



Modèles de comportement et caractérisation pour l'analyse du formage des composites à fibres longues

Majed Youssef, Philippe Boissé, Damien Soulat

► To cite this version:

Majed Youssef, Philippe Boissé, Damien Soulat. Modèles de comportement et caractérisation pour l'analyse du formage des composites à fibres longues. 17e Congrès Français de Mécanique, Aug 2005, Troyes, France. hal-00020644

HAL Id: hal-00020644

<https://hal.science/hal-00020644>

Submitted on 8 May 2023

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.



Distributed under a Creative Commons Attribution 4.0 International License

Modèles de comportement et caractérisation pour l'analyse du formage des composites à fibres longues

M. Youssef, P. Boisse, D. Soulat

LMSP UMR 8106 CNRS ENSAM Paris - Polytech'Orléans
151 Boulevard de l'Hôpital
75013 PARIS

Résumé :

Dans ce document, on compare plusieurs approches liées aux différentes échelles caractéristiques d'un milieu fibreux. L'approche continue est alors mise en avant pour la simulation de la mise en forme de pièces à forme non-développable. Un modèle de comportement rhéologique représentant les mécanismes de déformation d'un composite thermoplastique ou thermoset à renfort bi-directionnel est ensuite identifié. Enfin, quelques spécificités de tels milieux sont soulignées par une analyse expérimentale du préformage et du thermoformage de renforts secs et pré-impregnés.

Abstract :

In this paper, we compare several approaches related to the various characteristic scales of a fibrous medium. The continuum approach stands then apart in the forming simulation of double-curvature parts. A rheological behavior model representing the deformation mechanisms of a thermoplastic or thermoset composite with bi-directional reinforcement is thereafter identified. Finally, some specificities of such mediums are underlined by an experimental analysis of pre-forming and thermoforming of dry and pre-impregnated reinforcements.

Mots clefs :

Milieux fibreux ; Mise en forme ; Modèles rhéologiques ; Formes non développables.

Nomenclature

A	= $\mathbf{a} \otimes \mathbf{a}$; Base liée à la 1 ^{ère} direction de fibres a	E, E*	Tenseur de déformation de Lagrange, Almansi
B	= $\mathbf{b} \otimes \mathbf{b}$; Base liée à la 2 ^{ème} direction de fibres b	I	Tenseur identité
C	= $\mathbf{a} \otimes \mathbf{b}$; Base de la direction mixte	β	Constante élastique
C*	= $1/2(\mathbf{a} \otimes \mathbf{b} + \mathbf{b} \otimes \mathbf{a})(\mathbf{a} \cdot \mathbf{b})$	η_T	Viscosité transverse
D	Tenseur taux de déformation	η_L	Viscosité longitudinale
T	Tenseur des tensions	$\eta_{..5}$	Viscosités fonction de l'angle entre les deux directions de fibres

1 Introduction

Dans une perspective de simulation du préformage et du thermoformage des composites à matrice polymère, nous nous intéressons aux différentes approches utilisées, ou pouvant être utilisées, pour analyser les déformations de milieux fibreux à une ou plusieurs directions de fibres. Les outils nécessaires sont assez différents de ceux du formage des matériaux métalliques isotropes ou non. Les performances macroscopiques d'un composite sont en effet définies à la fois par les propriétés intrinsèques de ses deux constituants et par leur liaison. Les renforts et les matrices diffèrent selon l'usage et le procédé de mise en forme auxquels ils sont destinés. De manière générale, deux types de résines peuvent être utilisés : les résines thermoset plus traditionnelles et les résines thermoplastiques. Dans le cas du thermoformage, le renfort se présente soit sous la forme de mats continus (nappes distribuées de façon généralement unidirectionnelle) pour la production de formes développables, soit sous la forme de tissés (entrecroisement de chaînes et de trames) pour la production de formes non-développables.

La théorie concernant la mise en forme des pièces composites à forme développable ayant fait l'objet d'études récentes [1], nous avons choisi d'examiner les difficultés liées au formage de pièces composites à géométrie non-développable, où certains mécanismes spécifiques sont activés de façon plus sévère (réorientation des fibres, glissement interlaminaire, glissement et rotation inter-ply, cisaillement intra-ply).

