames complètes

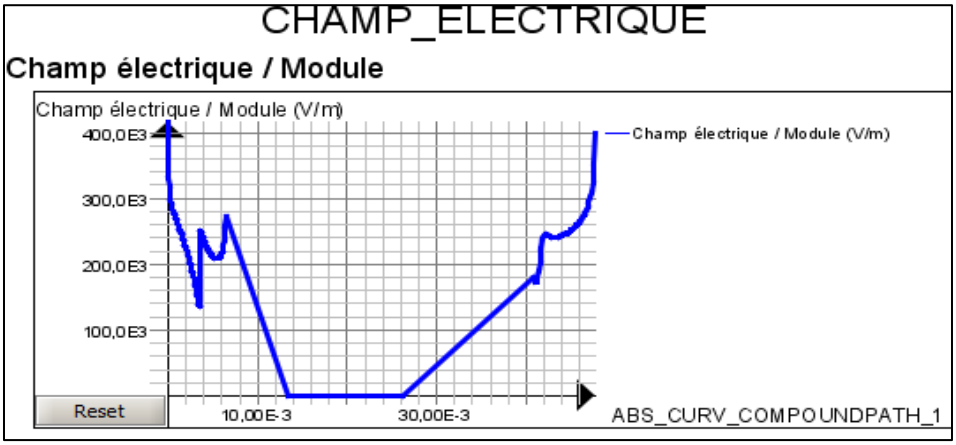
La figure 197 montre la répartition du module du champ *E* pour chaque type de lame.



(a)



(b)



(c)

***Figure 197**. Module du champ électrique sur le contour en EPDM du câble principal, (a) lame en forme de pointe, (b) lame tranchante et (c) lame courbée.*

3.3.5. Discussion et interprétation des résultats

D'après les figures ci-dessus, nous constatons que les contours en EPDM (principal et dérivé) et l'interface du connecteur PA6-50/air qui passe par la rondelle métallique sont des parties sensibles puisqu'elles sont fortement sollicitées d'un point de vue électrique.

Dans le premier cas de figure (vue de face, géométrie avec crochets), le module du champ électrique (Fig. 194(a)) dans les cas du contour EPDM principal est très élevé par rapport à celui calculé pour des lames tranchantes (Fig. 194(b)) et pour des dents courbées (Fig. 194(c)). En effet, nous observons qu'il y a 6 gradients de champ (*E = 17,5kV/cm* pour le plus grand et *E= 12,5kV/cm* pour le plus petit) au niveau de la jonction entre les dents et l'élastomère EPDM. De plus, ces forts gradients sont dénombrés à six impulsions d'après le graphe du module du champ électrique (Fig. 194(a)) à cause de la présence de 6 jonctions au niveau de l'interface EPDM/dent. Cela augmente la probabilité d'initiation des décharges partielles en surface du connecteur par temps pollué (brouillard humide ou brouillard salin par exemple) et dont l'origine serait au niveau de ces différentes jonctions. De plus, le taux de dégradation qui serait induit par ces décharges, serait élevé puisque des gradients de champ relativement élevés sont nombreux pour des dents en forme de pointes (Fig. 194(a)).

Pour les lames tranchantes (Fig. 194(b)) et les dents courbées (Fig. 194(c)), le nombre de gradients de champ est plus réduit que celui des dents en forme de pointes (Fig. 194(a)) et égal à 2, ce qui est dû à la géométrie particulière de ces deux types de lames. De plus, l'amplitude des deux gradients (pics) est relativement élevée par rapport aux dents en forme de pointes. Pour les lames tranchantes, *E= 22kV/cm* pour le plus grand gradient et *E= 17kV/cm* pour le plus faible. Dans le cas des dents courbées, le champ *E = 29 kV/cm* pour le plus grand gradient et *E= 28 kV/cm* pour le plus petit. Cela peut être attribué à la conception géométrique des dents qui diffère de celles en forme de pointes.

Par conséquent, le module du champ électrique est très élevé au niveau des jonctions dents/EPDM, il diminue approximativement par un facteur 2 sur l'interface EPDM/PA6-50 et ne présente aucun gradient de valeur suffisamment élevée au vu de l'éloignement de celle-ci de la source de tension. Cette observation est valable pour les trois types de dents.

Pour le contour EPDM du câble secondaire (dérivé), les mêmes constations pour le contour principal sont établies pour les trois types de dents. Toutefois, nous enregistrons un gradient de champ beaucoup plus élevé (E = 30kV/cm) pour les dents courbées au niveau de l'interface dents/EPDM ce qui pourrait induire très facilement des décharges électriques par temps sec. Ainsi, le cas critique est présenté par une géométrie de dents courbées ce qui nous amène à privilégier un

design de lames tranchantes qui montre une amplitude plus faible par rapport aux deux types de lames (conclusion identique pour le contour EPDM principal).

Pour l'interface PA6-50/air qui passe par la rondelle, l'intensité du champ électrique augmente au fur et à mesure que l'on se rapproche de la rondelle métallique puisque le volume d'air compris entre le connecteur et la rondelle subit l'effet d'un très grand gradient (*E=17,5 kV/cm*) pour le cas des dents en forme de pointe. Cela augmenterait la probabilité d'initiation des décharges partielles à partir de la rondelle par temps humide et pollué. Cette probabilité est réduite dans le cas des lames tranchantes et des dents courbées puisque le module du champ est moins élevé (*E = 14kV/cm*).

Dans le cas de la géométrie 2 (influence partielle de la vis, configuration sans crochets) et pour les contours en EPDM des câbles principal et dérivé, l'amplitude des gradients de champ est élevée dans le cas des dents en pointes (6 pics, *E= 29kV/cm* pour le plus élevé et *E= 14kV/cm* pour le plus petit). Cette amplitude est plus faible avec des dents tranchantes puisque le gradient de champ électrique est égal à *14kV/cm*. Dans le cas des dents courbées, l'intensité du champ électrique est considérée comme étant d'amplitude intermédiaire.

Pour le chemin constitué par l'interface PA6-50/air, il subsiste un fort gradient de champ électrique pour les dents en pointes (*E= 14kV/cm*) et pour le volume d'air compris entre la rondelle métallique et le connecteur électrique. Pour les lames tranchantes, l'amplitude du champ dans ces zones est égale à celle des dents en forme de pointes. Le cas des dents courbées présente un gradient de champ le moins élevée puisque l'amplitude du champ électrique est égale à *12,5 kV/cm* ce qui rend cette géométrie préférable à l'emploi.

Dans le cas d'une influence totale de la vis sur les matériaux isolants constituants le connecteur électrique, l'amplitude des gradients de champ est très élevée pour les dents courbées (*E= 36kV/cm*) et pour les lames tranchantes (*E= 30kV/cm*) en comparaison avec les dents en forme de pointe (*E= 33kV/cm*). Cela n'est pas le cas pour le chemin qui parcourt la surface du connecteur puisque le module du champ est le plus petit (pour les dents courbées au niveau de la rondelle (*E=3 kV/cm*). Toutefois, la valeur du champ pour les dents en pointes est égale à *12,5 kV/cm* et est bien plus grande par rapport aux dents courbées. Cela peut s'expliquer par l'interaction de l'âme conductrice du câble avec la vis entière ce qui a pour effet d'amplifier les gradients de champ en surface du connecteur.

Pour la dernière géométrie, l'intensité du champ électrique sur le contour EPDM pour le câble principal est la plus réduite pour les 3 types de dents. Cependant, les dents courbées permettent de diminuer légèrement les gradients du champ électrique.

Pour le contour EPDM du câble secondaire, l'intensité du champ est plus élevée que celle pour le contour EPDM du câble secondaire à cause de la distance séparant le câble et les dents, qui est plus réduite que celle pour le câble principal et cela pour une même tension (52kV). Toutefois, aucune réduction d'amplitude n'a été constatée pour les trois types de dents.

Pour l'interface PA6-50/air qui passe par la rondelle métallique, le gradient de champ dans le volume d'air situé entre la rondelle et la surface du connecteur, reste le plus élevé (*E =13,5 kV/cm*) pour les trois lames.

D'après la discussion ci-dessus et les résultats de calcul du module du champ électrique, il apparaît qu'une géométrie de dents courbées permettrait de réduire considérablement l'intensité du champ électrique en surface du connecteur électrique en particulier dans le volume d'air compris entre la rondelle métallique et le polyamide 6 qui constitue le corps du connecteur électrique. De plus, cette même géométrie réduit légèrement le champ électrique dans le contour EPDM du câble principal pour une influence partielle ou totale de la vis.

Pour le dernier cas géométrique (influence des lames), on observe que les lames influencent considérablement la répartition interne et externe du champ électrique au sein du connecteur électrique et que la géométrie des dents n'a aucun impact significatif sur le module du champ électrique.

4. PROTOTYPE DE CONNECTEUR

Grâce aux résultats des différentes simulations et calculs du champ électrique, nous avons pu aboutir au design d'un prototype de connecteur pouvant fonctionner à une tension de service de 52kV. Pour cela, nous avons tenu compte des différentes régions à renforcement de champ repérées/relevées sur le connecteur TTDC 45501FA. Toutefois, nous ne pouvons présenter les formes géométriques du prototype ainsi que les résultats de calcul du champ électrique effectués sur ce connecteur à la demande du groupe industriel en raison de la sensibilité et de la confidentialité des données concernant ce produit (possibilité de dépôt de brevet(s)).

5. CONCLUSION

La simulation du champ électrique du connecteur à perforation d'isolant, par la méthode des éléments finis (FEM), pour une tension de 52 kV montre que les régions proches des dents perforantes et en particulier celles constituées d'élastomère EPDM sont fortement sollicitées par le champ électrique. Aussi, la surface qui délimite le volume du connecteur est également soumise à une grande influence du champ électrique sous l'effet de la géométrie des lames perforantes.

En effet, le calcul du module du champ spatial montre sur certains contours en EPDM (du côté principal et dérivé) que sa valeur peut atteindre 30kV/cm. Cela signifie que les décharges partielles peuvent être facilement générées par temps sec et qu'en présence de pollution atmosphérique (brouillard humide ou salin), les dégradations occasionnées seraient dommageables pour le bon fonctionnement du connecteur. La surface externe est influencée par la présence d'une faible épaisseur, et de quelques zones non-courbées (qui favorisent l'augmentation du gradient de champ), de matériau (PA6/50) enrobant les lames conductrices ce qui induit un accroissement significatif du champ électrique sur tout le volume constituant le connecteur. Ainsi, le branchement d'un tel accessoire sur une ligne alimentée par une tension de 52kV serait fortement déconseillé du fait de la présence d'un grand nombre de gradients d'amplitude critique (qui atteint celle initiant les décharges partielles).

De plus, la géométrie des lames perforantes influence considérablement le module du champ électrique sur les contours en EPDM et en surface du connecteur. La conception de deux types de dents (tranchantes et courbées) permet d'observer la différence par rapport à des dents en forme de pointes. Par conséquent, la répartition spatiale du champ électrique est la moins contraignante lorsque le design des dents a une forme courbée. Le cas des lames tranchantes représente un design intermédiaire entre les dents courbées et les lames en formes de pointes. Ces dernières accentuent sévèrement le module du champ électrique en surface du connecteur.

A partir des constatations explicitées ci-dessus, il devient nécessaire de modifier la géométrie du connecteur et des lames perforantes afin de réduire la valeur et la répartition d'un nombre élevé de gradients de champ. Pour cela, le prototype proposé montre globalement que la distribution du champ électrique est de faible amplitude ($E < 3kV/cm$) dans la région comprise entre les lames et la surface externe du connecteur ainsi que tout le volume délimité par les matériaux polymères le constituant. Cependant, le module du champ reste relativement élevé au niveau des contours (principal et dérivé) en élastomère mais est divisé par un facteur 2 pour certaines géométries (vue de face et géométrie sans crochets). De plus, l'intégration de dents de forme courbée serait intéressante

puisqu'elles réduisent considérablement l'amplitude du champ électrique sur tout le volume externe du connecteur prototype.

