



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

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Sciences des Métiers de l'Ingénieur "

présentée et soutenue publiquement par

Élise GAY

Le 13 décembre 2011

Comportement de composites sous choc induit par laser : Développement de l'essai d'adhérence par choc des assemblages de composites collés

Directeur de thèse : **Laurent BERTHE**
Co-encadrement de la thèse : **Michel BOUSTIE**
Co-encadrement de la thèse : **Michel ARRIGONI**

Jury

M. Xavier COLIN, Professeur, Laboratoire PIMM, Arts et Métiers ParisTech
M. Jean-Pierre MONCHALIN, Directeur de Recherche, IMI, CNRC
Mme Catherine GARDIN, Professeur, Institut Pprime, ENSMA
M. Laurent BERTHE, Chargé de Recherche, Laboratoire PIMM, Arts et Métiers ParisTech
M. Éric BUZAUD, Ingénieur de Recherche, CEA Gramat
M. Frédéric DAU, Maître de Conférence, I2M, Arts et Métiers ParisTech
M. Michel ARRIGONI, Enseignant-Chercheur, Laboratoire LBMS, ENSTA Bretagne
M. Hubert VOILLAUME, Ingénieur de Recherche, EADS Suresnes

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Invité
Invité

**T
H
È
S
E**

Remerciements :

J'adresse en premier lieu toute ma gratitude à **Laurent Berthe**, directeur de cette thèse, pour avoir retenu ma candidature, m'avoir accueillie au sein du laboratoire et pour le crédit qu'il m'accorde depuis. Son investissement et son expertise en optique expérimentale et en théorie des chocs ont été un réel support. Je tiens à souligner le temps qu'il a consacré à la mise à disposition des ressources expérimentales.

Merci également à **Michel Boustie**, co-directeur de cette thèse et gestionnaire du projet SATAC dans lequel elle s'inscrit, pour ses conseils et sa bonne humeur. **Michel Arrigoni**, lui aussi encadrant de thèse, m'a fourni une aide fructueuse en modélisation numérique et en mécanique des ondes de choc, et je le remercie pour son suivi régulier et ses encouragements. Merci à **Eric Buzaud** du CEA pour m'avoir suivie tout au long de la thèse et pour la mise à disposition du générateur d'impulsion GEPI, permettant d'accroître l'étendue de l'étude. Je remercie les rapporteurs **Jean-Pierre Monchalain** et **Catherine Gardin**, ainsi que les membres du jury, particulièrement son président **Xavier Colin** d'avoir accepté d'examiner ce manuscrit.

La partie expérimentale de la thèse a été menée avec le soutien de l'Institut de Recherche Aérospatiale (IRA, Ottawa) dans le cadre du partenariat avec l'équipe d'**Andrew Johnston**, **Rick Cole** et **Julieta Baroetta-Robles**, qui nous a fourni les échantillons.

Le projet Franco-Canadien SATAC repose également sur la coopération avec l'Institut des Matériaux Industriels (IMI) de Boucherville, où j'ai eu l'occasion d'effectuer des essais. Merci à toute l'équipe de **Jean-Pierre Monchalain** et **Alain Blouin** pour son expertise, particulièrement à **Mathieu Pertou** pour ses conseils pratiques et le partage d'information, ainsi qu'à **Christian Néron**.

Le soutien d'industriels valorise un tel projet, merci à **Hubert Voillaume** et **Benjamin Campagne** d'EADS, **Hervé Trétout** de Dassault Aviation et **Christian Durin** du CNES pour leur appui et leurs conseils. Merci également à la DGA pour son financement.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance aux collègues présents lors des nombreuses campagnes expérimentales pour la formation pratique et la bonne ambiance : **Laurent Berthe**, **Michel Boustie**, **Thibaut De Rességuier**, **Mariette Nivard**, et les doctorants **Émilien Lescoute**, **Jean-Paul Cuq-Lelandais** et **Didier Loison**.

Je remercie tout autant le personnel des installations LULI 2000 et ELFIE de l'École Polytechnique, Alisé du CEA-CESTA et GEPI du CEA Gramat pour la réalisation des expériences dans d'excellentes conditions. J'adresse également mes remerciements à **Patrick Mercier** et **Jacky Bénier** du CEA pour leur participation aux campagnes expérimentales et la mise à disposition de la Vélocimétrie Hétérodyne.

Je ne peux pas manquer de remercier les membres de l'ancien laboratoire **LALP** (Laboratoire pour l'Application des Lasers de Puissance), dirigé par **Rémy Fabbro**, intégré au **PIMM** (Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux) de **Thierry Bretheau**.

Je remercie également toute l'équipe Procédés Laser, administrée par **Patrice Peyre** pour leur bonne humeur au quotidien : **Cyril Gorny**, **Corinne Dupuy**, **Matthieu Schneider**, **Thierry Malot**, **Kévin Verdier**, **Yann Rouchausse**, **Frédéric Coste**, **Pascal Aubry**, **Béatrice Rouleau**, les doctorants **Émilie Le Guen**, **Jérémy Girardot**, **Koji Hirano** et **Anass Nifa**.

Remerciements

Je remercie par ailleurs le personnel du laboratoire pour la caractérisation des matériaux, notamment **Frédéric Valès** (Métallographie, MEB / EDS), **Émmanuel Richaud** (caractérisation chimique DSC, TGA, Spectroscopie IR) et **Michel Boquet** (caractérisation ultrasonore).

Enfin je salue l'ensemble du personnel administratif et les membres de l'école doctorale SMI (Sciences des Métiers de l'Ingénieur) des Arts et Métiers ParisTech et **Gérard Coffignal**, pour l'examen du dossier d'inscription et le suivi administratif avec l'aide de **Florence Dumard**.

J'ai eu l'opportunité durant la thèse de dispenser des cours de Mécanique et de Résistance des Matériaux à l'école des Arts et Métiers, grâce au soutien des responsables pédagogiques **Raoul Barbieux** et **Robert Canonne**. Je les remercie pour la confiance qu'ils m'ont immédiatement témoignée.

Le travail de recherche présenté dans cet ouvrage s'avère plus collectif qu'individuel, et je remercie à nouveau toutes les personnes avec qui j'ai eu à travailler de près ou de loin. Le dernier -mais pas le moindre- témoignage de reconnaissance revient à mes parents **Marie-Christine** et **D^r Bernard Gay** et à mon grand frère **Raphaël Gay**, pour leur soutien indéfectible, pendant pas moins de 25 ans !

Table des matières :

Nomenclature	7
Introduction	9
CHAPITRE I : Matériaux	13
I.1 Matériaux composites	17
I.2 Assemblages collés	35
CHAPITRE II : Choc laser et essai d'adhérence	41
II.1 Essais d'adhérence	45
II.2 Description théorique et phénoménologique du choc laser	49
II.3 Mise en œuvre expérimentale	67
II.4 Modélisation du choc laser	85
II.5 Illustration.....	91
CHAPITRE III : Étude paramétrique par la simulation numérique.....	95
III.1 Modélisation du choc	99
III.2 Modélisation des matériaux.....	103
III.3 Effets des paramètres sur la réponse matérielle	109
CHAPITRE IV : Étude des paramètres du procédé et de son environnement	113
IV.1 Interaction laser-matière.....	117
IV.2 Non intrusivité de la sollicitation	124
CHAPITRE V : Comportement des composites sous choc	131
V.1 Comportement des composites élémentaires sous choc	135
V.2 Comportement des stratifiés au voisinage du seuil de délaminage	146
V.3 Endommagement des stratifiés.....	159
V.4 Synthèse.....	171
CHAPITRE VI : Réponse d'assemblages de composites collés à un choc	181
VI.1 Étude numérique	185
VI.2 Résultats expérimentaux	187
VI.3 Sensibilité du dispositif.....	193
Conclusion générale et perspectives	197
Bibliographie	201
Table des annexes	209
Annexe A : Lois de comportement et d'endommagement.....	211
Annexe B : Mécanique des ondes de choc	217
Annexe C : Propriétés dynamiques des matériaux	225
Liste des communications et des articles.....	227

Nomenclature

Choc laser :

λ	Longueur d'onde	(nm)
F	Fréquence	(Hz)
E	Énergie du choc	(J)
τ	Durée d'impulsion à mi-hauteur du profil	(s)
D_{foc}	Diamètre focal d'impact	(mm)
Φ	Intensité laser	(W.cm ⁻²)
P	Pression incidente, pression hydrodynamique de l'onde de choc	(GPa)
V_{max}	Vitesse maximale de surface libre	(m.s ⁻¹)
V	Volume spécifique	(m ³ .kg ⁻¹)
D	Célérité de l'onde de choc	(m.s ⁻¹)
u	Vitesse matérielle	(m.s ⁻¹)
u_{SL}	Vitesse de surface libre	(m.s ⁻¹)
C_0	Vitesse de propagation du son	(m.s ⁻¹)
C_L	Vitesse des ondes longitudinales	(m.s ⁻¹)
C_T	Vitesse des ondes transverses	(m.s ⁻¹)
Z	Impédance acoustique	(g.cm ⁻² .s ⁻¹)
s	Coefficient de choc intrinsèque du matériau	
Γ	Coefficient de Grüneisen	
W	Énergie des forces extérieures	(J)
Q	Énergie thermique	(J)
E_c	Énergie cinétique	(J)
e	Épaisseur ablatée en face incidente	(μm)
$\dot{\epsilon}$	Taux de déformation	(s ⁻¹)
$L_{\text{écaille}}$	Épaisseur d'écaille	(μm)

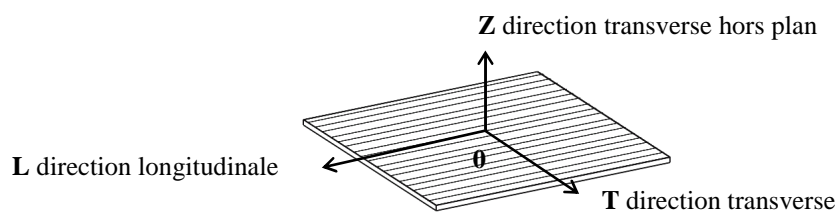
Matériaux :

Figure 1 : Notation du système d'axes du pli unidirectionnel de composite.

δ_a	Degré d'anisotropie	
e	Épaisseur de l'échantillon	(mm)
N	Nombre de plis	
d	Diamètre des fibres	
s	Distance inter fibre	
X^m	Propriété X de la matrice	
X^f	Propriété X de la fibre	
V^x	Proportion volumique de l'élément x	
M^x	Proportion massique de l'élément x	
ρ	Masse volumique	(kg.m ⁻³)
E	Module élastique	(GPa)

Nomenclature

E_L	Module élastique longitudinal	(GPa)
E_T	Module élastique transverse	(GPa)
K	Module de compression	(GPa)
ν	Coefficient de Poisson	
ν_{TZ}	Coefficient de Poisson principal	
ν_{LT}, ν_{LZ}	Coefficients de Poisson secondaires	
G	Module de cisaillement	(GPa)
G_{LT}, G_{LZ}	Modules de cisaillement dans le plan	(GPa)
G_{TZ}	Module de cisaillement interlaminaire	(GPa)
σ_R	Contrainte limite à la rupture en traction	(MPa)
σ_{RL}	Contrainte limite à la rupture en traction longitudinale	(MPa)
σ_{RT}	Contrainte limite à la rupture en traction transverse	(MPa)
$\sigma_{R\text{ compr}}$	Contrainte limite à la rupture en compression	(MPa)
$\sigma_{R\text{ compr } L}$	Contrainte limite à la rupture en compression longitudinale	(MPa)
$\sigma_{R\text{ compr } T}$	Contrainte limite à la rupture en compression transverse	(MPa)
τ_R	Contrainte limite à la rupture en cisaillement	(MPa)
$\tau_{R\text{ LT}}$	Contrainte limite à la rupture en cisaillement dans le plan	(MPa)
$\tau_{R\text{ TZ}}$	Contrainte limite à la rupture en cisaillement interlaminaire	(MPa)
ϵ	Déformation	
ϵ_L	Déformation longitudinale	
ϵ_T	Déformation transverse	
A	Limite élastique selon Johnson-Cook	(MPa)
B	Module d'écrouissage	(MPa)
C	Coefficient de taux de déformation	
n	Coefficient d'écrouissage	
ϵ_p	Déformation plastique au sens de Von Mises	
ϵ_p^{eq}	Déformation plastique équivalente au sens de Von Mises	
$\dot{\epsilon}_0$	Taux de déformation de référence	(s ⁻¹)
γ	Déformation suivant l'axe orthogonal au plan de cisaillement	
μ, λ	Coefficient de Lamé	(MPa)
T_{max}	Température limite d'utilisation	(°C)
α	Coefficient d'expansion thermique	(K ⁻¹)
α_L	Coefficient longitudinal d'expansion thermique	(K ⁻¹)
α_T	Coefficient transverse d'expansion thermique	(K ⁻¹)
C_v	Capacité thermique massique	(J.K ⁻¹ .kg ⁻¹)
K	Diffusivité thermique	(m ² .s ⁻¹)

Introduction

La tenue des structures composites et de leurs assemblages suscite un intérêt croissant dans le paysage industriel actuel, particulièrement dans le secteur aéronautique. La structure des appareils récents est caractérisée par une mise en œuvre massive de composites stratifiés carbone / époxy (plus de 50 % de la masse totale), occasionnant un allègement important et un rendement supérieur de 20 % par rapport aux modèles précédents. Le collage est la voie privilégiée pour l'assemblage de ces pièces aéronautiques et se substitue au rivetage. Il offre une adhérence continue alors que le rivetage met en œuvre des contacts ponctuels, à l'origine de concentrations de contraintes préjudiciables à la fiabilité. L'adhérence est le paramètre prépondérant de tenue aux sollicitations, et détermine la durée de vie de la structure.

