

**Prédiction des propriétés électrique d'un composite  
aéronautique = Prediction of electrical properties of an  
aeronautic composite**

Arnaud Gillet, Philippe Olivier, Abir Al Maghribi, Ihab El Sawi

► **To cite this version:**

Arnaud Gillet, Philippe Olivier, Abir Al Maghribi, Ihab El Sawi. Prédiction des propriétés électrique d'un composite aéronautique = Prediction of electrical properties of an aeronautic composite. JNC16, Jun 2009, Toulouse, France. 10 p. hal-00430577

**HAL Id: hal-00430577**

**<https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00430577>**

Submitted on 9 Nov 2009

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

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

# Prédiction des propriétés électrique d'un composite aéronautique

## *Prediction of electrical properties of an aeronautic composite*

Arnaud Gillet, Philippe Olivier, Abir Al Maghribi et Ihab El Sawi

Laboratoire de Génie Mécanique de Toulouse,  
IUT Paul Sabatier, Dépt. GMP, 133c av. de Rangueil,  
31077 Toulouse cedex 4

agillet@iut-blagnac.fr  
philippe.olivier@iut-tlse3.fr  
abirmaghribi@maktoob.com  
ihab.el-sawi@iut-tlse3.fr

### Résumé

Dans ce papier, un modèle bidimensionnel de percolation électrique est utilisé pour prédire les propriétés électriques d'un composite unidirectionnel carbone-époxy. En outre, une expression analytique simple est proposée, et met en évidence les paramètres microstructuraux les plus influents.

Une simulation numérique de la séquence de rupture des fibres sous sollicitation uniaxiale monotone est associée à ce modèle pour évaluer l'influence de l'endommagement mécanique sur ces propriétés. Ces résultats sont exploités pour définir un critère d'état limite en conduction électrique pour le matériau.

Les modèles sont confrontés à des résultats tirés de la littérature, ainsi qu'à des essais menés au LGMT. Les premiers résultats sont satisfaisants, et mettent en évidence la difficulté de mesurer les paramètres microstructuraux.

### Abstract

In this paper, a bidimensional model of electrical percolation is used to predict electrical properties of unidirectional carbon-epoxy composites. A very simple analytical one is proposed, that emphasis the most influential microstructural parameters.

A numerical simulation of the sequence of breaking of fibers under uniaxial monotonous solicitation is linked to this model to assess the influence of mechanical damage on electrical properties. These results are exploited to define a criterion of limit state in electrical conduction for the material.

The models are confronted to results drawn by literature, as well as in experiments led in LGMT. The first results are satisfactory, and underline the difficulty in measuring microstructural parameters.

**Mots Clés :** Propriétés électriques, Percolation, composites unidirectionnels, endommagement

**Keywords :** Electrical properties, percolation, unidirectional composites, damage

## 1. Introduction

Les matériaux composites prennent une part croissante dans la constitution des avions commerciaux. Toutefois, leur capacité à assurer le retour de courants à la masse est difficile à évaluer, et leur comportement à long terme sous l'influence de courants électriques est mal connu. En effet, outre une anisotropie marquée, les propriétés électriques de tels matériaux présentent une variabilité importante liée d'une part à leur nature hétérogène et aux procédés de mise en œuvre, et d'autre part aux phénomènes d'endommagement liés aux conditions d'utilisation.

Nous considérerons par la suite des composites carbone-époxy unidirectionnels (UD), soumis à des courants électriques continus ou basse fréquence. Dans ces conditions, les phénomènes d'induction sont peu marqués, et le principal phénomène susceptible de causer un endommagement est le chauffage par effet Joule [1], d'autant que la résistivité longitudinale de tels matériaux est plus élevée que celle des alliages métalliques couramment utilisés (de l'ordre de  $3 \cdot 10^{-2} \Omega \cdot \text{mm}$ , à comparer avec des valeurs d'environ  $4 \cdot 10^{-5} \Omega \cdot \text{mm}$  pour des alliages d'aluminium).

L'objectif de ce travail est de prédire les propriétés électriques de composites carbone-époxy en lien avec leur microstructure, ainsi que l'évolution de ces propriétés avec le niveau d'endommagement. Ces éléments pourront alors être exploités pour évaluer l'élévation de température de panneaux composites sous courants électriques.

## 2. Modélisation

Un composite UD idéal est constitué de fibres rectilignes et régulièrement espacées dans une matrice parfaitement isolante. Dans ces conditions, la résistivité longitudinale peut être estimée avec une loi de mélange, et les valeurs de conductivité transverses sont nulles. En réalité, les fibres présentent une certaine ondulation. Des contacts électriques sont alors établis entre fibres adjacentes, autorisant le passage du courant dans les directions transverses. Un modèle de percolation permettra de simuler ce phénomène.

### 2.1 Modèle électrique

D'un point de vue électrique, le composite peut être vu comme un réseau tridimensionnel de résistances. Nous supposons par la suite que le seuil de percolation est largement dépassé. Dans ces conditions, de nombreux chemins de conduction sont établis. Si deux faces parallèles d'une plaque composite sont soumises à une différence de potentiel électrique, tous les plans parallèles à ces faces auront un potentiel uniforme à l'échelle macroscopique. Cela permettra de considérer par la suite des réseaux 2D (figure 1). Les contacts électriques entre fibres adjacentes seront modélisés par des résistances  $R_c$ . Par la suite, faute d'informations, nous évaluerons  $R_c$  en considérant la résistance d'un tronçon de fibre de longueur égale au diamètre.