Conclusion Générale

Dans le présent manuscrit, nous nous sommes principalement focalisés sur l'étude des propriétés diélectriques, à sec et en présence d'atmosphères polluées (brouillard humide et brouillard salin) en tension alternative et en tension impulsionnelle, de polymères et de composites employés dans l'isolation haute tension et qui sont représentés essentiellement par les trois grandes familles suivantes:

1. thermoplastiques : parmi lesquels le polyamide 6, le polyamide 66, le polycarbonate, le polyarylamide, le polysulfure de phénylène et le polyéthylène haute densité.
2. thermodurcissables : qui sont essentiellement des résines époxydes cyclo-aliphatiques ordinaires (CEP) ou hydrophobes(HCEP) dont deux d'entre-elles sont chargées à 66% en poids du composite de farine de silice et les deux autres qui sont non-chargées.
3. élastomères : qui sont en EPDM dont un matériau est non-chargé (noté EPDM) et un autre matériau chargé avec des particules à caractère ignifugeant (noté EPDMV0).

Tout d'abord, l'analyse bibliographique (chapitre I) nous a permis de bien identifier les constituants chimiques des polymères et des composites employés dans le génie électrique et de signaler que leurs propriétés mécaniques, chimiques et physiques peuvent être améliorées grâce à l'addition de durcisseurs, de plastifiants ou d'agents de réticulation. Une attention particulière a été réservée aux matériaux composites qui ont de meilleures propriétés que les polymères.
Cependant, ces matériaux ont une durée de vie limitée qui dépend de leurs constituants et des conditions atmosphériques (pollution, humidité, corrosion chimique, rayons ultraviolets et température) qu'ils rencontrent durant leur cycle de vie.
L'un des principaux soucis du vieillissement de ces accessoires (isolateurs et connecteurs) réside dans l'apparition de décharges partielles qui se propagent dans le volume des matériaux isolants ou qui prennent naissance en leur surface. Nous avons pu remarquer que ces décharges électriques engendraient des dégradations significatives sur le polymère ou le composite.

Par la suite, la partie expérimentale (chapitre II) s'est orientée vers l'étude de la propagation des décharges partielles en milieux pollués (brouillard humide et brouillard salin) en surface des polymères cités précédemment et pour une source de tension alternative (A.C.). Nous avons utilisé un modèle de laboratoire (à surface plane ou contenant des protubérances) pour la simulation du comportement du connecteur par temps humide et pollué.
Plusieurs tests électriques ont été effectués sur ce modèle dont la mesure de la tension de contournement, la mesure de l'activité des décharges partielles se propageant en surface des matériaux et la mesure de la tension de claquage.

La mesure de la tension de contournement a montré que l'exposition simultanée de surfaces planes au brouillard salin et à au champ électrique réduisait les propriétés diélectriques de tous les polymères de 50% en brouillard humide et entre 85 à 90% en brouillard salin. Les résines époxydes cyclo-aliphatiques, le polyéthylène haute densité et les élastomères en EPDM sont les plus résistants aux arcs de contournement et aux décharges partielles qui les accompagnent avec une préférence nette pour les résines époxydes cyclo-aliphatiques.
Pour les matériaux texturés, la présence de protubérances en surface permet d'accroître les propriétés de contournement de 30% (en moyenne) en présence de brouillard humide pour tous les matériaux. Pour le brouillard salin, ce pourcentage est maintenu pour quelques matériaux (polyamides, élastomères EPDM et polyarylamide).

Nous avons remarqué, suite à la mesure de l'activité des décharges partielles (DP) à sec et sous les deux types de brouillard (humide et salin), que la résistance des matériaux aux décharges partielles s'effectue à travers leur amplitude maximale et du temps nécessaire à l'occurrence du cheminement électrique en surface. De plus, les résultats permettent d'identifier qu'une meilleure caractérisation des polymères vis-à-vis des décharges partielles et de la tension de contournement serait obtenue en choisissant une distance de fuite L_f telle que $41mm < L_f < 123mm$.

Pour la tension de claquage, nous avons constaté que l'utilisation d'électrodes sphériques permettait d'obtenir des valeurs très élevées à cause des faibles dimensions de leur surface de contact avec celle des polymères. De fortes valeurs ont été remarquées sur le polyéthylène haute densité et les élastomères EPDM. Des valeurs intermédiaires sont attribuées au polycarbonate, au polyamide 66 et aux résines époxydes. Pour ces dernières, les matériaux chargés avec de la farine de silice (SiO_2) ont une tension de claquage légèrement plus élevée que celle obtenue sur des matériaux non-chargés. De plus faibles valeurs ont été observées sur le polysulfure de phénylène et le polyamide 6.

Le vieillissement thermique accéléré affecte sérieusement les propriétés diélectriques des polymères lorsqu'ils sont exposés à de fortes températures (130 et 150°C) et à des périodes de vieillissement relativement longues (H > 700 heures). Les élastomères en EPDM sont les plus touchés par l'effet de la température puisque leur épaisseur diminue considérablement induisant une décroissance notable de la rigidité diélectrique transversale. Le polysulfure de phénylène n'est pas affecté par la température à cause de sa grande stabilité thermique qui préserve une tension de claquage constante.

Le vieillissement hygro-thermique a montré que les performances diélectriques des polyamides étaient sérieusement affectées à cause du phénomène d'hydrolyse des liaisons polymérisées, dû à la présence de la fonction amide qui attire les molécules d'eau. Le polycarbonate, le polyéthylène haute densité et les élastomères EPDM (en particulier l'EPDM) absorbent moins d'humidité à cause d'une structure chimique non-polaire; cela se manifeste par des valeurs de tension de claquage plus élevées. Le polysulfure de phénylène et le polyarylamide constituent des matériaux intermédiaires.

L'étude morphologique et optique des décharges glissantes en tension impulsionnelle et pour une interface solide/air, nous a permis de constater que la forme et la longueur des décharges glissantes dépendent essentiellement de la permittivité relative, de la résistivité superficielle de la polarité (positive ou négative) et du niveau de tension appliqué. Nous avons noté que le rapport critique (R_c) de contournement des décharges glissantes (longueur finale des décharges glissantes / longueur de fuite de l'échantillon) dépend du type de champ appliqué (normal ou tangentiel) et de la polarité de la tension (positive ou négative). Pour un champ normal, le contournement des surfaces isolantes a lieu lorsque la longueur de la décharge est égale à 55%(en moyenne) de la distance de fuite pour les deux polarités. Par contre, lorsque le champ électrique est tangentiel, la valeur du rapport critique R_c est comprise entre 20 et 30% de la distance de fuite en polarité positive alors qu'en polarité négative la valeur de R_c ne dépasse pas 25% pour l'ensemble des polymères testés.
La classification des matériaux devient possible en appliquant un champ électrique normal de polarité positive (de préférence). Par contre, la longueur des décharges glissantes pour le cas du champ tangentiel est quasiment confondue pour tous les polymères ce qui rend la distinction entre les différents matériaux particulièrement compliquée. La distinction entre les matériaux peut s'établir en champ électrique normal en considérant les paramètres suivants :

- la tension d'initiation des décharges glissantes.
- la caractéristique générale d'évolution de la longueur finale des décharges glissantes en fonction du niveau de tension.
- la valeur de la tension de contournement qui est propre à chaque polymère.

La simulation du champ électrique en utilisant un logiciel à éléments finis (*Flux2D/3D*) pour une tension de 52kV a montré que :

1. les régions constituées d'élastomère EPDM étaient fortement sollicitées par des valeurs de gradients élevées.
2. l'interface polyamide/air qui est délimitée par le volume du connecteur est également soumise à des valeurs de champ intenses sous l'effet de la géométrie des dents.

Il ressort de cette étude qu'il serait pertinent, non seulement de choisir le matériau le plus performant (résines époxydes cyclo-aliphatiques, CEP) d'après nos multiples tests mais aussi de modifier la géométrie du connecteur et des lames perforantes. Pour cela, un nouveau prototype de connecteur a été proposé et a montré que la distribution du champ électrique était de faible amplitude dans la région comprise entre les lames et la surface externe du connecteur ainsi que sur tout le volume délimité par les matériaux polymères le constituant. Une réduction supplémentaire du module du champ électrique est possible grâce à l'intégration de dents de forme courbée.

La confirmation de nos conclusions concernant la propagation des décharges électriques en surface de matériaux polymères, en tension alternative et en tension impulsionnelle, en présence d'atmosphère polluée (brouillard humide ou salin par exemple) pourrait et devrait être obtenue en effectuant davantage d'essais sur le modèle expérimental proposé.

Références Bibliographiques

[1] S. Kumagai and N. Yoshimura, "*Polydimethylsiloxane and Alumina Trihydrate System Subjected to Dry-band Discharges or High Temperature Part I: Chemical Structure*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 11, No. 4, pp. 691-700, August 2004.

[2] A. Boubakeur, "*Vieillissement thermique du PRC*", Support de cours pour élèves-ingénieurs spécialité : Electrotechnique, Ecole Nationale Polytechnique d'Alger (Algérie) – accessible via http://perso.enp.edu.dz/~boubakeur/wp-content/uploads/2013/12/Vieillissement-du-PRC utilis%C3%A9-dans-les-c%C3%A2bles-de-HT-ENICABiskra.pdf.

[3] M.J. Billings, A. Smith and R. Wilkins, "*Tracking in Polymeric Insulation*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 2, pp. 131-137, 1967.

[4] D.J. Parr and R.M. Scarisbrick, "*Performance of Synthetic Insulating Materials under Polluted Conditions*", Proc. IEE, Vol. 112, pp. 1625-1632, 1965.

[5] K.N. Mathes and E.J. McGowan, "*Surface Electrical Failure in the Presence of Contaminants: the Inclined-Plane Liquid-Contaminants Test*", AIEE Trans., Part I, Vol. 80, pp. 281-289, 1961.

[6] N.S. Norman and A.A. Kessel, "*Internal Oxidation Mechanism for Nontracking Organic Insulation*", AIEE Trans., Part III, Vol.77, pp. 632-636, 1958.

[7] M. Kurtz, "*Comparison of Tracking Test Methods*", IEEE Trans. Electr. Insul., Vol. 6, pp. 76-81, 1971.

[8] A. G. Day and D.J. Stonard, "*Creepage and Clearance Distances in Electrical Equipment for Shipboard Use*", IEEE Trans. Electr. Insul., Vol. 12, pp. 191-199, 1990.

[9] F. Noto and K. Kawamura, "*Tracking and Ignition Phenomena of Polyvinyl Chloride Resin under Wet Polluted Conditions*", IEEE Trans. Electr. Insul., Vol. 13, pp. 418-425, 1978.

[10] W.T. Starr, "*Polymeric Outdoor Insulation*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 25, No. 1, pp. 125-136, February 1990.

[11] J. Mackevich and S. Simmons, "*Polymer Outdoor Insulating Materials Part II: Material Consideration*", IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 13, pp. 10-16, 1997.

[12] Norme internationale CEI 60672, "*Ceramic and glass insulating materials – Part 2 – Methods of test*", 2nd edition, 1999.

[13] S. Kobayashi, Y. Matsuzaki, H. Masuya, Y. Arashitani and R. Kimata, "*Development of composite insulators for overhead lines*", Furukawa review, Vol. 19, pp. 129-135, 2000.

[14] CIGRE W.G. D1.14, "*Material properties for non-ceramic outdoor insulation: State of the art*", Technical Brochure No. 255, 2004.

[15] G. Teyssedre, L. Boudou, «*Polymères et composites pour l'électrotechnique*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique *Matériaux isolants en électrotechnique*, D 2335, mai 2010.

[16] Norme ISO 1043-1, «*Plastiques - Symboles et termes abrégés - Partie 1: Polymères de base et leurs caractéristiques spéciales*», 2001.

[17] C.A. Naudin, «*Nomenclature, classification et formules chimiques des polymères*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Plastochimie et analyses physico-chimiques, A 3035, février 1995.

[18] M. Biron, «*Elastomères thermoplastiques*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matières thermoplastiques : monographies, AM 3400, juillet 2000.

[19] P. Verrier, «*Plastifiants*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Adjuvants des Plastiques, A 3231, février 1992.

[20] L. Carette, «*Stabilisants*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Plastiques et composites, A 3232, août 1992.

[21] J. Brossas, «*Amélioration de la résistance au feu des polymères*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Retardateurs de flammes, AM 3237, janvier 1999.

[22] J.C. Jannel, «*Polyesters insaturés*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matières Thermodurcissables : Monographies, AM 3445, octobre 2004.