Les techniques non destructives de validation de la force des assemblages collés [Adams 1988, Hart-Smith 2002] ou des plis entre eux ne garantissent pas systématiquement l'intégrité du joint. Les essais destructifs de type flexion 3 points ou essai de pelage sont alors mis en œuvre sur des coupons représentatifs. L'implantation industrielle de telles techniques, coûteuses en matériel et en main d'œuvre, est particulièrement délicate.

Une approche fiable pour le contrôle de la tenue d'un joint, inspirée des essais destructifs, consiste à soumettre localement une cible à une contrainte mécanique calibrée, un joint sain restera intact et un joint faible sera détruit. Une telle sollicitation peut être obtenue par onde de choc induite par laser et génère un taux de déformation jusqu'à 10^7 s^{-1} . Selon les propriétés de l'assemblage, particulièrement géométriques et mécaniques, et celles du chargement, la contrainte de traction générée pour solliciter les interfaces est modulable. Les matériaux sont alors soumis à une large gamme de durée et d'amplitude de choc.

Couplé à une mesure de vitesse de la surface libre, le procédé autorise le diagnostic en temps réel d'une éventuelle décohésion interfaciale consécutive aux effets mécaniques du choc.

Cette technique, déjà étudiée pour la mesure d'adhérence de revêtements minces [Auroux 1999, Arrigoni 2004, Bolis 2004 et 2007, Barradas 2004], puis sur les assemblages collés d'aluminium [Gilath 1992, Arrigoni 2008, Radhakrishnan 2008], est à présent appliquée aux composites et à leurs assemblages.

La simulation valide les caractéristiques du chargement et du matériau en corrélation avec l'expérience, et permet l'interprétation des résultats. L'étude numérique révèle les contraintes et la propagation des ondes de choc au sein de la cible, et permet de quantifier l'adhérence des interfaces. Le modèle numérique est également un outil prédictif pour le paramétrage rapide du choc pour un essai d'adhérence en fonction de la géométrie de cible.

Cette thèse vise à mettre au point une technique basée sur les ondes de choc générées par laser pour l'évaluation de l'adhérence de deux composites collés. L'étude expérimentale et numérique concerne le comportement et l'endommagement de composites stratifiés soumis à un choc. L'étude est par la suite étendue à la réponse de structures collées composite/colle/composite à un impact sur une faible étendue. L'adhérence des plis de composites, ainsi que celle de l'interface des assemblages, seront quantifiées.

Les verrous scientifiques à lever concernent :

- La génération et la propagation des ondes de choc dans des matériaux stratifiés.
- La réponse dynamique des composites et de leurs assemblages à un choc.
- L'étude de l'endommagement des matériaux et des interfaces.
- L'optimisation des mécanismes de mise en contrainte des différentes interfaces.
- Les effets du procédé sur les propriétés matérielles.

Cet essai est mis en pratique dans des conditions contrôlées sur des matériaux représentatifs des applications industrielles afin de valider le procédé, d'en évaluer la sensibilité et de promouvoir son potentiel technique et économique. Les outils appropriés seront développés pour l'application de la technique en contexte industriel.

La thèse s'inscrit dans le projet franco-canadien SATAC (Shock Adhesion Test for Adhesively Bonded Composites) pour le développement de l'essai d'adhérence par ondes de choc laser sur des assemblages de composites. Ce projet bénéficie de lettres de soutien des sociétés EADS, Dassault Aviation, Textron, Bombardier Aerospace, Bell Helicopter et du CNES.

Les laboratoires partenaires sont les suivants :

- Le laboratoire des Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux (PIMM¹).
- L'Institut Pprime².
- L'Institut des Matériaux Industriels (IMI³).
- L'Institut de Recherche Aérospatiale (IRA⁴).
- Le Laboratoire Brestois de Mécanique des Systèmes (LBMS⁵).

Par ailleurs les laboratoires du CEA Gramat⁶, du CEA CESTA (Centre d'Études Scientifiques et Techniques d'Aquitaine), du LULI (Laboratoire pour l'Utilisation des Lasers Intenses) et LOA (Laboratoire d'Optique Appliquée) de l'École Polytechnique ont contribué à la mise en œuvre des expériences réalisées dans le cadre de cette thèse. Également la Délégation Générale de l'Armement (DGA) est associée au projet par le financement de la bourse de thèse.

¹ PIMM, Arts et Métiers ParisTech, 151 bd de l'Hôpital, 75013 Paris, France.

² Institut Pprime, ENSMA, Université de Poitiers, 1 av Clément Ader, Téléport 2, 86960 Futuroscope Cedex, France.

³ Industrial Materials Institute (CNRC), 75 de Mortagne, Boucherville, Québec, Canada, J4B 6Y4.

⁴ Institute for Aerospace Research (CNRC), 1200 chemin de Montréal, Ottawa, Ontario, Canada, K1A 0R6.

⁵ LBMS, EA 4325, ENSTA Bretagne, 2 rue François Verny, 29806 Brest Cedex 9, France.

⁶ Commissariat à l'Énergie Atomiques et aux Énergies Alternatives de Gramat, 46500 Gramat, France.

Ce mémoire se compose de six chapitres. Les deux premiers présentent quelques notions théoriques permettant la compréhension du problème, et sont étayés par des observations propres à cette étude. Les chapitres suivants traitent de la modélisation, puis de la réponse des composites et des assemblages à un choc.

Le premier chapitre est consacré à la caractérisation morphologique, physico-chimique et mécanique des composites stratifiés carbone / époxy représentatifs de l'application aéronautique. Leur assemblage par collage est succinctement décrit et la notion de dégradation d'adhérence posée dans son contexte.

Le deuxième chapitre traite du choc laser et de son application à l'essai d'adhérence de composites. Une revue comparative des essais conventionnels met en avant les atouts de la technique par choc. L'ensemble des dispositifs expérimentaux et numériques illustre les moyens mis en œuvre dans cette étude et leurs performances. La technique de choc laser est mise en œuvre à titre d'exemple sur des assemblages collés d'aluminium pour la compréhension des phénomènes.

Le troisième chapitre détaille le paramétrage des modèles numériques pour la caractérisation de l'impact et du matériau. La pertinence des modèles est éprouvée par comparaison avec les résultats expérimentaux obtenus sur composites élémentaires et sur les stratifiés 4 plis. La simulation permet de quantifier la sensibilité des observables à la variabilité des données matériaux.

Le chapitre quatre discute la résolution des problèmes liés à la mise en œuvre du procédé sur les matériaux composites. L'interaction laser-matière et ses effets thermomécaniques sur la couche de polymère superficielle ainsi que la protection du matériau sont étudiées dans ce chapitre. Le caractère élastique non dégradant de la sollicitation et sa reproductibilité font également l'objet d'une validation expérimentale.

Le chapitre cinq décrit le comportement sous choc des composites de 1, 4 et 8 plis au travers de nombreux résultats expérimentaux sur des installations de caractéristiques différentes. L'étude de leur endommagement est supportée par de nombreux diagnostics expérimentaux, tels que le VISAR, la VH, la caméra rapide ou les gels balistiques. L'analyse paramétrique de l'expérience consiste à étudier l'influence des variables matérielles et de choc sur la propagation des ondes et sur l'endommagement induit. Les modèles numériques permettent l'interprétation des expériences et la quantification des seuils d'adhérence.

L'analyse de la réponse sous choc est étendue aux assemblages collés de composites dans le chapitre six en réponse à la problématique initiale. La sollicitation des interfaces d'assemblages épais par impulsion longue est validée par l'étude numérique et par l'expérience.

Les annexes complètent le manuscrit, détaillant les lois de comportement et d'endommagement, la mécanique des ondes de choc ainsi que les propriétés des matériaux modélisés.

CHAPITRE I Matériaux

Introduction du premier chapitre	15
I.1 Matériaux composites	17
I.1.1 Généralités	17
I.1.2 Phases du pli.....	18
I.1.2.A Renfort	18
I.1.2.B Matrice	19
I.1.2.C Interphase	20
I.1.3 Caractérisation chimique.....	20
I.1.3.A Analyse EDS	20
I.1.3.B Analyse DSC	21
I.1.3.C Analyse TGA.....	22
I.1.3.D Spectroscopie InfraRouge	23
I.1.4 Structure.....	24
I.1.4.A Empilement des strates.....	24
I.1.4.B Orientation des plis.....	26
I.1.5 Propriétés	27
I.1.5.A Propriétés physiques du pli	28
I.1.5.B Propriétés mécaniques du pli.....	28
I.1.5.C Validation expérimentale	30
I.1.6 Fabrication des plaques.....	30
I.1.6.A Procédure	30
I.1.6.B Structure après fabrication.....	31
I.1.7 Endommagement des composites	34
I.2 Assemblages collés	35
I.2.1 Notion d'adhérence	36
I.2.2 Collage des composites.....	36
I.2.2.A Géométrie des échantillons	36
I.2.2.B Colles utilisées.....	37
I.2.2.C Mode opératoire de collage	38
I.2.2.D Structure après fabrication	38
Conclusion du premier chapitre	40

Introduction du premier chapitre

La caractérisation morphologique et physico-chimique des composites de l'étude et de ses assemblages fait l'objet de ce premier chapitre.

Le matériau sélectionné dans le cadre du projet SATAC, est le composite Cytec® 5276-1 G40-800 (1, 4, 8 plis et leurs assemblages), représentatif de l'application aéronautique. Il est constitué du renfort en fibres continues de carbone G40-800-24K et de la matrice en résine époxyde CYCOM® 5276-1.

Suite à l'énoncé des caractéristiques générales et de la chimie du matériau, la morphologie de sa structure est étudiée pour la mise en place des modèles élémentaires que son hétérogénéité suscite. Les propriétés du pli hétérogène sont calculées par homogénéisation suivant les caractéristiques des phases et la géométrie.

Leur mode opératoire de fabrication est décrit, pour la compréhension des défauts intrinsèques aux matériaux composites vierges. L'accent est mis sur la variabilité de la morphologie et des propriétés des stratifiés.

Les phénomènes de détérioration du composite sous l'effet d'une sollicitation mécanique sont abordés pour définir le vocabulaire et les mécanismes associés.

Les assemblages collés de composites sont décrits dans un deuxième temps avec les colles utilisées (EA9394, FM73). Le mode opératoire de collage et les origines des éventuels défauts sont également détaillés et ouvrent la problématique du contrôle d'adhérence.

Les lois de comportement et d'endommagement propres au matériau composite sont détaillées en annexe A.

I.1 Matériaux composites

I.1.1 Généralités

Selon l'AFNOR NF T50-100, un matériau composite comporte au moins deux phases non miscibles ayant une forte capacité d'adhésion. Il est composé d'un matériau sous forme granulée, fibreuse ou lamellaire (renfort) et d'un matériau de liaison (matrice).

Les propriétés de ces matériaux hétérogènes sont généralement supérieures à celles des métaux et alliages homogènes. Leur rapport propriété/masse optimisé prime sur les alliages métalliques et légitime leur mise en œuvre croissante dans un contexte économique et environnemental d'allègement des structures.

À titre d'illustration pour le secteur aéronautique, la proportion en masse de matériaux composites dans les avions de ligne est en nette progression : en 1985, 5% de matériaux composites sur l'Airbus A310-300 ou le Boeing 767, 12% pour le Boeing 777 en 1994, 25% pour l'Airbus A380 en 2007 (figure I-1) et 50% pour le Boeing 787 lancé en 2009, pour atteindre 52% sur l'A350.

Le coût considérable du matériau (près de 400 €/kg¹ pour le composite de l'étude) limite toutefois sa diffusion.

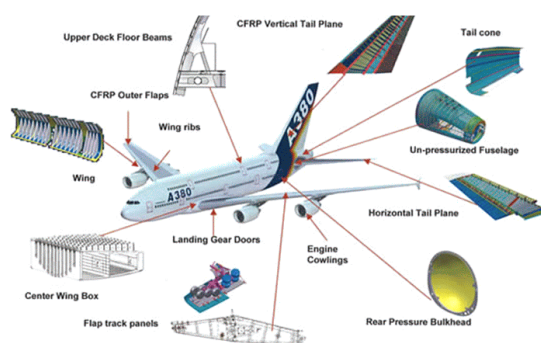


Figure I-1 : Mise en œuvre des matériaux composite carbone / époxy sur l'Airbus 380 [airbus.com].

Ces matériaux présentent de très bonnes propriétés mécaniques, thermiques et protègent de la corrosion. Leur faible tenue aux impacts porte toutefois préjudice à la structure à laquelle ils appartiennent. Ce point faible crédite l'étude pour la maîtrise de leur comportement sous choc.

Les matériaux de l'étude sont des composites hautes performances, composés de fibres continues de carbone, regroupées en pli unidirectionnel et noyées dans une matrice de résine époxyde. Un stratifié résulte de la superposition de ces nappes suivant une orientation préférentielle pour adapter la pièce aux sollicitations dans son plan. Le caractère unidirectionnel du pli lui confère une résistance mécanique élevée dans la direction longitudinale et par conséquent une très forte anisotropie.

Les axes d'orthotropie du pli de composite à fibres continues sont rappelés en figure I-2.

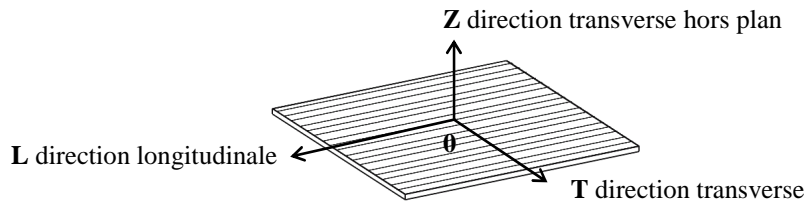


Figure I-2 : Notation du système d'axes du pli unidirectionnel de composite.