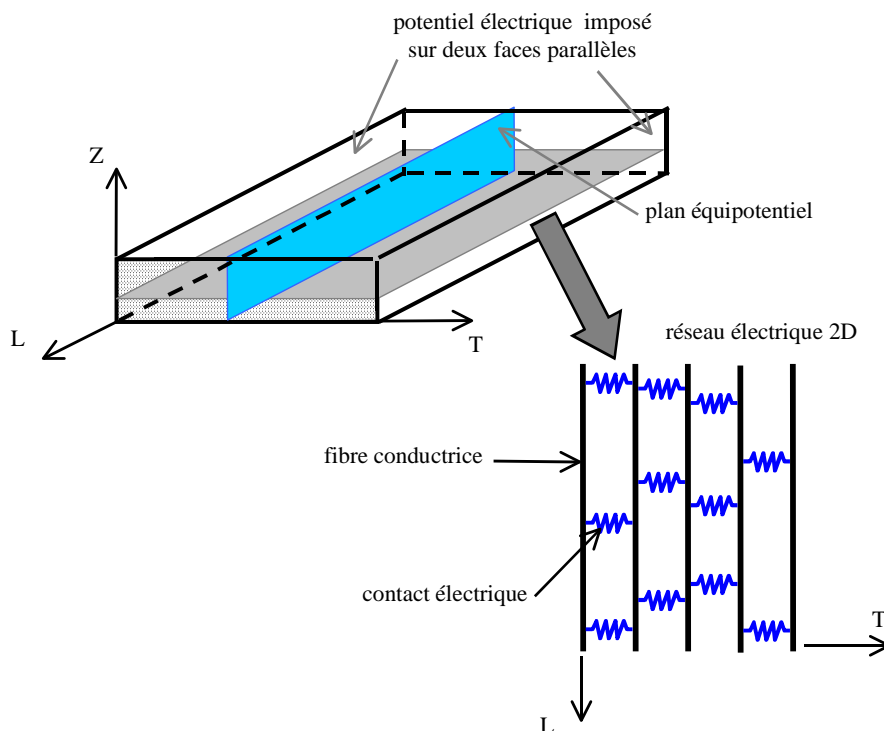


Fig. 1. Réseau électrique 2D

#### 2.1.1 Simulations numériques

Pour déterminer la réponse d'un réseau, nous considérons un ensemble de  $N_f$  fibres parallèles, électriquement connectées par des résistances  $R_c$ . Les segments de fibres définis par deux contacts consécutifs se comportent également comme des résistances, notées  $R_f$ . La position des points de contact entre les fibres  $k$  et  $k+1$  seront générés selon des schémas prédéfinis ou de manière aléatoire. Pour déterminer les résistances électriques longitudinales et transverses du réseau, les potentiels électriques des nœuds sont déterminés par la méthode des éléments finis (EF), en imposant une différence de potentiel électrique entre deux cotés opposés du réseau.

#### 2.1.2 Modèles analytiques

Nous noterons  $r_L$  la résistivité électrique du composite dans la direction L, et  $r_f$  la résistivité longitudinale de la fibre de carbone. Dans l'hypothèse où les fibres ne sont pas rompues, la valeur de  $r_L$  est déterminée via une loi de mélange:

$$r_L = r_f / V_f \quad (\text{eq. 1})$$

$V_f$  étant le taux volumique de renfort du composite. [2] ont montré que le paramètre géométrique le plus influent sur la résistivité transverse est la distance moyenne séparant deux contacts consécutifs entre deux fibres adjacentes, notée  $\delta_{ec}$ . Ils montrent également que la distribution spatiale de ces contacts influe dans une moindre mesure sur la résistivité. La disposition spatiale de ces contacts étant à priori aléatoire, nous allons considérer deux organisations régulières "extrémales" (figure 2), dans le but de définir des bornes pour la valeur de résistivité transverse, notée  $r_T$ . Ces expressions permettent en outre de définir les dimensions des maillages EF (longueur et nombre de fibres) permettant de garantir un écart modéré par rapport aux valeurs asymptotiques attendues.

Dans le modèle "série", les points de contact entre fibres voisines sont coïncidents. Ce modèle représente le chemin de conduction le plus court. La résistivité transverse d'un tel arrangement est donnée par:

$$r_T = \frac{\delta_{ec}}{1 + \frac{\delta_{ec}}{L}} \cdot \frac{N_f - 1}{N_f} R_c \tag{eq. 2}$$

L étant la longueur totale des fibres.

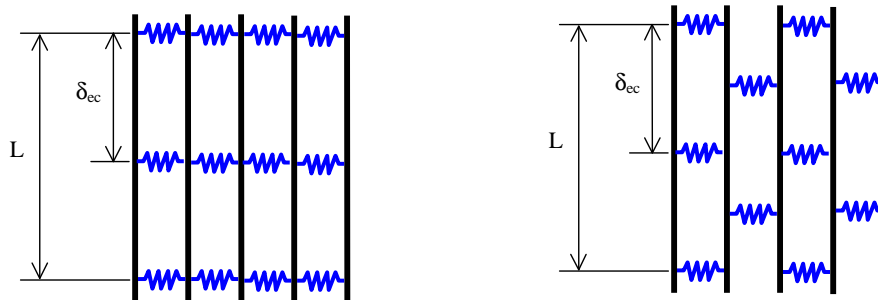


Fig. 2. Modèles périodiques

Le modèle "quinconce" correspond au chemin de conduction le plus long. Avec ce type d'arrangement, nous ne sommes pas parvenus à déterminer l'expression analytique de la résistivité transverse. Toutefois, en faisant l'hypothèse d'un potentiel électrique constant le long de chaque fibre, nous obtenons une expression analytique approchant de manière satisfaisante la valeur réelle.

$$r_T \approx \frac{\delta_{ec}}{4} \left[ 3 \frac{N_f - 1}{N_f} R_c + \frac{N_f - 2}{N_f} R_f \right] \tag{eq. 3}$$

Le tableau 1 représente les valeurs de résistivité calculées numériquement sur différentes tailles de réseaux et la valeur obtenue avec la formule (3). La résistivité longitudinale des fibres est de  $1,16 \cdot 10^{-2} \Omega \cdot \text{mm}$ . Le diamètres des fibre est de  $5 \mu\text{m}$ . Le taux de renfort est de 75%. La valeur de  $\delta_{ec}$  est fixée à 0,2 mm.

