



**HAL**  
open science

# Modélisation macromécanique et micromécanique de l'usinage des composites à matrice polymère et fibres longues

Larbi Lasri

► **To cite this version:**

Larbi Lasri. Modélisation macromécanique et micromécanique de l'usinage des composites à matrice polymère et fibres longues. Sciences de l'ingénieur [physics]. Arts et Métiers ParisTech, 2009. Français. NNT : 2009ENAM0031 . pastel-00005643

**HAL Id: pastel-00005643**

**<https://pastel.hal.science/pastel-00005643>**

Submitted on 1 Feb 2010

**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.



Ecole doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

# THÈSE

pour obtenir le grade de

**Docteur**

de

**L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**

**Spécialité "Procédés de Fabrication"**

*présentée et soutenue publiquement  
par*

**Larbi LASRI**

le 15 décembre 2009

**MODÉLISATION MACROMÉCANIQUE ET  
MICROMÉCANIQUE DE L'USINAGE DES COMPOSITES À  
MATRICE POLYMÈRE ET FIBRES LONGUES**

*Directeur de thèse : Mohamed EL MANSORI*

*Co-encadrement de la thèse : Mohammed NOUARI*

Jury :

<b>J-L. LATAILLADE</b> , Professeur, LAMEFIP, Arts et Metiers ParisTech.....	Président
<b>F. CHINESTA</b> , Professeur, École Centrale de Nantes.....	Rapporteur
<b>K. LAFDI</b> , Professeur, University of Dayton Research Institute, États-Unis.....	Rapporteur
<b>C. BARLIER</b> , Professeur, Directeur du CIRTES, INSIC, École des Mines d'Albi .....	Examinateur
<b>M. EL MANSORI</b> , Professeur, LMPF, Arts et Metiers ParisTech.....	Examinateur
<b>M. NOUARI</b> , Professeur, LEMTA, INSIC, École Nationale supérieure des Mines de Nancy	Examinateur
<b>M. BOUIDIDA</b> , Professeur, Directeur de l'ENSAM de Mekkès, Maroc.....	Invité
<b>F. PIERRON</b> , Professeur, LMPF, Arts et Metiers ParisTech .....	Invité

**Laboratoire de Mécanique et Procédés de Fabrication**

*Arts et Métiers ParisTech, centre de Châlons en Champagne*

*Arts et Métiers ParisTech (Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers) est un Grand Etablissement  
dépendant du Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche, composé de huit centres :*

*AIX-EN-PROVENCE ANGERS BORDEAUX CHÂLONS-EN-CHAMPAGNE CLUNY LILLE METZ PARIS*

# *Remerciements*

Ce travail a été réalisé au Laboratoire de mécanique et procédés de fabrication (LMPF-E44106) de l'Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers (ENSAM), Arts et Métiers ParisTech, Centre d'enseignement et de recherche de chalons en Champagne sous la direction de Monsieur Mohamed EL Mansori, Professeur des Universités aux Arts et Métiers ParisTech en collaboration avec Monsieur Mohammed Nouari, Professeur des Universités à l'Ecole des Mines de Nancy. Je les remercie pour m'avoir guidé efficacement pendant ces années et de m'avoir permis de mener à terme cette thèse.

Je remercie Messieurs les Professeurs Mohamed Boudida et Youssef Benghabrit, Directeurs et Directeur Adjoint de l'ENSAM de Meknès (Maroc), Messieurs René Doucet et Michel Herbin, Directeurs successifs du centre de Chalons en Champagne ; qui m'ont permis d'effectuer ce travail dans de bonnes conditions.

L'encadrement d'une thèse conditionne bien sûr la qualité des travaux de recherche effectués mais également l'élévation scientifique et humaine du doctorant. Pour toutes ces raisons, j'exprime toute ma gratitude à mon Directeur de thèse, le Professeur Mohamed EL Mansori et mon co-directeur de thèse, le professeur Mohammed Nouari, pour leur implication dans cette tâche.

Je tiens à remercier les membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont manifesté pour ce travail. Je remercie également, Monsieur le Professeur C. Barlier, directeur de CIRTES et de GIP-INSIC d'avoir accepté de participer à mon jury de thèse ainsi que Monsieur M. J-L Lattaillade, Professeur des Universités aux Arts et Métiers ParisTech qui m'a fait le plaisir et l'honneur de présider mon jury de thèse. Messieurs les Professeurs Khalid Lafdi et Francisco Chinesta qui m'ont fait l'honneur d'être rapporteurs de ma thèse, le temps consacré à l'évaluation de mon travail de recherche et l'intérêt qu'ils ont porté aux résultats obtenus. Je remercie également Messieurs Fabrice Pierron Professeurs des Universités aux Arts et Métiers ParisTech et Mohamed Boudida, Directeur de l'ENSAM de Meknès en qualité de membres invités pour l'examen de mon travail et pour leurs remarques pertinentes.

Je remercie aussi mes collègues enseignants et doctorants, qui ont séjourné ou séjournent encore au LMPF-E44106 ainsi que tous les membres du laboratoire, en particulier Alain Giraudeau, Laurence Fouilland, Patrick Ghidossi et Joël Dlvaque, Je leur exprime ma profonde sympathie et je leur souhaite de réussite sur le plan professionnel et privé.

J'aimerais ensuite adresser mes plus vifs remerciements à Monsieur Arnauld Delamézier, Directeur des Etudes au GIP-INSIC et à toute l'équipe ERMEP de Saint-Dié des Vosges.

Je remercie également Messieurs les professeurs Ahmed Mouchtachi et Ali Chaaba, Responsables successifs du Département Mécaniques et Structures de L'ENSAM de Meknès pour leur aide tout au long de cette thèse.

Un grand merci aussi à mes collègues enseignants de l'ENSAM de Meknès pour m'avoir épaulé et motivé pendant ma thèse.

Je pense enfin avec émotion à mon défunt père (Elhoussine) et à ma très chère mère (Halima) qui m'ont toujours soutenue et encouragée, et auxquels je souhaite ma plus profonde gratitude.

Je remercie tout particulièrement mes enfants (Chaïma, Asmae, Houcine et Mariame), mes frères, mes sœurs et toute mon adorable famille qui m'ont accompagné tout au long de cette thèse.

Mais je ne peux achever ces remerciements sans rendre hommage à Halima, ma merveilleuse femme, pour son amour, sa patience, sa gentillesse, sa compréhension, sa bonne humeur, son optimisme, pour ses si nombreuses qualités que je ne peux toutes les énumérer ici. Merci d'être chaque jour à mes côtés.



# TABLE DES MATIERES

TABLE DES MATIERES.....	I
INTRODUCTION.....	1
Cadre générale de la thèse et contexte scientifique.....	1
Chapitre I.....	5
Etat de l'art Usinage des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues...5	
1. Introduction.....	5
2. Généralités sur les matériaux composites à matrice polymère et fibres longues....6	
2.1. Description des constituants du matériau composite FRP.....6	
2.1.1. Fibres.....7	
2.1.2. Matrice.....9	
2.1.3. Interface fibre/matrice.....10	
3. Mise en forme par usinage des matériaux composites.....11	
3.1. Procédé de perçage.....11	
3.3. Procédé de fraisage et effet des paramètres de coupe.....14	
3.4. Coupe orthogonale.....17	
4. Phénomènes physiques régissant l'usinage des composites.....18	
4.1. Mécanismes d'enlèvement de matière des composites unidirectionnels.....18	
4.1.1. Configurations parallèle et perpendiculaire ( $\theta=0^\circ$ et $\theta=90^\circ$ ) .....18	
4.1.2. Configuration des fibres avec une orientation quelconque.....20	
4.2. Analyse des paramètres d'usinage : efforts de coupe, intégrité de surface et morphologie du copeau. ....22	
4.2.1. Efforts de coupe et d'avance.....22	
4.2.2. Intégrité des surfaces usinées.....24	
4.2.3. Morphologie des copeaux.....25	
5. Modélisation de la formation du copeau lors de l'usinage des composites.....26	
5.1. Introduction.....26	
5.2. Approches analytiques.....26	
5.2.1. Application du Modèle de Merchant.....26	
5.2.2. Modèle de Puw et Hocheng (1998) .....29	
5.2.3. Modèle de Zhang et al. (2001) .....31	
5.3. Approches numériques.....33	
5.3.1. Approches macroscopiques.....33	

5.3.1.1. Modèle d'Arola et al. 1997.....	33
5.3.1.2. Modèle de Ramesh et al. (1998) .....	35
5.3.1.1. Modèle de Zitoune et al. (2005) .....	36
5.3.2.1. Modèle de Nayak et al. (2005).....	37
5.3.2.2. Modèle de Venu et al. (2007) .....	39
6. Conclusions.....	42
<b>Chapitre II.....</b>	<b>45</b>
<b>Modélisation micromécanique de la formation du copeau en usinage des matériaux FRP.....</b>	<b>45</b>
1. Introduction.....	45
2. Mise en place du modèle micromécanique avec une interface parfaite.....	46
2.1. Hypothèses.....	46
2.2. Mise en place du modèle et conditions aux limites.....	48
2.3. Critères de rupture utilisés pour caractériser la formation du copeau avec l'approche micromécanique.....	50
3. Simulation numérique.....	51
3.1. Analyse du processus de formation du copeau.....	51
3.1.1. Cas des composites à orientation $\theta = -45^\circ$ .....	51
3.1.2. Cas des composites à orientation $\theta = +45^\circ$ .....	55
3.1.3. Cas des composites à $\theta = 90^\circ$ .....	57
3.1.4. Composite unidirectionnel à $\theta = 0^\circ$ .....	59
3.2. Analyse des efforts de coupe.....	61
4. Conclusion.....	63
<b>Chapitre III.....</b>	<b>65</b>
<b>Modélisation macromécanique de l'usinage des composites FRP.....</b>	<b>65</b>
1. Introduction.....	65
2. Généralités sur les modes d'endommagement pour les composites unidirectionnels.....	66
1.2. Mode I: Rupture des fibres.....	66
2.2. Mode II: Flambement des fibres.....	67
3.2. Mode III: Rupture de la matrice sous un chargement de traction transversale et de cisaillement. ....	68

4.2. Mode IV: Rupture de la matrice sous un chargement de compression et de cisaillement.....	68
3. Critères de rupture.....	69
3.1. Critères quadratiques : Tsai-Wu, Hoffman et Tsai-Hill.....	69
3.2. Critères de la contrainte maximale.....	70
3.3. Critère de Hashin.....	71
4. Approche macromécanique pour l'usinage des composites FRP.....	72
4.1. Hypothèses du modèle.....	72
4.2. Loi de comportement.....	76
4.3. Concept de la chute des rigidités et son intégration dans le comportement du matériau composite.....	78
4.3.1. Intégration de la chute des rigidités via le schéma implicite.....	79
4.3.2. Intégration de la chute des rigidités via le schéma explicite.....	81
4.3.3. Algorithme de calcul explicite de l'endommagement progressif.....	84
5. Conclusion.....	84
<b>Chapitre IV</b> .....	<b>87</b>
<b>Résultats et discussions des modèles macromécaniques implicite et explicite</b> .....	<b>87</b>
1. Introduction.....	87
2. Approche macromécanique implicite.....	88
2.1. Analyse du processus de formation du copeau.....	89
2.1.1. Formation du copeau par le critère de Hashin.....	90
2.1.2. Formation du copeau par le critère de la contrainte maximale.....	91
2.1.3. Formation du copeau par le critère de Hoffman.....	93
2.2. Capacité de l'approche macromécanique implicite à reproduire les mécanismes physiques responsables de la formation du copeau.....	93
2.3. Analyse des efforts de coupe prédits par l'approche implicite avec les différents critères d'endommagement.....	95
2.4. Analyse d'endommagement subsurfacique.....	98
2.5. Conclusion.....	102
3. Résultats de l'approche macromécanique explicite.....	102
3.1. Analyse du processus de la formation du copeau avec l'approche explicite .	103
3.2. Effet des paramètres de coupe sur le processus de formation du copeau ....	105
3.2.1. Effet de la profondeur de coupe.....	105
3.2.2. Effet de l'acuité d'arête de l'outil de coupe.....	107

3.2.3. Effet de l'angle de dépouille.....	109
3.2.4. Effet de l'angle de coupe.....	111
3.2.5. Effet de l'orientation des fibres.....	112
4. Comparaison entre les approches macromécaniques explicite et implicite développés.....	116
4.1. Analyse des efforts de coupe.....	116
4.2. Analyse de l'endommagement subsurfacique.....	117
5. Extension de l'approche macromécanique explicite pour la simulation de la formation de plusieurs copeaux.....	120
5.1. Formation des microcopeaux.....	120
5.2. Validation expérimentale des modèles explicites et implicite.....	125
6. Conclusion.....	126
<b>Conclusions et perspectives.....</b>	<b>129</b>
<b>Références bibliographiques.....</b>	<b>131</b>
<b>Annexes I.....</b>	<b>137</b>
<b>Production Scientifique dans le cadre de cette thèse.....</b>	<b>137</b>
Revue internationale à comité de lecture.....	137
Communications dans des congrès Internationaux.....	137
<b>Annexes II.....</b>	<b>139</b>
Processus de formation du copeau prédit par l'approche macromécanique implicite pour les différents angles d'orientation des fibres et avec les différents critères de rupture (critère de Hashin, Contrainte maximale et Hoffman).....	139

# INTRODUCTION

## Cadre générale de la thèse et contexte scientifique

En comparaison avec les alliages métalliques, les matériaux composites présentent un meilleur rapport masse-rigidité-résistance et une faible sensibilité à la fatigue et à la corrosion. La compétition entre matériaux métalliques mieux maîtrisés et matériaux composites plus innovants a donc été fortement relancée ces dernières années, comme en témoignent les deux dernières réalisations des principaux constructeurs d'avions Airbus et Boeing. Le premier vient de réaliser le caisson central de son gros porteur A380 en CMO (Composite à Matrice Organique), et le second annoncera très prochainement (quatrième trimestre 2010) la sortie du premier avion commercial avec voilure et fuselage entièrement en composite fibres de carbone (Boeing 787 Dreamliner). D'ici 2020 on verra une augmentation importante de l'utilisation des composites dans ce secteur: (40% de plus sur le nouveau Airbus A350). Cette évolution, va se traduire par des pièces de plus en plus imposantes, plus complexes et obtenues par des procédés d'élaboration de composites en pleine évolution. On peut à ce jour noter que l'utilisation des composites ne sera pas seulement réservée aux applications aéronautiques, puisque le secteur naval, automobile, loisirs... sont déjà en moindre partie consommateurs. L'enjeu de l'introduction de ces nouveaux matériaux est donc la recherche de gain de poids permettant l'amélioration des performances et la maîtrise des coûts de fabrication. Pour l'environnement, le gain de masse va également dans le sens de la réduction des rejets polluants.

Compte tenu de la constitution de ces matériaux, les opérations de mise en forme par usinage génèrent non seulement une usure prématurée des outils coupants, mais également un endommagement important de la pièce usinée. En effet, le pulleuchage des fibres, la brûlure de la matrice et le délaminage à l'interface fibre/matrice entraînent des endommagements en

subsurface et en profondeur de la pièce usinée. Les performances mécaniques et la durée de vie des structures composites se trouvent par conséquent considérablement réduites. Le problème actuel concerne donc la bonne maîtrise de l'usure des outils et la caractérisation des défauts résultants des usinages (définition de critères de qualité), et de leurs quantifications. C'est ainsi qu'il est recommandé dans le milieu industriel de diminuer le nombre d'opérations d'usinage, voir de les supprimer. Mais, la réalisation de pièces dans ces types de matériaux nécessite souvent, après la mise en forme globale (near-net shape), des opérations de parachèvement à l'outil coupant de type perçage ou fraisage (contournage, détournage, etc.). Il est donc nécessaire de maîtriser le procédé d'usinage dans sa globalité si l'on veut optimiser la coupe des matériaux composites.

L'objectif de la thèse est de mettre en place une approche scientifiquement rigoureuse pour analyser la formation des copeaux composites et identifier les mécanismes d'endommagements induits. La multitude des paramètres influents, tels que la géométrie de l'outil, les conditions de coupe (vitesse de coupe, profondeur de passe, etc.), les caractéristiques mécaniques des constituants fibre/matrice et la séquence d'empilement rend l'étude et l'analyse de l'usinage des composites complexes. L'optimisation de ces paramètres via l'approche expérimentale seule nécessite souvent des essais longs et coûteux. La simulation numérique peut alors constituer un outil complémentaire intéressant pour la compréhension de la physique qui gouverne la coupe des composites et l'hiérarchisation des paramètres les plus influents. Elle permettra aussi d'appréhender les mécanismes physiques régissant la formation du copeau et de caractériser les différents endommagements induits.

Dans le cadre de ce travail, l'étude a été limitée aux composites unidirectionnels. Cette limitation a permis de se focaliser essentiellement sur la compréhension des interactions entre l'orientation des fibres, les paramètres d'usinage et les phénomènes physiques mis en jeu. La première étape a donc consisté en une analyse bibliographique détaillée de la coupe des composites. Tout d'abord, une étude de l'approche expérimentale de l'usinage des composites à matrices polymères et fibres longues (carbone ou verre) est réalisée pour comprendre la physique de la coupe de ces matériaux. Les modèles analytiques et numériques de la littérature ont été ensuite analysés et critiqués. Dans un deuxième temps, une approche micromécanique a été développée. Présentée en Chapitre II de ce manuscrit, cette approche considère indépendamment les constituants du matériau composite (fibre, matrice). Ces derniers sont en liaison parfaite et sont modélisés avec des comportements linéaires élastiques. Un suivi des endommagements induits dans chaque constituant (amorçage et évolution du dommage) est mené lors de la simulation du processus d'usinage. Les efforts de coupe générés pendant la formation du copeau ont été analysés et comparés aux résultats de

l'expérience pour différents angles d'orientation de fibres et différents paramètres de coupe. Malgré sa pertinence, notamment en termes de reproduction des modes élémentaires d'endommagement (fissuration de la matrice, rupture des fibres, etc.), l'approche micromécanique n'a pas permis de simuler convenablement les efforts d'avance générés pendant l'usinage. Ceci est dû à quelques hypothèses simplificatrices faites sur le comportement du matériau. Pour améliorer la modélisation numérique, une approche macromécanique (implicite et explicite) plus réaliste a été proposée et développée en Chapitre III. Le matériau est considéré comme étant un matériau homogène à comportement quasi-fragile. L'engagement et l'avance de l'outil dans la matière engendrent un chargement intense qui contribue à une dégradation des caractéristiques mécaniques du matériau provoquant ainsi une chute locale de ses rigidités. Le concept de chute de rigidités a été ainsi introduit ici pour tenir compte de l'effet de l'endommagement sur le comportement global du matériau en cours d'usinage. Différents critères de rupture ont été appliqués pour suivre l'initiation et la progression de l'endommagement dans le matériau. À chaque incrémentation de déplacement de l'outil, un calcul des contraintes, des déformations et des indices de rupture est réalisé. L'indice de rupture spécifie le critère d'endommagement de chacun des constituants : la fibre, la matrice et l'interface fibre/matrice. L'originalité de l'approche macromécanique réside dans le fait d'intégrer le concept de chute de rigidité dans le comportement in-situ du matériau lors de l'usinage. Ceci a permis de reproduire la réalité physique des phénomènes de la coupe et de simuler la formation des microcopeaux. Enfin dans le Chapitre IV et avant de conclure, une validation des résultats du modèle macromécanique est présentée. Une étude paramétrique a ensuite été effectuée pour montrer l'influence de l'orientation des fibres et des paramètres de coupe sur la formation du copeau, les efforts de coupe et l'endommagement.

Ce travail a été réalisé en plus de mon emploi de professeur à l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers de Meknès au Maroc. Il a fait l'objet d'une production scientifique constituée de deux articles dans des revues internationales à comité de lecture et quatre conférences internationales. La liste de ces publications est fournie en Annexe I à la fin de ce manuscrit.





# Chapitre I

## Etat de l'art

# Usinage des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues

### 1. Introduction

L'hétérogénéité et l'anisotropie des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues (FRP : Fiber Reinforced Polymer) rendent extrêmement difficile la mise en forme des pièces par le procédé d'usinage. En effet, l'usure prématurée et excessive des outils, ainsi que les endommagements induits dans la pièce usinée (délaminage, déchaussement des fibres, brûlure de la matrice, etc....) limitent davantage l'utilisation de ces matériaux. Les études antérieures faites dans le domaine de la coupe des métaux ne sont pas extrapolables aux matériaux composites, et plus particulièrement aux matériaux FRP. Les caractéristiques mécaniques des constituants (fibre, matrice et interface fibre/matrice) et l'orientation des fibres par rapport à la direction de coupe jouent un rôle primordial dans le comportement global du composite. Afin de mieux comprendre ce dernier, des études à la fois expérimentales, analytiques et numériques ont été développées ces dernières années. Ces

travaux qu'on propose de décrire ici, s'intéressent à l'étude de l'influence des paramètres de coupe sur les phénomènes physiques mis en jeu lors de l'opération d'usinage.

## 2. Généralités sur les matériaux composites à matrice polymère et fibres longues

### 2.1. Description des constituants du matériau composite FRP

Les matériaux composites à fibres longues se présentent sous forme de nappes minces (appelées aussi plis ou couches). Ces dernières sont constituées de fibres longues (renfort du composite), parallèles et noyées dans un liant (matrice) qui en assure la cohésion, voir Figure 1. L'élaboration d'un composite stratifié (appelé aussi empilement) de type plaque plane consiste à empiler et coller un certain nombre de ces nappes pour lesquelles les fibres de chacune d'entre-elles sont orientées suivant un angle donné. Dans le cadre de ce travail de thèse, l'orientation des fibres a été définie par l'angle  $\theta$  dans le repère orthonormé noté  $R = (O, \vec{x}_1, \vec{x}_2, \vec{x}_3)$ , Figure 1. Le vecteur  $\vec{x}_3$  définit la direction normale au plan du stratifié.

Un autre repère orthonormé noté  $R_{loc}^i = (\vec{e}_1^i, \vec{e}_2^i, \vec{e}_3^i)$  est également associé à chacune des nappes du stratifié: c'est le repère local de la nappe ou le repère d'orthotropie. L'indice  $i$  de la Figure 1 désigne la  $i$ -ème couche du stratifié, et la direction définie par le vecteur  $\vec{e}_1^i$  représente celle des fibres tel que  $\theta^i = (\vec{x}_1, \vec{e}_1^i)$ . La direction orthogonale au plan de la nappe  $i$  est  $\vec{e}_3^i$  avec  $\vec{e}_3^i = \vec{x}_3$ .

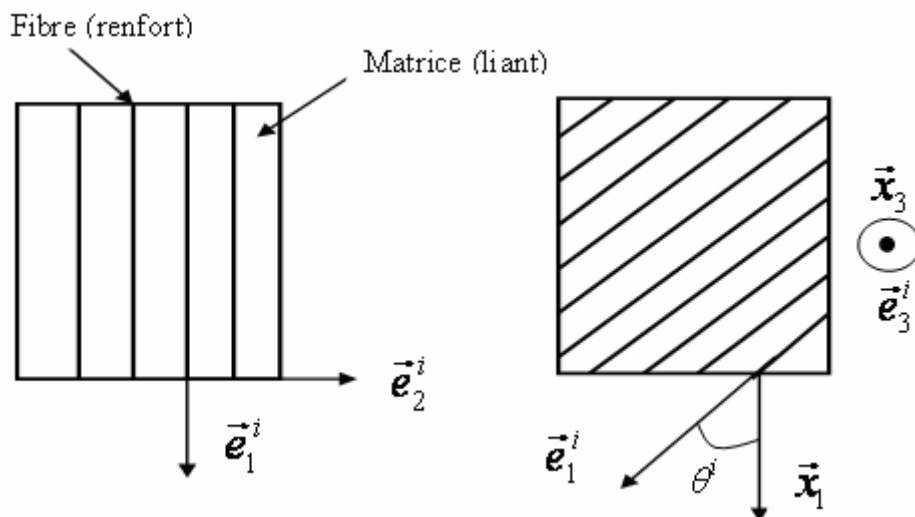
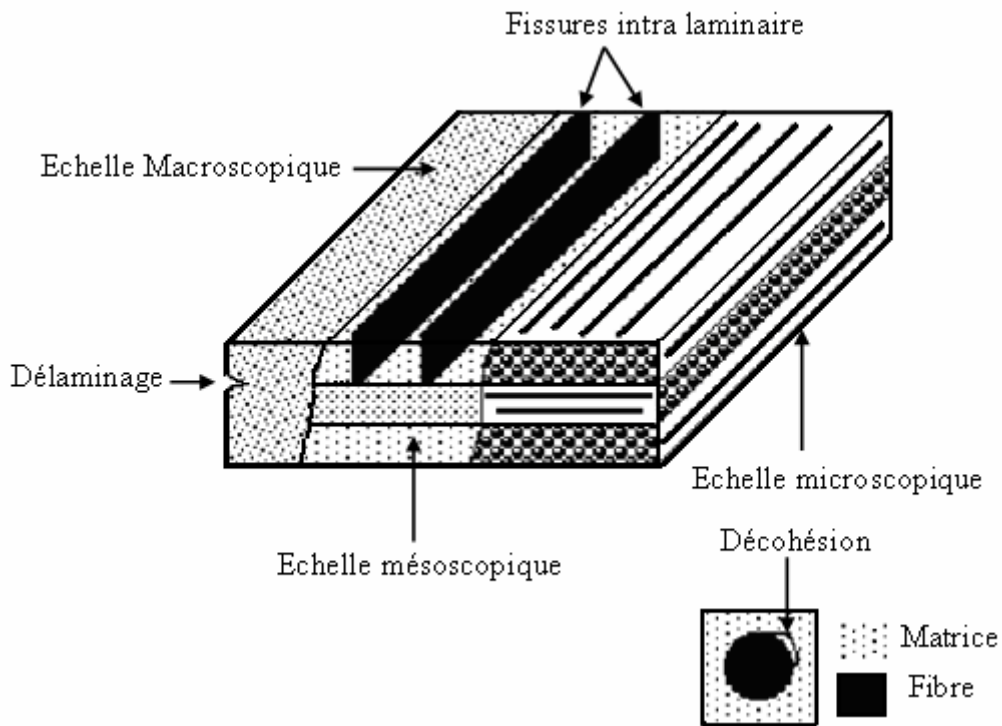


Figure 1. Nappe unidirectionnelle avec l'angle d'orientation  $\theta^i$ .

Usuellement, trois échelles de travail sont nécessaires à la description des matériaux composites (Figure 2) :

1. l'échelle microscopique qui distingue les fibres de la matrice ;

2. l'échelle mésoscopique qui ne distingue plus les fibres de la matrice, mais voit chacune des couches (pli ou nappe) comme étant constituée d'un seul matériau homogène ;
3. l'échelle macroscopique qui ne distingue pas les couches de la séquence et le matériau est considéré globalement homogène.



**Figure 2.** Représentation schématique des différentes échelles d'analyse d'un matériau composite à matrice polymère et fibres longues.

### 2.1.1. Fibres

Dans le cas des matériaux FRP, les fibres ou renforts confèrent aux matériaux composites leurs caractéristiques mécaniques (rigidité, résistance, dureté, etc.). Elles sont définies par leurs propres caractéristiques mécaniques généralement élevées et par leurs masses volumiques faibles. Les renforts les plus utilisés se présentent sous formes de fibres longues de verre ou de carbone avec un diamètre de l'ordre de 5 à 20  $\mu\text{m}$ , [Ber\_99]. Leur fraction volumique dans le matériau composite est généralement comprise entre 30 et 70%. Il existe aussi des fibres courtes dont les caractéristiques sont également élevées. Toutefois, leur utilisation reste très limitée dans les applications industrielles, aéronautiques notamment.

#### Fibre de verre

Le verre est un matériau très fragile du fait de sa forte sensibilité aux microfissures. Cependant, élaboré sous forme de fibres avec un faible diamètre, le verre perd ce caractère et

possède alors de bonnes caractéristiques mécaniques. Les fibres sont constituées par plusieurs centaines ou milliers de filaments composés de silice, alumine, chaux, magnésie, etc. [Ber\_99]. Il existe différents types de verres filables suivant leurs compositions. Les verres E, C, D, R ou S sont obtenues suivant une composition différente du mélange de préparation, ce qui leur confère des propriétés différentes. Nous nous contentons ici de donner les compositions des trois types de verre les plus utilisés, voir Tableau 1, [Ber\_99]. Les verres E ont de bonnes propriétés électriques et sont fortement utilisés dans l'industrie du textile. Les verres de type D se distinguent par leurs propriétés diélectriques qui favorisent leurs applications aux matériels électroniques de télécommunication. Les caractéristiques mécaniques élevées des verres R et S leurs permettent de constituer des structures à hautes performances, particulièrement dans les domaines aéronautique et militaire. Le Tableau 2 montre les caractéristiques mécaniques des verres E et R.

Constituants		Composition en masse (%)		
		Verre E	Verre D	Verre R
Silice	SiO <sub>2</sub>	53 - 54	73 - 74	60
Alumine	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	14 - 15,5		25
Chaux	CaO	20 - 24	0.5 - 0.6	9
Magnésie	MgO	20 - 24	0.5 - 0.6	6
Oxyde de bore	B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	6.5 - 9	22 - 23	
Fluor	F	0 - 0,7		
Oxyde de fer	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	<1	0.1 - 0.2	
Oxyde de titane	TiO <sub>3</sub>	<1		
Oxyde de sodium	Na <sub>2</sub> O	<1	1,3	
Oxyde de potassium	K <sub>2</sub> O	<1	1,5	

Tableau 1. Composition chimique des verres E, D et R, selon Berthelot [Ber\_99].

Caractéristiques			Verre E	Verre R
Masse volumique	$\rho$	Kg/m <sup>3</sup>	2600	2555
Module d'Young	$E_f$	GPa	73	86
Contrainte à la rupture	$\sigma_{fu}$	MPa	2000-2400	3600
Allongement à la rupture	$\varepsilon_{fu}$	%	4,4	5,2
Coefficient de Poisson	$\nu_f$		0,22	-

Tableau 2. Caractéristiques mécaniques des fibres de verres E et R, selon Berthelot [Ber\_99], l'indice f indique la fibre.

## Fibre de carbone

Les fibres de carbone possèdent d'excellentes caractéristiques mécaniques avec une masse volumique faible. Il faut noter que ces fibres ont aussi une excellente tenue en température dans une atmosphère non oxydante, et leurs caractéristiques mécaniques sont maintenues jusqu'à une température de 1500°C. Les fibres de carbone sont élaborées à partir d'un polymère de base appelé précurseur qui se présente sous forme de fibres orientées et réticulées. Ces dernières subissent une oxydation à 300°C, suivi d'une carbonisation à 1100°C pour acquérir une structure hexagonale d'atomes de carbone. Deux types de fibres de carbone sont obtenus après cette phase, les fibres HR (haute résistance) et les fibres HT (haute ténacité). La phase de graphitisation est utilisée lorsque l'on souhaite augmenter la rigidité des fibres (fibres à module d'Young élevé). La phase de graphitisation consiste à effectuer une pyrolyse des fibres, en atmosphère inerte, jusqu'à 2600°C. Ceci permet une réorientation des réseaux hexagonaux suivant l'axe des fibres. Cependant, les défauts qui apparaissent au cours de ce dernier traitement diminuent la résistance à la rupture des fibres. Cette phase permet l'élaboration de deux autres types de fibres de carbone, HM (fibres à haut module) et HTM (fibres à très haut module). Enfin, la phase de traitement de surface de ces fibres permet d'accroître leur rugosité et la nature des liaisons chimiques dans le but d'améliorer la liaison fibre-résine. Le Tableau 3 compare les caractéristiques des fibres de carbone à celles des fibres de verre.

Caractéristiques		Verre E	Carbone HR	Carbone HM	Carbone THM
Masse volumique $\rho$	(Kg/m <sup>3</sup> )	2600	1750	1810	1950
Diamètre	$\mu\text{m}$	10 à 20	5 à 7	5 à 7	5 à 7
Module d'Young $E_f$	(GPa)	73	230	400	600
Contrainte de rupture $\sigma_{fu}$	(MPa)	28	130	210	310
Module spécifique $E_f/\rho$	(MN m/kg)	3400	3000-4000	2800	2000
Contrainte spécifiques $\sigma_{fu}/\rho$	(KN m/kg)	1300	1717-2290	1550	1030
Prix de revient rapporté aux fibres de verre E		1*	10-15	30-50	200-400

*Tableau 3. Caractéristiques des fibres de carbone, comparées à celles des fibres de verre E, selon Berthelot [Ber\_99], l'indice f indique la fibre et u indique la rupture.*

### 2.1.2. Matrice

Les résines utilisées dans les matériaux composites ont pour rôle de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et de les protéger de l'environnement extérieur. Elles limitent en générale la température d'utilisation du composite. Les résines doivent être compatible avec les fibres et avoir une déformabilité importante. Leur masse volumique faible permet de conserver des caractéristiques spécifiques élevées aux matériaux composites. Les

deux grandes familles de résine polymère sont les résines thermodurcissables et les résines thermoplastiques. Ces deux types de résine possèdent la faculté de pouvoir être moulés ou mis en forme, pour donner soit un produit fini, soit un produit semi-fini dont la forme peut être modifiée. Après leur utilisation, les résines thermoplastiques peuvent être récupérées et facilement recyclées. De plus ces résines présentent l'aptitude à l'état liquide de se mouler facilement par plasticité. Les résines thermodurcissables quand à elles ont la particularité de ne pouvoir être mises en forme qu'une seule fois. En effet, après polymérisation par apport de chaleur en présence d'un catalyseur, ces résines conduisent à une structure géométrique qui ne peut être détruite que par un apport important d'énergie thermique. Ainsi, les résines thermodurcissables possèdent des propriétés mécaniques et surtout thermomécaniques plus élevées que les résines thermoplastiques. De ce fait, elles sont les plus employées actuellement dans la mise en œuvre des matériaux composites.

La principale différence lors de l'usinage des résines thermodurcissables et thermoplastiques est liée à leur mode de dégradation thermique. Les résines thermoplastiques fondent, alors que les résines thermodurcissables se vaporisent sous l'action de la chaleur dégagée pendant la coupe.

La matrice constituant les matériaux composites de cette étude est de type thermodurcissable. Son caractère fragile associé au mode de dégradation thermique ne génère pas de difficultés particulières pour l'usinage, [Gue\_94]. Du fait de leurs bonnes caractéristiques thermomécaniques et d'adhérence aux fibres de carbone et de verre, les époxydes sont les plus utilisées pour la fabrication de structures composites aéronautiques. Leur facilité de traitement et de mise en œuvre permet d'obtenir des coûts de fabrication raisonnables.

### 2.1.3. Interface fibre/matrice

L'interface fibre-matrice joue un rôle important dans le comportement global des matériaux composites. Elle doit transférer la charge de la matrice aux fibres afin de permettre un comportement global régulier du composite. Plusieurs phénomènes importants peuvent avoir lieu à l'interface fibre-matrice. Ces phénomènes favorisent la déformation plastique de la matrice et influencent l'initiation et le mode de la rupture. La rupture mécanique de l'interface fibre-matrice affecte fortement le comportement du composite, elle peut générer des dommages sévères dans la structure composite. D'une façon générale, pour réaliser un composite possédant des caractéristiques mécaniques élevées, il est nécessaire de procéder à une bonne adhérence entre la fibre et la matrice. Il est donc important d'augmenter la résistance de l'interface fibre-matrice. Ceci n'est pas toujours vrai plus particulièrement dans le cas des composites à matrices fragiles. Par exemple, il est souhaitable que la dureté de l'interface soit faible dans le cas des composites à matrice thermodurcissable pour que ces dernières puissent absorber les énergies dues à la propagation de fissures le long de l'interface

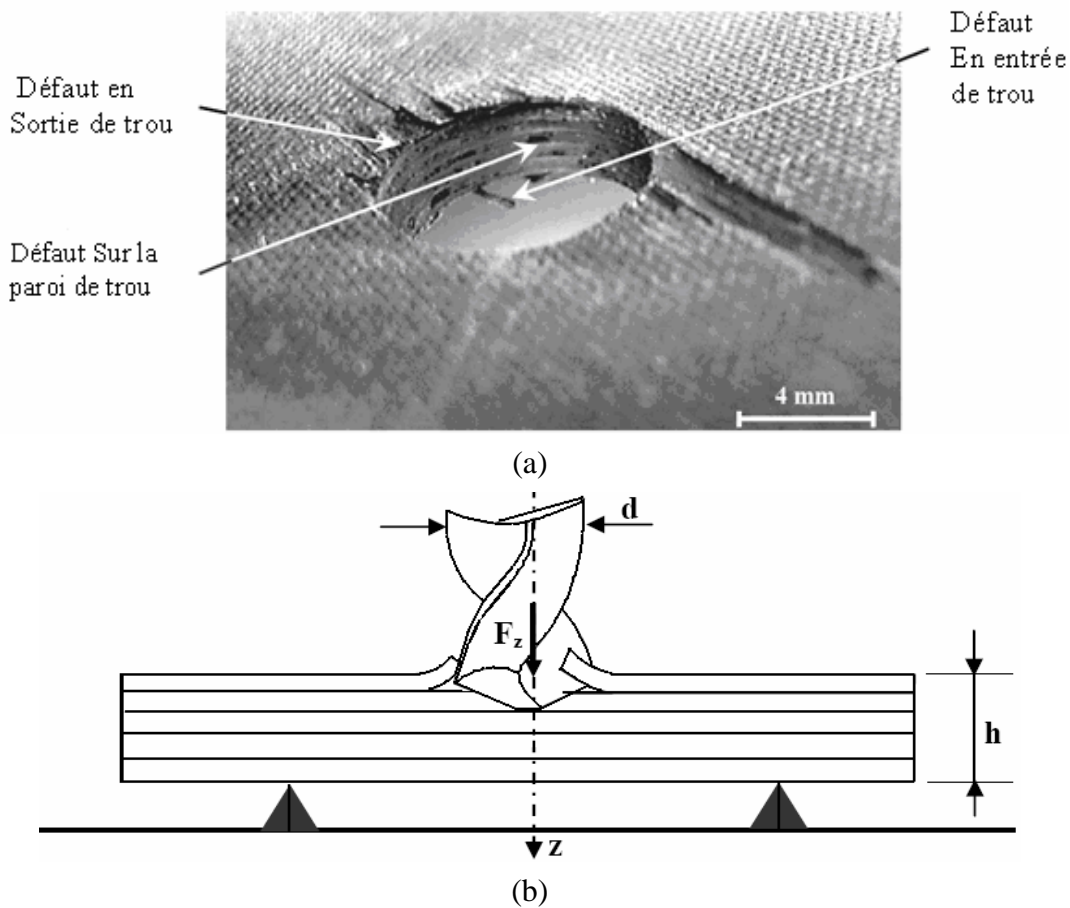
fibre-matrice. Pour améliorer la liaison fibre-matrice, un traitement de la surface extérieure des fibres est généralement réalisé pendant leur mise en forme. Ce traitement se fait par oxydation ménagée en milieu acide. Cette phase a pour objet d'accroître la rugosité des filaments ainsi que la nature des liaisons chimiques. La résistance d'adhérence est principalement contrôlée par les forces de Van der Waal ; elle est influencée par plusieurs facteurs tels que l'inter-diffusion, la compatibilité chimique, l'attraction électrostatique et les contraintes résiduelles. Dans la littérature, plusieurs études expérimentales ont proposé différentes méthodes pour mesurer la résistance de l'interface, [Dif\_95], [Hull\_96], [Zou\_01]. Les valeurs expérimentales de la contrainte à la rupture en cisaillement de l'interface issues des essais réalisés sont de l'ordre de 5 à 100 MPa, [Hull\_96]. Cependant, les propriétés de l'interface fibre-matrice dans le composite pourraient être très différentes de celles mesurées expérimentalement.

### **3. Mise en forme par usinage des matériaux composites**

La solution "usinage" pour les matériaux composites est souvent adoptée pour la réalisation des produits finis à la forme désirée. Cependant, l'usinage du matériau composite peut s'avérer complexe. Il est souvent réalisé par différentes opérations comme le détournage, le contournage ou le perçage avant l'assemblage final sous forme de structure. D'autres procédés non conventionnels, tels que le jet d'eau haute pression, la découpe laser sont aussi utilisés.

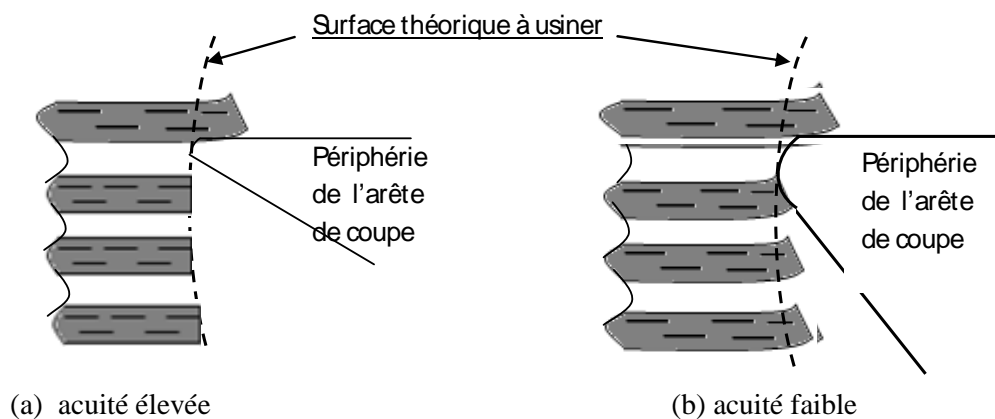
#### ***3.1. Procédé de perçage***

Le perçage est l'opération la plus utilisée pour l'assemblage des structures composites. Comme le montre la Figure 3, le délaminage, le déchaussement de fibres et la fissuration en surface de trou sont les principaux défauts de qualité des structures percées. Le délaminage est considéré comme l'endommagement le plus critique. Afin de pallier à ces défauts qui affectent considérablement les performances mécaniques du matériau et réduisent sévèrement la durée de vie des structures percées, il est nécessaire de développer des procédures d'optimisation des conditions d'usinage (géométrie d'outil, paramètres de coupe, stratégie d'usinage, etc.). Ceci peut être réalisé grâce à la mise en évidence et l'appréhension des facteurs les plus influents lors du perçage des composites.



**Figure 3.** Procédé de perçage. (a) localisation des principaux défauts générés lors du perçage des composites en carbone/époxy (b) schématisation d'un défaut en entrée du trou, selon [Zit\_04].

Selon la littérature, la géométrie et la nature du matériau d'outil utilisées (HSS, WC-Co, etc.) sont les paramètres qui conditionnent la qualité de l'usinage. Dans le cas de l'acuité de l'arête de coupe par exemple, sa diminution provoque automatiquement une baisse de la qualité de la coupe. En effet et comme le montre la Figure 4, une acuité faible de l'arête de coupe génère une flexion importante des fibres avant leur rupture par cisaillement.



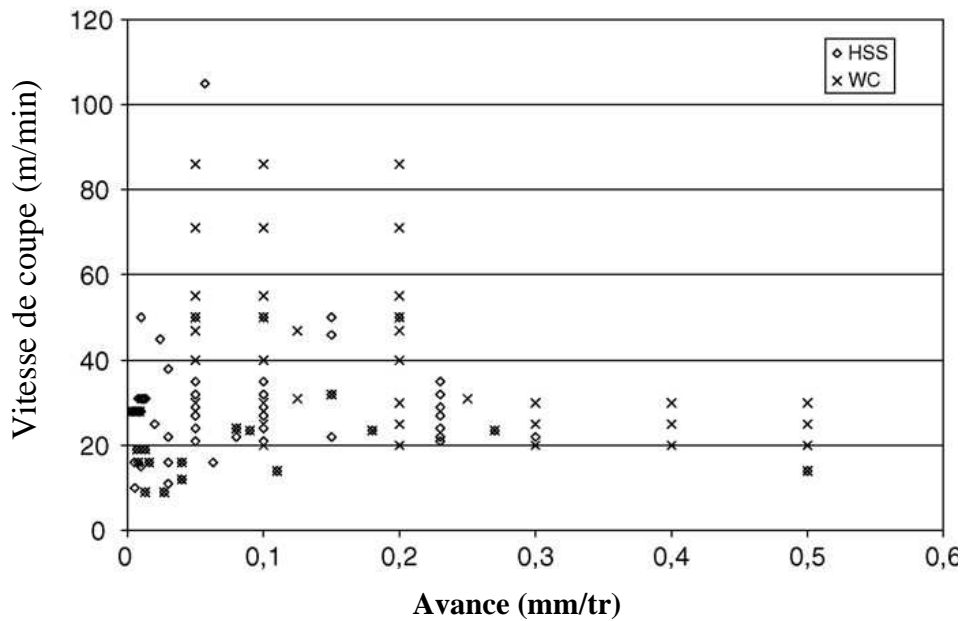
**Figure 4.** Effet de l'acuité de l'arête de coupe sur la qualité d'usinage en perçage.



Plusieurs auteurs ont analysé l'endommagement induit pendant l'opération de perçage. Piquet et al. [Piq\_00] ont conduit une étude sur des stratifiés épais en carbone/époxy avec deux géométries de forets différentes. Un foret hélicoïdal à deux lèvres et un foret à géométrie spéciale avec trois arêtes de coupe. Le perçage avec le dernier outil a montré une réduction de la longueur de contact entre l'outil et la pièce. La réalisation des trous avec un défaut de délaminage réduit a par conséquent été observée. El-Sonbaty et al. [El-S\_04] ont analysé l'effet du diamètre de foret sur les efforts de coupe (effort d'avance et effort de coupe) lors du perçage des composites renforcés par des fibres de verre (GFRP). Des forets conventionnels en acier rapide avec différents diamètres (allant de 8 à 13 mm) ont été testés. Les résultats obtenus par ces auteurs montrent une augmentation des efforts avec le diamètre du foret et la vitesse d'avance. L'effet de l'arrondi du foret sur le délaminage a aussi été analysé par Tsao et Hocheng [Tsa\_03]. L'analyse a montré que l'effort d'avance est très sensible à la longueur de l'arête. Un rapport optimal entre cette longueur et le diamètre a permis la réalisation des avant-trous sans produire de délaminage à la sortie de trou.

D'autres paramètres comme la vitesse de coupe, l'avance, la profondeur de coupe, etc. peuvent également influencer la qualité de perçage des composites. En effet, l'usinage des matériaux composites induit souvent un endommagement en subsurface et en profondeur de la pièce. Par exemple, dans le cas de l'usinage avec les outils en acier rapide (outils HSS), l'augmentation de la vitesse de coupe génère des températures élevées. Ces dernières ont des conséquences néfastes sur la rigidité du matériau (carbonisation de la matrice dans le cas de la matrice thermodurcissable et adoucissement ou même fusion de celle dans le cas de la matrice thermoplastique). Par conséquent, la vitesse de coupe fréquemment utilisée avec les outils HSS est située dans un intervalle limité entre 20 et 60 m/min, le perçage avec des vitesses d'avance supérieures à 0.3 mm/tr peut générer d'autres problèmes de type délaminage dans la structure du composite, voir Figure 5, [Abr\_07]. Pour remédier à la limitation de la vitesse, d'autres types d'outils comme le carbure de tungstène peuvent être utilisés. Cependant, comme le montre la Figure ci-dessous, plus on augmente l'avance, plus on diminue la vitesse de coupe permise dans le cas du carbure de tungstène. Ce dernier permet néanmoins de travailler à grande avance (allant jusqu'à 0.5 mm/tr).

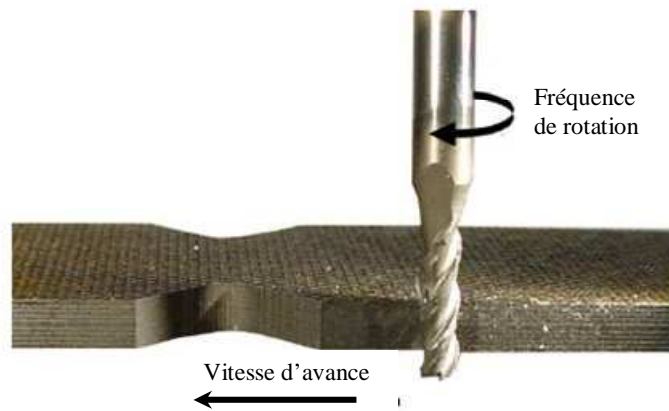
L'analyse présentée ici montre clairement l'effet important des paramètres d'usinage à la fois géométriques et cinématiques sur la qualité des pièces des composites percées.



**Figure 5.** Vitesses de coupe et d'avance utilisées en perçage des composites FRP. Les forets utilisés sont en acier rapide (HSS) et en carbure de tungstène (WC), selon Abrao et al. [Abr\_07].

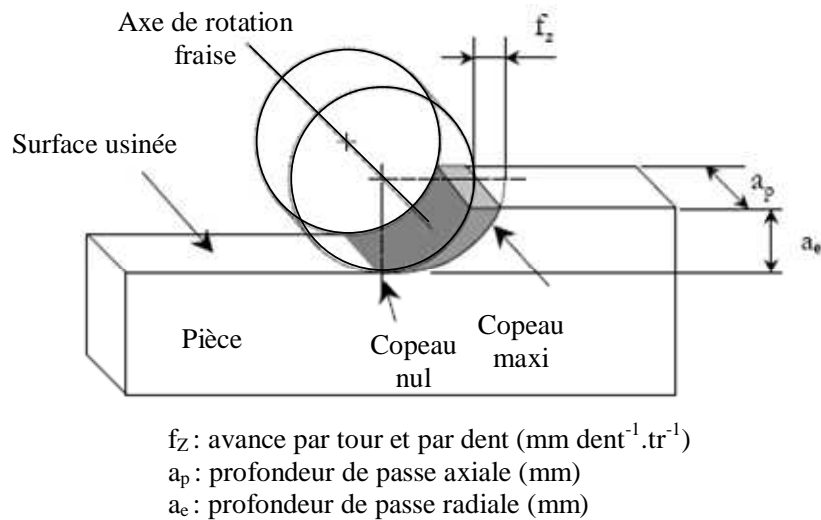
### 3.3. Procédé de fraisage et effet des paramètres de coupe

Dans le cas du fraisage, le détournage (fraisage de profil) et le contournage sont les opérations les plus utilisées dans les applications industrielles. Le détournage est souvent employé pour les opérations d'ébavurage des pièces brutes de moulage. Le principe de cette opération est montré par la Figure 6. Dans la configuration de détournage, l'enlèvement de matière a pour objectif de ramener les dimensions de la pièce à des valeurs conformes au dessin de définition. Le fraisage se fait alors sur toute l'épaisseur de la pièce..



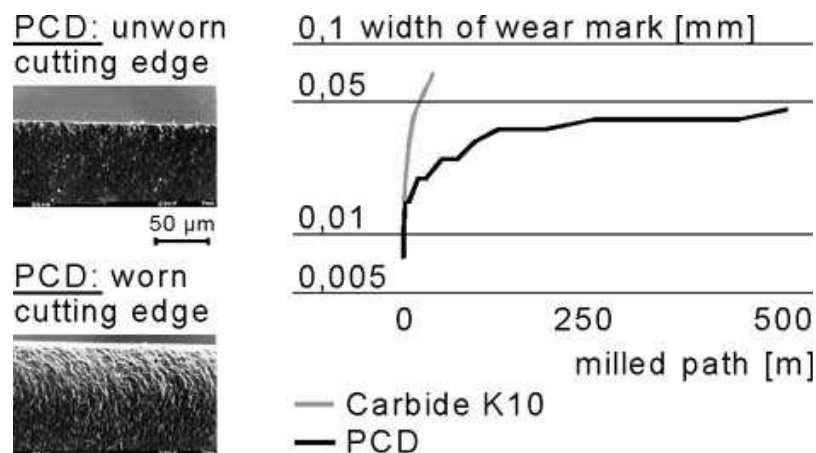
**Figure 6.** Opération de détournage (fraisage de profil).

Dans le cas du fraisage par contournage, les trajectoires successives des arêtes de coupe génèrent des copeaux dont la section est en forme de croissant (Figure 7). Selon que la fraise attaque le copeau par son épaisseur nulle ou maximale, le fraisage est désigné respectivement par fraisage en opposition ou fraisage en concordance (ou encore en avalant)



**Figure 7.** Opération de contournage.

Le matériau des fibres, leurs dispositions et la fraction volumique de la matrice dans le matériau composite jouent un rôle important dans le choix de l'outil de coupe et des paramètres d'usinage, [Tet\_02]. Les outils en carbure de tungstène (nuance K10) et en PCD sont les plus utilisés car ils résistent bien à l'usure par abrasion. La Figure 8 illustre l'évolution de l'usure de ces deux outils en fonction de la longueur usinée, [Klo\_98]. L'outil PCD se montre plus stable à l'usure et permet ainsi une longueur d'usinage plus importante que celle obtenue par un outil en carbure de tungstène. Une acuité élevée (rayon d'acuité entre 10 et 15  $\mu\text{m}$ ) de ces deux types d'outils permet d'obtenir des pièces avec une bonne qualité de surface. Celle-ci est encore meilleure dans le cas des outils PCD et particulièrement ceux dont la taille des grains est très fine, [Klo\_98].



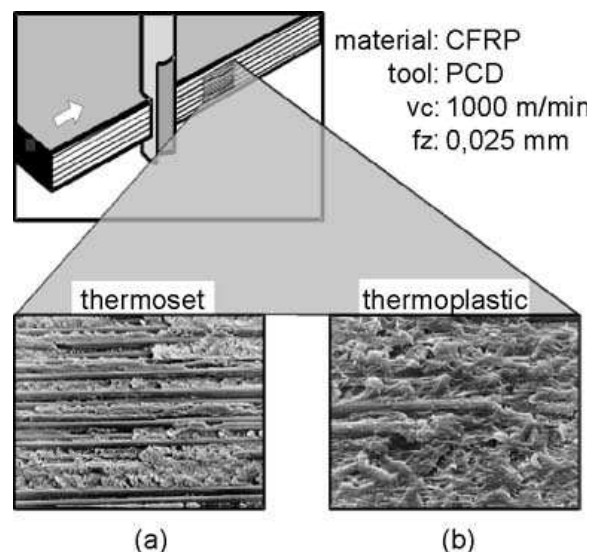
**Figure 8.** Évolution de l'usure des outils PCD et des outils carbure de tungstène pendant le fraisage des composites à matrice polymère et fibres de carbone (CFRP), [Klo\_98].

Le comportement fragile en rupture des fibres de verre et de carbone permet l'usinage des composites renforcée par ces types de fibres avec des outils à géométries standards utilisées

dans la coupe des métaux, [Tet\_02]. Cependant, les géométries standards ne peuvent pas être appliquées à l'usinage des composites à renforts de fibres d'aramide (AFRP). Ces dernières nécessitent des géométries spéciales qui génèrent d'abord des précontraintes dans les fibres d'aramide avant de procéder à leur coupe. Dans l'objectif de minimiser le frottement élevé causé par le comportement abrasif des fibres, l'usinage des FRP nécessite également de bonnes qualités des surfaces de l'outil de coupe aux niveaux de sa face de coupe et de sa face de dépouille ( $R_a < 1.5 \mu\text{m}$  pour les fibres de verre et de carbone ;  $R_a < 0.8$  pour les fibres d'aramide), [Tet\_02].

Un autre paramètre important qui affecte fortement la qualité de fraisage des matériaux FRP est l'angle d'orientation des fibres par rapport à la direction de l'usinage. En effet, Klocke et al. [Klo\_98] ont montré que la qualité de la surface usinée varie avec l'angle d'orientation des fibres par rapport à la direction de l'avance de l'outil.

Le type de la matrice influence également le processus d'usinage. Par exemple, on peut noter que dans le cas des FRP à matrice thermodurcissable, une bonne qualité de surface est obtenue avec un angle d'orientation  $0^\circ$ , alors qu'elle est obtenue avec un angle de  $90^\circ$  dans le cas d'une matrice thermoplastique, [Klo\_99]. Klocke et al. [Klo\_98] ont mis en évidence l'effet de la matrice sur la qualité de surface pendant l'opération de fraisage des matériaux FRP à matrice thermoplastique et thermodurcissable dans les mêmes conditions de coupe et pour un angle d'orientation des fibres de  $0^\circ$ . Ils ont observé que la structure de la surface obtenue dans le cas du fraisage des FRP à matrice thermoplastique est plus régulière par rapport à celle usinée sur des FRP à matrice thermodurcissable où des arrachements de fibres ont été constatés, voir Figure 9. Cependant, l'usure de l'outil de coupe est plus forte dans le cas de fraisage des FRP à matrice thermoplastique que dans le cas de fraisage des FRP à matrice thermodurcissable, [Tet\_02].



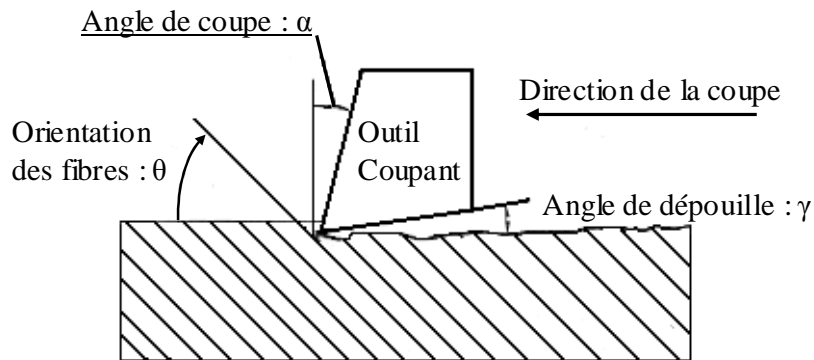
**Figure 9.** Qualité de surface obtenue pendant le fraisage des matériaux CFRP, (a) à matrice thermodurcissable, (b) à matrice thermoplastique, [Klo\_98].

Par ailleurs selon Schulz [Sch\_97], la variation de l'angle de coupe et de dépouille lors du fraisage des composites carbone/époxy et carbone/polyamide avec des outils PCD (diamant polycristallin) a montré un effet considérable sur l'usure des outils.

### 3.4. Coupe orthogonale

Contrairement aux opérations de perçage et de fraisage décrites précédemment, la coupe orthogonale est l'opération la plus simple. De ce fait, elle est rarement utilisée dans les applications industrielles. Cependant, la cinématique de la coupe et les géométries simples (d'outils et de la pièce) qu'elle implique facilitent grandement l'étude des phénomènes physiques mis en jeu. Dans la configuration de coupe orthogonale, l'arête de l'outil est perpendiculaire à la fois aux directions de coupe et d'avance, Figure 10. L'outil est incliné d'un angle  $\alpha$ , appelé angle de coupe, par rapport à la verticale et d'un angle  $\gamma$ , angle de dépouille, par rapport à l'horizontale. Le déplacement de l'outil suivant la direction de la coupe se fait à la vitesse de coupe  $V_C$ .

Comme schématisé sur la Figure 10, l'orientation des fibres est donnée par l'angle  $\theta$  entre la direction de la coupe (sens horizontale) et la direction des fibres. Ainsi, on parlera d'une orientation de  $90^\circ$  lorsque la fibre est perpendiculaire à la direction de la coupe (configuration perpendiculaire) et d'une orientation de  $0^\circ$  lorsque la fibre est parallèle à la direction de la coupe (configuration parallèle).



**Figure 10.** Schématisation de la coupe orthogonale d'un stratifié unidirectionnel.

Dans la suite de cette étude, nous nous contenterons de cette opération simple pour analyser les travaux antérieurs issus à la fois de l'expérimentation et de la modélisation (analytique et numérique). La limitation de l'étude à la coupe orthogonale est aussi justifiée par le fait qu'actuellement c'est la seule configuration réellement maîtrisée d'un point de vue théorique et expérimentale. Contrairement aux autres procédés (perçage, fraisage) où l'outil possède une géométrie complexe, et est en mouvement continu par rapport à la pièce, l'usinage orthogonale présente l'avantage d'une coupe avec outil fixe ou animé d'un mouvement de translation simple.

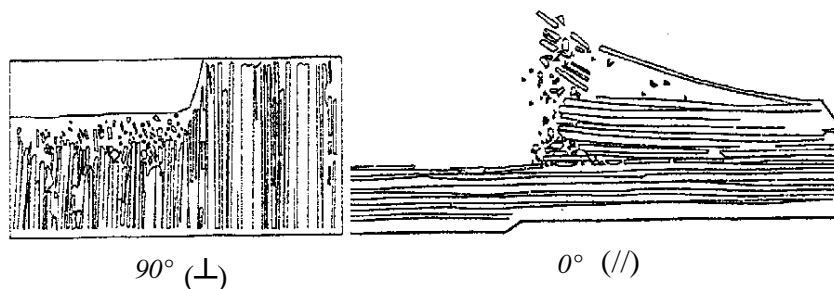
## 4. Phénomènes physiques régissant l'usinage des composites

Dans la suite de ce paragraphe, les mécanismes physiques d'enlèvement de matière lors de l'usinage d'un composite sont tout d'abord étudiés dans le cas des deux configurations parallèle et perpendiculaire. L'analyse se généralisera ensuite pour une configuration  $\theta$  quelconque.

### 4.1. Mécanismes d'enlèvement de matière des composites unidirectionnels.

#### 4.1.1. Configurations parallèle et perpendiculaire ( $\theta=0^\circ$ et $\theta=90^\circ$ )

Dans les années 1980, Koplev [Kop\_80] a mené des essais de coupe orthogonale sur les matériaux composites unidirectionnels à matrice polymère renforcée par fibres longues de carbone (CFRP). Le processus de formation de copeau et la qualité de la surface usinée ont été étudiés dans les deux cas simples où les orientations des fibres sont parallèles et perpendiculaire à la direction de coupe. A partir des observations réalisées dans cette étude, Koplev [Kop\_80] a été le premier à postuler que l'enlèvement de matière lors de l'usinage des matériaux composites se fait à travers une série de ruptures. Dans son analyse, l'auteur affirme que deux mécanismes principaux régissent la formation du copeau. Le premier mécanisme dit "mécanisme de flambement" dans la direction parallèle aux fibres, donne lieu à des surfaces usinées de bonne qualité. Le second dit "mécanisme de cisaillement" dans la direction perpendiculaire aux fibres, donne lieu à des surfaces de mauvaise qualité (voir Figure 11). En effet, la formation du copeau dans la configuration perpendiculaire se fait via des ruptures induites par compression de la partie adjacente à la face de coupe de l'outil, c'est ainsi que plusieurs fissures s'amorcent au niveau du contact outil/pièce. La taille de ces fissures est de 0.1 à 0.3 mm. La configuration parallèle provoque des ruptures dans la partie en contact avec le bec de l'outil. Ces ruptures se propagent dans la direction de la coupe jusqu'à une taille maximale égale à deux fois le diamètre de la fibre ( $14\mu\text{m}$ ).



**Figure 11.** Usinage des composites CFRP pour les orientations de fibres à  $0^\circ$  (configuration parallèle) et  $90^\circ$  (configuration perpendiculaire) selon [Kop\_80].

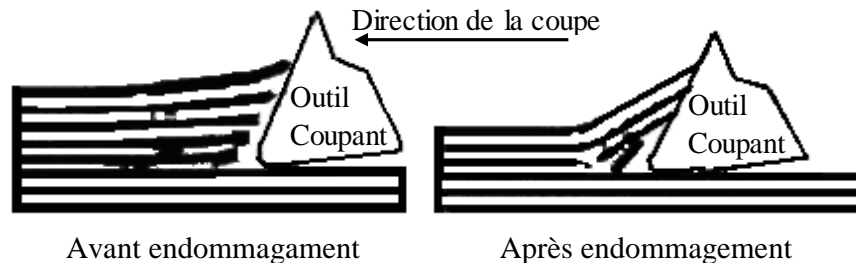
L'analyse par Koplev [Kop\_80] des copeaux, a permis également de confirmer que les matériaux FRP ne subissent pas de grandes déformations plastiques pendant l'usinage

(comportement fragile). Il s'agit plutôt d'une série de ruptures générées par l'engagement de l'outil dans le matériau. C'est ainsi que cet auteur a suggéré que la formation du copeau est le résultat d'une multitude de ruptures fragiles des deux constituants du composite, la fibre et la matrice. D'autres observations expérimentales menées par Puw et Hocheng [Puw\_98] ont suggéré que pendant l'usinage du composite FRP, trois mécanismes contrôlent la formation du copeau: le délaminage, le micro flambement et la flexion. Le délaminage et le micro flambement se produisent dans le cas de la configuration parallèle, alors que la flexion dans le cas de la configuration perpendiculaire. Chacun de ces mécanismes correspond à des états de contraintes et de déformations différents dans les deux constituants du composite.