L'axe L désigne la direction longitudinale des fibres, l'axe T la direction transverse, perpendiculaire aux fibres dans le plan du pli et Z est l'axe orthogonal au plan. Les axes L, T et Z caractéristiques de la nappe unidirectionnelle sont respectivement confondus avec les directions 1, 2, et 3 associées aux matériaux anisotropes. Le degré d'anisotropie δ_a d'un matériau est défini par le rapport du module élastique longitudinal E_L et transverse E_T .

$$\delta_a = \frac{E_L}{E_T} \quad (\text{I-1})$$

Un degré d'anisotropie égal à 1 caractérise un matériau isotrope, alors qu'un degré élevé révèle une forte anisotropie. Le pli de composite de l'étude est affecté d'un degré de $\delta_a = 19$, fortement anisotrope.

Le pli unidirectionnel présente un caractère isotrope transverse, c'est-à-dire qu'il existe un plan privilégié (ici OTZ) dans lequel les propriétés du pli sont identiques dans toutes les directions. Les ensembles stratifiés présentent quant à eux un caractère orthotrope.

I.1.2 Phases du pli

Une phase est un volume matériel dans lequel les propriétés sont similaires. Le composite de l'étude comprend trois phases distinctes : le renfort fibreux, la matrice en résine époxyde et l'interphase dont les propriétés diffèrent légèrement de celles de la matrice.

I.1.2.A Renfort

L'application envisagée détermine l'arrangement spatial du renfort sous forme de nappe unidirectionnelle, ensemble stratifié, pli tissé ou arrangement aléatoire. Les propriétés comparatives des fibres les plus répandues sont quantifiées dans le tableau I-1, conférant un avantage certain aux fibres de carbone.

Le composite mis en œuvre comporte des fibres minérales d'un diamètre de 5 μm , composées à 95% de carbone, référencées G40-800-24K (24000 fibres. cm^{-2}) ou IMS 5131 410 tex (Norme Européenne). Leurs excellentes propriétés mécaniques et thermiques sont attribuées aux cristallites de graphite qui les composent. Cette structure graphitique est obtenue par pyrolyse du précurseur organique PAN (PolyAcryloNitrile) sous atmosphère contrôlée avec des phases d'oxydation (3 h à 300°C à l'air libre), de carbonisation (10 min à 500°C sous gaz inerte) et de graphitisation (2 min à 3000°C). Cette préparation confère aux fibres un module intermédiaire (IM), et une haute résistance (HR). Son comportement est élastique et sa rupture fragile.

Type de fibre	Masse volumique	Diamètre de fibre	Module élastique	Module de cisaillement	Contrainte à la rupture	Expansion thermique	Température limite d'utilisation
	ρ (kg.m ⁻³)	d (µm)	E _L (GPa)	G _{LT} (GPa)	σ_{RL} (MPa)	α_L (10 ⁻⁵ .K ⁻¹)	(°C)
Carbone	1800	5 - 8	235	18	4500	- 0,1	500
Verre	2600	4 - 25	75	30	2500	0,5	650
Aramide	1450	12 - 15	140	12	2800	- 0,4	550
Carbure de silicium	2600	12 - 14	220	20	2900	0,5	1 300

Tableau I-1 : Propriétés comparatives des principaux éléments de renfort fibreux [D. Gay 2005, Flanagan 2006].

I.1.2.B Matrice

La matrice assure le transfert du chargement aux fibres et le maintien de leur arrangement. Elle les protège des agressions extérieures et pallie à leur faible tenue en compression. Le tableau I-2 synthétise les propriétés des matrices les plus diffusées.

Type de résine	Masse volumique	Module élastique	Coefficient de Poisson	Module de cisaillement	Contrainte à la rupture	Expansion thermique	Température limite d'utilisation
	ρ (kg.m ⁻³)	E (GPa)	ν	G (GPa)	σ_R (MPa)	α (10 ⁻⁵ .K ⁻¹)	(°C)
PolyEster	1200	4,0	0,4	1,4	80	8	200
Époxy	1260	5,2	0,35	1,6	110	5	200
VinylEster	1150	3,3	0,33	1,3	75	5	100
Phénylène	1250	4,8	0,35	1,7	135	6	285
PolyAmide	1360	2,5	0,33	0,8	100	5	80

Tableau I-2: Propriétés comparatives des principales matrices organiques de composite [Lee 1967, D. Gay 2005].

La résine époxyde de l'étude, CYCOM 5276-1, est un polymère thermodurcissable qui imprègne la fibre à l'état fondu. Cette résine est constituée de longues chaînes moléculaires réticulées dont la formation est schématisée en figure I-3. Elle résulte d'une réaction de polyaddition par accroche covalente entre un monomère époxydique et un durcisseur de type acide anhydrique. Sa rupture est fragile quelle que soit la vitesse de sollicitation.

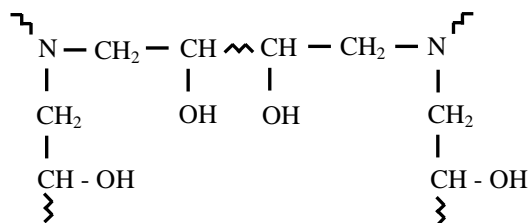


Figure I-3 : Formation moléculaire d'une résine époxyde.

Cette résine est caractérisée par des performances adhésives remarquables pour une faible masse volumique et un retrait sous polymérisation limité. Les bonnes propriétés mécaniques et thermiques de la résine autorisent sa mise en service dans les conditions de température et de pression auxquelles sont soumises les structures aéronautiques. Il est cependant nécessaire de veiller à respecter les conditions de polymérisation

préalablement établies menant à une porosité minimale. En effet en phase de polymérisation, des gaz se dégagent de la résine et forment des cavités affectant le comportement mécanique du matériau (pré-fissuration, variation de la masse volumique...).

I.1.2.C Interphase

L'interphase est la couche tubulaire entre la fibre et sa matrice, qui assure leur cohésion. Son épaisseur n'excède pas le dixième de micron, ses caractéristiques sont similaires, quoique légèrement inférieures à celles de la matrice [Hashin 2002].

I.1.3 Caractérisation chimique

Les analyses de caractérisation chimique quantifient la proportion des phases, et révèlent la présence de nodules de polyimide ($O=C-N-C=O$) dans le composite étudié.

I.1.3.A Analyse EDS

Le système de détection d'électrons EDS (Energy Dispersive X-ray Spectrometry) du MEB mesure le spectre énergétique des électrons secondaires de surface (sur une profondeur de 10 nm) et cartographie les éléments associés. La surface examinée est recouverte d'une pellicule nanométrique d'or pour la conduction du faisceau. La différenciation des polymères, dont les signaux énergétiques sont voisins, est délicate. Les fonctions étudiées sont composées des éléments suivants, dont l'énergie cinétique des électrons est précisée :

- Fonction époxyde : H, C (0,282 keV), O (0,523 keV).
- Fonction imide : C (0,282 keV), O (0,523 keV), N (0,392 keV).

L'hydrogène de l'époxy, affecté d'un seul électron, est indétectable par le système EDS. Seule la mise en évidence de l'élément azote serait significative de la présence de polyimide dans le matériau.

La figure I-4 présente un spectrogramme EDS relevé sur une surface de quelques micromètres de côté d'un interpli mis à jour par polissage. La raie spectrale de l'or a été supprimée numériquement.

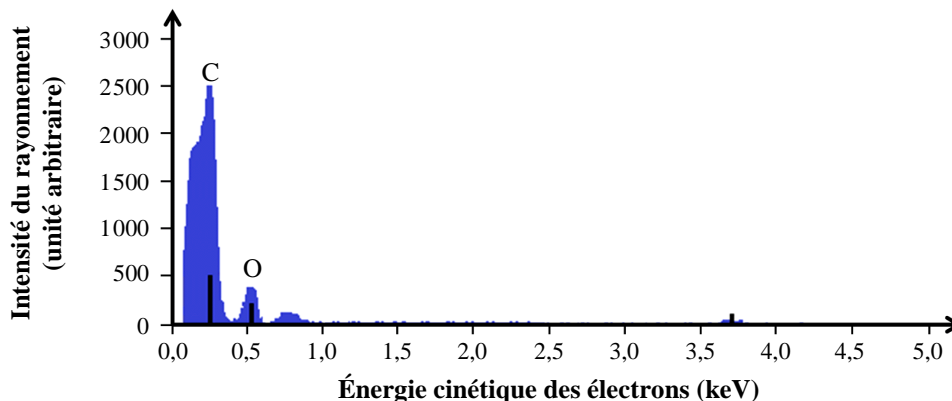


Figure I-4 : Spectrogramme EDS des éléments présents sur une aire de quelques μm^2 à la surface de l'interpli, après suppression de l'élément de revêtement Au.

Les éléments C et O sont détectés en grande quantité aux énergies cinétiques respectives de 0,28 et 0,52 keV, conformément à la composition de la résine. La raie spectrale observée à 0,77 keV est un artéfact dû au cumul de l'énergie cinétique des électrons issus de C et O qui atteignent le capteur simultanément. Le très faible spectre d'électrons relevé à 3,7 keV correspond à des traces de calcium. La présence de cet élément minéral s'explique par le contact avec la peau humaine lors de la préparation de l'échantillon. L'élément azote, présent en petite quantité dans le précurseur imide, n'est pas décelé. Le caractère extrêmement local de l'examen ne permet toutefois pas de conclure à l'absence de polyimide dans le matériau. Par ailleurs l'énergie cinétique des électrons secondaires de l'azote est comprise entre celle des éléments carbone et oxygène. Son spectre est difficilement décelable dans ceux de ces éléments, présents en très grand nombre.

I.1.3.B Analyse DSC

L'analyse thermique DSC (Differential Scanning Calorimetry) consiste à mesurer les échanges de chaleur entre un échantillon et une référence sous contrainte thermique en atmosphère inerte. Cette analyse met en avant les températures de transition de phase, caractéristiques des éléments en présence. La technique présente quelques limitations, liées à l'éventuel chevauchement des transitions ou aux réactions secondaires générées par la phase liquide.

Le passage de transition vitreuse se manifeste par une variation endothermique de la puissance calorifique. La plage de température de cette transition est donnée pour les deux éléments polymériques de l'étude :

- $T_{g_{\text{époxy}}} = 100\text{-}150^{\circ}\text{C}$ [Banka 1982].
- $T_{g_{\text{polyimide}}} = 200\text{-}250^{\circ}\text{C}$ [Kotera 2000].

Les résultats sont donnés en figure I-5, qui présente l'évolution de la puissance calorifique lors d'une élévation de température (figure I-5-a). Les variations de la chaleur dégagée par la pièce sont modérées sur l'intervalle d'intérêt [100 - 250] °C. La figure I-5-b précise les variations de la puissance calorifique avec la dérivée du signal suivant la température.

Le changement important dans la ligne de base à environ 145°C, est attribué au passage de la transition vitreuse de la résine époxyde. Une très légère variation de puissance calorifique est observée au voisinage de 245°C, sans être formellement révélatrice de la présence de polyimide puisque le pic exothermique est de faible amplitude et à l'extrémité de la plage de transition de l'élément.

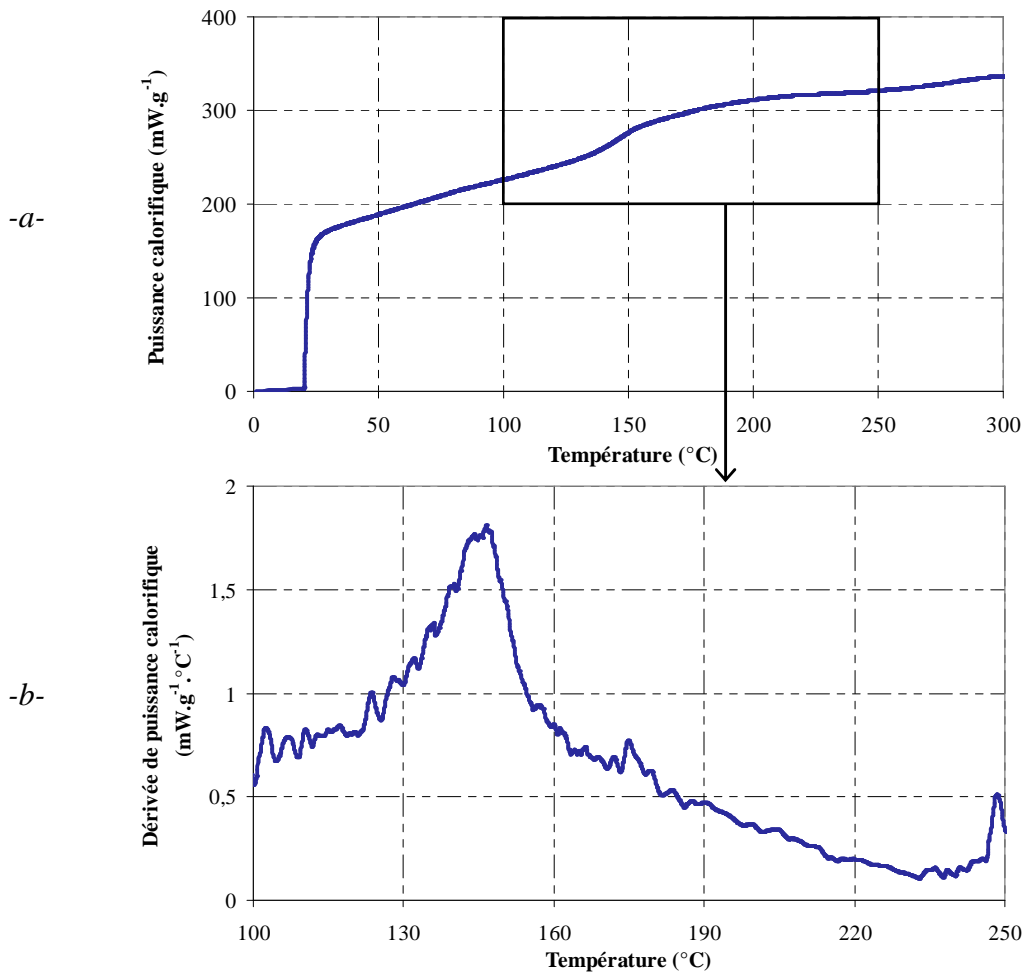


Figure I-5 : Thermogrammes d'analyse DSC conduite sur un échantillon composite 8 plis ($5 \times 5 \times 1,35 \text{ mm}$) : -a- Thermogramme sur la plage étendue de température, et -b- Dérivée du profil par rapport à la température sur une plage restreinte. Conditions d'analyse : $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ jusqu'à 300°C , sous azote.