	$N_f$				
$L/\delta_{ec}$	5	11	21	51	99
4	3,987	5,336	5,872	6,218	6,336
9	4,004	5,355	5,892	6,239	6,357
19	4,011	5,364	5,900	6,248	6,365
49	4,015	5,368	5,905	6,252	6,370
99	4,016	5,369	5,906	6,254	6,372
modèle	4,794	5,729	6,044	6,234	6,296

Tab. 1. Comparaison des valeurs de résistivité transverse obtenues par éléments finis et modèle proposé.

La longueur des fibres n'influe plus sur la valeur de résistivité dès que  $L > 20 \delta_{ec}$ . En revanche le nombre de fibres a un effet plus marqué sur  $r_T$ . Dans le cas d'un panneau de "grandes" dimensions, les valeurs asymptotiques obtenues avec les deux modèles permettent d'estimer les bornes de la résistivité transverse:

$$\delta_{ec} \cdot R_c \leq r_T \leq \frac{\delta_{ec}}{4} \cdot (3 R_c + R_f) \tag{eq. 4}$$

### 2.1.3 Influence de la dispersion

Dans la pratique, les contacts électriques sont répartis de façon aléatoire. Pour évaluer l'effet de la dispersion, nous allons mener des calculs EF sur la base des configurations extrémales présentées précédemment, dans lesquelles nous introduirons une certaine dispersion. En notant  $\delta$  la distance séparant deux contacts consécutifs entre deux fibres adjacentes, des maillages EF sont générés en considérant une distribution gaussienne, de moyenne  $\delta_{ec}$  et d'écart type  $\sigma_\delta$ . Avec le modèle quinconce, nous imposons un décalage de  $\delta_{ec}/2$  dans la direction longitudinale entre deux fibres adjacentes.

Sur la base des modèles développés précédemment, nous utiliserons des maillages de 41 fibres, et d'une longueur  $L=40 \delta_{ec}$ , ce qui représente un écart inférieur à 3% par rapport aux valeurs asymptotiques. La valeur de  $\delta_{ec}$  est fixée à 0,2 mm. Différentes valeurs d'écart types seront utilisées. Compte tenu du caractère aléatoire des maillages utilisés, chaque calcul est effectué à 10 reprises en réinitialisant le générateur de nombres aléatoires entre chaque exécution. Les valeurs moyennes de résistivité transverse issues des simulations pour différentes valeurs de dispersions ( $\sigma_\delta/\delta_{ec}$  en %) sont présentées figure 3.

Pour des dispersions supérieures à 15% de  $\delta_{ec}$ , les deux organisations ont la même résistivité. D'autre part, la formule analytique "quinconce" donne une bonne approximation (par excès) de  $r_T$ .

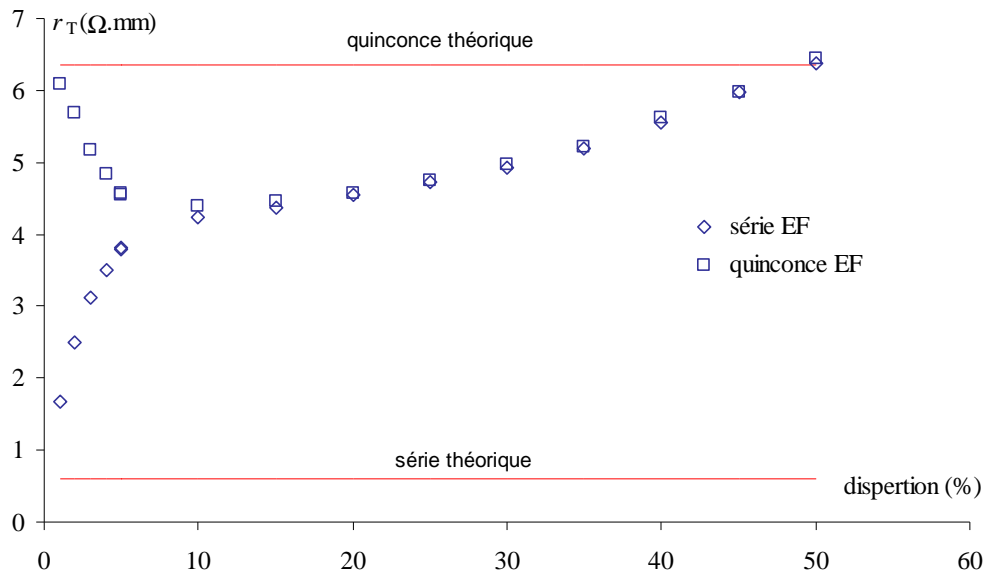


Fig 3. Effet de la dispersion de  $\delta_{ec}$  sur la résistivité transverse

### 2.2 Modèle mécanique

Sous l'effet de sollicitations thermo-mécaniques, les propriétés électriques du composite sont susceptibles d'évoluer. Divers mécanismes sont mis en œuvre:

- La piezorésistivité est une variation de la résistance électrique R d'une fibre due à son allongement.

$$\frac{\Delta R}{R} = K \cdot \varepsilon \quad (\text{eq. 5})$$

K est le facteur de jauge. Pour des fibres de carbone, sa valeur est de l'ordre de 2 à 5 [2-3]. Avec une déformation à rupture de l'ordre de 2%, cet effet sera négligé par la suite.