Ces auteurs [Puw\_98] ont mis en évidence l'effet de l'angle de coupe sur les mécanismes d'enlèvement de matière :

a) Cas des angles de coupe positifs  $\alpha > 0^\circ$

Pour un angle de coupe  $\alpha$  positif, Figure 12, on assiste à une compression des fibres (appliquée par l'outil) dans le sens longitudinal. Ceci entraîne une séparation entre la matrice et les fibres (décohésion de l'interface). En effet, les efforts exercés par l'arête de l'outil forcent les fibres à se fléchir vers le haut comme illustré sur la Figure 12. Le mouvement de l'outil pendant l'usinage engendre d'abord une mise en porte à faux des fibres qui se rompent ensuite sous des contraintes de flexion pour donner enfin naissance à un micro-copeau.

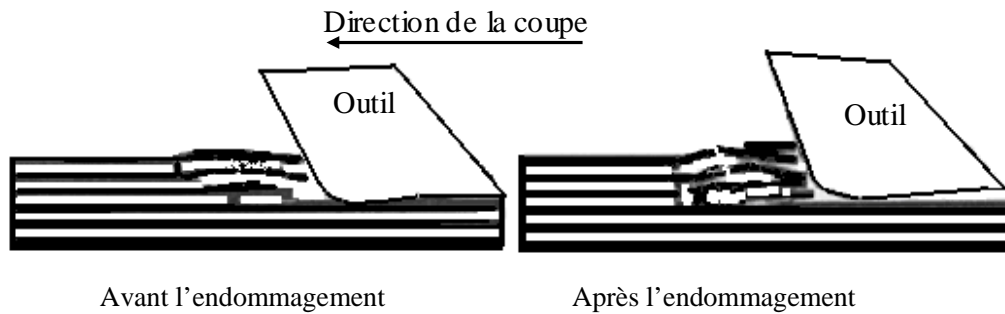


**Figure 12.** Mécanismes d'endommagement par délaminage lors de la coupe orthogonale des composites FRP pour l'orientation  $0^\circ$  des fibres, angle de coupe positif, selon [Puw\_98]

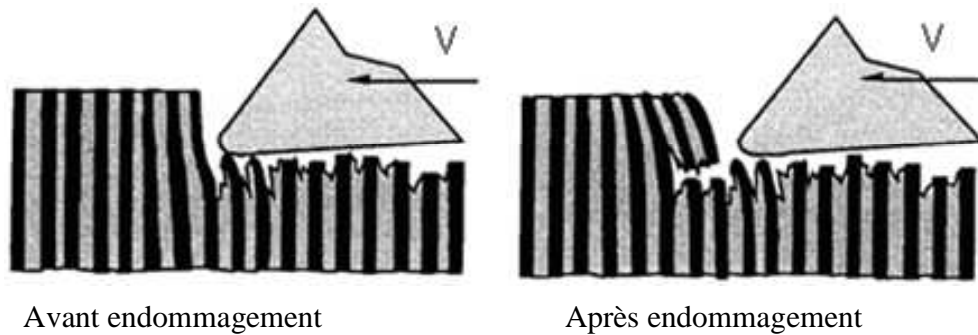
b) cas des angles de coupe nuls et négatifs  $\alpha \leq 0^\circ$

L'angle de coupe nul ou négatif entraîne une formation de copeaux plutôt par flambement que par délaminage, Figure 13. D'après Puw et Hocheng [Puw\_98], l'analyse du copeau dans le cas de la coupe parallèle avec un angle de coupe nul ou négatif montre une fragmentation de la matière. Ceci permet de déduire que la formation du copeau se fait par endommagement dû au flambement. Ce flambement se produit lorsque les fibres en porte à faux sont soumises à des contraintes de compression, une fissure s'amorce alors en face de l'arête de coupe et se propage dans la direction des fibres. Suite à ce phénomène, les fibres libres (détachés du matériau) se déforment sous l'action de l'effort de compression de l'outil jusqu'à rupture.

Dans la configuration de coupe perpendiculaire aux fibres, comme cela a été annoncé par Koplev [Kop\_80], Puw et Hocheng [Puw\_98] ont montré que l'enlèvement de matière se fait essentiellement par flexion, Figure 14. Lorsque le rayon de bec de l'outil (en générale compris entre 7 et 20  $\mu\text{m}$ ) dépasse le diamètre des fibres, le cisaillement des fibres ne peut pas avoir lieu. Les fibres subissent alors un fléchissement jusqu'à ce que la contrainte au niveau de ces fibres atteigne sa valeur critique (flèche maximale). La formation du copeau se fait dans ce cas, par rupture des fibres en flexion.



**Figure 13.** Mécanismes d'endommagement par flambement lors de la coupe orthogonale de composites FRP pour l'orientation  $0^\circ$  des fibres, angle de coupe négatif selon [Puw\_98]



**Figure 14.** Mécanismes d'endommagement par flexion lors de la coupe orthogonale de composites FRP pour l'orientation  $90^\circ$  des fibres, selon [Puw\_98]

D'autres essais expérimentaux [Wan\_95] ont confirmé que les mécanismes de délaminage et de flambement qui pilotent la formation de copeau pour l'orientation  $0^\circ$  ( $//$ ) des fibres, Figure 15 (a), alors que celui de flexion suivi de cisaillement gouvernent l'enlèvement de copeau dans le cas d'orientation  $90^\circ$  ( $\perp$ ), voir Figure 15 (c).

#### 4.1.2. Configuration des fibres avec une orientation quelconque

Wang et al. [Wan\_95] et Arola et al. [Aro\_96] ont montré l'influence de l'orientation des fibres sur la formation du copeau. Ils ont ainsi confirmé (comme illustré par la Figure 15) que la coupe des composites FRP unidirectionnel est régie par la combinaison de trois mécanismes de coupe selon l'angle d'orientation des fibres.

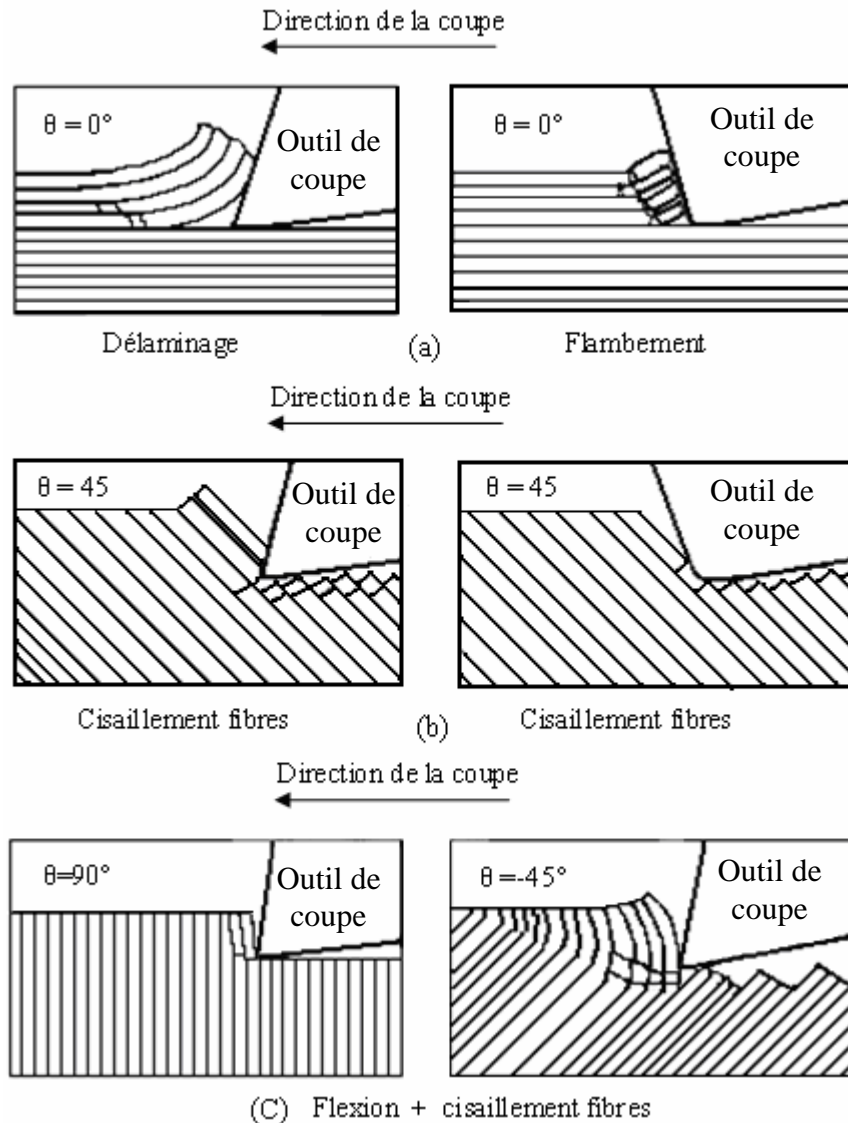
- Cas où  $15 \leq \theta \leq 75^\circ$



Le copeau se forme par combinaison de deux mécanismes, Figure 15 (b) : 1- la compression qui entraîne la rupture des fibres dans la direction perpendiculaire. 2- le cisaillement qui engendre des ruptures le long de l'interface fibre-matrice parallèlement aux fibres.

- Cas où  $90 \leq \theta \leq 180^\circ$

Comme illustré par la Figure 15 (c), la flexion suivie d'un cisaillement sont les mécanismes de rupture responsables de la formation du copeau. Cette dernière est accompagnée par un délaminage hors plan.

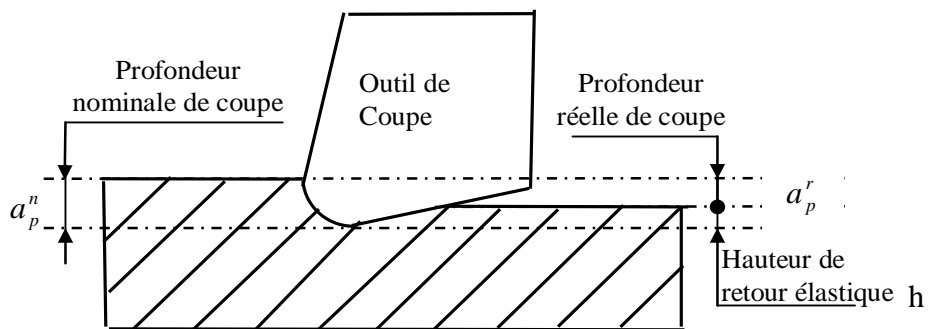


**Figure 15.** Mécanismes de formation du copeau en coupe orthogonale du composite FRP unidirectionnel en fonction de l'angle d'orientation des fibres et de l'angle de coupe, selon [Wan\_95].

## 4.2. Analyse des paramètres d'usinage : efforts de coupe, intégrité de surface et morphologie du copeau.

### 4.2.1. Efforts de coupe et d'avance

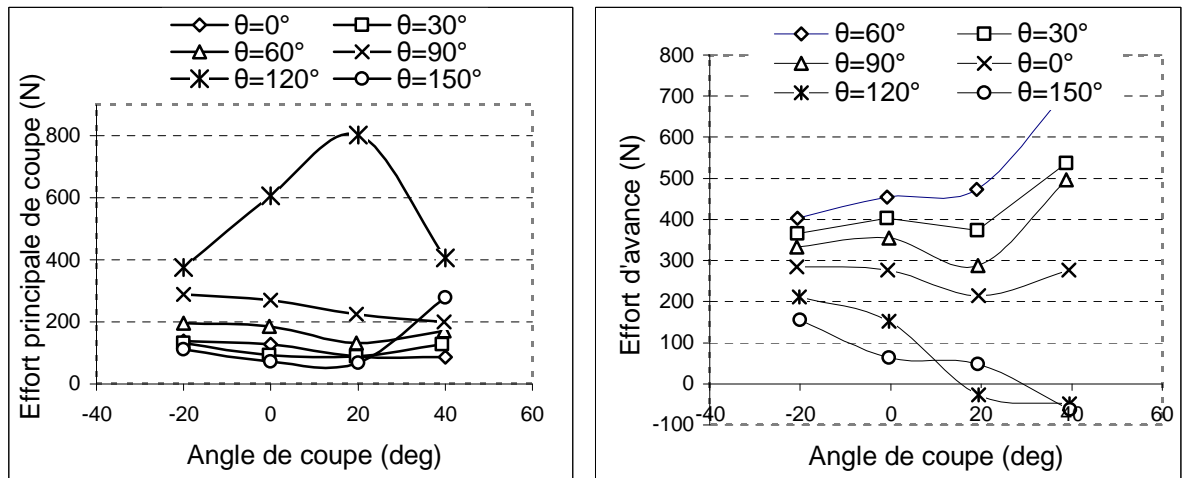
Koplev et al. [Kop\_83] ont étudié la relation entre la géométrie d'outil, les mécanismes de formation du copeau et les efforts de coupe. Dans cette étude, il a été déduit que l'effort principal de coupe (effort horizontale) diminue avec l'angle de coupe (de  $0^\circ$  à  $10^\circ$ ). Ces auteurs expliquent cette tendance par le fait qu'une augmentation de l'angle de coupe facilite nécessairement le glissement du copeau sur la surface de l'outil. Ces mêmes auteurs ont montré également que l'effort d'avance diminue fortement avec l'angle de dépouille généralement compris entre  $3$  et  $15^\circ$ . Cette diminution a été attribuée à la proportionnalité qui existe entre l'effort d'avance et la surface de contact entre l'outil et la pièce. L'effet de l'usure de l'outil sur les efforts de coupe a aussi été étudié dans le travail de Koplev [Kop\_83]. Il a été constaté que les efforts de coupe et d'avance augmentent avec l'usure. Cette augmentation est particulièrement plus prononcée pour l'effort d'avance.



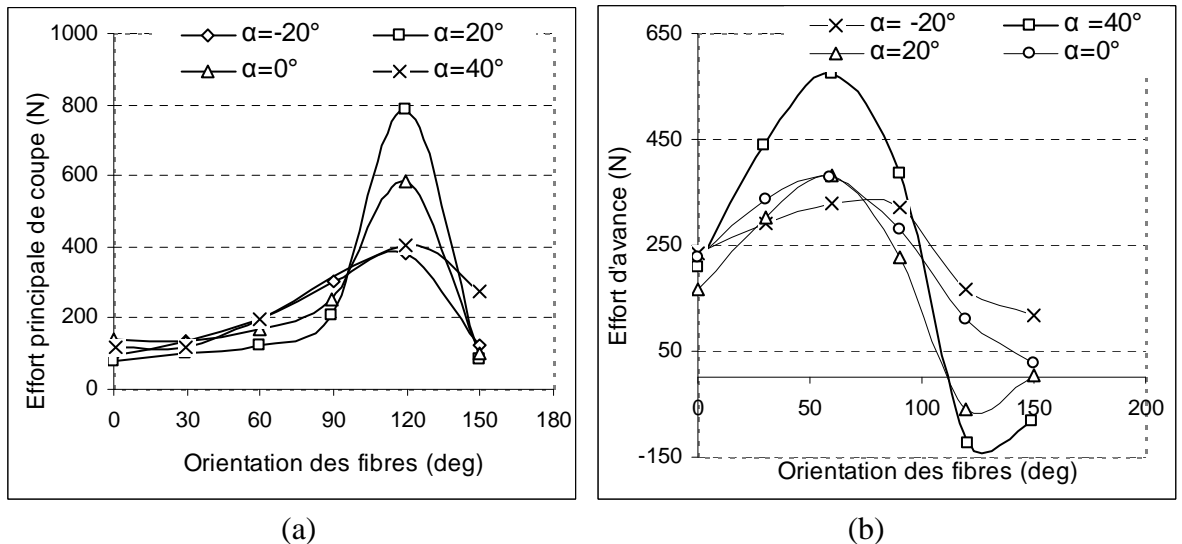
**Figure 16.** Illustration du phénomène de retour élastique des fibres après le passage de l'outil, selon [Wan\_03].

Par ailleurs, Wang et al. [Wan\_95] ont étudié l'influence des paramètres d'usinage sur les efforts de coupe lors des essais de coupe orthogonale sur un matériau composite unidirectionnel (graphite/époxy). Lors de ces essais, l'effort principal de coupe a montré des fluctuations plus ou moins élevées selon l'orientation des fibres. Les fluctuations les plus importantes ont été observées lors de la coupe avec des orientations  $\theta \geq 90^\circ$ . Une étroite relation entre l'amplitude de ces fluctuations et la taille du copeau a également été démontrée dans l'étude de Wang et al. [Wan\_95]. Les efforts d'avance obtenus lors de la coupe des composites à orientations positives (entre  $0^\circ$  et  $90^\circ$ ) dépassent largement les efforts de coupe. Il est à noter qu'en générale l'effort de coupe est toujours plus important que l'effort d'avance, la tendance inverse constatée dans le cas des composites FRP s'explique par le retour élastique des fibres après le passage de l'outil. En effet, comme le montre la Figure 16, la profondeur de passe réelle diffère de la profondeur de coupe nominale. Cette différence est justifiée par le fait qu'une partie de la matière située dans le plan de coupe se fléchit vers

l'intérieur de la pièce au moment de passage de l'outil avant de se retourner élastiquement (bouncing back) sur la surface usinée à la fin d'opération. La taille de ce retour élastique dépend fortement de la profondeur de coupe, du rayon de l'acuité de l'outil et de l'orientation des fibres. Le rôle de ce retour élastique dans l'augmentation des efforts de coupe, particulièrement celui d'avance a été mis en évidence par Wang et Zhang [Wan\_03]. Contrairement aux matériaux métalliques, la vitesse de coupe s'est révélée moins influente sur les efforts de coupe pendant les essais d'usinage menés à des vitesses  $V_C < 20$  m/min. L'effet de l'angle de coupe sur l'effort principal de coupe a également été mis en évidence par Wang et Zhang [Wan\_03]. Son augmentation entraîne la réduction de l'effort de coupe. Cependant, et comme le montre les Figure 17 et Figure 18, cet effet reste peu significatif par rapport à l'influence des autres paramètres de coupe tels l'orientation des fibres et la profondeur de coupe.



(a) (b)  
**Figure 17.** Effets de l'angle de coupe sur les efforts pour une profondeur de passe de  $50\mu\text{m}$  : (a) effort de coupe (b) effort d'avance, selon Wang et Zhang [Wan\_03].



(a) (b)  
**Figure 18.** Effets de l'angle d'orientation des fibres  $\theta$  sur les efforts pour une profondeur de passe de  $50\mu\text{m}$  : (a) effort de coupe (b) effort d'avance, selon Wang et Zhang [Wan\_03].

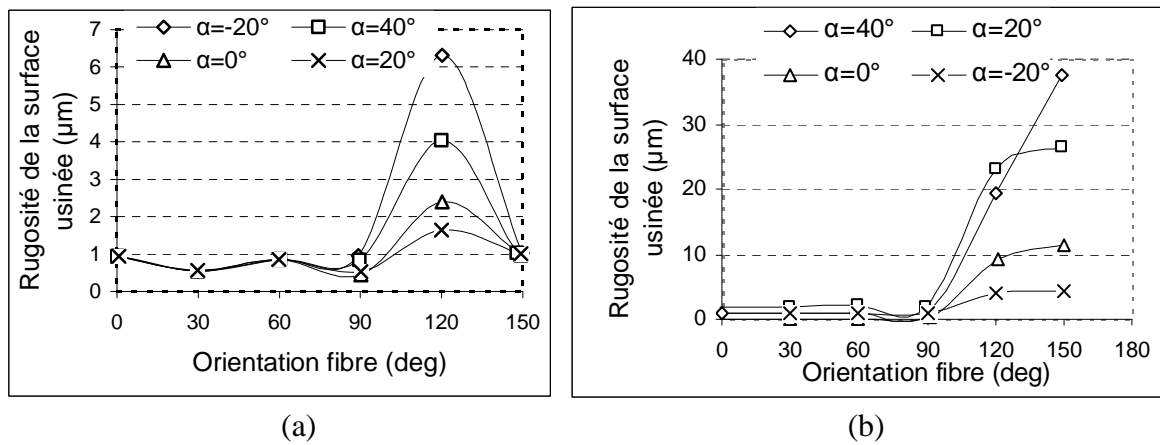
#### 4.2.2. Intégrité des surfaces usinées

Les relevés de rugosité d'une surface usinée constituent généralement un bon indicateur de l'état d'endommagement induit par l'outil de coupe. De plus, l'état microgéométrique de ces surfaces est considéré comme un critère lié à leur qualité fonctionnelle. L'objectif de ce paragraphe est d'analyser l'évolution de l'intégrité des surfaces usinées lors de la coupe des composites FRP. En effet, plusieurs auteurs ont porté leur attention à la caractérisation de la coupe des composites à travers la rugosité des surfaces usinées, [Kop\_83], [Kim\_92], [Aro\_96] et [Wan\_95].

Kim et al. [Kim\_92] ont montré lors du tournage des composites à matrice époxy ou polyester renforcés par fibres de verre que la rugosité de la surface usinée augmente avec la vitesse d'avance alors qu'elle reste indépendante de la vitesse de coupe. Cependant, Ramulu et al. [Dav\_05], ont obtenu de bons états de surface en augmentant la vitesse de coupe. D'autre part, Puw et Hocheng [Puw\_98] ont déduit lors de l'analyse des composites à matrice polymère et fibres longues, que la surface usinée devient plus rugueuse pour des vitesses de coupe élevées et des vitesses d'avance faibles. Les effets thermiques induits dans ces conditions génèrent une forte chaleur dans la zone de coupe. La faible conductivité thermique du matériau a été citée comme étant la cause directe de cette mauvaise qualité surfacique.

Wang et al. [Wan\_95] ont montré, lors de la coupe orthogonale du composite verre/époxy par un outil en diamant polycristallin (PCD) que la rugosité de surface est meilleure pour des orientations comprises entre 15° et 60°. Ils ont souligné toutefois la présence d'un encrassement de surface qui augmente avec l'orientation des fibres. Les auteurs ont indiqué que ces dépôts en surface diminuent la rugosité et masquent les endommagements en sous-couche (fissures). Cet effet d'encrassement de la surface usinée a été aussi rapporté par Koplev et al. ([Kop\_80], [Kop\_83]), lors de la coupe orthogonale d'un composite carbone/époxy, particulièrement pour une orientation de fibres de 90°.

Wang et Zhang [Wan\_03] ont étudié l'usinabilité du matériau composite unidirectionnel Carbone/Epoxy dans le cas de la coupe orthogonale afin de comprendre la relation entre les paramètres de coupe, l'intégrité de surface, la microstructure et les conditions de fabrication du composite (conditions de polymérisation). L'orientation des fibres et la profondeur de coupe ont ainsi été montrées comme étant les paramètres clés contrôlant l'expansion de la taille des endommagements affectant l'état de surface, Figure 19. En effet, les grandes profondeurs de passe génèrent des endommagements très sévères, particulièrement dans le cas des orientations comprises entre 120° et 150°.



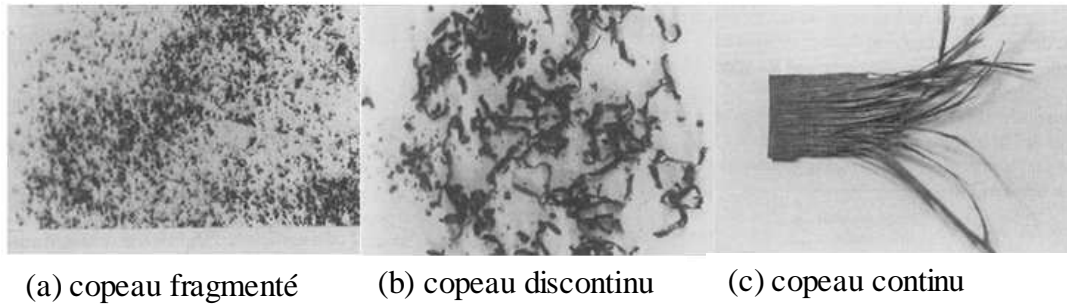
**Figure 19.** Effet de l'orientation des fibres et de l'angle de coupe sur l'état de la surface usinée pour les profondeurs de coupe (a) 1µm (b) 50µm selon [Wan\_03]

#### 4.2.3. Morphologie des copeaux

L'analyse par Koplev et al. [Kop\_83] de la morphologie des copeaux dans les configurations parallèle et perpendiculaire montrent que les copeaux produits sont sous forme de poudre (microcopeaux). Wang et al. [Wan\_95] confirme cette morphologie poudreuse lors des essais d'usinage à orientation  $\theta$  quelconque par rapport à la direction de la coupe. Les résultats de cette étude montrent clairement que la taille du copeau diminue au fur et à mesure que l'angle d'orientation de la fibre augmente jusqu'à une valeur de 45°. Au-delà de cette valeur, la taille du copeau reste petite et inchangée.

La Figure 20 illustre les trois types de copeaux obtenus par une opération d'usinage [Puw\_98]. Les microcopeaux ont une taille de l'ordre d'une dizaine de micromètres (Figure 20. a), les copeaux discontinus ont une longueur de quelques centimètres (Figure 20. b), et les copeaux les plus grands sont sous une forme continue et peuvent mesurer une dizaine de centimètre (Figure 20. c). L'examen au microscope électronique à balayage (MEB) de ces trois types de morphologies a mené aux constatations suivantes :

- selon Koplev, [Kop\_80], la forme fragmentée est obtenue par des ruptures dues à la flexion et/ou le flambement ;
- les copeaux de formes discontinus révèlent l'existence de ruptures localisées au niveau des fibres. Ce type de copeaux est généré lors de la séparation des fibres de la matrice époxyde ;
- dans le cas des copeaux continus, des ruptures par délaminage le long de l'interface fibres/matrice ont été notées.



**Figure 20.** Trois types de morphologies de copeaux lors du fraisage des composites FRP selon Puw et Hocheng [Puw\_98], (a)  $\theta=45^\circ$  ( $VC=188m/min$ ,  $f=0.05mm/tr$ ) ; (b)  $\theta=90^\circ$  ( $VC=94m/min$ ,  $f=0.1mm/tr$ ) ; (c)  $\theta=0^\circ$  ( $V=188m/min$ ,  $f=0.0167mm/tr$ ).

## 5. Modélisation de la formation du copeau lors de l'usinage des composites

### 5.1. Introduction

La modélisation de la coupe a été et reste un des objectifs principaux de la recherche industrielle. Ainsi, ces dernières années nous avons assisté à la mise en place de plusieurs projets de recherche sur l'usinage. Malgré le développement de machines sophistiquées et l'introduction de la grande vitesse (vitesses de 5 à 8 fois supérieures à celle du domaine conventionnel), les connaissances scientifiques liées aux phénomènes de la formation du copeau et leurs modélisations restent encore limitées dans le domaine de l'usinage des composites.

Dans ce chapitre nous proposons de rappeler brièvement les approches analytiques et numériques permettant la modélisation et la compréhension de la formation du copeau en coupe orthogonale du matériau composite FRP. Ce type de coupe est rarement rencontré en usinage industriel, néanmoins nous trouvons lors de la coupe orthogonale les principaux phénomènes physiques présents lors de l'enlèvement de matière par outil coupant (délaminage, décohésion de l'interface fibre-matrice, fissuration de la matrice, frottement intense à l'interface outil-pièce, retour élastique des fibres, ...).

### 5.2. Approches analytiques

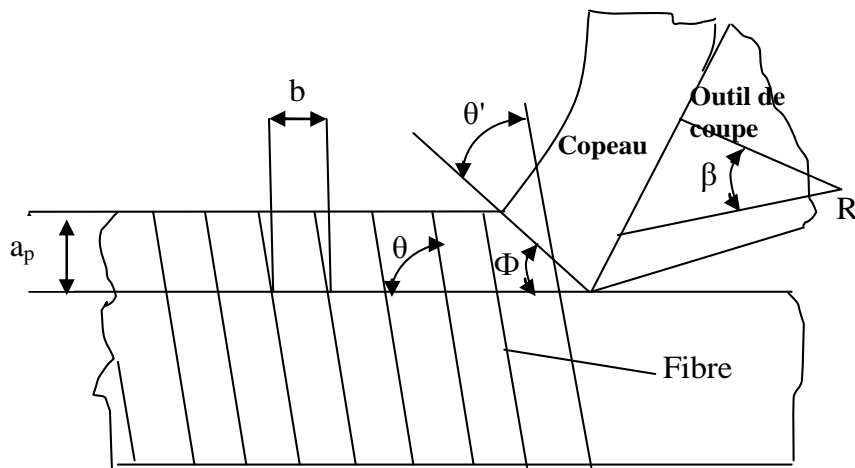
#### 5.2.1. Application du Modèle de Merchant

Les premiers modèles analytiques en usinage des composites à fibres longues ont été inspirés du modèle énergétique de Merchant [Mer\_45] développé pour la coupe des alliages métalliques. En se basant sur des observations expérimentales, Takeyama et Iijima [Tak\_88] ont appliqué le modèle de Merchant à la coupe des composites en introduisant l'effet de l'angle d'orientation des fibres dans la contrainte limite de cisaillement, (voir Figure 21). Ceci permet le calcul des efforts de coupe selon les expressions suivantes:

$$F_c = \frac{ba_p S(\theta') \cos(\beta - \alpha)}{\cos(\Phi + \beta - \alpha) \sin \Phi} \quad (1)$$

$$F_t = \frac{ba_p S(\theta') \sin(\beta - \alpha)}{\cos(\Phi + \beta - \alpha) \sin \Phi} \quad (2)$$

où  $F_c$  est l'effort de coupe,  $F_t$  l'effort d'avance,  $\Phi$  l'angle de cisaillement,  $\theta'$  l'angle de cisaillement des fibres (l'angle entre le plan de cisaillement et la direction des fibres),  $S(\theta')$  la contrainte limite de cisaillement,  $\alpha$  l'angle de coupe,  $\beta$  l'angle de frottement,  $b$  la distance entre deux fibres consécutives et  $a_p$  la profondeur de coupe. La valeur de  $S(\theta')$  (contrainte limite de cisaillement du matériau) est obtenue expérimentalement. Bien que les valeurs des efforts obtenues soient proches de celles mesurées expérimentalement, ce modèle a été critiqué par Bhatnagar et al. [Bha\_95] pour les raisons suivantes :



**Figure 21.** Modèle de Takeyama et Iijima de la formation du copeau des composites FRP, [Tak\_88].

1. la mesure de l'angle de cisaillement pour les matériaux composites FRP est difficilement réalisable expérimentalement. En effet, comme le copeau est généralement fragmenté, il est difficile de mesurer son épaisseur qui permet ensuite le calcul de l'angle de cisaillement ;
2. contrairement aux alliages métalliques, le frottement au niveau de la zone de contact outil-copeau dépend de l'angle d'orientation des fibres. Ainsi, l'utilisation d'une valeur constante de l'angle de friction pour toutes les orientations n'est sûrement pas adéquate.

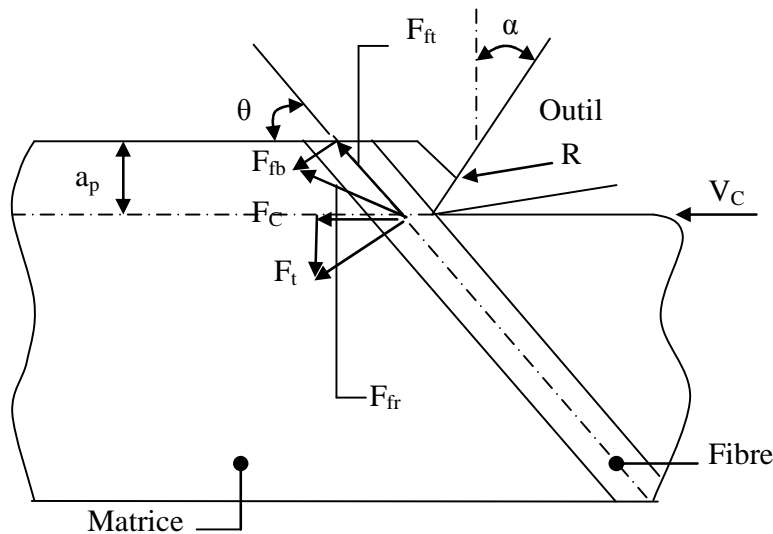
Bhatnagar et al [Bha\_95] ont à leur tour adapté le modèle de Merchant [Mer\_45] à l'usinage des composite. Ils ont suggéré que la rupture du matériau se situe dans le plan de la direction des fibres et que la contrainte limite de cisaillement varie avec l'angle d'orientation des fibres. Une nouvelle méthode a été utilisée par ces auteurs pour évaluer avec précision la limite de cisaillement en se servant de l'essai de cisaillement Iosipescu. Ceci a permis de déterminer la limite de cisaillement en fonction des angles d'orientation des fibres. En utilisant ces deux

hypothèses basées sur des observations expérimentales, ces auteurs ont pu établir une relation entre les orientations des fibres et les efforts de coupe. L'hypothèse forte du plan de cisaillement dans la direction des fibres pour les orientations inférieures à  $90^\circ$  a permis à ces auteurs d'appliquer le modèle de Merchant [Mer\_45] développé initialement pour l'usinage des métaux, Figure 22. En remplaçant l'angle de cisaillement par l'angle d'orientation des fibres dans le modèle de Merchant, Bhatnagar et al. [Bha\_95] donnent les efforts de coupe comme suit :

$$F_c = \frac{S(\theta)A_0 \cos(\beta - \alpha)}{\sin \theta \cos(\theta + \beta - \alpha)} \quad (3)$$

$$F_t = \frac{S(\theta)A_0 \sin(\beta - \alpha)}{\sin \theta \cos(\theta + \beta - \alpha)} \quad (4)$$

où  $S(\theta)$  est la contrainte limite plane de cisaillement du matériau en fonction de l'angle d'orientation des fibres  $\theta$ ,  $A_0$  est l'aire du copeau non déformé (aire de cisaillement),  $\theta$  l'angle d'orientation des fibres,  $\alpha$  l'angle de coupe et  $\beta$  l'angle de frottement.



**Figure 22.** Modèle analytique de Bhatnagar et al. pour les matériaux composites, déduit à partir du modèle de Merchant pour les alliages métalliques, [Bha\_95].

Les essais réalisés par Bhatnagar et al. [Bha\_95] confirment ainsi les résultats du modèle pour les angles d'orientations inférieurs à  $60^\circ$ . La Figure 23 montre en effet que la limite de cisaillement calculée par le modèle est proche de celle mesurée par l'essai Iosipescu. Dans le cas des orientations supérieures à  $60^\circ$ , les résultats des essais s'éloignent davantage de ceux du modèle.

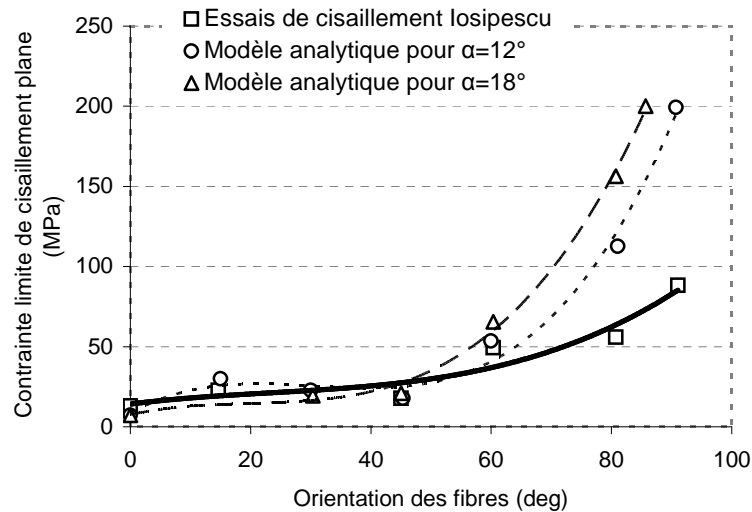
La validation des résultats de ce modèle par ceux issus des essais de cisaillement Iosipescu n'est pas rigoureuse et peut remettre en cause le modèle pour les raisons suivantes :

- les essais de cisaillement Iosipescu ont été effectués avec des vitesses de chargement (1mm/min) très inférieures à celles normalement utilisées pendant les opérations



d'usinage. Par conséquent, les essais de cisaillement Iosipescu ne tiennent pas compte des effets dynamiques rencontrés en usinage ;

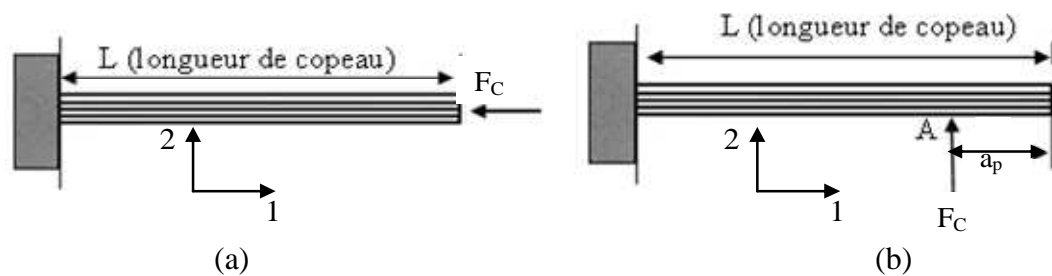
- le chargement appliqué pendant les essais est uniaxial, alors que celui pour l'usinage est multiaxial.



**Figure 23.** Variation de la contrainte limite de cisaillement en fonction de l'orientation des fibres ( $\theta$ ). Comparaison entre la limite de cisaillement prédite par le modèle analytique de Bhatnagar et al. [Bha\_95] et celle obtenue par les essais de cisaillement Iosipescu selon [Bha\_95]. Ces derniers ont été effectués à une vitesse de chargement de 1 mm/min.

### 5.2.2. Modèle de Puw et Hocheng (1998)

Puw et Hocheng [Puw\_98] ont établi des corrélations entre les efforts de coupe, la longueur et l'épaisseur du copeau dans les configurations simples où la direction de la coupe se fait parallèlement ou perpendiculairement à l'orientation des fibres. Un modèle basé sur la théorie des poutres couplée avec la mécanique de la rupture en élasticité linéaire a été établi par ces auteurs. Trois cas de figures ont été présentés selon l'orientation des fibres et de l'angle de coupe. Le cas de flambement, prend en considération la stabilité de la poutre en stratifié, tandis que celui du délaminage tient compte des équilibres des énergies par la mécanique de la rupture. Le troisième et le dernier cas de figure (cas de la flexion) est basé sur l'analyse des états de contraintes, voir Figure 24.



**Figure 24.** Modèle de poutre en porte-à-faux pour identifier le comportement des fibres pendant la coupe orthogonale. (a) configuration parallèle (délaminage ou flambement selon l'angle de coupe), (b) configuration perpendiculaire, selon [Puw\_98].

### Cas du flambement

Le cas du flambement dans la configuration parallèle ( $\theta=0^\circ$ ) pour les angles de coupe négatifs, Figure 24 (a) donne la relation entre l'effort de coupe  $F_C$  et la longueur de copeau  $L$  comme suit:

$$L = \sqrt{\frac{\pi^2 E_{11} I}{4F_C (1 - \nu_{12} \nu_{21})}} \quad (5)$$

Avec  $I$  est le Moment d'inertie seconde de copeau,  $\nu_{12}$  et  $\nu_{21}$  sont les coefficients du poisson longitudinaux et  $E_{11}$  le module d'Young longitudinal (dans la direction des fibres).

### Cas du délaminage

Le cas du délaminage se produit dans la configuration parallèle pour les angles de coupe positifs, Figure 24 (a). L'équation d'équilibre des énergies dans ce cas est basée sur la mécanique de la rupture en élasticité linéaire, elle s'écrit :  $\Delta T = \Delta U + \Delta(GA)$

où  $\Delta T$  est le travail extérieur apporté par la charge,  $\Delta U$  l'énergie due à la déformation emmagasinée,  $G$  le taux d'énergie restituée et  $A$  l'aire de la section transversale. La formulation explicite de cette équation d'énergie a permis d'établir la relation entre l'effort de coupe  $F_C$  et la longueur de copeau  $L$ :

$$\ddot{I} L = \sqrt{\frac{\sigma_u^2 B^2 H^4 \pi^2}{36F_C \left( \frac{\sigma_u^2 b^2 H^4}{9EI} + 16GB \right)}} \quad (6)$$

où  $\sigma_u$  est la contrainte de rupture en traction,  $H$  l'épaisseur de copeau,  $B$  la largeur de coupe et  $\ddot{I}$  le moment quadratique.

### Cas de la flexion

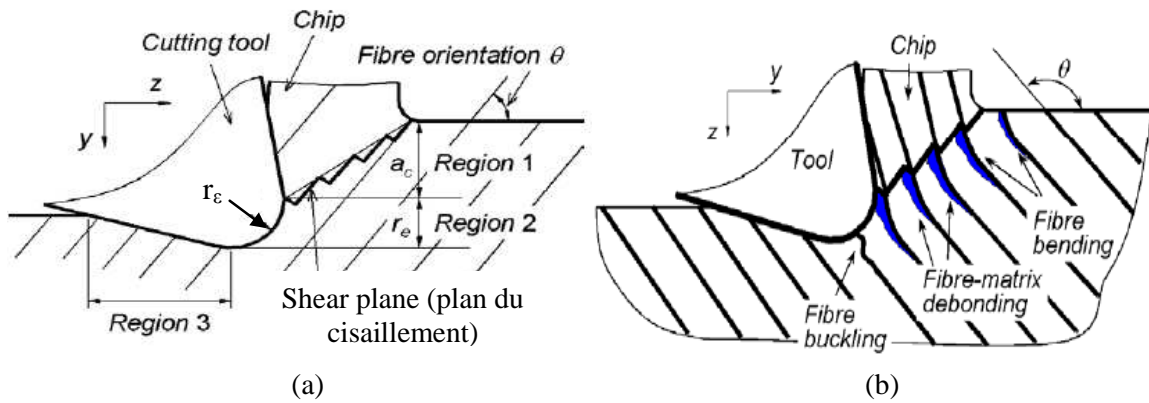
Ce dernier cas se produit en configuration perpendiculaire ( $\theta=90^\circ$ ). La pièce usinée est modélisée dans ce cas par une poutre en porte-à-faux, fixée à son extrémité gauche, elle est ensuite soumise à une charge concentrée  $F_C$  (effort de coupe) dans la direction perpendiculaire aux fibres en un point  $A$  éloigné d'une distance  $a_p$  (profondeur de coupe) par rapport son extrémité libre droite, Figure 24 (b). L'effort de coupe est alors calculé par la relation suivante :

$$F_C = \frac{\sigma_u B a_{avg}^2}{6(L - a_p)} \quad (7)$$

avec  $a_{avg}$  l'épaisseur moyenne de copeau,  $L$  la longueur de copeau et  $B$  la largeur de la coupe.

### 5.2.3. Modèle de Zhang et al. (2001)

Zhang et al. [Zha\_01] ont proposé un modèle analytique qui permet de prédire les efforts de coupe engendrés lors de la coupe orthogonale d'un composite FRP uniquement pour les orientations positives. Basé sur les observations expérimentales de la coupe, le modèle de Zhang et al. [Zha\_01] subdivise la zone de coupe en trois régions distinctes : Zone 1 (chipping region), zone 2 (pressing region) et zone 3 lieu du retour élastique (bouncing region). Ces trois zones sont illustrées sur la Figure 25 (a). Le calcul des efforts engendrés par la coupe se fait localement dans chacune de ces zones pour obtenir l'effort global par une simple sommation de ces efforts locaux.



**Figure 25.** Modèle de formation du copeau en coupe orthogonale d'après [Zha\_01], (a) cas d'un angle d'orientation de fibre positif ( $\theta$  entre  $0^\circ$  et  $90^\circ$ ), (b) cas d'un angle d'orientation de fibre négatif ( $\theta > 90^\circ$ ).

- a) au niveau de la zone 1 (région 1), la rupture se produit au niveau de la section transversale de la fibre et se propage ensuite le long de l'interface fibre/matrice. La formation du copeau le long du plan de cisaillement est le résultat d'un ensemble de ruptures des fibres suivi d'un délaminage au niveau de l'interface fibre/matrice. Les efforts locaux générés par la coupe dans cette région, l'effort vertical  $F_{t1}$  (effort d'avance) et l'effort horizontal  $F_{C1}$  (effort principal de coupe) sont déterminés à partir des équations suivantes:

$$F_{C1} = S_{21} B a_p \frac{\cos \Phi \tan(\Phi + \beta - \gamma_0) - \sin(\Phi)}{\frac{S_{21}}{S_{SP}} \cos(\theta - \Phi) \sin(\theta) - \sin(\theta - \Phi) \cos(\theta)} \quad (8)$$

$$F_{t1} = S_{21} B a_p \frac{\sin \Phi \cos(\Phi + \beta - \gamma_0)}{\frac{S_{21}}{S_{SP}} \cos(\theta - \Phi) \sin(\theta) - \sin(\theta - \Phi) \cos(\theta)} \quad (9)$$

avec  $S_{21}$  la contraintes limite transversale du cisaillement,  $S_{SP}$  la contraintes limite du cisaillement dans la direction du plan de cisaillement (shear plane),  $B$  l'épaisseur de

la pièce usinée (Largeur de coupe),  $\theta$  l'angle d'orientation des fibres,  $\beta$  l'angle de frottement entre l'outil et le copeau et  $a_p$  la profondeur de coupe.  $\Phi$  représente l'angle de cisaillement, il est déterminé par la relation suivante :

$$\Phi \approx \tan^{-1} \left( \frac{\cos \alpha}{1 - \sin \alpha} \right) \text{ avec } \alpha \text{ l'angle de coupe.}$$

- b) La zone 2 (pressing region) se situe sous le bec de l'outil, elle est le siège de déformation par compression due à l'avance de l'outil dans la matière. Dans ce cas, les efforts de coupe locaux  $F_{C2}$  (effort principal de coupe ou effort horizontal) et  $F_{I2}$  (effort d'avance ou effort vertical) sont calculés comme suit :

$$F_{C2} = \frac{K}{8} r_\epsilon \pi E_{22}^* h (\cos \theta - \mu \sin \theta) \quad (10)$$

$$F_{I2} = \frac{K}{8} r_\epsilon \pi E_{22}^* h (\sin \theta + \mu \cos \theta) \quad (11)$$

avec  $E_{22}^*$  le module élastique effectif transversal définie par la relation  $E_{22}^* = \frac{E_{22}}{1 - \nu_{12}^2}$

où  $E_{22}$  le module d'Young dans la direction transversal,  $\nu_{12}$  le coefficient du poisson,  $r_\epsilon$  le rayon d'acuité de l'outil,  $h$  l'épaisseur de la pièce usinée,  $\mu$  le coefficient de frottement et  $K$  un coefficient de correction qui dépend de l'orientation des fibres. Le coefficient  $K$  tient compte des microfissures générées pendant le processus de formation du copeau dans le comportement global du matériau dans cette deuxième zone.

- c) La troisième zone appelée aussi zone du retour élastique (bouncing back) se situe au niveau de la face de dépouille (contact pièce-outil). Dans cette région les efforts sont générés par le retour élastique des fibres sur la face de dépouille de l'outil. Zhang et Wang ont formulé ces efforts de la façon suivante :

$$F_{C3} = \frac{1}{2} r_\epsilon E_3 h (1 - \mu \cos \alpha \sin \alpha) \quad (12)$$

$$F_{I3} = \frac{1}{2} r_\epsilon E_3 h \cos^2 \alpha \quad (13)$$

où  $E_3$  le module élastique effectif du matériau de la pièce situé dans la troisième zone.

Enfin, l'effort global de coupe  $F_C$  et d'avance  $F_t$  sont par une sommation des différents efforts locaux présentés précédemment par:

$$F_C = F_{C1} + F_{C2} + F_{C3} \quad (14)$$

$$F_t = F_{I1} + F_{I2} + F_{I3} \quad (15)$$

La validation de ce modèle par Zhang et al. [Zha\_01] a montré des erreurs importantes de l'ordre de 37% pour l'effort d'avance et de 27% pour l'effort de coupe par rapport aux valeurs expérimentales. La difficulté d'application de ce modèle consiste à la connaissance des paramètres mécaniques du matériau. Certains de ces paramètres, tels que le module d'Young transversal et le coefficient de poisson longitudinal  $\nu_{12}$  peuvent être obtenus à partir des essais standards, tandis que pour d'autres paramètres, aucune méthode d'identification n'a été précisée (coefficient de frottement  $\mu$ , la contrainte limite de cisaillement  $S_{CP}$ , ...), voir Figure 25 (a).

### 5.3. Approches numériques

La modélisation numérique du comportement des composites en usinage a été développée dans la littérature selon trois échelles :

- l'échelle macroscopique : le matériau de la structure en composite est considéré dans ce cas comme homogène équivalent. Les critères de rupture macroscopique sont utilisés pour la définition de la formation du copeau et pour déterminer l'endommagement induit dans la pièce usinée (critère de Tsai-Hill, contrainte maximale, etc.).
- l'échelle mésoscopique : les critères de rupture macroscopique sont appliqués à l'échelle du pli. Ces critères considèrent le pli comme un matériau homogène anisotrope ayant des propriétés à rupture mésoscopique. Toutefois, il existe des critères de rupture qui ont été spécifiquement conçus pour les plis unidirectionnels élémentaires. à titre d'exemple on trouve les critères de Hashin [Has\_80] et de Puck [Puc\_98] qui modélisent séparément les mécanismes de rupture de la fibre et de la matrice.
- L'échelle microscopique : les constituants du matériau composite tels que la fibre, la matrice et l'interface fibre\matrice sont traités séparément.

#### 5.3.1. Approches macroscopiques

##### 5.3.1.1. Modèle d'Arola et al. (1997)

Arola et al. [Aro\_97] ont été les premiers à développer une approche mécanique purement numérique pour analyser l'usinage des composites unidirectionnels. Ils ont caractérisé la formation du copeau par la succession de deux ruptures planes. La première dite rupture primaire, s'amorce au niveau de la partie de la pièce située au voisinage de l'arête de l'outil et se propage le long du plan de coupe. A partir d'une certaine longueur caractéristique de la rupture primaire (20 et 100 $\mu$ m), une seconde rupture s'initie et se propage selon l'orientation

des fibres (voir Figure 26). La rupture primaire a été modélisée en imposant le chemin de la fissure basée sur une séparation nodale (voir Figure 27) selon le critère suivant :

$$f = \left[ \left( \frac{\sigma_n^\Lambda}{\sigma^f} \right)^2 + \left( \frac{\tau_1}{\tau_1^f} \right)^2 + \left( \frac{\tau_2}{\tau_2^f} \right)^2 \right] \text{ où } \sigma_n^\Lambda = \max(\sigma_n, 0) \quad (16)$$

où  $(\sigma^f)$  et  $(\tau^f)$  sont les contraintes critiques de rupture normale et de cisaillement dans le plan et hors plan de la fissure.  $(\sigma_n)$  et  $(\tau_1)$  représentent respectivement les contraintes normale et de cisaillement dans le plan de la fissure.  $(\tau_2)$  est la contrainte de cisaillement hors plan de la fissure.  $f$  est l'indice de rupture. Les nœuds sont initialement liés à la pointe de la fissure et se séparent quand l'indice de rupture atteint l'unité. Les éléments en contact et dont les nœuds sont séparés, peuvent glisser librement et permettent une séparation arbitraire (c-à-d : un glissement et une rotation des deux surfaces). Les auteurs ont supposé que la formation du copeau est complète lorsque le critère de contraintes maximales ou le critère de Tsai-Hill est vérifié sur le bord libre de la pièce (Figure 26).

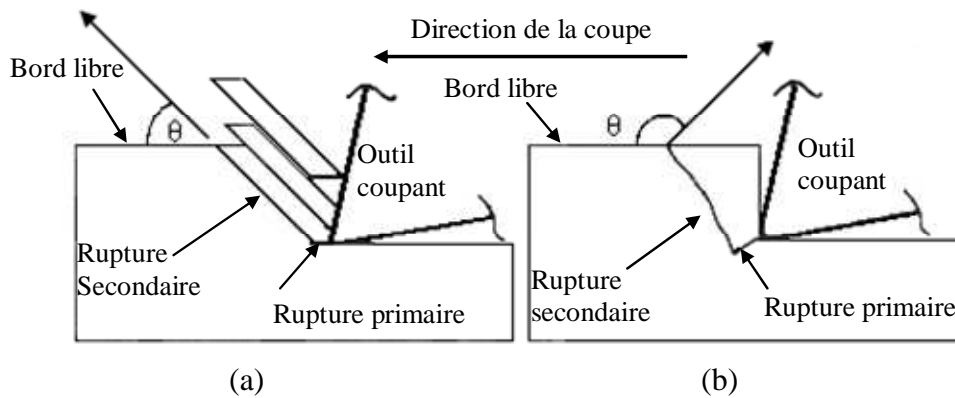


Figure 26. Modèle de formation de copeau proposé par Arola et al. (a) cas des orientations des fibres positives, (b) cas des orientations des fibres négative, [Aro\_97].

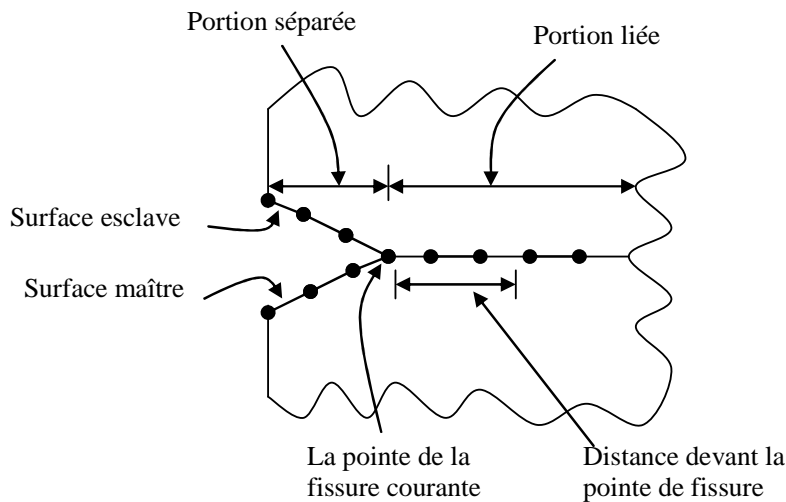
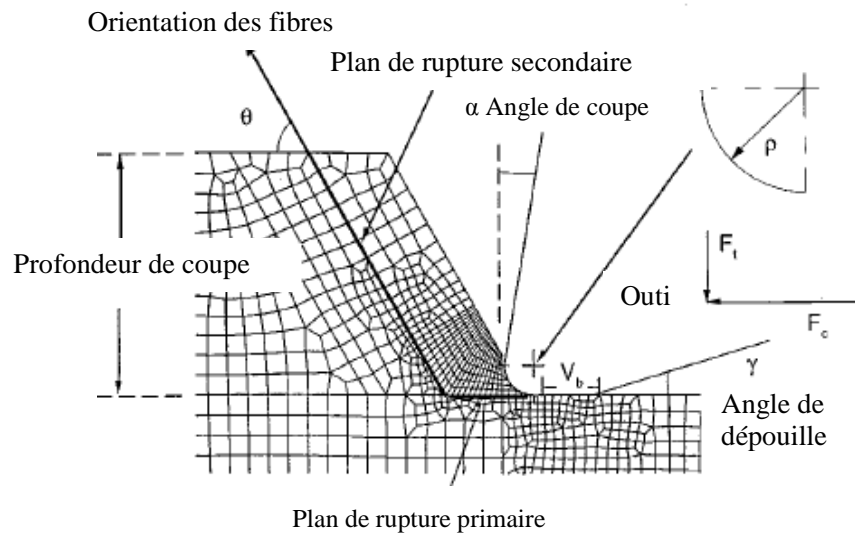


Figure 27. Schémas de la propagation de fissure selon le critère de la contrainte maximale, [Aro\_97] et [Aro\_02].

Pour simuler le processus de coupe, le déplacement de l'outil se maintient jusqu'à ce que le critère de rupture propre à la rupture secondaire soit vérifié sur le bord supérieur libre de la pièce. L'analyse de la distribution des indices de rupture dans la pièce a montré que dans le cas des orientations positives, la rupture secondaire donnée par le critère de rupture (critère de la contrainte maximale ou critère de Tsai-Hill) suit la direction des fibres, et se trouve en conformité avec la réalité. A la lumière de cette dernière constatation, les mêmes auteurs ont complété leur modèle plus tard dans un autre travail [Aro\_02]. La rupture secondaire est modélisée par la séparation nodale (debonding) qui consiste en la propagation de la fissure (Figure 28). La longueur de la rupture primaire est prédéfinie et déterminée à partir des observations expérimentales pour chaque orientation des fibres.



**Figure 28.** Formation du copeau en simulation numérique, selon [Aro\_02].

Les efforts principaux de coupe (dans la direction de coupe) prédits par ce modèle sont proches de ceux mesurés expérimentalement, alors que les efforts d'avance sont très faibles et restent très loin de la réalité expérimentale. Ceci est peut être dû au fait que le plan de la rupture primaire est défini au préalable par la surface de dépouille de l'outil (Figures 26 et 28). Par conséquent, le modèle ne tient pas compte de la contribution du phénomène de "retour élastique" des fibres dans la prédiction des efforts d'avance. Une approche plus appropriée ne doit pas prédéfinir le plan de coupe (plan de la rupture primaire) au niveau de la surface de dépouille. Elle doit reproduire les deux ruptures primaire et secondaire sans prédéfinir leurs trajets.

#### 5.3.1.2. Modèle de Ramesh et al. (1998)

Ramesh et al. [Ram\_98] ont fait une analyse des contraintes développées au moment où la fissure est déjà initiée dans la pièce usinée lors de la simulation de la coupe orthogonale de quatre types de matériaux composites (Boron/époxy, deux nuances de verre/polyestère et graphite/époxy). Dans ce modèle le matériau obéit à une loi de comportement plastique

anisotrope avec un écrouissage linéaire. L'outil est régi par la loi élastique avec un module d'Young très grand par rapport à celui du matériau usinée (corps rigide). La méthode numérique est basée sur la transition élasto-plastique à travers la formulation lagrangienne totale. Le critère de rupture qui signale la formation des fissures macroscopiques appliqué lors de cette analyse est inspiré du critère de la limite d'élasticité suggéré par Vaziri et al [Vaz\_91, 92]. L'état de déformation plane a été appliqué à cette analyse de la coupe orthogonale. Une analyse des contraintes maximales et minimales engendrées dans la pièce et dans l'outil de coupe a été effectuée lors de cette simulation numérique. La validation des résultats de cette analyse a été faite par comparaison avec les résultats expérimentaux obtenus par [Bha\_95] pendant la coupe orthogonale des composites unidirectionnels à matrice époxyde renforcée par fibres de carbone (LY 565 époxy/T300). La variation des efforts obtenus par le modèle numérique est similaire à celle obtenue expérimentalement par [Bha\_95]. L'analyse des efforts et des contraintes menées dans cette simulation numérique effectuée pour quatre types de matériaux a permis de déduire les constatations suivantes :

- les efforts de coupe sont plus faibles pour l'orientation des fibres de  $135^\circ$  quelque soit le matériau usiné. Ceci est en bon accord avec les essais expérimentaux de [Bha\_95] ;
- les contraintes sont maximales au voisinage de la pointe de l'outil pour l'angle d'orientation de fibres de  $0^\circ$  et restent en subsurface de la pièce situées juste en dessous de la pointe de l'outil pour les autres orientations ;
- les déformations plastiques calculées numériquement lors de la simulation de la coupe sont très faibles ;
- le mode de rupture prédominant est celui de la matrice par cisaillement.

Cependant les auteurs n'ont pas étudié les modes d'initiation et de progression de la fissure pendant la formation du copeau.

#### 5.3.1.1. Modèle de Zitoune et al. (2005)

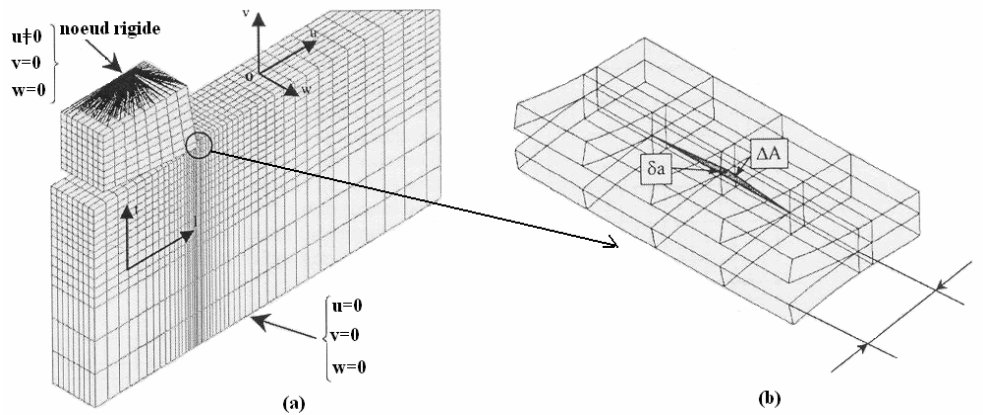
Zitoune et al. [Zit\_05] ont réalisé une étude numérique en quasi-statique corrélée avec des observations expérimentales sur la coupe orthogonale des composites unidirectionnels. L'objectif de leurs travaux est d'identifier les phénomènes d'endommagement liés à l'action de l'outil sur le composite. La coupe orthogonale a été modélisée par une approche tridimensionnelle où l'outil a été considéré comme un corps rigide, voir Figure 29 Une pré-fissure de quelques dixièmes de millimètres a été initiée préalablement (de dimension  $a$ ). Le contact entre l'outil et la pièce est géré par la méthode des pénalités, le chargement est modélisé par un effort imposé sur le nœud rigide. La propagation de la fissure est basée sur la mécanique de la rupture. Cela consiste à calculer le taux de restitution d'énergie par la méthode dite « avancée de fissure » (Virtual Crack Extension Method) et la méthode de fermeture de la fissure (Virtual Crack Closure Technique). Les auteurs ont développé un



algorithme itératif couplé au logiciel Samcef afin de calculer les efforts de coupe à imposer au nœud de référence de l'outil. Pour un effort imposé, le taux de restitution d'énergie en mode I et en mode II est calculé et comparé aux valeurs critiques. Si la condition :

$$\left( \frac{G_{I \text{ Calcul}}}{G_{I c}} \right)^{1.6} + \left( \frac{G_{II \text{ Calcul}}}{G_{II c}} \right)^{1.6} = 1 \quad (17)$$

est satisfaite alors les efforts imposés sur le nœud rigide sont supposés être égaux aux efforts critiques de coupe, sinon la valeur de l'effort est modifiée jusqu'à ce que l'égalité précédente soit vérifiée. Les efforts de coupe calculés par ce modèle sont très affectés par la valeur de la longueur "a" de la fissure primaire fixée respectivement, à 0.3 et 0.25 mm pour les orientations 0 et 45°. Ces valeurs ont été estimées à partir des observations dynamiques en coupe interrompue (essai de quick-stop). L'évolution des efforts calculés par rapport à la profondeur de coupe est en bonne corrélation avec celle des efforts mesurés lors de leurs essais pour un angle de coupe supérieur à 5°. Cependant, pour un angle de coupe inférieur ou égal à 5° l'erreur relative entre les efforts mesurés et calculés peut atteindre 40%. Les efforts d'avance n'ont pas été traités dans cette analyse.