[23] P. Bardonnet, «*Résines époxydes (EP), composants et propriétés*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matières Thermodurcissables, Monographies, A 3465, août 1992.

[24] J.M. Pouchol, L. Carette, «*Résines silicones SI*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Plastiques et Composites, A 3475, mai 1995.

[25] G. Schneider, «*Résines vinylesters*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matières Thermodurcissables : Monographies, AM 3450, juillet 2003.

[26] J. C. Bertier, «*Polyurethannes PUR*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matières Thermodurcissables : Monographies, AM 3425, janvier 2009.

[27] D. Guillon, «*Fibres de verre de renforcement*», Techniques de l'ingénieur, rubrique Matériaux Fonctionnels, A 2110, août 1995.

[28] Norme ASTM D578, «*Standard specification for glass fiber strands*», 2011.

[29] G. Dupupet, «*Fibres de carbone*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matériaux Composites : présentation et renforts, AM 5134, avril 2008.

[30] C.A. Naudin, C. Clozza, «*Charges*», Techniques de l'ingénieur, rubrique Adjuvants des Plastiques, A 3220, août 1987.

[31] M. Pays, «*Câbles de transport d'énergie – Technologies. Caractéristiques*», Techniques de l'ingénieur, rubrique Réseaux Electriques Mixtes - Ingénierie des Réseaux, D 4520, décembre 1994.

[32] X. Ducouret, «*Lignes aériennes : Matériels - Isolateurs*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Réseaux électriques mixtes - Ingénierie des réseaux, D 4423, février 2004.

[33] E.A. Cherney, R.S. Gorur, M. Marzinotto, A. El-Hag, L. Meyer, J-M George, S. Li, I. Ramirez, "*RTV Silicone Rubber Pre-coated Ceramic Insulators for Transmission Lines*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 20, No. 1, pp. 237-244, February 2013.

[34] Z. Jia, S. Fang, H. Gao, Z. Guan, L. Wang, Z. Xu, "*Development of RTV Silicone Coatings in China: Overview and Bibliography*", IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 24, No. 2, pp. 28-41, 2008.

[35] R. Sundararajan, A. Mohammed, N. Chaipanit, "*In-service Aging and Degradation of 345kV EPDM Transmission Line Insulators in a Coastal Environment*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 11, No. 2, pp. 348-361, 2004.

[36] C. F. Beisele, «*Shed Hydrophobic Cycloaliphatic Epoxy (S-HCEP)- a New Cost-efficient Housing Material for Composite Insulators*», Int. Conf. High. Volt. Eng (ICHVE 2008), Vol. 34, No. 12, pp. 20-23.

[37] A. Winter, J. Kindersberger, "*Transient Field Distribution in Gas - Solid Insulation Systems under DC voltages*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul. Vol. 21, No. 1, pp. 116-128, 2014.

[38] R.S. Gorur, J. Montesinos, «*Electrical Performance of Cycloaliphatic Epoxy Materialsand insulators for Outdoor Use*», IEEE Trans. Pow. Del., Vol. 15, No. 4, pp. 1274-1278, 2000.

[39] C. Tourcher, C. Piriou, «*Câbles aériens isolés*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Réseaux électriques de distribution publique, D 4446, août 2007.

[40] Norme CEI 60243-1, «*Rigidité diélectrique des matériaux isolants. Méthodes d'essai. Partie 1 : essais aux fréquences industrielles*», 1998.

[41] A. Anton, «*Matériaux isolants solides - Caractéristiques électriques*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matériaux à propriétés électriques et optiques, D2315, août 2003.

[42] R. Bartinikas, R. M. Eichhorn, «*Electrical properties of solid insulating materials: molecular structure and electrical behavior*», Engineering dielectrics, Vol. II A. ASTM. STP 783, 1983.

[43] A. Béroual, "*Les diélectriques solides*", support de cours pour étudiants en deuxième année du Master Recherche (M2R), option : Génie Electrique, Ecole Centrale de Lyon (France).

[44] A. Von Hippel, «*Electric breakdown of solid and liquid insulators* », J. Appl. Phys. 8, p. 815, 1937.

[45] F. Seitz and R.P. Johnson, «*Modern Theory of Solids*», Journal of Appl. Phys., Vol. 8, No. 2, pp. 84-97, 1937.

[46] K. H. Stark, C. G. Garton, «*Electric Strength of Irradiated Polythene*», Nature 176, 1225–1226, 24 December 1955.

[47] J.V. Champion, S.J. Dodd, J.M. Alison, «*The correlation between the partial discharge and the spatial and the temporal development of electrical trees grown in an epoxy resin*», J. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 29, pp. 2689 – 2695, 1996.

[48] J.V. Champion, S.J. Dodd, « *Systematic and reproducible partial discharge patterns during electrical tree growth in an epoxy resin*», J. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 29, pp. 862 – 868, 1996.

[49] J.V. Champion, S. J. Dodd, «*The effect of voltage and material age on the electrical tree growth and breakdown characteristics of epoxy resins*», J. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 28, pp. 398 – 407, 1995.

[50] P.J.J. Sweeny, L.A. Dissado, J. M. Cooper, «*Simulation of the effect of barriers upon electrical tree propagation*», J. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 25, pp. 113 – 119, 1992.

[51] C. Menguy, «*Mesure des caractéristiques des matériaux isolants solides*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matériaux isolants en électrotechnique, D 2310, août 1997.

[52] J. C. Dubois, «*Propriétés diélectriques des polymères*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matériaux pour l'électronique et dispositifs associés, E 1850, novembre 1998.

[53] G. Champetier, L. Monnerie, «*Introduction à la chimie macromoléculaire*», édition Masson, 1969.

[54] P. Bjellheim, B. Helgree, «*ac Breakdown Strength of Aromatic Polymers under Partial Discharges Reducing Conditions*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol.1, No.1, pp. 89-96, February1994.

[55] J.J. O'dwyer, «*Breakdown in Solid Dielectrics*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 17, pp. 484-487.

[56] K. Yoshino, «*Dependence of Dielectric Breakdown of liquids on Molecular Structure*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 15, pp. 186-200, 1980.

[57] M. Ieda, «*Dielectric Breakdown Process of Polymers*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol.15, pp. 206-224,1980.

[58] Y. Ohki, N Hirai, «*Electrical Conduction and Breakdown Properties of Several Biodegradable Polymers*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 14, No. 6, pp. 1559-1566, 2007.

[59] M.A Douar, A. Mekhaldi and M.C. Bouzidi, «*Investigations on Leakage Current and Voltage Waveforms for Pollution Level Monitoring under wetted and Contaminated Conditions* », IET Science, Measurement and Technology, Vol. 5, No.2, pp. 67-75, 2011.

[60] Z.B. Wang, Y. H. Cheng, Y. Chen, G.D. Meng, M. Ding, W. Lu, K. Wu, "*Surface Flashover of Micro TiO_2 Epoxy Composite Dielectric under Nanosecond Pulse in Transformer Oil*", 2010 Int. Conf. Solid Dielec., Potsdam (Germany), July 4-9.

[61] Y. Chen, Y. Cheng, Z. Wang, J.B. Zhou, G.D. Meng, K. Wu and S. Li , " *Influence of Pulse Steepness on Vacuum Flashover*", Plasma Science & Technology, Vol. 11, No. 1, pp. 89-93, 2009.

[62] Z.B. Wang, Y.H. Cheng, Y. Chen, M. Ding, J.B. Zhou, G.D. Meng and K. Wu, "*Study on the vacuum Surface Flashover Characteristics of Epoxy Composites with Micro TiO_2 Fillers under Steep High-Voltage Impulse*", 9th IEEE ICPADM, China, pp. 667-670, 2009.

[63] Y. H. Cheng, Z.B. Wang, Y. Chen, G.D. Meng, M. Ding, W. Lu, K. Wu and X. Chen, "*Study on the Pulsed Vacuum Surface Flashover Characteristics of Epoxy Composites with Micro TiO_2 and Al_2O_3-$3H_2O$ Fillers*", Int. Conf. Solid. Dielec., Potsdam (Germany), July 4-9, 2010.

[64] I. Roth, S. Ashby, K. Childers, M.A. Mendelsohn and L. Mandelcorn "*Advanced simulator insulator program second annual report*", Defense Nuclear Agency Technical Report, DNA 001-93-C-0224, 1996.

[65] Norme CEI 60112, «*Méthode de détermination des indices de résistance et de tenue au cheminement des matériaux isolants solides*», édition 4, 2003.

[66] B.X. Du, "Discharge Energy and dc Tracking Resistance of Organic Insulating Materials", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 8, No. 6, pp. 897-901, December 2001.

[67] D. Prabhavathi, K. Prakasam, B.R. Reddy, M.S. Kalavathi, C. Prasanth-Babu, «*Fault Identification Classification of High Voltage Underground Cables by Wavelet Transform*», IEEE Conf. on Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP '09), pp. 396 – 400, 2009.

[68] C. Zhou, X. Song, M. Michel, D.M. Hepburn, «*On-line partial discharge monitoring in medium voltage underground cables*», IET Science Measurement and Technology, Vol. 3, No. 5, pp. 354-363, 2009.

[69] L. Hao; P.L. Lewin,; J.A. Hunter,; D.J. Swaffield,; A. Contin,; C. Walton, M. Michel, "Discrimination of multiple PD sources using wavelet decomposition and principal component analysis", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 18, No. 5, pp. 1702-1711, 2011.

[70] S.W. Jee, C.H. Lee and K.S. Lee, "*Signal Analysis Methods to Distinguish Tracking Process Using Time-Frequency Analysis*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 16, No. 1, pp. 99-106, 2009.

[71] Norme CEI 1302, «*Matériaux isolants électriques – Méthodes d'évaluation de la résistance au cheminement et à l'érosion – Essais au volant rotatif à immersion*», édition 1, 1995.

[72] A. Cavallini, G. C. Montanari, S. Chandrasekar, F. Puletti, «*A Novel Approach for the Influence of Insulator Pollution Severity*», IEEE Intern. Sympos. Electr. Insul. (ISEI), Toronto (Canada), pp. 114 – 117, 2006.

[73] A. Cavallini, S. Chandrasekar, G. C. Montanari, «*Inferring Ceramic Insulator Pollution by an Innovative Approach Resorting to PD Detection*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 14, No. 1, pp.23 – 29, 2007.

[74] R. Schifani, R. Candela, P. Romano, «*On PD Mechanisms at High Temperature in Void included in an Epoxy Resin*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 8, No. 4, pp. 589 – 597, 2001.

[75] C. Zilg, D. Kampfer, R. Thomann, R. Mulhaupt et G.C. Montanari, "Electrical properties of polymer nanocomposites based upon organophilic silicates", IEEE Conf. Electr. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), p. 546-550, 2003.

[76] G. C. Montanari, D. Fabiani , F. Palmeri, D. Kaempfer, R. Thomann, R. Mülhaupt, "*Modification of electrical properties and performance of EVA and PP insulation through nanostructure by organophilic silicates*", IEEE Trans. Dielect. Electr. Insul., Vol. 11, No. 5, p. 754-762, 2004.

[77] P.C. Irwin, Y. Cao, A. Bansal, L. Schadler, "*Thermal and Mechanical Properties of Polyimide Nanocomposite*", Proc. IEEE Conf. Electrical Insulation and Dielectric Phenomena (CEIDP), p. 120-123, 2003.

[78] Y. Cao, P.C. Irwin, K. Younsi, "*The future of nanodielectrics in the electrical power industry*", IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul., Vol. 11, No. 5, p. 797-807, 2004.

[79] T. Tanaka, G.C. Montanari, R. Mülhaupt,"*Polymer nanocomposites as dielectrics and electrical insulation – Perspectives for processing technologies, material characterization and future applications*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 11, No. 5, p. 763-784, 2004.

[80] J.K. Nelson and J.C. Fothergill, «*Internal charge behaviour of nanocomposites*», Nanotechnology, Vol. 15, pp. 586 – 595, 2004.

[81] Y. Hu, C. Smith, J.K. Nelson, L. S. Schadler, «*Some mechanistic understanding of the impulse strength of nanocomposites*», IEEE Conf. Elect. Insul. Dielect. Phenomena (CEIDP), pp. 31 – 34, 2006.