I.1.3.C Analyse TGA

L'analyse TGA (ThermoGravimetric Analysis) consiste à mesurer la diminution de masse lors d'une sollicitation thermique en atmosphère inerte. Ces variations sont révélatrices de l'élimination d'atomes et de liaisons interatomiques à une température caractéristique de l'élément :

- Température TGA de l'époxy : $400\text{-}420^{\circ}$ [Gu 2003].
- Température TGA du polyimide : $460\text{-}500^{\circ}$ [Chou 2008].

La figure I-6 présente les résultats de l'analyse thermogravimétrique réalisée sur un composite 8 plis. La diminution de masse en pourcentage cumulé de la masse totale est représentée sur la figure I-6-a et sa dérivée normalisée en figure I-6-b pour l'étude des variations. La dérivée présente le pourcentage massique de l'élément dans l'échantillon.

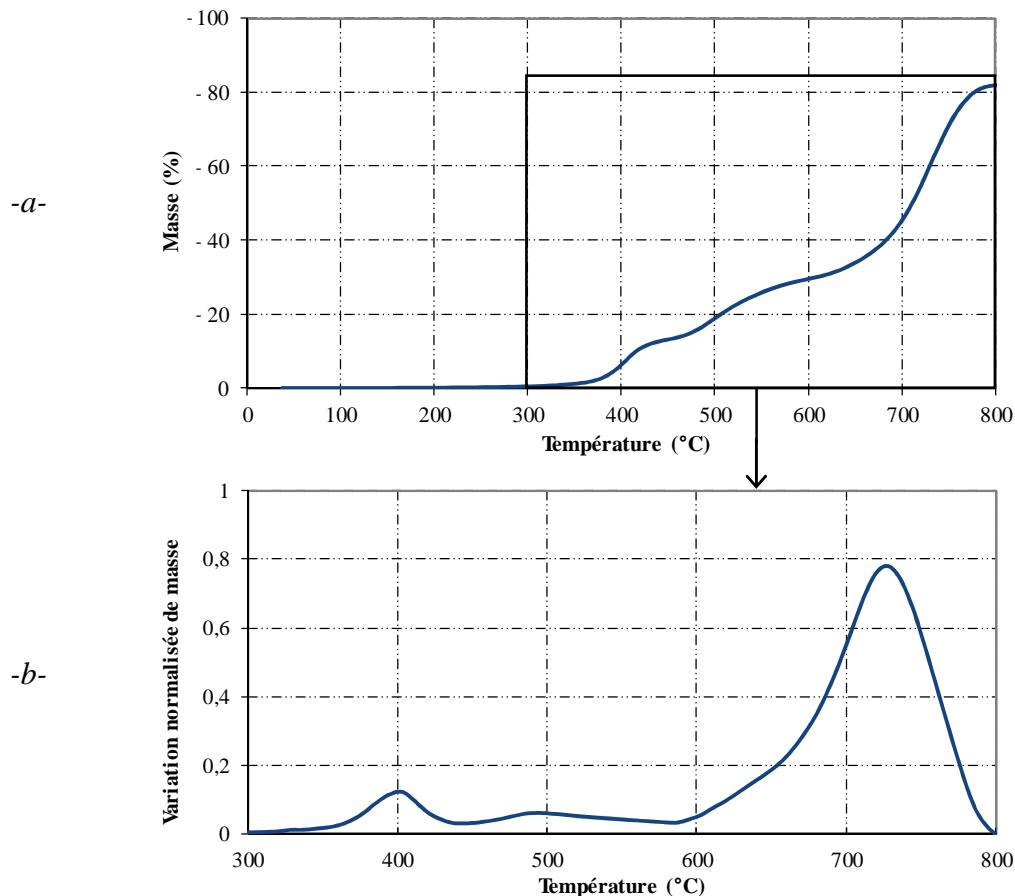


Figure I-6 : Résultats d'une analyse TGA conduite sur un échantillon composite 8 plis ($5 \times 5 \times 1,35$ mm) : -a- Diminution de la masse sur la plage étendue de température, et -b- Dérivée normalisée du signal par rapport à la température sur une plage restreinte. Conditions d'analyse : $5^{\circ}\text{C}\cdot\text{min}^{-1}$ jusqu'à 800°C , sous azote.

Trois fortes diminutions de masse sont relevées lors de l'élévation de température : la première à 400°C est consécutive à l'élimination de l'époxy, la seconde à 480°C , plus modérée, à celle d'éléments polyimide. La dernière décroissance observée à 730°C correspond à la volatilisation des fibres de carbone dans la chambre de l'analyseur. Les fibres représentent près de 80% de la masse de l'échantillon, soit une part d'environ 70% en volume. Ce relevé indique la présence d'éléments polyimide dans une proportion de près de 5% en volume.

I.1.3.D Spectroscopie InfraRouge

Un faisceau lumineux de longueur d'onde modulable dans le spectre infrarouge est focalisé sur un échantillon d'une épaisseur de quelques dizaines de μm . Le spectre transmis renseigne la fréquence des ondes absorbées, caractéristique des liaisons interatomiques traversées. Les bandes d'absorption propres aux matériaux de l'étude sont les suivantes :

- Liaison O-H (fonction époxyde) : $3000 - 3650\text{ cm}^{-1}$ [Poisson 1996].
- Liaison C=O (fonction polyimide) : $1680 - 1820\text{ cm}^{-1}$ [Mishra 2006].

La figure I-7 illustre le relevé de l'énergie absorbée par un film de quelques micromètres d'épaisseur prélevé dans l'interpli par microtome. La large bande spectrale de 3000 à 3650 cm^{-1} associée aux couleurs vertes à bleues sur l'ensemble du spectrogramme est caractéristique de la liaison O-H de la fonction époxy. Une absorption de 1400 à 1800 cm^{-1} est également relevée sur quelques micromètres (tâches de couleur rouge à jaune sur le spectrogramme). Elle pourrait correspondre à un regroupement en nodule d'éléments polyimide présents en petite quantité dans la couche interpli, sans qu'on puisse conclure avec certitude du fait de l'étendue des bandes d'absorption.

L'examen de l'interpli est local, la zone sondée n'excède pas $30 \times 60 \mu\text{m}$ pour une épaisseur de quelques μm . La technique est par ailleurs difficilement adaptable aux matériaux hétérogènes puisque la couche matérielle sondée est très fine et la découpe par microtome inadéquate.

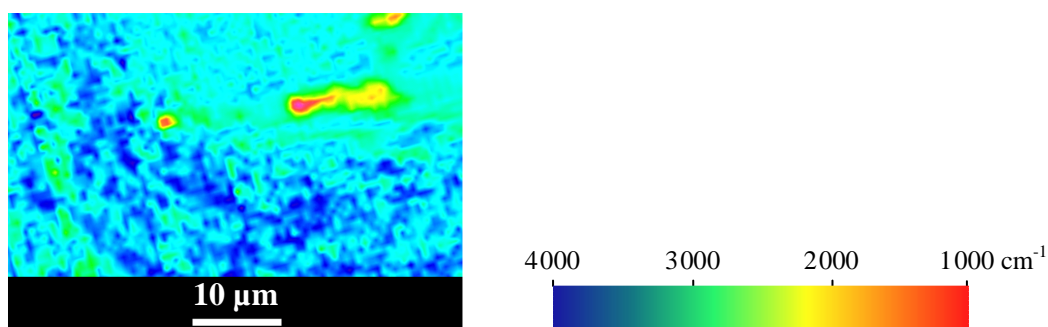


Figure I-7 : Spectrogramme des fréquences infrarouges absorbées par un interpli de composite. Résolution de mesure : 1 μm .

Les analyses chimiques ont révélé la présence d'inclusions de polyimide, améliorant la cohésion de la matière et ralentissant la propagation de fissures. L'irrégularité locale de la chimie des matériaux a été mesurée : une proportion de 0 à 5 % de polyimide en volume a été relevée. L'étude de leur variabilité est toutefois restreinte à quelques essais. Ces variations induisent une révision des propriétés locales et interfèrent sur le comportement mécanique.

I.1.4 Structure

I.1.4.A Empilement des strates

La morphologie des matériaux est illustrée par l'examen d'échantillons vierges suivant une approche multi-échelle, dont les paramètres sont donnés dans le tableau I-3.

Échelle	Macroscopique	Mésoscopique	Microscopique
Élément observé	Ensemble stratifié	Pli/interpli	Interpli/fibre
Ordre de grandeur	mm	20-500 μm	5-20 μm

Tableau I-3 : Échelles d'observation de la structure composite.

Les matériaux étudiés sont des composites stratifiés de 4 et 8 plis. L'étude porte également sur le pli unitaire, afin d'étudier le comportement de la structure élémentaire. La figure I-8 illustre en vue de coupe la superposition des strates en configuration 1, 4 et 8 plis, d'épaisseur respective 170, 650 et 1250 μm .

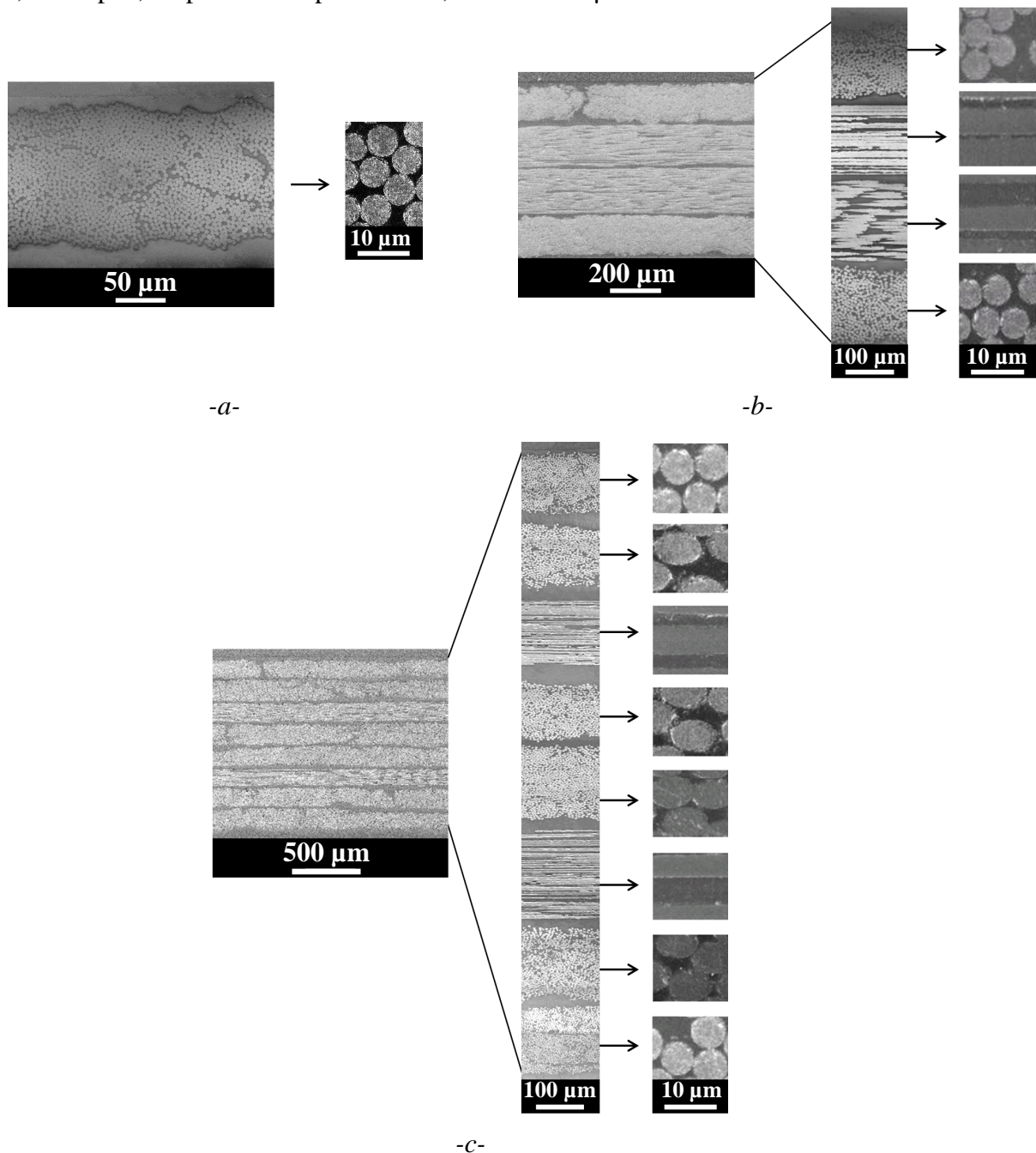


Figure I-8 : Observation microscopique des sections de composites avec visualisation à fort grossissement des sections de fibres en configuration : -a- 1 pli, -b- 4 plis, et -c- 8 plis.

Un interpli d'époxy, d'environ 30 μm d'épaisseur, assure la cohésion des plis. Cette fine couche est également présente en surface du matériau avec une épaisseur avoisinant les 20 μm . Les vues microscopiques à fort grossissement décrivent le caractère unidirectionnel du renfort. À partir de ces observations, le diamètre des fibres est évalué à $d = 5 \mu\text{m}$ et la distance interfibre cœur à cœur à $s = 8 \mu\text{m}$. La forme de la section des fibres permet une première approximation de l'orientation des différentes strates.

I.1.4.B Orientation des plis

Les nappes sont orientées à $[0^\circ/90^\circ]_S$ en configuration 4 plis et $[0^\circ/-45^\circ/90^\circ/45^\circ]_S$ pour la composite 8 plis. L'indice S caractérise la symétrie matérielle de la plaque suivant le plan médian afin d'équilibrer les dilatations différentielles lors de la phase de traitement thermique.