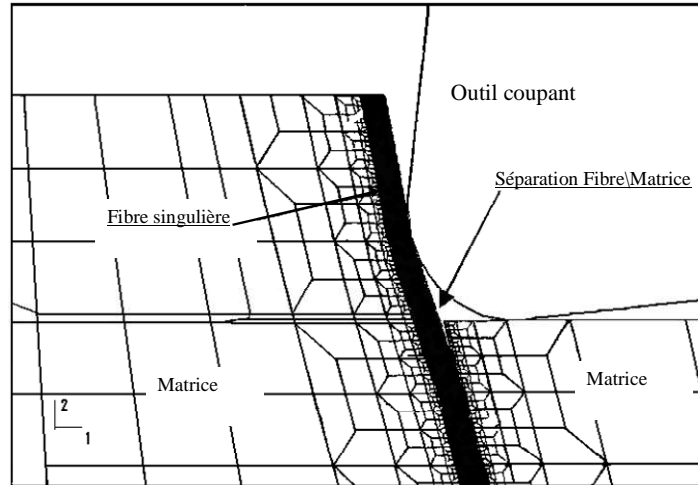


**Figure 29.** Modèle numérique de Zitoun et al. de la coupe orthogonale pour  $\theta=0^\circ$ , (a) maillage et conditions aux limites ; (b) détails de modèle de la rupture mécanique, "a", dimension de la rupture, " $\delta a$ ", perturbation des nœuds en tête de la fissure, " $\Delta A$ ", surface de la fissure d'après [Zit\_05].

### 5.3.2.1. Modèle de Nayak et al. (2005)

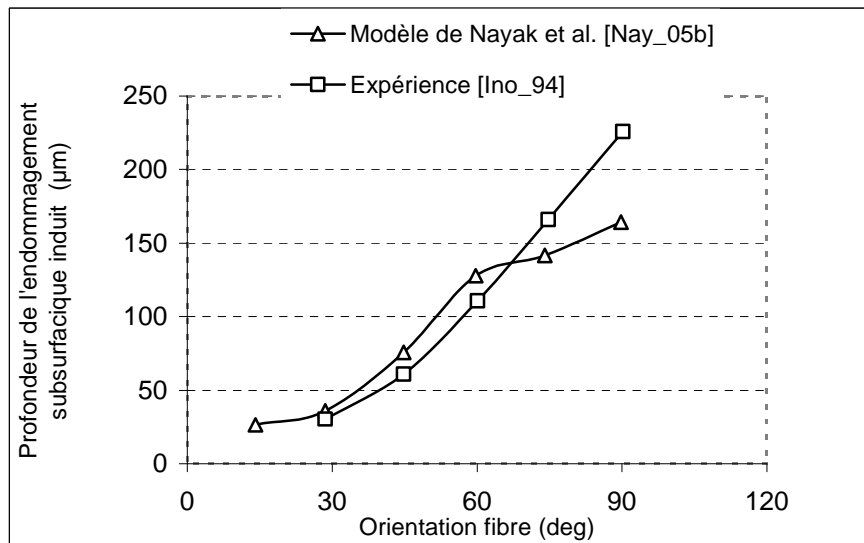
Nayak et al. [Nay\_05b] ont développé un modèle micromécanique qui modélise la fibre et la matrice séparément. Comme illustré par la Figure 30, le modèle caractérise une fibre singulière et enrobée dans la matrice. Ces deux constituants sont considérés isotropes. La décohésion de l'interface fibre-matrice a été modélisée par la propagation de fissure. Cette dernière est initiée dans le plan de coupe et progresse suivant la direction de la fibre. Le copeau est déclaré complètement formé lorsque la rupture de la fibre est réalisée. L'analyse de contrainte a montré que la rupture de la fibre est due à une compétition entre les contraintes de tension et celles de compression. Pour toutes les orientations, les auteurs ont montré que la

limite en tension de la fibre est atteinte avant celle en compression. Ceci indique que c'est le côté arrière de la fibre qui est fort probablement exposé à la rupture par traction.

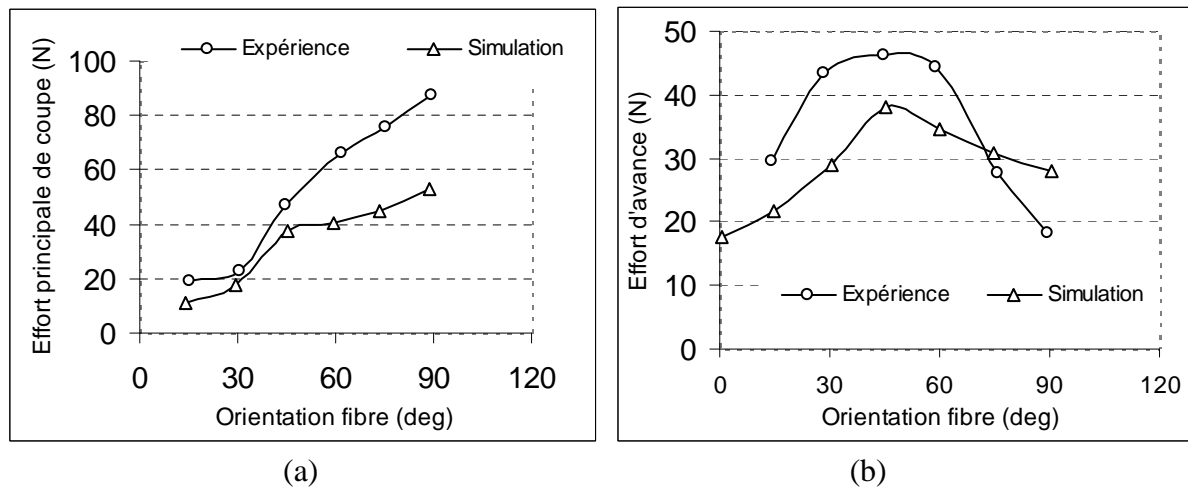


**Figure 30.** Modèle Micromécanique avec schématisation de la décohésion de l'interface fibre/matrice d'après [Nay\_05b].

L'étendue de la décohésion de l'interface en profondeur a été aussi analysée lors de cette étude. La comparaison avec les résultats expérimentaux d'Inoue [Ino\_94], voir Figure 31, a montré que les décohésions induites en subsurface déterminées par le modèle sont en bon concordance à celles mesurées expérimentalement pour les orientations de fibre inférieures à 60°, alors qu'elles restaient très faibles pour les orientations au-delà de 60°. Les efforts de coupe et particulièrement les efforts d'avance obtenus par ce modèle sont en accord avec les mesures expérimentales (voir Figure 32). Cependant, aucune explication n'a été donnée à la longueur de la pré-fissure utilisée pour initier la fissure entre la fibre et la matrice.



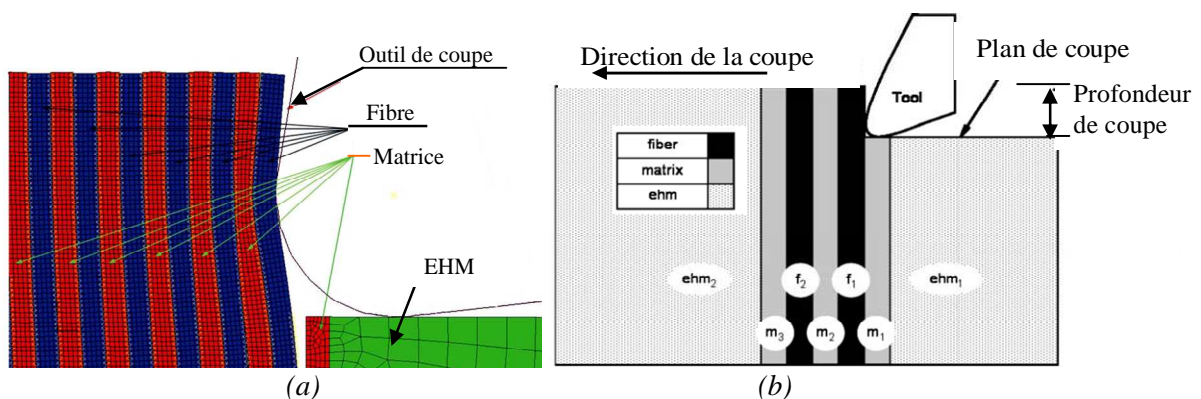
**Figure 31.** Comparaison des endommagements en subsurface obtenus par la simulation de [Nay\_05b] avec ceux mesurés expérimentalement par [Ino\_94].



**Figure 32.** Comparaison des efforts de coupe obtenus par la simulation avec ceux mesurés expérimentalement, selon [Nay\_05b]. (a) effort de coupe (b) effort d'avance. Les conditions de coupe sont les suivantes : angle de coupe=6° et profondeur de coupe=100 $\mu$ m.

### 5.3.2.2. Modèle de Venu et al. (2007)

Venu et al. [Ven\_07a, Ven\_07b] ont développé récemment un modèle numérique bidimensionnel de la coupe orthogonale des composites unidirectionnels à matrice époxyde et renfort de carbone (UD-CFRP) ou de verre (UD-GFRP). Ils ont utilisé une approche micromécanique où ils considèrent les constituants du composite (fibre, matrice, interface fibre/matrice) séparément dans la zone de la pièce attenante à l'outil de coupe. Le matériau est supposé comme étant homogène équivalent (EHM) dans les zones du reste de la pièce (voir Figure 33). L'état de déformation plane a été adopté dans ce modèle et le processus est supposé quasi-statique.



**Figure 33.** Modèle micromécanique de Venu et al. (a) Simulation numérique (2D), (b) Schémas explicatif montrant les différents constituants (fibre, matrice) et zone du matériau homogène équivalent (EHM) selon [Ven\_07a].

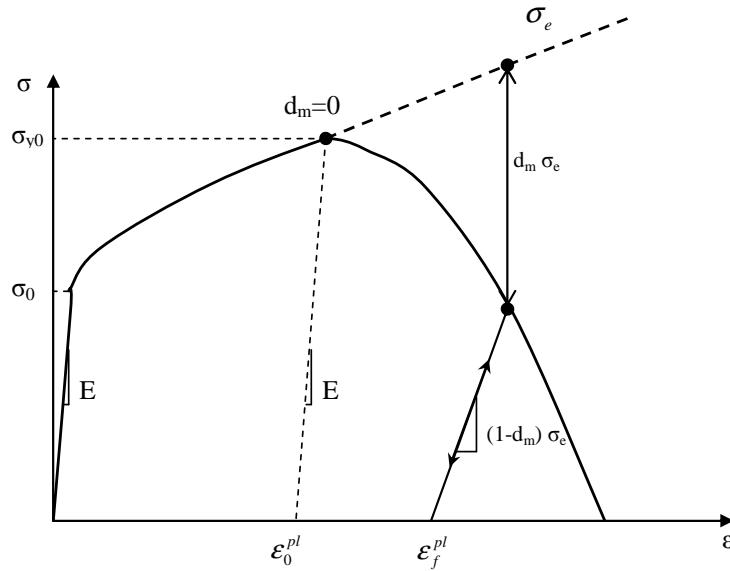
Les auteurs considèrent que la fibre a un comportement élastique fragile et sa rupture se produit lorsque le maximum de la contrainte principale atteint la contrainte limite de traction. La matrice époxy suit un comportement élasto-plastique avec un endommagement ductile. L'endommagement de la matrice est couplé à une chute progressive de son module de Young,

voir Figure 34. L'endommagement a été caractérisé par un seul coefficient de dégradation noté  $d_m$  (hypothèse de propagation isotrope) comme le montre la loi de comportement suivante :

$$\text{Adoucissement : } \begin{bmatrix} \sigma_{e11} \\ \sigma_{e22} \\ \tau_{e12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{1-d_m} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{1-d_m} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{1-d_m} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (18)$$

$$\text{Dégradation : } E = (1-d_m)E_e \quad (19)$$

$\sigma_{e11}$ ,  $\sigma_{e22}$  et  $\tau_{e12}$  représentent respectivement, les contraintes effectives longitudinale, transversale et de cisaillement.  $\sigma_{11}$ ,  $\sigma_{22}$  et  $\tau_{12}$  représentent les contraintes longitudinale, transversale et de cisaillement,  $E$  le module d'élasticité du matériau à l'état endommagé,  $E_e$  le module du matériau à l'état non endommagé, [Aba\_06].



**Figure 34.** Comportement de la matrice utilisé dans le modèle de Venu et al. [Ven\_07b].

L'évolution du coefficient  $d_m$  est supposée linéaire en fonction du déplacement plastique équivalent  $u^{pl}$ . Ce dernier est lié à la déformation plastique  $\epsilon^{pl}$  et le déplacement plastique équivalent au moment de la rupture de la matrice  $u_f^{pl}$  par la relation suivante, [Aba\_06] :

$$d_m = \frac{L_e \cdot \epsilon^{pl}}{u_f^{pl}} = \frac{u^{pl}}{u_f^{pl}} \quad (20)$$

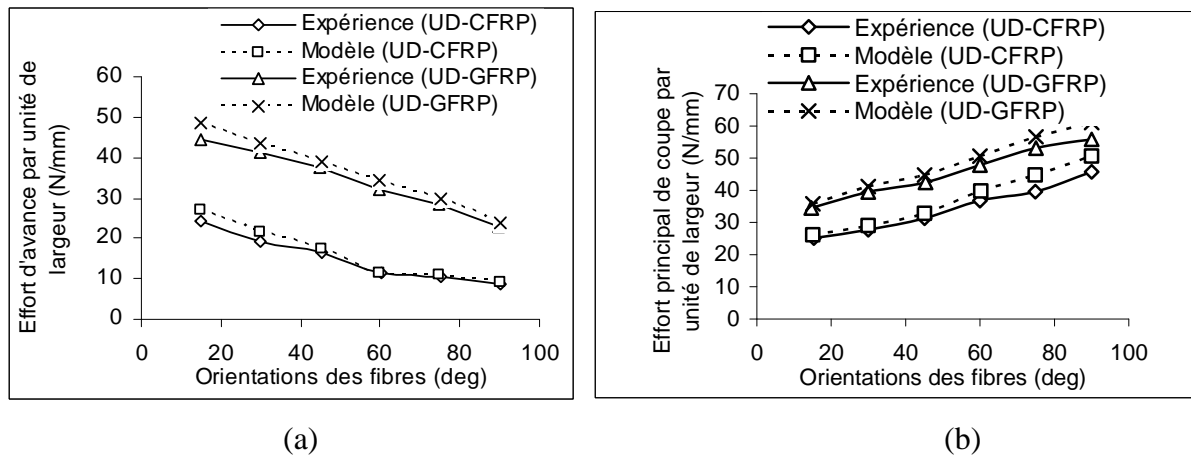
où  $L_e$  est la longueur caractéristique de l'élément fini utilisé dans le maillage [Aba\_06]. Elle est calculée selon le type d'élément fini choisi. Le déplacement  $u_f^{pl}$  peut être déterminé à partir du taux de restitution de l'énergie à la rupture  $G_f$  selon la formule suivante:

$$u_f^{pl} = \frac{G_f}{\sigma_{yr}} \quad (21)$$

où  $\sigma_{yr}$  est la contrainte de rupture en traction de la matrice.

L'interface fibres/matrice est modélisée quant à elle par une zone cohésive [Ven\_07a, 07b]. Cette dernière repose sur la mécanique de rupture et est généralement utilisée pour analyser les effets de l'interface dans le comportement global du matériau.

Un des résultats important de ce modèle réside dans sa capacité à reproduire correctement les efforts de coupe en fonction de l'orientation des fibres (voir Figure 35).



**Figure 35.** Validation des efforts de coupe pour les deux types de matériaux testés par le modèle de Venu et al. [Ven\_07a] pour un angle de coupe  $\alpha=5^\circ$  et une profondeur de coupe  $a_p=0.1\text{mm}$ . (a) Effort principal de coupe. (b) Effort d'avance.

L'analyse de l'endommagement par ces auteurs a également montrée que celui-ci dépend fortement de l'orientation des fibres et atteint son maximum avec l'orientation  $90^\circ$  pour les deux types de matériau testé (UD-CFRP, UD-GFRP). L'analyse de contraintes menée dans l'étude de Venu et al [Ven\_07a] a permis de dégager les constatations suivantes :

- le mode de rupture de la fibre à l'origine de la formation du copeau change selon le type de renfort. Pour l'orientation  $90^\circ$ , la rupture de la fibre est principalement due à la flexion dans le cas des renforts en fibres de verre (UD-GFRP), alors qu'elle est obtenue par une combinaison de deux mécanismes pour les renforts en carbone (UD-CFRP) : la flexion suivie par un écrasement de la fibre située à l'interface outil/pièce. Le mécanisme de flexion devient de plus en plus significatif quand l'angle d'orientation des fibres diminue.

- pour les deux types de matériaux testés (UD-GFRP et UD-CFRP), l'endommagement induit en subsurface dépend principalement de l'orientation des fibres et atteint son maximum pour un angle d'orientation de  $90^\circ$ .

L'avantage de cette approche micromécanique réside dans le fait d'intégrer pour la première fois les éléments cohésifs pour simuler la séparation à l'interface fibre/matrice pendant l'usinage. Cependant, le comportement de cette interface dépend fortement de ceux de la matrice et de la fibre. Une analyse plus rigoureuse doit donc tenir compte de l'effet d'endommagements de la matrice et de la fibre sur le comportement de l'interface pendant l'usinage. Ajoutons à cela que Venu et al. [Ven\_07a] ont utilisé une loi élastoplastique pour la matrice époxyde, alors que celle-ci montre un comportement fragile pendant l'usinage. L'état de déformation plane supposé également dans la construction du modèle n'est peut être pas adéquat.

## 6. Conclusions

La revue des connaissances et des phénomènes se rapportant à la coupe des composites présentés dans ce chapitre montre que les paramètres d'usinage (géométrie de coupe, caractéristiques mécaniques des outils, conditions de coupe, ...) et les paramètres matériaux (caractéristiques mécaniques de la fibre, matrice, interface,...) contrôlent fortement la formation du copeau et l'endommagement induit dans la pièce. Les températures élevées générées lors de l'usinage des composites FRP limitent considérablement l'augmentation de la vitesse de coupe avec les outils en acier rapide. L'utilisation d'autres types d'outils tels que le carbure de tungstène revêtu ou l'outil PCD est également confrontée à d'autres problèmes tels que le délaminage, la décohésion de l'interface fibre-matrice et la fissuration de la matrice. Ces phénomènes locaux et microscopiques participent à la dégradation des performances du composite à l'échelle macroscopique. L'expression "enlèvement du copeau" est en effet impropre à l'usinage des composites où la formation sous forme de poudre des copeaux est due aux endommagements générés par l'outil. Ces endommagements sont également induits en profondeur de la pièce et leur quantification est difficilement réalisable par des outils métrologiques standards. Les résultats des études expérimentales, parfois contradictoires, montrent que le problème de l'usinage des composites est loin d'être maîtrisé. Les tentatives de modélisation macromécaniques et micromécaniques sont récentes et se basent sur des hypothèses simplificatrices parfois non cohérentes avec la réalité physique et/ou expérimentale. Par exemple, les modèles macromécaniques d'Arola [Aro\_97, 02] supposent que la coupe (rupture primaire) se fait suivant le plan de dépouille de l'outil. Le modèle micromécanique de Venu et al. [Ven\_07a, b] quant à lui utilise un comportement élastoplastique de la matrice, alors que celle-ci présente un comportement fragile pendant l'usinage selon Koplev, [Kop\_80].

Les modèles décrits précédemment ont contribué toutefois à l'appréhension physique de la problématique de la coupe des composites et à son analyse expérimentale. On se propose dans ce travail de thèse de mettre en place une modélisation plus physique de la coupe des composites. Elle doit permettre de tenir compte des phénomènes locaux tels que l'effet de l'endommagement sur le comportement global du matériau pendant le processus de formation de copeau. Dans les chapitres suivants, on décrira les phénomènes physiques responsables de la formation de copeau et de l'endommagement par la modélisation numérique à différentes échelles.





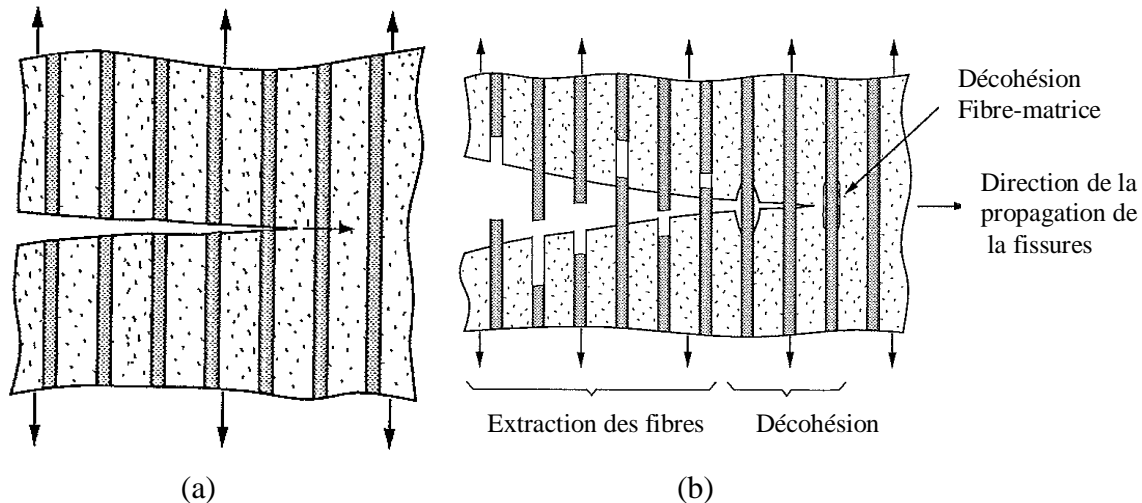
# Chapitre II

## Modélisation micromécanique de la formation du copeau en usinage des matériaux FRP

### 1. Introduction

L'analyse des travaux antérieurs montre que la nature des fibres, les caractéristiques mécaniques et le taux des constituants (fibre, matrice) contrôlent le comportement global des matériaux FRP lors d'une opération d'usinage. Solen Koplev et Arola et al., [Kop\_80], [Aro\_97], la formation du copeau se fait à travers une série de ruptures. Le mode et la propagation de ces ruptures dépend de la nature de l'interface fibre-matrice, Figure 1. Dans le cas d'une forte adhérence de l'interface fibre-matrice et comme le montre la Figure 1 (a), la rupture initiée au niveau des fibres ou de la matrice induit en front de fissure des concentrations de contraintes conduisant ensuite à la propagation de la fissure dans la fibre et la matrice. Dans le cas d'une faible adhérence fibre-matrice (voir Figure 1 (b)), la propagation transverse de la fissuration se fait de la manière suivante : en tête de fissure, la rupture de la matrice traverse les fibres avec une décohésion de l'interface fibre-matrice et sans rupture des fibres. Dans certains cas, la concentration de contraintes en tête de fissure peut conduire à une décohésion fibre-matrice avant une rupture transverse de la matrice. En arrière de la fissure, l'ouverture de la fissure induit des contraintes élevées dans les fibres pontant la fissure.

Compte tenu des phénomènes locaux qui viennent d'être décrit ici, une approche micromécanique est proposée. L'hypothèse d'une interface parfaite entre la fibre et la matrice est avancée pour éviter de tenir compte de l'effet de l'interface sur le comportement global du matériau et simplifier ainsi cette première approche.



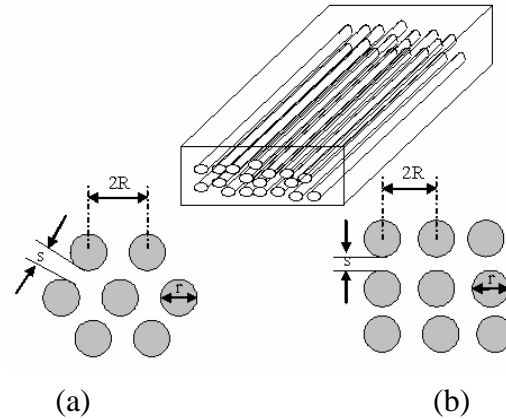
**Figure 1.** Propagation de la rupture dans le cas (a) d'une adhérence fibre-matrice élevée, (b) d'une faible adhérence, selon Berthelot [Ber\_99].

## 2. Mise en place du modèle micromécanique avec une interface parfaite

### 2.1. Hypothèses

Dans la pratique, il existe plusieurs possibilités d'arrangement des fibres. Dans notre cas, un arrangement régulier des fibres a été adopté, Figure 2. Deux dispositions régulières des fibres existent alors, la disposition de forme hexagonale, Figure 2 (a) ou carrée, Figure 2 (b). La fibre est supposée avoir un diamètre moyen de l'ordre de  $6 \mu\text{m}$  ; en réalité le diamètre des fibres de carbone vaut  $7 \mu\text{m}$  tandis que celui des fibres de verre est compris entre  $5$  et  $20 \mu\text{m}$ . La fraction volumique  $V_f$  des fibres est prise égale à  $0.3$ . Le choix de ces deux paramètres impose la distance inter-fibre, Figure 2. Le calcul de cette distance dépendra de la configuration choisie pour l'arrangement des constituants fibre-matrice dans le pli unidirectionnel (voir Tableau 1). En se référant aux valeurs choisies précédemment pour le diamètre et la fraction volumique des fibres avec un arrangement carrée, nous obtenons par un simple calcul une distance inter-fibres de l'ordre de  $4 \mu\text{m}$ .

Le Tableau 1 illustre le calcul de la fraction volumique et de la distance inter fibres dans les deux configurations d'arrangement du renfort fibreux, carrée et hexagonale.



**Figure 2.** Représentation schématique de l'arrangement des fibres dans un pli unidirectionnel. (a) Disposition hexagonale. (b) Disposition carrée.

Calcul la distance inter fibres $s$ en fonction de $V_f$ et de $r$ pour la configuration (a)	Calcul la distance inter fibres $s$ en fonction de $V_f$ et de $r$ pour la configuration (b)
$V_f = \frac{\pi}{2\sqrt{3}} \left( \frac{r}{R} \right)^2$ $s = \left[ \left( \frac{\pi}{2\sqrt{3}V_f} \right)^{\frac{1}{2}} - 1 \right] r$	$V_f = \frac{\pi}{4} \left( \frac{r}{R} \right)^2$ $s = \left[ \left( \frac{\pi}{4V_f} \right)^{\frac{1}{2}} - 1 \right] r$

**Tableau 1.** Distance inter-fibres en fonction du diamètre et de la fraction volumique des fibres.

Plusieurs hypothèses supplémentaires ont été également posées dans cette approche. Elles se résument comme suit :

1. le matériau de la fibre et de la matrice suit un comportement linéaire élastique,
2. la fibre et la matrice sont parfaitement liées (interface parfaite),
3. le processus de simulation de la coupe est supposé quasi-statique. Cette hypothèse est justifiée par la faible dépendance des matériaux FRP à la vitesse de déformation pendant la coupe (comportement fragile des fibres), [Aro\_97],
4. l'effet de la chaleur générée lors de l'usinage des matériaux composites est considéré négligeable.
5. l'hypothèse d'un état de contrainte plane est justifiée par le fait que dans le cas de l'usinage des composites, on assiste à des déformations hors plan contrairement aux alliages métallique. Cette hypothèse a été utilisée dans la simulation numérique de l'usinage des composites par plusieurs auteurs, [Aro\_97], [Aro\_02], [Nay\_05b].

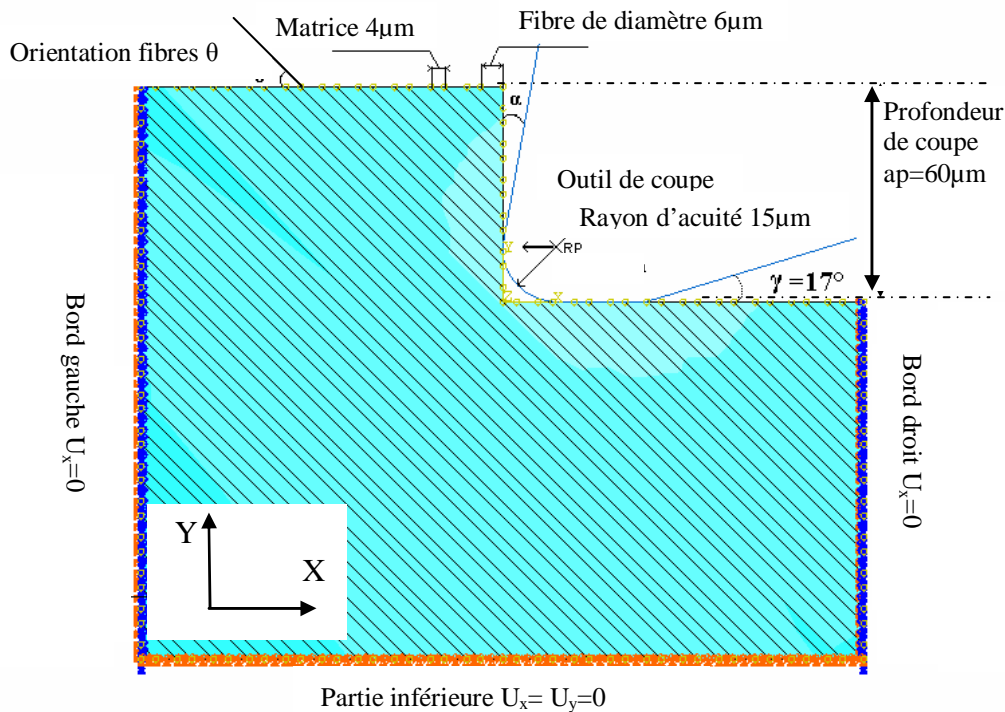
Les propriétés mécaniques des matériaux de la fibre et de la matrice utilisées dans tous les calculs effectués par cette approche sont données par le Tableau 1.

Caractéristiques mécaniques	Fibre de carbone AS4	Matrice (époxy 3501-6) thermodurcissable
Module longitudinal (GPa)	225	4.2
Module de cisaillement dans le plan (GPa)	15	1.567
Coefficient de poisson	0.2	0.34
Contrainte de rupture en traction longitudinale (MPa) : $X_t$	3350	69
Contrainte de rupture en compression longitudinale (MPa) : $X_c$	2500	250
Limite de cisaillement (MPa) : $S$	1940	50

**Tableau 1.** Propriétés mécaniques des fibres et de matrice, selon Narayana et al. [Nar\_04].

## 2.2. Mise en place du modèle et conditions aux limites

La Figure 3 représente les géométries de l'outil et de la pièce adoptées dans la simulation numérique de la coupe orthogonale.



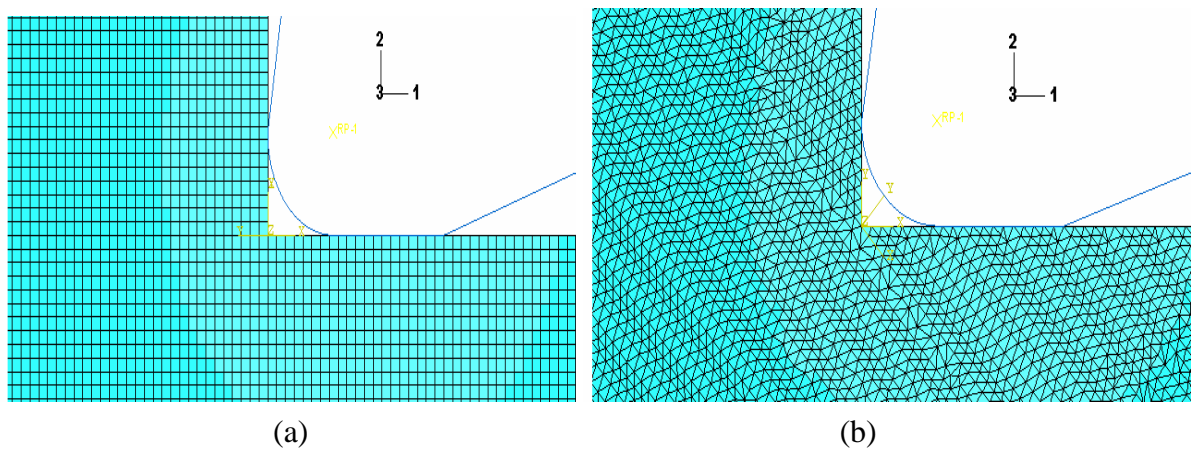
**Figure 3.** Géométrie de l'outil et de la pièce et conditions aux limites utilisées par la simulation numérique de la coupe orthogonale des matériaux composite FRP.

Les conditions aux limites du problème sont imposées par le bridage de la pièce en usinage. Ainsi, les nœuds situés sur les bords gauche et droit sont bloqués en translation dans la direction horizontale  $x$  et en rotation autour des deux axes  $y$  et  $z$ . La partie inférieure de la pièce est bloquée en translation selon  $x$  et  $y$  et en rotation autour de l'axe  $z$  (direction hors

plan). L'outil à un déplacement dans la direction  $x$  (direction de la coupe), il est considéré comme un corps rigide. Cette hypothèse repose sur le fait que le module d'Young du matériau d'outil est très important devant celui de la matière usinée (module d'Young du carbure de tungstène est 2.5 fois plus grand que celui des composites CFRP (fibres de carbone), et 6 fois plus grand que celui des composites GFRP (fibres de verre)).

Deux contacts doivent être gérés entre l'outil et la pièce usinée lors du calcul numérique. Le premier se situe au niveau de la face de coupe et le second au niveau de la face de dépouille entre l'outil et la surface fraîchement usinée. Dans ce travail, les deux contacts sont contrôlés par la loi de frottement de type Coulomb. Le coefficient de frottement est pris constant (identifié par des essais d'usinage) au niveau des deux faces de contact et égal à 0.3, [Aro\_97].

La difficulté de l'approche micromécanique réside dans la taille de l'élément fini qui sera utilisée pour représenter la fibre et la matrice. Plusieurs travaux ont été effectués pour pallier à ce problème. Wang et al. [Wan\_00] ont montré que la taille des éléments ne doit pas dépasser une limite qui dépend des caractéristiques dimensionnelles de la rupture (générée dans la fibre et/ou dans la matrice) pour pouvoir prédire correctement le gradient de contraintes (coefficient de concentration de contraintes). Dans notre cas, un maillage très fin a été adopté (égale à  $2\mu\text{m}$ ). Les éléments de type CPS3 et CPS4 ont été choisis. La Figure 4 illustre le maillage considéré dans la simulation numérique en fonction de l'angle d'orientation des fibres. En effet, les tests de convergence ont conduit aux choix des éléments CPS4 pour les orientations  $0$  et  $90^\circ$ , et CPS3 pour  $45$  et  $-45^\circ$ .



**Figure 4.** Maillage avec les éléments: (a) de type CPS4 dans le cas où  $\theta=0^\circ$  et  $\theta=90^\circ$ , (b) de type CPS3 dans le cas où  $\theta=45^\circ$  et  $\theta=-45^\circ$ .

### 2.3. Critères de rupture utilisés pour caractériser la formation du copeau avec l'approche micromécanique

Contrairement aux alliages métalliques, il est difficile de donner une définition précise au copeau composite. La forme poudreuse des microcopeaux rend extrêmement difficile la compréhension et l'analyse du processus de leur formation. Dans l'approche micromécanique présentée ici, la fibre et la matrice ont été considérées séparément et caractérisées par un comportement linéaire élastique. Le copeau est considéré complètement formé lorsque la rupture de la matrice atteint la surface libre de la pièce avec en plus la vérification de la rupture de la fibre. Deux critères de rupture sont utilisés pour reproduire le processus de formation de copeau : le critère de la contrainte maximale et le critère global de Tsai-Hill.

#### Critère de la contrainte maximale

Le critère de la contrainte maximale s'écrit sous l'hypothèse des contraintes planes sous la forme:

$$\begin{aligned} X_{ci} &\leq \sigma_{11} \leq X_{ti} \\ Y_{ci} &\leq \sigma_{22} \leq Y_{ti} \\ |\sigma_{22}| &\leq S_i \end{aligned} \quad (1)$$

Lorsque l'une des contraintes atteint la valeur critique correspondante, le constituant  $i$  ( $i=f$  indique la fibre et  $i=m$  indique la matrice) est alors considéré comme rompu. Le critère de la contrainte maximale exclu l'existence de toute interaction entre les contraintes principales.

#### Critère de Tsai-Hill

Le critère de Tsai-Hill est un critère interactif qui prend en compte le couplage entre les différentes composantes du tenseur des contraintes. Il est donné par la relation suivante:

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X_i}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_i}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_i}\right)^2 - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X_i^2} = 1 \quad (2)$$

Avec  $X_i$ ,  $Y_i$ ,  $S_i$  les contraintes limites de rupture du constituant  $i$  telles que :

- $X_i = X_{ti}$  dans le cas des contraintes  $\sigma_{11} \geq 0$ , avec  $X_{ti}$  la contrainte de rupture en traction longitudinale du constituant  $i$ ;
- $X_i = X_{ci}$  dans le cas des contraintes  $\sigma_{11} \leq 0$ , avec  $X_c$  la contrainte de rupture en compression longitudinale du constituant  $i$ ;
- $Y_i = Y_{ti}$  dans le cas des contraintes  $\sigma_{22} \geq 0$ , avec  $Y_{ti}$  la contrainte de rupture en traction transversale du constituant  $i$  ;
- $Y_i = Y_{ci}$  dans le cas des contraintes  $\sigma_{22} \leq 0$ , avec  $Y_{ci}$  la contrainte de rupture en compression transversale du constituant  $i$ .

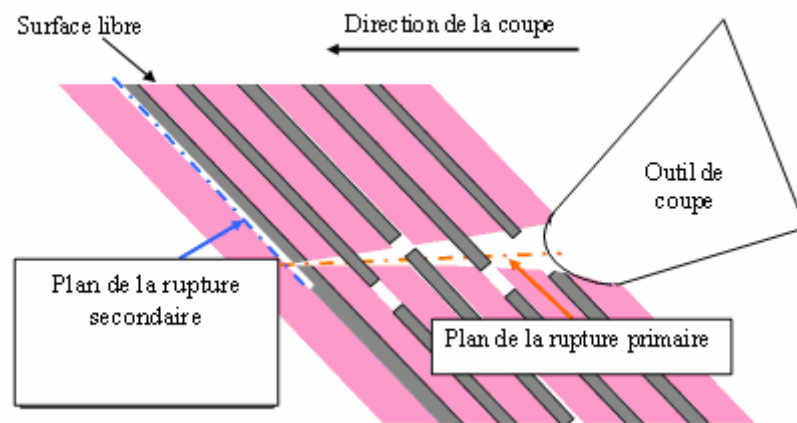
### 3. Simulation numérique

Le modèle mis en place dans le paragraphe 2 a été implémenté dans le code de calcul Abaqus standard à l'aide d'un schéma implicite, [Aba\_06]. Nous allons maintenant analyser à partir des résultats de la simulation, le processus de formation du copeau généré par cette formulation. L'approche sera ensuite confrontée aux observations expérimentales de la littérature. La validation du modèle sera faite en termes de mécanismes physiques responsables de la formation du copeau, des efforts de coupe et des endommagements induits par l'outil coupant.

#### 3.1. Analyse du processus de formation du copeau

Comme cela a été évoqué précédemment, il est difficile de donner une définition précise au copeau composite. Dans le cas de cette approche micromécanique, le copeau est considéré complètement formé lorsque la rupture de la matrice atteint la surface libre de la pièce et la vérification simultanée de la rupture de la fibre. La Figure 5 schématise la condition sine qua non pour la formation complète d'un copeau.

Bien que les paramètres de coupe tels que l'angle de dépouille, la profondeur de coupe et le rayon d'acuité d'arête, peuvent affecter le comportement du matériau pendant la coupe, Wang et al [Wan\_95] ont montré que l'angle de coupe et l'orientation des fibres sont les paramètres les plus influents pour les mécanismes physiques de la coupe. Par conséquent, la formation du premier copeau est analysée en fonction de ces deux paramètres uniquement. L'angle de dépouille est pris dans tous les calculs comme étant fixe et égale à  $17^\circ$ , la profondeur de coupe est égale à 0.06 mm et le rayon d'acuité de l'arête est égal à  $15 \mu\text{m}$ .



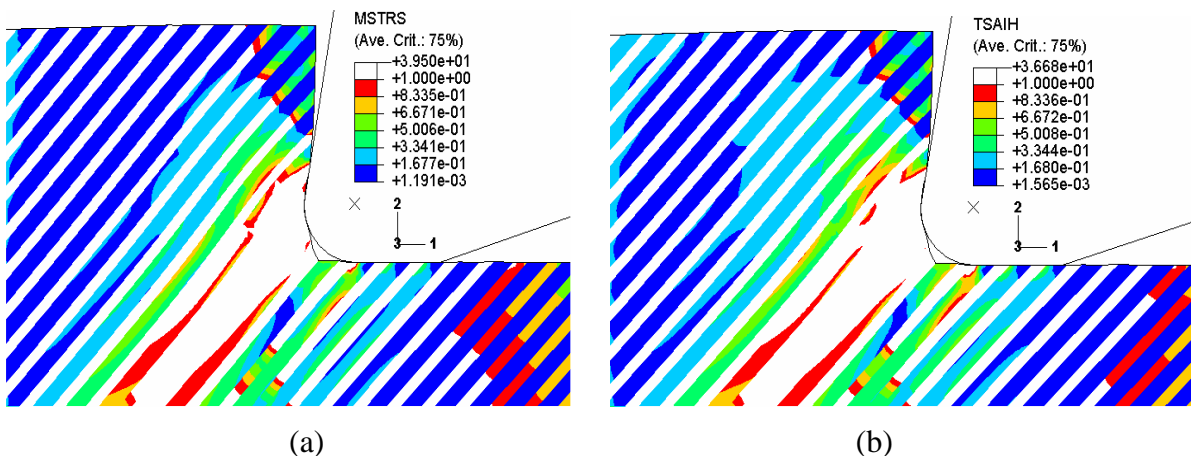
*Figure 5. Processus de génération du copeau composite proposé par plusieurs auteurs [Wan\_95], [Aro\_97].*

##### 3.1.1. Cas des composites à orientation $\theta = -45^\circ$

Le déplacement incrémental de l'outil (dans la direction de la coupe) a été imposé pour appliquer un chargement mécanique multiaxial sur la pièce usinée entraînant la rupture des

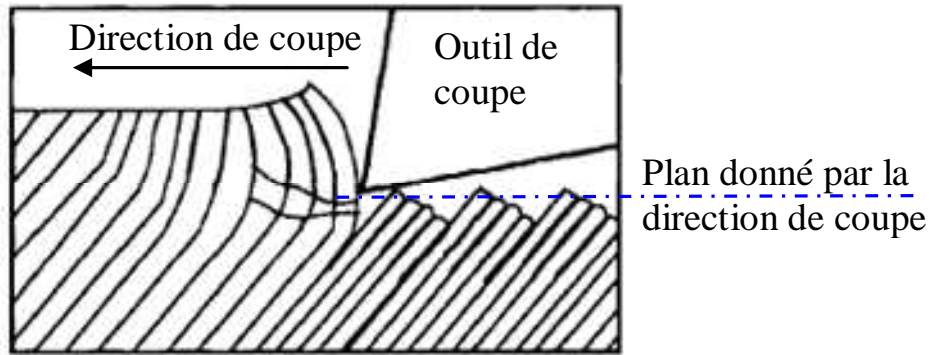
deux constituants (fibre et matrice). La formation du copeau est analysée avec deux critères de rupture (critère Tsai-Hill et celui de la contrainte maximale). La Figure 6 représente la simulation du processus de formation de copeau pour une orientation de fibre de  $-45^\circ$  et un angle de coupe de  $5^\circ$ . Les autres conditions de coupe sont : angle de dépouille  $\gamma=17^\circ$ , rayon d'acuité  $r=15\mu\text{m}$  et la profondeur de coupe  $a_p=0.06\text{mm}$ . Le couple outil/matériau utilisé est le couple CFRP (fibre carbone)/PCD. Les propriétés mécaniques ont été rappelées dans le Tableau 2, paragraphe 2. Les résultats de la simulation numérique présentée dans la Figure 6 montre qu'au début du contact outil/pièce, la rupture de la matrice est le premier mode qui initie le processus de formation de copeau. Elle progresse au fur et à mesure que l'outil avance dans la matière jusqu'à atteindre la surface libre de la pièce. La rupture par cisaillement d'un ensemble de fibres se produit alors brutalement pour donner lieu à la formation complète de copeau. Le cisaillement des fibres se produit en haut et en bas du plan de coupe, Figure 6. Ceci peut expliquer la mauvaise qualité de la surface obtenue en générale dans le cas des fibres avec une orientation  $-45^\circ$ . Cette constatation a été précédemment faite par Wang et al. [Wan\_95] suite à la réalisation des essais de coupe orthogonale sur les composites unidirectionnels, voir Figure 7.

On note également sur la Figure 6 une rupture profonde de la matrice. Un délaminage important du matériau se produit à l'avant de l'outil et progresse dans la direction des fibres (délaminage intra-laminaire). Ceci est en conformité avec les résultats expérimentaux de Bhatnagar et al. [Bha\_96]. Comme le montre la Figure 8, les résultats confirment également les observations expérimentales faites à l'aide d'une caméra CCD sur des essais de coupe orthogonale [Ili\_08].

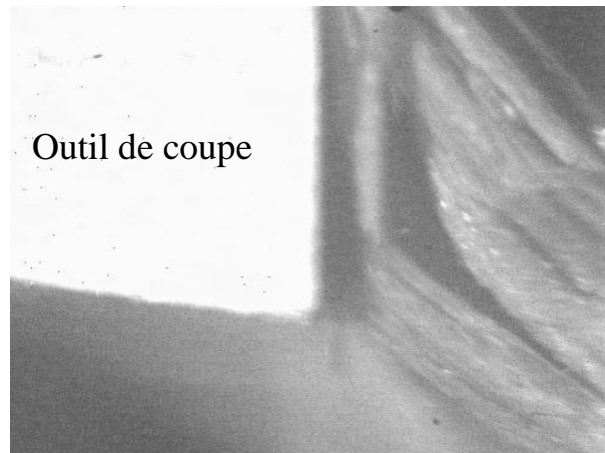


**Figure 6.** Mécanismes de rupture responsables de la formation du copeau du matériau composite unidirectionnel à orientation  $-45^\circ$  avec deux critères de rupture. (a) critère de la contrainte maximale, (b) critère de Tsai-Hill. Les conditions de coupe sont : l'angle de coupe  $\alpha=5^\circ$ , l'angle de dépouille  $\gamma=17^\circ$ , rayon d'acuité de l'arête de coupe  $r_\epsilon=15\mu\text{m}$ , la profondeur de coupe  $a_p=0.06\text{mm}$ .





**Figure 7.** Mécanisme de cisaillement responsable de la coupe des matériaux composites unidirectionnels à orientation  $-45^\circ$  dans le cas d'un angle de coupe positif d'après Wang et al. [Wan\_95].

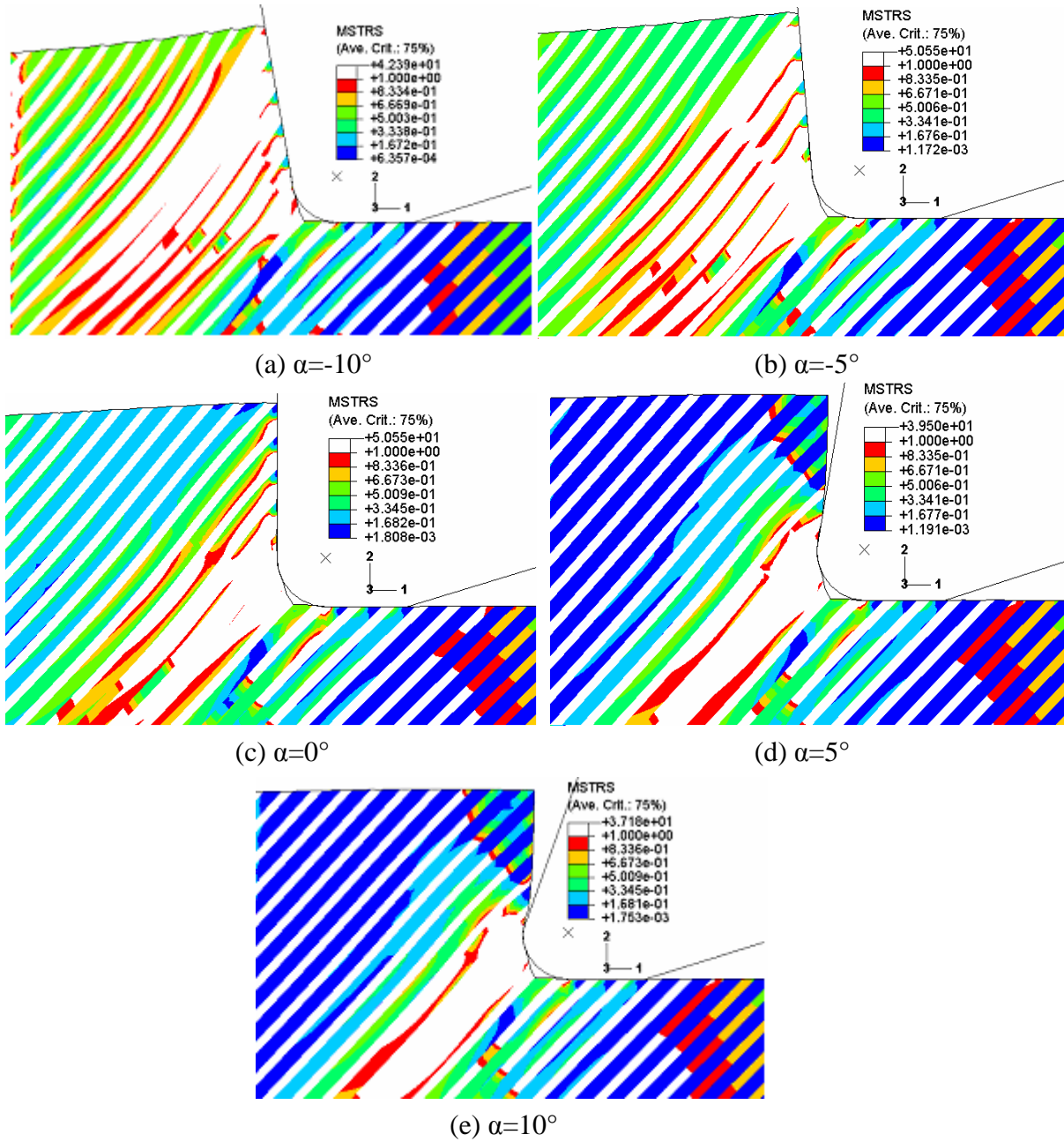


**Figure 8.** Délaminage intra-laminaire observé à l'aide d'une caméra vidéo rapide lors de la coupe orthogonale du matériaux composite unidirectionnels à orientation  $-45^\circ$  (fibres carbone), selon Iliescu [Ili\_08].

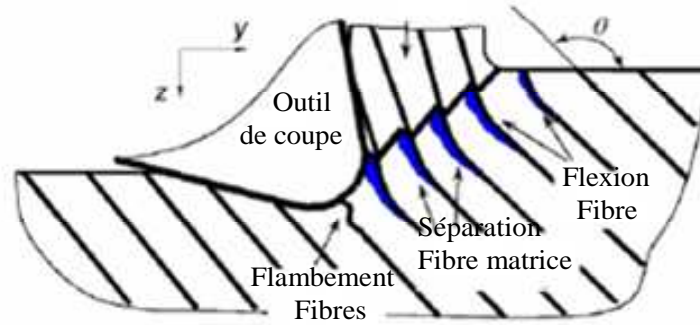
L'effet de l'angle de coupe sur les mécanismes de coupe des matériaux composites unidirectionnels a été mis en évidence par plusieurs auteurs, [Aro\_02], [Wan\_03] [Nay\_05a, b]. Pour l'analyse de cet effet par notre approche, plusieurs angles de coupe ont été testés. Comme le montre la Figure 9, on remarque que le copeau se forme à travers une compétition entre deux mécanismes de coupe principaux: le cisaillement et le flambement des fibres. En effet, la rupture des fibres se produit par flambement dans le cas des angles négatifs (Figure 9 (a) et (b)), alors que le mécanisme de cisaillement est plus prépondérant dans le cas des angles positifs (Figure 9 (d) et (e)). Dans le premier cas, la rupture des fibres se fait "en zigzag" le long du plan de cisaillement dans la direction perpendiculaire aux axes des fibres, voir Figures 9 (a) et (b). Ceci est en bon accord avec le modèle de Zhang et al. [Zha\_01] qui a affirmé que dans le cas des orientations supérieures à  $90^\circ$ , la coupe se produit à un niveau plus haut que celui du plan nominal de la coupe (plan donnée par la direction de la coupe). La coupe est gérée dans ce cas par le flambement et la séparation de l'interface fibre/matrice, voir Figure

10. Dans le deuxième cas où l'angle de coupe est positif, le cisaillement des fibres est lié plutôt au mécanisme de flexion.

Dans le cas d'un angle de coupe nul (Figure 9 (c)), la rupture des fibres situées en face de l'arête de coupe est générée par flexion, alors que les fibres situées à un niveau plus haut par rapport à l'arête de coupe sont rompues par flambement.



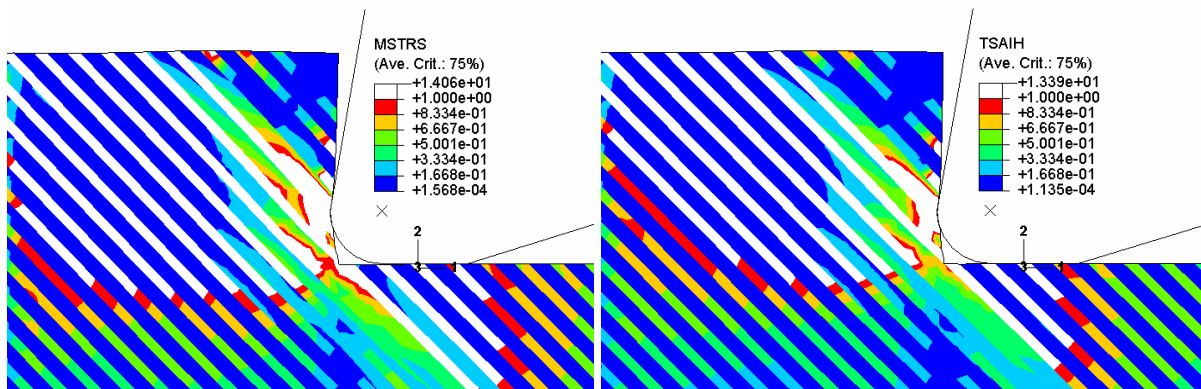
**Figure 9.** Effet de l'angle de coupe sur le processus de formation de copeau du matériau composite unidirectionnel à orientation  $-45^\circ$ . (a)  $\alpha = -10^\circ$  ; (b)  $\alpha = -5^\circ$  ; (c)  $\alpha = 0^\circ$  ; (d)  $\alpha = 5^\circ$  ; (e)  $\alpha = 10^\circ$ .



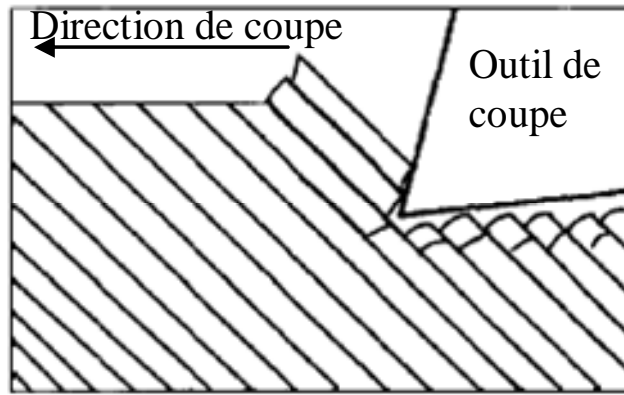
**Figure 10.** Modèle de la coupe orthogonale pour les matériaux composites FRP unidirectionnels à orientation de fibres supérieure à  $90^\circ$ , proposé par Zhang et al. [Zha\_01].

### 3.1.2. Cas des composites à orientation $\theta=+45^\circ$

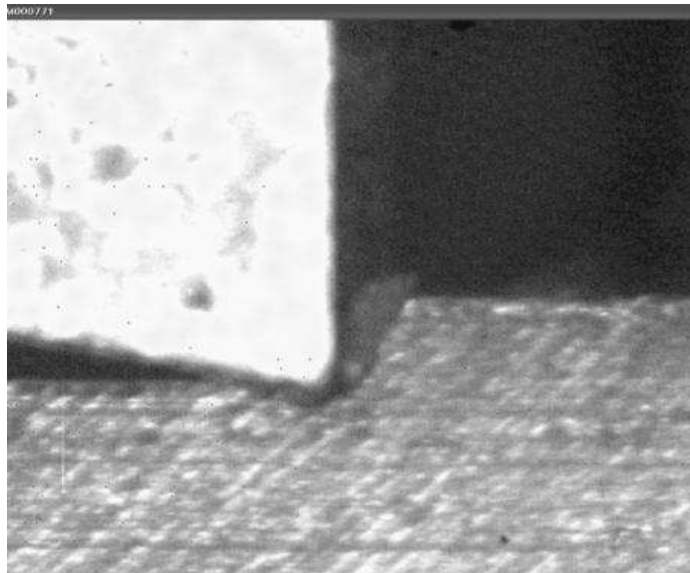
Pour des orientations des fibres à  $45^\circ$ , les mécanismes de formation du copeau sont essentiellement dus à la rupture de la matrice qui atteint la surface libre. Le copeau est ensuite complètement formé par cisaillement des fibres en face de l'outil de coupe. La rupture se produit dans la direction perpendiculaire à l'axe des fibres, voir Figure 11. Ces mécanismes de formation de copeau sont en conformité avec ceux décrits par Wang et al. [Wan\_95] et aussi observés par ILiescu [Ili\_08] lors la coupe orthogonale des composites unidirectionnel avec une orientation de  $45^\circ$ , voir Figures 12 et 13. On peut aussi noter que l'approche micromécanique prévoit des débris de fibres au niveau de la face en dépouille de l'outil, ce qui produira une usure de dépouille par la suite. Cette usure est particulièrement prononcée pour l'orientation de  $45^\circ$ .



**Figure 11.** Mécanismes de la formation du copeau prédits par le modèle micromécanique dans le cas des FRP à orientation  $45^\circ$ . Les conditions de coupe sont similaires à celles de la Figure 6.

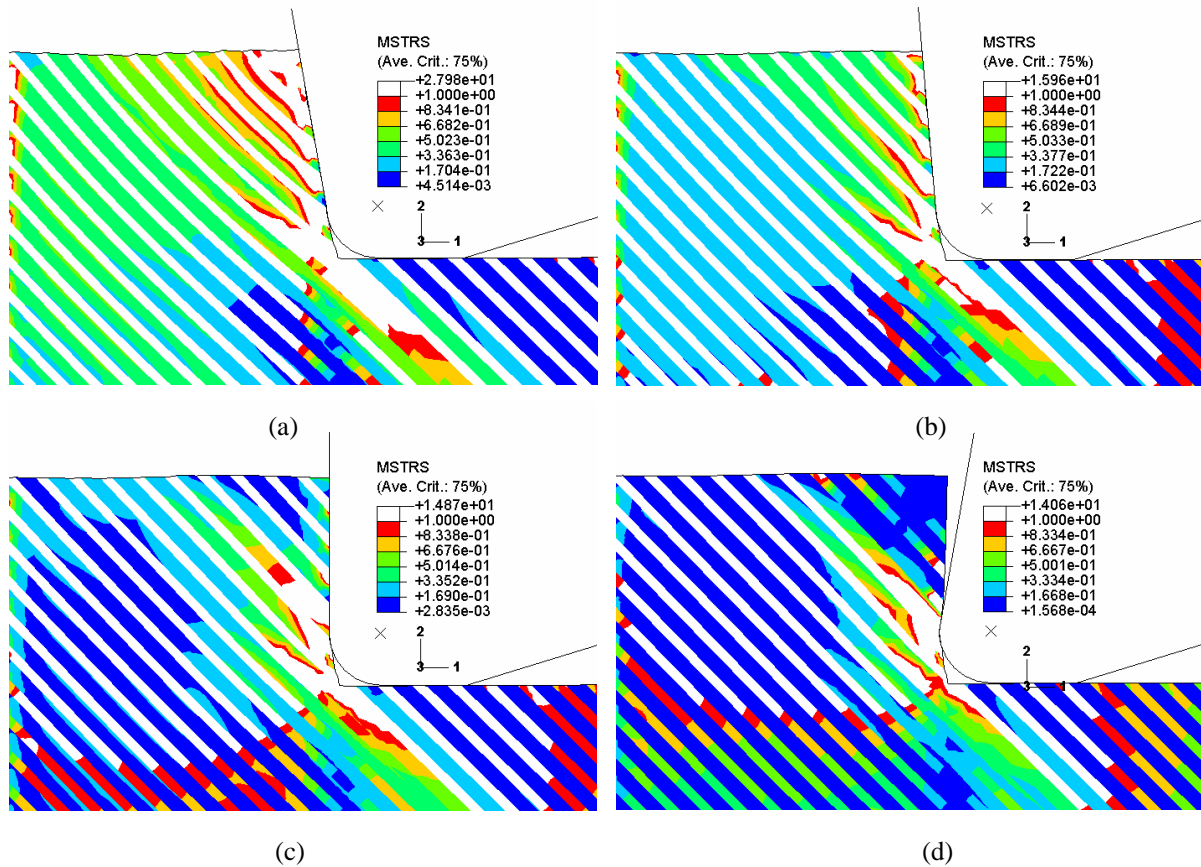


**Figure 12.** Mécanismes responsables de la formation de copeau d'après les observations expérimentales menées par Wang et al. [Wan\_95] en coupe orthogonale des composites unidirectionnels à orientation  $45^\circ$ .



**Figure 13.** Formation du copeau observé par une caméra vidéo rapide lors de la coupe orthogonale des matériaux composites unidirectionnels à orientation  $45^\circ$ , selon Iliescu [Ili\_08].

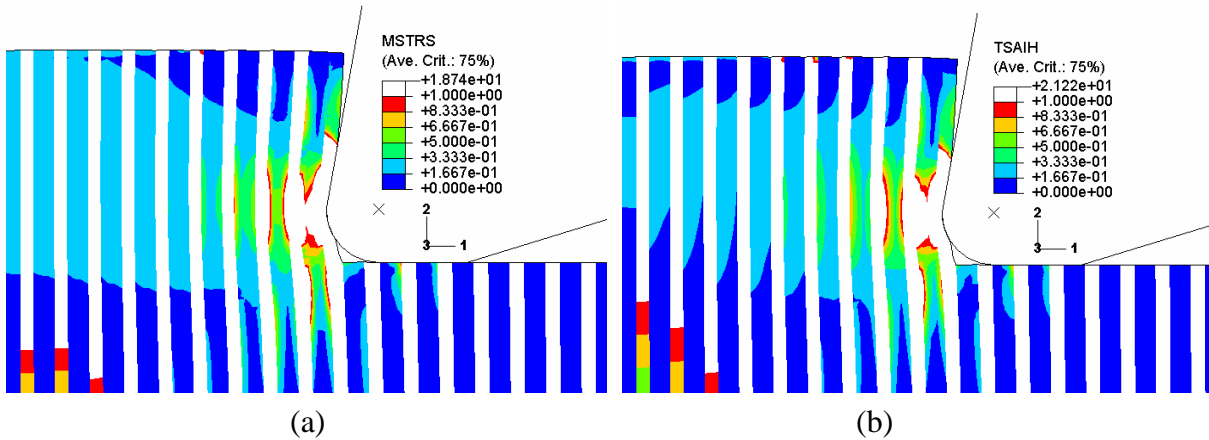
L'effet de l'angle de coupe sur la coupe des composites unidirectionnels a été analysé par différentes simulations numériques. Les résultats sont présentés en Figure 14. On constate que quelque soit l'angle de coupe, la matrice se rompt en premier lieu en indiquant l'initiation du processus de formation de copeau. La rupture atteint ensuite la surface libre de la pièce. Quant à la rupture des fibres, elle se produit brutalement en dernière phase pour un ensemble de fibres conduisant ainsi à la formation complète du premier copeau. Il est également intéressant de noter que la rupture des fibres est générée par cisaillement due à la compression, voir Figure 14 (a) et (b). Les résultats montrent également que l'extension de l'endommagement subsurfacique induit par l'outil augmente quand l'angle de coupe décroît, elle dépasse  $100\mu\text{m}$  de profondeur à partir du plan donné par la direction de la coupe.