- Evolution des contacts électriques. Sous l'effet d'une sollicitation extérieure, les fibres sont susceptibles de se réorienter, ce qui impliquerait une modification de la valeur de  $R_c$  (figure 4).

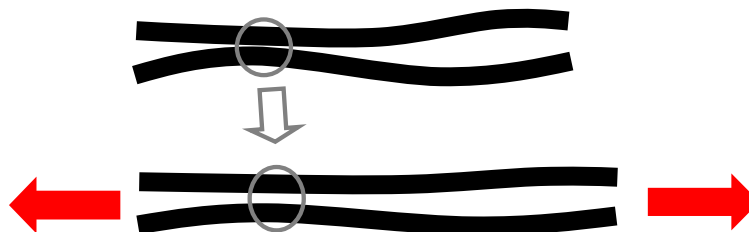


Fig. 4. Evolution du contact électrique inter-fibres lié à leur réorientation sous charge

Toutefois, face à la difficulté de mesurer  $R_c$ , nous supposons par la suite que cet effet a une incidence modérée sur la résistivité.

- La rupture progressive des fibres va induire une évolution marquée des propriétés électriques du composite. Il est possible d'utiliser la résistance mesurée comme paramètre caractéristique de la chute de rigidité du matériau [4-5]. Un modèle éléments finis (EF) couplé à une simulation Monte Carlo sera exploité pour prédire les ruptures successives de fibres, et estimer ainsi l'évolution des propriétés mécaniques et électriques avec l'état d'endommagement.

### 2.2.1 Calcul mécanique

La prédiction de la rupture progressive des fibres implique d'évaluer la redistribution du champ de contrainte régnant au voisinage d'une fibre rompue, soit les concentrations de contrainte dans les fibres voisines et la longueur nécessaire pour que la fibre rompue recouvre sa capacité à transmettre des efforts. Ce type de problème implique en toute rigueur d'étudier un arrangement tridimensionnel de fibres, et en raison du coût numérique important, il est courant de recourir à des techniques "shear lag" [6-7].

Nous retiendrons un modèle EF 2D, qui permet d'obtenir une approximation correcte des deux paramètres évoqués précédemment. Les autres mécanismes d'endommagement (décohésion fibre-matrice, dégradation matricielle, etc. ...) ne seront pas pris en compte.

D'un point de vue mécanique, le composite est vu comme un arrangement plan de cellules carrées fibres+matrice (cf. fig. 5). La dimension des cellules est déterminée en fonction de la fraction volumique de renfort  $V_f$ . Les fibres sont modélisées par des poutres linéaires, et des éléments linéaires à quatre nœuds sont utilisés pour modéliser la matrice. Le comportement mécanique des deux constituants est supposé élastique linéaire. Enfin, la distance inter-fibre est corrigée de façon à ce que le volume des éléments respecte le taux de renfort. D'après [7], la distance de reprise d'effort le long d'une fibre rompue est de l'ordre de:

$$\xi = d \cdot \sqrt{\frac{3\pi}{4} \cdot \frac{E_f}{G_m}} \quad (\text{eq. 6})$$

où  $E_f$  et  $G_m$  désignent respectivement le module d'Young de la fibre et le module de cisaillement transverse de la matrice. Dans le cas d'une fibre de carbone et d'une matrice époxy, on aura  $\xi > 10 \cdot d$ . Par la suite, nous utiliserons des éléments dont la longueur est de l'ordre de  $5 \cdot d$ , ce qui présente un compromis acceptable entre finesse du maillage EF et évaluation correcte des contraintes axiales dans les fibres.

### 2.2.2 Simulation Monte Carlo

La résistance à rupture d'une fibre présente une certaine dispersion liée aux défauts géométriques et éventuelles amorces de rupture. Nous supposons que la résistance mécanique suit une loi statistique de Weibull. La contrainte à rupture d'un élément de fibre de longueur  $L$  est alors donnée par:

$$\sigma^R = \sigma_0 \left[ -\frac{L_0}{L} \cdot \ln(1 - p_R) \right]^{1/m} \quad (\text{eq. 7})$$

$L_0$  étant la longueur de référence (typiquement, la longueur utile des fibres utilisées lors des essais),  $m$  est le module de Weibull, et  $\sigma_0$  le facteur d'échelle (contrainte à rupture d'une fibre de longueur  $L_0$ ).

Le chargement est appliqué, et l'élément de fibre le plus critique est identifié. Cet élément est alors rompu (dans la pratique en annulant sa raideur). La matrice de raideur globale est modifiée en conséquence, et le calcul effectué à nouveau durant un nombre d'itérations prédéfini. Cette simulation permet d'évaluer la variation de rigidité du matériau au cours du chargement. En outre, elle permet de définir une série de ruptures et leur localisation.

## 2.3 Modèle thermique

On considère un panneau composite d'épaisseur  $e$  soumis à une densité surfacique de courant  $j$ . En régime permanent, la température de l'éprouvette est obtenue en effectuant un bilan entre la chaleur produite par effet joule et la chaleur perdue par convection et rayonnement thermique:

$$p_J - [h(T - T_e) + \sigma \cdot \varepsilon (T^4 - T_e^4)] = 0 \quad (\text{eq. 8})$$

$h$  étant le coefficient de convection,  $T_e$  la température extérieure,  $\sigma$  la constante de Stefan-Boltzmann et  $\varepsilon$  l'émissivité effective. La puissance surfacique de chauffage par effet Joule s'écrit:

$$p_J = e \cdot (r_L \cdot j_L^2 + r_T \cdot j_T^2) \quad (\text{eq. 9})$$

$j_L$  et  $j_T$  étant les composantes de la densité surfacique de courant.