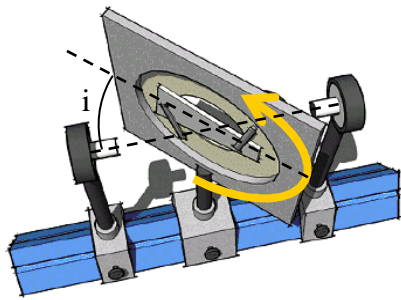
Cette orientation a été validée par analyse ultrasonore conduite sur les stratifiés 8 plis. La technique consiste à mesurer la vitesse de propagation d'une impulsion ultrasonore au sein d'un échantillon. La célérité de l'onde transverse est variable suivant la masse volumique traversée et donc suivant l'orientation des fibres dans le plan de propagation. Cela s'explique par l'augmentation de la vitesse transverse avec la section de renforts offerte au cisaillement. L'orientation des plis est alors mesurée avec une précision de l'ordre de 5° .

Les transducteurs piézoélectriques, émettant à 5 MHz, sont immergés en vis-à-vis dans un bain d'eau comme milieu de couplage, et la cible est placée sur cet axe. Le temps de vol et la célérité des ondes longitudinales sont déduits des impulsions émises et reçues. La détection des ondes transverses nécessite un angle d'incidence non nul entre l'axe des transducteurs et le plan de l'échantillon (figure I-9-a). Un goniomètre assure la rotation de la plaque autour de la normale avec une précision de 1° . Les vitesses de propagation longitudinale C_L et transverse C_T de l'onde ultrasonore sont calculées en fonction des temps de vol par les relations (I-2) :

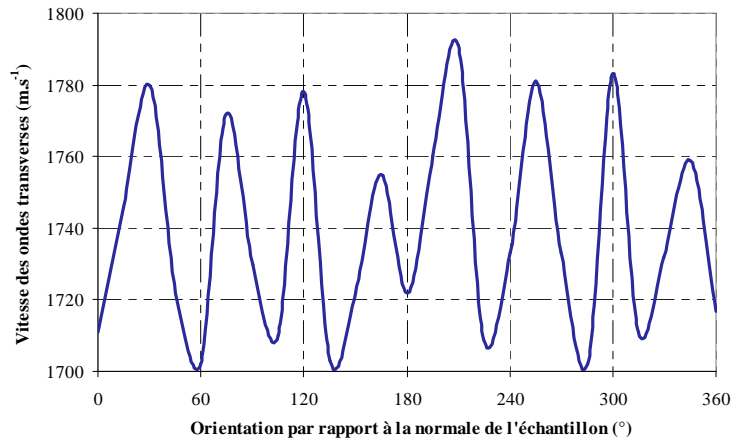
$$C_L = \frac{e}{t_{ech} - \frac{d-e}{C_{eau}}} \quad \text{et} \quad C_T = \frac{e \cdot C_{eau}}{\sqrt{e^2 + 2 \cdot e \cdot C_{eau} (t_{ech} - t_{eau}) \cos i} + C_{eau}^2 \frac{d-e}{C_{eau}} (t_{ech} - t_{eau})^2} \quad (I-2)$$

Où e est l'épaisseur de l'échantillon, t_{ech} le temps de vol, d la distance entre les deux transducteurs, C_{eau} la célérité des ondes dans le milieu de couplage, t_{eau} le temps de vol dans l'eau en l'absence d'échantillon, et i l'angle d'incidence entre l'axe de propagation des ondes et la surface de l'échantillon. La figure I-9 décrit l'analyse ultrasonore en termes de configuration expérimentale (figure I-9-a) et de vitesse des ondes transverses, relevée au cours de la rotation autour de la normale à la cible (figure I-9-b). La cible est inclinée à $i = 45^\circ$ par rapport à la direction incidente des ondes.

Les maxima de vitesse d'ondes transverses traduisent leur propagation dans la direction longitudinale des fibres d'un ou de plusieurs plis. La période des sauts de vitesse de 45° confirme l'orientation des strates. Pour une orientation relative de 165° , la célérité des ondes n'atteint pas la même amplitude que pour les autres plis. La vitesse d'onde transverse relevée à 345° , d'une inclinaison opposée à la précédente, est également moindre. Cela est dû à la faible épaisseur des plis présentant cette orientation ou à une proportion de fibres inférieure à celle des autres plis. Les observations de la coupe de l'échantillon confirment la faible épaisseur des deux plis centraux de la plaque.



-a-



-b-

Figure I-9 : Analyse ultrasonore pour la mise en évidence de l'orientation des strates : -a- Schéma du montage expérimental, la flèche incurvée indique la rotation autour de la normale à l'élément, et -b- Évolution de la vitesse de l'onde transverse suivant l'orientation par rapport à la normale à la plaque de composite 8 plis ($1,35 \times 100 \times 100$ mm). Conditions d'expérience : fréquence 5 MHz.

I.1.5 Propriétés

Les techniques d'homogénéisation [M. Lévesque 2004] permettent de caractériser le matériau composite et de quantifier ses propriétés. L'homogénéisation d'un milieu composite consiste à substituer les caractéristiques des phases par celles d'un milieu équivalent [Voigt 1889]. Ce processus est mis en œuvre à différentes échelles :

- À l'échelle micromécanique, les hétérogénéités des propriétés de la fibre et de la matrice sont lissées pour leur idéalisation en une phase élémentaire représentative.
- À l'échelle mésomécanique, le pli est homogénéisé par l'établissement des lois des mélanges relatives aux matériaux multiphasés.
- À l'échelle macromécanique, l'orientation des plis est homogénéisée d'après les principes de la théorie des stratifiés, suivant une cinétique de type Kirchhoff-Love en contraintes planes.

L'homogénéisation mésoscopique prend en compte l'hétérogénéité pli / interpli, en corrélation avec les observations de la structure et l'échelle de la sollicitation. C'est un bon compromis entre une échelle trop fine difficile à mettre en œuvre et une idéalisation limitée par des hypothèses simplificatrices.

La loi des mélanges [Brown 1955] consiste à prendre en compte les caractéristiques des phases au prorata de leur proportion volumique dans le pli avec l'hypothèse de sollicitations suivant les axes d'orthotropie. Cette loi considère le système fibre / matrice en série ou en parallèle suivant la direction de sollicitation. Les propriétés longitudinales sont données suivant l'approximation parallèle [Hashin 1964], avec une déformation uniforme des phases. Sous sollicitation transverse, la contrainte est homogène, traduisant une configuration en série des phases.

Dans ce paragraphe les exposants ^m et ^f distinguent les propriétés respectivement de la matrice et de la fibre. Les indices _L et _T spécifient le caractère longitudinal ou transverse, les symboles sont décrits dans la nomenclature au début du manuscrit.

I.1.5.A Propriétés physiques du pli

La caractérisation d'un composite débute avec la quantification de la proportion volumique de renfort. Ce paramètre est déterminé statistiquement par l'examen d'image conduit sur des observations de la microstructure (figure I-8) avec analyse des niveaux de gris (logiciel ImageJ). Le volume de renfort dans le pli est assimilé à la proportion surfacique de fibres relevée sur une section transverse. Il est évalué à $V^f = 70\%$ en moyenne.

La masse volumique du pli est donnée par la loi des mélanges (I-3), validée expérimentalement par pesée hydrostatique. Ici $\rho = 1630 \text{ kg.m}^{-3}$.

$$\rho = \rho^f \cdot V^f + \rho^m \cdot V^m \quad (\text{I-3})$$

La fraction massique du renfort dans le pli, donnée par (I-4), est de $M^f = 77\%$. Cette valeur est conforme aux résultats de l'analyse calorimétrique TGA de quantification massique des éléments en présence (paragraphe I.1.3.C Analyse TGA).

$$M^f = \frac{\rho^f \cdot V^f}{\rho^f \cdot V^f + \rho^m \cdot V^m} = \frac{\rho^f \cdot V^f}{\rho} \quad (\text{I-4})$$

I.1.5.B Propriétés mécaniques du pli

Les formules de calcul des propriétés élastiques du pli sont développées dans ce paragraphe [Berthelot 2005, D. Gay 2005]. Le module d'Young est donné dans la direction longitudinale par la relation (I-5). Son équivalent transverse, similaire suivant les directions T et Z, est déterminé par (I-6) :

$$E_L = V^f \cdot E_L^f + V^m \cdot E^m \quad (\text{I-5})$$

$$E_T = \frac{E^m}{1 - V^f \left(1 - \frac{E^m}{E_T} \right)} \quad (\text{I-6})$$

Soit $E_L = 201760 \text{ MPa}$ et $E_T = 8823 \text{ MPa}$ dans le domaine quasi-statique.

Le coefficient de Poisson principal ν_{TZ} caractérise la contraction suivant les deux directions transverses au pli, les coefficients secondaires $\nu_{LT} = \nu_{LZ}$ la contraction dans les plans de la fibre. Ici $\nu_{TZ} = 0,27$ et $\nu_{LT} = 0,30$.

$$\nu_{TZ} = \frac{\nu^m}{1 - V^f \left(1 - \frac{\nu^m}{\nu_{TZ}^f} \right)} \quad (\text{I-7})$$

$$\nu_{LT} = \nu_{LT}^f V^f + \nu^m V^m \quad (\text{I-8})$$

La contrainte limite à la rupture en traction longitudinale est calculée par (I-9) à $\sigma_{RL} = 3906$ MPa. Elle est assimilée à celle des fibres au prorata de leur proportion, puisqu'elles soutiennent la quasi-totalité des actions mécaniques longitudinales.

$$\sigma_{RL} = \sigma_{RL}^f \left[V^f + (1 - V^f) \frac{E^m}{E_L^f} \right] \approx \sigma_{RL}^f \cdot V^f \quad \text{car} \quad \frac{E^m}{E_L^f} \approx 0 \quad (\text{I-9})$$

La rupture sous sollicitation transverse intervient à un niveau de contrainte inférieur à celui de la rupture longitudinale, imputable à la rupture de la matrice ou de l'interphase. Le seuil de rupture transverse du pli, donné par l'équation (I-10), est d'environ $\sigma_{RT} = 110$ MPa pour une sollicitation quasi-statique.

$$\sigma_{RT} = \left[1 - \left(\sqrt{V^f} - V^f \right) \cdot \left(1 - \frac{E^m}{E_T^f} \right) \right] \cdot \sigma_R^m \quad (\text{I-10})$$

Les limites en compression ne sont pas calculées puisqu'amplement supérieures aux limites en traction [Allix 1994]. Les modules de cisaillement, caractérisant la déformation biaxiale, sont donnés dans le plan de sollicitation par (I-11) et interlaminaire par (I-12) :

$$G_{LT} = \frac{G^m}{1 - V^f \left(1 - \frac{G^m}{G_{LT}^f} \right)} \quad (\text{I-11})$$

$$G_{TZ} = G_{TZ}^f \cdot V^f + G^m \cdot V^m \quad (\text{I-12})$$

Soit $G_{LT} = 4,5$ GPa et $G_{TZ} = 4,1$ GPa. La rupture par sollicitation en cisaillement est quantifiée par les relations (I-13) et (I-14). L'application renseigne des valeurs de $\tau_{RLT} = 63$ MPa et $\tau_{RTZ} = 90$ MPa.

$$\tau_{RLT} = \left[1 - \left(\sqrt{V^f} - V^f \right) \cdot \left(1 - \frac{G^m}{G_{LT}^f} \right) \right] \cdot \tau_R^m \quad (\text{I-13})$$

$$\tau_{RTZ} = \left[\frac{1 - \sqrt{V^f} \left(1 - \frac{G^m}{G_{TZ}^f} \right)}{1 - V^f \left(1 - \frac{G^m}{G_{TZ}^f} \right)} \right] \cdot \tau_R^m \quad (\text{I-14})$$

Sur la base de ces résultats, les propriétés dynamiques du pli sont identifiées par modélisation du matériau sous choc. Ces valeurs sont données en annexe C.

I.1.5.C Validation expérimentale

Les propriétés calculées sont comparées avec les résultats d'une caractérisation ultrasonore. Cette technique permet d'évaluer les propriétés élastiques pour une vitesse de déformation d'environ 200 s^{-1} à partir de la célérité des ondes dans la matière [Markham 1969, Smith 1972]. Ces dernières s'énoncent en fonction des coefficients de Lamé par (I-15).

$$C_L = \sqrt{\frac{\lambda + 2\mu}{\rho}} \quad \text{et} \quad C_T = \sqrt{\frac{\mu}{\rho}} \quad (\text{I-15})$$

Ces coefficients sont exprimés en fonction des paramètres élastiques par la relation (I-16).

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad \text{et} \quad \lambda = \frac{E \cdot \nu}{(1+\nu) \cdot (1-2\nu)} \quad (\text{I-16})$$

La combinaison des formules (I-15) et (I-16) donne les paramètres élastiques en fonction de la célérité des ondes :

$$\nu = \frac{2\left(\frac{C_T}{C_L}\right)^2 - 1}{2\left(\frac{C_T}{C_L}\right)^2 - 2}, \quad E = 2 \cdot C_T^2 \cdot \rho (1+\nu) \quad \text{et} \quad G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (\text{I-17})$$

Dans nos conditions d'expériences, la précision du module élastique est de l'ordre de 10% [Audoin 1991].

- Propriétés acoustiques mesurées : $C_L = 2926 \text{ m.s}^{-1}$, $C_T = 1734 \text{ m.s}^{-1}$.
- Propriétés données par (I-17) : $\eta = 0,229$, $E = 12 \text{ GPa} \pm 10\%$, $G = 4,9 \text{ GPa}$.

Ces propriétés dynamiques sont plus élevées que celles obtenues par calcul d'homogénéisation pour une sollicitation quasi-statique.

I.1.6 Fabrication des plaques

Les plaques composites sont confectionnées suivant une procédure manuelle, source de variations de la morphologie et des propriétés des plaques.