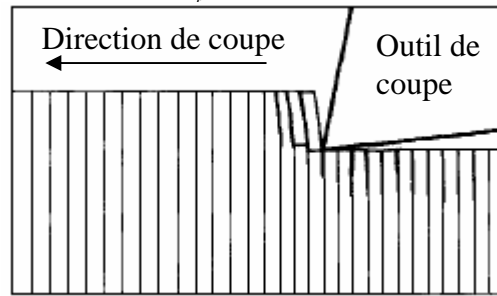
**Figure 14.** Effet de l'angle de coupe  $\alpha$  sur les mécanismes responsables de la coupe orthogonale des matériaux composites à  $45^\circ$ . (a)  $\alpha = -10^\circ$ , (b)  $\alpha = -5^\circ$ , (c)  $\alpha = 0^\circ$ , (d)  $\alpha = 5^\circ$ .

### 3.1.3. Cas des composites à $\theta = 90^\circ$

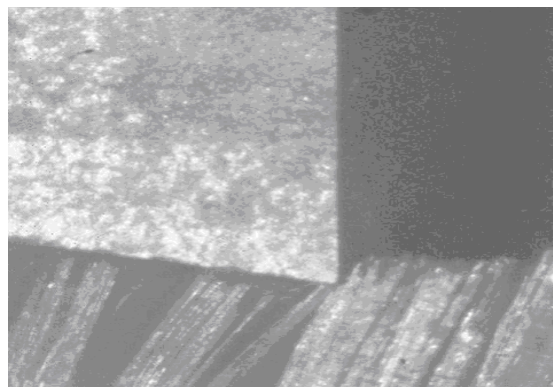
La Figure 15 illustre les modes de rupture responsables de la formation du copeau dans le cas de  $\theta = 90^\circ$ . La rupture de la matrice se produit en premier et initie le processus de formation de copeau qui progresse en profondeur et en direction de la surface libre de la pièce usinée. La rupture des fibres se produit ensuite par cisaillement, elle indique la fin de processus de formation du premier copeau. Le plan de rupture des fibres est perpendiculaire à leurs axes (mode I) et se situe dans un niveau plus haut par rapport à celui du plan défini par la direction de la coupe. Après leur rupture, les fibres coupées se redressent par retour élastique pour frotter sur la face de dépouille de l'outil de coupe, ce qui génère l'usure en dépouille. L'avance de l'outil entraîne en parallèle de la formation de copeau, des fissures de tailles importantes en dessous de l'outil. Ces résultats rejoignent bien les prédictions de Wang et al. [Wan\_95] et les observations de Iliescu [Ili\_08] sur l'usinage des composites unidirectionnels à orientation  $90^\circ$ , voir Figure 16 et Figure 17.



**Figure 15.** Processus de formation de copeau prédit par le modèle micromécanique pendant la coupe orthogonale d'un composite unidirectionnel à orientation  $90^\circ$ . Les conditions de coupe sont : l'angle de coupe  $\alpha=10^\circ$ , l'angle de dépouille  $\gamma=17^\circ$ , rayon d'acuité d'arête  $r_e=15\mu\text{m}$ , la profondeur de coupe  $a_p=0.06\text{mm}$ .



**Figure 16.** Formation de copeau par le mécanisme de cisaillement constatée par Wang et al. [Wan\_95] pendant les essais de coupe orthogonale menés sur les composites Gr/Ep unidirectionnels dans le cas de l'orientation  $90^\circ$ .

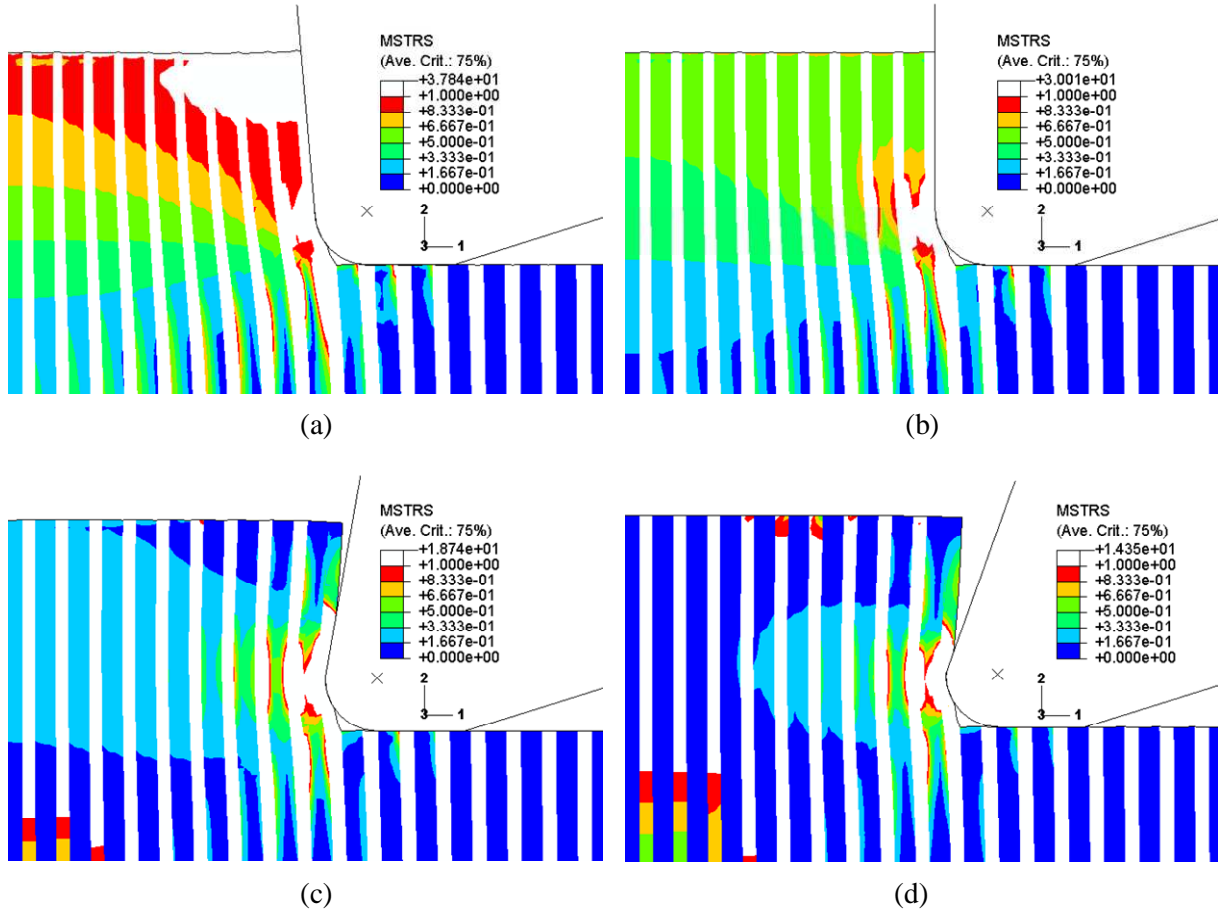


**Figure 17.** Délaminage intra-laminaire observé par caméra vidéo rapide lors de la coupe orthogonale d'un FRP à fibres de carbone et à orientation de  $90^\circ$ , selon Iliescu [Ili\_08].

La Figure 18 présente l'effet de l'angle de coupe sur les mécanismes de coupe dans le cas de l'orientation  $90^\circ$ . On peut constater que ce paramètre n'influence pas vraiment le processus de formation de copeau. Cependant, l'étendue de l'endommagement subsurface induit change avec l'angle de coupe. Il dépasse  $100\mu\text{m}$  dans le cas d'un angle de coupe négatif (voir Figure 18 (a)). L'endommagement devient moins important dans le cas de l'usinage avec des angles



de coupe positifs. En effet, les fibres subissent des flexions plus importantes dans le premier cas avant d'être coupées par l'arête de coupe ( $70\mu\text{m}$  dans le cas d'un angle de coupe nulle et  $60\mu\text{m}$  dans le cas des angles de coupe positifs). Le cisaillement des fibres est piloté en effet par le mécanisme de compression dans le cas des angles négatifs.



**Figure 18.** Effet de l'angle de coupe sur les modes de rupture responsables de la formation de copeau dans le cas de l'orientation  $90^\circ$ . (a)  $\alpha = -5^\circ$ , (b)  $\alpha = 0^\circ$ , (c)  $\alpha = 10^\circ$ , (d)  $\alpha = 20^\circ$ . Les autres conditions de coupe sont similaires à celles de la Figure 15.

### 3.1.4. Composite unidirectionnel à $\theta = 0^\circ$

Pour une orientation de  $0^\circ$ , le scénario de formation du copeau se déroule comme suit : au début du contact outil-pièce, la rupture de la matrice s'initie au voisinage de l'arête de coupe et se propage au fur et à mesure que l'outil avance dans la matière suivant la direction des fibres. Ceci peut expliquer la rupture en mode I observée sur le Figure 19 et relatée par plusieurs auteurs dans des résultats d'essais expérimentaux, [Wan\_95], [Zit\_04], [Ili\_08]. On remarque que la taille de cette rupture est accentuée par l'angle de coupe positif, voir Figure 19. La formation complète du copeau se produit ensuite après rupture des fibres dans une direction perpendiculaire à leurs axes. La rupture de fibres isolées de la pièce se fait par flexion due au délaminage dans le cas d'un angle de coupe positif et par micro-flambement dans le cas d'un angle de coupe nul et négatif. Ces

résultats de simulation sont en forte concordance avec ceux observés lors des essais expérimentaux de Wang et al. [Wan\_95] et de Iliescu [Ili\_08], voir Figure 20 et Figure 21.

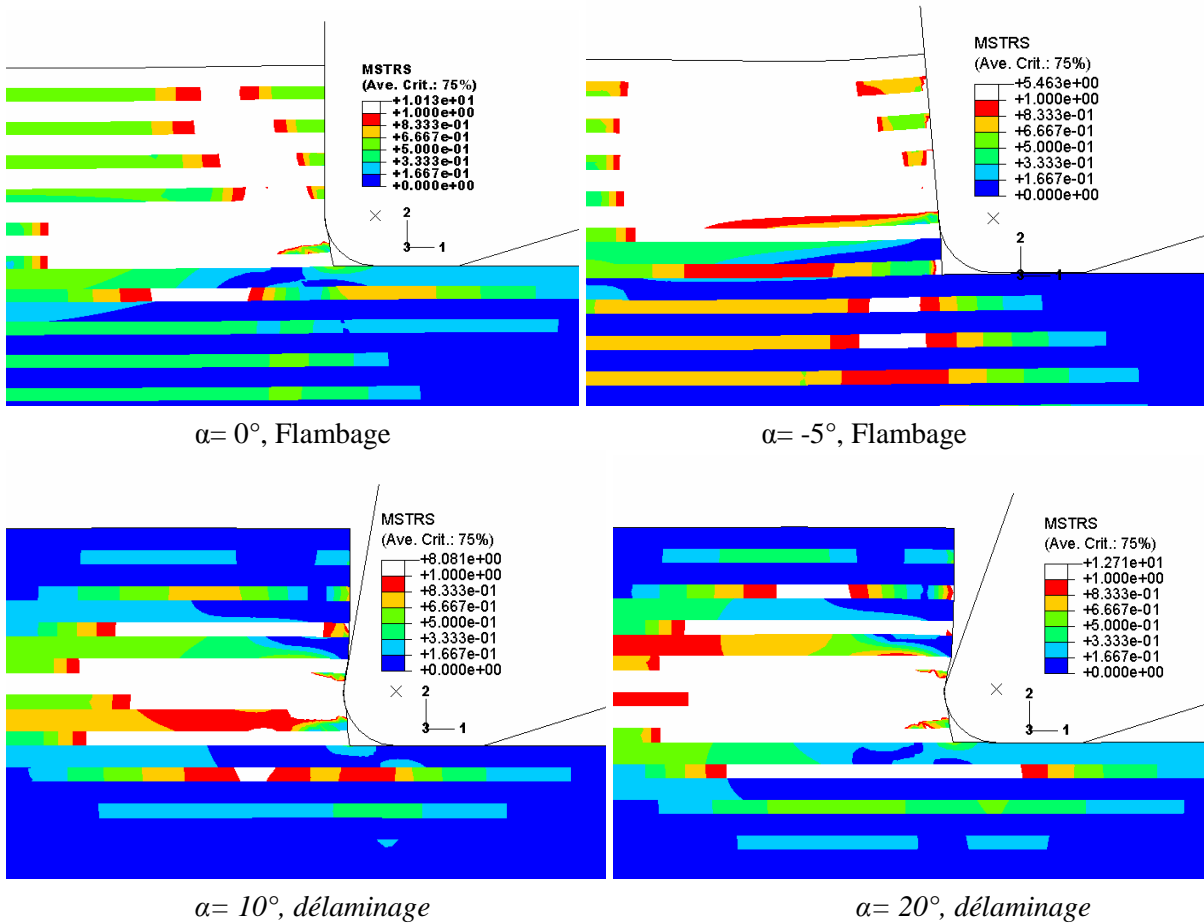


Figure 19. Mécanismes de formation de copeau en fonction de l'angle de coupe prédits par le modèle micromécanique pendant la coupe orthogonale des composites unidirectionnels à orientation  $0^\circ$ . Les autres conditions de coupe sont similaires à ceux de la Figure 15.

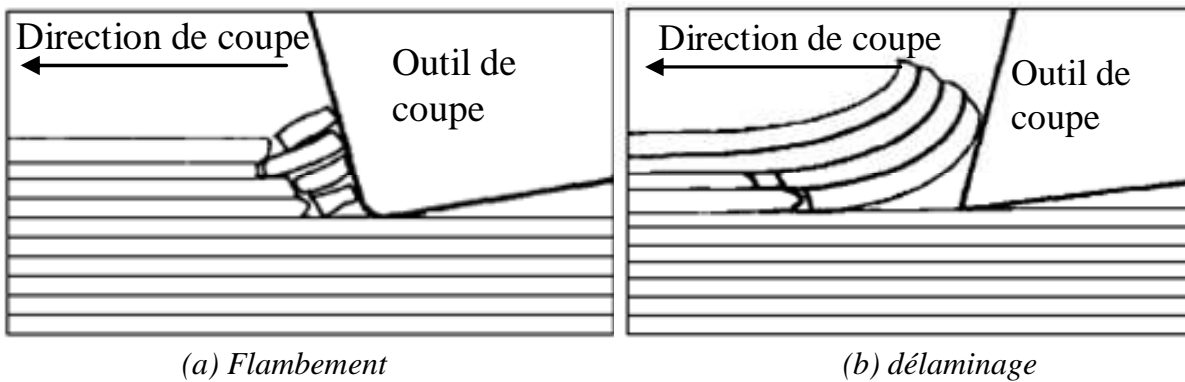


Figure 20. Schématisation des mécanismes de coupe lors des essais de coupe orthogonale menés par Wang et al. [Wan\_95] sur les composites unidirectionnels à orientation  $0^\circ$ .

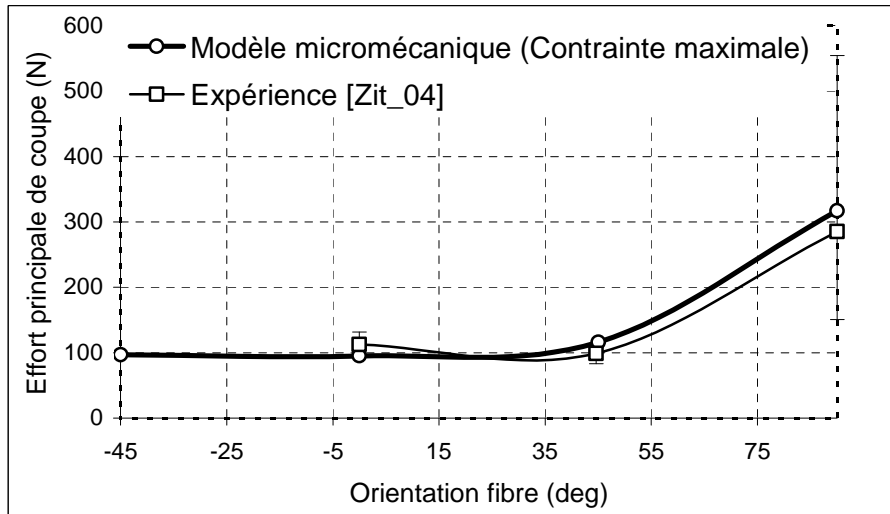




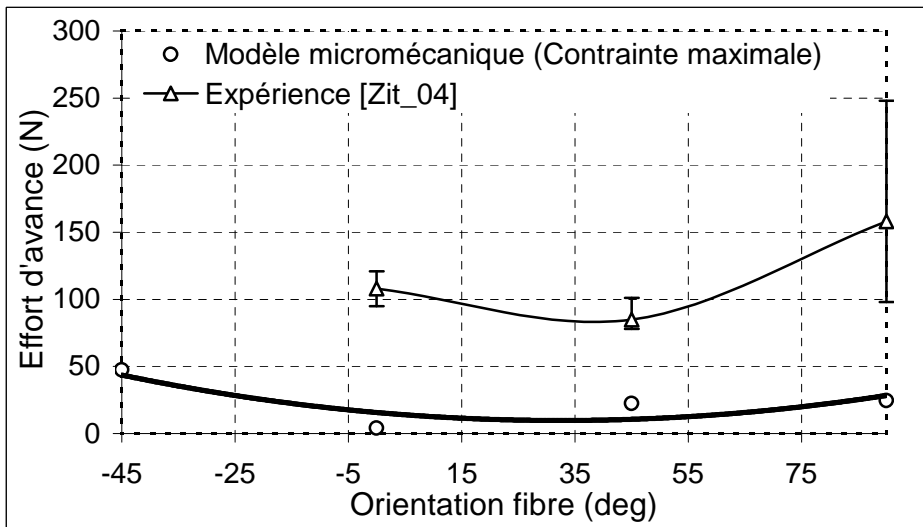
**Figure 21.** Délaminage intra-laminaire observé par une caméra vidéo rapide lors de la coupe orthogonale des matériaux composites unidirectionnels à orientation  $0^\circ$ , selon Iliescu [Ili\_08].

### 3.2. Analyse des efforts de coupe

L'analyse des efforts de coupe est effectuée dans ce paragraphe avec comme objectif la validation quantitative du modèle micromécanique. Les efforts de coupe (l'effort principale de coupe et l'effort d'avance) simulés ont été relevés au moment où le copeau est complètement formé. On rappelle que le copeau est considéré complètement formé lorsque la rupture de la matrice atteint la surface libre de la pièce et la rupture d'au moins une fibre est vérifiée. La Figure 22 montre l'évolution de l'effort principale de coupe prédit par le modèle et celui issu des résultats d'essais expérimentaux mené par Zitoune [Zit\_04]. L'effort de coupe prédit par le modèle micromécanique est en bon accord avec l'expérience pour les angles d'orientation des fibres positif. On peut également remarquer que les deux efforts (effort simulé et expérimental) représentent un minimum entre les orientations  $15^\circ$  et  $30^\circ$ , ceci confirme les résultats de Bhatnagar et al. [Bha\_04] qui ont fait la même observation pendant la coupe orthogonale des stratifiés unidirectionnel à matrice polymère et renforts en verre. Quant à l'effort d'avance, il présente la même tendance que celui mesuré expérimentalement lors des essais d'usinage de Zitoune [Zit\_04], voir Figure 23. Cependant, les valeurs prédites par le modèle restent inférieures à celles mesurées.

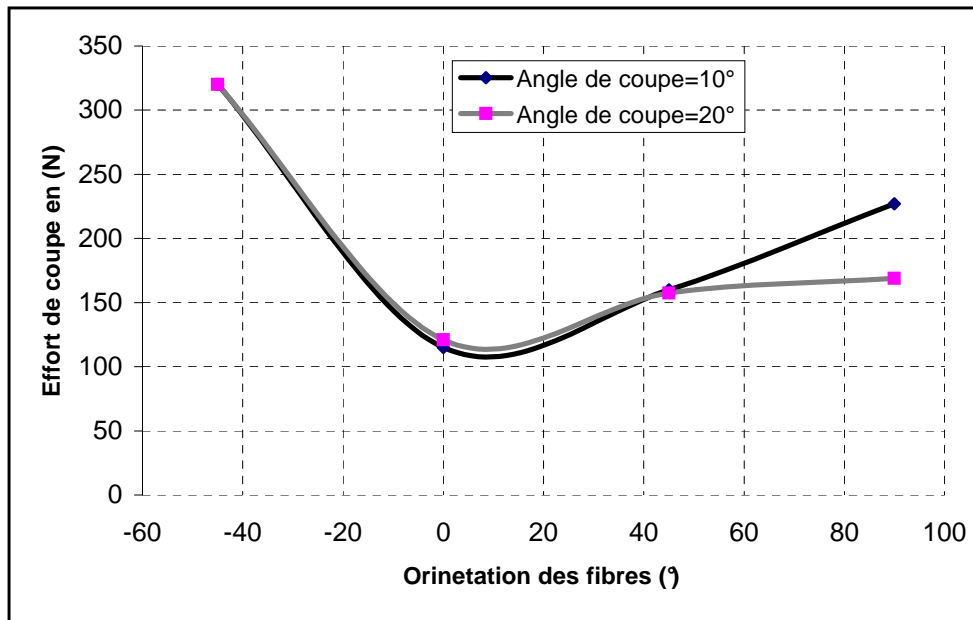


**Figure 22.** Évolution de l'effort de coupe principale en fonction de l'orientation des fibres et comparaison avec les résultats d'essais de Zitoune, [Zit\_04]. Les conditions de coupe sont : l'angle de coupe  $\alpha=5^\circ$ , l'angle de dépouille  $\gamma=17^\circ$ , rayon d'acuité de l'arête de coupe  $r_e=15\mu\text{m}$ , la profondeur de coupe  $a_p=0.06\text{mm}$ .

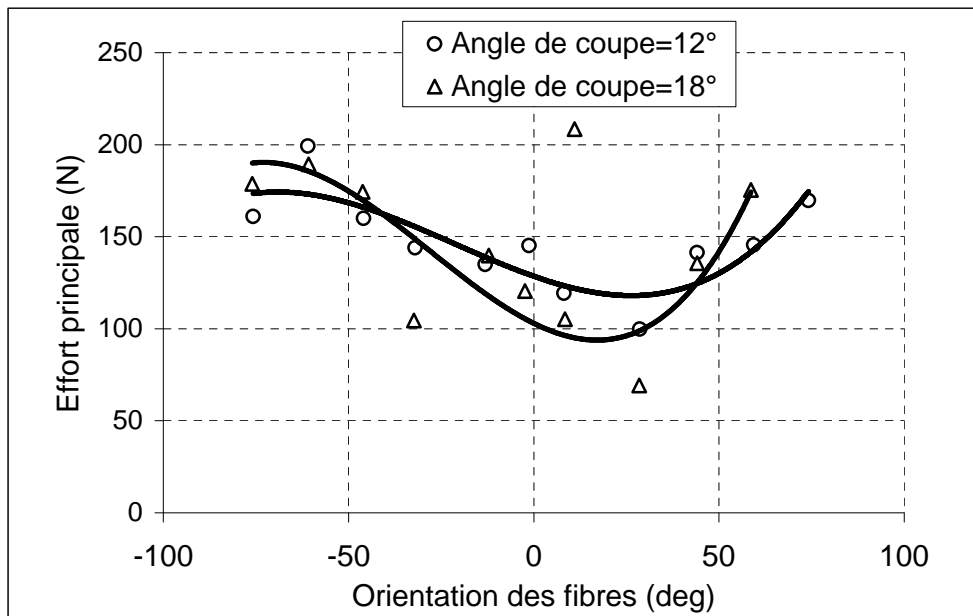


**Figure 23.** Évolution de l'effort d'avance en fonction de l'orientation des fibres. Comparaison de l'effort prédit par le modèle et celui issu des essais expérimentaux menés par Zitoune, [Zit\_04]. Les conditions de coupe sont les mêmes que celles de la Figure 22.

La Figure 24 montre l'effet de l'angle de coupe sur l'effort principal, on remarque que ce paramètre affecte peu l'effort de coupe principale dans le cas des angles de coupe positifs, voir Figure 24 (a). Cette conclusion a été déjà faite par Bhatnagar et al. [Bha\_95] lors des essais de coupe orthogonale menés sur les composites unidirectionnels à matrice polymère renforcée par fibres continues de verre (Unidirectional Glass Fibre reinforced Plastic Composite UD-GFRP), voir Figure 24 (b).



(a)



(b)

**Figure 24.** Effet de l'angle de coupe sur l'évolution des efforts de coupe en fonction de l'orientation des fibres. (a) modèle micromécanique avec les autres conditions suivantes :  $\gamma=17^\circ$ ,  $r_c=15\mu\text{m}$ ,  $a_p=0.06\text{mm}$  (b) Expérience menée par Bhatanagr et al. [Bha\_95].

#### 4. Conclusion

Le modèle micromécanique développé dans ce chapitre montre sa pertinence en termes de reproduction des modes élémentaires d'endommagement à l'origine de la formation du copeau composite (fissuration de la matrice, rupture des fibres). L'approche a permis par ailleurs de simuler convenablement les efforts principaux de coupe générés pendant l'usinage

des matériaux composites FRP. Cependant, les efforts d'avance restent assez loin de la réalité expérimentale. Ceci est peut être dû à l'hypothèse d'une interface parfaite entre la fibre et la matrice. Une caractérisation des propriétés mécaniques de cette interface et leur intégration dans le modèle pourraient améliorer les résultats. Le problème majeur de l'approche micromécanique, présentée ici est l'indentification des caractéristiques individuelles de la fibre et de la matrice. En effet, les propriétés élastiques de la fibre, supposée isotrope (le coefficient de poisson et le module de cisaillement plan), sont délicates à obtenir par des essais micromécanique. De plus, les propriétés élastiques et visqueuses de la matrice au sein du composite sont différentes de celles de la matrice prise séparément. Les propriétés de rupture des constituants sont également très difficiles à obtenir directement par essais mécaniques [Fré\_00]. Par exemple, il n'existe aucune méthode directe pour la mesure de la résistance en compression de la fibre à cause des problèmes de micro-flambement. Il est également très délicat de prévoir la rupture de la matrice au sein du pli unidirectionnel uniquement à partir des propriétés de la matrice. Bien que les possibilités que proposent les critères micromécaniques soient très intéressantes, il est important de signaler que les modèles de rupture microscopiques existants donnent des résultats moins pertinents que ceux fournies par la majorité des approches mésoscopiques [Fré\_00]. C'est pourquoi, la voie des approches mésoscopiques nous semble aujourd'hui plus réaliste pour obtenir de bonnes prévisions du comportement des composite FRP pendant l'usinage. Dans le chapitre suivant, on décrira le modèle de calcul numérique permettant de prendre en compte les phénomènes mésoscopiques (échelle fibre/matrice) activés lors de l'usinage des composites unidirectionnels.

# Chapitre III

## Modélisation macromécanique de l'usinage des composites FRP

### 1. Introduction

Quand l'outil entre en contact avec la pièce à usiner, l'avance de celui-ci provoque une forte compression de la matière et génère un endommagement au voisinage immédiat de la pointe de l'outil. La progression de l'endommagement vers la surface libre de la pièce est généralement à l'origine de la formation de copeaux (ou microcopeaux). Cet endommagement peut également progresser en subsurface voire en profondeur de la pièce en dégradant drastiquement les caractéristiques mécaniques du matériau. Actuellement, les techniques expérimentales ne permettent pas (ou difficilement) de quantifier précisément ces dommages. L'utilisation des modèles peut donc s'avérer très utile pour une bonne prédiction de l'endommagement et une meilleure maîtrise de l'usinage de ce type de matériau. Ceci présente l'avantage d'évaluer correctement les performances des structures composites.

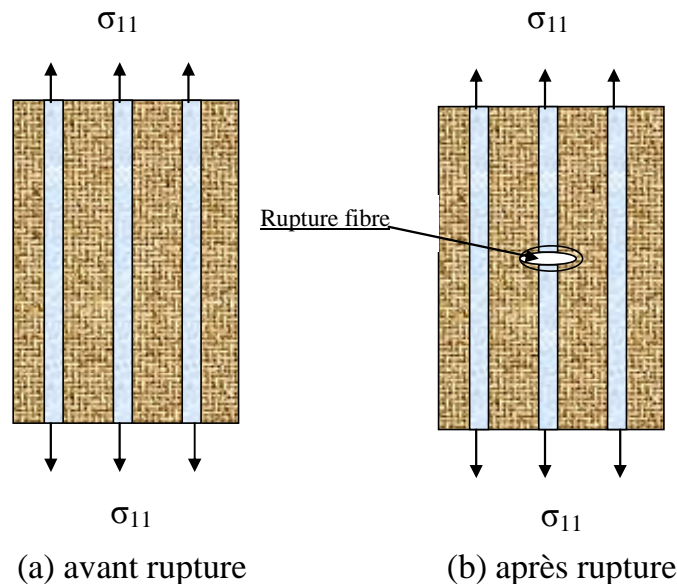
Dans ce chapitre, une approche macromécanique a été développée pour d'une part, simuler la formation de copeaux et d'autre part prédire l'endommagement induit dans la pièce usinée. Avant d'aborder la mise en place du modèle, nous rappelons les différents modes d'endommagement observés dans les matériaux à matrice polymère et renforts fibreux (FRP) soumis à différent type de chargement (traction, compression, cisaillement, etc.). Pour une

meilleure capacité prédictive du modèle macromécanique, nous avons implémenté dans le code de calcul par éléments finis trois différents critères. L'objectif principal étant de reproduire les modes d'endommagement générés lors d'une opération d'usinage.

## 2. Généralités sur les modes d'endommagement pour les composites unidirectionnels

### 1.2. Mode I: Rupture des fibres

La rupture des fibres est principalement due aux contraintes de tension  $\sigma_{11}$  dans la direction des fibres, voir Figure 1. Les matériaux composites montrent sous sollicitations de traction un diagramme de charge-déplacement linéaire jusqu'à la rupture produite à la charge critique notée  $X_t$ , [Car\_87]. Cette dernière dépend fortement de la résistance à la traction des fibres et de leur taux volumique.

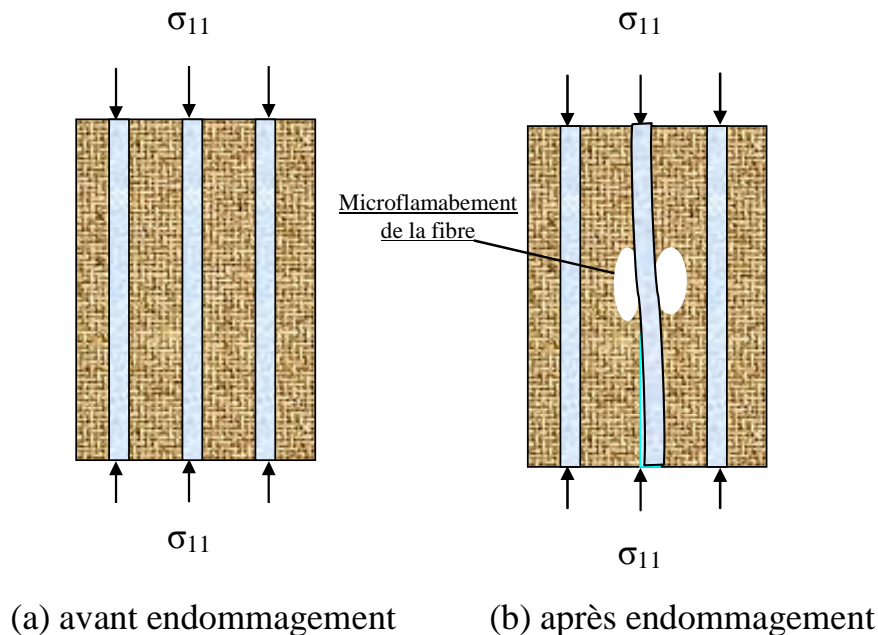


**Figure 1.** Rupture des fibres dans un pli unidirectionnel par traction.

Les caractéristiques mécaniques de la matrice n'influent pas beaucoup sur  $X_t$ . Ceci est justifié par le fait que les déformations à la rupture des matrices en résine sont en général plus importantes que celles des fibres. Cependant, dans le cas où la direction de chargement est légèrement déviée par rapport à la direction des fibres (essais uniaxiaux hors-axes),  $X_t$  montre une sensibilité non négligeable à la résistance au cisaillement de la matrice ou à la contrainte de liaison dans l'interface fibre/matrice.

## 2.2. Mode II: Flambement des fibres

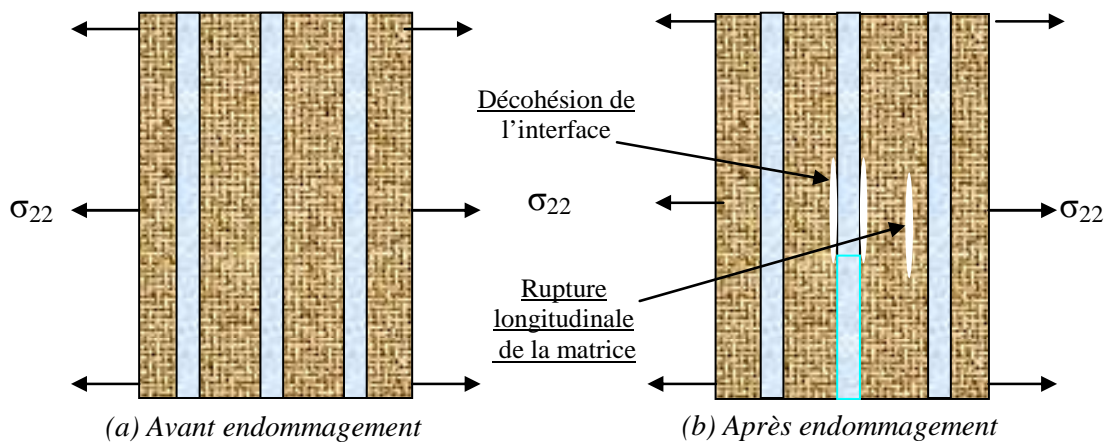
Lors des essais de compression uniaxiaux dans la direction des fibres, Hahn et Williams [Hah\_86] ont noté des phénomènes de flambement accompagnés de rupture de la matrice. La fissuration longitudinale de la matrice (suivant la direction des fibres) est un autre mode de rupture par compression qui résulte des contraintes locales de traction transversales. Ces dernières sont dues à la différences du coefficient de poisson entre les fibres et la matrice [Mat\_95]. La résistance à la compression du pli  $X_c$  est non seulement influencée par la résistance à la compression de ses constituants, mais également par la rigidité élastique et la résistance au cisaillement de la matrice. Ce cisaillement devient particulièrement important pour une fraction volumique élevée de fibres dans le pli, ([Ros\_72] et [Ste\_90]). D'après [Hah\_86] le microflambement des fibres commence d'abord dans une seule fibre, ensuite se produit progressivement dans des fibres additionnelles au fur et à mesure que l'endommagement progresse. Les fibres endommagées par flambement réduisent considérablement la résistance au chargement dans la direction transversale. Les courbes de contraintes-déformations des essais de compression relatifs aux composites à matrice rigide montrent peu de non- linéarité avant la rupture. Dans le cas d'une matrice souple (qui se rompt à une déformation élevée), la réponse est non-linéaire [Hah\_86]. Cette non-linéarité est peut être due à un défaut structural du composite (fibres mal alignées).



*Figure 2. Rupture par flambement des fibres.*

### 3.2. Mode III: Rupture de la matrice sous un chargement de traction transverse et de cisaillement.

Sous un chargement de tension transverse, la croissance des microfissures dans un pli peut causer une rupture brutale le long de l'interface fibre/matrice (rupture longitudinale de la matrice ou décohésion de l'interface). Pour certaines directions de pli ( $90^\circ$  par exemple), la rupture n'est pas brutale et la rigidité transversale peut diminuer graduellement sous une déformation contrôlée (fissuration de la matrice ou de l'interface). La rupture dans le sens de fissuration de la matrice, dépend cruciallement de la résistance à la traction transverse  $Y_t$  et de la résistance au cisaillement  $S_c$  du pli. Dans le cas où la contrainte limite en traction de l'interface est plus grande que celle de la matrice,  $Y_t$  et  $S_c$  sont respectivement proportionnelles à la résistance en traction et à celle en cisaillement de la matrice. Dans le cas contraire, elles sont proportionnelles à la contrainte de décohésion de l'interface fibre/matrice.



**Figure 3.** Rupture de la matrice sous un chargement de traction transverse.

### 4.2. Mode IV: Rupture de la matrice sous un chargement de compression et de cisaillement

Lors des essais de compression et de cisaillement effectués sur des plis en composites à matrice époxyde renforcée par fibres de carbone ou de verre, Matzenmiller et al. [Mat\_95] ont observé des microfissures dans la résine. Les contraintes locales de traction sont dues à la différence de coefficients de poisson entre les fibres et la matrice. Avec la croissance des déformations par cisaillement, la fissure change de direction et se propage parallèlement aux fibres le long de l'interface fibre/matrice, voir Figure 4. Ceci génère la fragmentation de la matrice sans endommager les fibres. La direction effective de fissures générant la réduction de rigidité de la matrice fragmentée est principalement parallèle aux fibres. Le diagramme contrainte-déformation pour un chargement normal ou de cisaillement est considéré linéairement élastique.



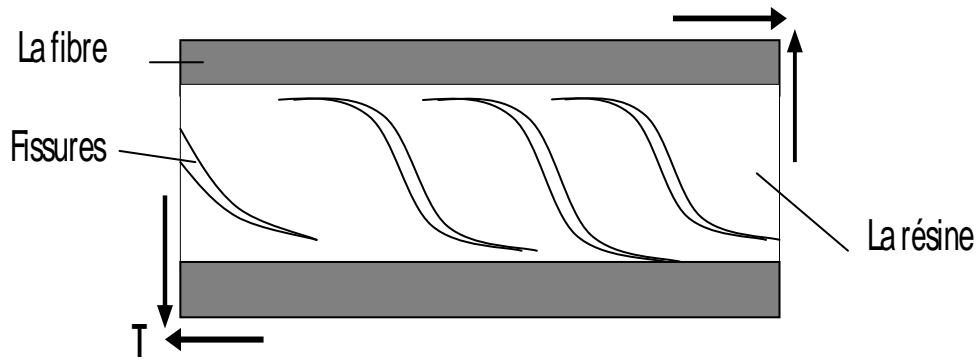


Figure 4. Modèle des microfissures dues au chargement de cisaillement d'après [Mat\_95].

### 3. Critères de rupture

Un critère de rupture permet d'évaluer la résistance ultime du matériau pour des chargements multiaxiaux à partir de la connaissance des résistances pour des sollicitations élémentaires. L'expression mathématique du critère de rupture relie généralement les contraintes ou déformations effectives au sein du matériau aux résistances ultimes ou déformations pouvant être supportées par ce dernier. On distingue deux types de critères pour prévoir l'endommagement dans un pli unidirectionnel :

- les critères macroscopiques quadratiques qui ne distinguent pas les différents modes d'endommagement,
- les critères dits "critères séparés" spécifiquement développés pour les plis unidirectionnels et qui considèrent les constituants du composite (les fibres, la matrice et l'interface) comme des entités différentes ayant des mécanismes ou des modes d'endommagement différents.

Dans la suite de ce chapitre nous présenterons en détail ces différents critères dans le cas des composites unidirectionnels.

#### 3.1. Critères quadratiques : Tsai-Wu, Hoffman et Tsai-Hill

Les critères quadratiques, appelés aussi dans la littérature critères interactifs, sont une généralisation du critère de Von Mises [Ber\_99] au cas des matériaux anisotropes. Ce type de critère prend en compte le couplage entre les différentes composantes du tenseur des contraintes.

Le critère de Tsai-Wu [Ber\_99] est le plus complet et le plus utilisé des critères de rupture interactifs, il s'écrit sous la forme :

$$f_1\sigma_{11} + f_2\sigma_{22} + F_{11}\sigma_{11}^2 + F_{22}\sigma_{22}^2 + 2F_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} + F_{66}\sigma_{12}^2 = 1 \quad (1)$$

Les termes linéaires  $f_1$  et  $f_2$  permettent de prendre en compte la différence éventuelle du comportement du matériau en traction et en compression. Les termes quadratiques  $F_{ij}$

définissent un ellipsoïde dans l'espace des contraintes et tiennent compte des interactions entre les contraintes  $\sigma_{11}$  et  $\sigma_{22}$ .

Le critère de Tsai-Wu sous l'hypothèse de contraintes planes s'écrit sous la forme:

$$\frac{X_c - X_t}{X_t X_c} \sigma_{11} + \frac{Y_c - Y_t}{Y_t Y_c} \sigma_{22} + \frac{\sigma_{11}^2}{X_t X_c} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y_t Y_c} + \frac{\sigma_{12}^2}{S^2} + 2F_{12}^* \frac{\sigma_{11} \sigma_{22}}{X_t X_c} = 1 \quad (2)$$

où  $X_t$  et  $X_c$  sont respectivement les résistances en traction et en compression longitudinale.  $Y_t$  et  $Y_c$  sont respectivement les résistances en traction et en compression transverse,  $S$  est la résistance en cisaillement et  $F_{12}^*$  est le coefficient de couplage exprimé comme suit:

$$F_{12}^* = \frac{1}{2\sigma^2} \left\{ 1 - \left[ X_c - X_t + \frac{X_t X_c}{Y_t Y_c} (Y_c - Y_t) \right] \sigma + \left( 1 + \frac{X_t X_c}{Y_t Y_c} \right) \sigma^2 \right\} \quad (3)$$

$\sigma$  est la contrainte à la rupture déterminée par un essai biaxial. Bien souvent, le coefficient de couplage  $F_{12}^*$  est considéré comme un coefficient empirique de calage des résultats expérimentaux. Dans le cas où le coefficient de couplage  $F_{12}^*$  est pris égal à  $-1/2$ , le critère de Tsai-Wu en contraintes planes s'écrit :

$$\frac{X_c - X_t}{X_t X_c} \sigma_{11} + \frac{Y_c - Y_t}{Y_t Y_c} \sigma_{22} + \frac{\sigma_{11}^2}{X_t X_c} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y_t Y_c} + \frac{\sigma_{12}^2}{S^2} - \frac{\sigma_{11} \sigma_{22}}{X_t X_c} = 1 \quad (4)$$

On retrouve ainsi la forme du critère de Hoffman [Ber\_99]. Si de plus, les contraintes à la rupture en compression et en traction sont supposées identiques, on retrouve le critère de Tsai-Hill [Ber\_99]:

$$\left( \frac{\sigma_{11}}{X} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{22}}{Y} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{12}}{S} \right)^2 - \frac{\sigma_{11} \sigma_{22}}{X^2} = 1 \quad (5)$$

### 3.2. Critères de la contrainte maximale

Le critère de la contrainte maximale [Ber\_99], est le critère de rupture macroscopique le plus ancien et le plus simple. Il peut s'appliquer aussi bien aux constituants individuelles, fibre et matrice du composite à matrice polymère et renfort fibreux long (approche micromécanique dans le chapitre précédent), que dans le cas d'un stratifié unidirectionnel (approche macromécanique). Il s'écrit sous l'hypothèse de contraintes planes sous la forme:

$$\begin{aligned} X_c &\leq \sigma_{11} \leq X_t \\ Y_c &\leq \sigma_{22} \leq Y_t \\ |\sigma_{12}| &\leq S \end{aligned} \quad (6)$$

Lorsque l'une des contraintes atteint la valeur critique correspondante, le stratifié est alors considéré comme rompu. Ce type de critère exclut l'existence d'interactions entre les contraintes principales : les mécanismes de rupture longitudinale, transversales ou en cisaillement sont supposés se produire indépendamment les uns des autres [Ber\_99]. Le

critère de la contrainte maximale permet toutefois de connaître les mécanismes de rupture du pli unidirectionnel dans le cas d'un stratifié. Cinq mécanismes sont notés selon les différents constituants (fibre, matrice et/ou interface fibre/matrice) et suivant le type de sollicitation appliquée. La Table 1 résume l'ensemble des équations du critère de la contrainte maximale et les modes d'endommagement correspondants, [Dan\_07].  $e_{iM}$  représente l'indice de rupture du constituant  $i$  par le critère  $M$  (contrainte maximale),  $i = m =$  matrice,  $i = f =$  fibre,  $i = fs =$  interface.

Mode d'endommagement	Critère de la contrainte Maximale
Rupture de la matrice par Traction ( $\sigma_2 \geq 0$ )	$e_{mM}^2 = \left( \frac{\sigma_{22}}{Y_t} \right)^2 \geq 1$
Rupture de la matrice par compression ( $\sigma_2 < 0$ )	$e_{mM}^2 = \left( \frac{\sigma_{22}}{Y_c} \right)^2 \geq 1$
Cisaillement de l'interface	$e_{fsM}^2 = \left( \frac{\sigma_{12}}{S} \right)^2 \geq 1$
Rupture de la fibre par traction ( $\sigma_1 \geq 0$ )	$e_{fM}^2 = \left( \frac{\sigma_{11}}{X_t} \right)^2 \geq 1$
Rupture de la fibre par compression ( $\sigma_1 < 0$ )	$e_{fM}^2 = \left( \frac{\sigma_{11}}{X_c} \right)^2 \geq 1$

**Table.1.** Equations du critère de la contrainte maximale [Dan\_07] en contraintes planes dans le cas d'un stratifié unidirectionnel.

### 3.3. Critère de Hashin

Comme illustré sur la Table 2, le critère de Hashin [Has\_80] reproduit trois familles de modes d'endommagement distincts :

- 1) le mode matrice dans lequel on distingue les mécanismes d'endommagement en traction de ceux en compression (les modes III et IV décrits dans le paragraphe 1.3 et 1.4),
- 2) le mode fibre avec le mécanisme de rupture par traction des fibres (mode I) et le micro-flambement (mode II), voir paragraphe 1.1 et 1.2.

L'intérêt du critère de Hashin est qu'il sépare tous les modes d'endommagement en maintenant toutefois les interactions entre les contraintes dans les modes matrice et interface.

L'hypothèse forte de ce critère consiste en l'indépendance entre les modes de rupture de la matrice et de la fibre.

Les critères de rupture que nous avons jugé pertinents par la suite, en termes de reproduction des différents modes d'endommagement en usinage des composites sont ceux de Hashin, de la contrainte maximale et de Hoffman. Ces derniers nous serviront alors de base pour

construire le modèle macromécanique pour la simulation numérique de l'usinage des composites unidirectionnels.

Mode de rupture	Critère de Hashin
Rupture de la matrice par Traction ( $\sigma_2 \geq 0$ ) (Mode III)	$e_{mH}^2 = \left( \frac{\sigma_{22}}{Y_t} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{12}}{S_c} \right)^2 \geq 1$
Rupture de la matrice par compression ( $\sigma_2 < 0$ ) (Mode IV)	$e_{mH}^2 = \left( \frac{\sigma_{22}}{Y_c} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{12}}{S_c} \right)^2 \geq 1$
Cisaillement de l'interface ( $\sigma_1 \geq 0$ )	$e_{jH}^2 = \left( \frac{\sigma_{11}}{X_c} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{12}}{S_c} \right)^2 \geq 1$
Rupture de la fibre par traction ( $\sigma_1 \geq 0$ ) (Mode I)	$e_{fH}^2 = \left( \frac{\sigma_{11}}{X_t} \right)^2 \geq 1$
Rupture de la fibre par compression ( $\sigma_1 < 0$ ) (Mode II)	$e_{fH}^2 = \left( \frac{\sigma_{11}}{X_c} \right)^2 \geq 1$

*Table.2. Equations du critère de Hashin en contraintes planes, [Has\_80].*

#### 4. Approche macromécanique pour l'usinage des composites FRP

Après avoir décrit les différents critères de rupture permettant de décrire les principaux modes d'endommagement sous un chargement multiaxial, nous allons procéder maintenant à la mise en place du modèle macromécanique de l'usinage. L'objectif de ce modèle est d'une part de reproduire le processus de formation de copeau et d'autre part de quantifier l'endommagement subsurfacique induit par l'outil pendant l'usinage. Comme cela a été évoqué dans le chapitre I, il existe plusieurs types d'opération d'usinage selon la géométrie de la pièce souhaitée (tournage, fraisage, perçage, etc.). Ces opérations impliquent des géométries d'outils et de pièces souvent complexes. A cela s'ajoute la complexité liée au comportement du matériau composite (hétérogénéité, anisotropie, endommagement, etc.). Il est donc souhaitable avant toute tentative de modélisation de se ramener à une configuration d'usinage simple. Le choix de la coupe orthogonale s'avère très intéressant car ce cas de figure permet de simplifier considérablement la cinématique de la coupe et les géométries d'outil et de la pièce. Ce type d'usinage est rarement rencontré dans le milieu industriel, néanmoins il reproduit les principaux phénomènes physiques mis en jeu lors de l'enlèvement de matière et lors de la formation de copeau (microcopeaux, rupture des constituants, etc.).

##### 4.1. Hypothèses du modèle

La Figure 5 illustre le modèle de la coupe orthogonale utilisé dans la simulation numérique. Il est à noter que ce modèle a été configuré avec un coin circulaire dans la partie de la pièce

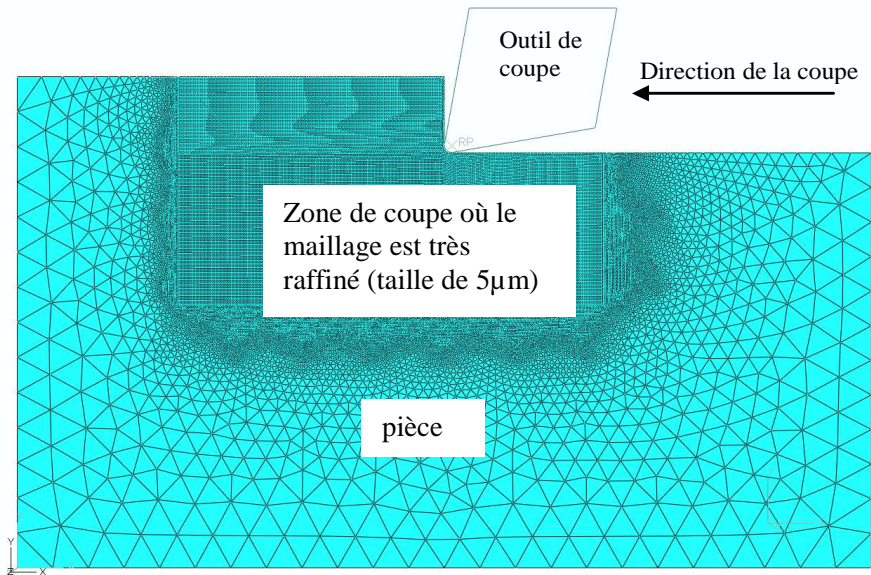
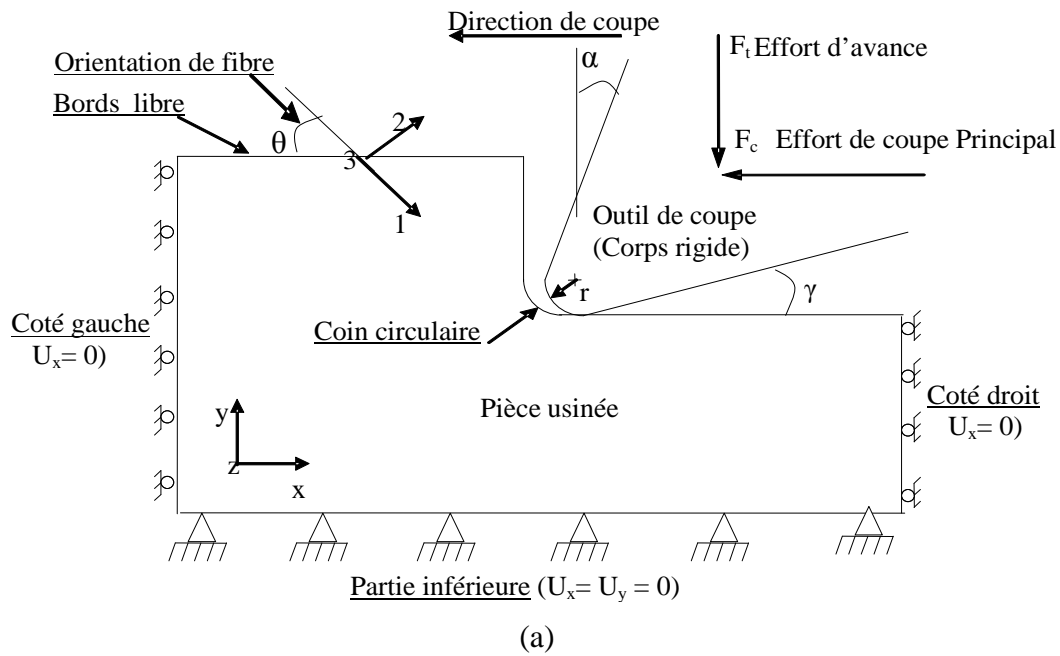
adjacente à la pointe de l'outil de coupe. Cette configuration a essentiellement permis d'éviter des problèmes de convergence en utilisant un contact sans points de singularité entre l'outil et la pièce usinée. Concernant les conditions aux limites du problème et comme le montre la Figure 5 (a), les deux côtés de la pièce sont fixés dans la direction horizontale. La partie inférieure de la pièce quand à elle est supposée encastree. Deux contacts doivent être gérés entre l'outil et la pièce usinée pendant le calcul numérique. Le premier se situe au niveau de la face de coupe et le second au niveau de la face de dépouille entre l'outil et la surface fraîchement usinée. Dans ce modèle, les deux contacts sont contrôlés par la loi de frottement de type Coulomb. Le coefficient de frottement est pris constant au niveau de la face de coupe [Aro\_99], alors qu'il est variable et fonction de l'angle d'orientation des fibres au niveau de la face de dépouille. L'évolution du coefficient de frottement suivant l'orientation des fibres (voir Figure 6) a été déterminée à partir d'essais tribologiques classiques de type pion-disque, [Nay\_05b].

Les éléments de maillage utilisés dans le calcul sont de type CPS4 et CPS3 (Continuum Plane Stress) à interpolation quadratique. La plupart des études sur la modélisation numérique de l'usinage des composites FRP ont opté pour ce type de maillage [Aro\_97]. Dans notre cas un maillage raffiné a été choisi au voisinage immédiat de la pointe de l'outil comme le montre la Figure 5 (b). A l'inverse de l'usinage des alliages métalliques, la déformation dans la troisième direction est très significative et par conséquent l'hypothèse de déformations planes ne peut plus être retenue pour le cas des matériaux composites. Dans leur modélisation numérique dans une configuration de coupe orthogonale, Arola et al [Aro\_97] indiquent que pour respecter l'hypothèse de contraintes planes, il faut satisfaire certaines conditions géométriques de coupe, à savoir :

1. la largeur de la pièce doit être 3 fois plus grande que la profondeur de coupe ;
2. la position du bec de l'outil doit être à une distance de 1.5 fois plus grande que la profondeur de coupe des deux bords latéraux de la pièce usinée ;

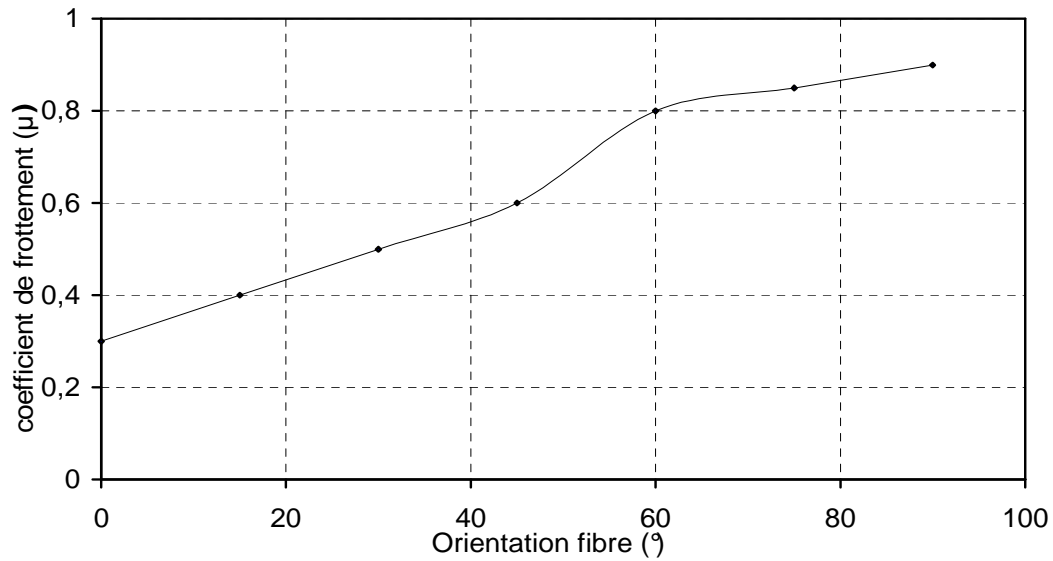
D'autres hypothèses ont été également posées dans le cadre de ce travail, pour la mise en place de l'approche macromécanique. Elles se résument comme suit :

3. le matériau usiné est supposé anisotrope et homogène ;
4. l'outil de coupe est considéré comme étant un corps rigide. Ceci est justifié par le fait que le module d'Young de l'outil de coupe (en carbure de tungstène) est six fois supérieur à celui du matériau GFRP (matériau composite à matrice polymère et fibres de verre) ;
5. le processus de simulation de la coupe est supposé quasi-statique. Cette hypothèse est justifiée par la faible dépendance des composites fibrés à matrice polymère à la vitesse de déformation pendant la coupe (comportement fragile des fibres), [Aro\_96] ;
6. l'effet de la chaleur générée lors de l'usinage des matériaux composites est négligé.



**Figure 5.** Configuration de coupe orthogonale : (a) géométrie et conditions aux limites utilisées en simulation numérique.  $\theta$  représente l'angle d'orientation des fibres,  $\alpha$  l'angle de coupe,  $\gamma$  l'angle de dépouille et  $r$  le rayon d'acuité de l'arête de coupe. (123) est le repère d'orthotropie du matériau composite. (b) maillage utilisé dans la simulation numérique.

Les propriétés mécaniques du matériau composite unidirectionnel à matrice polymère et à renfort de fibres longues de verre (UD-GFRP) sont données par la Table 3.



**Figure. 6.** Variation de coefficient de frottement suivant l'angle d'orientation des fibres selon [Nay\_05b].

<b>Propriétés Mécaniques UD-GFRP composite</b>	
Module d'Young longitudinal: $E_{11}$	48 GPa
Module élastique transversal: $E_{22}$	12 GPa
Module de cisaillement plan: $G_{12}$	6 GPa
Coefficient de poisson: $\nu_{12}$	0.19
<b>Contraintes limites</b>	
	<b>MPa</b>
Contrainte longitudinale limite de traction: $X_t$	1200
Contrainte longitudinale limite de compression: $X_c$	800
Contrainte transversale limite de traction: $Y_t$	59
Contrainte transversale limite de compression: $Y_c$	128
Contrainte limite de cisaillement: $S_c$	25

**Table. 3.** Propriétés mécaniques du composite unidirectionnel à matrice époxyde renforcée par fibres longues de verre (UD-GFRP) selon [Bha\_04].

## 4.2. Loi de comportement

Le comportement élastique d'un matériau composite unidirectionnel suit en général une loi élastique orthotrope [Lem\_98]. En effet, ses caractéristiques d'élasticité sont identiques pour tous les couples de directions symétriques par rapport à un axe [Ber\_99]. Dans notre cas, les axes d'orthotropie sont repérés par 1, 2 et 3 (voir Figure 5(a)). Dans ce repère principal d'orthotropie (123), la loi de comportement peut s'écrire sous la forme:

$$\{\varepsilon\} = [H^0] \{\sigma\} \quad (7a)$$

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} \\ \varepsilon_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{13}}{E_{11}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{31}}{E_{33}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{33}} & \frac{1}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (7b)$$

avec les conditions de symétrie on a :  $\frac{\nu_{21}}{E_{22}} = \frac{\nu_{12}}{E_{11}}$ ,  $\frac{\nu_{31}}{E_{33}} = \frac{\nu_{13}}{E_{11}}$ ,  $\frac{\nu_{32}}{E_{33}} = \frac{\nu_{23}}{E_{22}}$

où  $[H^0]$  est la matrice de souplesse,  $\{\sigma\}$  est le tenseur de contraintes et  $\{\varepsilon\}$  est le tenseur de déformation.  $E_{ii}$ ,  $G_{ij}$  et  $\nu_{ij}$  représentent respectivement, les modules élastiques, de cisaillement et les coefficients de poisson.

Cette loi peut s'écrire encore sous la forme:

$$\{\sigma\} = [C^0] \{\varepsilon\} \quad (8a)$$

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1-\nu_{23}\nu_{32}}{E_{22}E_{33}\Delta} & \frac{\nu_{21}+\nu_{31}\nu_{23}}{E_{22}E_{33}\Delta} & \frac{\nu_{31}+\nu_{21}\nu_{32}}{E_{22}E_{33}\Delta} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu_{12}+\nu_{32}\nu_{13}}{E_{11}E_{33}\Delta} & \frac{1-\nu_{13}\nu_{31}}{E_{11}E_{33}\Delta} & \frac{\nu_{32}+\nu_{12}\nu_{31}}{E_{11}E_{33}\Delta} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{\nu_{13}+\nu_{12}\nu_{23}}{E_{11}E_{22}\Delta} & \frac{\nu_{23}+\nu_{21}\nu_{13}}{E_{11}E_{22}\Delta} & \frac{1-\nu_{12}\nu_{21}}{E_{11}E_{22}\Delta} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{23} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G_{12} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} \\ \varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (8b)$$

avec  $\Delta = \frac{1-\nu_{12}\nu_{21}-\nu_{23}\nu_{32}-\nu_{31}\nu_{13}-2\nu_{21}\nu_{32}\nu_{13}}{E_{11}E_{22}E_{33}}$

où  $[C^0]$  représente la matrice de rigidité.



Sous l'hypothèse des contraintes planes :  $\sigma_{33} = \sigma_{13} = \sigma_{23} = 0$

$$\text{on a: } \varepsilon_{13} = \varepsilon_{23} = 0 \text{ et } \varepsilon_{33} = -\left(\frac{1}{(1-\nu_{12}\nu_{21})E_{33}}\right)\left[(\nu_{31} + \nu_{21}\nu_{32})E_{11}\varepsilon_{11} + (\nu_{32} + \nu_{12}\nu_{31})E_{22}\varepsilon_{22}\right]$$

Dans le cas d'un matériau orthotrope on a:  $E_{33} = E_{22}$  et  $\frac{\nu_{13}}{E_{11}} = \frac{\nu_{23}}{E_{22}} = \frac{\nu_{31}}{E_{22}} = \frac{\nu_{32}}{E_{22}}$

Ce qui implique l'expression suivante :  $\varepsilon_{33} = -\left(\frac{\nu_{13}}{(1-\nu_{12}\nu_{21})E_{11}}\right)\left[(1+\nu_{21})E_{11}\varepsilon_{11} + (1+\nu_{12})E_{22}\varepsilon_{22}\right]$

La matrice de rigidité se réduit dans le cas des contraintes planes à une matrice d'ordre 3\*3 et la loi de comportement prend la forme suivante:

$$\{\sigma\} = [G^0]\{\varepsilon\} \quad (9a)$$

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{E_{11}}{1-\frac{E_{22}}{E_{11}}\nu_{12}^2} & \frac{\nu_{12}E_{22}}{1-\frac{E_{22}}{E_{11}}\nu_{12}^2} & 0 \\ \frac{\nu_{12}E_{22}}{1-\frac{E_{22}}{E_{11}}\nu_{12}^2} & \frac{E_{22}}{1-\frac{E_{22}}{E_{11}}\nu_{12}^2} & 0 \\ 0 & 0 & G_{12} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (9b)$$

avec  $[G^0]$  la matrice de rigidité réduite.