### 3. Application

Le matériau testé est un composite carbone-époxy IMS/M21E. Des nodules de thermoplastique sont placés sur les faces extérieures des préimprégnés pour améliorer la tenue aux chocs. Nous travaillons sur des stratifiés UD  $[0_8]$ . Le taux de renfort global est de l'ordre de 60% en volume. Des mesures effectuées sur des micrographies permettent de mesurer l'épaisseur de la couche "carbone-époxy" et celle de la couche "époxy-thermoplastique". La figure 6 représente une coupe dans le plan (L,Z).

Nous étudierons dans un premier temps la réponse de la couche carbone-époxy. La réponse (électrique et mécanique) du pli sera ensuite déterminée à partir d'une loi de mélange. L'épaisseur moyenne de la couche carbone-époxy est de 0,147 mm. L'épaisseur de la couche d'interface est de 0,035 mm. Dans ces conditions, le taux volumique de renfort de la couche conductrice est estimé à environ 75%.

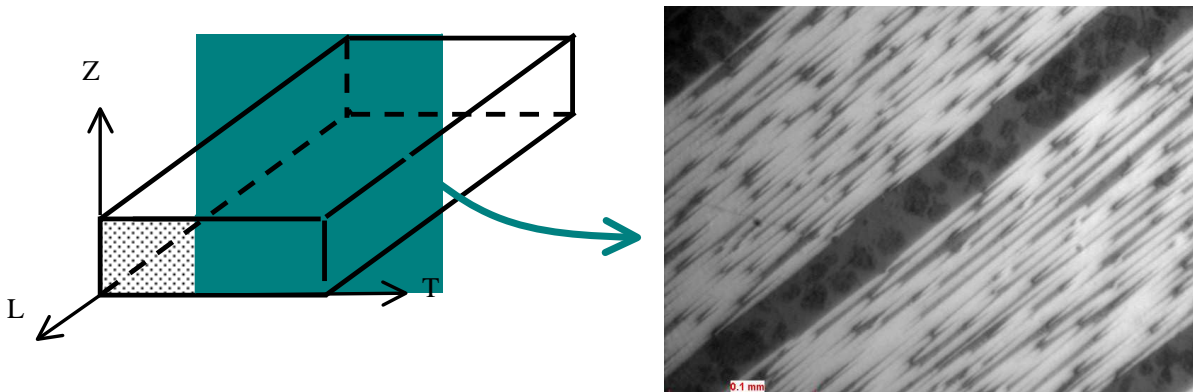


Fig. 6. Micrographie d'un stratifié  $[0_8]$  en coupe

#### 3.1 Propriétés thermo-mécaniques des constituants

Des mesures de résistivité longitudinale ont été effectuées sur les fibres IMS à différentes températures. La figure 10 représente l'évolution de la résistivité en fonction de la température. L'évolution avec la température est quasi linéaire:

$$r_f = r_0 - k \Delta T \quad (\text{eq. 10})$$

avec  $\Delta T = T - T_0$ ,  $T_0$  étant la température de référence (ici 20°C). La sensibilité étant faible ( $k = 4,32 \cdot 10^{-6} \Omega \cdot \text{mm} \cdot \text{K}^{-1}$ ), on peut considérer une résistivité constante  $r_0 = 1,16 \cdot 10^{-2} \Omega \cdot \text{mm}$ . Pour une fibre de carbone, le coefficient de dilatation thermique  $\alpha$  est de l'ordre de  $1 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ . On peut alors estimer la valeur du facteur de jauge de la fibre IMS:  $K = k/\alpha \sim 4,32$ .

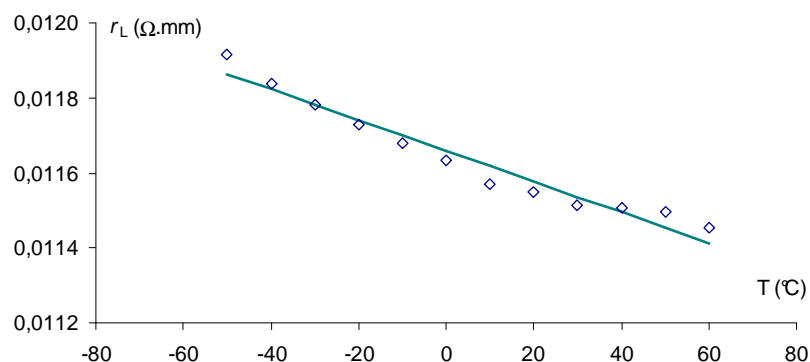


Fig. 7. Evolution de la résistivité longitudinale de la fibre avec la température

Les paramètres de Weibull pour les renforts carbone sont de l'ordre de  $\sigma_0 = 4200 \text{ MPa}$ , et  $m = 5$ . La longueur de référence est fixée à 15 mm [2]. Nous considérerons en outre que les nodules de thermoplastique n'affectent pas la réponse de la matrice époxy. Le tableau 2 résume l'ensemble des propriétés des constituants, tirées de données fabricants <sup>(fab)</sup>, mesurées <sup>(mes)</sup> ou estimées d'après les caractéristiques de matériaux similaires [8].