I.1.6.A Procédure

Les fibres préimprégnées fournies par le constructeur sont entreposées sous atmosphère protectrice pour la suspension des réactions de la résine en phase vitrifiée. Le drapage est la phase qui octroie au matériau sa morphologie et l'orientation des plis par superposition des nappes. L'addition de chaque couche est accompagnée d'une compression manuelle des plis pour en extraire les inclusions d'air et aplanir leur surface. La mise sous vide de la plaque de composite dans une enveloppe hermétique contribue à sa compaction sous l'effet du gradient de pression.

L'étape de traitement thermique en autoclave, dont le dispositif et l'évolution du cycle pression-température sont proposés en figure I-10, génère la réticulation complète de la

matrice. Cette opération confère à la structure sa rigidité et ses caractéristiques mécaniques. La plaque est soumise aux opérations de parachèvement telles que l'ébavurage, le détourage et le ponçage, ainsi qu'à un contrôle non destructif par ultrason.

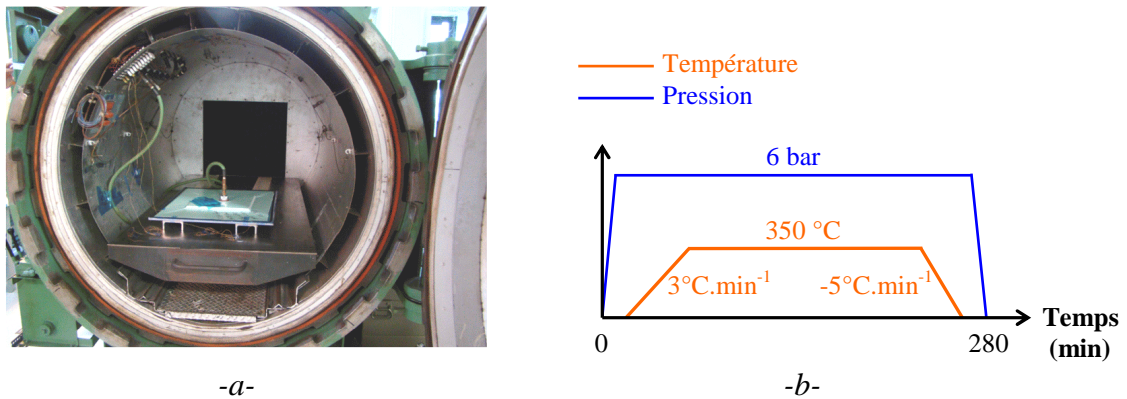


Figure I-10 : Traitement thermique des composites : -a- Autoclave, et -b- Schéma simplifié du cycle pression/température de polymérisation.

I.1.6.B Structure après fabrication

Les plaques stratifiées sont susceptibles d'abriter des déficiences structurelles ou des amorfes d'endommagement, à même de s'étendre sous l'effet d'une sollicitation thermomécanique. Les principaux défauts préjudiciables aux performances des composites sont les suivants, par ordre d'importance :

- La dégradation de l'adhérence des plis entre eux est imputable à l'oubli d'un film protecteur lors du drapage, ou à des produits polluants (eau ou lubrifiant), qui contaminent localement la matrice à l'état fondu. Ces détériorations des propriétés adhésives sont indécélables par les techniques conventionnelles.
- La variation de la proportion de renfort dans le pli est conditionnée par la quantité initiale d'époxy et sa conservation lors de la phase de compression. La figure I-11 illustre l'arrangement local irrégulier du renfort. Sa proportion volumique s'étend de 30 à 90 % sur des échantillons issus de lots différents. La répercussion de cette fluctuation sur les propriétés du pli est importante (voir tableau I-4) et la propagation des ondes de choc est affectée (voir Chapitre III).

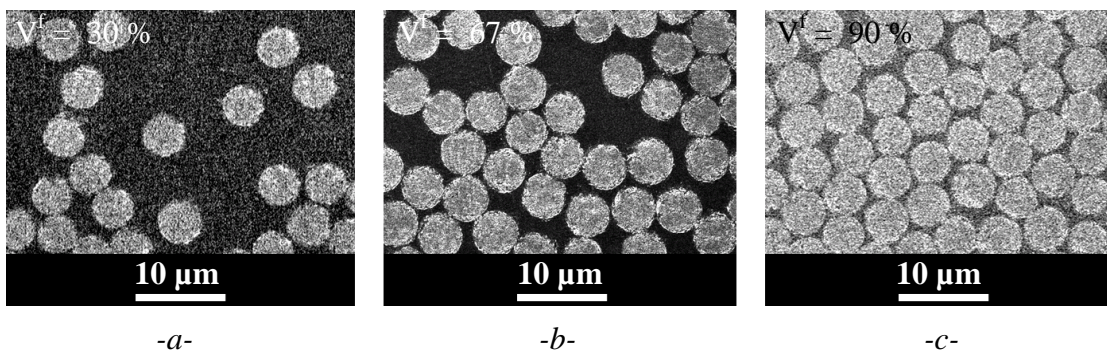


Figure I-11 : Observation microscopique de la variation de proportion volumique de renfort dans le pli : -a- $V^f = 30\%$, -b- $V^f = 67\%$, et -c- $V^f = 90\%$.

- L'arrangement hétérogène des fibres est à l'origine de variations d'épaisseur des plis et des interplis. La dispersion est particulièrement importante pour les deux plis centraux d'orientation identique, les fibres intégrant plus commodément le pli adjacent.

- L'épaisseur macroscopique des stratifiés présente également une importante variabilité, y compris au sein d'une même plaque. L'écart est plus marqué entre la zone centrale et les extrémités de la plaque, moins soumises à la compression. La figure I-12 illustre ces écarts en termes d'étendue sur l'exemple du composite 8 plis.

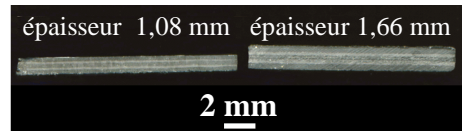


Figure I-12 : Variations d'épaisseur d'échantillons de composites 8 plis en vue de coupe.

- Des absences locales de fibres sont illustrées en figure I-13. Elles accentuent la variabilité morphologique du pli et compromettent les observations post-choc par amalgame avec les fissures consécutives au choc. Ces lacunes sont initiées lors des procédures manuelles de drapage et de compression, durant lesquelles des zones vides de fibres sont constituées.

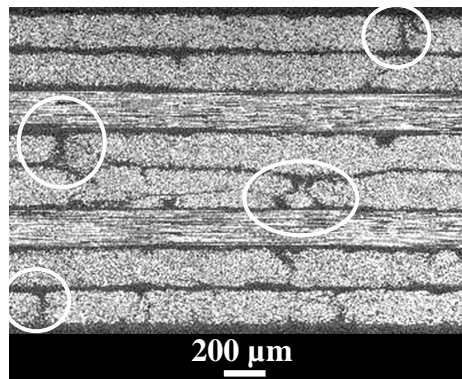


Figure I-13 : Mise en évidence d'absence locale de fibre sur une observation microscopique d'une section de composite 8 plis.

- Outre les lacunes locales de fibre, la porosité de la matrice est observée sur certains échantillons. Cette déficience est plus prononcée en périphérie des plaques, où l'évacuation des bulles d'air par compression manuelle est moins importante. La figure I-14 met en avant ces microcavités dans la matrice, de répartition aléatoire dans l'épaisseur du stratifié et dont la taille atteint jusqu'à 10 μm. Les conséquences sur la propagation du choc restent minimales puisque la proportion volumique du défaut est faible avec la mise sous vide du matériau.

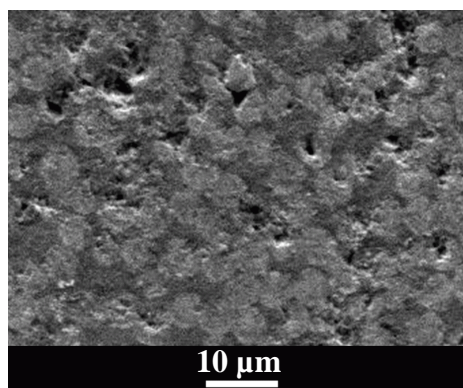


Figure I-14 : Microstructure en vue de coupe d'un pli présentant un faciès poreux. La surface a été mise à jour par traitement métallographique doux.

- Les écarts de direction des plis par rapport à l'orientation nominale sont dus au positionnement manuel de la strate lors de la phase de drapage. Ce défaut présente une faible étendue et l'impact sur la réponse aux sollicitations transverses est minime.
- Des contraintes résiduelles sont générées par les écarts de contraction thermique entre la fibre et sa matrice lors du refroidissement. Le phénomène est accru si le traitement thermique en autoclave n'est pas scrupuleusement observé, ou si l'autoclave n'est pas parfaitement hermétique.

La variabilité des matériaux, à défaut d'être corrigible, est identifiée. Ses conséquences sur la propagation des ondes font l'objet d'une analyse paramétrée supportée par la simulation (Chapitre III). Le tableau I-4 synthétise pour chaque paramètre mesurable ou calculable l'étendue des variations et la tolérance retenue pour la mise en œuvre expérimentale. La gamme admissible proposée permet de conserver plus de la moitié des échantillons. Chaque campagne expérimentale est réalisée sur des échantillons présentant une variabilité d'épaisseur très faible afin de relever des résultats comparables.

Les mesures de proportion de polyimide, d'étendue des lacunes et des écarts d'orientation du pli n'ont fait l'objet que de quelques mesures et les valeurs sont indicatives.

Paramètre variable		Étendue	Moyenne	Gamme admise	
Proportion volumique de fibre	(%)	30 - 90	70	/	
Proportion volumique de nodules de polyimide	(%)	0 - 5	/	/	
Propriétés du pli (calcul d'homogénéisation)	Masse volumique	(kg.m ⁻³)	1419 - 1737	1630	/
	Célérité du son	(m.s ⁻¹)	2780 - 3150	3000	/
Épaisseur des strates	Couche périphérique	(μm)	0 - 43	16	/
	Interpli	(μm)	0 - 58	28	/
	Pli	(μm)	65 - 215	135	/
Épaisseur des stratifiés	1 pli	(μm)	104 - 212	170	170 ± 15
	4 plis	(μm)	470 - 810	655	655 ± 50
	8 plis	(μm)	1080 - 1660	1260	1260 ± 80
Lacune de fibre en volume	(%)	< 5%	/	/	
Écarts d'orientation du pli (mesure de l'ordre du degré)	(°)	0-3	/	/	

Tableau I-4 : Synthèse des variations des propriétés des composites et de leur admissibilité.

I.1.7 Endommagement des composites

L'étude est focalisée sur l'endommagement initié par une sollicitation transverse dynamique et une amorce d'endommagement est significative de la rupture.

Les différents types de rupture sont identifiés sur la figure I-15 : la décohésion fibre/matrice (figure I-15-a) et la microfissuration matricielle (figure I-15-b) sont amorcées dans le pli à l'échelle microscopique. La coalescence de ces défauts engendre sur les figures I-15-c et -d la fissuration du pli, qui conduit éventuellement à sa désolidarisation du reste du stratifié. Le délaminage désigne cette dislocation lamellaire mésoscopique, consécutive à la microfissuration interne. Il est qualifié d'intralaminaire lorsqu'intérieur au pli (figure I-15-c), tandis que le délaminage interlaminaire concerne la rupture de la zone interpli (figure I-15-d).

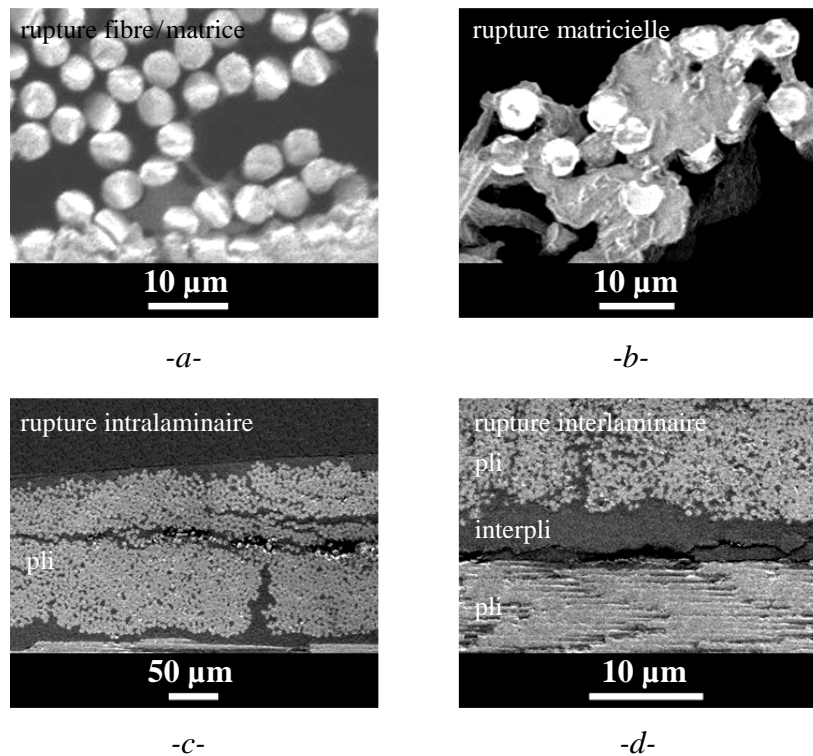


Figure I-15 : Mécanismes de dégradation sous sollicitation transverse de composites observés en vue coupe. La rupture est localisée en zone : -a- Fibre/matrice, -b- Matricielle, -c- Intralaminaire, et -d- Interlaminaire.

I.2 Assemblages collés

Le dimensionnement des attaches d'une pièce est primordial à son intégration à la structure et à la tenue de l'ensemble. L'opération d'assemblage est réalisable par soudage, collage, rivetage ou boulonnage.