Notons ici que  $\nu_{21}$  a été remplacé par  $\frac{E_{22}}{E_{11}}\nu_{12}$  dans l'expression (9b).

Les critères de ruptures sont déterminés par le calcul des contraintes et déformations principales dans le repère d'orthotropie du matériau. Or, le repère de sollicitation est en général différent de celui du matériau unidirectionnel. Ce qui nécessite donc un changement de repère des contraintes et déformations globales (exprimées dans le repère global) vers le repère local (repère d'orthotropie du matériau). Cette transformation permettra le calcul des contraintes et des déformations principales. Les transformations correspondantes aux matrices de contraintes et de déformations selon les équations suivantes :

$$\begin{pmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} = [T_1] \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (10)$$

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{xy} \end{pmatrix} = [T_2] \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (11)$$

où  $\{\sigma_{xy}\}$ ,  $\{\varepsilon_{xy}\}$  représentent respectivement, les matrices des contraintes et déformations du matériau calculées dans le repère globale (x, y, z), voir Figure 5(a) avec  $[T_1]$  et  $[T_2]$  les matrices de passage. La formulation inverse des équations (10) et (11) permettra de déterminer les contraintes et déformation principales du le matériau:

$$\{\sigma_{12}\} = [T_1]^{-1} \{\sigma_{xy}\} \quad (12)$$

$$\{\varepsilon_{12}\} = [T_2]^{-1} \{\varepsilon_{xy}\} \quad (13)$$

$$[T_1] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & -2sc \\ s^2 & c^2 & 2sc \\ sc & -sc & c^2 - s^2 \end{bmatrix} \quad (14)$$

$$[T_2] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & -sc \\ s^2 & c^2 & sc \\ 2sc & -2sc & c^2 - s^2 \end{bmatrix} \quad (15)$$

avec  $s = \sin(\theta)$ ,  $c = \cos(\theta)$ , ( $\theta$  est l'angle d'orientation des fibres, voir figure 5(a))

#### 4.3. Concept de la chute des rigidités et son intégration dans le comportement du matériau composite

Le concept de chute des rigidités a fréquemment été utilisé dans la littérature pour décrire le processus d'endommagement dans les matériaux composites soumis à un chargement statique ou dynamique ([Cha\_91], [Tan\_91], [Dan\_00], [Bul\_02], [Amb\_04], [Dan\_07], [Zha\_06], [Zha\_07], [Akh\_07]). L'intégration de ce concept dans le comportement des matériaux composites consiste en l'actualisation des tenseurs de contraintes et de déformations à chaque incrément de chargement. Dans notre cas, l'incrément de chargement est induit par l'avance de l'outil de coupe dans la matière, voir Figure 5. L'actualisation est basée sur la dégradation des caractéristiques mécaniques locales du matériau lorsque le critère d'endommagement est vérifié. Deux schémas numériques différents ont été choisis pour intégrer ce concept dans la loi de comportement. Le premier est de type implicite réalisé grâce à une subroutine USDFLD (User Defined Field), [Aba\_06]. Cette dernière permet de gérer la chute locale des rigidités pendant le chargement à chaque point d'intégration et à chaque incrément de temps.

Pour palier à certains problèmes de simulation numérique (convergence des calculs, formation de plusieurs microcopeaux, etc.), un deuxième schéma de type explicite a été développé. Dans ce second cas, la loi de comportement a été formulée et implémentée dans le code Abaqus via une subroutine de type VUMAT.

### 4.3.1. Intégration de la chute des rigidités via le schéma implicite

Afin d'analyser les différents modes d'endommagement dans le cas implicite, les propriétés mécaniques ont été liées à des variables binaires (User-defined field variables) notés FV1, FV2, FV3 et FV4 dans le manuel d'utilisateur d'ABAQUS. Les indices de rupture  $e_{ij}$  utilisés par les différents critères de rupture adoptés (Hashin, Contrainte maximale et Hoffman) sont associés à chacune de ces variables. Les Tables 4 et 5 représentent pour chaque mode de rupture la variable d'endommagement correspondante:

- FV1 représente la rupture de la matrice par traction et/ou par compression,
- FV2 représente la rupture de l'interface par cisaillement,
- FV3 indique la rupture de la fibre par traction et/ou par compression,
- FV4 représente la rupture globale dans le matériau composite calculée par le critère de Hoffman.

Pas de rupture	Fissuration de la matrice	Cisaillement de l'interface	Rupture de la fibre
$E_{11}$	$E_{11}$	$E_{11}$	$E_{11} \rightarrow \delta E_{11}$
$E_{22}$	$E_{22} \rightarrow \delta E_{22}$	$E_{22}$	$E_{22} \rightarrow \delta E_{22}$
$\nu_{12}$	$\nu_{12} \rightarrow \delta \nu_{12}$	$\nu_{12} \rightarrow \delta \nu_{12}$	$\nu_{12} \rightarrow \delta \nu_{12}$
$G_{12}$	$G_{12}$	$G_{12} \rightarrow \delta G_{12}$	$G_{12} \rightarrow \delta G_{12}$
FV1=0	FV1=1	FV1=0	FV1=0
FV2=0	FV2=0	FV2=1	FV2=0
FV3 =0	FV3 =0	FV3 =0	FV3=1

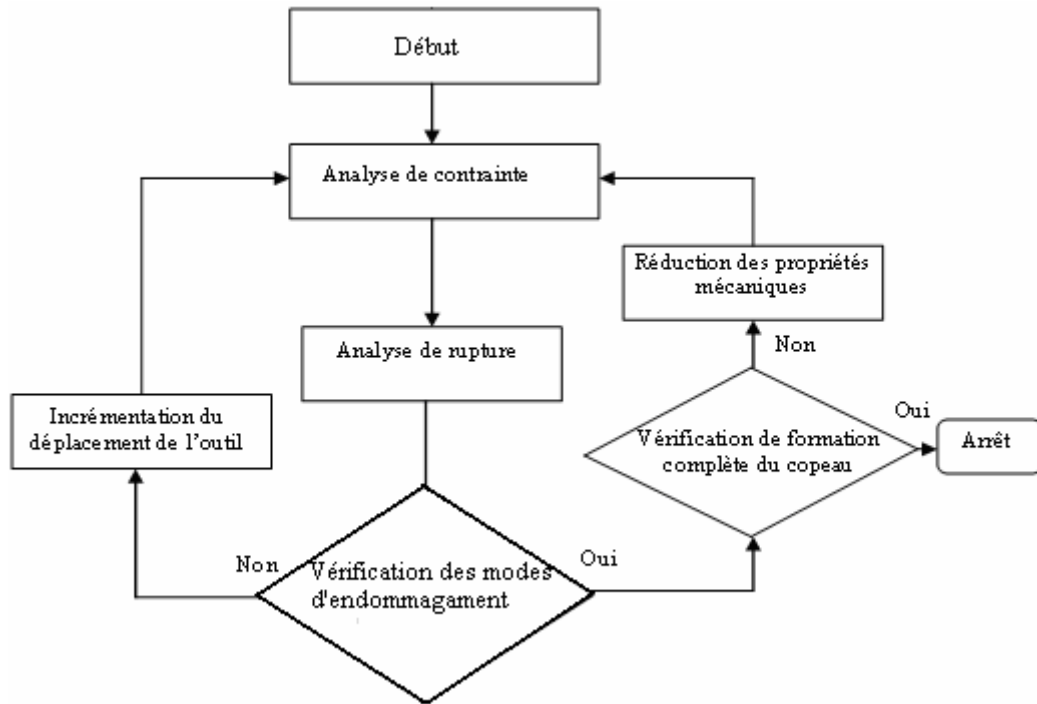
**Table 4.** Dégradation des propriétés mécaniques et les variables binaires correspondantes selon les critères de Hashin et de la contrainte maximale.

Pas de Rupture (FV4=0)	$E_{11}$	$E_{22}$	$\nu_{12}$	$G_{12}$
Critère de Hoffman satisfait (FV4=1)	$E_{11} \rightarrow \delta E_{11}$	$E_{22} \rightarrow \delta E_{22}$	$\nu_{12} \rightarrow \delta \nu_{12}$	$G_{12} \rightarrow \delta G_{12}$

**Table 5.** Dégradation des propriétés mécaniques les variables binaires correspondantes selon critère de Hoffman.

Comme cela a été rappelé au début de ce chapitre, l'objectif principal de cette approche numérique est de simuler la formation de copeau et l'endommagement induit dans la pièce composite après usinage. Dans ce but, le concept de chute de rigidité associé aux critères de rupture cités précédemment a été implémenté dans ABAQUS via une subroutine (USDFLD). Cette dernière a été développée en Fortran selon le diagramme de la Figure 7.

Au début de l'analyse, les variables binaires sont nulles en tout point d'intégration de Gauss, les propriétés mécaniques sont équivalentes aux propriétés initiales du matériau (l'état initial du matériau est supposé sans endommagement). L'avance continue et incrémentale de l'outil génère un chargement multiaxial croissant dans le matériau. Une première analyse de contrainte permet de vérifier les critères et les modes de rupture qui leur sont associés. Lorsqu'un mode de rupture est détecté, la variable binaire qui lui correspond prend la valeur 1. Ceci entraîne automatiquement la réduction des rigidités spécifiques à cette variable comme indiqué dans les Tables 4 et 5. Par exemple lorsqu'une fissuration de la matrice a été détectée par le critère de la contrainte maximale ou de Hashin, la variable FV1 prend la valeur 1 et les autres (FV2, FV3) la valeur 0. Les rigidités associées dans ce cas à la matrice ( $E_{22}$ ,  $\nu_{12}$ ) sont dégradées. Il est à noter qu'une fois la variable binaire atteint la valeur 1, elle est maintenue égale à cette valeur pendant tout le calcul pour tenir compte de l'irréversibilité des endommagements initiés. Cela signifie que l'élément concerné est endommagé et ne participe plus ou qu'en partie à la résistance du matériau. Cette procédure est répétée pendant toute l'opération d'usinage jusqu'à la formation complète du copeau. Dans le cas des critères de la contrainte maximale ou de Hashin, le copeau est supposé complètement formé lorsque la décohérence de l'interface atteint le bord libre (voir Figure 5(a)) et la rupture dans la fibre est annoncée. Dans le cas du critère de Hoffman (critère global), le copeau est déclaré complètement formé lorsque la rupture globale calculée par ce critère atteint le bord libre de la pièce.



**Figure 7.** Algorithme de calcul selon le schéma implicite de l'endommagement progressif induit dans le matériau composite pendant l'usinage.

#### 4.3.2. Intégration de la chute des rigidités via le schéma explicite

L'utilisation du schéma implicite présenté dans le paragraphe précédent a montré des limitations en termes de convergence et de reproduction des phénomènes physiques (formation de microcopeaux) dans certaines configurations de coupe. Par conséquent, l'étude a été complétée par une approche complémentaire basée sur le schéma explicite.

L'approche dynamique explicite est normalement développée pour modéliser les impacts à haute vitesse dans lesquels l'inertie joue un rôle prédominant. La discrétisation de la pièce en éléments finis et l'assemblage de toutes les contributions de ces éléments dans les matrices globales et vecteurs globaux amènent à l'équation d'équilibre suivante :

$$M\ddot{U} + KU = F \quad (16)$$

où  $M$  représente la matrice de masse,  $K$  représente la matrice de rigidité,  $F$  représente le vecteur des efforts appliqués, et  $U = U(t_e)$  représente le vecteur déplacement nodal dans le repère global. La méthode des différences centrales a été appliquée pour déterminer le déplacement à chaque moment ' $t_i$ ', [Aba\_06]. Le principe de cet algorithme est le suivant :

- Traduire l'équation (1) à chaque instant  $t$  de pas  $\Delta t_i$ :

$$\ddot{u}_{(i)} = M^{-1}(F_{(i)} - I_{(i)}) \quad (17)$$

avec  $I^{(i)}$  le vecteur des forces internes.

- Calculer  $\dot{u}_{(i+\frac{1}{2})}$  au milieu de l'incrément:

$$\dot{u}_{(i+\frac{1}{2})} = \dot{u}_{(i-\frac{1}{2})} + \frac{\Delta t_{(i+1)} + \Delta t_{(i)}}{2} \ddot{u}_{(i)} \quad (18)$$

- Calculer  $u_{(i+1)}$  à l'instant  $t_{(i+1)}$  en fin de l'incrément:

$$u_{(i+1)} = u_{(i)} + \Delta t_{(i+1)} \dot{u}_{(i+\frac{1}{2})} \quad (19)$$

Dans ABAQUS/Explicit [Aba\_06], la valeur initiale à  $t=0$  de la vitesse est nulle par défaut, sauf si l'utilisateur ne lui affecte une autre valeur. A cet instant, on a :

$$\dot{u}_{(+\frac{1}{2})} = \dot{u}_{(0)} + \frac{\Delta t_{(1)}}{2} \ddot{u}_{(0)} \quad (20)$$

$$\dot{u}_{(-\frac{1}{2})} = \dot{u}_{(0)} + \frac{\Delta t_{(0)}}{2} \ddot{u}_{(0)} \quad (21)$$

En formulation dynamique explicite, plusieurs avantages peuvent être notés par rapport à la formulation implicite. En effet, en plus du gain en mémoire CPU, la formulation explicite n'est pas confrontée aux problèmes de convergence et de contact. De plus, certains cas de problématiques quasi-statiques (habituellement traitées en implicite) peuvent être résolues en explicite à condition de respecter quelques considérations particulières. Notamment, l'énergie cinétique développée dans le cas quasi-statique doit rester négligeable devant l'énergie totale générée par la formation de copeau. En d'autres termes, l'énergie cinétique doit être négligeable (moins de 10%) devant l'énergie interne de la pièce usinée. Le temps d'incrément minimal dans la formulation explicite est assez petit alors que la résolution des problèmes quasi-statique exige un nombre d'incrément important et donc un temps de calcul plus long. Pour pallier à ce problème et accélérer les calculs (diminuer le temps de calcul), la masse volumique de matière doit être augmentée en utilisant un facteur d'échelle massique (mass scaling). Cette augmentation doit toutefois respecter la condition sine qua non, à savoir une énergie cinétique qui ne dépasse pas 10% de l'énergie interne.

Comme dans le cas de l'intégration des chutes de rigidités avec le schéma implicite, le schéma explicite nécessite la définition d'une matrice colonne dite matrice de rigidité effective du matériau  $\{\Psi_1, \Psi_2, \Psi_3, \Psi_{12}\}$ , avec :

$$\Psi_1 = \frac{E_1}{E_1^0}, \quad \Psi_2 = \frac{E_2}{E_2^0}, \quad \Psi_3 = \frac{\nu_{12}}{\nu_{12}^0}, \quad \Psi_{12} = \frac{G_{12}}{G_{12}^0}$$

$E_1^0, E_2^0, \nu_{12}^0, G_{12}^0$  sont les rigidités initiales (avant endommagement), et  $E_1, E_2, \nu_{12}, G_{12}$  sont les valeurs de rigidité actualisées dans la matrice de rigidité  $[G^0]$  (après endommagement).

Au début du chargement, c'est-à-dire lors de mise en contact entre l'outil et le matériau, la matrice de rigidité effective est égale à la matrice colonne unité:  $\{\Psi_1, \Psi_2, \Psi_3, \Psi_{12}\} = \{1, 1, 1, 1\}$ . Comme dans le cas implicite (introduction des variables FV1, FV2, FV3 et FV4), on introduit dans le cas explicite d'autres variables d'endommagement appelées dans le manuel d'Abaqus: SDV1, SDV2 et SDV3, Table 6.

**Remarque**

*A noter que la variable SDV4 n'a pas été définie ici car on s'est contenté dans l'approche explicite d'utiliser le seul critère séparé de Hashin.*

Mode de rupture	Indice de rupture avec le critère de Hashin	Variables d'endommagement
Rupture de la matrice par Traction ( $\sigma_2 \geq 0$ )	$e_{mH}^2 = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_c}\right)^2$	SDV1=0 si $e_{mH}^2 < 1$ SDV1=1 si $e_{mH}^2 \geq 1$
Rupture de la matrice par compression ( $\sigma_2 < 0$ )	$e_{mH}^2 = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_c}\right)^2$	SDV 1=0 si $e_{mH}^2 < 1$ SDV 1=1 si $e_{mH}^2 \geq 1$
Cisaillement de l'interface ( $\sigma_1 \geq 0$ )	$e_{fsH}^2 = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S_c}\right)^2$	SDV 2=0 si $e_{fsH}^2 < 1$ SDV 2=1 si $e_{fsH}^2 \geq 1$
Rupture de la fibre par traction ( $\sigma_1 \geq 0$ )	$e_{fH}^2 = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_t}\right)^2$	SDV 3=0 si $e_{fH}^2 < 1$ SDV 3=1 si $e_{fH}^2 \geq 1$
Rupture de la fibre par compression ( $\sigma_1 < 0$ )	$e_{fH}^2 = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right)^2$	SDV 3=0 si $e_{fH}^2 < 1$ SDV 3=1 si $e_{fH}^2 \geq 1$

**Table.6.** Définition des variables d'endommagement pour chaque mode de rupture selon le critère de Hashin.

Lorsque un mode d'endommagement est initié, les valeurs de  $\Psi_i$  sont dégradées selon le mode de rupture annoncé par le critère utilisé. Dans le cas par exemple des critères de Hashin et celui de la contrainte maximale, l'actualisation des paramètres se fait selon le schéma suivant:

- les paramètres  $\Psi_2$  et  $\Psi_3$  sont dégradés dès que la rupture de la matrice (par traction et/ou compression) est déclarée, i.e. SDV1=1. Les autres variables  $\Psi_1, \Psi_{12}$  restent égales à la valeur 1,

- les paramètres  $\Psi_3$  et  $\Psi_{12}$  sont dégradés dès que la décohésion de l'interface fibre/matrice est observée, i.e.  $SDV2=1$ .
- tous les paramètres  $\Psi_i$  sont dégradés lorsque la rupture de la fibre (par traction ou/compression) est annoncée, i. e.  $SDV3=1$ .
- dans le cas du critère de Hoffman (critère global), tous les paramètres  $\Psi_i$  seront annulés lorsque ce critère est vérifié dans l'élément fini.

Comme dans le cas implicite pour éviter les problèmes de convergence, il est souhaitable de ne pas dégrader les paramètres à la valeur 0. Une valeur faible (très proche de 0) peut être alors choisie pour faire chuter les rigidités du matériau. La Table 7 résume les chutes des rigidités décrites par les paramètres  $\Psi_i$  selon le mode d'endommagement annoncé par les différents critères utilisés dans ce travail.

Mode de rupture	$\Psi_1$	$\Psi_2$	$\Psi_{12}$	$\Psi_3$
Fissuration de la matrice (par traction ou/et compression) annoncée par le critère de la contrainte maximale ou celui de Hashin	1	0	1	0
Décohésion de l'interface annoncée par le critère de la contrainte maximale ou celui de Hashin	1	1	0	0
Rupture de la fibre (par traction ou/et compression) annoncée par le critère de la contrainte maximale ou celui de Hashin	0	0	0	0
Rupture Globale annoncée par le critère d'Hoffman	0	0	0	0

*Table.7. Les paramètres de la matrice de rigidité effective.*

#### 4.3.3. Algorithme de calcul explicite de l'endommagement progressif

Rappelons ici que la loi de comportement endommageable qui provient de l'équation (9b) s'écrit en tenant compte des paramètres d'endommagement selon l'équation suivante :

La loi de comportement du matériau sera donc:

$$\dot{\sigma} = [G] \dot{\varepsilon} \quad (23a)$$

$$\text{Où } [G] = \frac{1}{1 - \frac{\Psi_2 E_2^0}{\Psi_1 E_1^0} \Psi_3^2 (v_{12}^0)^2} \begin{pmatrix} \Psi_1 E_1^0 & \Psi_2 \Psi_3 E_2^0 v_{12}^0 & 0 \\ \Psi_2 \Psi_3 E_2^0 v_{12}^0 & \Psi_2 E_2^0 & 0 \\ 0 & 0 & \left(1 - \frac{\Psi_2 E_2^0}{\Psi_1 E_1^0} \Psi_3^2 (v_{12}^0)^2\right) \Psi_{12} G_{12}^0 \end{pmatrix} = f(\{\sigma\}) \quad (23b)$$



Le schéma explicite d'intégration d'Euler (avec une incrémentation de chargement itérative) a été adopté pour la résolution numérique de l'équation différentielle non linéaire (23a):

$$\{\sigma\}_n = \{\sigma\}_{n-1} + \Delta\{\sigma\}_n \quad (24)$$

avec  $\Delta\{\sigma\}_n = \{\Delta\sigma_1, \Delta\sigma_2, \Delta\sigma_{12}\}_n$  est le pas d'augmentation de contraintes dans le matériau après chaque incrément du déplacement de l'outil.

Pour actualiser les contraintes à l'incrément  $n$  du déplacement de l'outil, on utilise l'équation :  $\Delta\{\sigma\}_n = [G]_{n-1} \Delta\{\varepsilon\}_n$  sachant que la matrice de rigidité effective  $[G]_{n-1}$  est évaluée avec les paramètres d'état du début de l'incrément  $\{\psi_i\}_{n-1} = f(\{\sigma\}_{n-1})$  selon le tableau 7. Ces paramètres sont utilisés d'une part pour actualiser la matrice effective de rigidité et d'autre part pour éliminer les éléments endommagés. Ce processus est réitéré jusqu'à la formation complète du copeau-composite.

## 5. Conclusion

Les méthodes de calcul numériques pour la simulation de la coupe des composites fibrés à matrice polymère ont été décrites. Une alternance à l'interprétation de l'usinage des composites en termes de déformation par rupture primaire et secondaire est de considérer plutôt le processus de rupture par initiation et propagation des fissures. Mais, comme cela a été souligné au chapitre I, pour un même matériau, il peut y avoir plusieurs processus distincts de rupture et ce suivant les circonstances dans lesquelles ce matériau composite est usiné. C'est pourquoi, on se propose ici de faire correspondre aux différents processus de rupture, la formulation mécanique de chute locale des rigidités. Ainsi, l'initiation et la propagation des défauts induites par l'action de coupe est le processus principale commandant la formation de microcopeaux

Aussi, le concept de chute des rigidités appliqué en usinage mérite-t-il d'être considéré avec attention : un tel concept implique des déformations corrélées d'unités structurales (fibre, matrice, interface de liaison) pour lesquelles l'énergie de défaut joue un rôle important. On verra par la suite que l'utilisation du concept de chute des rigidités semble bien approprié et, même, ne peut plus être ignoré si l'on cherche une interprétation physique cohérente de l'ensemble des faits expérimentaux concernant l'usinage de composites.



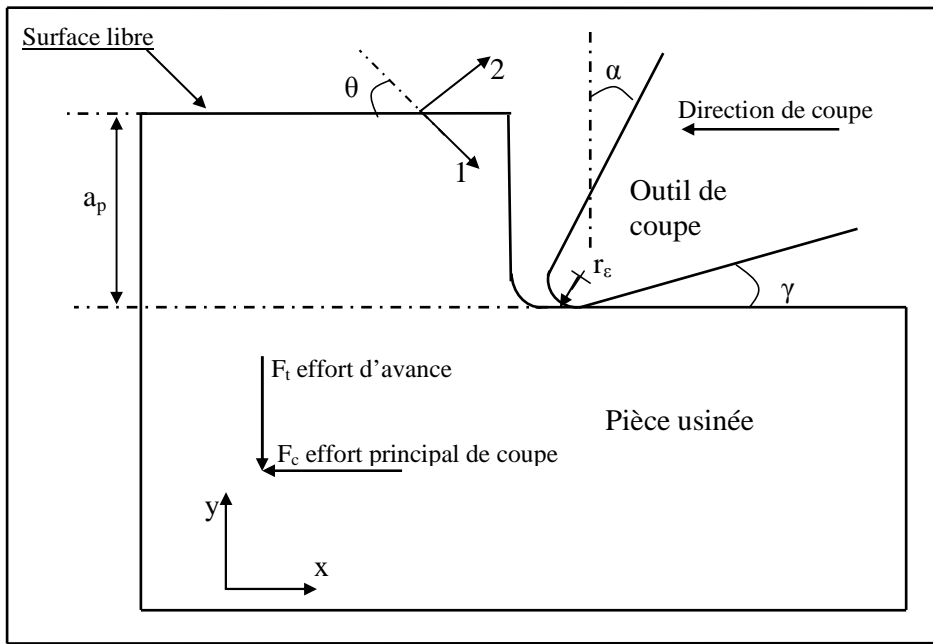
# Chapitre IV

## Résultats et discussions des modèles macromécaniques implicite et explicite

### 1. Introduction

Nous avons présenté dans le chapitre III une approche macromécanique de la simulation de l'usinage des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues. Cette approche a été implémentée dans le code de calcul Abaqus à l'aide de deux schémas : implicite et explicite, [Aba\_06]. Nous allons maintenant analyser le processus de formation de copeau généré par ces deux formulations. L'analyse sera ensuite confrontée aux observations expérimentales existantes dans la littérature. La validation du modèle sera faite en termes de prédiction des efforts de coupe et de l'endommagement subsurfacique induit par l'usinage.

Dans le cadre des simulations numériques menées, le déplacement de l'outil dans le cas implicite et la vitesse de coupe dans le cas explicite ont été imposés jusqu'à la formation complète du copeau. Ce dernier est la conséquence de l'endommagement généré au voisinage de la pointe de l'outil et se propageant vers la surface libre de la pièce, voir Figure 1. Cet endommagement peut également se propager en profondeur et générer ainsi la dégradation de la pièce fraîchement usinée. Dans la suite de ce chapitre, les résultats seront présentés selon que l'on utilise l'approche macromécanique implicite ou explicite.



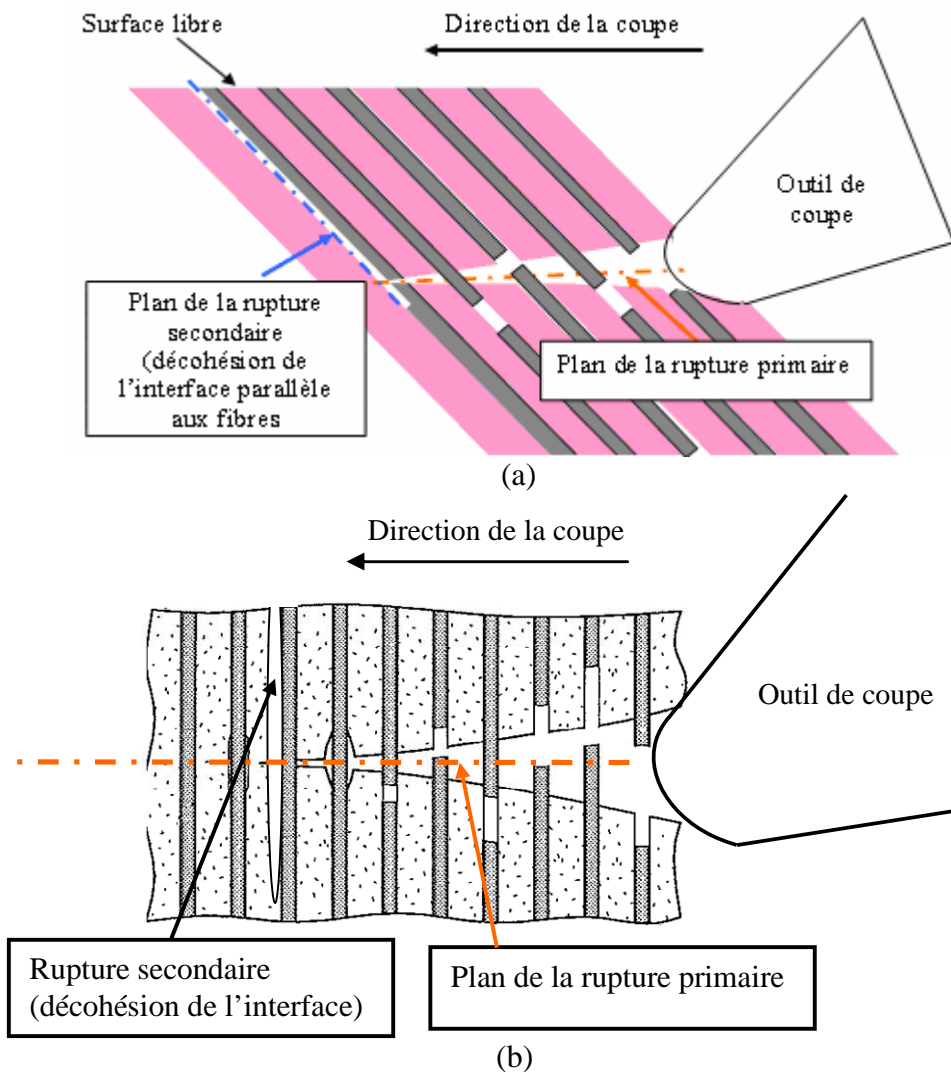
**Figure.1.** Schématisation de la géométrie de l'outil (angle de coupe  $\alpha$ , angle de dépouille  $\gamma$  et rayon d'acuité  $r_\epsilon$ ) et celle de la pièce usinée avec une profondeur de coupe  $a_p$ , l'orientation des fibres ( $\theta$ ) et les directions des efforts de coupe utilisées dans la simulation de la coupe orthogonale, (123) représente le repère d'orthotropie du matériau.

## 2. Approche macromécanique implicite

Tout d'abord il est important de rappeler les paramètres d'endommagements définis dans le Chapitre 3 pour l'analyse des différents modes d'endommagement lors de la formation du copeau composite. Les variables FV1, FV2 et FV3 ont été définis pour représenter respectivement les endommagements de la matrice, de l'interface et de la fibre. Ces variables sont également utilisées pour l'analyse de la formation du copeau et de l'endommagement subsurfacique. Comme cela a été précisé précédemment, seule la configuration de la coupe orthogonale a été considérée. Dans le cas de la formulation implicite, un déplacement incrémental de l'outil (dans la direction de la coupe) a été imposé pour appliquer un chargement mécanique multiaxial sur la pièce usinée. La Figure 1 schématise l'opération de coupe orthogonale. Dans cette dernière, l'arête de coupe de l'outil présente un arrondi de rayon  $r_\epsilon=50\mu\text{m}$ . La géométrie de l'outil utilisée dans ce calcul implicite est donnée par un angle de coupe  $\alpha=10^\circ$  et un angle de dépouille  $\gamma=6^\circ$ . La profondeur de coupe a été choisie égale à  $200\mu\text{m}$ . Compte tenu de l'aspect bidimensionnel du modèle, la largeur de coupe (qui est aussi la largeur de la pièce) a été fixée à 1mm. La pièce usinée est constituée d'un matériau composite à matrice polymère époxy et fibres longues de verre. Les caractéristiques de ce matériau ont été rappelées lors de la mise en place de l'approche macromécanique dans le Chapitre 3, (voir Table 3, Chapitre 3). L'outil de coupe est supposé rigide avec un module d'Young  $E=535\text{ GPa}$  (carbure de tungstène).

## 2.1. Analyse du processus de formation du copeau

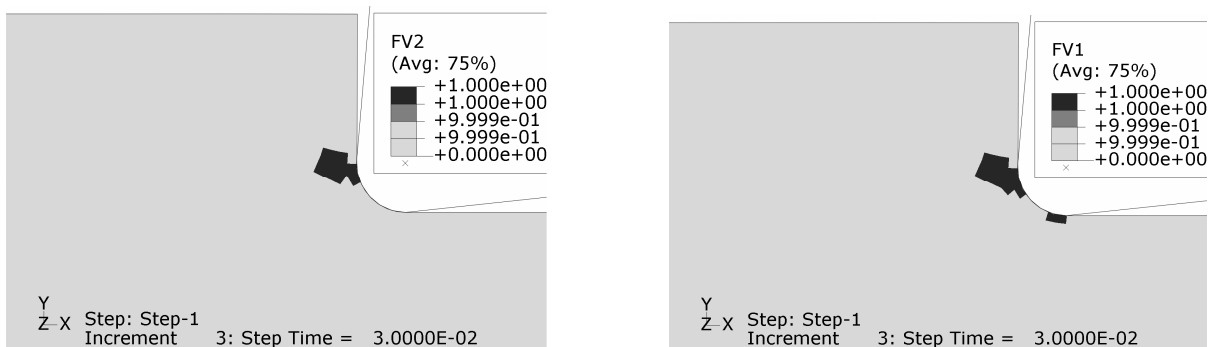
Contrairement aux alliages métalliques, il est difficile de donner une définition précise au copeau composite. La forme poudreuse des microcopeaux générés rend extrêmement difficile la compréhension et l'analyse du processus de leur formation. Les travaux expérimentaux menés dans ce domaine par différents auteurs, [Kop\_80], [Bha\_95], [Wan\_95], permettent de supposer que le copeau se forme à travers une combinaison de deux ruptures. La première, appelée "rupture primaire", se produit dans les fibres au niveau de la pointe de l'outil et progresse suivant la direction de la coupe, Figure 2. La deuxième rupture, appelée "rupture secondaire", s'initie à l'extrémité de la rupture primaire et se propage suivant la direction des fibres, Figure 2. Dans le cas de notre approche, le copeau est considéré complètement formé lorsque la décohé- sion de l'interface atteint la surface libre de la pièce avec en plus la vérification de la rupture de la fibre.



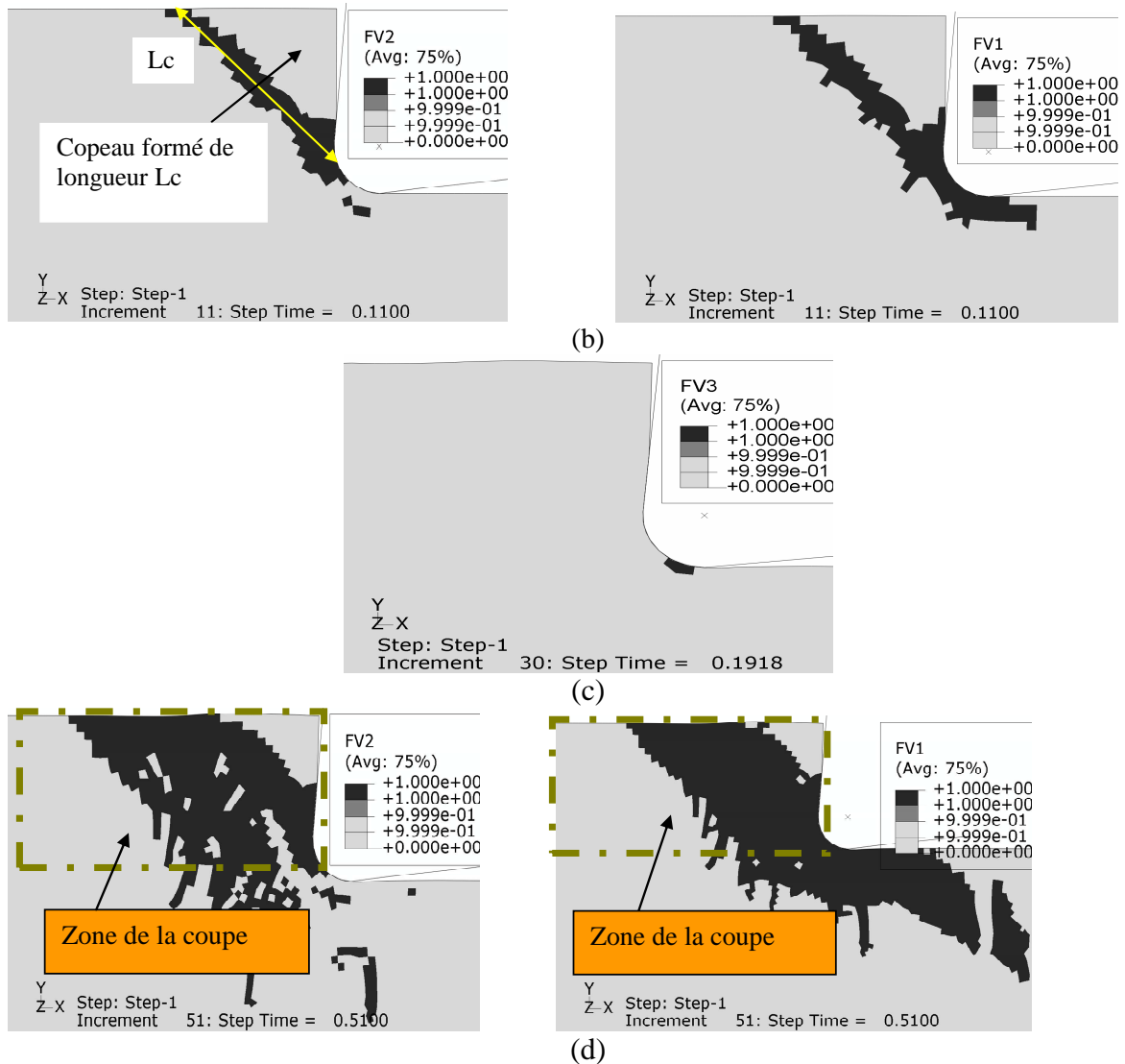
**Figure 2.** Processus de génération du copeau composite proposé par plusieurs auteurs, [Wan\_95], [Aro\_97].

### 2.1.1. Formation du copeau par le critère de Hashin

Pour l'analyse du processus de formation de copeau, un premier calcul a été réalisé avec le critère de Hashin pour différentes orientations de fibres ( $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$ ,  $75^\circ$ ,  $90^\circ$ ). Dans la suite de ce paragraphe, seul le cas d'orientation  $45^\circ$  est discuté. Les résultats relatifs aux autres orientations sont présentés en Annexe I. La Figure 3, illustre la décohésion de l'interface représentée par la variable d'endommagement FV2 et celle de la fissuration de la matrice (FV1) dans le cas d'orientation des fibres de  $45^\circ$ . Au début du contact outil/pièce, la décohésion de l'interface et la fissuration de la matrice sont les premiers modes d'endommagement à se manifester au voisinage de l'arête de coupe (Figure 3(a)). Ils annoncent le début du processus de formation du copeau. Ces deux modes d'endommagement s'amorcent et progressent suivant la direction des fibres jusqu'à atteindre simultanément la surface libre de la pièce (Figure 3 (b)). La rupture de la fibre montrée par la variable FV3 sur la Figure 3 (c) se produit quant à elle en dernier stade en annonçant la fin du processus de formation du copeau. Il est à noter que dans le cas de cette configuration (orientation à  $45^\circ$ ), la rupture de la fibre prédit par Hashin se produit au niveau du plan de dépouille. Ceci n'est pas le cas des autres angles d'orientation ( $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $60^\circ$ ,  $75^\circ$ ), voir Annexe I. La Figure 3 (d) montre l'état d'endommagement de la matrice (FV1) et de l'interface, (FV2) à la fin du processus de la formation du copeau, c'est-à-dire, quand FV3=1. L'étendue de la partie du matériau affectée par l'endommagement dans la zone de coupe est similaire selon que l'on a la rupture de la matrice ou celle de l'interface. Après la formation du premier copeau, cette zone endommagée présente moins de résistance pour la formation du deuxième copeau à cause de la rupture des deux constituants (la matrice et l'interface). Les fibres situées dans cette zone seront ainsi moins renforcées par ces deux constituants et par conséquent plus faciles à rompre. Cependant, les endommagements subsurfaciques induits simultanément dans la matrice et l'interface vont accentuer la flexion des fibres avant leur rupture. Ceci peut retarder la rupture de la fibre et causer ainsi d'autres zones affectées par l'endommagement de la matrice et de l'interface. Ce phénomène devient important au fur et à mesure que l'angle d'orientation des fibres augmente.



(a)

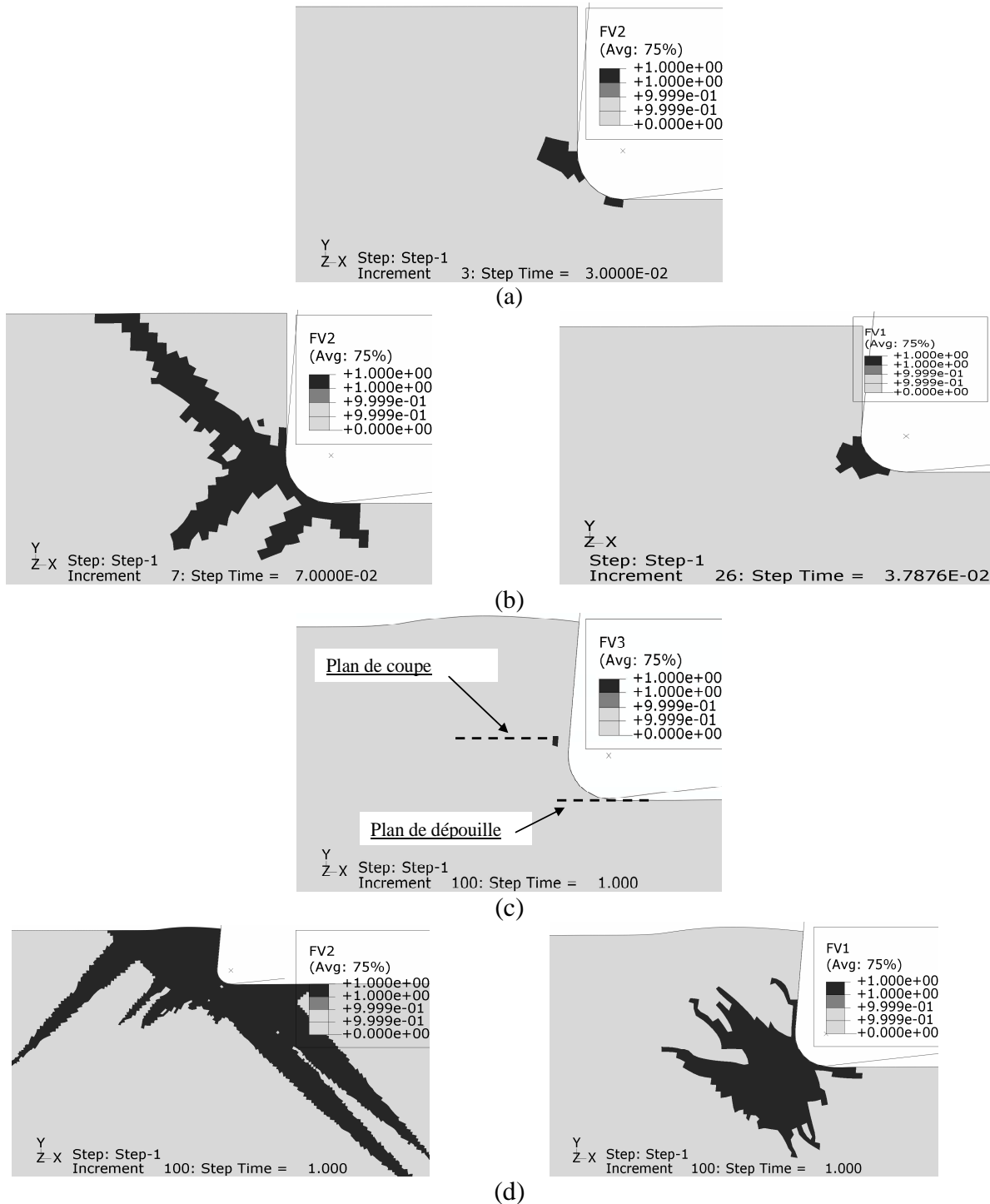


**Figure 3.** Progression des différents modes d'endommagement pendant la formation de copeau dans le cas d'orientation des fibres de  $45^\circ$  avec le critère de Hashin ( $\alpha=5^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r\epsilon=50\mu\text{m}$ ,  $a_p=200\mu\text{m}$ ). (a) initiation, (b) décohésion complète, (c) stade final de la formation de copeau. FV1 représente l'endommagement de la matrice, FV2 celui de l'interface et FV3 celui de la fibre.

### 2.1.2. Formation du copeau par le critère de la contrainte maximale

Le critère de la contrainte maximale prévoit la décohésion fibre-matrice comme le premier mode d'endommagement au voisinage de l'arête de coupe (Voir Figure 4 (a)). Cette décohésion se propage dans la direction des fibres avec des bifurcations dans le sens perpendiculaires aux axes des fibres (voir Figure 4 (b)). La fissuration de la matrice quant à elle s'initie un peu plus tard, sa progression reste à proximité de l'arête de coupe, et ne suit aucune direction privilégiée (voir Figure 4 (b)). La rupture des fibres vient en dernier stade du processus de formation du copeau et se situe en dessous du plan de dépouille, (voir Figure 4(c)). L'état d'endommagement de l'interface et de la matrice à la fin de la formation complète du copeau montre que la fissuration de la matrice reste confinée au voisinage de l'arête de coupe, alors que la rupture de l'interface atteint la surface libre de la pièce et

progresses en profondeur de celle-ci suivant la direction des fibres, Figure 4 (d). Compte tenu de la définition de la formation du copeau (la rupture secondaire doit atteindre la surface libre), on peut affirmer que la rupture seule de la matrice ne permet pas de former un copeau.



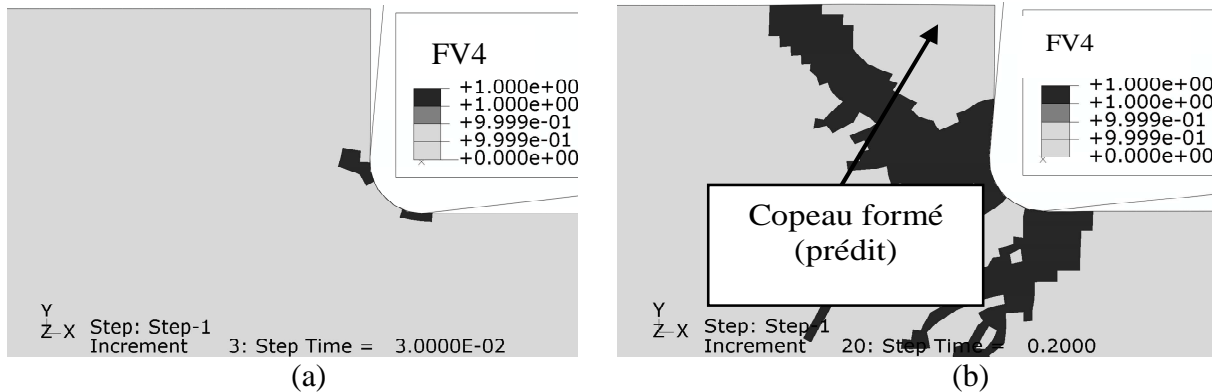
**Figure 4.** Évolution des endommagements prédits avec le critère de la contrainte maximale pendant le processus de formation de copeau en fonction de l’avance de l’outil pour l’orientation 45° des fibres.

(a) initiation, (b) progression, (c) et (d) stade final de la formation de copeau. FV1 représente l’endommagement de la matrice, FV2 celui de l’interface et FV3 celui de la fibre. Les conditions de coupe sont analogues à celles de la Figure 3.



### 2.1.3. Formation du copeau par le critère de Hoffman

La progression de l'endommagement avec le critère global de Hoffman est montrée sur la Figure 5. On peut noter avec ce critère que la formation du copeau s'amorce d'abord au voisinage de la pointe de l'outil (Figure 5 (a)), et progresse ensuite parallèlement à l'axe des fibres jusqu'à atteindre la surface libre de la pièce, Figure 5 (b). La vérification du critère de Hoffman à la surface libre annonce la formation complète du copeau. La limitation du critère de Hoffman par rapport aux critères de la contrainte maximale et de Hashin consiste en l'utilisation d'une seule variable d'endommagement (FV4); en d'autres termes, aucune distinction n'est possible entre les différents modes d'endommagements. Toutefois, ce critère permet tout de même de prédire la formation de copeau dans le cas de l'usinage des composites FRP.



**Figure 5.** Analyse progressive de la formation du copeau avec le critère de Hoffman pour l'orientation de 45°. (a) initiation, (b) stade final de la formation de copeau. Les conditions de coupe sont analogues à celles de la Figure 3.

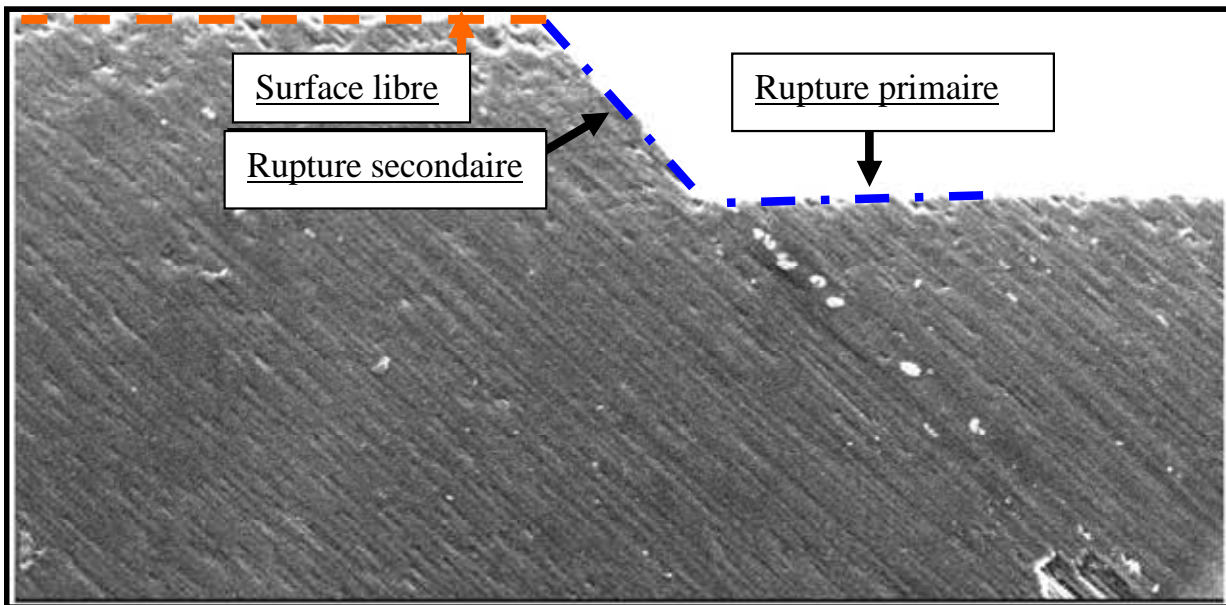
D'autres simulations ont été réalisées pour d'autres orientations de fibres : 15°, 30°, 60° et 75°. Les résultats relatifs à ces orientations sont présentés en Annexe I à la fin de ce manuscrit. L'analyse de ces résultats montre que les modes d'endommagement provoquant la formation de copeau sont analogues à ceux de l'orientation 45° (fissuration de la matrice, la décohésion, etc.). Seule la propagation de ces endommagements dépend de l'orientation considérée. Par conséquent la morphologie des copeaux sera dépendante de l'orientation des fibres dans le cas de l'usinage des FRP.

## 2.2. Capacité de l'approche macromécanique implicite à reproduire les mécanismes physiques responsables de la formation du copeau

Dans le cadre d'une première validation de notre modèle, le processus de formation du copeau décrit par les critères séparateurs de modes (critère de la contrainte maximale et critère de Hashin) est en bon accord avec le modèle d'Arola et al. [Aro\_97]. Ce dernier considère que le processus de formation de copeau est la conséquence d'une double fracture :

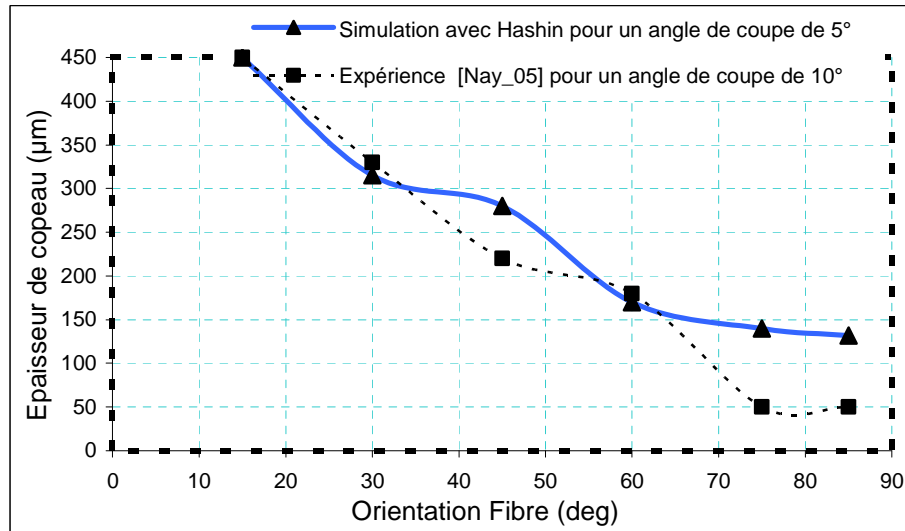
- la rupture primaire (rupture des fibres) s'amorce au niveau de la pointe de l'outil et progresse dans le sens de la coupe,
- la rupture secondaire (rupture de l'interface ou de la matrice) s'initie au point d'arrêt (extrémité) de la rupture primaire et se propage ensuite suivant la direction des fibres.

Les résultats des travaux menés par Zitoune et al. dans ce domaine ont également montré que le copeau se forme à travers la succession de deux ruptures, [Zit\_04], voir Figure 6. Cependant, le modèle macromécanique développé ici en schéma implicite prévoit la rupture secondaire en premier lieu.



**Figure 6.** Illustration de la rupture primaire et secondaire après l'enlèvement du copeau en verre/époxy unidirectionnel ( $45^\circ$ ). Configuration quick Stop selon Zitoune, [Zit\_04].

En terme de reproduction de la bonne morphologie de micro-copeau, la Figure 7 présente la comparaison entre l'épaisseur du copeau simulé et celle mesurée expérimentalement par Nayak et al. [Nay\_05a]. Comme le montre la Figure 3 (b), l'épaisseur du copeau représente la longueur la décohésion au niveau de l'interface fibre/matrice  $L_C$ . Elle est mesurée à partir de la pointe de l'outil jusqu'à la surface libre. La Figure 7 montre également l'effet important de l'orientation des fibres sur  $L_C$ . Une augmentation de l'angle d'orientation génère une chute brutale de cette épaisseur. Ce résultat est conforme aux constatations expérimentales de Wang et al. [Wan\_95] qui ont affirmé que la taille des copeaux diminue (microcopeaux) au fur et à mesure que l'angle d'orientation des fibres augmente.



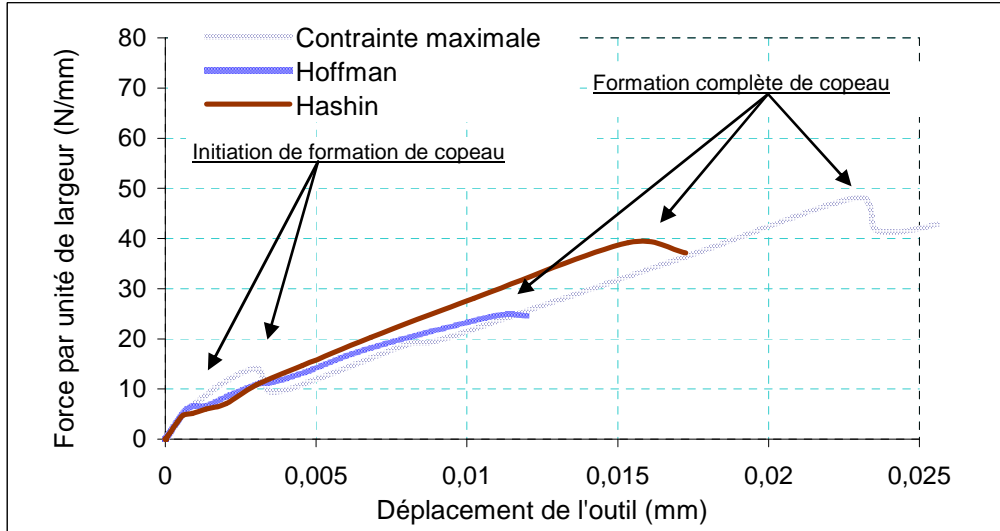
**Figure 7.** Evolution de l'épaisseur de copeau en fonction d'orientation des fibres. Comparaison entre les résultats de la simulation avec le critère de Hashin et les valeurs mesurées par Nayak et al. [Nay\_05a]. Les conditions de coupe sont :  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_e=50\mu\text{m}$ ,  $a_p=200\mu\text{m}$ .

### 2.3. Analyse des efforts de coupe prédits par l'approche implicite avec les différents critères d'endommagement

La connaissance des efforts de coupe est une donnée importante pour l'évaluation de la qualité de l'usinage (stabilité, vibrations, usure, etc.). Les directions des efforts de coupe par rapport au déplacement de l'outil sont schématisées sur La Figure 1 ;  $F_c$  représente l'effort principal et  $F_t$  l'effort d'avance. La Figure 8 montre l'évolution de l'effort principal (exprimé ici en Newton par millimètre) en fonction du déplacement de l'outil pour l'orientation  $45^\circ$ . Les tendances suivantes sont à noter:

- Au début de l'usinage, selon que l'on utilise le critère de Hashin, celui de la contrainte maximale ou de Hoffman, les efforts de coupe augmentent progressivement avec le déplacement de l'outil, il s'en suit ensuite une légère diminution de l'effort annonçant le début du processus de la formation du copeau (la fissuration de la matrice et/ou la décohésion de l'interface fibre/matrice).
- Indépendamment du critère de rupture utilisé et de l'orientation des fibres considérée, les points maximums des efforts de coupe coïncident avec la rupture de la fibre et donc avec la formation complète du copeau.
- Le critère de Hoffman est le premier critère à annoncer la formation complète du copeau suivi par le critère de Hashin. Le critère de la contrainte maximale est le dernier critère à déclarer la fin du processus de la formation du copeau. Ceci s'explique par la nature même de chaque critère. En effet, le critère de Hoffman se base sur l'interaction entre toutes les contraintes. La contribution de ces dernières à l'endommagement global du matériau accélère la formation du copeau. A contrario, le critère de la contrainte maximale ne considère aucune interaction entre les contraintes,

il prévoit par conséquent la formation du copeau complet tardivement. Dans le cas du critère de Hashin, l'interaction entre les contraintes de cisaillement et celles de traction ou de compression fait que la formation complète du copeau annoncée par Hashin se situe entre celle de Hoffman et de la contrainte maximale, Figure 8.

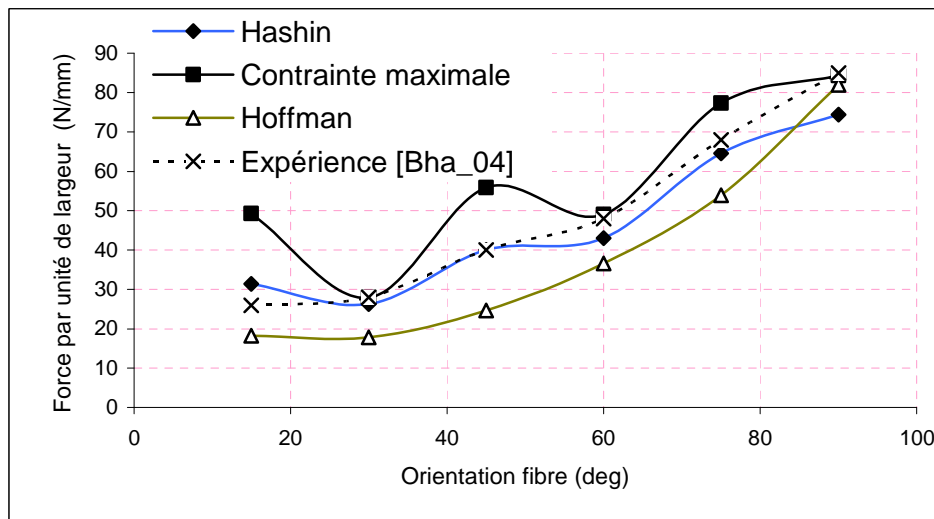


**Figure 8.** Evolution de l'effort principal de coupe en fonction du déplacement de l'outil de coupe pour l'orientation de fibres de 45° avec les différents critères de rupture : critère de la contrainte maximale, critère de Hashin et le critère de Hoffman, les conditions de coupe sont analogues à celles de la Figure 3.

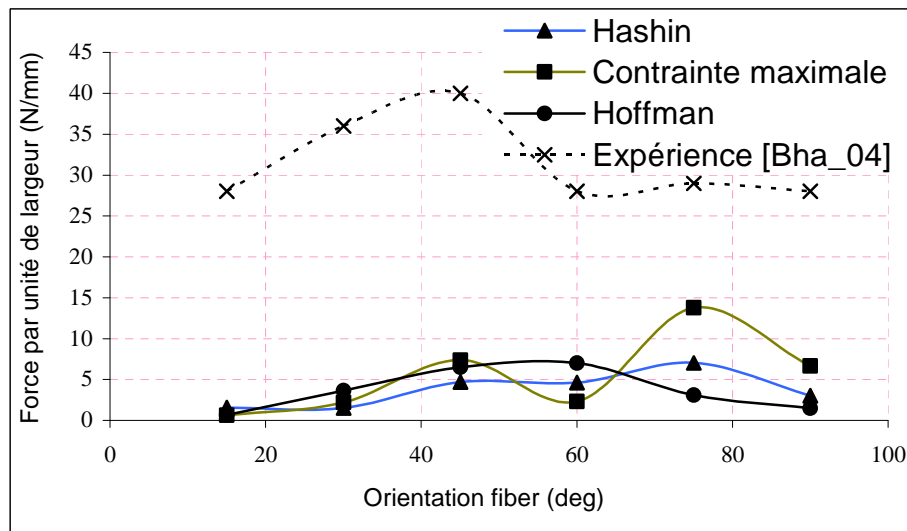
Si l'on reporte à la dimension de l'effort unitaire  $F/L$ , on constate que c'est une énergie de surface, c'est-à-dire  $FL/L^2$ . Il revient donc, au point de vue énergétique de dire que l'énergie nécessaire à la formation de copeau est fonction de l'évolution de l'état de contrainte et de déformation au sein de la pièce à usiner et partiellement au voisinage du front de la fissure à la pointe de l'outil. Notons toutefois que l'énergie par unité de surface d'ouverture nécessaire à la propagation de défauts (énergie de surface créée, déformation,...) est indépendant des critères de rupture.