[82] S. Alapati, M. J. Thomas, «*Electrical treeing in polymer nanocomposites*», 15th National Power Systems Conf. (NPSC), Bombay, India, pp. 351 – 355, 2008.

[83] R. C. Smith, C. Liang, M. Landry, J. K. Nelson, «*The mechanism leading to the useful electrical properties of polymer nanodielectrics*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 15, No. 1, pp. 187 – 196, 2006.

[84] Z. Han, C. Diao, Y. Li, H. Zhao, «*Thermal properties of LDPE/silica nanocomposites*», IEEE Conf. Elect. Insul. Dielect. Phen., (CEIDP), pp. 310 – 312, 2006.

[85] T. Tanaka, "*Dielectric nanocomposites with insulating properties*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 12, No. 5, pp. 914 – 928, 2008.

[86] T. Tanaka, M. Kozako, N. Fuse, Y. Ohki, "*Proposal of multicore model for polymer nanocomposite dielectrics*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 12, No.4, pp. 669 – 681, 2005.

[87] T. Imai, F. Sawa, T. Ozaki, T. Shimizu, S. Kuge, M. Kozako, T. Tanaka, "*Effects of epoxy /filler interface on properties of nano or micro composite*", IEEJ Trans. Fundamental and Materials, Vol. 126, pp. 48 – 91, 2006.

[88] M. Roy, J. K. Nelson, R. K. MacCrone and L. S. Schadler, "*Candidate mechanisms controlling the electrical characteristics of silica/XLPE nanodielectrics*", J. Mater. Sci., Vol. 42, pp. 3789 – 3799, 2007.

[89] J-L. Chermant and M. Coster, "*Composites, microstructure of: quantitative description*", Encyclopedia of Materials: Science and Technology, pp. 1396 – 1402, 2001.

[90] J. K. Nelson, L.S. Schadler, R. Smith, L. Hui, «*Development of dielectrics for high voltage utility cable applications*», EPRI Report #1013790, 2007.

[91] D. Kim, J. S. Lee, C. M. F. Barry and J. Mead, "*Microscopic measurement of the degree of mixing for nanoparticles in polymer nanocomposites by TEM images*", Microsc. Res. Techniq., Vol. 70, pp. 1263 – 1268, 2005.

[92] M. Kurimoto, H. Okubo, K. Kato, M. Hanai, Y. Hoshina, M. Takei, "*Permittivity characteristics of epoxy/alumina nanocomposite with high particule dispersibility by combining ultrasonic wave and centrifugal force*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 17, No. 4, pp. 1268 – 1275, 2010.

[93] M. Kurimoto, H. Watanabe, K. Kato, M. Hanai, Y. Hoshina, M. Takei, H. Okubo, "*Dielectric properties of epoxy/alumina nanocomposites influenced by particle dispersibility*", IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp. 706 – 709, 2008.

[94] R. Kochetov, T. Andritsch, U. Lafont, P.F.H Morshuis, J.J. Smit, «*Thermal Conductivity of nano-filled epoxy systems*», IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp. 658 – 661, 2009.

[95] J.K. Nelson, Y. Hu, «*Candidate mechanisms responsible for property changes in dielectric nanocomposites*», Int. Conf. Prop. Appli. Of Dielec. Mat., pp. 150 – 154, 2006.

[96] J.K. Nelson, "*Overview of Nanodielectrics: Insulating Materials of the Future*", Elect. Insul. Conf. and Elect. Manufact. Expo., pp. 229 – 235, 2007.

[97] S. Singha, M.J. Thomas, "*Influence of filler loading on dielectric properties of epoxy-ZnO nanocomposites*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 16, No. 2, pp. 531 – 542, 2009.

[98] M. Kozako, S. Yamano, R. Kido, Y. Ohki, "Preparation and preliminary characteristic evaluation of epoxy/alumina nanocomposites", IEEE Int. Sympos. Electr.,Insul. Mat., pp. 231 – 234, 2005.

[99] R. K. MaCrone, J. K. Nelson, R. C. Smith, L. S. Schadler, "The use of electron paramagnetic resonance in the probing of the nano-dielectric interface", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 15, No. 1, pp. 197 – 204, 2008.

[100] B.X. Du, J. W. Zhang, L. Gu, M. J. Tu, Z. Q. Wang, D.M. Du, «*Application of Nonlinear Methods in Tracking Failure Test of Silicone Rubber Nanocomposite*», IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp. 600 – 603, 2010.

[101] J. Vimal, B. Venkatesulu, M. J. Thomas, "*Tracking and erosion Resistance of Silicone Rubber Nanocomposites under Positive and Negative dc Voltages*", IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp. 1 – 4, 2010.

[102] R.C. Smith, L. Hui, J.K. Nelson, L.S. Schadler, "*Interfacial charge behavior in nanodielectrics*", IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp.650 – 653, 2009.

[103] P. Murugaraj, D. Mainwaring, N. Mora-Huertas, "*Dielectric enhancement in polymer-nanoparticle composites through interphase polarizability*", J. Appl. Phys., Vol. 98, pp. 054304 – 054304-6, 2005.

[104] C. Calabrese, L.Hui, L. S. Schadler, J.K. Nelson, "*A Review on the Importance of nanocomposite Processing to Enhance Electrical Insulation*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 18, No. 4, pp. 938-945, August 2011.

[105] A. S. Vaughan, S. G. Swingler, Y. Zhang, "*Polyethylène nanodielectrics: the influence of nano-clays on structure formation and dielectric breakdown*", IEEJ Trans. Fundamental and Materials, Vol. 126, pp. 1057 – 1063, 2006.

[106] R.C. Smith, "*Mechanistic Electrical Behavior of Crosslinked Polyethylene*", Ph.D Thesis, Rensselaer Polytechnic Institute, USA, 2009.

[107] M. Roy, "*An Examination of the Potential for Nanocomposites in the Formulation of HV Cable Insulation*", PhD Thesis, Rensselaer Polytechnic Institute, USA, 2009.

[108] J. C. Salamone, "*Polymeric Materials Encyclopedia*", CRC Press, Boca Raton, USA, 2009.

[109] C. Zou, J.C. Fothergill, S.W. Rowe, "*The effect of water absorption on the dielectric properties of epoxy nanocomposites*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 15, No. 1, pp. 106 – 117, 2008.

[110] T. Hatakeyama, K. Nakamura, H. Hatakeyama, "*Determination of bond water content in polymers by DTA, DSC and TG*", Thermochimica Acta, Vol. 123, pp. 153 – 161, 1988.

[111] P. Preetha, M. J. Thomas, "*AC Breakdown Characteristics of Epoxy Nanocomposites*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 18, No. 5, pp. 1526 – 1534, 2011.

[112] S. Singha and M. Joy Thomas, "*Polymer Composite/Nanocomposite Processing and its Effect on the Electrical Properties*", IEEE Conf. Electr. Insul. Dielectr. Phenomena (CEIDP), Kansas City, Missouri, USA, pp. 557-560, 2006.

[113] E. Tunser, C. Cantoni, K. L. More, D. R. James, G. Polizos, I. Sauers and A. R. Ellis, "*Breakdown Properties of epoxy nanodielectrics*", IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp. 1 – 4, 2010.

[114] Z. Li, K. Okamoto, Y. Ohki, T. Tanaka, "*Effect of Nano-fillers Addition on Partial Discharges Resistance and Dielectric Breakdown Strength of Micro-Al_2O_3/Epoxy composite*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 17, No. 3, pp. 653 – 661, 2010.

[115] A. Krivda, T. Tanaka, M. Frechette, J. Castellon, D. Fabiani, GC . Montanari, R. Gorur, P. Morshuis, S. Gubanski, J. Kindersberger, A. Vaughn, S. Pélissou, Y. Tanaka, L.E. Schmidt, G. Iyer, T. Andritsch, J. Seiler and M. Anglhuber, «*Characterization of Epoxy Microcomposite and Nanocomposite Materials for Power Engineering Applications*», IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 28, No. 2, pp. 38-51, March/April 2012.

[116] C. Meichsner, T. Clark, P. Groeppel, B. Winter, B. Butz and E. Spiecker, "*Formation of a Protective Layer During IEC(b) Test of Epoxy Resin Loaded with Silica Nanoparticles*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 3, pp. 786-792, June 2012.

[117] T. Imai, G. Komiya, K. Murayama, T. Ozaki, F. Sawa T. Shimizu, "*Improving Epoxy-Based Insulating Materials with nanofillers toward Practical Application*", IEEE Int. Sympos. Elect. Insul., ISEI, pp. 201- 204, 2008.

[118] P. Preetha, M. J. Thomas, "*Partial Discharge Resistant Characteristics of Epoxy Nanocomposites*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 18, No.1, pp. 264 – 274, 2011

[119] M. Kozako, N. Fuse, Y. Ohki, T. Okamoto, T. Tanaka, "*Surface degradation of polyamide nanocomposites Caused by Partial Discharges Using IEC(b) Electrodes*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 11, No. 5, pp. 833 – 839, 2004.

[120] J.V. Vas, B. Venkatesulu, M.J. Thomas, "*Tracking and Erosion Resistance of Silicone Rubber Nanocomposites under Positive and Negative dc Voltages*", IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp. 1 – 4, 2010.

[121] J.V. Vas, B. Venkatesulu, M.J. Thomas, "*Tracking and Erosion Resistance of ilicone Rubber Nanocomposites under DC Voltages of Both Polarities*", IEEE Trans. Dielec. Electr. Insul., Vol. 19, No. 1, pp. 91-98, February 2012.

[122] Norme ASTM D2303, "*Standard Test Methods for Liquid-Contaminant, Inclined-Plane Tracking and Erosion of Insulating Materials*", 2004.

[123] B. Venkatesulu and M. Joy Thomas, "*Erosion Resistance of Alumina filled Silicon Rubber Nano-composites*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol 17, No. 2, pp 615-624, 2010.

[124] R. A. Ghunem, S. H. Jayaram, E.A. Cherney, "*Erosion of Silicone Rubber Composites in the AC and DC Inclined Plane Tests*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 20, No. 1, pp. 229-236, 2013.

[125] I. Ramirez, E.A. Cherney, S. Jarayam, «*Comparison of the Erosion Resistance of Silicone Rubber and EPDM Composites Filled with Micro Silica and ATH*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 1, pp. 218-224, February 2012.

[126] E. Ehsani, H. Borsi, E. Gockenbach, G. R. Backshandeh and J. Morshedian, «*Modified Silicone Rubber for Use as High Voltage Outdoor Insulators*», Advances in Polymers Technology, Vol. 24, No. 1, pp. 51-61, 2005.

[127] T. Zhao, R.A. Berstorf, «*Ageing Tests of Polymeric Housing Materials for Non-ceramic Insulators*», IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 14, No. 2, pp. 26-33, 1998.

[128] L. H. Meyer, S. Jayaram and E.A. Cherney, «*The Role of Inorganic Fillers in Silicone Rubber for Outdoor Insulation – Alumina Tri-Hydrate or Silica*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 20, No. 4, pp. 13-21, 2004.

[129] Y. Xu, Y. He, F. Zeng, R. Zhang, «*Aging in EPDM used for Outdoor Insulation*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 6, No. 1, pp. 60-65, 1999.

[130] B.X. Du, J.W. Zhang, L. Gu, M. J. Tu, Z. Q. Wang and D.M. Du, «*Application of Nonlinear Methods in Tracking Failure Test of Silicone Rubber Nanocomposite*», Int. Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp. 600-603, 2010.

[131] W. E. Shu, J.J. Guo, «*Water Treeing in Low Voltage Cables*», IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 29, No.2, pp. 63-68, March/April 2013.

[132] K.S. Shah, R.C. Jain, V. Shrinet, A.K. Singh and D.P. Bharambe, «*High Density Polyethylene (HDPE) Clay Nanocomposite for Dielectric Applications*», IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 16, No.3, pp. 853-861, June 2009.

[133] S.V. Nikolajevic, «*The Influence of the water on water absorption and density of XLPE cable insulation*», IEEE Trans. Power Deliv., Vol. 13, No. 2, pp. 297-303, April 1998.

[134] E. Richaud, J. Verdu, "*Vieillissement chimique des polymères*", Techniques de l'Ingénieur, rubrique Propriétés générales des plastiques, AM 3151, juillet 2011.