Ces deux dernières techniques nécessitent l'aménagement de trous par moulage ou perçage, particulièrement préjudiciables à la tenue de matériau composite. L'alésage induit la discontinuité des fibres, le moulage leur désalignement. La diminution localisée de la résistance à la rupture atteint jusqu'à 50% en traction et 20 % en compression [Shastry 1977]. L'usure accélérée des outils d'alésage est par ailleurs un problème industriel récurrent, imputable à la dureté des fibres de carbone. La pose de boulons ou de rivets concentre les contraintes et conduit au délaminage prématuré du stratifié au voisinage de l'ouverture. L'assemblage par collage des plaques de composites écarte ces inconvénients. Leur intégrité doit être vérifiée afin de s'assurer qu'elle ne limitera pas la durée de vie de la structure.

La jonction par collage confère à la structure des propriétés d'isolation thermique et acoustique, d'étanchéité, d'absorption des vibrations, d'esthétique, d'aérodynamisme, en plus de la légèreté et de la meilleure distribution des contraintes le long du joint. Le collage est un procédé facile et rapide à mettre en œuvre en industrie, avec des coûts de fabrication raisonnables. Il est en contrepartie impossible de désassembler la structure.

À titre d'exemple la société Airbus compte à l'heure actuelle pas moins de 345 assemblages collés sur ses modèles. Les patches composites sont par ailleurs appliqués par collage pour pallier aux déficiences locales et assurer la tenue aux sollicitations.

Cette technique d'assemblage consiste à solidariser par attraction moléculaire deux parties distinctes (substrats) avec un adhésif interposé. Plusieurs configurations de solidarisation sont envisagées, suivant la géométrie des adhérents, l'espace alloué, mais aussi suivant la force de la jonction, directement proportionnelle à la surface du collage. La figure I-16 passe en revue les configurations géométriques de collage de plaques. La technique généralement mise en pratique est le recouvrement : rapide, sans traitement mécanique lourd et avec une surface de contact modulable par chevauchement.

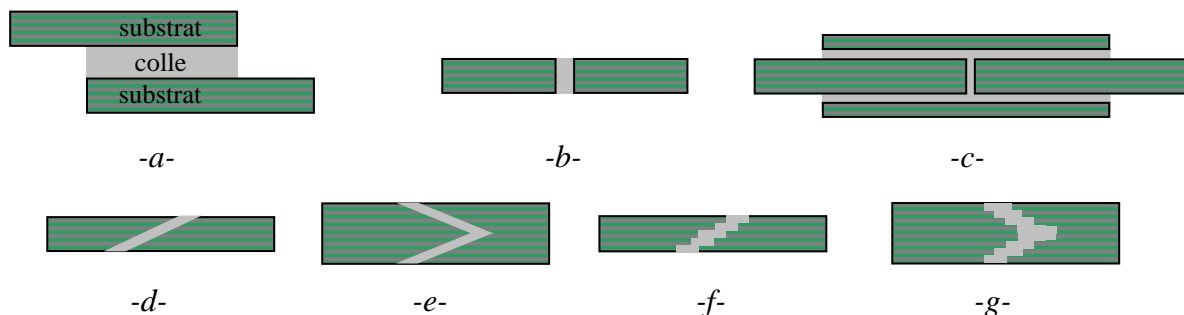


Figure I-16 : Configurations de collage de plaques de composites parallèles [Hart-Smith 2002] : -a- Recouvrement, -b- Joint en bout, -c- Joint en bout avec recouvrement, -d- Joint biseauté, -e- Joint biseauté double, -f- Joint en escalier, et -g- Joint en escalier double.

I.2.1 Notion d'adhérence

L'adhérence est le travail d'interaction entre deux surfaces résistant à leur séparation, qui quantifie les performances d'un collage. Les notions d'adhésion et d'adhérence sont différenciées : l'adhésion fait référence à l'énergie de liaisons interfaciales à l'échelle atomique. L'adhérence prend en compte, en plus de l'adhésion, l'énergie dissipée lors de la sollicitation de l'interface. Dans le cas d'une mesure de cohésion, l'adhérence correspond à l'énergie totale développée pour solliciter le joint.

Les phénomènes microscopiques à l'origine de la cohésion des interfaces sont de nature physico-chimique. L'accroche mécanique résulte de la pénétration capillaire puis du séchage de la colle dans les sites morphologiques du substrat. Cette accroche mécanique est sans interdiffusion ni réaction chimique entre les deux constituants, sa qualité est assujettie à la rugosité, la porosité, à la propreté et la mouillabilité du substrat.

L'accroche chimique correspond à l'association des molécules de part et d'autre de l'interface. Leur attraction mutuelle donne lieu à des liaisons interatomiques par pontage covalent, ionique ou métallique, dont la force dépend des éléments. L'ajout d'un agent de couplage favorise la formation de liaisons covalentes à l'interface par modification de la nature du joint. Les accroches mécaniques et chimiques sont étroitement liées, la rugosité surfacique définissant la surface de contact pour l'ancrage des liaisons chimiques.

L'intégrité d'un joint collé dépend de deux facteurs prépondérants : la qualité des interfaces et les propriétés adhésives de la colle.

I.2.2 Collage des composites

I.2.2.A Géométrie des échantillons

Les plaques composites assemblées par recouvrement sont illustrées en vue de coupe en figure I-17. Les échantillons présentent une épaisseur avoisinant les 1,6 mm pour un collage de composite 4 plis (figure I-17-a) jusqu'à 3 mm pour les assemblages de composites 8 plis (figure I-17-c).

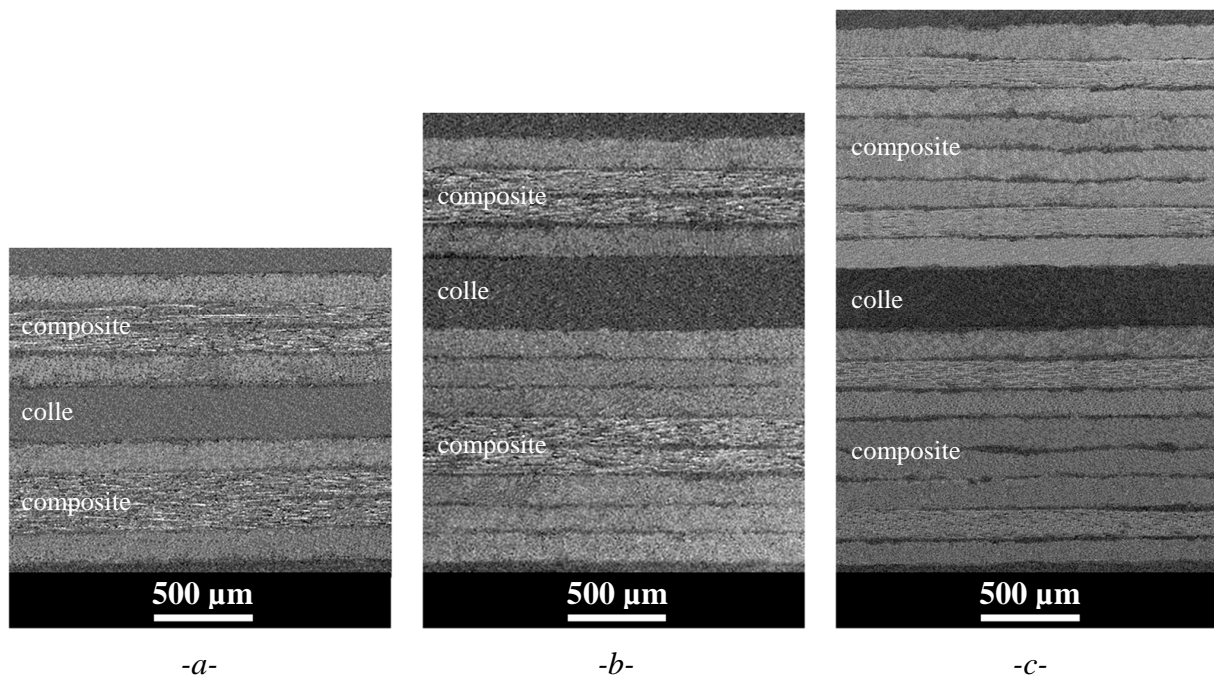


Figure I-17 : Observations microscopiques des sections d'assemblages collés de configurations : -a- 4 plis/colle/4 plis, -b- 8 plis/colle/4 plis, et -c- 8 plis/colle/8 plis.

I.2.2.B Colles utilisées

Les adhésifs mis en œuvre sont des colles époxydes en film ou en pâte, soutenant les sollicitations thermomécaniques subies par les structures aéronautiques. La similitude matérielle avec le substrat établit à l'échelle atomique des liaisons covalentes fortes pour un faible différentiel d'expansion thermique.

Ce paragraphe détaille les caractéristiques générales des colles retenues dans le cadre de l'étude. Leurs propriétés sont comparées en annexe C. Leur microstructure est illustrée en figure I-18.

- **Cytec FM73** est un film adhésif d'époxy modifié et de cyanamide fourni par la société Cytec, de couleur jaune foncé et d'une épaisseur calibrée variable de 0,40 à 0,525 mm. Sa structure réticulée est visualisée en figure I-18-a et -b. Ce film est utilisé pour les structures d'aluminium et de composite à vocation aéronautique. Il présente des performances structurelles optimales [Cytec.com] dans une gamme de température de -55°C à 82 °C et en milieu humide.

- **Loctite Hysol EA9394** est également une colle époxyde, de couleur grise/argentée, avec des nodules de polyimide. La colle est issue du mélange stœchiométrique de durcisseur dans la résine, ce qui équivaut à un ratio résine : durcisseur de 100 : 7. Sa fluidité lui confère une bonne pénétration dans les microporosités de la surface. Ses propriétés d'adhérence sont remarquables [Guess 1995, Henkel 2002, Loctite 2002] jusqu'à 177°C, même si elles restent inférieures aux performances de FM 73. La mise en œuvre d'une telle pâte, bien qu'appliquée entre cales, induit d'importantes différences d'épaisseur de joint (130 µm à 450 µm). La figure I-18-c illustre la structure biphasée de la colle avec les nombreuses inclusions de polyimides.

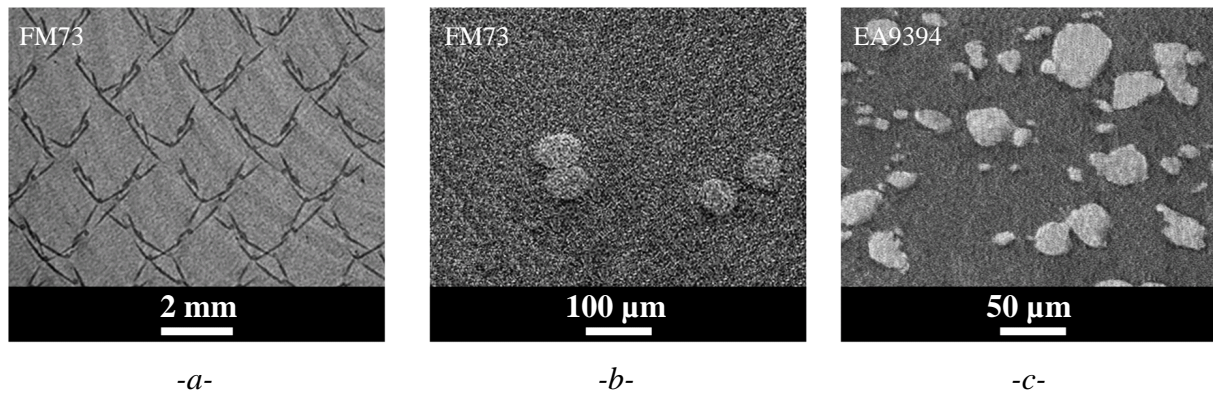


Figure I-18 : Observation de la microstructure des colles en vue de coupe : -a- Colle en film FM73 dans une section parallèle à l'interface par microtomographie, -b- Colle FM73 en vue de coupe transverse MEB, et -c- Colle en pâte EA9394 en vue transverse.

I.2.2.C Mode opératoire de collage

Le mode opératoire tel qu'il est pratiqué à l'Institut de Recherche Aéronautique présente plusieurs variantes suivant la colle utilisée. L'élaboration des assemblages débute avec une opération de séchage puis de sablage des plaques de composites pour améliorer l'accroche mécanique [Morris 1993]. Un nettoyage au solvant Méthylethylketone élimine les impuretés. La préparation de la colle EA 9394 consiste à mélanger la résine au durcisseur suivant les proportions stœchiométriques. Le durcissement de cette colle requiert un cycle de polymérisation de 24h, accéléré par un réchauffement d'1h à $66^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$. La colle en film FM 73 requiert un traitement thermique en autoclave à $121^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ pendant 1h. Une scie diamantée découpe les échantillons, après quoi l'adhérence est mesurée par l'essai de pelage sur un coupon représentatif du lot.

Éventuellement les assemblages présentent une variation contrôlée de leur degré d'adhérence [Barroeta-Robles 2010]. Cette perspective ouvre la possibilité d'évaluer la sensibilité de la technique à détecter les joints faibles.

I.2.2.D Structure après fabrication

Les défauts des assemblages de composites sont schématisés en figure I-19 et illustrés en figure I-20.

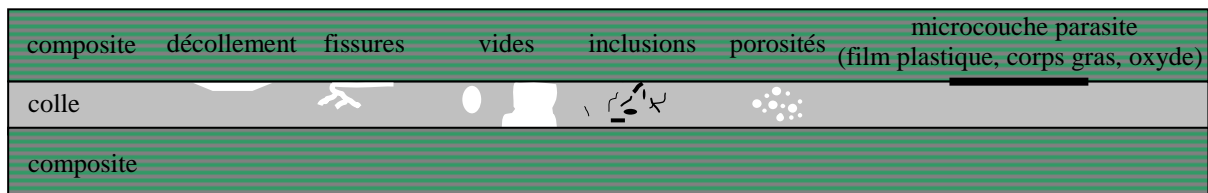


Figure I-19 : Schéma des principaux défauts dans les assemblages collés [Adams 1988].