Les Figures 9 (a) et (b) montrent l'évolution des efforts de coupe en fonction de l'orientation des fibres. On peut noter une même évolution pour l'effort principal de coupe quelque soit le critère utilisé. Une augmentation avec l'angle d'orientation des fibres est clairement observée pour les trois critères. La comparaison de l'effort avec celui mesuré expérimentalement par Bhatnagar et al. [Bha\_04] montre une très bonne concordance, plus particulièrement celui obtenu avec le critère de Hashin. On remarque également sur la Figure 9 (a) que les trois critères de rupture prévoient un minimum pour l'effort principal de coupe lorsque l'orientation des fibres est égale à 30°. Ceci est également en bon accord avec les résultats expérimentaux de Nayak et al. [Nay\_05a]. Cependant, les efforts d'avance prédits par les trois critères de rupture restent loin de la réalité expérimentale, voir Figure 9 (b). Ce désaccord entre le modèle macromécanique implicite et l'expérience peut être expliqué par la forte

dépendance de l'effort d'avance au retour élastique des fibres au niveau de la face de dépouille et à l'effet de taille "size effect" (Figure 10). En effet, le retour élastique de la partie des fibres non coupée entraîne une résistance suivant les deux directions parallèle et perpendiculaire à la direction la coupe. Cette résistance est plus particulièrement importante dans la direction perpendiculaire (effort d'avance important). Pour pouvoir reproduire des valeurs proches de la réalité, il est indispensable d'enlever le premier copeau et déplacer ensuite l'outil au dessus de la partie de la matière non coupée, voir Figure 10. L'effet de taille quant à lui traduit la décroissance de l'énergie spécifique de coupe, grandeur homogène à une contrainte, en fonction de l'épaisseur usinée en avance.

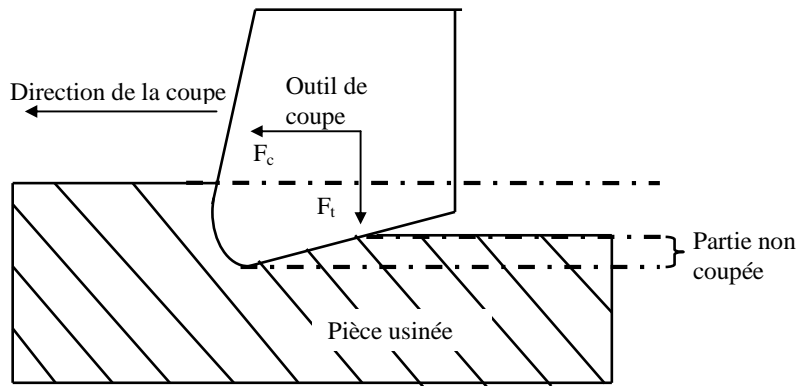


(a)



(b)

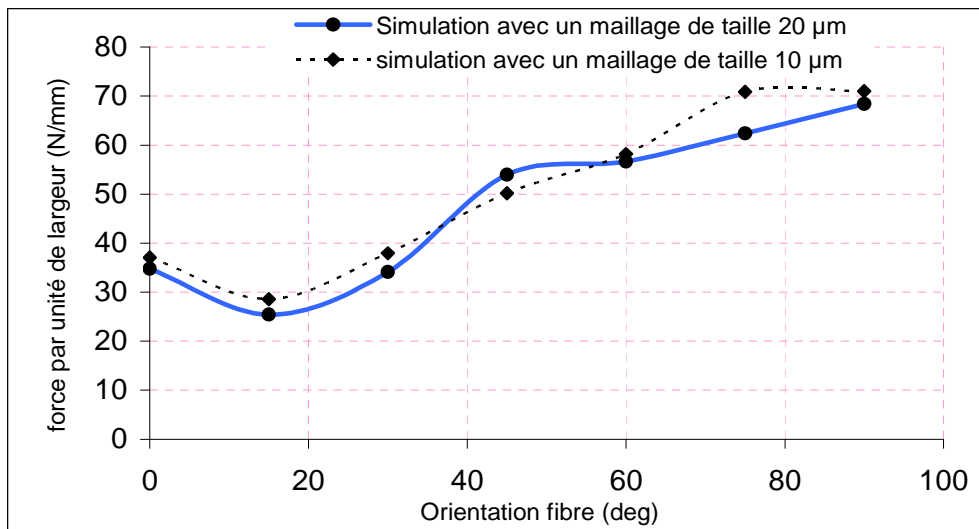
**Figure 9.** Evolution des efforts de coupe en fonction de l'orientation des fibres : (a) Effort principal de coupe avec l'utilisation des trois critères de rupture. (b) Effort d'avance. Les conditions de coupe de la simulation sont analogues aux essais de Bhatnagar et al. [Bha\_04]; l'angle de coupe  $\alpha=5^\circ$ , l'angle de dépouille  $\gamma=6^\circ$ , le rayon de l'acuité d'arête  $=50\mu\text{m}$  et la profondeur de coupe  $=0.2\text{ mm}$ .



**Figure 10.** Illustration de retour élastique généré par la partie des fibres non coupées des fibres au niveau de la face de dépouille, [Wan\_03].

### **Remarque**

Afin de vérifier la précision de nos calculs menés avec l'approche macromécanique implicite, l'effet du maillage a été particulièrement analysé. La Figure 11 illustre deux exemples de simulations avec deux tailles de mailles différentes (10 et 20 $\mu\text{m}$ ). Les éléments de maillage utilisés dans le calcul sont de type CPS4 et CPS3 (Continum Plane Stress) à interpolation quadratique. La plupart des études sur la modélisation numérique de l'usinage des composites FRP ont opté pour ce type de maillage, [Aro\_97], [Nay\_05b]. Les efforts principaux calculés avec une taille de 10 $\mu\text{m}$  présente très peu de différence avec ceux obtenus avec un maillage de 20 $\mu\text{m}$ . Par conséquent, dans nos calculs la grosseur du maillage a été fixée en fonction du cas étudié pour obtenir un temps de simulation raisonnable.



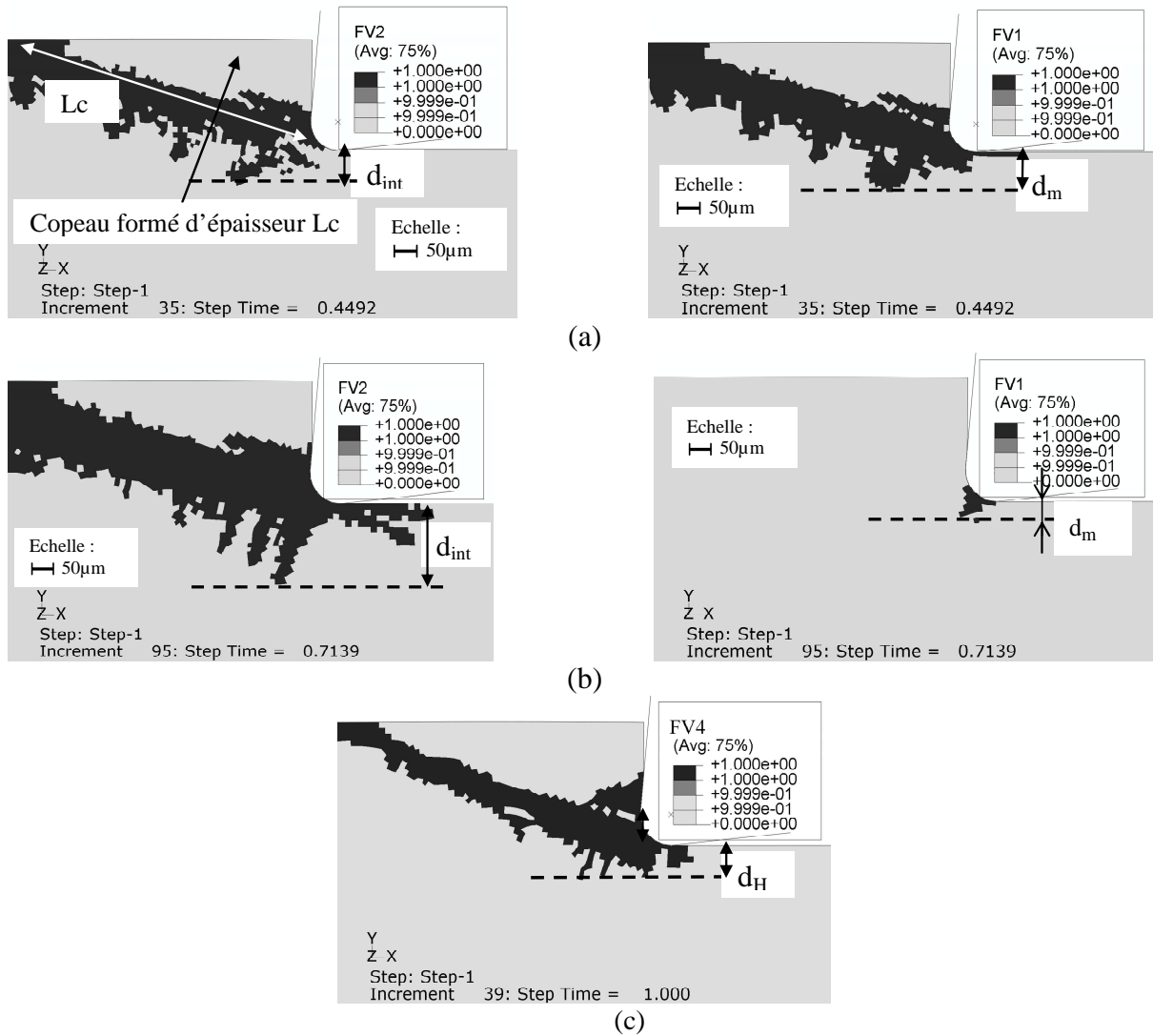
**Figure 11.** Sensibilité de l'effort de coupe (simulés avec le critère de rupture de Hashin) au maillage lors des simulations numériques avec l'approche macromécanique implicite.

### **2.4. Analyse d'endommagement subsurfacique**

Les endommagements subsurfaciques générés pendant l'usinage des composites FRP se manifestent sous forme de fissures dans la matrice et de ruptures au niveau de l'interface

fibre/matrice et des fibres. Ces défauts entraînent une dégradation des performances mécaniques du matériau de la pièce usinée. La sollicitation de cette dernière dans des conditions réelles de fonctionnement tels que la fatigue permet aux microfissures induites pendant l'usinage à se coalescer avant la rupture précoce de la structure composite. La quantification de l'étendue de ces endommagements subsurface est donc nécessaire et indispensable pour la conception et le dimensionnement des structures en composites FRP. L'objectif de ce paragraphe est de déterminer les modes de ces endommagements subsurface en fonction des paramètres de coupe et de l'orientation des fibres.

La Figure 12 (a) et (b) illustre les fissures dans la matrice et la décohésion en subsurface pour l'orientation  $15^\circ$  avec le critère de Hashin (Figure 12 (a)) et celui de la contrainte maximale (Figure 12 (b)). FV1 et FV2 représentent la fissuration de la matrice et la décohésion de l'interface fibre/matrice. L'endommagement (FV4) prédit avec le critère global de Hoffman par la variable FV4 est montré sur la Figure 12 (c).



**Figure 12.** Modes de rupture et endommagements subsurface prédits par l'approche implicite avec les différents critères de rupture. (a) Hashin, (b) Contrainte maximale et (c) Hoffman.

Les endommagements subsurfaciques sont mesurés à partir des résultats de la simulation numérique au niveau du plan de dépouille.  $d_m$ ,  $d_{int}$  et  $d_H$  représentent respectivement la profondeur de l'endommagement dans la matrice, la profondeur de la décohésion de l'interface et la profondeur d'endommagement global selon le critère de Hoffman. Dans le cas du critère de Hashin, on peut noter que les dimensions de la zone affectée par l'endommagement sont plus au moins similaire selon les deux modes d'endommagement (fissuration de la matrice et décohésion de l'interface), voir Figure 12 (a)). Dans le cas du critère de la contrainte maximale, la fissuration de la matrice reste confinée au voisinage de la pointe de l'outil, alors que la décohésion de l'interface fibre/matrice progresse en profondeur suivant les directions parallèles et perpendiculaires aux axes des fibres, Figure 12 (b). Les profondeurs atteintes lors de cette progression sont supérieures à celles prévues par le critère de Hashin comme on peut le voir en comparant les Figures 12 (a) et (b). Quand au critère de Hoffman, il prévoit un endommagement global en subsurface dont le contour est analogue à celui prédit avec le critère de Hashin pour l'angle d'orientation de  $15^\circ$ . Cette observation n'est pas valable pour les autres orientations de fibres.

Pour les orientations  $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$  et  $75^\circ$ , les endommagements subsurfaciques s'initient d'abord au voisinage de la pointe de l'outil, et progressent ensuite en profondeur dans les directions parallèles et perpendiculaires aux axes des fibres, voir Annexe II. La profondeur des dommages ainsi que leurs tailles dépendent de l'orientation des fibres. En effet, ces dommages restent localiser autour l'arête de coupe pour les orientations inférieures à  $45^\circ$ , au-delà, la zone d'endommagement augmente et atteint des profondeurs importantes. L'endommagement subsurfacique peut être particulièrement influencé par l'acuité d'arête de l'outil. L'analyse de cet effet n'a pas été entreprise avec l'approche macromécanique implicite à cause des problèmes de convergence et de stabilité numérique. Par conséquent, cet effet sera étudié plus en détail avec l'approche explicite dans la suite de ce manuscrit.

L'évolution de l'endommagement induit par l'usinage en fonction de l'orientation des fibres est représentée sur la Figure 13. Cette dernière illustre l'évolution de la profondeur de l'endommagement généré par la fissuration de la matrice (Figure 13 (a)) et par la décohésion de l'interface, Figure 13 (b). on peut noter que les endommagements en subsurface de la matrice prédits avec le critère de Hashin et celui de la contrainte maximale présentent les mêmes tendances. Ils augmentent progressivement pour des angles d'orientation inférieurs à  $45^\circ$ . Au delà de cette valeur, l'augmentation devient plus prononcée.

Quant à l'évolution de l'endommagement prévu par le critère de Hoffman, elle montre une légère croissance pour des orientations de fibres situées dans l'intervalle  $[15^\circ-90^\circ]$ .

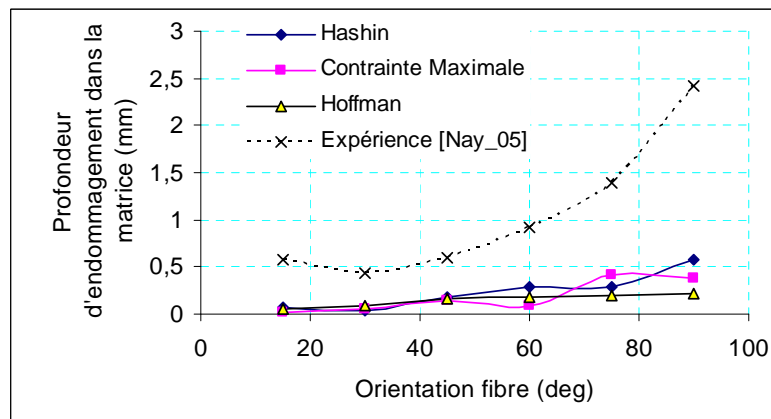
Dans le cas de l'endommagement de l'interface, Figure 13 (b), le critère de la contrainte maximale prévoit une profondeur plus importante que Hashin et Hoffman, et la courbe ne suit pas une évolution régulière. La tendance obtenue à l'aide du critère de Hashin croît



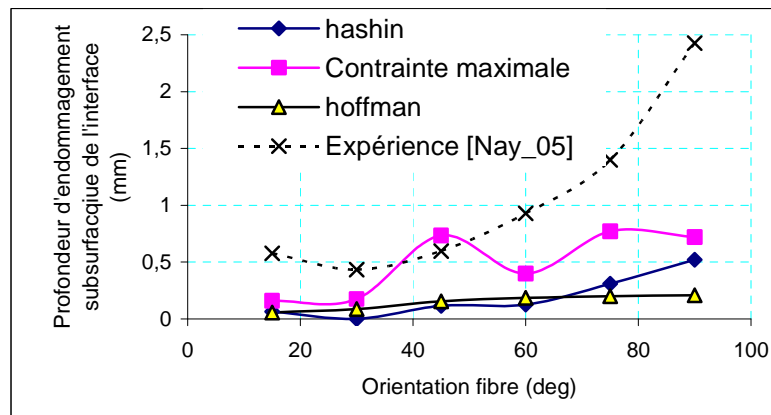
progressivement pour les orientations des fibres entre 30 et 60°. Cette dernière augmente ensuite brutalement au-delà de cet intervalle.

L'évolution des profondeurs d'endommagement simulées avec les différents critères présente toutes un minimum pour une orientation de 30°. Il est à noter qu'à cette orientation, l'effort principal de coupe présente également un minimum, voir Figure 9 (a). Cette constatation confirme une nouvelle fois les travaux d'Arola et al. [Aro\_02] et de Nayak et al. [Nay\_05a] concernant la forte corrélation qui existe entre les efforts de coupe et les endommagements engendrés dans la pièce usinée.

La comparaison entre l'endommagement mesuré expérimentalement par Nayak et al. [Nay\_05a] et celui prédit par notre approche implicite montre une différence notable particulièrement pour les grandes orientations de fibres. Ce désaccord peut être expliqué par le fait que l'approche développée ici se limite à la simulation de la formation d'un seul copeau, il ne tient donc pas compte du cumul d'endommagement engendré par l'enlèvement de plusieurs copeaux. Une seconde approche macromécanique de type explicite sera présentée dans la suite de ce travail pour simuler la formation de plusieurs copeaux.



(a)



(b)

**Figure 13.** Evolution de l'endommagement subsurfacique en fonction de l'orientation des fibres. (a) Endommagement de la matrice. (b) Décohésion de l'interface. Comparaison entre la prédiction du modèle implicite avec les trois critères (Hashin, contrainte maximale et Hoffman) et les résultats expérimentaux de Nayak et al, [Nay\_05a].

## 2.5. Conclusion

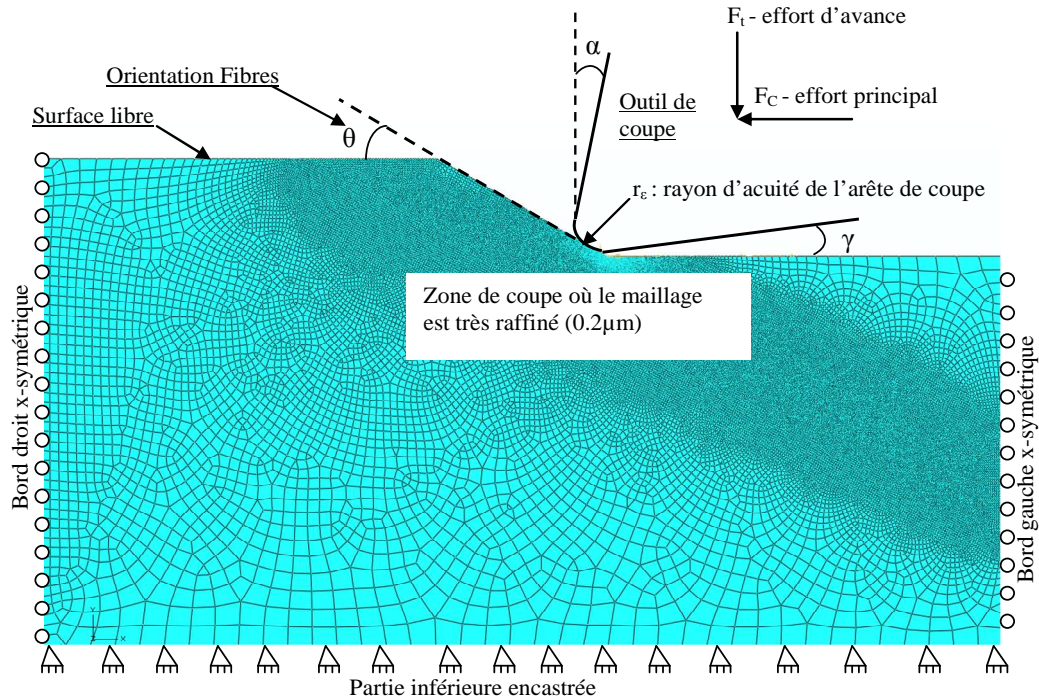
Le modèle macromécanique implicite développé précédemment a montré sa pertinence en termes de reproduction des modes d'endommagement responsables de la formation du copeau composite (fissuration de la matrice, décohésion de l'interface, rupture des fibres). L'approche macromécanique implicite a permis aussi de simuler convenablement les efforts principaux de coupe et l'épaisseur du copeau généré pendant l'usinage des matériaux composites FRP. Cependant, les efforts d'avance et l'endommagement subsurfacique induit restent assez loin de la réalité expérimentale. Ceci est dû à l'aspect implicite de cette première approche qui permet de simuler la formation d'un seul copeau. Par conséquent dans ce travail de thèse, une nouvelle approche explicite a été adoptée pour d'une part pallier aux problèmes du schéma implicite et d'autre part simuler le procédé réel d'usinage des composites FRP (formation de microcopeaux).

## 3. Résultats de l'approche macromécanique explicite

L'analyse du processus de formation de copeau mené avec le modèle macromécanique implicite dans le paragraphe précédent a montré que la décohésion de l'interface fibre/matrice s'initie au voisinage de l'arête de coupe et se propage suivant la direction parallèle aux fibres vers la surface libre de la pièce. Le premier copeau est considéré complètement formé lorsque la rupture d'une (ou plusieurs) fibre(s) est constatée au voisinage de l'arête de coupe de l'outil. Lors de la mise en place de notre approche explicite, une nouvelle géométrie de pièce avec un premier copeau enlevé a été considérée. Les conditions aux limites adoptées sont schématisées sur la Figure 14. Les hypothèses utilisées ont été détaillées dans le paragraphe 3 du Chapitre III. La géométrie de la pièce, de l'outil de coupe (angle de coupe et de dépouille, rayon d'acuité de l'outil) et le maillage sont également spécifiés sur la Figure 14. Le maillage a été raffiné dans la zone de coupe (moins de  $1\mu\text{m}$ ), il atteint  $50\mu\text{m}$  aux bords et sur la partie inférieure de la pièce. Les nœuds situés sur les bords gauche et droit sont bloqués en translation dans la direction horizontale  $x$  et en rotation autour des deux axes  $y$  et  $z$ . La partie inférieure de la pièce est bloquée en translation selon  $x$  et  $y$  et en rotation autour de l'axe  $z$  (direction hors plan). L'outil est animé d'un mouvement de translation avec une vitesse constante, il est considéré comme étant rigide.

Dans le cas de l'approche implicite nous avons testés plusieurs critères de rupture (Hashin, Contrainte maximale, Hoffman). Les résultats les plus pertinents en termes de reproduction des modes d'endommagement, de formation de copeau, des efforts de coupe, etc., ont été obtenus avec le critère de Hashin. Ceci peut être expliqué par le fait que ce critère a été spécialement conçu pour les plis unidirectionnels. Par conséquent, dans l'approche explicite

on se contentera de l'utilisation de ce seul critère pour simuler la formation d'un ou plusieurs copeaux.

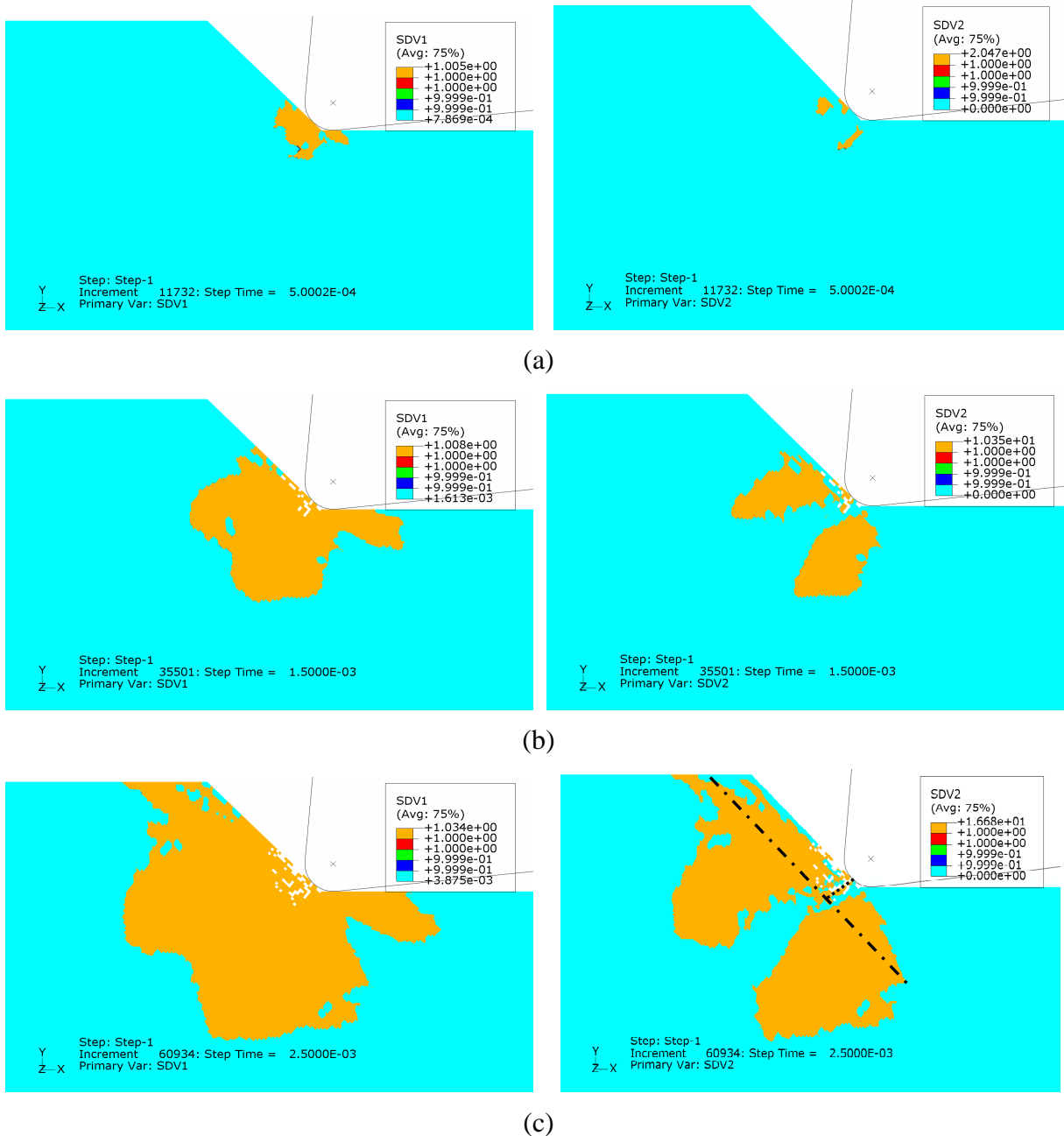


**Figure 14.** Géométries d'outil de coupe et de la pièce utilisées dans l'approche explicite. Illustration de la direction des efforts et des conditions aux limites.

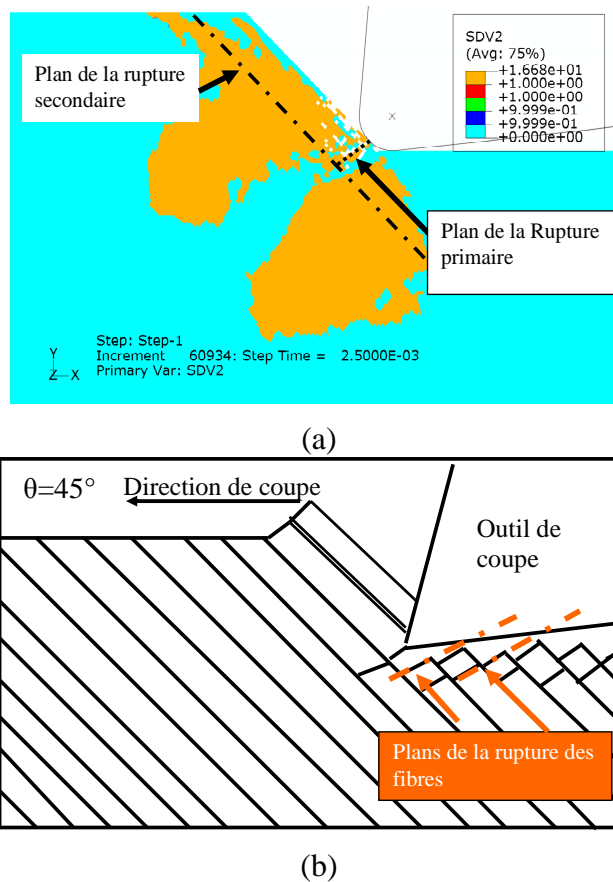
### 3.1. Analyse du processus de la formation du copeau avec l'approche explicite

Comme dans le cas implicite, le premier copeau est considéré complètement formé lorsque la décohésion de l'interface atteint la surface libre de la pièce et la rupture d'une (ou plusieurs) fibre(s) est vérifiée. Dans ce paragraphe nous allons analyser le processus de la formation du premier copeau pour différents paramètres de coupe. La Figure 15 montre les différents stades de formation de copeau dans le cas de l'orientation de fibres de  $45^\circ$ . Les différents types d'endommagement présents sont la fissuration de la matrice représentée par la variable SDV1, la décohésion de l'interface représentée par la variable SDV2, et la rupture des fibres représentée en couleur blanche sur la Figure 15. On rappelle que les variables d'endommagement SDV1, SDV2 et SDV3 ont été définies lors de la mise en place de l'approche explicite dans le paragraphe 3.3.3 du Chapitre III. La décohésion de l'interface et la fissuration de la matrice sont les premiers modes d'endommagement qui s'initient au voisinage de l'arête de coupe (voir Figure 15 (a)). La rupture des fibres se produit quant à elle juste après l'initiation de ces deux premiers modes. Les endommagements des différents constituants (fibre, matrice, interface) progressent ensuite simultanément jusqu'à la formation complète du copeau. Cette progression dans la matrice et au niveau de l'interface s'effectue dans la direction parallèle et perpendiculaire aux axes des fibres, voir Figure 15 (b) et (c). On

peut noter par ailleurs une progression aléatoire de la rupture des fibres. Cette dernière se localise dans un plan selon une direction bien spécifiée. Le plan de localisation de ces ruptures peut être assimilé au plan de la rupture primaire observé par Wang et al. lors des essais d'usinage sur les matériaux composite FRP, [Wan\_95]. Ces auteurs montrent que La rupture des fibres s'effectue suivant un plan proche du plan transversal (plan perpendiculaire aux fibres) appelé "plan de la rupture primaire", voir Figures 16 (a) et (b).



**Figure 15.** Mécanismes d'endommagement responsables de la formation du copeau prédit par le modèle macromécanique explicite. Les conditions de coupe sont :  $\alpha=5^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_e=50\mu\text{m}$ ,  $a_p=200\mu\text{m}$ , orientation  $45^\circ$ . (a) initiation de formation de copeau. (b) Progression, (c) Formation complète du premier copeau. SDV1 représente l'endommagement de la matrice et SDV2 celui de l'interface. La rupture des fibres est indiquée en couleur blanche.



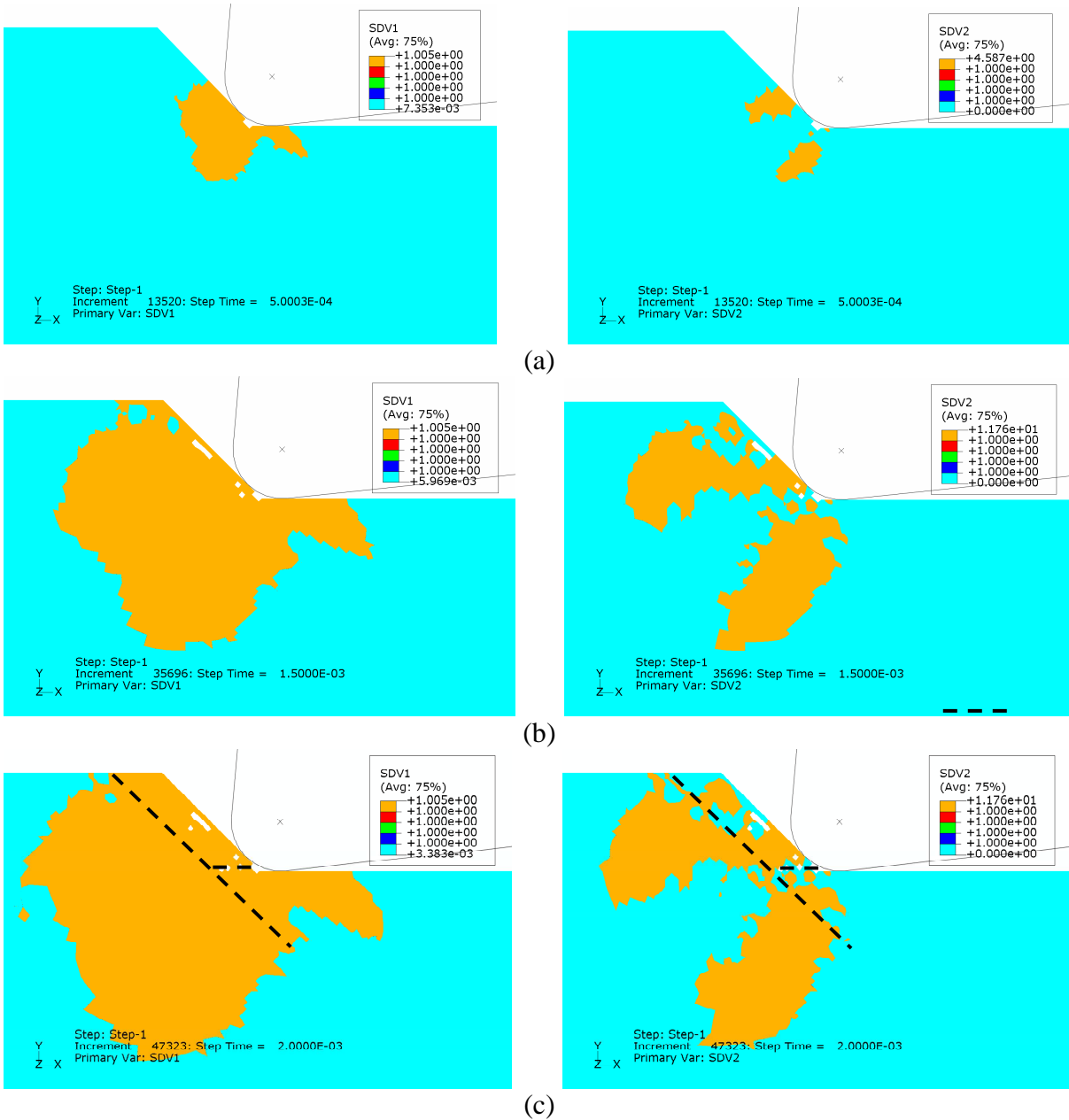
**Figure 16.** Mécanismes d'endommagement responsables de la formation de copeau dans le cas de l'orientation  $45^\circ$  des fibres. Comparaison entre le modèle explicite et les observations expérimentales de Wang et al. [Wan\_95]. (a) Modèle macromécanique explicite, (b) Schéma des mécanismes d'endommagement dans le cas de la coupe orthogonale des composites à l'orientation  $45^\circ$  selon Wang et al. [Wan\_95].

### 3.2. Effet des paramètres de coupe sur le processus de formation du copeau

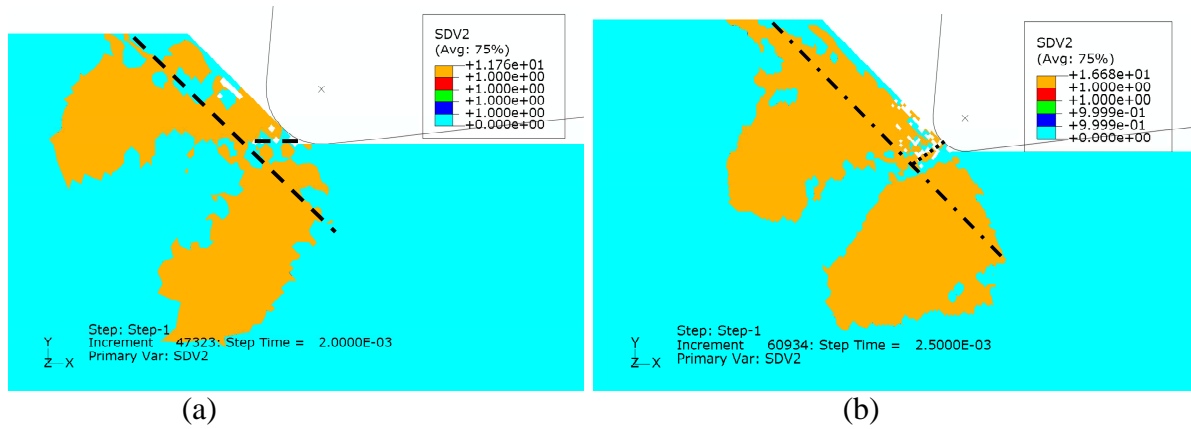
#### 3.2.1. Effet de la profondeur de coupe

La Figure 17 montre les mécanismes d'endommagement prédits par le modèle macroéconomique explicite dans le cas de l'orientation  $45^\circ$  et pour une profondeur de coupe de  $100\mu\text{m}$ . L'angle de coupe  $\alpha=5^\circ$ , l'angle de dépouille  $\gamma=6^\circ$  et le rayon d'acuité d'arête a été fixé à  $50\mu\text{m}$ . La comparaison entre la Figure 15 et la Figure 17 montre les mêmes tendances en termes d'initiation et de progression d'endommagement pour les deux profondeurs de coupe testées ( $a_p=200\mu\text{m}$  pour la Figure 15 et  $a_p=100\mu\text{m}$  pour la Figure 17). On peut aussi noter que le plan de rupture des fibres devient horizontal (suivant la direction de la coupe) quand la profondeur de coupe diminue, voir Figure 18 (a). Ce phénomène peut être expliqué par le fait que dans le cas des petites profondeurs de coupe, la rupture des fibres se produit par compression. Par conséquent, on peut affirmer que la coupe est d'autant plus stable que la profondeur de coupe est faible. On évite ainsi les problèmes d'arrachement et de déchaussement des fibres (fibres nues) sur la surface fraîchement usinée. Il est également

important de remarquer que selon l’approche proposée ici, une profondeur faible réduit la densité de ruptures des fibres dans la zone de coupe (à comparer la quantité de fibres endommagées en couleur blanche entre la Figure 15 et la Figure 17). Ceci peut être justifié par le fait que diminuer ou augmenter la profondeur de coupe revient à modérer ou intensifier le chargement exercé par l’outil sur la pièce pour former les copeaux. Ce chargement va par conséquent engendrer plus d’endommagements et particulièrement plus de ruptures au niveau des fibres.



**Figure 17.** Processus de formation de copeau prédit par le modèle macromécanique pour l’orientation  $45^\circ$  sous les conditions de coupe suivantes :  $\alpha=5^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_c=50\mu m$ ,  $a_p=100\mu m$ . (a) initiation de la formation de copeau. (b) Progression. (c) Formation complète du copeau.



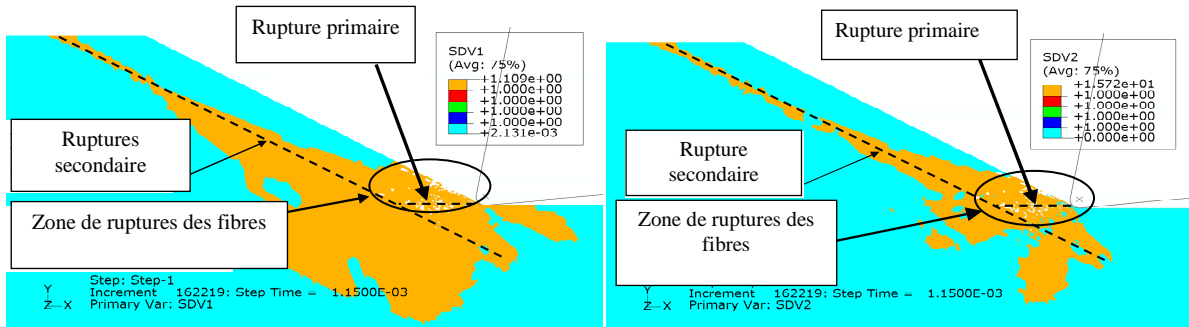
**Figure 18.** Effet de la profondeur de coupe sur les modes d'endommagement et sur la formation du copeau. (a)  $a_p=100\mu\text{m}$ , (b)  $a_p=200\mu\text{m}$ .

### 3.2.2. Effet de l'acuité d'arête de l'outil de coupe

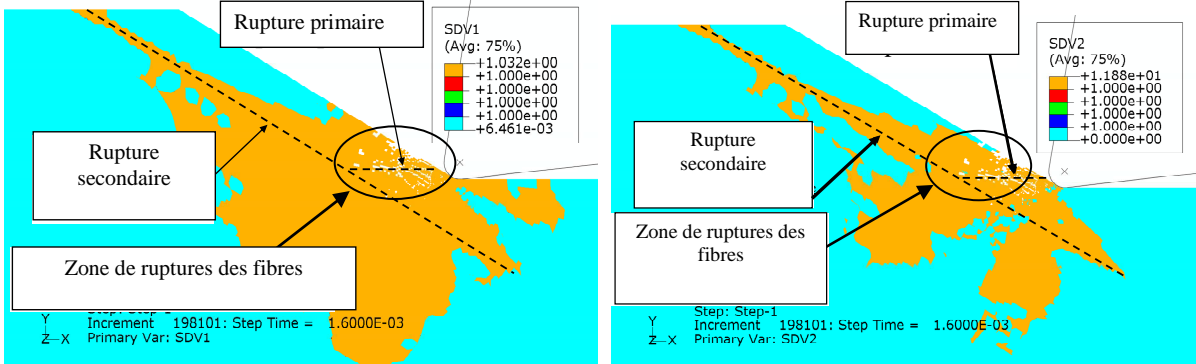
L'effet de l'acuité de l'arête sur l'usinage des composites a été mis en évidence par Nayak et al. [Nay\_05a]. Cependant, son effet sur les mécanismes physiques gouvernant la coupe des matériaux composites FRP reste non encore complètement illustré. L'objectif de ce paragraphe est d'explicitier le rôle du rayon d'acuité d'arête par l'analyse du processus de formation de copeau prédit par l'approche macromécanique explicite. Plusieurs valeurs du rayon d'acuité d'arête ont été donc testées pour différents cas d'orientation ( $15^\circ$  et  $30^\circ$ ), voir Figure 19 et Figure 20. On peut remarquer que les modes d'endommagement suivent les mêmes séquences pour les trois rayons d'acuité d'arête : 10, 20 et  $50\mu\text{m}$ . D'abord la fissuration de la matrice et la décohésion de l'interface s'initient en premiers au voisinage de la pointe de l'outil. Au moment où ces deux modes commencent à progresser selon la direction des fibres (orientation  $30^\circ$  dans le cas de la Figure 19), la rupture des fibres s'amorce dans la zone de coupe en face de l'outil. Tous ces modes d'endommagement progressent ensuite ensemble jusqu'à la formation complète du copeau pour les différents rayons d'acuité. On remarque cependant que la position du plan de la rupture primaire change avec le rayon  $r_e$  (à comparer les Figures 19(a), 19(b) et 19(c)). La hauteur de ce plan par rapport au plan de dépouille augmente avec  $r_e$ . On peut également noter que la rupture des fibres se localise dans une zone étroite située au niveau du plan de dépouille pour un rayon faible ( $r_e=10$  et  $20\mu\text{m}$ ). Par conséquent, le modèle macromécanique prévoit que la coupe sera d'autant plus stable (moins d'arrachement de fibres en profondeur, moins de déchaussement de fibres sur la surface usinée) que le rayon d'acuité de l'arête de coupe est plus faible. Ceci explique bien le fait que les outils en diamant polycristalin ayant en général un rayon d'acuité très faible (de l'ordre de  $10\mu\text{m}$ ) sont souvent utilisés dans la coupe des matériaux composites FRP, [Wan\_95], [Aro\_96]. Dans le cas d'un outil avec un rayon d'acuité élevé comme le montre la Figure 19(c) ( $r_e=50\mu\text{m}$  est équivalent à  $r_e$  d'un outil en carbure de tungstène, [Bha\_05], [Nay\_05a]), la zone de rupture des fibres devient plus grande, sa partie inférieure



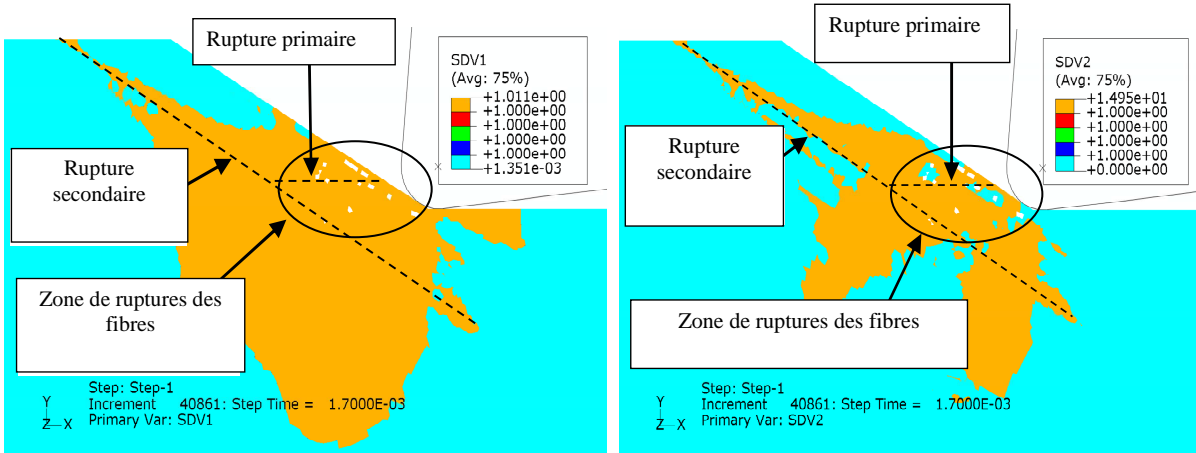
se situe à des niveaux plus profonds dans la pièce. Le modèle montre également qu'une faible densité de rupture des fibres est générée par des outils ayant des rayons d'acuité plus élevés (50 $\mu\text{m}$ ), voir Figures 19 (a) et (b). La taille des microcopeaux sera donc d'autant plus grande que le rayon d'acuité est plus élevé. On s'attendra à la formation de microcopeaux (copeaux de taille très petite) si le rayon d'acuité d'arête atteint des valeurs particulièrement faibles.



(a)  $r_e=10\mu\text{m}$



(b)  $r_e=20\mu\text{m}$

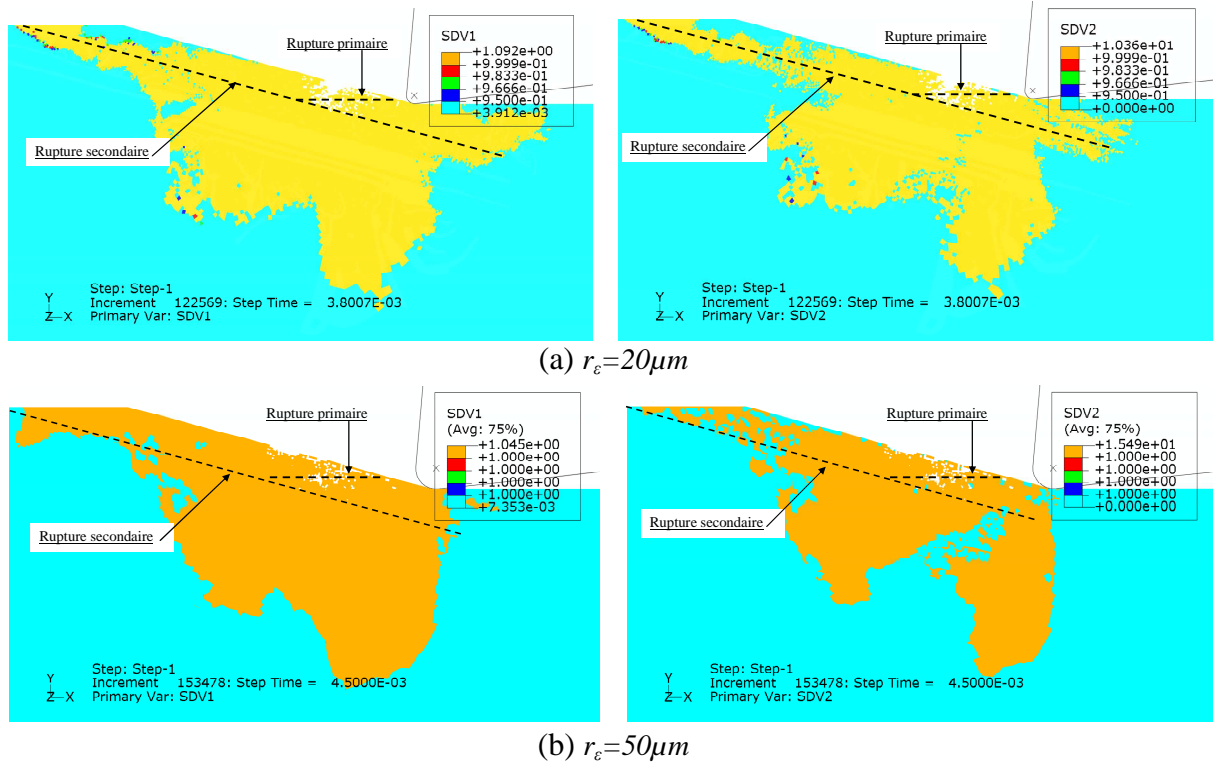


(c)  $r_e=50\mu\text{m}$

**Figure 19.** Effet du rayon d'acuité d'arête sur le processus de formation de copeau pour une orientation des fibres de 30°. Les conditions de coupe sont :  $\alpha=10^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $ap=200\mu\text{m}$ . (a)  $r_e=10\mu\text{m}$ , (b)  $r_e=20\mu\text{m}$ , (c)  $r_e=50\mu\text{m}$ .



La Figure 20 montre l'effet d'acuité d'arête de coupe dans un autre cas d'orientation de fibres ( $\theta=15^\circ$ ). On peut noter les mêmes remarques que pour l'orientation  $30^\circ$  en termes de ruptures des fibres au voisinage de la pointe de l'outil.

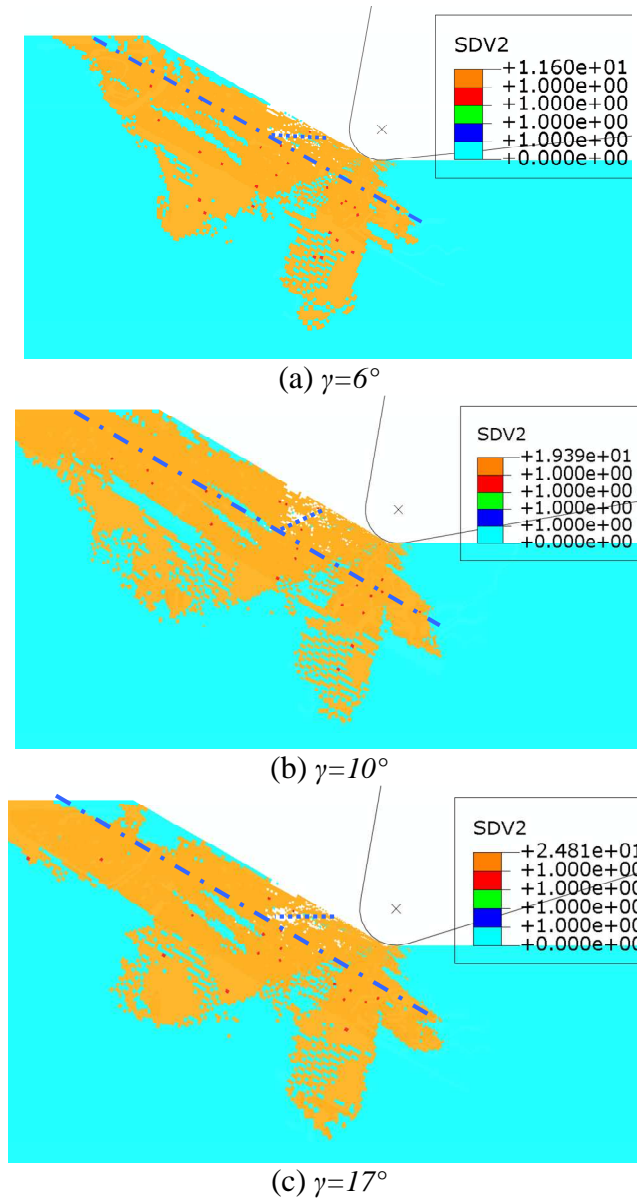


**Figure 20.** Effet du rayon d'acuité d'arête sur le processus de formation de copeau pour l'orientation  $15^\circ$  sous les mêmes conditions de coupe de la Figure 19. (a)  $r_e=20\mu\text{m}$ , (b)  $r_e=50\mu\text{m}$ .

### 3.2.3. Effet de l'angle de dépouille

Le phénomène du retour élastique observé lors de l'usinage des matériaux FRP par Wang et Zhang, [Wan\_03] montre que l'angle de dépouille joue un rôle primordial sur la résistance des fibres sollicitées au niveau de la face de dépouille de l'outil. A partir de cette constatation, il nous a paru intéressant d'analyser l'effet de l'inclinaison de l'arête de dépouille (angle de dépouille) sur le processus de formation de copeau. Trois angles de dépouille : 6, 10 et  $17^\circ$  ont donc été choisis pour mener cette étude. La Figure 21 montre que l'angle de dépouille affecte très peu le processus de formation de copeau. Cependant pour l'angle de dépouille de  $10^\circ$  (voir Figure 21 (b)), l'outil endommage de façon plus importante la matrice dans la zone de coupe pour former le premier copeau. Ceci entraîne des flexions de fibres qui ne sont plus soutenues par la matière de la matrice endommagée. Ainsi, il est très utile pour avoir une coupe stable (moins d'arrachements de fibres, moins de fibres nues sur la surface usinée) d'éviter cet angle de dépouille dans le cas de l'orientation  $30^\circ$ . Lors de l'usinage avec un angle de  $17^\circ$ , on retrouve des modes d'endommagement similaires à ceux de l'usinage avec un angle de  $6^\circ$ . Il est important de noter que même si les modes de rupture sont similaires pour les différents angles de épouille, le plan principal de rupture des fibres change

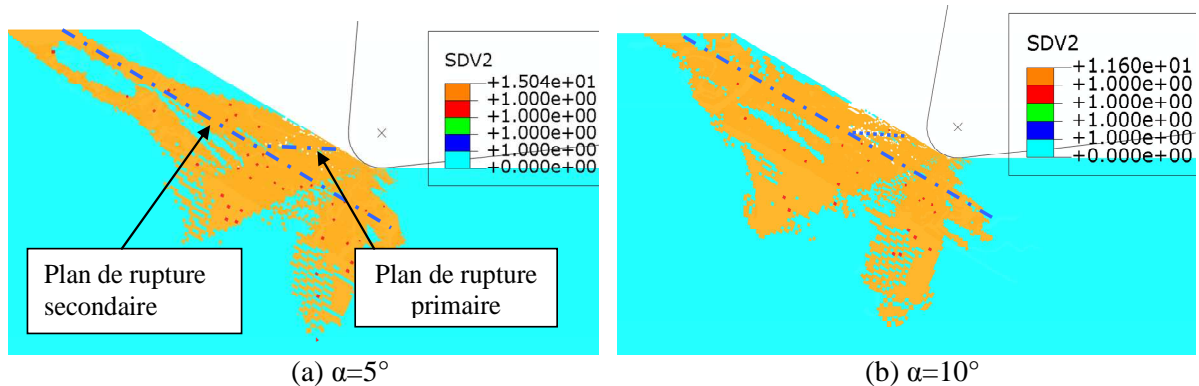
de direction et de position (Hauteur du plan) en fonction de l'angles de dépouille comme le montre la comparaison entre les Figure 21 (a), 21(b) et 21(c). La comparaison entre ces figures justifie une nouvelle fois que l'usinage avec un angle de dépouille de  $10^\circ$  entraînera des surfaces de mauvaises qualités (mauvais état de surface). L'usinage avec les deux autres angles de dépouille ( $6^\circ$  et  $17^\circ$ ) donne une coupe plus stable car les plans de la rupture primaire prédits pour ces deux cas sont dans la direction de la coupe, voir Figure 21 (a) et (c). L'étude de l'effet de l'angle de dépouille sur la formation de copeau n'a pas permis de dégager une tendance claire selon l'orientation des fibres. Ceci est principalement dû à l'anisotropie des matériaux composites et leurs complexités par rapport à d'autres types de matériaux tels que les alliages métalliques.



**Figure 21.** Effet de l'angle de dépouille sur le processus de formation de copeau prédit par le modèle macromécanique explicite pour l'orientation  $30^\circ$ .  $\alpha=10^\circ$ ,  $r_s=50\mu\text{m}$ ,  $ap=200\mu\text{m}$ . (a)  $\gamma=6^\circ$ , (b)  $\gamma=10^\circ$ , (c)  $\gamma=17^\circ$ .

### 3.2.4. Effet de l'angle de coupe

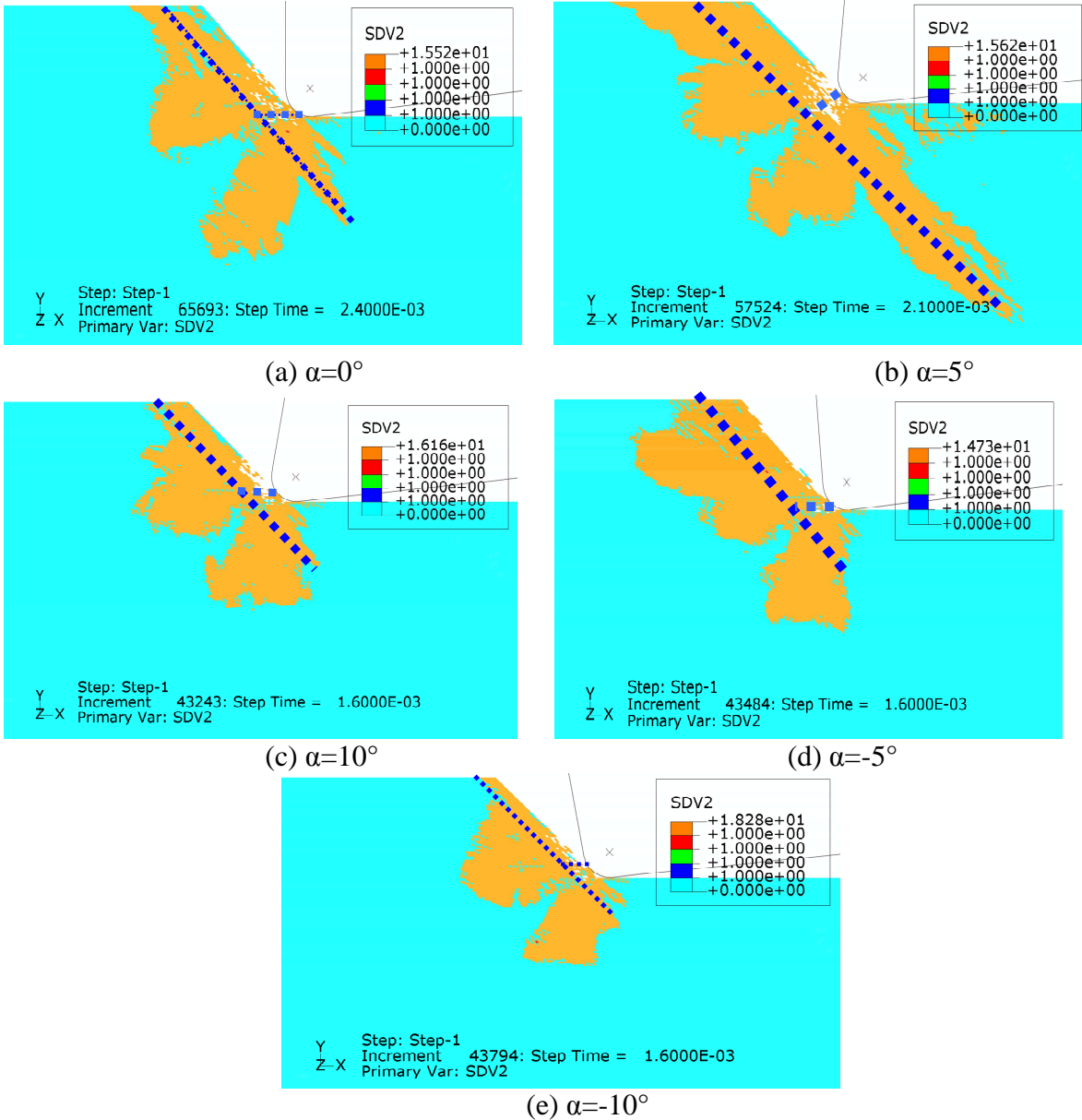
Les endommagements de l'interface et de la fibre responsables de la formation du premier copeau pour deux différents angles de coupe :  $\alpha=5^\circ$  et  $10^\circ$  sont respectivement illustrés en Figure 22 (a) et (b). L'endommagement de l'interface s'initie au voisinage de la pointe de l'outil et progresse ensuite suivant la direction des fibres vers la surface libre. Quant à la rupture des fibres (rupture primaire), elle s'initie en face de l'arête de coupe et progresse de façon aléatoire dans le matériau. On constate aussi que le plan moyen de la rupture primaire dépend fortement de l'angle de coupe. En effet, sa hauteur par rapport au plan de dépouille augmente avec cet angle. La longueur de la rupture primaire est également affectée, elle augmente lorsque l'angle de coupe augmente. Par conséquent, on peut affirmer que la taille du copeau composite diminue lorsque l'angle de coupe augmente.



**Figure 22.** Effet de l'angle de coupe sur le processus de formation de copeau prédit par le modèle macromécanique explicite pour l'orientation  $30^\circ$ . Les conditions de coupe sont :  $\gamma = 10^\circ$ ,  $r_\epsilon = 50\mu\text{m}$ ,  $a_p = 200\mu\text{m}$ . (a)  $\alpha = 5^\circ$ , (b)  $\alpha = 10^\circ$ .

L'endommagement de l'interface et de la fibre généré lors de la formation du premier copeau pour l'orientation  $45^\circ$  est illustré sur la Figure 23. Plusieurs angles de coupe ont été testés pour appréhender l'effet de cet angle sur le processus de formation de copeau. L'analyse des résultats de la Figure 23 montre que le plan de la rupture secondaire suit toujours la direction des fibres et ceci indépendamment de l'angle de coupe. Cependant, l'angle de coupe affecte fortement le plan de la rupture primaire des fibres. Ce dernier est situé selon la direction horizontale dans le cas des angles de coupe de  $0^\circ$  et  $10^\circ$ , (Figure 23 (a) et (c)), alors qu'il est perpendiculaire aux fibres pour l'angle de coupe de  $5^\circ$ , voir Figure 23 (b). L'explication possible à cela réside dans le changement des mécanismes de coupe en fonction de l'angle de coupe utilisé. En effet, dans le cas des angles de coupe de  $0^\circ$  et  $10^\circ$  (profondeur de la pièce affectée par l'endommagement de l'interface est moins importante), c'est la compression qui gère la formation de copeau. La taille faible de la longueur de la rupture primaire peut également justifier cette hypothèse. Dans le cas de l'angle  $\alpha=5^\circ$ , c'est la flexion de la partie de la pièce en dessous de l'arête de coupe qui entraîne la rupture des fibres et par conséquent la formation du premier copeau. Cette constatation peut être justifiée par la décohésion de

l'interface (représentée par la variable SDV2 dans la Figure 23 (b)) qui progresse en profondeur de la pièce usinée suivant la direction des fibres. Dans le cas des angles de coupe négatifs, il est intéressant de voir que la taille du copeau est plus faible et la progression de l'endommagement vers la surface libre et en profondeur de la pièce diminue au fur et à mesure que l'angle de coupe diminue ( $\alpha=-5^\circ, -10^\circ$ ).



**Figure 23.** Effet de l'angle de coupe sur le processus de formation de copeau prédit par le modèle macromécanique explicite. Les conditions de coupe sont :  $\gamma=6^\circ, r_c=50\mu\text{m}, a_p=200\mu\text{m}, \theta=45^\circ$ . (a):  $\alpha=0^\circ$ , (b)  $\alpha=5^\circ$ , (c)  $\alpha=10^\circ$ , (d).  $\alpha=-5^\circ$ , (e),  $\alpha=-10^\circ$ .