[135] E. Felder, «*Usures des polymères – Aspects thermiques et applications*», Techniques de l'Ingénieur, rubrique Propriétés générales des plastiques, AM 3136, juillet 2005.

[136] J.K. Lancaster, "*Estimation of the limiting Pv relationships for thermoplastics bearing materials*", Tribology 4, p. 82-86, mai 1971.

[137] T. Tanaka (CIGRE WG D1.24), "*Polymer Nanocomposites-Fundamentals and Possible Applications to Power Sectors*", CIGRE Technical Brochure, No. 451, pp. 116, 2011.

[138] T. Tanaka, M. Frechette, G.C. Montanari, Y. Tanaka, Y. Ohki, A. Bulinski, S. Gubanski, M. Nagao, S. Pélissou, C.W. Reed, J. Castellon, J. Kindersberger, P. Morshuis, A. Vaughan, S. Sutton and S.J. Han, "*Dielectric Properties of XLPE/SiO2 Nanocomposites Based on CIGRE*

WG D1.24 Cooperative Test Results", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 18, No.5, pp. 1484-1517, October 2011.

[139] B. Mortegne, "*Vieillissement des composites – Evolution des propriétés et modélisation*", Techniques de l'Ingénieur, rubrique Corrosion et vieillissement : phénomènes et mécanismes, COR 113, juillet 2005.

[140] C. Calebrese, J. K. Nelson, L.S. Schadler and D. Schweickart, "*Polyamideimide-alumina nanocomposites for high temperatures*", Int. Conf. Sol. Dielec., pp. 1-4, 2010.

[141] L. S. Schadler, J.K. Nelson, C. Calebrese, A. Travelpiece and D. L. Schweickart, "*High Temperatures Breakdown Strength and Voltage Endurance characterization of nanofilled Polyamideimide*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 6., pp. 2090-2101, December 2012.

[142] M. Ganem, B. Mortaigne, V. Bellenger, J. Verdu, "*Hydrolytic ageing of vinylester materials – Part 2 – Ageing of networks*", Polymer Networks and Blends, Vol. 4 No. 3-4, pp. 115-122, 1994.

[143] B. Mortaigne, V. Bellenger, J. Verdu, "*Hydrolysis of styrene crosslinked unsaturated polyesters. Effect of chain ends*", Polymer Networks and Blends, Vol. 2, No.4, pp. 187-195, 1992.

[144] L. Hui, J.K. Nelson, L. S. Schadler, «*Hydrothermal aging of XLPE/silica nanocomposites*», IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp. 1 – 4, 2010.

[145] L. Hui, J.K. Nelson, L. S. Schadler, «*The influence of moisture on the electrical performance of XLPE/silica nanocomposites*», IEEE Int. Conf. Sol. Dielec. (ICSD), pp. 1 – 4, Potsdam (Germany), juillet 2010.

[146] P. Rain, E. Brun, C. Guillermin, S. Rowe, "*Hygrothermal Ageing of a Filled Epoxy Resin: Measurement of the Insulation properties and Qualitative Models*", IEEE Int. Conf. Sol. Dielec (ICSD), pp. 1 – 4, Potsdam (Germany), 2010.

[147] Z.A. Mohd Ishak, J.P. Berry, "*Effect of moisture absorption on the dynamic mechanical properties of short carbon fiber reinforced nylon 6,6*", Polym. Compos., Vol. 15, No. 3, pp. 223-230, 1994.

[148] Z.A. Mohd Ishak, J.P. Berry, "*Hygrothermal aging studies of short carbon fiber reinforced nylon 6,6*", J. Appl. Polym. Sci., Vol. 51, No. 10, pp. 2145-2155.

[149] I. Pires, "*Aging in antifreeze of glass fiber reinforced polyamide*", PhD thesis, University of Montpellier 2, 2000.

[150] T. Czigany, Z.A. Mohd Ishak, T. Heitz, J. Karger-Kocsis, "*Effect of hygrothermal aging on the fracture and failure behavior in short glass fiber-reinforced, toughened poly(butylene terephthalate) composites*", Eur. Polym. J., Vol. 37, No. 8, pp. 1635-1647, 2001.

[151] Z.A. Mohd Ishak, A. Ariffin, R. Senawi, "*Effect of hygrothermal aging and a silane coupling agent on the tensile properties of injection molded short glass fiber reinforced poly(butylene terephthalate) composites*". Eur. Polym. J., Vol. 37, No. 8, pp. 900-909, 1996.

[152] T. Barany, J. Karger-Kocsis, T. Czigany, "*Effect of hygrothermal aging on the essential work of fracture response of amorphous poly(ethylene terephthalate) sheets*", Polym. Degrad. Stab, Vol. 82, No. 2, pp. 271-278, 2003.

[153] D. K. Yang, W.J. Koros, H.B. Hopfenberg, V.T. Stannett, "*The effects of morphology and hygrothermal aging on water sorption and transport in Kapton® polyimide*", J. Appl. Polym. Sci., Vol. 31, No. 6, pp. 1619-1629, 1986.

[154] M-H Han, J. A. Nairn, "*Hygrothermal aging of polyimide matrix composite laminates*", Compos Part A – Appl. S., Vol. 31, No. 6, pp. 979-986, 2003.

[155] M. P. Foulc, A. Bergeret, L. Ferry, P. Ienny and A. Crespy, "*Study on hygrothermal ageing of glass fibre reinforced PET composites*", Polym. Deg. Stabl., Vol. 89, No. 3, pp. 461-470, 2005.

[156] A. Ballara, J. Verdu, "*Physical aspects of the hydrolysis of polyethylene terephthalate*", Polym. Degrad. Stab, Vol. 26, No. 4, pp. 361-374, 1989.

[157] J. Mercier, A. Bunsell, P. Castaing, J. Renard, "*Characterization and modeling of aging of composites*", Comp. Part A – Appl. Sci. Manuf., Vol. 39, No. 2, pp. 428-438, 2008

[158] P. Bonniau, A.R. Bunsell, "*A comparative study of water absorption theories applied to glass epoxy composites*", J. Compos. Mater, Vol. 15, No. 3, pp. 272-293, 1981.

[159] Y. J. Weitsman, Y.J. Guo, "*Correlation between fluid-induced damage and anomalous fluid sorption in polymeric composites*", Compos. Sci Technol, Vol. 62, No. 6, pp. 889-908, 2002.

[160] W.T. Starr, "*Polymer outdoor insulation*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 25, No. 1, pp. 125 - 136, 1990.

[161] R. Hackam, "*Outdoor HV Composite Polymeric Insulator*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 6, No. 5, pp. 557 – 585.

[162] T. Tanaka, T. Iizuka, "*Generic PD Resistance Characteristics of Polymer Nanocomposites*", IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), pp. 1 – 4, 2010.

[163] M. Kozako, S. Kuge, T. Imai, T. Ozaki, T. Shimizu and T. Tanaka, "*Surface Erosion due to Partial Discharges on Several Kinds of Epoxy Nanocomposites*", Annual Rep. IEEE-CEIDP, pp.162-165,2005.

[164] T. Tanaka, "*Promising Characteristics of Nanocomposite Dielectrics*", Proc. ICPADM2 2006, pp.12-22, 2006.

[165] T. Yazawa, T. Imai, T. Ozaki, T. Shimizu and T. Tanaka, "*Frequency-accelerated PD Aging of Some Nano-micro Mixed Composites*", Proc. IEEJ FM-Society national Convention, No. JK3-6, p.45, 2006.

[166] T. Tanaka, Y. Ohki, M. Ochi, M. Hara and T. Imai, "*Enhanced Partial Discharge Resistance of Epoxy/Clay Nanocomposite Prepared by Newly Developed Organic Modification and Solubilization methods*", IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul., Vol. 15, No. 1, pp. 81-89, 2008.

[167] P. Maity, S. Basu, S. V. Kasisomayajuna, V. Parameswaran S. Batu and N. Gupta, "*Improvement in Surface Degradation Properties of Polymer Composites due to Pre-processed Nanometric Alumina Fillers*", IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul., Vol. 15, No. 1, pp. 63-72, 2008.

[168] S. Raetzke, Y. Ohki, T. Imai, T. Tanaka, J. Kindersberger, "*Tree Initiation Characteristics of Epoxy Resin and Epoxy/Clay Nanocomoposite*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 16, No. 5, pp. 1473- 1480, 2009.

[169] T. Tanaka, S. Kuge, M. Kozako, T. Imai, T. Ozaki and T. Shimizu, "*Nano Effects on PF Endurance of Epoxy Nanocomposites*", Proc. ICEE, No. ME1-01, pp.4, 2006.

[170] Y. Chen, T. Imai, Y. Ohki and T. Tanaka, "*Tree Initiation Phenomena in Nanostructured Epoxy Composites*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 17, No. 5, pp. 1509-1515, October 2010.

[171] P. Cognard, "*Résistance chimique et à la corrosion des composites*", Techniques de l'Ingénieur, rubrique Matériaux : résistance à la corrosion et au vieillissement, COR 500.

[172] C. Jin, P.A. Christensen, T.A. Egerton, E.J. Lawson, J.R. White, "*Rapid measurement of polymer photo-degradation by FTIR spectrometry of evolved carbon dioxide*", Polymer Degradation and Stability, Vol. 91, No. 5, pp. 1086-1096, May 2006.

[173] N. Grassie, M. I. Guy, N. H. Tennent, «*Degradation of epoxy polymers: 3—Photo-degradation of bisphenol-A diglycidyl ether*», Polymer Degradation and Stability, Vol. 13, No. 3, pp. 249-259, 1985.

[174] D. Roso, N. Constantin, L. Rosu, « *Effect of UV radiation on photolysis of epoxy maleate of bisphenol A*», Journal of Photochemistery and Photobiology A, Vol. 177, pp. 218-224, 2006.

[175] V. Ollier-Duréault, B. Gosse, "*Photo-oxidation and electrical ageing of Anhydride-cured Epoxy Resins*", IEEE Trans. Diele. Elect. Insul., Vol. 5, No. 6, pp. 935 – 943, 1998.

[176] A. Haddad, R.T. Waters, H. Griffiths, K. Chrzan, N. Harid, P. Sarkar and P. Charalampidis, "*A New Approach to Anti-fog design for Polymeric Insulators*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 17, No. 2, pp. 343 – 350, April 2010.

[177] Norme internationale CEI 60243 – 1, « *Rigidité diélectrique des matériaux isolants – Méthodes d'essais. Partie 1 : essais aux fréquences industrielles* », janvier 1998.

[178] Norme CEI 60296, «*Spécification des huiles minérales isolantes neuves pour transformateurs et appareillage de connexion*», 1982.

[179] I-U Khan, Z. Wang, I. Cotton and S. Northcote, "*Dissolved Gas Analysis of Alternative Fluids for Power Transformers*", IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 23, No. 5, pp. 5-14, September/October 2007.

[180] C. Perrier and A. Béroual, "*Experimental Investigations on Insulating Liquids for Power Transformers: Mineral, Ester, and Silicon Oils*", IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 25, No. 6, pp. 6-13, November/December 2009.

[181] C. Perrier, M. Marugan and A. Béroual, "*DGA Comparison between Ester and Mineral Oils*", IEEE Trans. Dielec. Elect. InsuL;, Vol. 19, No. 5, pp. 1609-1614, October 2012.

[182] M. Duval, "*A Review of Faults Detectable by gas-in-oil Analysis in Transformers*", IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 18, No. 3, pp. 8-17, August 2002.

[183] NF EN 50483-6, «*Prescriptions relatives aux essais des accessoires pour réseaux aériens basse tension torsadés – Partie 6 : essais d'environnement*», Juillet 2009.

[184] A. Abbasi, A. Shayegani and K. Niayesh, "*Pollution Performance of HVDC SiR Insulators at Extra Heavy Pollution Conditions*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 21, No. 2, pp. 721-728, April 2014.

[185] L. Yang, Y. Hao and L. Li, "*Comparison of Pollution Flashover Performance of Porcelain Long Rod, Disc Type, and Composite UHVDC Insulators at High Altitudes*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 3, pp. 1053-1059, 2012.

[186] W. G. Standring, M.A., D. N. Browning, R. C. Hughes, B.Sc, and W. J. Roberts, "*Impulse flashover of air gaps and insulators in the voltage range 1 – 2.5 MV*", IEE Proc., Vol. 110, No. 6, pp. 1082 – 1088, 1963.