	Carbone IMS 60	époxy
$E_L$ (GPa)	290 <sup>(fab)</sup>	10,2 <sup>[8]</sup>
$r_L$ ( $\Omega$ mm)	$1,16 \cdot 10^{-2}$ (mes)	$5 \cdot 10^{14}$ [8]
$\nu$	-	0,35 <sup>[8]</sup>
$d$ ( $\mu\text{m}$ )	5 <sup>(mes)</sup>	

Tab. 2. Caractéristiques des constituants

### 3.2 Paramètres microstructuraux

La mesure du paramètre  $\delta_{ec}$  s'avère difficile, dans la mesure où les points de contact physique entre fibres sont peu distincts. Nous avons choisi de mesurer la période d'ondulation des fibres, plus simple à identifier. Toutefois les valeurs obtenues ne sont qu'approximatives car les grossissements utilisés ne permettent pas d'effectuer un nombre important de mesures. En outre, on voit sur la figure 8 que la distance entre points de contacts est différente de la période d'ondulation.

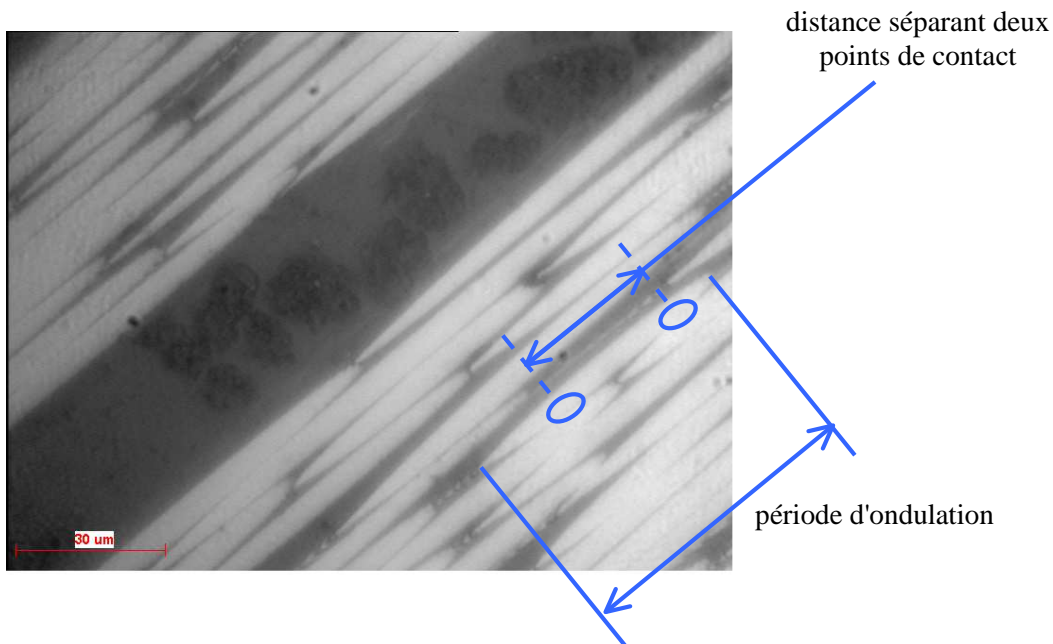


Fig. 8. Mesure de la période d'ondulation des fibres dans le plan (L,Z)

La valeur de  $\delta_{ec}$  est estimée en mesurant la période d'ondulation des fibres à partir de coupes dans les plans (L,Z) et (L,T). Ces valeurs sont reportées dans le tableau 3. La dispersion est de l'ordre de 30% de la valeur moyenne, dans les deux cas. On peut donc supposer que le modèle analytique "quinconce" donnera une estimation correcte des valeurs de résistivité.

paramètre	plan de coupe	Moyenne (mm)	écart type (mm)
$\delta_{ec,T}$	(L,T)	0,320	0,093
$\delta_{ec,Z}$	(L,Z)	0,092	0,026

Tab. 3. Paramètres d'ondulation dans les plans (L,Z) et (L,T)

### 3.3 Evaluation de la résistivité du composite

Les valeurs de résistivité électrique sens T sont obtenues à partir d'un maillage électrique constitué de 60 fibres, et une longueur de 19,9 mm (soit environ  $62 \delta_{ec,T}$ ). Les valeurs de résistivité électrique sens Z sont obtenues avec un maillage de 30 fibres, et une longueur de 5,7 mm (environ  $62 \delta_{ec,Z}$ ). Le nombre de fibre réduit est justifié par le fait que l'épaisseur de la couche conductrice est de 0,147 mm. Compte tenu de l'aspect stochastique, chaque simulation est effectuée 20 fois en réinitialisant le générateur de nombres aléatoires. Le tableau 4 résume les résultats de ces simulations. Les valeurs théoriques de résistivité sens T et Z sont obtenue avec le modèle quinconce, la résistivité longitudinale est obtenue via une loi de mélange.



résistivité	calcul électrique ( $\Omega \cdot \text{mm}$ )	valeur théorique ( $\Omega \cdot \text{mm}$ )
$r_L$	-	$1,55 \cdot 10^{-2}$
$R_T$	12,16	15,83
$R_z$	1,15	1,45

Tab. 4. Caractéristiques électriques de la couche conductrice

On évalue ensuite les valeurs du composite avec une loi de mélange, en considérant que la couche d'interface est isolante. Dans ces conditions, la résistivité dans la direction Z est théoriquement infinie. Le tableau 5 résume les propriétés du composite IMS/M21E.

propriété	valeur calculée	valeurs mesurée
Module longitudinal $E_L$ (GPa)	178,1	-
Résistivité longitudinale $r_L$ ( $\Omega \cdot \text{mm}$ )	$1,93 \cdot 10^{-2}$	-
Résistivité transverse $r_T$ ( $\Omega \cdot \text{mm}$ )	15,20	$10,13 \pm 0,07$
Résistivité transverse $r_z$ ( $\Omega \cdot \text{mm}$ )	$\infty$	$4,05 \cdot 10^{10}$

Tab. 5. Propriétés du pli IMS/M21E

La valeur de  $r_T$  obtenue avec ce calcul est relativement élevée par rapport à la valeur expérimentale. Deux explications sont possibles. D'une part, une forte incertitude sur la valeur de  $\delta_{ec,T}$  qui rappelle le est une mesure d'ondulation. La figure 9 présente l'évolution de  $r_T$  avec  $\delta_{ec}$  pour la couche conductrice en considérant un écart type de 30%. Avec une valeur  $\delta_{ec}=0,2$  mm, la résistivité transverse du composite serait de l'ordre de  $7,9 \Omega \cdot \text{mm}$ .