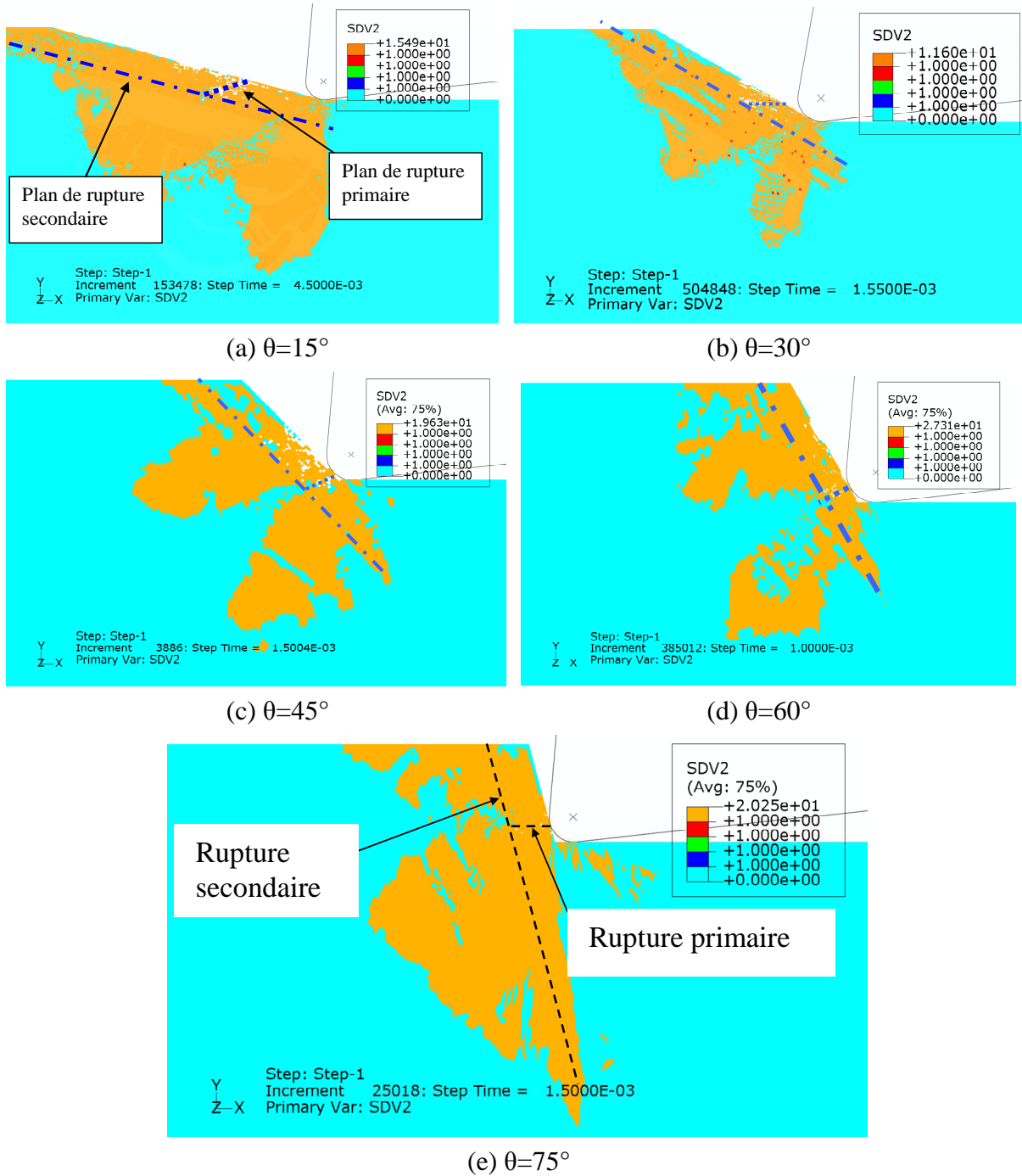
### 3.2.5. Effet de l'orientation des fibres

La Figure 24 montre les modes d'endommagement responsables de la formation du copeau pour les différents angles d'orientation :  $\theta=15^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$  et  $75^\circ$ . Dans la zone de formation du copeau, les endommagements de la matrice et ceux de l'interface prédits par le modèle

explicite, sont localisés dans une même zone de la pièce usinée, pour toutes les orientations des fibres testées (l'endommagement de la matrice n'est pas représenté sur la Figure 24). Ces ruptures (fissuration de la matrice et décohésion de l'interface) suivent toujours la direction des fibres avec des bifurcations dans le sens transversal pour tous les angles d'orientation des fibres. Le plan et la densité des ruptures des fibres (la rupture des fibres est représentée par la couleur blanche) dépendent de l'orientation des fibres. En effet, le plan de la rupture des fibres prédit est plus proche du plan transversal à l'axe des fibres dans le cas des angles d'orientations au-delà de  $45^\circ$ , Figure 24 (c), 24(d) et 24(e). Ce plan devient de plus en plus horizontal pour les angles inférieurs à  $45^\circ$  ( $15^\circ$  et  $30^\circ$ ). Ceci peut être expliqué par le fait que pour les faibles orientations, la fibre est sous sollicitations de compression (au niveau de l'arête de coupe) et de traction (au niveau de son coté situé en face opposée). La décohésion de l'interface augmente dans ce cas les contraintes de traction

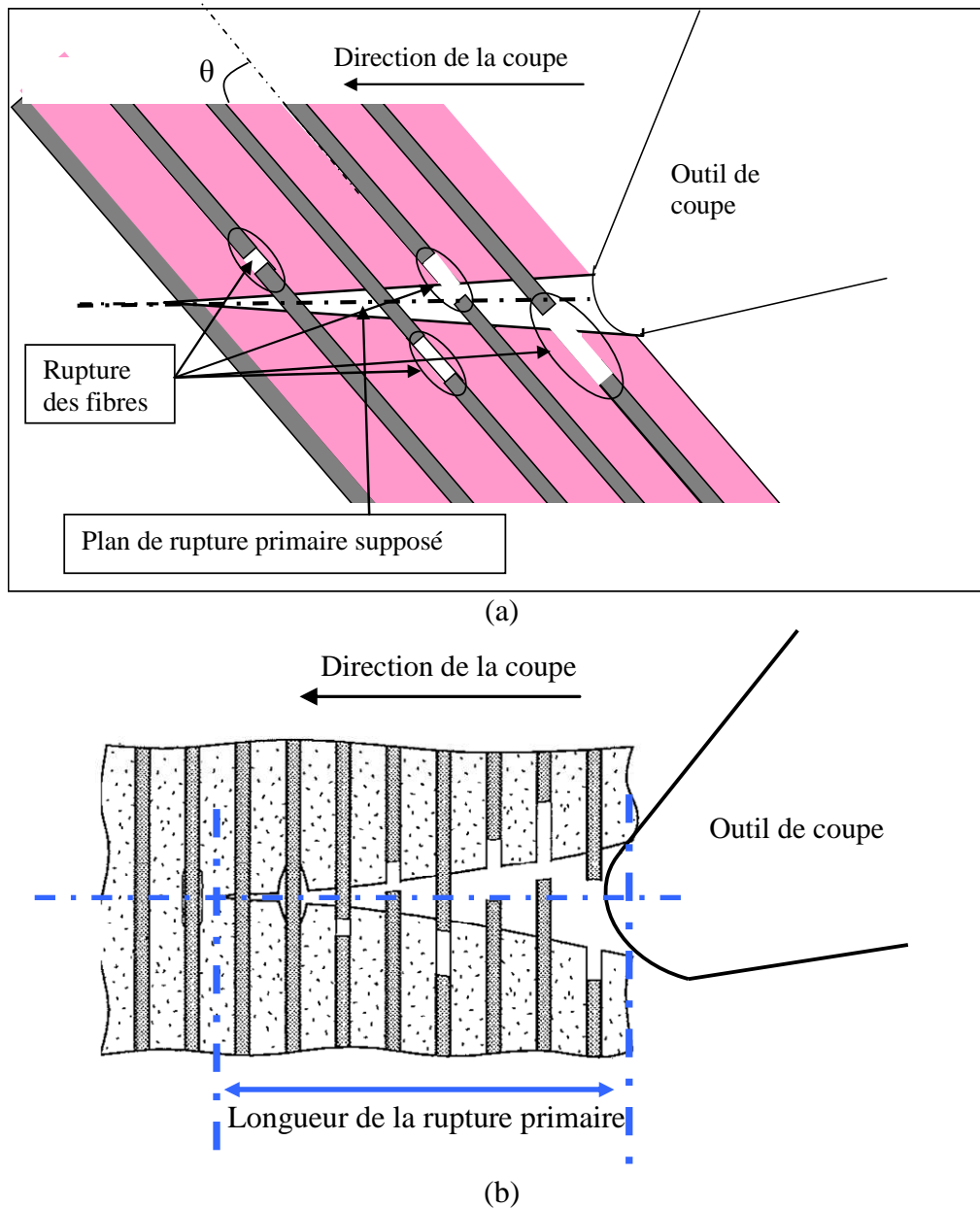
Comme le montre également la Figure 24, pour les orientations :  $15^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $60^\circ$  et  $75^\circ$ , le modèle prévoit l'initiation de l'endommagement de l'interface et de la matrice au voisinage de l'arête de coupe en premier. La rupture des fibres s'amorce ensuite et les trois modes d'endommagement progressent tous ensemble jusqu'à la formation complète du premier copeau. Il est à noter que la forte densité de rupture de fibres (représentée par la couleur blanche) prédit par le modèle peut expliquer la forme poussiéreuse de copeau généré pendant l'usinage de ce type de matériau, ([Kop\_80], [Bha\_95], [Wan\_95]). La densité plus au moins forte du taux de rupture des fibres peut également induire des arrachements des fibres plus au moins importants en fonction de l'orientation des fibres ainsi qu'une mise à nue des fibres sur la surface usinée. Le résultat de la Figure 24 montre que cette densité diminue avec l'orientation des fibres et la zone de localisation de ces ruptures se déplace vers le haut jusqu'à dépasser même la hauteur de rayon de l'acuité de l'arête de coupe. Ceci, confirme les constatations de Wang et Zhang [Wan\_03] sur la différence qu'il y a entre la profondeur nominale et la profondeur réelle de coupe. Cette différence augmente avec l'orientation des fibres. On peut noter aussi qu'indépendamment de l'orientation des fibres, le copeau est généré par une combinaison de plusieurs modes de rupture (décohésion, rupture des fibres, fissuration de la matrice). La direction et la hauteur du plan la rupture primaire prédit par notre approche dépendent fortement de l'angle d'orientation des fibres. Il est très proche du plan horizontal dans le cas des faibles angles d'orientation ( $15^\circ$  et  $30^\circ$ ), voir Figure 24 (a) et (b) et se rapproche d'avantage du plan transversal ou perpendiculaire aux fibres, voir Figure 24 (c) et 24 (d) ( $45^\circ$  et  $60^\circ$ ). Dans les cas de l'usinage pour des grandes orientations ( $75^\circ$  et  $90^\circ$ ) le plan de coupe redevient horizontal. Ceci peut être expliqué par le changement des mécanismes gouvernant la coupe en fonction de l'orientation des fibres. Dans le cas des faibles angles d'orientation, la rupture des fibres peut être due à une combinaison de

chargements de compression et de traction générant ainsi un plan de rupture suivant la direction de coupe.



**Figure 24.** Processus de formation de copeau prédit par le modèle macromécanique explicite sans enlèvement de matière pour les différentes orientations des fibres avec les condition de coupe suivantes :  $\alpha=5^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $ap=200\mu\text{m}$ .  $r_\epsilon=50\mu\text{m}$ .





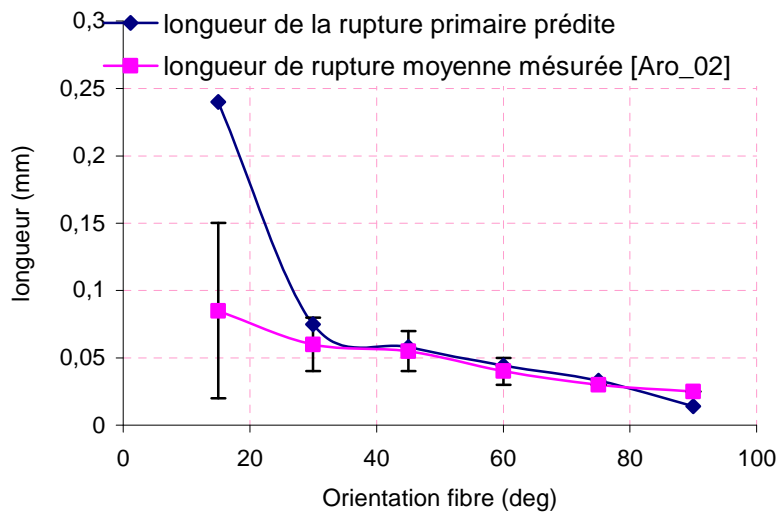
**Figure 25.** Illustration de la propagation de la rupture primaire.

La Figure 25 schématise le rôle de processus de rupture primaire dans la formation de copeau tel qu'il est mis en évidence par les simulations. On note que c'est la propagation de la rupture, au voisinage immédiat de la pointe de l'outil, qui entraîne la réalisation des étapes microscopique d'extension de rupture suivantes:

- endommagement des fibres à différents endroits par rapport au plan de la fissure primaire,
- déchaussement des fibres sur la surface usinée,
- arrachement profond des fibres.

Au cours de ces étapes, l'extension de rupture se fait sur une distance "caractéristique" liée simultanément à la microstructure du matériau et aux conditions de coupe (état des contraintes

et des déformations). Pour un processus de rupture primaire, il est donc caractérisé par une longueur de rupture finale. Elle est mesurée entre l'arête de coupe et la pointe de fissure réalisée suite à la succession des états d'extension de la fissure au cours de la mise en charge. La Figure 25 (b) définit la longueur totale de rupture et le contour de zone de rupture primaire. La Figure 26 présente la variation calculée de  $l_f^r$  avec l'angle d'orientation des fibres et comparée à celle mesurée expérimentalement [Aro\_02]. On trouve bien numériquement que la tendance est identique et l'écart entre les longueurs calculées et mesurées à faible orientation ( $\theta < 30^\circ$ ) des fibres s'accroît. Pour un angle  $\theta$  croissant, la longueur de rupture primaire diminue et tend à se stabiliser autour de quelques dizaines micromètres pour  $\theta > 45^\circ$ . Ceci, justifie une nouvelle fois la diminution de la taille des copeaux FRP avec l'orientation des fibres et confirme d'autres travaux antérieurs dans ce domaine ([Kop\_80], [Wan\_95], [Bha\_95], [Aro\_96]).



**Figure 26.** Longueur de la rupture primaire prédite par le modèle en fonction de l'orientation des fibres. Comparaison avec la longueur mesurée expérimentalement par [Aro\_02]. Les conditions de coupe sont les suivantes :  $\alpha=5^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $a_p=200\mu\text{m}$ ,  $r_c=50\mu\text{m}$ .

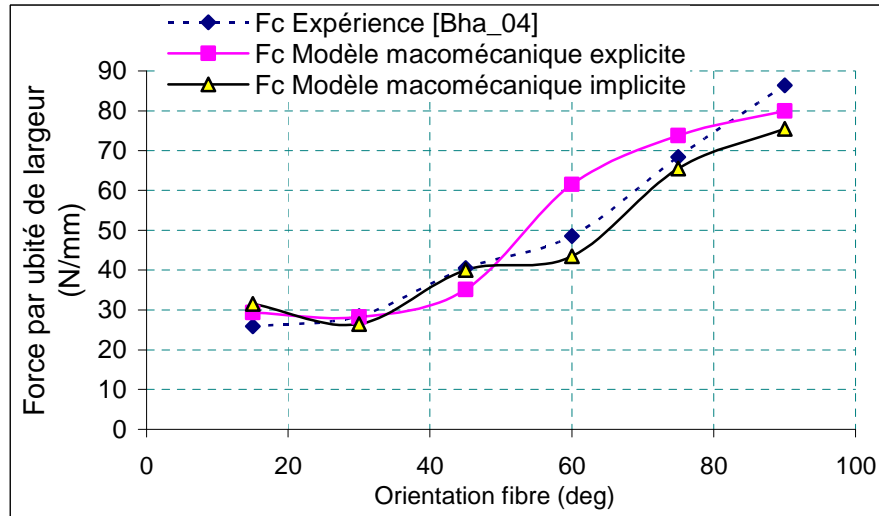
## 4. Comparaison entre les approches macromécaniques explicite et implicite développés

### 4.1. Analyse des efforts de coupe

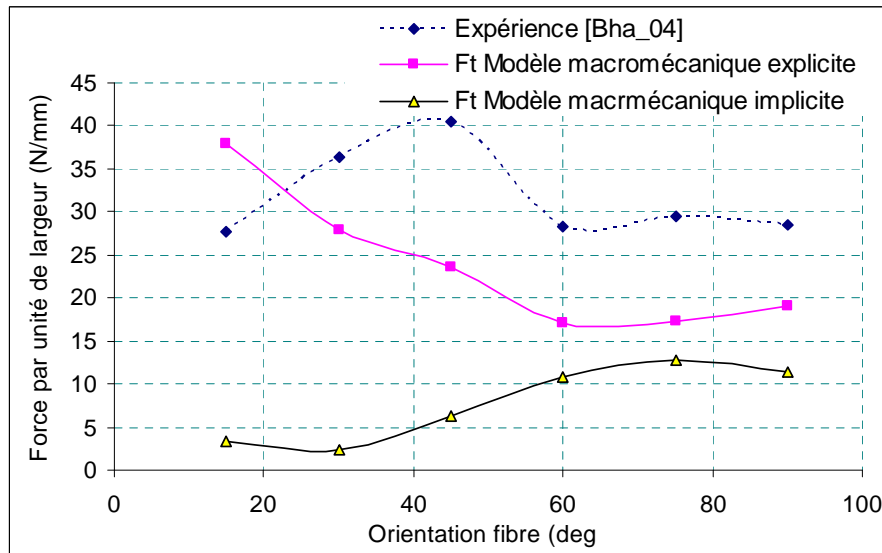
Afin de valider notre modélisation numérique, une comparaison entre les efforts de coupe simulés et ceux mesurés expérimentalement a été effectuée. L'effort principal de coupe et d'avance prédits par l'approche numérique ont été enregistrés au moment où le copeau est déclaré complètement formé. La Figure 27 (a) montre que les efforts principaux de coupe prédits par les deux approches sont en bon accord avec l'expérience. Ces efforts augmentent avec l'orientation des fibres. Les résultats du modèle macromécanique



implicite sont plus proches de ceux issus de l'expérience. Le modèle macromécanique explicite quant à lui donne des meilleurs résultats dans le cas de l'effort d'avance, Figure 27 (b). Une forte amélioration a été donc observée par rapport au modèle macromécanique implicite. Les efforts d'avance prédits par le modèle explicite plus particulièrement pour les orientations entre 45 et 75 sont plus proches des résultats d'essais de Bhatnagar et al. [Bha\_04].



(a)



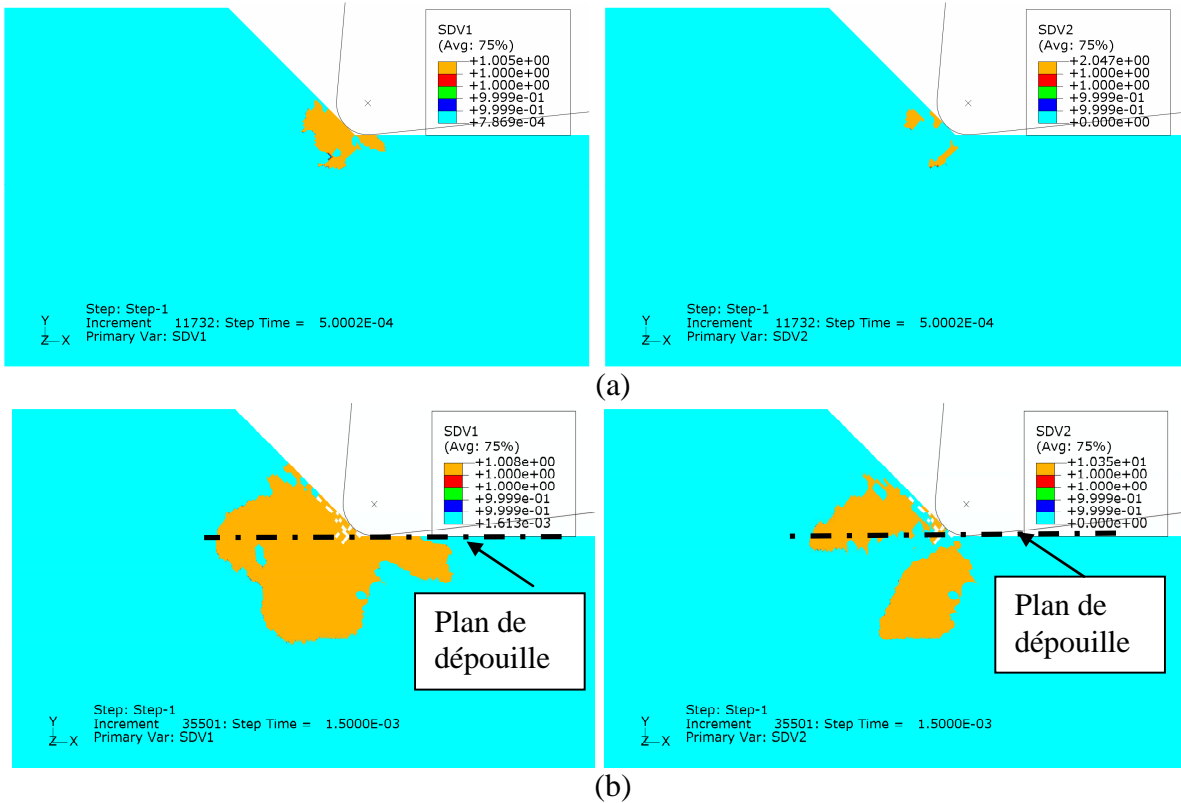
(b)

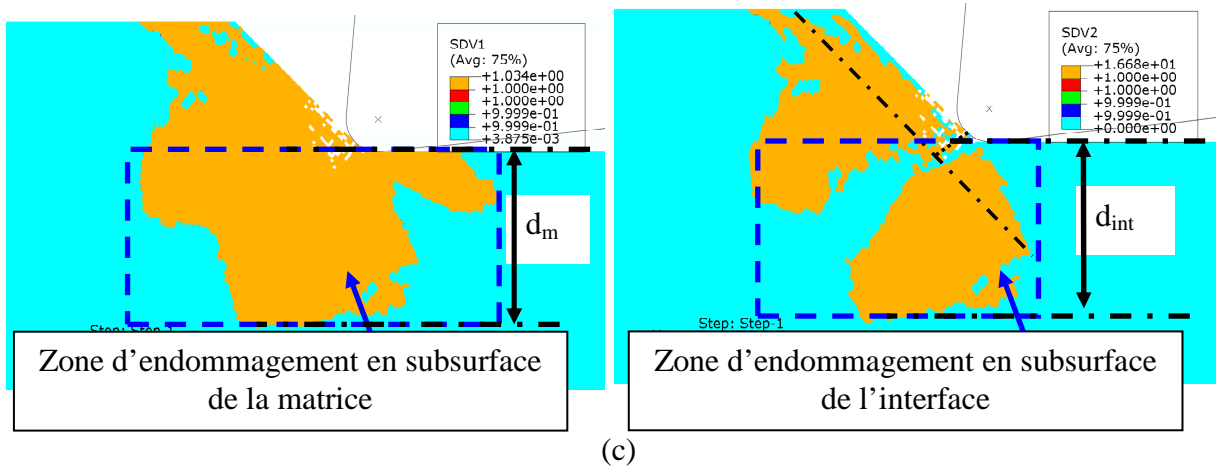
**Figure 27.** Évolution des efforts de coupe en fonction de l'orientation des fibres et comparaison avec les résultats expérimentaux. (a) Effort principal. (b) Effort d'avance. Les conditions de coupe sont :  $\alpha=5^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_e=50\mu\text{m}$ ,  $ap=200\mu\text{m}$ .

#### 4.2. Analyse de l'endommagement subsurfacique

Ghidossi et al. [Ghi\_03] ont montré que l'usinage des matériaux composite FRP engendre une réduction de leur performance mécanique. La dégradation des propriétés de la structure

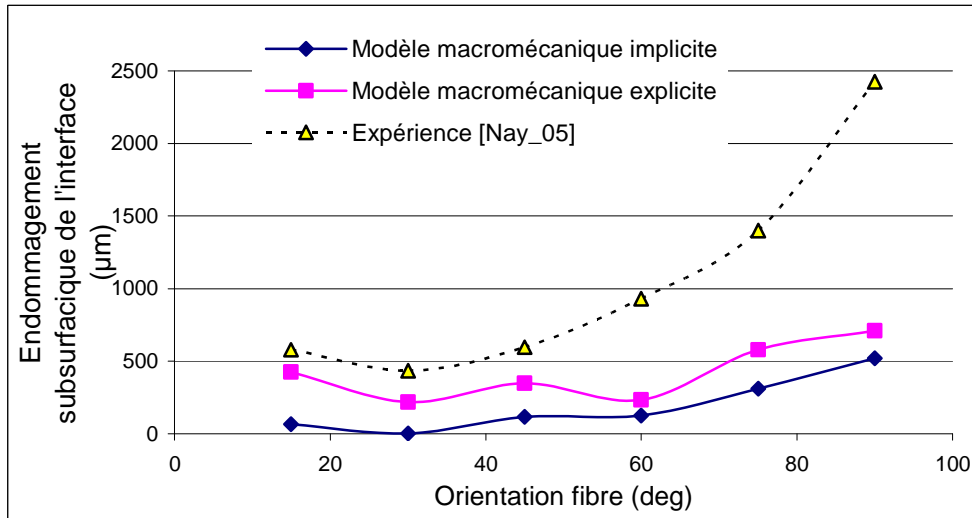
composite est une conséquence directe des endommagements induits dans le matériau à savoir la fissuration de la matrice, la rupture de l'interface et celle des fibres. La quantification de l'étendue de ces dommages est confrontée à d'énormes difficultés expérimentales. Elle reste ainsi complètement incontrôlable dans le domaine industriel, aéronautique et aérospatial notamment. L'objectif de ce paragraphe est de déterminer les endommagements générés lors de l'usinage dans la pièce et de quantifier leur profondeur dans la pièce. Pour cela, les mêmes variables d'endommagement utilisés pour déterminer les modes d'endommagement responsables de la formation de copeau ont été utilisés pour caractériser l'endommagement induit en subsurface et en profondeur de la pièce. On rappelle ainsi que SDV1 représente l'endommagement de la matrice, SDV2 représente celui de l'interface. La rupture des fibres est représentée en couleur blanche. Dans toute l'analyse, l'endommagement subsurfacique induit a été mesuré à partir du plan de dépouille. La Figure 28 montre l'évolution de cet endommagement à différents stades de formation de copeau. On remarque que la fissuration de la matrice et la décohésion de l'interface sont les premiers modes d'endommagement qui s'amorcent au dessous de la pointe de l'outil, ils se propagent en profondeur dans la direction parallèle et perpendiculaire aux fibres. La zone d'endommagement de la matrice est plus grande que celle de l'endommagement de l'interface. La rupture des fibres, quant à elle reste localisée au voisinage de l'arête de coupe.



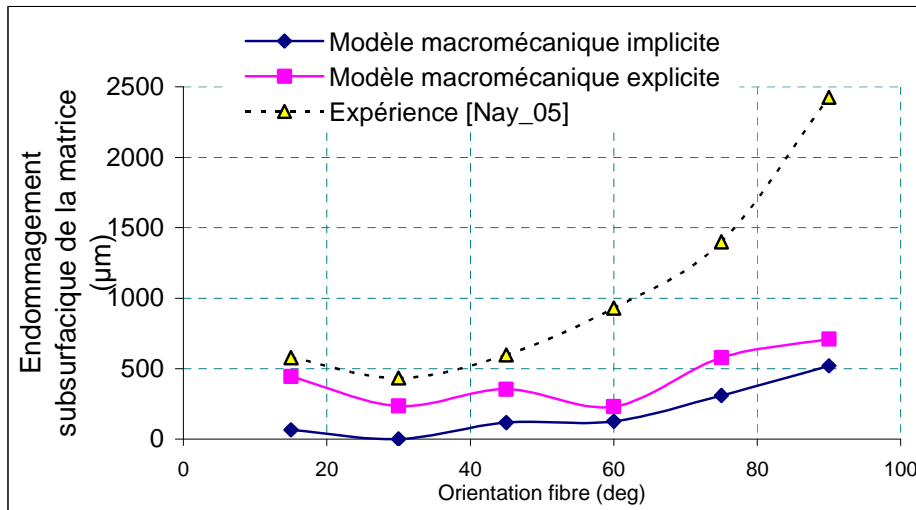


**Figure 28.** Endommagements induits lors de l'usinage et sa progression à différents stades de la formation du copeau par l'approche explicite. Les conditions de coupe sont :  $\alpha=5^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_e=50\mu\text{m}$ ,  $a_p=200\mu\text{m}$ , orientation  $45^\circ$ . (a) initiation de la formation de copeau. (b) Progression, (c) Formation complète du premier copeau. SDV1 représente l'endommagement de la matrice et SDV2 celui de l'interface. La rupture des fibres est indiquée par la couleur blanche.

L'analyse quantitative de l'endommagement induit a été reportée dans la Figure 29. Ces courbes montrent l'évolution de l'endommagement en fonction de l'orientation des fibres. Tout d'abord, il est intéressant de noter une bonne concordance entre les tendances des modèles développés et celles de la mesure expérimentale effectuée par Nayak et al. [Nay\_05a]. L'augmentation de la profondeur de la zone affectée par l'endommagement dans le cas de la matrice ou de l'interface est bien reproduite par les deux approches implicite et explicite. Cependant, une différence en termes d'amplitude de dommage subsurfacique, entre les essais et les modèles est observée pour les orientations au-delà de  $60^\circ$ . Comme cela a été expliqué précédemment, dans le cas nos deux approches, nous n'avons pas un cumul d'endommagements générés par la formation de plusieurs copeaux. Toute l'analyse faite jusqu'à présent était relative à la formation d'un seul copeau (le premier copeau). Par conséquent, pour remédier à ce problème et rendre le modèle plus prédictif (au sens quantitatif), nous avons étendu l'approche macromécanique explicite pour simuler le processus d'usinage réel des matériaux composites. En d'autres termes nous avons simulé la formation de plusieurs microcopeaux.



(a)



(b)

**Figure 29.** Evolution de l'endommagement subsurficac en fonction de l'angle d'orientation des fibres. Comparaison entre par les résultats deux approches explicite et implicite développés et ceux de la mesure expérimentale effectuée par Nayak et al. [Nay\_05a]. Les conditions de coupe sont similaires à celles de la Figure 28.(a) endommagement subsurficac de la matrice, (b) endommagement subsurficac de l'interface fibre-matrice.

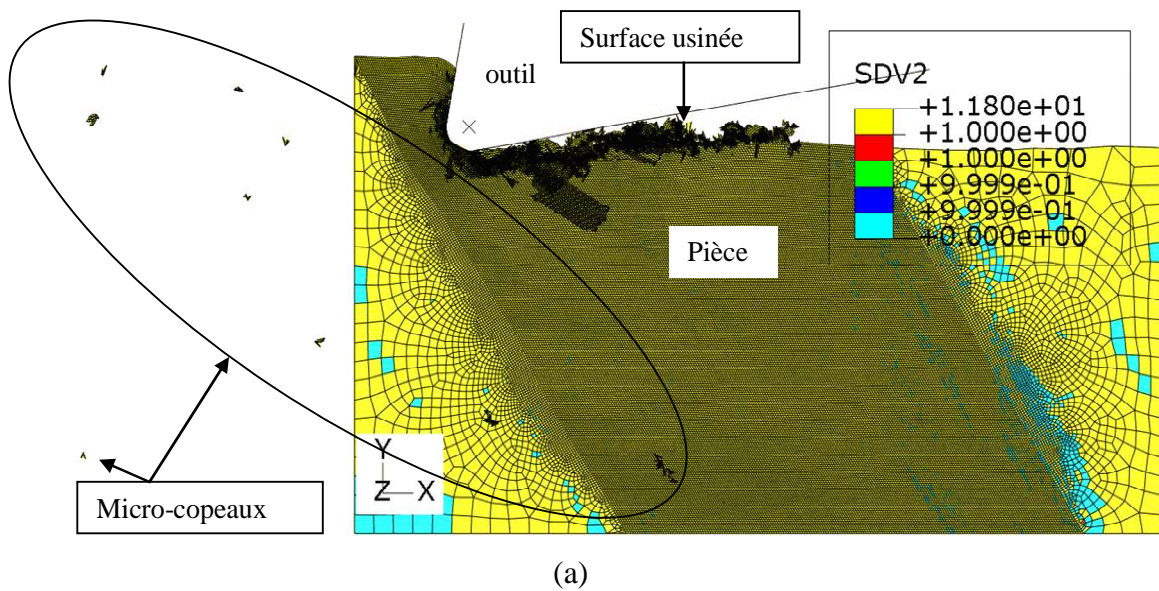
## 5. Extension de l'approche macromécanique explicite pour la simulation de la formation de plusieurs copeaux

### 5.1. Formation des microcopeaux

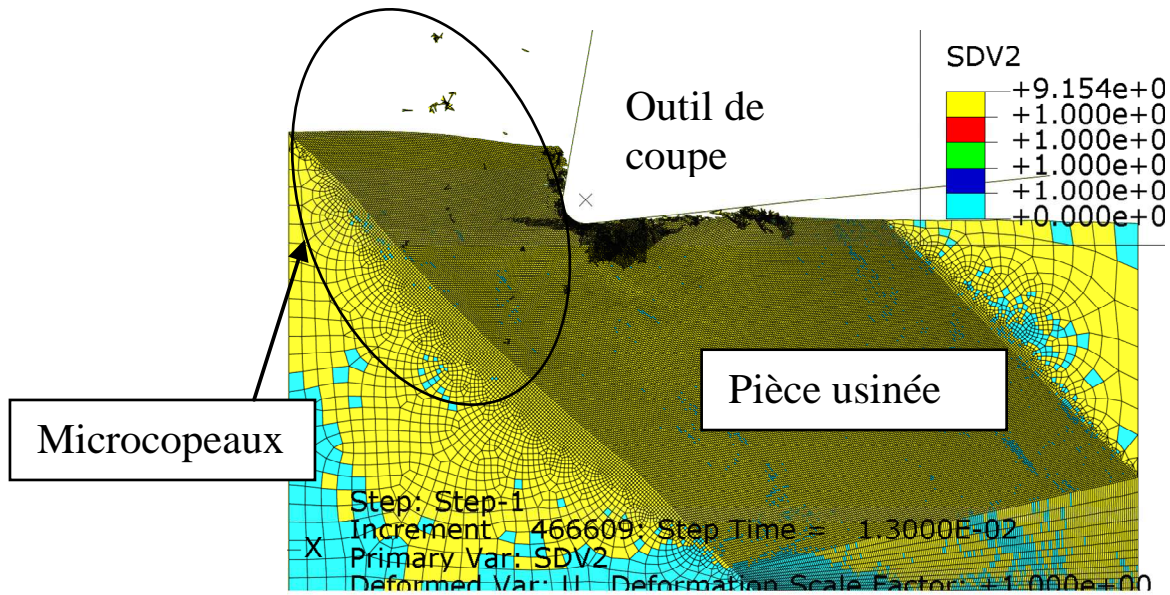
L'extension du modèle macromécanique explicite réside dans le fait d'éliminer les éléments complètement endommagés après le passage de l'outil de coupe. Contrairement à la première analyse effectuée sur un seul copeau (premier copeau), l'avance de l'outil est maintenue (après la formation du premier copeau) tout en éliminant les éléments complètement endommagés.

En cohérence avec les hypothèses formulées précédemment, la formation complète du copeau dépend fortement de la rupture d'une ou plusieurs fibres. Par conséquent, lorsque la variable d'endommagement associée à cette rupture (SDV3) atteint la valeur 1 (rupture de fibre vérifiée), l'élément correspondant sera éliminé (deletion element).

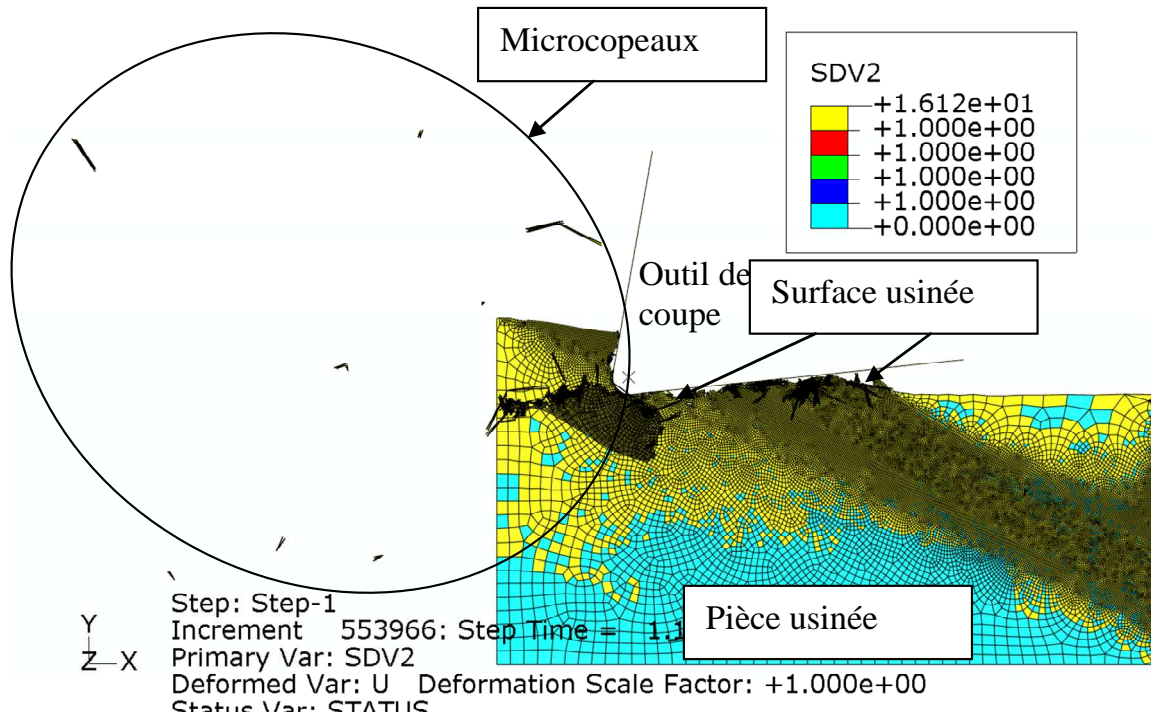
La Figure 30 illustre les résultats obtenus avec la formation des micro-copeaux prédits par le modèle macromécanique. Les simulations ont été réalisées sur un matériau GFRP avec les conditions de coupe suivantes :  $\alpha=10^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_c=50\mu\text{m}$  et  $ap=200\mu\text{m}$ . Les copeaux générés de la Figure 30 correspondent à différentes orientations de fibres. La Figure 30 (a) est relative à l'orientation  $60^\circ$ , la Figure 30 (b) à l'orientation  $45^\circ$  et la Figure 30 (c) à l'orientation  $15^\circ$ . On peut noter que la taille des copeaux générés est faible pour ces différentes configurations avec une diminution en fonction de l'orientation des fibres. Ceci est en bon accord avec les observations expérimentales de plusieurs auteurs ([Kop\_80], [Wan\_95], [Bha\_95]). Ces derniers ont affirmé que la taille du copeau composite est très faible (de l'ordre de quelque dizaine de micromètres) et diminue avec l'orientation des fibres.







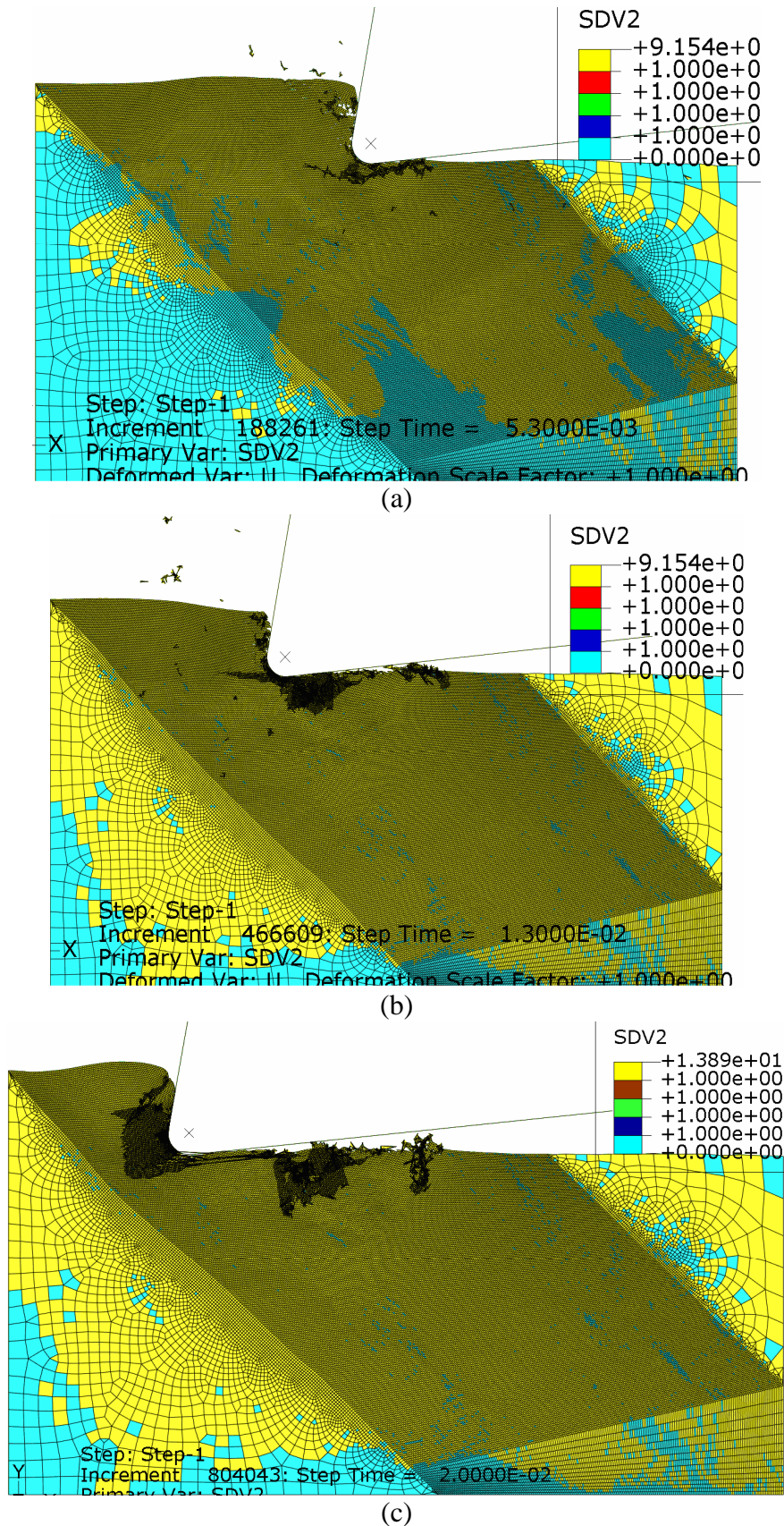
(b)



(c)

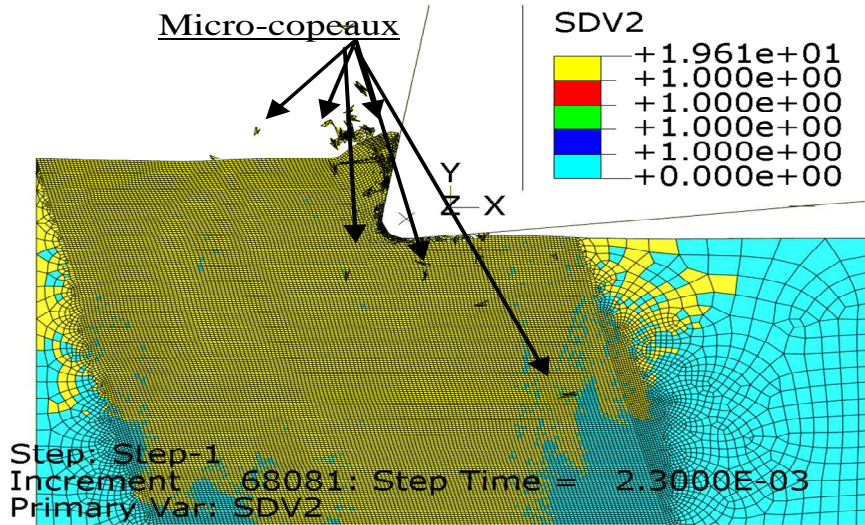
**Figure 30.** Exemple des microcopeaux prédits par le modèle macromécanique pour l'orientation  $60^\circ$ . Les conditions de coupe sont :  $\alpha=10^\circ$ ,  $\gamma=10^\circ$ ,  $r_e=50\mu m$ ,  $a_p=200\mu m$ . (a)  $\theta=60^\circ$ . (b)  $\theta=45^\circ$ . (c)  $15^\circ$ .

Grâce à l'extension de notre approche explicite, on peut également suivre le processus de coupe depuis le début (formation du premier copeau) jusqu'à l'usinage complet d'une longueur de pièce donnée. La Figure 31 et la Figure 32 montrent respectivement le processus d'usinage des composites avec la formation des microcopeaux pour les orientations  $45^\circ$  et  $75^\circ$  et sous les conditions de coupe suivantes :  $\alpha=10^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_e=50\mu m$ ,  $a_p=200\mu m$ .

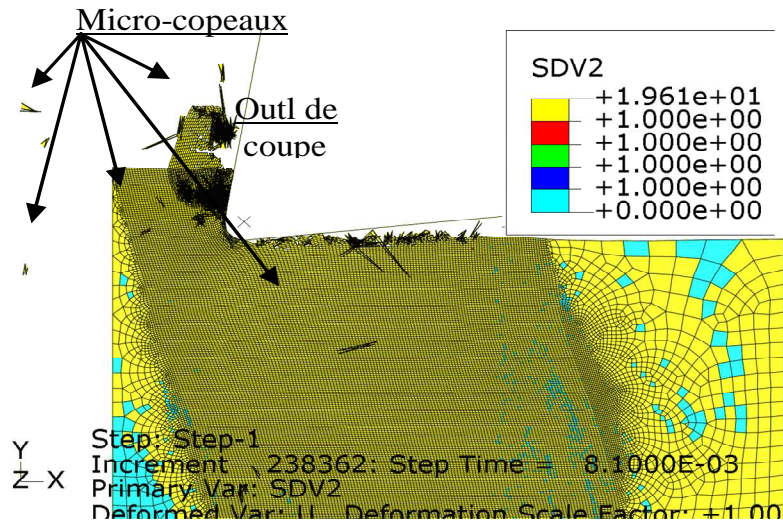


**Figure 31.** Exemple des micro-copeaux prédits par le modèle macromécanique dans le cas de l'orientation 45°. ( $\alpha=10^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_e=50\mu\text{m}$ ,  $a_p=200\mu\text{m}$ . SDV2 représente la décohesion de l'interface fibre/matrice.

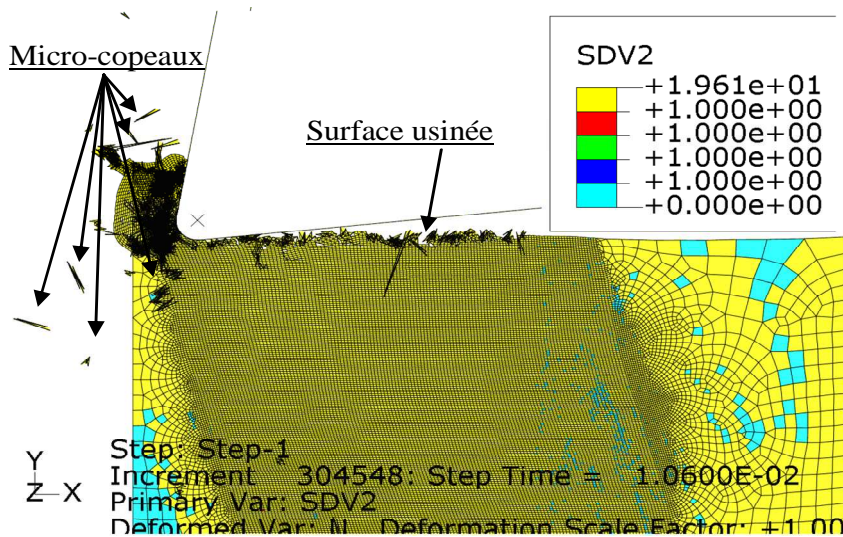




(a)



(b)



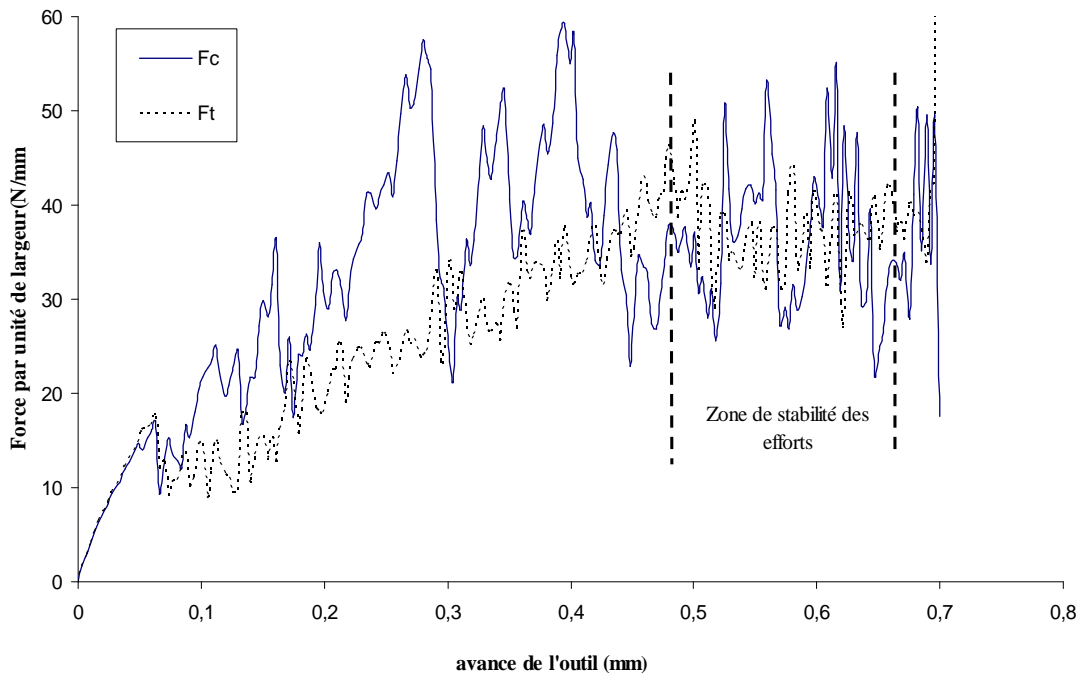
(c)

Figure 32. Les Micro-copeaux prédits par le modèle pour l'orientation 75° en fonction de l'avance de l'outil.



## 5.2. Validation expérimentale des modèles explicites et implicite

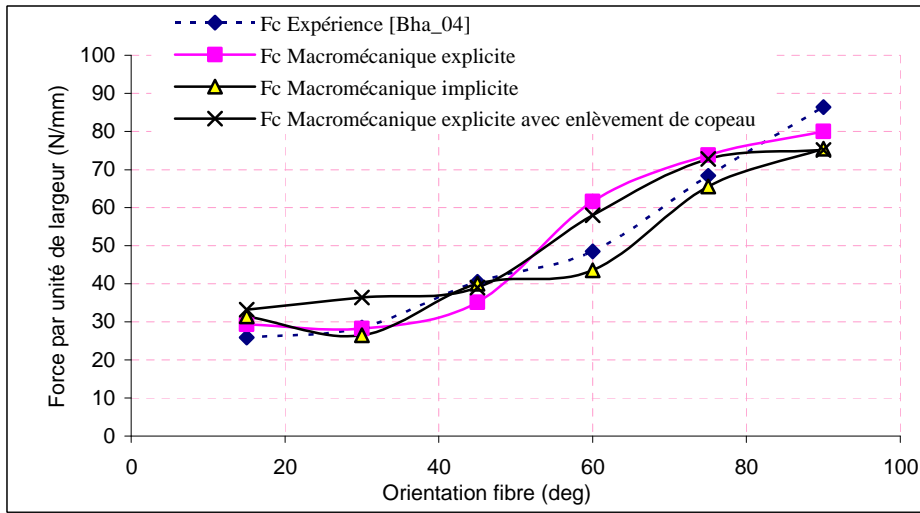
La figure 33 montre l'évolution de l'effort de coupe et d'avance prédits par le modèle explicite avec enlèvement de copeaux en fonction de l'avance de l'outil pour l'orientation  $30^\circ$ . On remarque qu'il existe des fortes fluctuations des efforts de coupe liées probablement aux effets dynamiques. Comme l'ont affirmé Wang et al. [Wan\_95] lors des essais de la coupe orthogonale du Graphite/époxy unidirectionnel, ces fluctuations peuvent être également liées aux mécanismes de formation du copeau. On remarque également sur la Figure 33 que les efforts de coupe augmentent au fûr et à mesure que l'outil avance dans la matière. Après l'enlèvement des premiers microcopeaux, les efforts de coupe augmentent toujours mais avec des fluctuations de plus en plus prononcées. Enfin, les efforts de coupe se stabilise avec une fluctuation autour d'une valeur moyenne. A ce moment là, on peut dire que la coupe est plus stable et régulière. La valeur moyenne de l'effort de coupe et de l'effort d'avance ont été donc relevées dans cette zone dite "zone de stabilité".



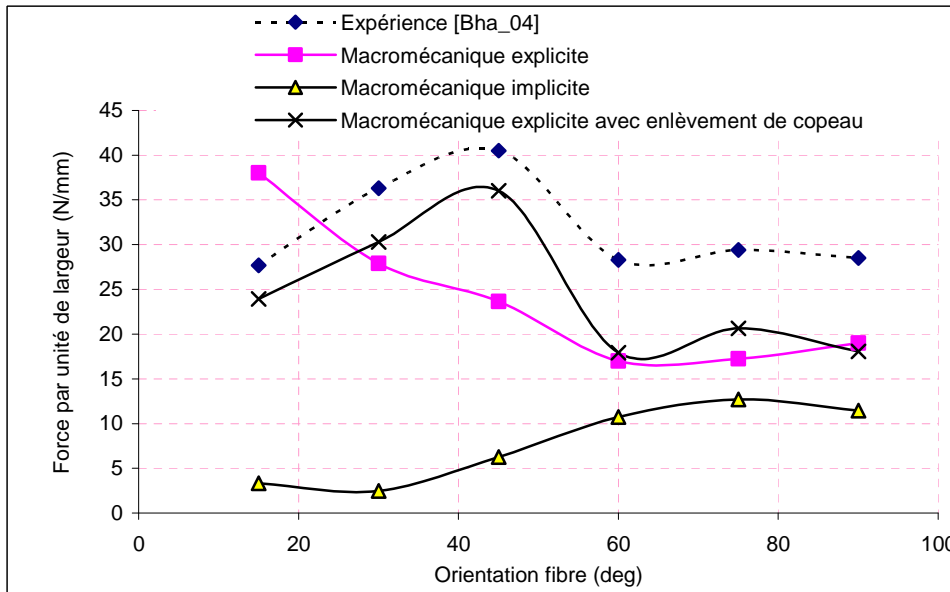
**Figure 33.** Evolution des efforts de coupe et d'avance prédits par le modèle explicite avec enlèvement de copeaux en fonction de l'avance de l'outil dans le cas d'usinage de l'orientation  $30^\circ$  pour les conditions de coupe suivantes :  $\alpha=5^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_e=50\mu\text{m}$ ,  $ap=200\mu\text{m}$ .

La Figure 34 illustre l'évolution de l'effort de coupe et celle de l'effort d'avance en fonction de l'orientation des fibres. La comparaison entre les modèles précédents et le modèle explicite avec enlèvement de copeaux d'une part, et avec les résultats d'essais expérimentaux de Bhatnagar et al. [Bha\_04] d'autre part, montre que l'effort de coupe prédit par les trois approches sont en bon accord avec l'expérience. L'effort d'avance prédit par le modèle macromécanique explicite avec enlèvement de copeaux présente la même tendance que celui issu des résultats d'essais expérimentaux de Bhatnagar et al. [Bha\_04]. Cette dernière

conclusion montre l'amélioration importante apportée par la génération des plusieurs copeaux lors de l'avance de l'outil dans la matière.



(a)



(b)

**Figure 34.** Evolution des efforts de coupe en fonction de l'orientation des fibres. Comparaison entre les efforts prédits par les différents modèles et ceux d'essais de Bhatnagar et al. [Bha\_04]. (a) Effort de coupe, (b) Effort d'avance. Les conditions de coupe sont :  $\alpha=5^\circ$ ,  $\gamma=6^\circ$ ,  $r_\epsilon=50\mu m$ ,  $ap=200\mu m$ .

## 6. Conclusion

L'analyse des résultats de l'outil numérique décrite dans le chapitre précédent a fourni un cadre d'interprétation des divers types de comportement en usinage numérique des composites à renfort fibreux et à matrice polymère : l'intérêt d'un tel cadre d'interprétation est lié à sa capacité à décrire correctement ce comportement quand le matériau est soumis à des conditions d'usinage très différentes. En outre, cet intérêt est d'autant plus grand que la

cohérence entre les divers aspects physiques de la coupe des composites mis en lumière par l'expérimentation, est préservée. Dans cet esprit et à partir des faits expérimentaux, les simulations numériques basées sur l'analyse progressive de l'endommagement ont été effectuées par les deux approches implicite et explicite. La première approche a été utilisée pour une première validation des résultats numériques. Cependant, les problèmes de convergence limitent l'analyse de toutes les configurations d'orientation des fibres et pour différentes conditions de coupe. La deuxième approche dite approche explicite est alors développée pour remédier à cette problématique. L'analyse de la formation d'un seul copeau par l'approche explicite permet d'identifier les paramètres influant l'usinage des matériaux FRP (angle de coupe, orientation des fibres, profondeur de passe, rayon d'acuité de l'arête de coupe). Son extension à l'enlèvement de plusieurs copeaux (microcopeaux) améliore considérablement les résultats en termes d'efforts de coupe et de morphologie de copeau (forme poudreuse), [Wan\_95], [Zit\_04], [Ghi\_03], [Ili\_08]. Cependant, la simulation de l'enlèvement des microcopeaux est souvent confrontée aux problèmes de contact non grésés par le code Abaqus en bidimensionnel. Une extension en 3D de l'approche macromécanique pour laquelle le code Abaqus permet cette possibilité peut remédier à ces problèmes de contact (General Contact Option).



# Conclusions et perspectives

Dans ce travail de thèse a été proposée une modélisation numérique du processus de formation du copeau et de l'endommagement induit lors de l'usinage des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues. La difficulté et la complexité des phénomènes physiques mis en jeu à différentes échelles ont conduits à développer des approches à la fois locales et globales bien adaptées à cette problématique. Dans l'approche locale, l'analyse du processus d'usinage est faite grâce à un modèle micromécanique dans lequel les deux constituants, la fibre et la matrice, sont considérées séparément et en liaison parfaite. L'application des critères de rupture, tels que le critère de Tsai-Hill ou celui de la contrainte maximale a permis de:

- (i) prédire l'évolution des efforts d'usinage en fonction des paramètres de coupe, comme la géométrie d'outil et l'angle d'orientation des fibres,
- (ii) déterminer les endommagements subsurfaciques induits en fonction des conditions d'usinage,
- (iii) et d'analyser les mécanismes physiques qui gouvernent la formation du copeau.

L'approche micromécanique a permis également de simuler convenablement les efforts principaux de coupe et a montré que la géométrie de l'outil de coupe et l'orientation des fibres sont les principaux paramètres influençant le mode de rupture du copeau. Cependant, le problème majeur de cette approche réside dans la difficulté d'identifier expérimentalement les caractéristiques mécaniques individuelles de chacun des constituants du matériau composite (fibre, matrice, interface).

Une deuxième approche macromécanique a également été développée dans ce travail de thèse. Le matériau composite a été considéré comme étant homogène équivalent avec un comportement élastique endommageable. La loi d'endommagement est formulée à partir des

critères de rupture développés pour la fibre et la matrice. La dégradation des propriétés mécaniques est contrôlée par l'énergie de la rupture propre à chacun des deux constituants (par exemple les critères énergétiques de Hashin). L'engagement de l'outil dans la matière et l'avance de celui-ci engendrent un chargement intense qui induit une détérioration des caractéristiques mécaniques du matériau, provoquant ainsi une chute de ses rigidités. Deux schémas numériques différents ont été alors choisis pour intégrer ce concept dans la loi de comportement du matériau. Le premier, de type implicite, a été réalisé grâce à une sous-routine USDFLD permettant de gérer la chute des rigidités pendant le chargement à chaque point d'intégration et à chaque incrément de temps. Cette sous-routine basée sur différents critères a été spécialement conçue et implémentée dans le modèle pour pouvoir suivre l'initiation et la progression de l'endommagement dans le matériau. Le second schéma numérique, de type explicite, a été utilisé pour implémenter la loi de comportement dans le code Abaqus via la sous-routine VUMAT. L'analyse numérique a permis ensuite de prédire la formation d'un seul copeau dans le cas du schéma implicite et de plusieurs microcopeaux dans le cas explicite. Une étude paramétrique détaillée a montré les différents modes de formation du copeau et d'endommagement subsurfacique, ainsi que l'évolution des efforts de coupe générés lors de l'usinage des composites unidirectionnels. Les efforts de coupe simulés et mesurés sont en bonne concordance, et plus particulièrement l'effort d'avance.

Il est important de signaler que l'originalité de ce travail réside dans l'application du concept de chute des rigidités à l'usinage. Ce concept est bien approprié et, même, ne peut plus être ignorés pour la bonne reproduction des phénomènes physiques régissant la coupe des matériaux FRP. L'étude permettra aussi de définir sur des bases scientifiques les conditions de coupe et géométries d'outils à associer pour une optimisation du processus d'usinage des matériaux composites (diminution des efforts et des endommagements subsurfaciques).

Malgré la pertinence des approches proposées, un travail important reste à faire dans le domaine de la coupe des composites FRP. Le modèle macromécanique explicite développé dans ce travail traite seulement de la coupe orthogonale des matériaux composites unidirectionnels. Son extension en 3D permettrait d'analyser l'usinage des stratifiés multidirectionnels; il suffit pour cela d'intégrer le délaminage inter-laminaire dans la modélisation. Les approches développées dans ce travail de thèse n'intègrent pas des lois de frottement évolutives. Chose à faire si l'on veut mieux appréhender le contact outil-pièce et la nature de l'usure générée pour l'outil coupant lors de l'usinage des composites.

Enfin pour répondre aux besoins industriels, Les développements dans ce domaine doivent traiter d'autres procédés plus complexes tels que le contournage, le détournage et le perçage.