[187] N.L. Allen and M. El-Naili, "*Impulse breakdown of insulators and air gaps of similar electrode configurations – Effect of temperature*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 1, No. 6, pp. 1148 – 1155, 1994.

[188] X. Jiang, B. Dong, Q. Hu, F. Yin, Z. Xiang and L. Shu, "*Effect of Ultrasonic Fog on AC Flashover Voltage of Polluted Porcelain and Glass Insulators*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 20, No. 2, pp. 429 – 434, April 2013.

[189] Z. Zang, X. Jiang, C. Sun, J. Yuan and Y. Zhang, "*Comparison of the AC Pollution Flashover Characteristics of Insulators Under Two Different Pollution Manners*", Proc. Chinese Soc. Elect. Eng. (CSEE), Vol. 26, pp. 124-127, 2006 (in Chinese).

[190] R. Matsuoka, H. Shinokubo, K. Kondo, Y. Mizuno, K. Naito, T. Fujimura and T. Terada, "*Assessment of Basic Contamination Withstand Voltage Characteristics of Polymer Insulators*", IEEE Trans. Pow. Del., Vol. 11, pp. 1895-1900, 1996.

[191] X. Jiang, J. Hu and Y. Liang, "*Pollution Flashover Performance of Short Sample for 750kV Composite Insulators*", IEEE Int. Symp. Elect. Insul. (ISEI), Indianapolis, USA, pp. 19-22, 2004.

[192] A. Krivda, L.E. Schmidt, X. Kornmann, H. Ghorbani, A. Ghorbandaeipour, M. Eriksson, and H. Hilborg, "*Inclined-Plane Tracking and Erosion Test According to the IEC 60587 Standard*", IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 25, No. 6, pp. 14-22, 2009.

[193] A.H. El-Hag, L. H. Meyer and A. Naderian, "*Experience With Salt-Fog and Inclined-Plane Tests for Aging Polymeric Insulators and Materials*", IEEE Elect. Insul. Mag., Vol. 26, No. 2, pp. 42-50, 2010.

[194] Norme Internationale CEI 61109, "*Composite Insulators for A.C. Overhead Lines with a Nominal Voltage Greater than 1000 V, Definitions, Test Method and Acceptance Criteria*", 1992.

[195] S.W. Jee, C-H. Lee and K-S. Lee, "*Signal Analysis Methods to Distinguish Tracking Process Using Time-Frequency Analysis*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 16, No. 1, pp. 99-106, February 2009.

[196] B. X. Du, "*Discharge energy and dc Tracking Resistance of Inorganic Insulating Materials*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 8, No. 6, pp. 897-901, December 2001.

[197] L.V. Larsen, "*Formula for Analysis of Data in the Comparative Tracking Index Test*", Insulating/Circuits, pp. 27-29, 1996.

[198] S. Kobayashi and S. Yasufuku, "*Polymeric Materials Encyclopedia*", CRC Press, Inc, New York, pp. 1781-1787, 1996.

[199] D.A. Bollinger, S.A. Boggs, "*The Chemistery of Interfacial Tracking*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 3, pp. 996-1006, June 2012.

[200] M.S.A.A. Hammam, S. Ochiadi and C. Burns, "*Effects of 50% Flashover Voltage due to Accumulated Charge on the Surface of Polymeric Insulators*", 3rd IEEE Conf. Prop. Appl. Diel. Mat., Tokyo (Japan), pp. 981-984, 1991.

[201] S.G.J. Ehnberg and H.J.M. Blennow, "*Effects of Surface Charge Accumulation on Impulse Flashover Voltage on Silicone Rubber Surface*", 13th Int. Sympos. High. Volt. Eng. (ISHVE), Delft (Netherlands), pp. 242, 2003.

[202] J. Blennow and T. Sörqvist, "*Effect of Surface Flashover Voltage of Polymer Materials*", 19th Nordic Insul. Symp. (NORD-IS), Trondheim (Norway), pp. 262-265, 2005.

[203] S. Kumara, S. Alam, I.R. Hoque, Y.V. Sedyuk and S.M. Gubanski, "*DC Flashover Characteristics of a Polymeric Insulator in Presence of Space Charges*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 3, pp. 1084-1090, June 2012.

[204] M. Darveniza, T.K. Saha, M.A. Leijon and S. Wright, "*Effects of Deposited Charge on Impulse Test Techniques for polymeric Insulators*", CIGRE 200-11, 2001.

[205] A. Krivda, T. Tanaka, M. Frechette, J. Castellon, D. Fabiani, G.C. Montanari, R.S. Gorur, P. Morshuis, S. Gubanski, J. Kindersberger, A. Vaughn, S. Pélissou, Y. Tanaka, L.E. Schmidt, G. Iyer, T. Andritsch; J. Seiler and M. Anglhuber, "*Characterization of Epoxy Microcomposite and Nanocomposite Materials for Power Engineering Applications*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 28, No. 2, pp. 38-51, March/April 2012.

[206] D.KD. Gupta and K. Joyner, "*On the nature of absorption currents on polyethylene terephthalate (PET)*", J. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 9, pp. 829-840, 1976.

[207] A. Winter, J. Kindersberger, "*Stationary Resistive Field Distributions along Epoxy Resins Insulators in Air Under DC Voltage*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 5, pp. 1732-1739, October 2012.

[208] A. Cavallini, S. Chandrasekar, G.C. Montanari and F. Puletti, «*A Novel Approach for the Inference of Insulator Pollution Severity*», IEEE Int. Symp. Elet. Insul. (ISEI), Toronto (Canada), pp. 114-117.

[209] I.A. Metwally, A. Al-Maqrashi, S. al-Sumry and S. Al-Harthy, "*Performance improvement of 33kV line-post insulators in harsh environment*", Elect. Pow. Sys. Res., Vol. 76, pp. 778-785, 2006.

[210] M. H. Nazemi and V. Hinrichsen, "*Experimental Investigations on Water Droplet Oscillation and Partial Discharge Inception Voltage on Polymeric Insulating Surfaces under the*

influence of AC Electric Field Stress", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 20, No. 2, pp. 443-453.

[211] H. Zang and R. Hackam, "*Electrical Surface Resistance, Hydrophobicity and Diffusion Phenomena*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 6, No. 1, pp. 73-83, February 1999.

[212] B.X. Du and J. Li, "*Electrified Droplet on Corona-charged Surface of Silicone Rubber/SiO2 Nanocomposite*", IEEE Transd. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 6, pp. 2073-2080, December 2012.

[213] T. Braunsberger, A. Dziubek and M. Kurrat, "*Water Drop Corona on Hydrophobic Epoxy*", 8th IEEE Int. Conf. Sol. Dielec. (ICSD), Toulouse (France), Vol. 1, pp. 439-442, 2004.

[214] M. Lévesque, E. David, C. Hudon and M. Bélec, "*Contribution of Humidity to the evolution of Slot Partial Discharges*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 1, pp. 61-75, February 2012.

[215] Y. Liu and B.X. Du, "*Reccurent Plot Analysis of Leakage Current on Flashover Performance of Rime-iced Composite Insulator*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 17, No. 2, pp. 465-472, 2010.

[216] O. Fujii, K. Honsali, Y. Mizuno and K. Naito, "*Vibration of a Water Droplet on a Polymeric Insulating Materials Subjected to AC Voltage Stress*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 17, No. 2, pp. 566-571, 2010

[217] I.J.S. Lopes, Sh. H. Jayaram and E.A. Cherney, "*A Study of Partial Discharges from Water Droplets on a Silicone Rubber Insulating Surface*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 8, No. 2, pp. 262-268, 2001.

[218] A.M. Imano, "*AC Discharges Current Characteristics and LI Flashover Field Intensity of Water Droplets on Insulated Solid Surface*", J. Elect. Eng., Vol. 60, No. 1, pp. 24-28, 2009.

[219] H. Gao, Zh. Jia, Y. Mao, Zh. Guan and L. Wang, "*Effect of Hydrophobicity on Electric Field Distribution and Discharges along Various Wetted Hydrophobic Surfaces*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 15, No. 2, pp. 435-443, 2008.

[220] H. Deng, Zh. He, J. Ma, Y. Xu, J. Liu and R. Guo, "*Initiation and Propagation of Discharge in Liquid Droplets: Effect of Droplet Size*", IEEE Trans. Plasma Sci., Vol. 38, No. 12, pp. 3282-3288, 2010.

[221] S.B. Sample and B. Raghupathy, "*Quiescent Distorsion and Resonant Oscillations of Liquid Drop in an Electric Field*", Int'l, J. Eng. Sci., Vol. 8, pp. 97-109, 1970.

[222] B.X. Du, T. Han, X. X. Cheng, J. Li, Z.L. Ma, "*Characterization of Surface Discharge as Indicator for Hydrophobicity Evaluation of Silicone Rubber Insulators*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 5, pp. 1708-1714, 2012.

[223] Z.D. Jia, H.F. Gao, "*Study of the hydrophobic transfer based on the theory of absorption and cohesion*", 7th ICPADM, Nagoya, Japan, pp. 162-166, June 2003.

[224] H. Deng, R. Hackam and E.A. Cherney, "*Influence of thickness substrate type, amount of silicone fluid and solvent type on the electrical performance of RTV silicone rubber coatings*", IEEE Trans. Pow. Del., Vol. 11, pp. 431-443, January 1996.

[225] B. Pinnangudi, R.S. Gorur and C.D. Poweleit, "*Degradation Dynamics of Polymeric Housing Materials Used for H.V. Line and Station Apparatus*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 14; No. 5, pp. 1215-1223, October 2007.

[226] Y. C Cheng, Z-B. Wang, Y. Chen, G-D Meng, M. Ding, W. Lu, K. Wu and X. Chen, "*Study on the Pulsed Vacuum Surface Flashover Charcateristics of Epoxy Composites with Micro TiO_2 and Al_2O_3-$3H_2O$*", Int. Conf. Sol. Dielec., pp. 1-4, Potsdam (Germany), July 4-9, 2010.

[227] Y. Xu, Y. He, F. Zeng, "*Aging in EPDM used for outdoor insulation*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 6, pp. 60-65, 1999.

[228] L. Meyer, S. Jayaram and E.A. Cherney, "*Thermal Conductivity of Filled Silicone Rubber and its relationship to erosion resistance in the inclined plane test*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 11, pp. 620-630, 2004.

[229] J-P. Habas, J-M. Arrouy and F. Perrot, "*Effects of Electric Partial Discharges on the Rheological and Chemical Properties of Polymers Used in HV Composite Insulators after Railway Service*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 16, No. 5, pp. 1444-1454, October 2009.

[230] M. Billings, A. Smith and R. Wilkins, "*Tracking in Polymeric Insulation*", IEEE Trans. Elec. Insul., Vol. 2, No. 3, pp. 131-137, 1967.

[231] F. Torelli, "*Partial Discharges in solid dielectrics*", Electrotechnika, Vol. 57, pp. 289-294, 1970.

[232] M. A. Bagirov, V.P. Malin and N.Y. Gazoryan, "*Breakdown of polymer dielectric discharges caused by oxidative-thermal degradation of their macromolecules*", Izv. Akad. Nauk. Azerb. SSR, Ser. Fiz-Tekh. Mater. Nauk. Vol. 3, pp. 3-14, 1970.

[233] A. Holmström and E. Sörvik, "*Thermal Degradation of PE*", J. Appl. Polym. Sci., Vol. 18, pp. 3153-3178, 1974.

[234] I. McNeill and D. Neil, "*Degradation of Polymer mixtures-III*", Europ. Polym. J., Vol. 6, pp. 569-583.

[235] R. R. Stromberg, S. Strauss and B.G. Achhammer, "*Thermal decomposition of PVC*", J. Polym. Sci., Vol. 35, pp. 355-368, 1959.

[236] C. Birladeanu, C. Vasile and I. Schneider, "*Kinetics of thermal and thermal-oxidative breakdown of PET*", Makromol. Chem., Vol. 177, pp. 121-129, 1976.

[237] P.A. Spanninger, "*Thermoxidative degradation leading to gel in PET*.", J. Polym. Sci., Polym. Chem, Vol. 12, pp. 709-717, 1974.