Nous porterons ainsi une attention particulière aux modèles de comportements mécaniques. Ce choix se justifie par la richesse des détails que ces derniers peuvent procurer au cours de la simulation par rapport à ceux qui sont essentiellement géométriques comme le drappage. Nous présenterons enfin des résultats expérimentaux de préformage et de thermoformage de matériaux à usage industriel.

2 Modélisation du milieu fibreux et approches liées aux échelles

On peut définir trois échelles dans les matériaux fibreux et plus particulièrement tissés : l'échelle macro (celle de la structure), l'échelle méso (celle de la mèche ou de la maille élémentaire) et l'échelle micro (celle de la fibre). Les approches liées aux échelles sont différentes selon que l'on s'intéresse au milieu au niveau global ou que l'on s'y intéresse à niveau des constituants. Dans le premier cas, le milieu est traité comme étant continu, mais doit intégrer les spécificités qui traduisent, au niveau macro le comportement particulier lié à sa composition fibreuse. Dans le second cas, on s'intéresse à chacun des constituants (fil, maille, fibre...), le milieu continu n'existe pas forcément en tant que tel et la structure fibreuse est donnée par l'ensemble des constituants mésoscopiques en interactions. Deux niveaux de modélisation peuvent alors être définis : la caractérisation pour la prédiction des paramètres d'un comportement thermoélastique défini a priori, et le comportement pour la simulation des procédés de mise en forme ou le comportement en service.

2.1 Modèles de caractérisation

Les modèles de caractérisation servent essentiellement à déterminer les constantes d'un modèle thermoélastique global de la structure à partir des spécificités de celle-ci au niveau micro ou méso. Les méthodes prédictives les plus utilisées sont hiérarchiques. Ces dernières sont en réalité des variantes de la méthode d'homogénéisation dictées par la nature complexe du milieu [2] (l'utilisation de méthodes variationnelles pour l'analyse des contraintes dans l'élément de volume [3] ou l'introduction d'approximation ou d'analyse asymptotique des interfaces de l'élément de volume [4], par exemple). Ces dernières années, on assiste à l'émergence d'un nouveau type de caractérisation s'appuyant sur l'utilisation des méthodes probabilistes et statistiques pour l'analyse de l'effet de taille sur la structure [5], ainsi que des méthodes inverses pour contrôler la répétabilité des tests de caractérisation [6].

2.2 Modèles de comportement

Le but des modèles de comportement est de conférer à la structure fibreuse un modèle global, incluant les particularités du milieu au niveau micro ou méso, afin de simuler le procédé de sa mise en forme ou son comportement en service. L'approche *discrète*, comme dans [7] (éléments de membrane tissés) où le modèle s'appuie sur l'énergie de déformation en tension des fibres dans les directions des mèches (chaîne et trame), et comme dans [8, 9] où les propriétés mécaniques du tissu sont prises en compte par le biais d'éléments analogiques (masse, ressorts), traduit bien la particularité de la structure interne. Cependant elle est très coûteuse et sa difficulté réside dans le très grand nombre de composants représentés à l'échelle locale dont la géométrie peut être très complexe. L'approche *continue*, également capable de reproduire le comportement de tels milieux et plus efficace dans le traitement des problèmes aux limites, remédie à ces difficultés. Le comportement peut être représenté soit par un modèle élastique, où on pondère les modules par des taux liés aux températures de mise en forme [10], soit par un modèle hyper-élastique auquel on rajoute des invariants supplémentaires pour définir une énergie potentielle de déformation tenant compte de la structure fibreuse [11]. Cependant, pour mieux prendre en compte les symétries matérielles et pour une meilleure imposition des hypothèses liées au milieu anisotrope en question, utiliser la théorie des représentations des fonctions tensorielles [12] semble plus judicieux. Le modèle de comportement global [13] est fonction des différents champs tensoriels caractérisant le milieu. Les inconnues du modèle, fonction des invariants fondamentaux, sont simplifiées ou réduites en leur donnant un sens physique ou en imposant certaines hypothèses (inextensibilité des fibres et incompressibilité de la matrice en l'occurrence). C'est cette approche qu'on développe dans la suite, on s'intéresse aux modèles continus pour un renfort bidirectionnel.