# Références bibliographiques

- [Aba\_06] Hibbit, K.A.S., ABAQUS/standard version 6.6, theory, example problem and user's manuals, ABAQUS Inc., Rhode Island USA, 2006.
- [Abr\_07] Abrão, A.M., Faria, P.E., Campos Rubio, J.C., Reis, P., David, J. P., Drilling of fiber reinforced plastics: A review, *Journal of Materials Processing Technology*, 186, pp 1-7, 2007.
- [Amb\_04] Ambur, D.R., Jaunky, N., Hilburger, M., Dávila, C.G., Progressive failure analyses of compression-loaded composite curved panels with and without cutouts, *Composite Structures*, 65, pp. 143–155, 2004.
- [Akh\_07] Akhras, G., Li, W.C., Progressive failure analysis of thick composite plates using the spline finite strip method, *Composite Structures*, 79, pp. 34–43, 2007.
- [Aro\_96] Arola, D., Ramulu, M., Wang, D. H., Chip formation in orthogonal trimming of graphite/epoxy, *Composites Part A*, 27, pp. 121-133, 1996.
- [Aro\_97] Arola, D., Ramulu, M., Orthogonal cutting of fiber-reinforced composites: A Finite Element Analysis, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 39 (5), pp. 597-613, 1997.
- [Aro\_99] Arola, D., Sultan, M.B., Ramulu, M., Finite element analysis of chip formation in the machining of fiber reinforced plastics, Technical Paper, *Society of Manufacturing Engineers*. MR, pp. 1-6, 1999.
- [Aro\_02] Arola, D., Sultan, M.B., Ramulu, M., Finite element modeling of edge trimming fiber reinforced plastics, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Transactions of the ASME 124 (1), pp. 32-41, 2002.

- [Bha\_95] Bhatnagar, N., Ramakrishnan, N., Kaik, N. K., Komanduri, R., on the machining of fiber reinforced plastic (FRP) composite laminates, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 35 (5), pp. 701-716, 1995.
- [Bha\_04] Bhatnagar, N., Nayak, D., Singh, I., Chouhan, H., Mahajan, P., Determination of machining-induced damage characteristics of fiber reinforced plastic composite laminates , *Materials and Manufacturing Processes*, 19 (6), pp. 1009-1023, 2004.
- [Ber\_99] Berthelot, J. M., Matériaux composites-comportement mécanique et Analyse des structures, *Tec&Doc*, 3<sup>ème</sup> Edition, 1999.
- [Bul\_02] İċten, B. M., Karakuzu, R., Progressive failure analysis of pin-loaded carbon–epoxy woven composite plates, *Composite Sciences and Technology*, 62, pp. 1259–1271, 2002.
- [Cha\_91] Chang, F-K., Lessard, L. B, Damage Tolerance of Laminated Composites Containing an Open Hole and Subjected to Compressive Loadings: Part I-Analysis, *Journal of Composite Materials*, 25, pp. 2–43, 1991.
- [Car\_87] Carlsson, L.A., Pipes, R.B., Experimental Characterization of Advanced Composite Materials, Prentice Hall, Englewood Cliffs, NJ, 1987.
- [Dan\_00] Dano, M. L., Gendron, G., Picard, A., Stress and failure of mechanically fastened joints in composite laminates, *Composite Structures* , 50, pp. 287–296, 2000.
- [Dan\_07] Dano, M. L., Kamal, E., Gendron, G., Analysis of bolted joints in composite laminates: strains and bearing stiffness predictions, *Composite Structures*, 79 (4), pp 562-570, 2007.
- [Dav\_05] Davim, J.P., Mata, F., Optimisation of surface roughness on turning fiber reinforced plastics (FRPs) with diamond cutting tool, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 26, pp. 319–323, 2005
- [Dif\_95] Célene, D., Ward, T.C., Claus, R.O., The single-fibre pull-out test. 1: Review and interpretation, *Composites Part A, Applied Science and Manufacturing*, 27 (8), pp. 597-612, 1996.
- [EI-S\_04] El-Sonbaty, I., Khashaba, U.A., Machaly, T., Factors affecting the machinability of GFR/epoxy composites, *Composite Structures*, 63 (3–4), pp. 329–338, 2004.



- [Fré\_00] Frédéric.L, Approche multiéchelle des mécanismes de ruine progressive des matériaux stratifiés et analyse de la tenue de structures composites, thèse de doctorat, Université de Franche-Comté, Besançon, 2000.
- [Ghi\_03] Ghidossi, P., Contribution à l'étude de l'effet des conditions d'usinage d'éprouvettes en composites à matrice polymère sur leur réponse mécanique, Thèse de doctorat, Spécialité Procédés de Fabrication, ENSAM 2003ENAM0019, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2003.
- [Gue\_94] Guegan, P., Contribution à l'étude de l'effet des conditions d'usinage d'éprouvettes en composites à matrice polymère sur leur réponse mécanique, thèse de doctorat N°2025, Génie Mécanique, Ecole Centrale de Nantes, 1994.
- [Hah\_86] Hahn, H.T., Williams, J.G., Compression failure mechanisms in unidirectional composites, in J.M. Whitney, ed., *Composite Materials: Testing and Design*, ASTM STP 893, ASTM Publication, Philadelphia, pp. 115-139, 1986.
- [Has\_80] Hashin, Z.J., Failure criteria for unidirectional fibre composites, *Journal of applied Mechanics*, 47, pp. 329-334, 1980.
- [Hull\_96] Hull, D., Clyne, T W., *An Introduction to Composite Materials*, Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1996.
- [Ili\_08] Iliescu, D., Approche expérimentale et numérique de l'usinage à sec des matériaux composites, thèse de doctorat, spécialité Mécanique, ENSAM 2008ENAM0045 p.219, Arts et Métier Paristech, 2008.
- [Ino\_94] Inoue, H., Yuger, T., Study on the surface finish after cutting Glass Fiber-Reinforced Plastics, In *Advances in Fiber Composite Materials*, Fukuda, T., Maekawa, Z., Fujii, T., eds., Elsevier Science, Japan, pp. 261-294, 1994.
- [Kim\_92] Kim, K.S., Lee, D.G., Kwak, Y.K. Namgung, S., Machinability of carbon fiber-epoxy composite materials in turning, *Journal of Materials Processing Technology*, 32, pp. 553-570, 1992
- [Klo\_98] Klocke, F., Wurtz, C., The Use of PCD tools for machining Fibre Reinforced Materials, *Proceeding. Of the European Computing Conference-8*, Naples, 3-6: pp. 509-515, June 1998.
- [Klo\_99] Klocke, F., Konig, W., Rummenholler, S., Wurtz, C., Milling of dvanced Composites, in *Machining of Ceramic and Composites*, Eds. Jahanmir, S., Ramulu, M., Koshy, P., Marcel Dekker Inc.: pp. 249-265, 1999.
- [Kop\_80] Koplev, A., Aksel, Cutting of CFRP with Single Edge Tool, *Proceeding, 3rd, International Conference of Composite Materials*, Paris, 1980.

- [Kop\_83] Koplev, A., Lystrup, Aa., Vorm, T., Cutting process, chips, and cutting forces in machining CFRP, *Composites* 14 (4), pp. 371-376, 1983.
- [Lem\_98] Lemaitre, J., Chaboche, J.-L, Mécanique des matériaux solide, Dunod, Paris, 1998.
- [Mat\_95] Matzenmiller, A., Lubliner, J., Taylor, R. L., A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites, *Mechanics of Materials* 20 (2), pp. 125-152, 1995.
- [Mer\_45] Merchant, M., Mechanics of the metal cutting process, II: Plasticity conditions in orthogonal cutting, *Journal of Applied Physics*, 16, pp. 318-324, 1945.
- [Nay\_05a] Nayak, D., Bathnagar, N., Mahajan, P., Machining studies of Uni-Directional Glass Fiber Reinforced Plastic (UD-GFRP) Composites Part 1: Effect of geometrical and process parameters, *Machining Science and Technology*, 9 (4), pp. 481-501, 2005.
- [Nay\_05b] Nayak, D., Bhatnagar, N., Mahajan, P. Machining studies of ud-frp composites part 2: Finite element analysis ', *Machining Science and Technology*, 9 (4), pp. 503-528, 2005.
- [Nar\_04] Narayana Naik, G., Krishma Murty, A. G., Gopalakrishnan, S., A failure Mechanism based failure theory for laminated composites including the effect of shear stress, *Composite Structures*, 69, pp. 219-227, 2004.
- [Piq\_00] Piquet, R., Ferret, F., Lachaud, F., Swider, P., Experimental analysis of drilling damage in thin carbon/epoxy plate using special drills, *Composite. Part A: Applied Science and Manufacturing*, 31 (10), pp. 1107–1115, 2000.
- [Puc\_98] Puck, A., Schumann, H., Failure Analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models, *Composites and Science Technology*, 58 (7), pp. 1045-1067, 1998.
- [Puw\_98] Pwu, H. Y., Hocheng, H., Chip formation model of cutting fiber-reinforced plastics perpendicular to fiber axis, *Transaction of ASME*, 120, pp. 104-114, 1998.
- [Ram\_98] Ramesh, M.V., Seetharamu, K.N., Ganesan, N., Sivakumar, M.S., Analysis of machining of FRPs using FEM, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 38 (12), pp. 1531-1549, 1998.
- [Ros\_72] Rosen, B.W., Dow, N.E, Mechanics of failure of fibrous composites, in: H. Liebowitz, ed., *Fracture, An Advanced Treatise*, Academic Press, pp. 661, 1972.

- [Sch\_97] Schulz, H., Fraisage grande vitesse des matériaux métalliques et non métalliques, Sofetec, Chapitre 47, pp 175-201, 1997.
- [Ste\_90] Steif, ES., A model for kinking in fiber composites - I. Fiber breakage via micro-buckling, *International Journal of Solids and Structures*, 26 (5-6), pp. 549-561, 1990.
- [Tak\_88] Takeyama, H., Iijima, N., Machinability of glass fiber reinforced plastic and application of ultrasonic machining, *CIRP Annals*, 37 (1), pp. 103-108, 1988.
- [Tan\_91] Tan, S.C, A progressive failure model for composites laminates containing opening, *Journal of Composite Materials*, 25 (5), pp. 556–577, 1991.
- [Tet\_02] Teti, R., Machining of composite materials, *CIRP Annals, Manufacturing Technology*, 51 (2), pp. 611-634, 2002.
- [Tsa\_03] Tsao, C.C, Hocheng, H., The effect of chisel length and associated pilot hole on delamination when drilling composite materials, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43 (11), pp. 1087–1092, 2003.
- [Vaz\_91] Vaziri, R., Olson, M.D., Anderson, D.L., Plasticity-based constitutive model for fibre-reinforced composite laminates, *Journal of Composite Materials* 25 (5), pp. 512-535, 1991.
- [Vaz\_92] Vaziri, R., Olson, M.D., Anderson, D.L., Finite element analysis of fibrous composite structures: A plasticity approach, *Computers & Structures*, 44 (1-2), pp. 103-116, 1992.
- [Ven\_07a] Gopala Rao, G., Mahajan, P., Bhatnagar, N., Micro-mechanical modeling of machining of FRP composites: cutting force analysis, *Composites Science and Technology*, 67, pp. 579-593, 2007.
- [Ven\_07b] Venu Gopala Rao, G., Mahajan, P., Bhatnagar, N., Machining of UD-GFRP composites chip formation mechanism, *Composites Science and Technology* 67, pp. 2271-2281, 2007.
- [Wan\_95] Wang, D. H., Ramulu, M., Arola D., Orthogonal cutting mechanisms of graphite/epoxy composite. Part I: Unidirectional Laminate, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 35 (12), pp. 1623-1638, 1995.
- [Wan\_00] Wang, Y., Zhou, Y.X., Xia, Y.M., Numerical Analysis of stress concentration for brittle matrix composites, *Applied Composite Materials*, 7, pp. 39-49, 2000.

- [Wan\_03] Wang, X.M., Zhang, L.C., An experimental investigation into the orthogonal cutting of unidirectional fibre reinforced plastics, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 43, pp. 1015-1022, 2003.
- [Zha\_01] Zhang, L., Zhang, H., Xiang, M. W., A force Prediction Model for cutting unidirectional fibre-reinforced plastics, *Machining Science and Technology*, 5 (3), pp. 293-305, 2001.
- [Zha\_06] Zhao, L.G., Warrior, N.A., Long, A.C., Finite element modelling of damage progression in non-crimp fabric reinforced composites, *Composites Science and Technology*, 66, pp.36-50, 2006.
- [Zha\_07] Zhao, G.P., Cho, C.D., Damage initiation and propagation in composite shells subjected to impact, *Composite Structures*, 78 (1), pp. 91–100, 2007.
- [Zin\_98] Zinoviev, P.A., Grigoriev, S.V., Lebedeva, O.V., Tairova, L.P., The strength of multilayered composites under a plane-stress state, *Composites Sciences and Technology*, 58, pp.1209-1223, 1998.
- [Zit\_04] Zitoune, R., Analyse des conditions d'usinage lors de perçage de structures composites fibres longues en carbone/époxy. Thèse de doctorat, Université Paul Sabatier, Toulouse, 2004
- [Zit\_05] Zitoune, R., Collombet, F., Lachaud, F., Piquet, R., Pasquet, P., Experimental-calculation of the cutting conditions representative of the long fiber composite drilling Phase, *Composites Science and Technology*, 65, pp. 455-466, 2005.
- [Zou\_01] Zhou, X.-F., Wagner, H. D., Nutt, S. R., Interfacial properties of polymer composite measured by push-out and fragmentation test, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 32 (11), pp. 1543-1551, 2001.

# Annexes I

## Production Scientifique dans le cadre de cette thèse

### Revue internationale à comité de lecture

**Lasri, L.,** Nouari, M., El Mansori, M., *Modeling of chip separation in machining unidirectional FRP composites by stiffness degradation concept*, ***Composites Science and Technology***, 69, (5), pp. 684-692, 2009.

**Lasri, L.,** Nouari, M., El Mansori, M., *Working parameters effects on machining-induced damage of Fiber-Reinforced Composites: Numerical Simulation Analysis*, ***International Journal of Materials and Product Technology***, 32. (2-3). pp. 136-151, 2008.

### Communications dans des congrès Internationaux

**Lasri, L.,** Nouari, M., El Mansori, M., *Analysis of Wear Initiation When Machining Fiber-Reinforced Composites*, ***6th High Speed Machining Conference***, March 21-22, San Sebastian, Espagne, 2007.

**Lasri, L.,** Nouari, M., El Mansori, M., *Numerical analysis of damage initiation when machining aeronautical fiber-reinforced composites*, ***International Symposium on Composites and Aircraft Materials***, ACMA 2008, Mai 12-14, Agadir, Maroc, 2008.

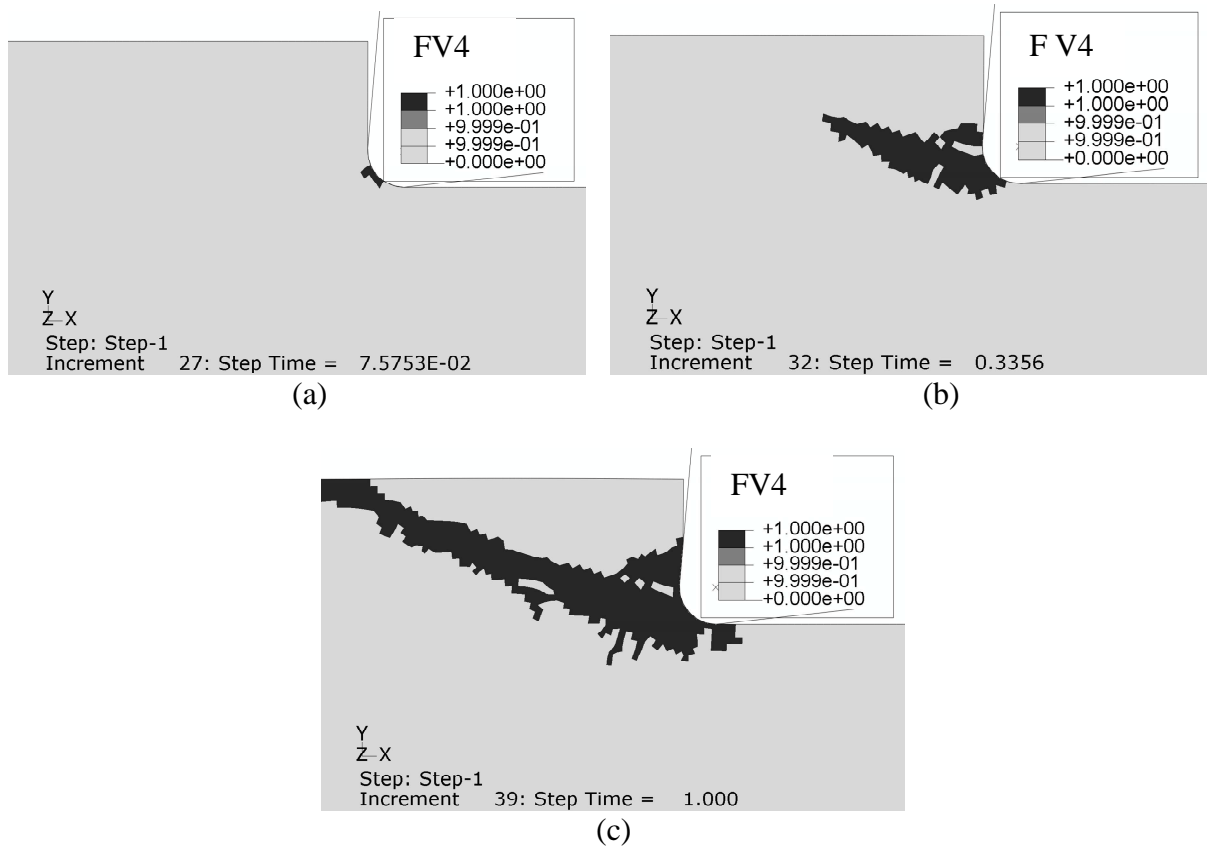
**Lasri, L.,** Nouari, M., El Mansori, M., *Numerical simulation of progressive failure and chip formation process when machining Fibre-Reinforced Polymer composites*, ***International Conference of Computational Methods in Sciences and Engineering***, ICCMSE 2009, 29 September - 04 October Rhodes, Grèce, 2009.

**Lasri, L.,** Nouari, M., El Mansori, M., *Macromechanical modelling of machining Unidirectional Fibre-Reinforced Polymer composites*, ***International Symposium on Composites and Aircraft Materials***, ACMA 2010, Mai 12-14, Marrakech, Maroc, 2010.



## Annexes II

Processus de formation du copeau prédit par l'approche macromécanique implicite pour les différents angles d'orientation des fibres et avec les différents critères de rupture (critère de Hashin, Contrainte maximale et de Haffman).



**Figure 1.** *Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de Hoffman pour l'orientation 15°. (a) Initiation, (b) Progression, (c) stade final de la formation de copeau*

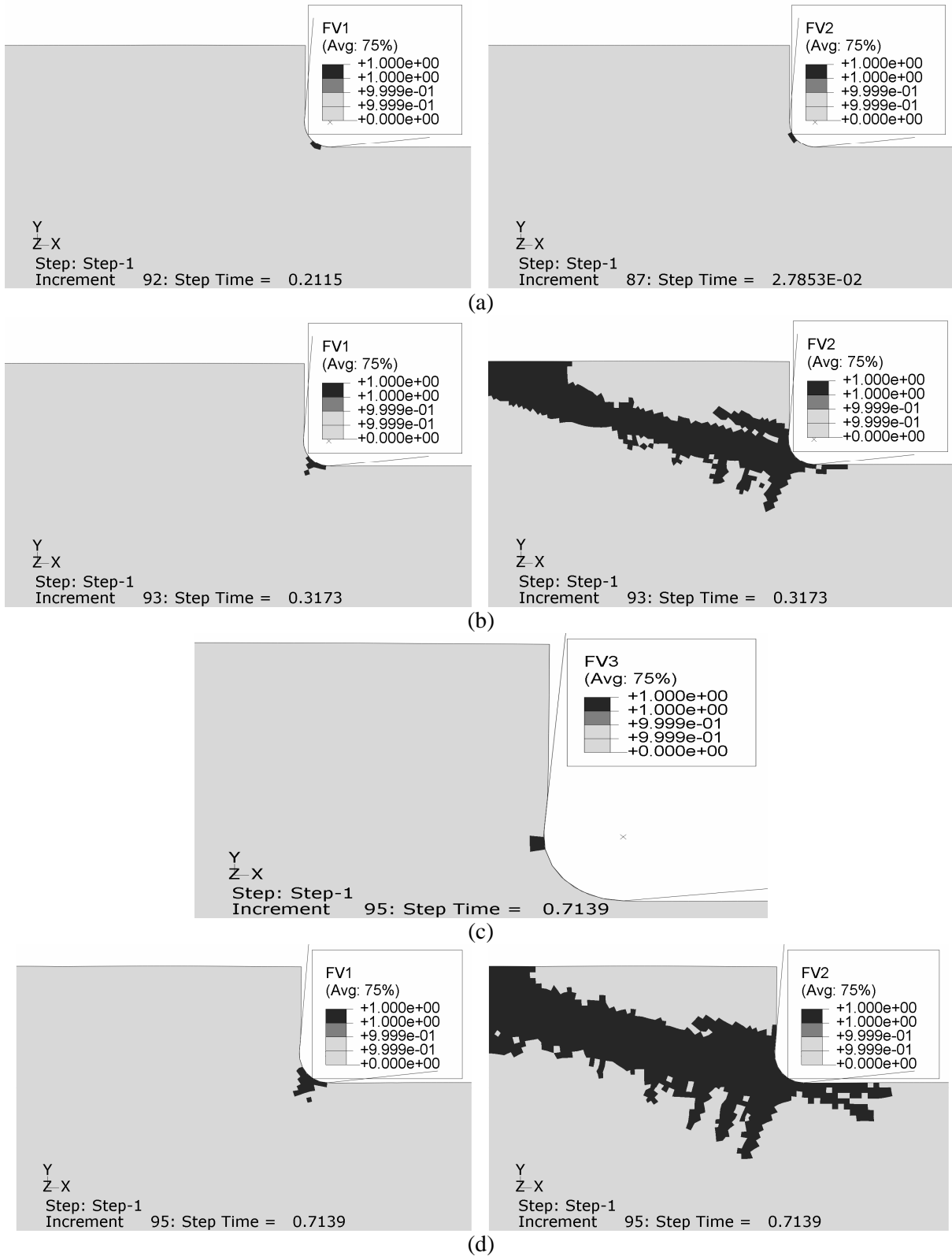
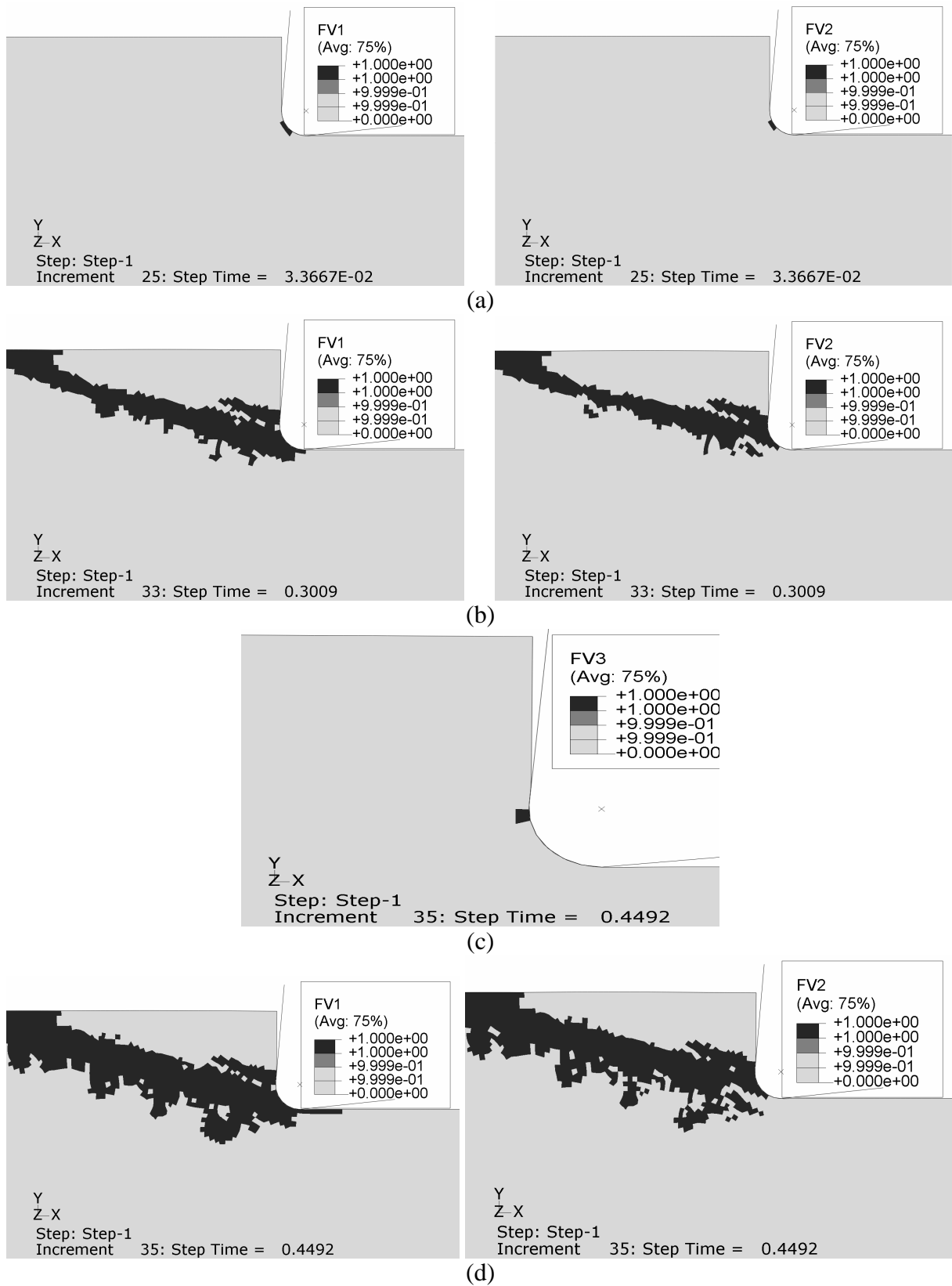
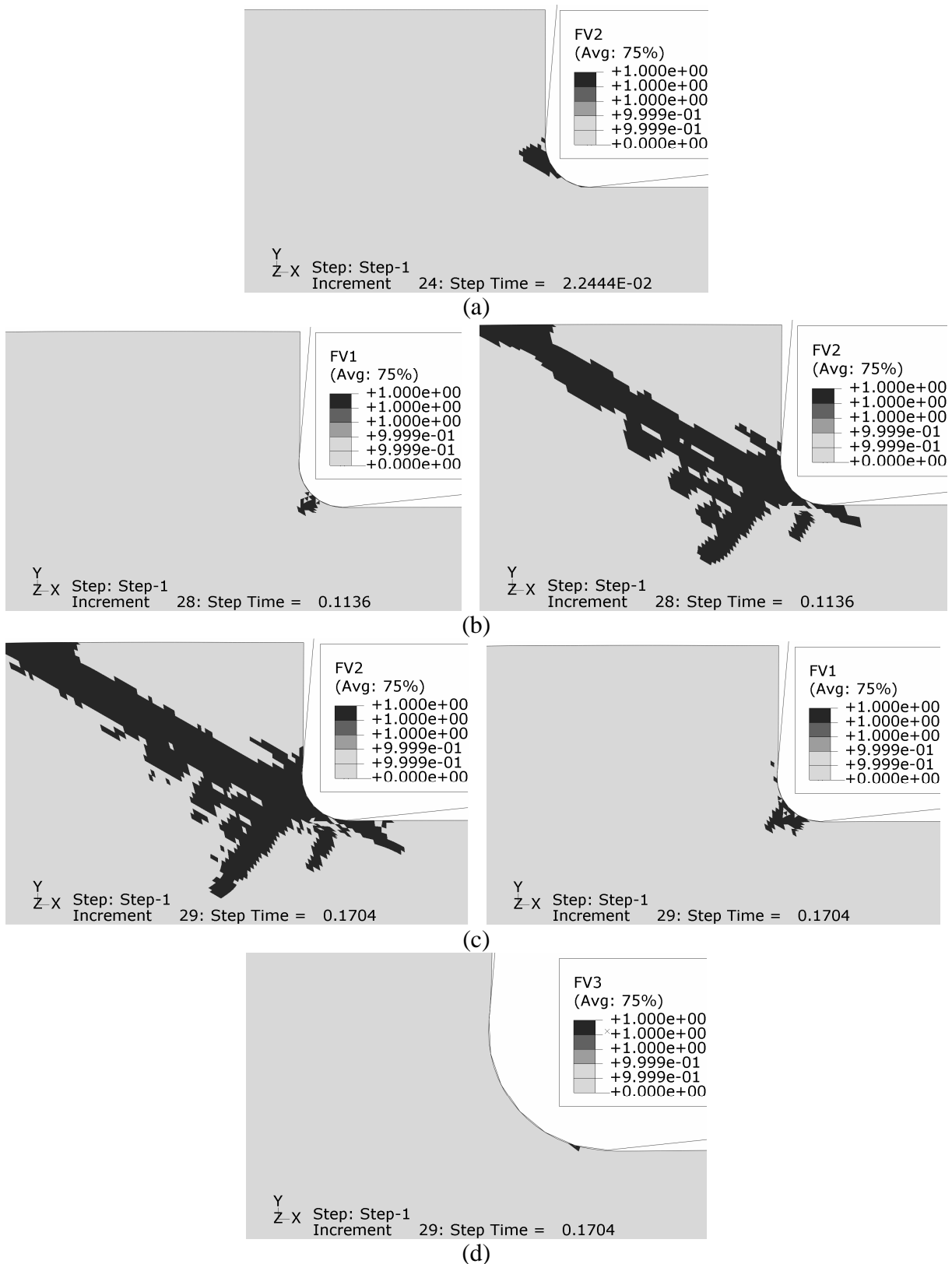


Figure 2. Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de la contrainte maximale pour l'orientation 15°.

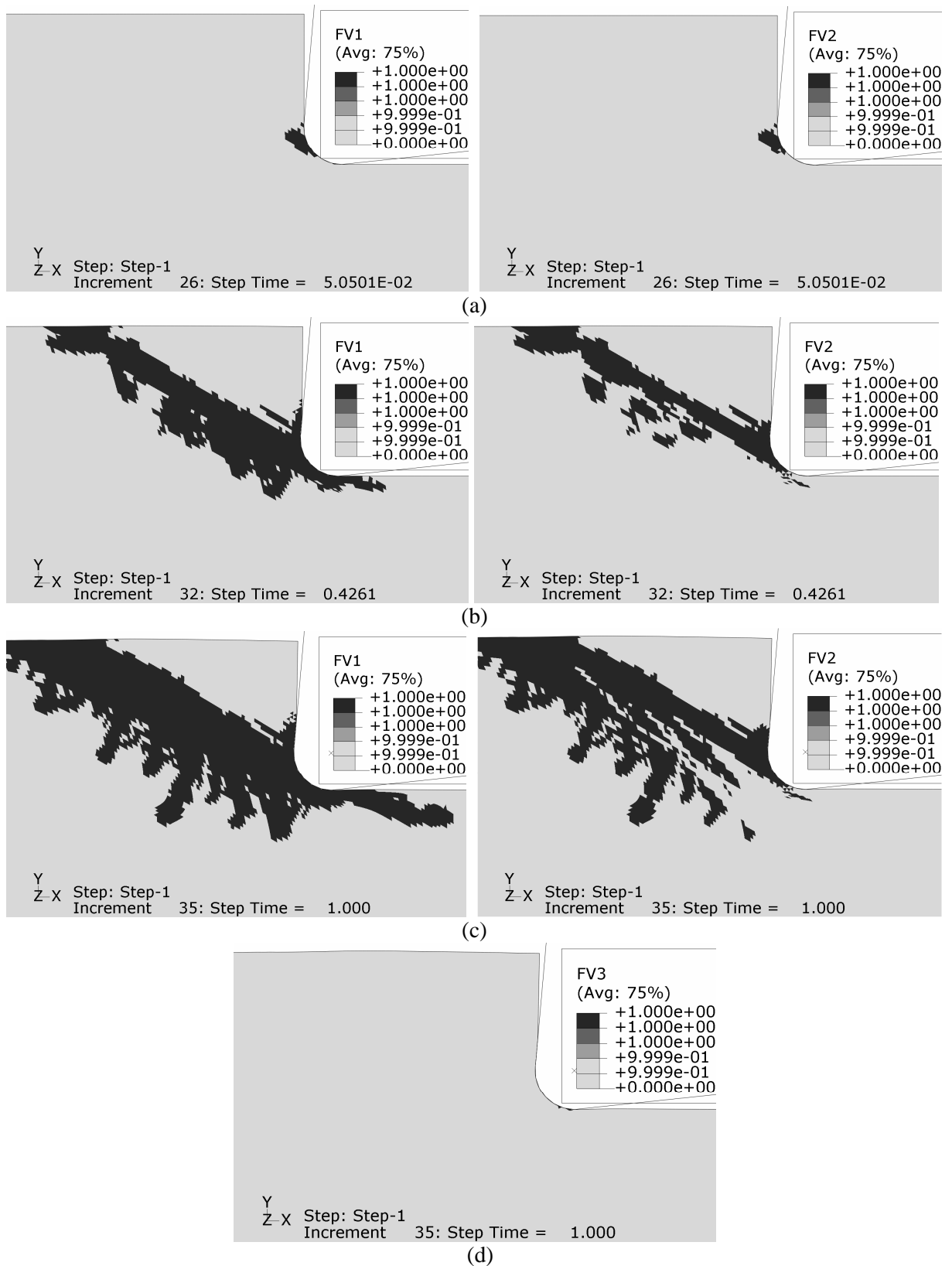




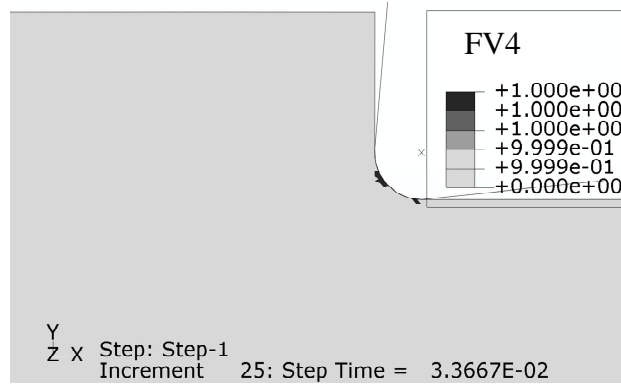
**Figure 3.** *Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de Hashin pour l'orientation 15°.*



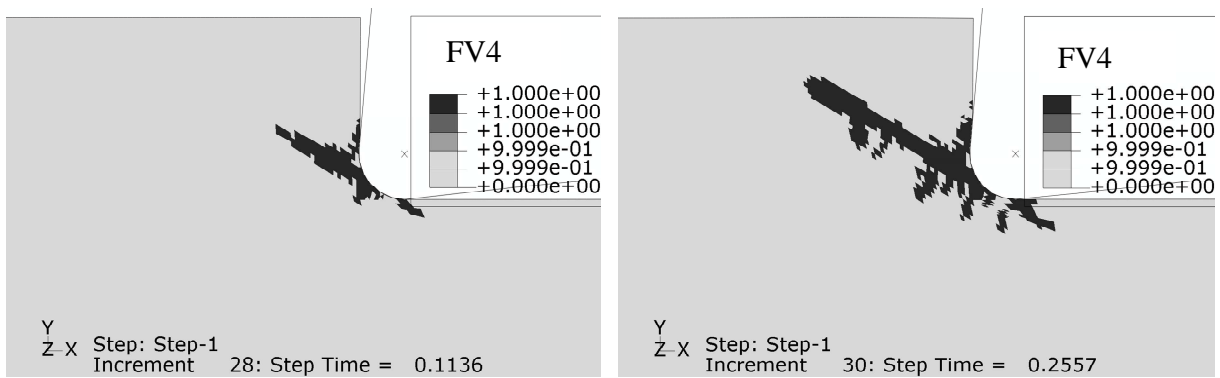
**Figure 4.** Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de la contrainte maximale pour l'orientation  $30^\circ$ . (a) initiation, (b) stade de décohesion complète, (c) et (d) stade finale de la formation du copeau. FV1 indique l'endommagement de la matrice, FV2 de l'interface et FV3 de la fibre.



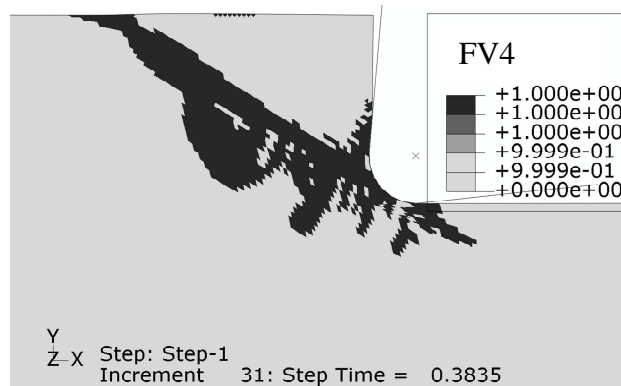
**Figure 5.** *Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de Hashin pour l'orientation 30°. (a) initiation, (b) stade de décohesion complète, (c) et (d) stade finale de la formation du copeau. FV1 indique l'endommagement de la matrice, FV2 de l'interface et FV3 de la fibre.*



(a)

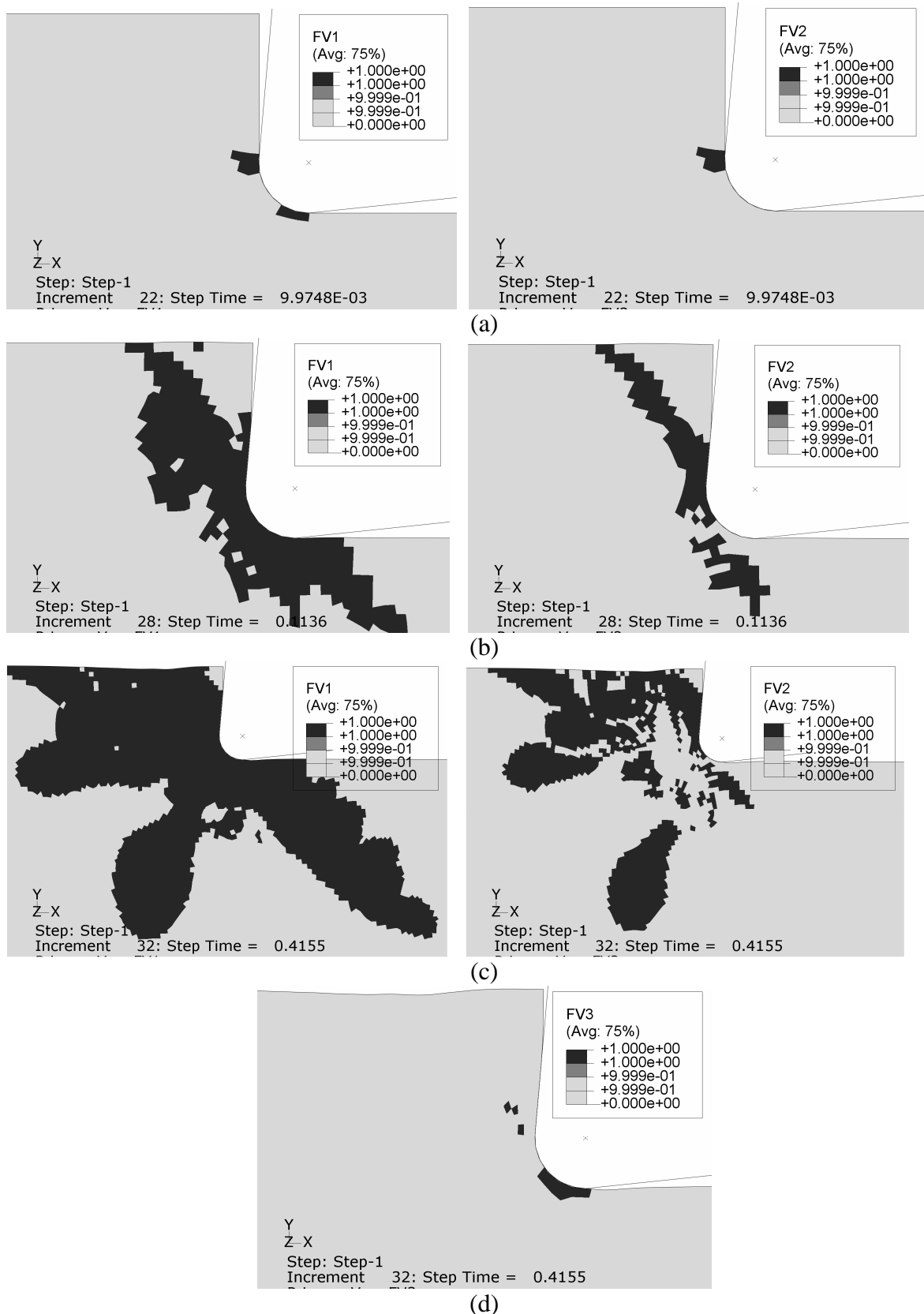


(b)

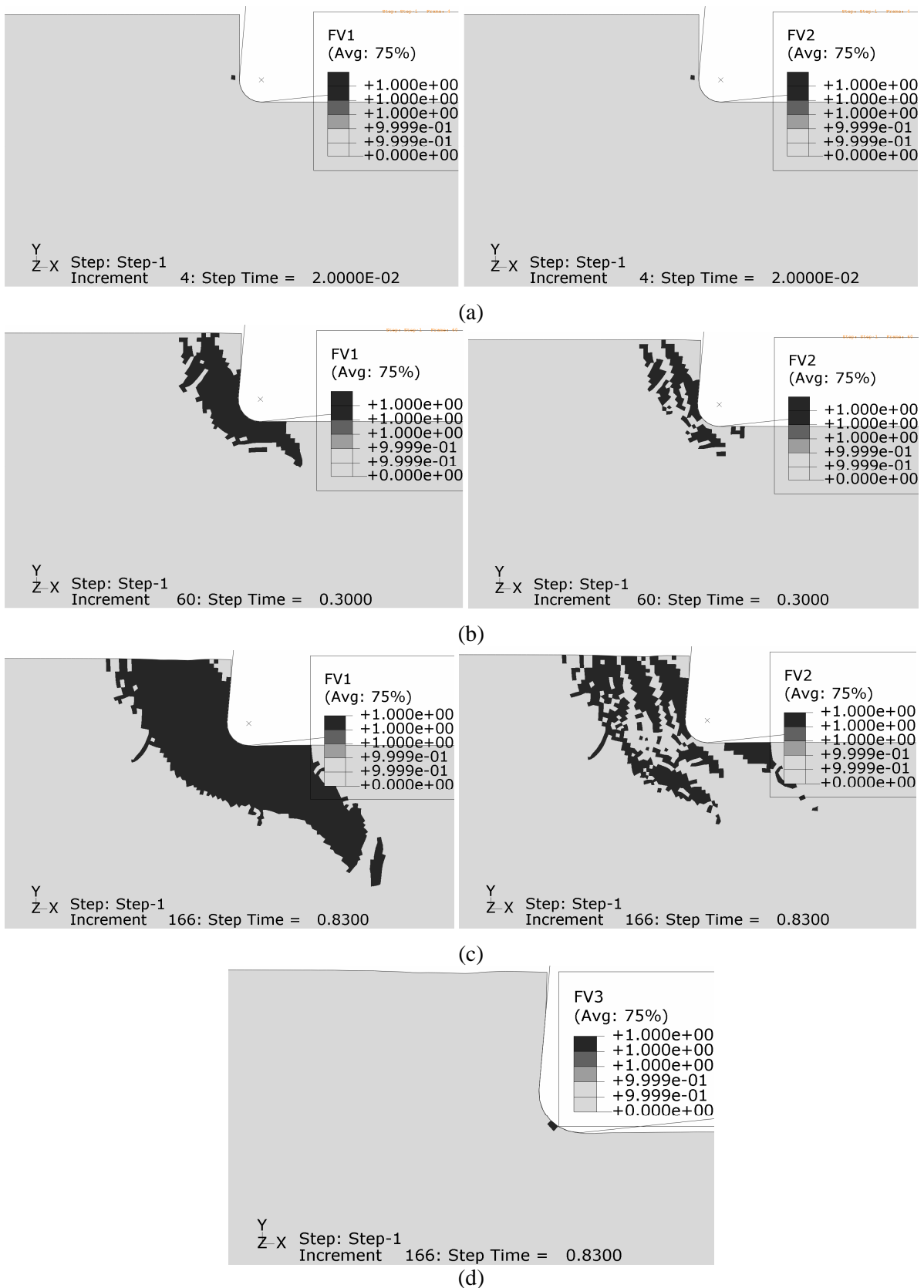


(c)

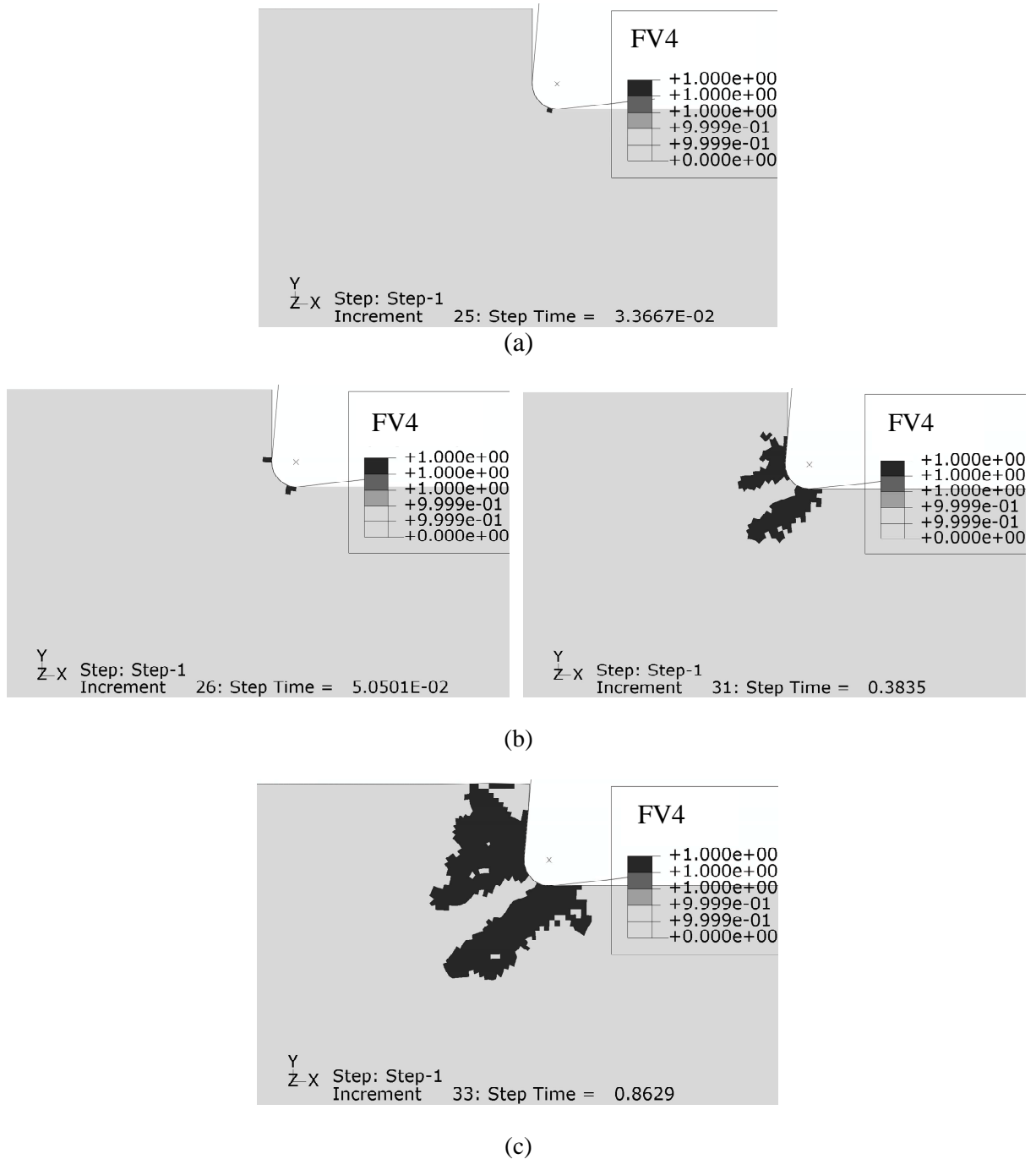
**Figure 6.** *Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de Hoffman pour l'orientation 30°. (a) initiation, (b) stade progression, (c) stade finale de la formation du copeau. FV4 indique l'endommagement du stratifié unidirectionnel avec le critère de Hoffman.*



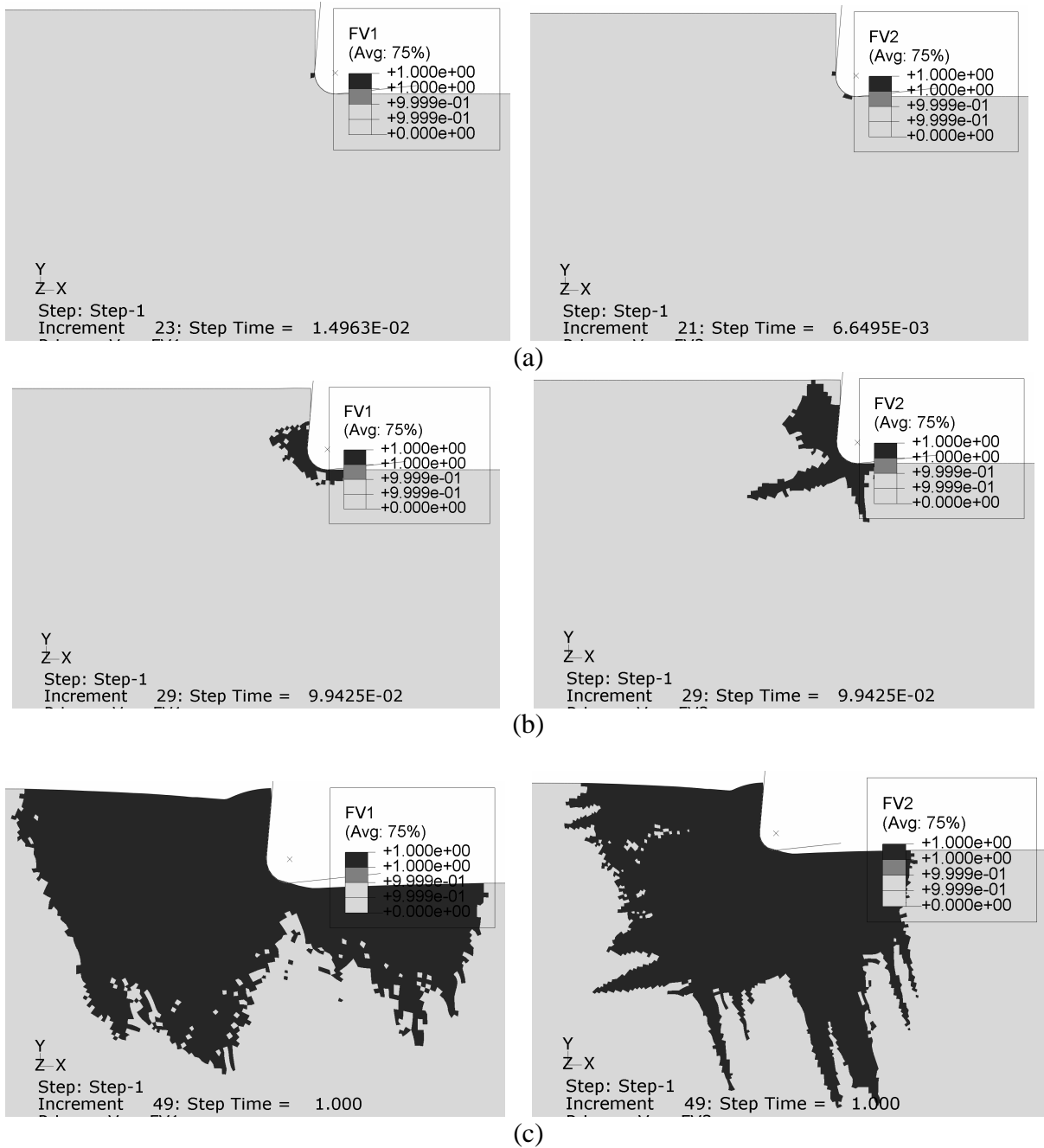
**Figure 7.** *Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de Hashin pour l'orientation 60°. (a) initiation, (b) stade de décohésion complète, (c) et (d) stade finale de la formation du copeau. FV1 indique l'endommagement de la matrice, FV2 de l'interface et FV3 de la fibre.*



**Figure 8.** Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de la contrainte maximale pour l'orientation  $60^\circ$ . (a) initiation, (b) stade de décohésion complète, (c) et (d) stade final de la formation du copeau. FV1 indique l'endommagement de la matrice, FV2 de l'interface et FV3 de la fibre.

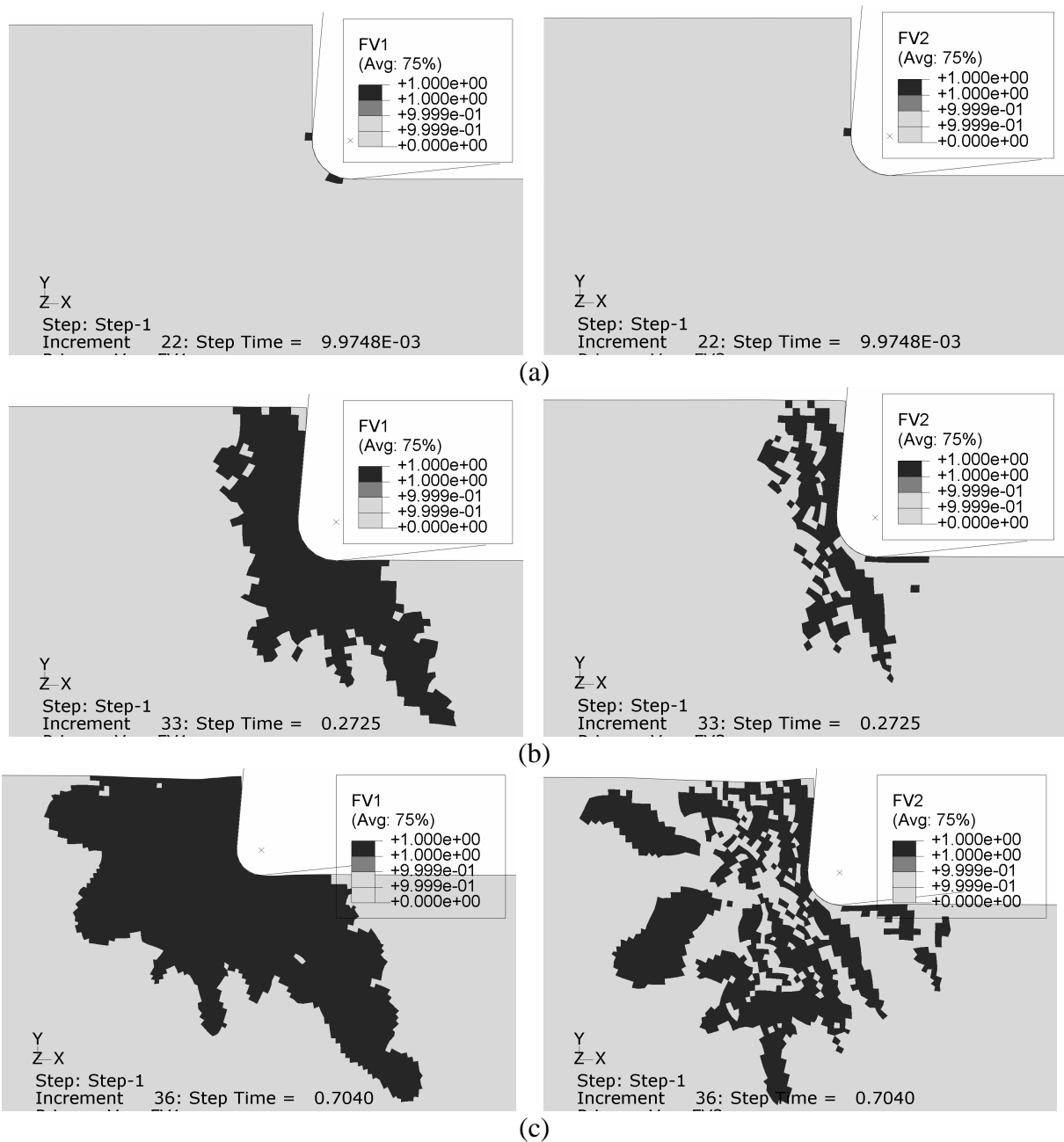


**Figure 9.** *Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de Hoffman pour l'orientation 60°. (a) initiation, (b) progression, (c) stade final de la formation du copeau. FV4 indique l'endommagement du stratifié unidirectionnel avec le critère de Hoffman.*

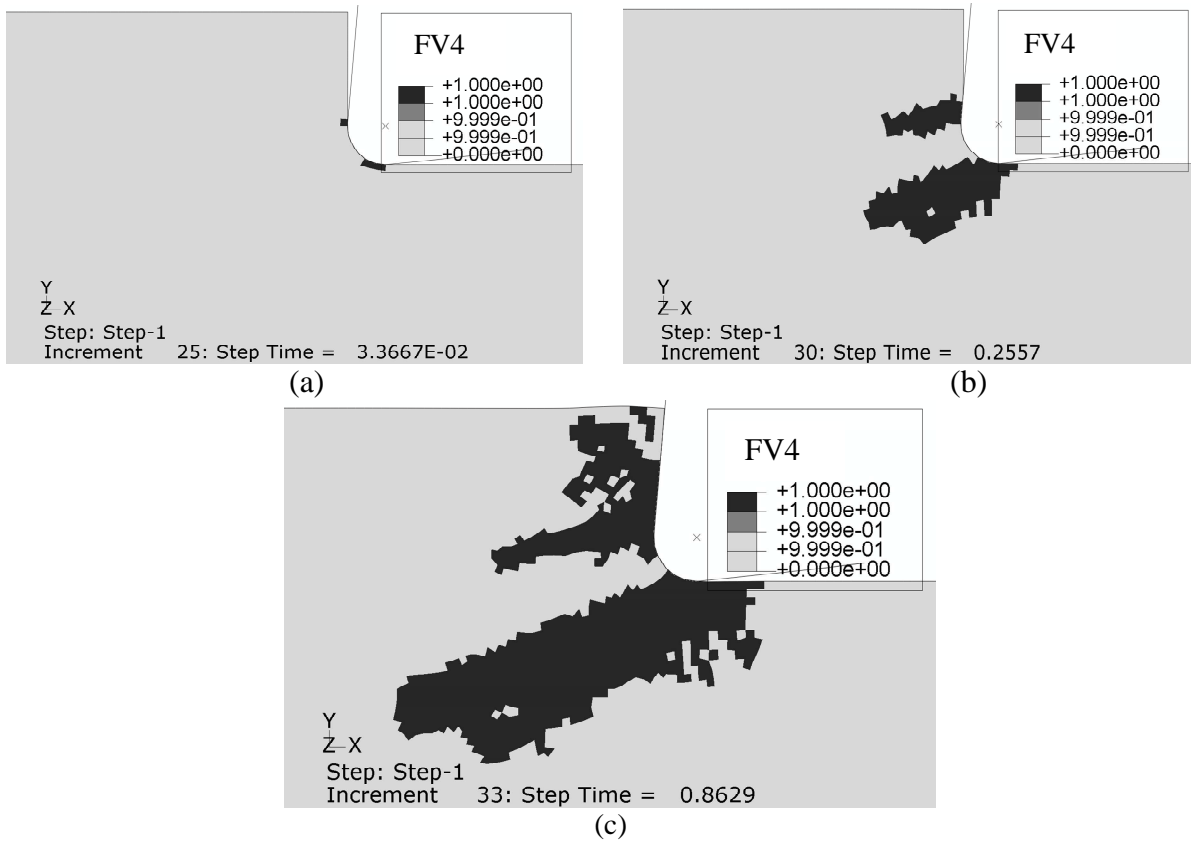


**Figure 10.** Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de la contrainte maximale pour l'orientation  $75^\circ$ . (a) initiation, (b) stade de décohésion complète, (c) stade final de la formation de copeau. FV1 indique l'endommagement de la matrice, FV2 de l'interface et FV3 de la fibre.





**Figure 11.** *Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de Hashin pour l'orientation 75°. (a) initiation, (b) stade de la décohésion complète, (c) stade final de la formation de copeau*



**Figure 12.** *Processus de formation de copeau et zone d'endommagement en subsurface prédits par le critère de Hoffman pour l'orientation 75°. (a) initiation, (b) progression, (c) stade final de la formation de copeau. FV4 indique l'endommagement du stratifié unidirectionnel avec le critère de Hoffman.*

# MODÉLISATION MACROMÉCANIQUE ET MICROMÉCANIQUE DE L'USINAGE DES COMPOSITES À MATRICE POLYMÈRE ET FIBRES LONGUES

**RESUME:** L'usinage des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues induit souvent dans la pièce usinée des endommagements subsurfaciques comme la fissuration de la matrice, la rupture de la fibre et/ou le délaminage intralaminare. Dans ce travail de thèse, deux approches numériques ont été développées pour analyser les aspects micromécaniques et macromécaniques du processus d'usinage. Dans l'approche micromécanique, le matériau est supposé contenir deux phases en liaison parfaite, la fibre et la matrice. Les résultats montrent que les caractéristiques propres de chacun de ces constituants jouent un rôle déterminant dans la reproduction de la formation du copeau, des efforts de coupe et de l'endommagement induit par l'usinage. Dans l'approche macromécanique, le matériau est considéré comme homogène équivalent. Deux schémas numériques ont été choisis pour intégrer le concept de chute de rigidité dans la loi de comportement du matériau usiné. Un premier schéma implicite a été réalisé avec le code ABAQUS Standard via la subroutine USDFLD pour suivre l'initiation et la progression du processus d'endommagement dans la structure composite. Un second schéma explicite a été adopté et implémenté via une subroutine VUMAT pour analyser l'effet des conditions de coupe sur le procédé d'usinage. Les résultats en termes d'efforts de coupe, de mécanismes physiques régissant la formation du copeau, et d'évolution de l'endommagement montrent une bonne concordance avec les essais expérimentaux. Il a été montré dans cette étude que l'orientation des fibres et l'acuité de l'arête de coupe sont les principaux paramètres influençant l'usinage des matériaux composites à matrice polymère et fibres longues.

**Mots-clés:** *modélisation, micromécanique, macromécanique, concept de chute des rigidités, formation du copeau-composite, endommagement subsurfacique induit.*

## MACROMECHANICAL AND MICROMECHANICAL MODELLING OF MACHINING LONG FIBER REINFORCED POLYMER COMPOSITES

**ABSTRACT:** A cutting induced-damage process involving matrix cracking, fibre fracture and interlaminar delamination often occurs when machining Fiber-Reinforced Polymer materials (FRP). The current work proposes numerical modelling of the chip formation and the cutting-induced damage processes. Two numerical approaches have been developed to analyze the micromechanical and macromechanical aspects of the cutting process. In the micromechanical approach, the material is modelled with two distinguished phases, fibres and matrix. The characteristics of individual fibres and matrix were found to be the most important factors for evaluating chip formation, cutting forces and the induced cutting damage. In the macromechanical approach, the material is considered as being homogenous equivalent material. Two types of scheme were used to integrate the stiffness degradation concept into the material behaviour. The implicit scheme has been incorporated in Abaqus code via a User-Defined Subroutine (USFLD) to predict the initiation state of damage and its progression through the composite structure. A second scheme (explicit scheme) has been adopted to investigate the effect of the cutting conditions on the machining process. The user-subroutine VUMAT has been developed for the implementation of the damage model with the explicit scheme. The results in terms of physical mechanisms of chip formation, cutting forces and damage evolution show a good agreement with experimental data. The fibre orientation and the cutting edge radius were highlighted as the most important parameter influencing machining of fibre reinforced polymer composites.

**Keywords:** *modelling, micromechanical, macromechanical, stiffness degradation concept, composite-chip formation, cutting-induced damage.*