[238] N. Annenkova, B.M. Kovarskaya, V.V. Gur'yanova, V.P. Pshenitsyna and N. N. Molotkova, "*High Temperature oxidation of polyimides*", Polym. Sci. USSR, Vol. A17, pp. 134-142, 1975.

[239] K. Okahashi, O. Hayashi, T. Imamura and K. Shibayama, "*Degradation mechanisms of mica-epoxy insulations*", Mitsubishi Denki Giho, Vol. 49, pp. 739-742, 1975.

[240] E. Polyakova, V. Chubarov, V.S. Aref'ev, Y. Zherdev and A. Korolev, "*Study of polymer breakdown using kinetic data of evolution gaseous products*", Polym. Sci. USSR, Vol. 14, pp. 2105-2111.

[241] R. Papko, V.S. Pudov, "*Study of thermal breakdown of PVC*", Polym. Sci. USSR, Vol. A16, pp. 1409-1413, 1974.

[242] M.P. Brash and T.S. Light, "*Study of thermal decomposition products of silica filled PTFE*", Appl. Spectros., Vol. 19, pp. 114-117, 1965.

[243] H. Jellinek and K. Takada, "*Toxic gas evolution from polymers: HCN from polyurethane*", J. Polym. Sci., Polym. Chem., Vol. 13, pp. 2709-2723, 1975.

[244] K.D. Wolter, J. F. Johnson and J. Tanaka, "*Degradation Products Analysis for Polymeric Dielectric Materials Exposed to Partial Discharges*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 13, No. 5, pp. 327-336, October 1978.

[245] I.L. Hosier, A.S. Vaughan and S.G. Swingler, "*The effects of Measuring Techniques and Sample Preparation on the Breakdown Strength of Polyethylene*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 9, No. 3, pp. 353-361, June 2002.

[246] D.M. Tu, W.B. Liu, G.P. Zhuang, Z.Y. Liu and K.C. Kao, "*Electric Breakdown under Quasi-uniform Field Conditions and Effect of Emission Shields in Polyethylene*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 24, pp. 581-590, 1989.

[247] M-B. Fatmi, A. Bui, C. Boisdon and P. Vuarchex, "*PPS Electrical Properties for Power Transformers*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 5, No. 4, pp. 618 - 621, August 1998.

[248] M.T. Shaw and S.H. Shaw, "*Water Treeing in Solid Dielectrics*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 19, No. 5, pp. 419-452, October 1984.

[249] L.A. Dissado and J.C. Fothergill, *Electrical degradations and breakdown in polymers*, IET Mat. Dev. Series 9, Peter Peregrinus Ltd, 1992.

[250] L.A. Dissado, S.V. Wolf and J.C. Fothergill, "*A study of the factor Influencing Water Tree Growth*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 18, No. 6, pp. 565-585, 1983.

[251] R. Patsch, "*On Tree-inhibition in Polyethylene*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 14, No. 4, pp. 200-206,1979.

[252] F. Kato, M. Matsushita, S. Omori and Y. Ohki, "*Effect of Endothermic Reaction Associated with Glass Transition on Breakdown Strength of Biodegradable Polymer Films*", IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), Kansas City (USA), 15-18 October, pp. 241-244, 2006.

[253] R. Bartnikas, "*Performance Characteristics of Dielectrics in the Presence of Space Charge*", IEEE trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 4, No. 5, pp. 544-557, October 1997.

[254] H. Illiaz, G. Chen and P.L. Lewin, "*Partial Discharges Behavior within a Spherical Cavity in a Solid Dielectric Material as a Function of Frequency and Amplitude of the Applied Voltage*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 18, No. 2, pp. 432-443, April 2011.

[255] A.C. Ashcraft, R.M. Eichhorn and R.G. Shaw, "*Laboratory Studies of Treeing in Solid Dielectrics and Voltage Stabilization of Polyethylene*", IEEE Int. Symp. Elect. Insul., Montreal (Canada), pp. 213-218, 1976.

[256] T. Imai, F. Sawa, T. Nakano, T. Ozaki, T. Shimizu, M. Kozako and T. Tanaka, "*Effects of Nano-and Micro-filler Mixture on Electrical Insulation Properties of Epoxy Based Composites*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 13, No. 1, pp. 319-326, February 2006.

[257] S. Ul Haq and G.R. Gorur, "*DC Breakdown Characteristics of High Temperature Polymer Films*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 13, No. 4, pp. 917-926, August 2006.

[258] J.V. Champion and S.J. Dodd, A. S. Vaughan and Y. Zhao, "*The effect of voltage, Temperature and Morphology on Electrical Treeing in Polyethylene Blends*", 8th IEE Int. Conf. Dielec. Mat. Meas. And Appli., Edinburgh (Scotland), 17-21 September, pp. 35-40, 2000.

[259] N. Klein, "*Electrical breakdown of insulators by one-carrier impact ionization*", J. Appl. Phys., Vol. 53, No. 8, pp. 5828 – 5839, August 1982.

[260] S. Yasafuku and M. Todoki, "*Dielectric and Thermoanalytical Behavior of Poly (phénylène Sulfide) Polymers*", IEEE Trans. EI, Vol. 28, pp. 309-314, 1993.

[261] M. Mourgues-Martin, A. Barnés and C. Lacabane, "*Thermally Stimulated Current Study of Amorphous Oriented PPS*", IEEE Trans. EI, Vol. 27, pp. 795-800, 1992.

[262] G.C. Montanari, G. Mazzanti, L. Simoni, "*Progress in Electrothermal life Modeling of Electrical Insulation during the Last Decades*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 9, No. 5, pp. 730-745, October 2002.

[263] D. M. Hepburn, I. J. Kemp, A.J. Shields and J. Cooper, "*Degradation of epoxy resin by partial discharges*", IEE Proc.-Sci. Meas. Technol., Vol. 147, pp. 97-104, 2000.

[264] D. Bouguedad, O. Jbara, S. Rondot, A. Mekhaldi and A. Hadjadj, "*Investigation of Accelerated Thermal Aging of EPDM Polymer By Electric Tests in Air and By Means of a SEM Technique in High Vacuum*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 3, pp. 981-989, June 2012.

[265] L. Simoni, "*A General Approach to the Endurance of Electrical Insulation under Temperature and Voltage*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 16, No. 2, pp. 277-289, 1981.

[266] G. Mazzanti and G.C. Montanari, "*A Comparison Between XLPE and EPR as Insulating Materials for HV cables*", IEEE Trans. Power Del., Vol. 12, No. 1, pp. 15-28, 1997.

[267] M. Schaible, H. Hayden and J. Tanaka, "*Chemical Changes Created by High Energy Ions in Polyethylene*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 22, No. 6, pp. 699-708, 1987.

[268] J. Tanaka, "*Insulation Aging Studies by Chemical Characterization*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 15, No. 3, pp. 201-205, 1980.

[269] G.C. Montanari, "Notes on Theoretical and Practical Aspects of Polymeric Insulation Aging", Dielec. Elect. Insul. Mag., Vol. 29, No. 4, pp. 34-44, 2013.

[270] A. Shimada, M. Sugimoto, H. Kudoh, K. Tamura and T. Seguchi, "*Radiation Ageing Technique for Cable Life Evaluation of Nuclear Power Plant*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 5, pp. 1768-1773, October 2012.

[271] N. Rouha and A. Béroual, "*Physico-Chemical Diagnosis of EPDM Electrical Aging by tree phenomena*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 20, No. 5, pp. 1577-1583, October 2013.

[272] M.P. Foulc, A. Bergeret, L. Ferry, P. Ienny and A. Crespy, "*Study of hygrothermal ageing of glass fibre reinforced PET composites*", Poly. Degr. Stab., Vol 89, pp. 461-470, 2005.

[273] L. Li, N. Bowler, P.R. Hondred and M.R. Kessler, "*Statistical Analysis of Electrical Breakdown Behavior of Polyimide Following Degrading Processes*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 18, No. 6, pp. 1955-1962, December 2011.

[274] P. Rain, E. Brun, C. Guillermin and S. Rowe, "*Experimental Model of a quartz/epoxy interface submitted to a Hygrothermal Ageing: A Dielectric Characterization*", Int. Conf. Sol. Dielec., Potsdam (Germany), July 4-9, pp.1-4, 2010.

[275] L. Hui, J.K. Nelson and L.S. Schadler, "*Hydrothermal aging of XLPE/silica Nanocomposites*", IEEE Int. Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen., West Lafayette (USA), pp. 30-33, 2010.

[276] L. Vouyovitch, N.D. Alberola, L. Flandin, A. Beroual and J-L. Bessede, "*Dielectric Breakdown of Epoxy-Based Composites: Relative Influence of Physical and Chemical Aging*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol.13, No. 2, pp. 282-292, April 2006.

[277] C.M. Mangelsdorf and C.M. Cooke, "*Bulk Charging of Epoxy Insulation under DC Stress"*, IEEE Int. Symp. Elect. Insul., pp. 146-149, 1980.

[278] T. Nitta and K. Nakanishi, "*Charge Accumulation on Insulating Spacer for HVDC GIS*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 26, pp. 418-427, 1991.

[279] Al-Bawy and O. Farish, "*Charge Deposition on an insulating Spacer under Impulse Voltage Conditions*", Proc. IEE-A, Vol. 138, pp. 418-427, 1991.

[280] Y. Nakao, M. Naruse, H. Itoh, H. Suzuki, Y. Sakai and H. Tagashira, "*Influence of a sort and thikness of solid insulators on the propagation of the positive creepage discharge in transformer oil*", Trans. IEE Jpn, Vol. 116-4, No. 10, pp. 849-854, 1996.

[281] R. Hanaoka, T. Kohrin, T. Miyagawa and T. Nishi, "*Creepage Discharge Characteristics over solid-liquid interfaces with grounded side electrode*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 9, No. 2, pp. 308 – 315, 2002.

[282] L. Kebbabi and A. Beroual, "*Influence of the Properties of Materials and the Hydrostatic Pressure on Creepage Discharge Characteristics Over Solid/Liquid Interfaces*", IEEE Conf. Elect. Insul. Dielec. Phen. (CEIDP), Albuquerque, New Mexico, USA, 19-22 October 2003, pp. 293-296.

[283] A. Beroual and L. Kebbabi, "*Influence of the Voltage Waveform and Hydrostatic Pressure on morphology of Final Length of Discharges Propagating over Solid/liquid Interfaces*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 16, No. 6, pp. 1574-1581.

[284] M-L. Coulibaly, « *Caractérisation des décharges électriques se propageant aux interfaces gaz/solide – Relation entre propriétés des matériaux et dimension fractale* », Thèse de Doctorat soutenue à l'Ecole Centrale de Lyon, Juillet 2009.

[285] H. Okubo, M. Kanegami, M. Hikita and Y. Kito, "*Creepage Discharge Propagation in Air and SF_6 Gas Influenced by Surface Charge on Solid Dielectrics*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 1, No. 2, pp. 294-304, Avril 1994.

[286] P. Fracz, "*Measurement of Optical Signals Emitted by Surface Discharges on Bushing and Post Insulator*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 20, No. 5, pp. 1909-1914, Octobre 2013.

[287] N.C. Jaitly and T.S. Sudarshan, "*In-situ Insulator Surface Charge Measurements in Dielectric Bridged Vaccum Gaps Using and Electrostatic Probe*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 23, No. 2, pp. 261-273, 1988.

[288] T. Asokan and T. Sudarshan, "*Role of Coulombic Centers on insulaor Surface Breakdown Characteristics*", IEEE Trans. Elect. Insul., Vol. 27, No. 5, pp. 1040-1049, 1992.

[289] R.G. Bommakanti and T.S. Sudarshan, "*Trap Dominated Breakdown Processes in an Insulator Bridged Vacuum Gap*", J. Appl. Phys., Vol. 66, pp. 2091-2099, 1989.

[290] S. Grzybowski, J.E. Thompson and E. Kuffel, "*Electric Surface Strength and Surface Deterioration of Thermoplastics Insulator in Vacuum*", IEEE Trans. on Elect. Insul., Vol. 18, No. 3, pp. 301-309, June 1983.

[291] F. Hegeler, G. Masten, H. Krompholz and L.L. Hatfield, "*Current, Luminosity and X-ray Emission in the Early Phase of Dielectric Surface Flashover in Vacuum*", IEEE Trans on Plas. Sci., Vol. 21, No. 2, pp. 223-227, April 1993.