2.2.1 Modèles continus pour un renfort unidirectionnel

Les modèles *continus* visqueux unidirectionnels découlent des modèles élastiques linéaires à renforts fibreux établis par Spencer en 1972 [13], la contrainte de Cauchy pour ce milieu s'écrit :

$$\boldsymbol{\sigma} = -p\mathbf{I} + T\mathbf{A} + 2\mu_r\mathbf{E} + 2(\mu_l - \mu_r)(\mathbf{A}\mathbf{E} + \mathbf{E}\mathbf{A}) \quad (1)$$

Le passage à une réponse viscoélastique caractérisant un milieu polymère, dans ce cas, se fait par application du principe de correspondance viscoélastique de Christensen [14] :

$$\boldsymbol{\sigma} = -p\mathbf{I} + T\mathbf{A} + 2\eta_r \mathbf{D} + 2(\eta_L - \eta_r)(\mathbf{AD} + \mathbf{DA}) \quad (2)$$

Ce modèle appelé IFRF [15] a montré des résultats satisfaisants en ce qui concerne la simulation de mise en forme de pré-imprégnés unidirectionnels [16, 17].

2.2.2 Modèles continus pour un renfort bi-directionnel

On cherche alors à enrichir la formulation utilisée jusqu'à présent pour les renforts bidirectionnels où la contribution visqueuse de la résine est basée sur un modèle de Maxwell incluant une seule direction de fibre. La contrainte totale est obtenue par superposition d'un modèle élastique global stabilisant le calcul et d'un modèle élastique pour chaque direction de fibres [17].

Pour un milieu continu incompressible et inextensible à deux directions de fibres, on peut écrire l'expression de la contrainte de Cauchy en fonction d'une pression arbitraire et des tensions des fibres [18] :

$$\boldsymbol{\sigma} = -p\mathbf{I} + T_a \mathbf{a} \otimes \mathbf{a} + T_b \mathbf{b} \otimes \mathbf{b} + \boldsymbol{\tau} \quad (3)$$

Dans le cas des préformes, le terme hydrostatique ainsi que la contrainte visqueuse sont nuls et on peut alors caractériser le milieu uniquement en fonction des tensions des fibres [7] :

$$\mathbf{T} = T_a \mathbf{a} \otimes \mathbf{a} + T_b \mathbf{b} \otimes \mathbf{b} \quad (4)$$

La contrainte visqueuse, traduisant ainsi la présence de la résine aux températures de formages, représente alors un intérêt particulier. Mc. Guinness et O. Bradaigh [19] ont proposé une forme isotrope viscoélastique de cette dernière (5), dont la validité est restreinte à un seul type de matériau testé et dont la reproductibilité n'est pas assurée pour d'autres :

$$\boldsymbol{\tau} = 2\eta \mathbf{D} + 2\beta \mathbf{E}^* \quad (5)$$

La réponse d'un composite est anisotrope et possède des propriétés directionnelles (ce qui n'est pas pris en compte dans ce dernier). Le tenseur des contraintes visqueuses doit refléter cette nature du milieu et de fait doit dépendre des principaux invariants des grandeurs mises en jeu, non seulement ceux liés à $\mathbf{D}$, mais aussi ceux liés à $\mathbf{a}$ et $\mathbf{b}$, soit $\boldsymbol{\tau} = \boldsymbol{\tau}(\mathbf{D}, \mathbf{a}, \mathbf{b})$. On cherche un modèle visqueux linéaire anisotrope ($\boldsymbol{\tau}$ est linéaire en $\mathbf{D}$), restriction qui peut être retirée : la modélisation sera alors certes plus complète, mais proportionnellement, son traitement sera plus compliqué et plus difficile à appliquer en pratique.