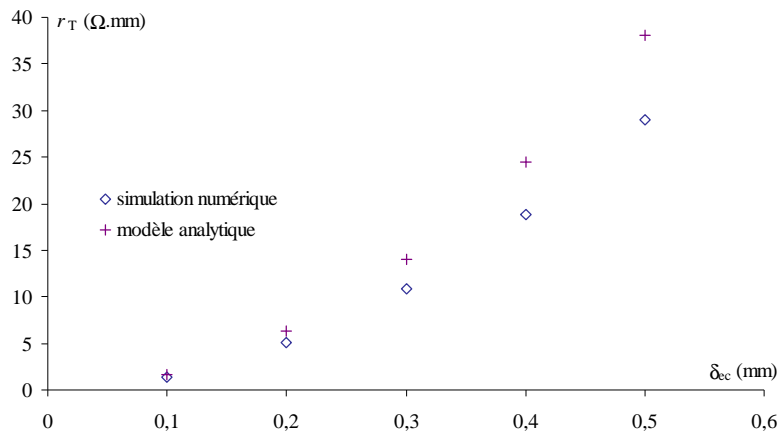


Fig. 9. Evolution de la résistivité transverse avec  $\delta_{ec}$

D'autre part, ce calcul est effectué sur un réseau bidimensionnel. Si on considère la possibilité de flux de courant dans les deux directions, il convient de corriger la valeur de  $\delta_{ec}$  utilisée pour les calculs.

### 3.4 Evolution des caractéristiques avec le niveau d'endommagement

Nous considérons ici l'évolution des propriétés électriques en fonction du niveau d'endommagement. Compte tenu des propriétés des fibres et de la matrice, nous effectuerons les calculs EF avec des éléments de fibre de 0,025 mm de longueur. Le maillage électrique est constitué de 60 fibres, dont la longueur est de l'ordre de 60.  $\delta_{ec,T}$ . Les points de contact sont disposés selon une distribution normale de moyenne 0,32 mm et d'écart type 0,092 mm. La figure 10 représente l'évolution des propriétés électriques en fonction de la déformation axiale.

[2] proposent une formule analytique de l'évolution de la résistance longitudinale en fonction du niveau de déformation axiale atteint par le composite:

$$\frac{\Delta R}{R} = (1 + K \varepsilon) \cdot \exp\left(\frac{\delta_{ec}}{L_0} \left(\frac{E_f \varepsilon}{\sigma_0}\right)^m\right) - 1 \quad (\text{eq. 11})$$

Les courbes tirées des essais numériques (sens long et transverse) sont cohérentes avec cette expression analytique. Toutefois, les calculs effectués sont basés sur l'hypothèse implicite d'une conduction dans la direction transverse exclusivement. Si cette hypothèse est réaliste pour l'évolution de  $r_T$ , on pourrait

mener les mêmes simulations en considérant des flux de courant dans la direction Z pour évaluer l'évolution de  $r_L$ . Dans la mesure où  $\delta_{ec,Z} > 1/3 \delta_{ec,Y}$ , on obtiendrait une évolution moins marquée de la résistivité longitudinale. Il serait plus réaliste de retenir une valeur intermédiaire.

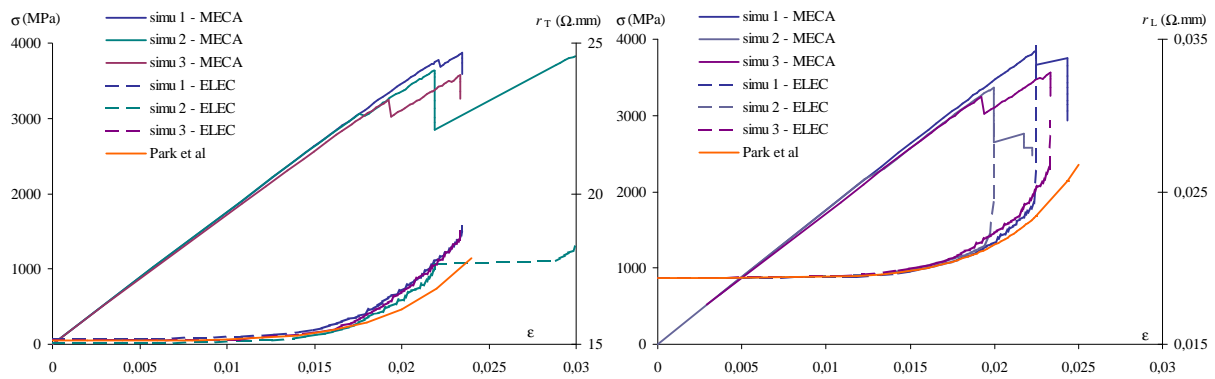


Fig. 10. Evolution des propriétés électriques avec le chargement mécanique

### 3.5 Evaluation de l'échauffement du composite

Pour une éprouvette horizontale, le coefficient de convection de la face supérieure est d'environ  $6,4 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ . Celui de la face inférieure est de  $3,2 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ , soit  $h > 10 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ [9]. L'émissivité est fixée à  $\epsilon=0,9$  pour chaque face. La température extérieure est fixée à  $T_e=20^\circ\text{C}$ . L'équation (9) permet d'évaluer le flux de courant maximal correspondant à une température critique donnée. Pour une résine époxy, la température de transition vitreuse est de l'ordre de 100 à 120 °C. La figure 11 représente la zone admissible dans le plan ( $j_L > 0, j_T > 0$ ) pour un matériau vierge, et pour un matériau endommagé. D'après les essais précédents, pour un allongement de l'ordre de 2,2 % (ce qui correspond à une diminution de la rigidité axiale de l'ordre de 5 à 10%),  $r_L$  et  $r_T$  augmentent respectivement de 24% et 17%.