[292] L. Kebbabi and A. Beroual, "*Optical and Electrical Characterization of Creeping Discharges over Solid/Liquid Interfaces under Lightning Impulse Voltage*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 13, No. 3, pp. 565-571, June 2006.

[293] T. Takeda, H. Suzuki and T. Okamoto, "*Correlation Between Space Charge Distribution under DC Voltage and Dielectric Breakdown Properties in XLPE under Impulse Voltage Superposed onto DC Voltage*", Int. Symp. Elect. Insul. Mat. (ISEIM), pp. 493 – 496, Himeji, Japan, 19-22 November 2001.

[294] F.D.A. Boylett and B.G. Williams, "*Influence of space charge on corona growth in a positive point-plane gap in air subjected to a voltage impulse*", IEE. Proc., Vol. 115, No. 7, pp. 1024 – 1026, 1968.

[295] S. Shihab and R.J. Salm , "*Investigations into pre-discharges in a rod-plane gap under negative lightning impulse voltage*", 2nd Int. Conf. Prop. Appli. Dielec. Mat., Beijing (China), September 12-16, Vol. 1, pp. 178-181, 1988.

[296] J. Li, Z. Peng and X. Yang, "*Potential Calculation and Grading Ring Design for Ceramic Insulators in 1000 kV UHV Substations*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 19, No. 2, pp. 723-732, April 2012.

[297] J. Hrastnik and J. Pihler, "*Designing a New Post Insulator Using 3-D Electric-Field Analysis*", IEEE Trans Power Delivery, Vol. 24, pp. 1377-1381, 2009.

[298] T. Zhao and M. G. Comber, "*Calculation of Electric Field and Potential Distribution Along Nonceramic Insulators Considering the Effects of Conductors and Transmission Towers*", IEEE Trans. Power Delivery, Vol. 15, pp. 313-318, 2000.

[299] I. Sebestyn, "*Electric-Field Calculation for HV Insulators using Domain-Decomposition Method*", IEEE Trans. Magn., Vol. 38, pp. 1213–1216, 2002.

[300] C. Crowley, H. Hurwitz, M.V.K. Chari, J. D'Angelo and J. Berkley, "*Power Line Insulator Analysis and Design using finite elements and Infinitesimal Scaling*", IEEE Trans. Mag., Vol. 21 ,No. 6, pp. 2388-2391, 1985.

[301] V. Darrey, "*The Use of Finite Element Techniques to Optimize the Insulation Design of Power Transformers*", 6th IET Int. Conf. Dielec. Mat., Meas. Appl., 7-10 Sept, Manchester (United Kingdom), pp. 174-177, 1992.

[302] A. Khaligh and M. Vakilian, "*Power Transformers Internal Insulation Design Improvements Using Electric Field Analysis through Finite-Element Method*", IEEE Trans. Mag, Vol. 44, No. 2, pp. 273-278, 2008.

[303] X.W. Wu, N.Q. Shu; H.T. Lee and L. Li, "*Contact Temperature Prediction in Three-Phase Gas Insulated Bus Bars with the Finite-Element Method*", IEEE Trans. Mag., Vol. 50, No. 2, Article N°7006704, 2014

[304] I. Lu, X. Lin, J. Xu and S. Li, "*Numerical analysis of electric field for 1100kV disconnector in GIS based on two kinds of structures*", Int. Conf. Hi. Volt. Eng. Appl., Chongqing (China), November 9-13, pp. 527-530, 2008

[305] E. Volpov, "*Electric Field Modeling and Field Formation Mechanism in HVDC SF_6 Gas Insulated Systems*", IEEE Trans. Dielec. Elect. Insul., Vol. 10, No. 2, pp 204-215, 2003.

[306] N. G. Trinh, F.A.M. Rizk and C. Vincent, "*Electrostatic-Field Optimization of the Profile of Epoxy Spacers for Compressed SF_6 – Insulated Cables*", IEEE Trans. Pow. App. Syst., Vol. PAS-99, No. 6, pp. 2164 – 2174, 1980.

[307] D.Weida, T. Steinmetz and M. Clemens, "*Electro-Quasistatic High-Voltage Field Simulations of Insulator Structures Covered with Thin Resistive Pollution of Nonlinear Grading Material Layers*", Proc. of the 2008 IEEE Int. Pow. Mod. Conf. and H.V. Workshop, Las Vegas (USA), 2008, pp. 580-583.

[308] T. Steinmetz, N. Gödel, G. Wimmer, M. Clemens, S. Kurz and M. Bebendorf, "*Efficient Symmetric FEM-BEM Coupled Simulations of Electro-Quasistatic Fields*", IEEE Trans. on Magnetics, Vol. 44, No. 6, pp. 1346-1349, June 2008.

[309] J-M. Courty, "*Ondes électromagnétiques*", Notes de cours version 0.2, Université Pierre et Marie Curie.

[310] F. Rejiba, "*Modélisation de la propagation des ondes électromagnétiques en milieux hétérogènes – Application au Radar Sol –* ", Thèse de Doctorat d'Université (Géophysique appliquée), Université Pierre et Marie Curie, Paris VI.

[311] M. Ney, "*Bases de l'électromagnétisme*", Techniques de l'ingénieur, rubrique Electromagnétisme – Propagation, e 1020, août 2004.

[312] A. Wirgin and R. Deleuil, "*Theoretical and experimental investigation of a new type of blazed grating*", Rev. Opt. Vol. 59, No. 10, pp. 1348-1357, 1969.

[313] R. Petit, "*Diffraction d'une onde plane par un réseau métallique*", Rev. Opt., Vol 8, pp. 353-370, 1966.

[314] M. Nevière, R. Petit, and M. Cadilhac, "*About the theory of optical grating coupler waveguide systems*", J. Opt. Soc. Am. A, Vol.8, pp. 113-117, 1973.

[315] A-M. Armeanu, "*Simulation électromagnétique utilisant une méthode modale de décomposition en ondelette*", Thèse de Doctorat, spécialité : Micro et Nano électronique, Université de Grenoble, 23 avril 2012.

[316] R.F. Harrington, "*Field Computation by Moment Method*", Wiley- IEEE Press, 1993.

[317] M. Ney, "*Simulation électromagnétiques – Outils de conception*", Techniques de l'ingénieur, rubrique Electromagnétisme – Propagation, e 1030, août 2013.

dernière page de la thèse

AUTORISATION DE SOUTENANCE

Vu les dispositions de l'arrêté du 7 août 2006,

Vu la demande du Directeur de Thèse

Monsieur A. BEROUAL

et les rapports de

Monsieur J. MARTINEZ
Professeur - Université Paul Sabatier (UPS) - Laplace - 118 route de Narbonne - 31062 Toulouse cedex 9

Et de

Monsieur P. RAIN
Professeur - Université Joseph Fourier - Laboratoire de Génie Electrique de Grenoble (G2Elab)
25 rue des Martyrs - BP 166 - 38042 Grenoble cedex 9

Monsieur DOUAR Mohammed Adnane

est autorisé à soutenir une thèse pour l'obtention du grade de **DOCTEUR**

Ecole doctorale ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE

Fait à Ecully, le 11 décembre 2014

P/Le directeur de l'E.C.L.
La directrice des Etudes

ECOLE CENTRALE DE LYON
Service Scolarité
ECULLY

M-A. GALLAND

Mohammed Adnane DOUAR 15 déc. 2014 Thèse ECL 2014 – 46 Spécialité: **Génie Electrique**

RECHERCHE DE MATERIAUX ISOLANTS POUR LA CONCEPTION D'UNE NOUVELLE GENERATION DE CONNECTEURS ELECTRIQUES HAUTE TENSION – INFLUENCE DE LA POLLUTION SUR LES PHENOMENES DE DECHARGES PARTIELLES DU CONTOURNEMENT ET DE CLAQUAGE

Résumé

Dans le présent travail, nous abordons une problématique essentielle liée aux accessoires des lignes électriques et plus particulièrement au connecteur à perforation d'isolant (TTDC45501FA), commercialisé par la société Sicame située à Arnac-Pompadour (Corrèze). Ce produit permet d'effectuer des dérivations de courant en moyenne tension gainé HTA entre 15 et 25kV. Cependant, il devient nécessaire de concevoir une nouvelle génération de connecteurs capable de fonctionner à une tension de 52 kV en raison de la constante augmentation des besoins en électricité. Ainsi, l'objectif de la présente thèse est de faire, dans un premier temps, un choix approprié de matériaux isolants parmi des polymères thermoplastiques, thermodurcissables époxydes ou élastomères en EPDM. La partie expérimentale concerne, tout d'abord, la mesure de la tension de contournement, de l'activité des décharges partielles se propageant à la surface des matériaux isolants et de la tension de claquage, en tension alternative (A.C.). Pour cela, des échantillons polymères qui comportent des surfaces planes ou des surfaces pourvues de protubérances ont été moulés en vue de comparer leur comportement diélectrique en présence d'atmosphères polluées de type brouillard salin. Par la suite, l'étude et la caractérisation optique et électrique de décharges glissantes, se propageant en surface de divers matériaux polymères, en tension impulsionnelle (L.I.) pour les deux polarités (positive et négative) et pour deux types de champ électrique (normal et tangentiel) sont présentées pour le cas d'une interface solide/air. La mesure de la longueur finale et la visualisation de l'onde de courant sont les deux paramètres principaux pour différencier les caractéristiques des matériaux utilisés. L'ensemble des résultats de mesures a permis de sélectionner les résines époxydes cyclo-aliphatiques (CEP) comme candidates potentielles pour la conception d'une nouvelle génération de connecteurs. De plus, la simulation du champ électrique, sur le connecteur électrique (TTDC 45501FA) a permis d'aboutir à la proposition d'un prototype de connecteur présentant une nouvelle géométrie et pouvant fonctionner à 52kV.

Mots-clés : connecteur, polymère, contournement, gradient, décharges partielles (DP), surface plane, surface texturée, claquage, brouillard salin, modélisation, tension alternative, tension impulsionnelle.

RESEARCH OF INSULATING MATERIALS INTENDED TO THE CONCEPTION OF A NEW GENERATION OF HIGH VOLTAGE ELECTICAL CONNECTORS – INFLUENCE OF POLLUTION ON PARTIAL DISCHARGES AND FLASHOVER AND BREAKDOWN PHENOMENA

Abstract

In the present study, we deal with an essential problem related to electrical lines accessories and more particularly to piercing connectors (TTDC 45501FA) commercialized by a private company named Sicame and which is located in Arnac-Pompadour (Corrèze, France). This product/accessory is designed to provide power diversions on medium voltage live lines HVA operating between 15 and 25kV. However, it becomes required to design a new generation of piercing connectors able to operate on 52kV live lines because of the electrical power demands that are steadily increasing. Thus, the main objective of the present PhD thesis is to carry out an appropriate choice of insulating materials among several tested polymers such as thermoplastics and thermosetting epoxy resins and EPDM elastomers. The experimental sections focus on the measurements of flashover voltage and partial discharges activity propagating on polymeric surfaces and breakdown voltage within material bulks under A.C voltage. Polymeric samples with plane surfaces and textured surfaces are molded to compare their resistance to partial discharges when being subjected to polluted environments such as salt fog; these measurements are necessary to choose suitable materials for the required application to be integrated in the new generation of connectors. Then, the optical and electrical characterization results of creeping discharges propagating on several polymeric surfaces under lightning impulse (L.I.) voltage with its both polarities (positive and negative) and for two kinds of applied electric field (normal and tangential) are presented in the case of solid/air interfaces. Final length measurements of creepage discharges are the main parameter for distinguishing material properties. The obtained results allow us to point out the cycloaliphatic epoxy resins as potential candidates to the conception of a new generation of piercing connectors. In addition, the electric field simulation of the TTDC 45501FA connector is helpful to design a connector prototype with a new geometry able to work on 52kV.

Keywords: connector, polymer, flashover, gradient, partial discharges (PD), plane surface, textured surface, breakdown, salt fog, modeling, AC voltage, LI voltage.

Laboratoire AMPERE (CNRS UMR 5005)
http:/www.ampere-lab.fr

Direction de la Recherche
Prof. A. BEROUAL
Abderrahmane.Beroual@ec-lyon.fr

Ecole Centrale de Lyon
36 Avenue Guy de Collongue
69130 Ecully CEDEX (France)