La solution la plus simple est alors de modifier la formulation qui découle du comportement élastique linéaire anisotrope pour l'adapter au cas fluide [20] :

$$\boldsymbol{\tau} = 2\eta \mathbf{D} + 2\eta_2 (\mathbf{AD} + \mathbf{DA} + \mathbf{BD} + \mathbf{DB}) + 2\eta_3 (\mathbf{C}^* \mathbf{D} + \mathbf{DC}^*) \quad (6)$$

S'appuyant sur le fait que les deux directions de fibres sont équivalentes (hypothèse inappropriée pour plusieurs variétés d'architectures de renforts), cette démarche a été nuancée plus tard par Spencer (7). D'une part, aucune correspondance entre modèle élastique et visqueux n'a été explicitée ; d'autre part, ce dernier a une restriction liée à un potentiel élastique qui n'existe pas dans le cas visqueux.

$$\boldsymbol{\tau} = 2\eta \mathbf{D} + 2\eta_1 (\mathbf{AD} + \mathbf{DA} + \mathbf{BD} + \mathbf{DB}) + 2\eta_5 (\text{tr} \mathbf{CD})(\mathbf{C} + \mathbf{C}^T) \quad (7)$$

Dans un souci de généralisation et de prise en compte de la réorientation des fibres ainsi que de l'architecture du renfort (effet de treillis) [18], le comportement de la résine peut finalement être décrit par

$$\boldsymbol{\tau} = 2\eta \mathbf{D} + 2\eta_1 (\mathbf{AD} + \mathbf{DA}) + 2\eta_2 (\mathbf{BD} + \mathbf{DB}) + 2\eta_3 (\mathbf{CD} + \mathbf{DC}^T) + 2\eta_4 (\mathbf{C}^T \mathbf{D} + \mathbf{DC}) \quad (8)$$

Si cette expression semble compliquée, son intérêt réside dans sa capacité à représenter l'architecture du renfort et à prédire la réponse du milieu selon le type de chargement (FIG. 1). Elle met aussi en évidence un seul paramètre capable de simplifier la caractérisation du matériau via un essai de cadre déformable. La non linéarité de la viscosité, traduisant sa dépendance au taux de cisaillement et à la température, peut être prise en compte soit par une loi de carreau, soit par une loi de puissance [19].

2.3 Tests de validation et (ou) de caractérisation

On peut citer quelques tests expérimentaux devenus des références à partir des modèles discutés précédemment : la traction biaxiale, le bias test et l'essai du cadre déformable. Pour pallier les inconvénients de chaque test (les petites déformations en cisaillement du bias test et les conditions aux limites sévères de l'essai de cadre déformable, par exemple), on tend actuellement à normaliser et à uniformiser les différents tests afin de permettre une comparaison directe des résultats obtenus [21,22]. On commence aussi à utiliser, depuis peu, le KES-F (*Kawabata Evaluation System for Fabrics*), emprunté à l'industrie textile où il est devenu un outil standard depuis les années 70. Ce système permet de caractériser des renforts sous différents types de chargements. Offrant une caractérisation complète, il reste pourtant coûteux tant en temps d'exploitation qu'en équipements [23].

Essai du cadre déformable (Picture frame test)

Ce test peut produire, par des forces directes dans le plan, de grandes déformations en cisaillement pur permettant une caractérisation rhéologique du matériau [24]. Nous représentons ici la réponse du modèle de comportement (8) par rapport à un chargement de cisaillement négatif et positif. La différence de la réponse selon le type de chargement a été constatée expérimentalement dans les travaux de Mc. Guinness et O. Bradaigh [19].