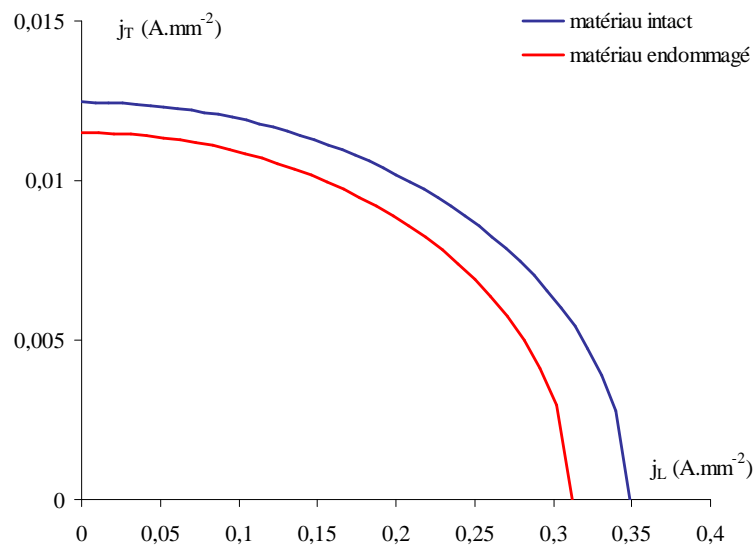


Fig. 11. Densités de courant admissibles par l'UD IMS/E21

## Conclusions

Cette étude a pour but l'estimation des propriétés électriques d'un composite UD carbone-époxy. Pour cela, un modèle de percolation électrique 2D a été proposé. Le paramètre descriptif le plus pertinent semble être la distance moyenne entre points de contact électriques. Des modèles analytiques simples ont été proposés, qui permettent d'encadrer la valeur de la résistivité transverse du composite.

Certains aspects devront toutefois être précisés. En premier lieu, le modèle analytique fait apparaître l'influence d'une résistance de contact entre mèches, qu'il faudra évaluer. En outre, la mesure sur micrographies de la distance entre points de contact présente deux difficultés majeures. D'une part la position et l'étendue des zones de contact est difficile à appréhender. D'autre part, les fibres constituent un

réseau électrique tridimensionnel, et mesurer les paramètres géométriques d'un tel réseau à partir de micrographies s'avère délicat.

Un modèle mécanique simple associé à une simulation stochastique est exploité pour définir la séquence d'endommagement par rupture progressives de fibres au cours d'un essai de traction. L'association des modèles mécaniques et électriques permet d'évaluer l'effet de l'endommagement mécanique sur les propriétés électriques du matériau. Ces informations sont ensuite exploitées pour définir les flux de courant que le matériau peut tolérer sans échauffement excessif, en fonction de son niveau d'endommagement.

Ces modèles permettront d'estimer l'interaction entre fatigue mécanique et fatigue thermique, notamment grâce à la campagne d'essais de fatigue menée au LMPM. En outre, des mesures d'échauffement sous courant électrique actuellement menées au LGMT permettront d'affiner le critère proposé. Lorsque ces paramètres micro structuraux auront été identifiés, et les simulations validées, l'étape suivante est bien sûr d'étendre l'étude à des stratifiés, et en particulier aux contacts interplis.

## Références

- [1] Yarlagadda, S., Kim, H.J., Gillespie, J.W., Shevchenko, N.B. and Fink, B.K. "A Study on the Induction Heating of Conductive Fiber Reinforced Composites"  
Journal of Composite Materials, Vol. 36 (2002) 401-421
- [2] Park, J.B., Hwang, T.K., Kim, H.G., Doh, Y.D. "Experimental and numerical study of the electrical anisotropy in unidirectional carbon-fiber-reinforced polymer composite"  
Smart Mater. Struct. 16 (2007) 57-66
- [3] Todoroki, A., Yoshida, J. "Electrical Resistance of Unidirectional CFRP Due to Applied Load"  
JSME International Journal, Series A, Vol. 47, No. 3 (2004) 357-364
- [4] J. C. Abry, S. Bochard, A. Chateuminois, M. Salvia, G. Giraud "Insitu detection of damage in CFRP laminates by electrical resistance measurements "  
Composites Science and Technology 59 (1999) p925- 935.
- [5] D. C. Seo, J. J. Lee "Damage detection of CFRP laminates using electrical resistance measurement and neural network"  
Composite Structures (1999) p525-530.
- [6] Li, H, Jia, Y, Mamtimin, G, Jian, W, An, L "Stress transfer and damage evolution simulations of fiber-reinforced polymer–matrix composites"  
Materials Science and Engineering A 425 (2006) 178–184
- [7] Landis, C. M., Beyer, I. J. "Micromechanical simulation of the failure of fiber reinforced composites"  
Journal of the Mechanics and Physics of Solids 48 (2000) 621-648
- [8] Bardonnnet, P., " Résines époxydes - Composants et propriétés"  
Techniques de l'ingénieur, A3465, Vol. CO 1, 1992
- [9] Huetz, J., Petit, J. P., "Notions de transfert thermique par convection"  
Techniques de l'ingénieur A-1541