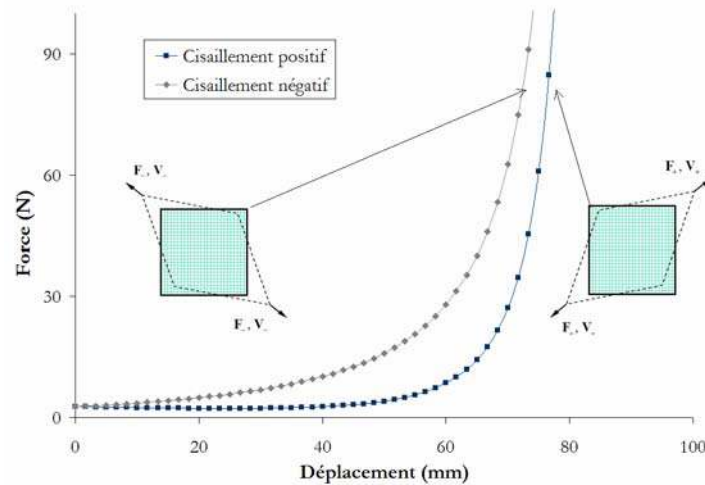


FIG. 1 – Modèle théorique (8) cisaillement à 100mm/mn ($L_{\text{Bar}} = 150\text{mm}$, $\eta_{\dots} = 0.05 : 0.2\text{MPa.s}$).

3 Analyse expérimentale

3.1 Emboutissage de forme à simple courbure (développable)

Thermoformage

Les études réalisées actuellement tendent à déterminer la contrainte normale selon l'épaisseur par des lois de compaction. Nous comparons cette approche avec celle du modèle de contact intime [25]. Cette approche peut être utilisée dans un premier temps comme unité de consolidation de façon plus simple.

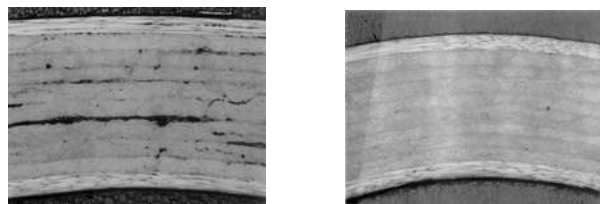


FIG. 2 – Essai de reconsolidation sur APC2-SP4 (Peek, fibres de carbone) $T^\circ = 340^\circ\text{C}$, formation et dissipation des vides aux interfaces au cours et après reconsolidation [1].

3.2 Emboutissage de forme à double courbure (non-développable)

3.2.1 Préformage

Les efforts de contact entre flan et poinçon obtenus par calcul sont plus élevés que ceux obtenus expérimentalement. Outre le cisaillement plan et la tension des fibres, la flexion des mèches peut aussi jouer un rôle quant à la différence observée, selon que l'on pondère ou non les rigidités de flexion du modèle.

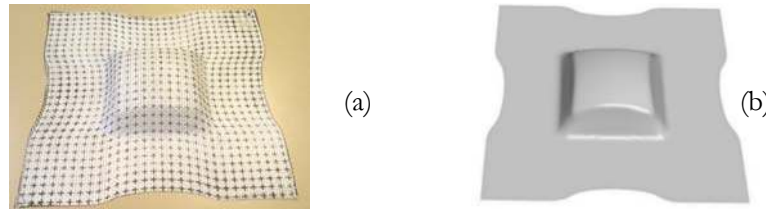


FIG. 3 – (a) Emboutissage d'un taffetas de verre équilibré T6 (b) Eléments de membrane en tension et en cisaillement PAM FORM $\eta \rightarrow 0$.

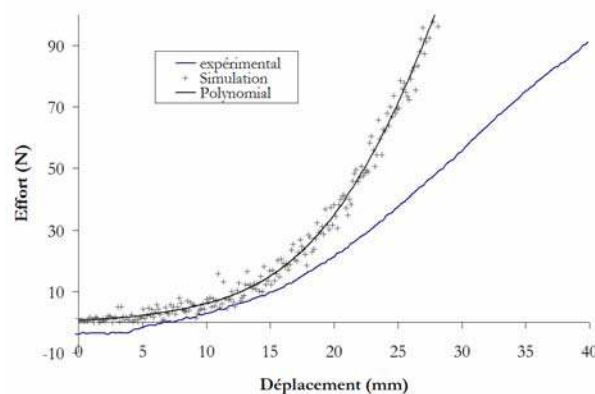


FIG. 4 – (a) Efforts de contact entre flan et poinçon (T6).

3.2.2 Thermoformage

Les essais que nous avons réalisés sur des thermoplastiques ainsi que sur des thermodurcissables permettent d'observer quelques mécanismes d'apparition de défauts. Le but est de mieux maîtriser leur cycle de production et de constituer une base de données du moins qualitative pour la comparaison entre simulation et essai, d'autres outils de dépouillement des résultats étant en cours de réalisation. La figure 6 montre quelques exemples d'emboutissage de pré-imprégnés.

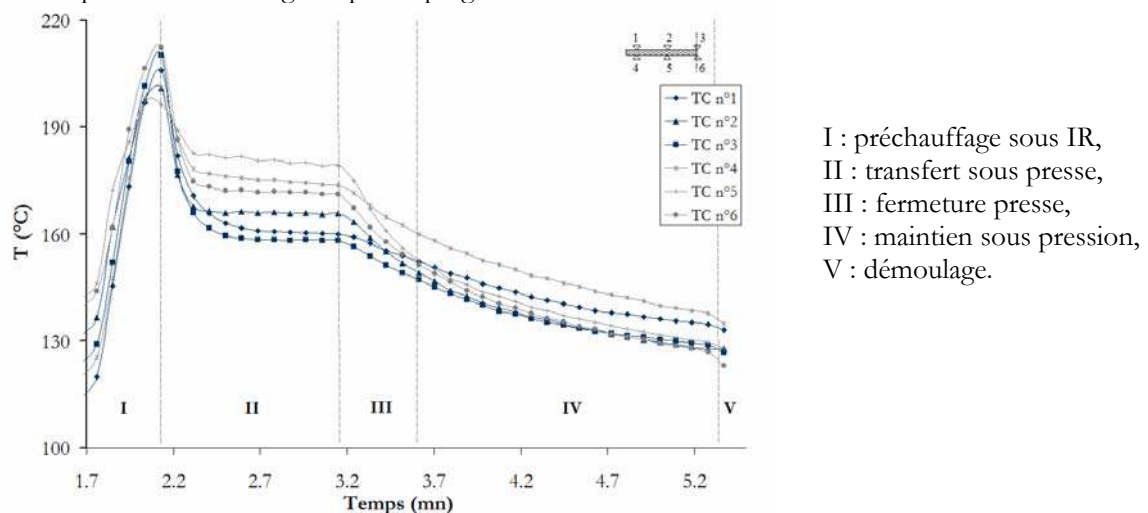


FIG. 5 – Cycle typique en température d'un pré-imprégné Twintex (PP/fibres de verre).

L'écart en température entre les différents thermocouples est observé dans la phase transfert où une surface du flan rentre en contact avec les outils chauffés à une température moins élevée.



FIG. 6 – (1) Twintex (PP/Verre) $T_{\text{Form}} \approx 160\sim 190^\circ \text{ C}$ (2) Hexform (Epoxy/Verre) $T_{\text{Form}} \approx 150\sim 180^\circ \text{ C}$
(3) Cetex (PPS/Carbone) $T_{\text{Form}} \approx 280\sim 320^\circ \text{ C}$

4 Conclusion

Plusieurs approches liées aux différentes échelles d'un matériau composite ont été comparées dans ce travail. La loi de comportement identifiée permet de représenter les mécanismes de déformations plans de pré-imprégnés. L'analyse expérimentale permet, dans un premier temps, la maîtrise du procédé de mise en forme de matériaux à usage industriel et pourra être développée grâce à l'utilisation d'autres méthodes d'observation. Dans la suite de ces travaux, nous chercherons à prendre en compte l'effet de la flexion des renforts, dont la modélisation et les mécanismes ne sont pas encore maîtrisés. Ce comportement, à caractère non-linéaire, est en effet soit négligé soit surestimé dans les formulations membranaires existantes.

Références

- [1] Cheruet A., "Analyse et simulation de la mise en forme de composites thermoplastiques", Thèse de Doctorat, Université d'Orléans, 2001.
- [2] Sankar B.V. & al., "Analytical method for micromechanics of textile comp", *Comp. Sci. and Tech.*, SI, 703:713, 1997.
- [3] Ajit K. Roy, Sangwook Sihn, "Devloppment of Three-dimensional mixed variational model for woven composites, Part I. II. ", *International Journal of Solids and Structures*, 38, 5935:5047, 5949:5962, 2001.
- [4] Sangwook Sihn, Endel V. Iarve and Ajit K. Roy, "Three-dimensional stress analysis of textile composites, Part I. II. ", *International Journal of Solids and Structures*, 41, 1377:1393, 1395:1410, 2004.
- [5] Okabe T., Takeda N., "Size effect on tensile strength of UD CFRP composites - experimental and simulation", *Comp. Sci. and Tech.*, 62, 2053:2064, 2002.
- [6] Milani A. S., Nemes J. A., "An intelligent inverse method for characterisation of textile reinforced thrmoplastic composites using a hyperelastic constitutive model", *Composites Science and technology*, In Press, 2004.
- [7] Boisse P., Borr M. Buet K., Cherouat A., "Finite element simulations of textile composite forming including the biaxial fabric behaviour", *Composites Part B*, 28 A, 453:464, 1997.
- [8] Magno M., Ganghohher J.F., "Un modèle mésoscopique en grandes perturbations de matériaux textiles – Application à l'armure toile », *C. R. Acad. Sci. Paris*, t. 329, 149:152, 2001.
- [9] Tanov R. and M. Brueggert, "Finite element modelling of non-orthogonal loosely woven fabrics in advanced occupant restraint system. *Finite Element Analysis and Design*, 39, 357:367, 2003.
- [10] Lim T.C et al., "Geometrical non-linearity of textile composites in large def.". *Adv. Comp. Lett* 9, 257:266, 2000.
- [11] Holzapfel GA, Gasser TC. "A viscoelastic model for fiber-reinforced composites at finite strains : contium basis, computational aspects and applications". *Comput. Meth. Appl. Mech. Eng.*, 190, 4379:4430, 2001.
- [12] Spencer A.J.M., "Theory of invariants". Eringen AC, Editor. *Continuum Physics*, 240:353, 1971.
- [13] Spencer A.J.M., "Deformation of fiber-reinforced materials. *Calendron Press*, Oxford, 1972.
- [14] Christensen R.M.. "Mechanics of composite materials". *John Wiley and sons*, New York, 1979.
- [15] Rogers T.G., "Rheological characterization of anisotropic materials", *Composites*, , 20, 21:27, 1989.
- [16] OBradaigh C.M and Pipes R.B., "Finite element of composite sheet forming". *Comp. Manuf.*, 2, 161:170, 1991.
- [17] Pickett AK, Queckborner T, de Luca P, Hang E. "An explicit finite element solution for the forming prediction of continuous fibre reinforced thermoplastic sheets". *Comp.Manuf.* , 6, 237:243, 1992.
- [18] Spencer A.J.M. "Theory of fabric-reinforced viscous fluid". *Composites Part A*, 31, 1311 :1321, 2000.
- [19] McGuinness C. B. and Bradaigh C.M.O. "Development of Rheological models for forming flows and picture-frame shear testing of fabric reinforced thermoplastic sheets". *J. of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, 73, 1:28, 1997.
- [20] Johnson A. F., "Rheological model for the forming of fabric reinforced thermoplastic sheets". *Composites Manufacturing*, 63, 153:160, 1995.
- [21] P. Harrison & al., "Shear characterisation of viscous woven textile composites: a comparison between picture frame and bias extension experiments", *Composites Science and Technology*, 64, 1453:1465, 2004.
- [22] Peng X. Q., Cao J., Chen J., Xue P., Lussier D. S. and Liu L., "Experimental and numerical analysis on normalization of picture frame tests for composite materials", *Composites Science and Technology*, 63, 1:11, 2003.
- [23] Lomov S. V., & al., "Carbon composites based on multiaxial multiply stitched preforms. Part 2. KES-F characterisation of the deformability of the preforms at low loads", *Composites: Part A*, 34, 359:370, 2003.
- [24] McGuinness C. B. and Bradaigh C.M.O. "Characterization of thermoplastic composite melts in rhombus-shear : the picture-frame experiment". *Composites Part A*, 29, 115:132, March 1998.
- [25] Lee W. and Springer G., "A model of the manufacturing process of thermoplastic matrix composites", *Journal of Composite Materials*, 21, 1017:1055, 1987.