Chaque étape du processus d'assemblage est cruciale pour la fabrication d'un joint sans défaut : le stockage correct des adhésifs limite leur vieillissement et la diminution de propriétés qui s'ensuit. Le mélange conforme des phases suscite la réaction stœchiométrique

des constituants, et l'application homogène de l'adhésif restreint les vides ainsi que les fluctuations d'épaisseur du joint. La phase de traitement thermique, dont le procédé ne présente que peu d'aléas, n'est pas mise en cause dans la présence de défauts, à moins que le cycle thermique ne soit pas respecté, ou que l'autoclave soit défectueux. Le joint faible est quant à lui dû aux variabilités des propriétés de l'adhésif, à un contaminant de type oxyde, corps gras ou par oubli d'un film protecteur sur les surfaces à assembler.

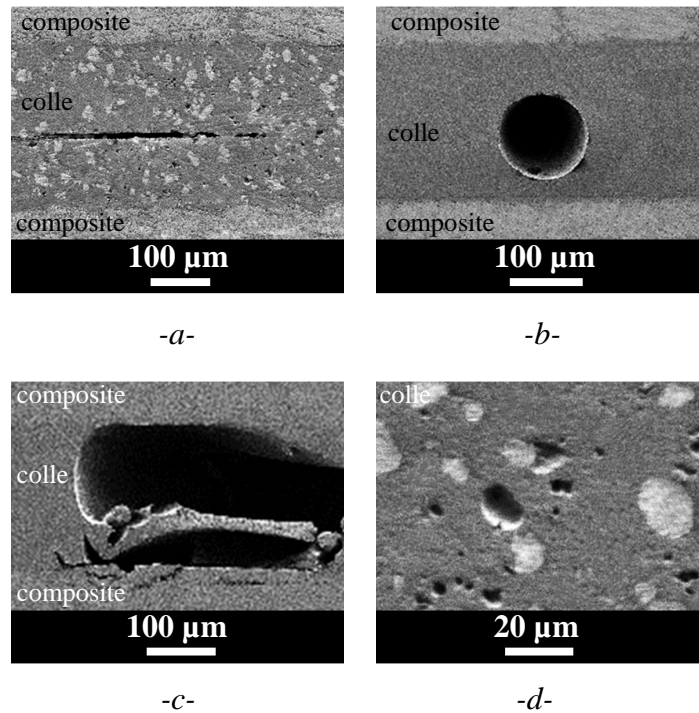


Figure I-20 : Défauts de collage observés au MEB en vue de coupe : -a- Fissures médianes dans le joint, -b- Bulle d'air dans la colle, -c- Absence localisée de colle, et -d- Porosité à l'échelle microstructurale.

Les défauts apparents tels que les inclusions, vides, porosités, dislocations, décollements et fissures sont décelés par moyens conventionnels. Les joints faibles présentent une cohésion macroscopique mais une adhérence diminuée. Les techniques non destructives classiques ne sont pas suffisantes à sa détection [Adams 1988, Pethrick 2000, Hart-Smith 2002, Ehrhart 2010]. Les changements de propriétés surviennent dans des volumes interfaciaux d'épaisseur sub-microscopique, en dessous de la longueur d'onde ultrasonore [Tattersall 1973, Crane 2008] ou de la résolution d'un tomographe. Le joint faible est communément défini par les trois caractéristiques suivantes [P.-N. Marty 2004] :

- Force d'adhérence inférieure à 20% de la valeur nominale.
- Indécelable par technique conventionnelle ultrasonore.
- Rupture adhésive.

Le stade plus avancé de déficience de l'interface est défini par le terme anglo-saxon "kissing bond", qui caractérise deux surfaces désolidarisées en contact. Cette configuration autorise la propagation d'ondes ultrasonores, validant l'intégrité d'une telle structure. Les propriétés d'adhérence du kissing bond sont nulles, et induisent la concentration des contraintes au voisinage du défaut, à l'origine de la décohésion totale du joint sous l'effet de cycles thermomécaniques. La détection de ce défaut est une priorité industrielle et l'essai d'adhérence par choc est proposé pour solliciter mécaniquement l'interface.

Deux types de rupture sont distingués, schématisés en figure I-21 : la rupture adhésive ou interfaciale (figure I-21-a) et la rupture cohésive (figure I-21-b) interne au matériau massif. La liaison interfaciale présente communément un comportement à la rupture fragile sans plastification.



Figure I-21 : Schémas du mode de rupture d'un assemblage collé sous sollicitation normale : -a- Rupture adhésive, et -b- Rupture cohésive.

Conclusion du premier chapitre

Ce premier chapitre fait l'inventaire des méthodes d'analyse chimique et morphologique des composites et des défauts liés au procédé de fabrication. Ces défauts ne peuvent être éliminés dans la plupart des cas mais sont précisément quantifiés.

Particulièrement la proportion aléatoire de renfort au sein du pli, ainsi que la progression morphologique des strates dans leur épaisseur sont à l'origine de modifications importantes des propriétés du composite.

Ces variations sont accentuées pour les assemblages collés avec l'addition de défauts propres aux colles. Parmi les défauts observés, le joint faible s'illustre comme particulièrement dangereux pour la pérennité de la structure. Un moyen de prévenir ce défaut est de soumettre la structure à un essai d'adhérence par choc laser qui exclura les assemblages faibles. Les aspects théoriques et pratiques de la méthode d'essai d'adhérence par choc laser sont développés dans le chapitre suivant.

CHAPITRE II

Choc laser et essai d'adhérence

Introduction du deuxième chapitre	43
II.1 Essais d'adhérence	45
II.1.1 Flexion 3 points	45
II.1.2 Essai de pelage.....	46
II.1.3 Plot collé	46
II.1.4 Essai Arcan	47
II.1.5 Validation ultrasonore	47
II.1.6 Synthèse des essais d'adhérence.....	48
II.2 Description théorique et phénoménologique du choc laser	49
II.2.1 Génération d'une onde de choc par laser impulsionnel	50
II.2.1.A Irradiation en mode direct.....	53
II.2.1.B Irradiation en mode confiné	54
II.2.2 Propagation d'une onde de choc	56
II.2.2.A Passage d'une interface dans un composite	56
II.2.2.B Propagation des ondes dans un composite	59
II.2.3 Processus d'endommagement	62
II.2.3.A Génération de contrainte in situ - Écaillage	62
II.2.3.B Analyse des signaux de vitesse pour le diagnostic de la rupture	64
II.2.4 Intérêts et limites de l'essai d'adhérence par choc laser	66
II.3 Mise en œuvre expérimentale	67
II.3.1 Générateurs de choc.....	67
II.3.1.A Sources laser	68
II.3.1.B Générateur électrique	70
II.3.2 Diagnostics en temps réel	71
II.3.2.A Mesure de vitesse par VISAR.....	72
II.3.2.B Mesure de vitesse par Vélocimétrie Hétérodyne	74
II.3.2.C Visualisation transverse	76
II.3.3 Diagnostics post-choc.....	78
II.3.3.A Macro- et micrographie	78
II.3.3.B Microtomographie.....	80
II.3.3.C Détection ultrasonore	81
II.3.3.D Récupération des fragments.....	82
II.3.4 Synthèse des diagnostics du délaminage	84
II.4 Modélisation du choc laser	85
II.4.1 Codes de calcul	86
II.4.1.A Interaction Laser-Matière	86
II.4.1.B HUGO	86
II.4.1.C SHYLAC.....	87
II.4.1.D ABAQUS	87
II.4.1.E RADIOSS.....	87
II.4.2 Paramétrage de la simulation.....	88
II.4.2.A Paramétrage du calcul.....	88
II.4.2.B Paramètres du modèle et hypothèses.....	89
II.5 Illustration	91
Conclusion du deuxième chapitre	94

Introduction du deuxième chapitre

Ce deuxième chapitre traite du choc, particulièrement induit par laser, des moyens expérimentaux et numériques associés, et de leur mise en œuvre pour l'essai d'adhérence.

Dans un premier temps les techniques conventionnelles de contrôle d'adhérence des assemblages de composites sont comparées. Les lacunes de ces essais soulignent la nécessité de développer de nouveaux procédés.

La mécanique du choc est ensuite détaillée suivant la chronologie des phénomènes : la génération, la propagation et l'éventuel endommagement induit par choc sont successivement décrits. L'annexe B complète cette sous partie avec le détail des lois qui régissent la mécanique des chocs.

Les dispositifs expérimentaux mis en œuvre dans le cadre de l'étude sont par la suite détaillés avec les générateurs de choc et l'instrumentation.

La quatrième partie de ce chapitre expose les méthodes numériques et les outils permettant de quantifier les contraintes et les limites à la rupture par approche inverse. L'illustration de l'essai d'adhérence par choc sur assemblages simples conclut le chapitre.

II.1 Essais d'adhérence

Les techniques de contrôle de l'adhérence mettent en œuvre diverses sollicitations (de mode distinct ou mixte) et se dissocient suivant leur caractère mécanique ou non mécanique. Les niveaux d'adhérence sont exprimés en contraintes ou en énergie, et sont alors difficilement comparables [Banea 2009].

- Les méthodes mécaniques sont conduites sur des échantillons représentatifs de la structure à inspecter :

Les essais directs, de type essais de traction et de cisaillement (plot collé, essai Arcan) pour lesquels la contrainte d'adhérence est directement mesurée.

D'autres méthodes permettent l'obtention d'une valeur d'adhérence par simulation de l'essai (choc laser, essai de rayure).

Les méthodes par indentation et rupture interfaciale, dont l'essai de pelage, de gonflement, mesurent l'énergie nécessaire à la propagation d'une fissure préalablement initiée à l'interface. De ce fait, elles s'affranchissent de l'énergie d'initiation de fissure pour ne restituer que l'énergie de propagation de fissure, proche de l'énergie d'adhésion.

- Les techniques non mécaniques, de type ultrasonores ou par émission thermoacoustique (thermographie, shearographie, spectroscopie par résonance), ne sollicitent pas directement les interfaces, et sont restreintes à la détection de défauts ouverts. Ces techniques pourraient valider un joint faible [Crane 2008].

Les ondes ultrasonores ont le potentiel d'apprécier les propriétés élastiques d'un joint par association entre leur propagation et la résistance intermoléculaire [Weise 2001].

Les méthodes appliquées en industrie pour la validation de l'adhérence d'assemblages de composites sont développées dans ce paragraphe : flexion 3 points, pelage, plot collé, son dérivé l'essai Arcan ainsi que la méthode non mécanique ultrasonore. Une synthèse des bénéfices et contreparties de ces techniques conclut ce premier point, et met en avant l'intérêt de la technique de choc induit par laser (paragraphe II.1.6).

II.1.1 Flexion 3 points

La facilité de mise en œuvre et la sensibilité de mesure sont les atouts majeurs de cette technique, dont le principe est donné sous forme schématique en figure II-1. L'interface est sollicitée en cisaillement par la flexion de l'assemblage. La contrainte est non linéaire, plus importante à proximité des points d'application de l'effort. Cette concentration de contrainte est restreinte par l'addition d'un point d'effort supplémentaire. La flexion 5 points est éventuellement mise en œuvre pour les assemblages de très grandes dimensions.

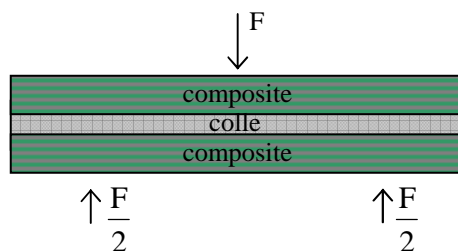


Figure II-1 : Schéma de principe de l'essai de flexion 3 points sur un assemblage collé.

II.1.2 Essai de pelage

Le pelage, dont la mise en œuvre est illustrée en figure II-2, assimile l'adhérence d'assemblages à l'énergie nécessaire à leur rupture, obtenue par mesure de la résistance interfaciale au décollement.

Le substrat est solidarisé mécaniquement au vérin hydraulique, appliquant l'effort F pour ouvrir le joint. Cette configuration est à l'origine de sollicitations complexes dont il est délicat de quantifier la part des modes simples et de cisaillement.

Cet essai a été mis en pratique à l'IRA pour la validation quasi-statique de la force des assemblages. Il en résulte une résistance relative de pelage de 2810 N.m^{-1} pour l'assemblage solidarisé avec FM73 et 736 N.m^{-1} pour la colle EA 9394. L'essai montre la supériorité des propriétés adhésives de la colle en film FM73 par rapport à la colle EA9394.

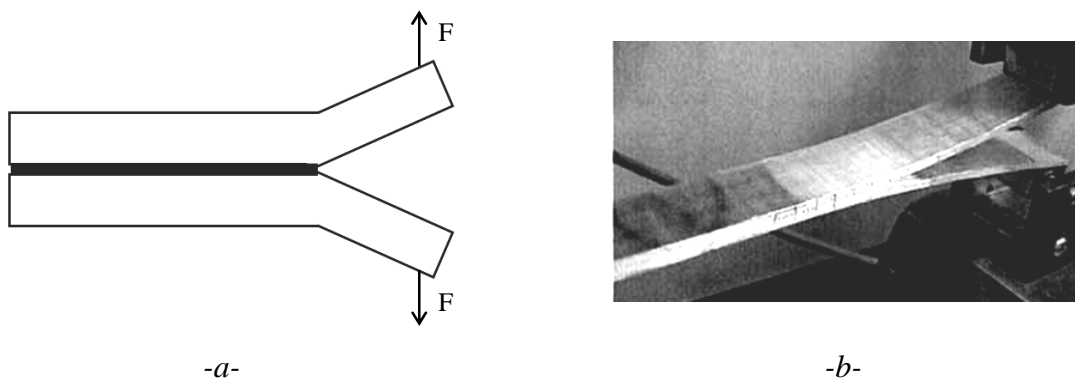


Figure II-2 : Dispositif expérimental de l'essai de pelage : -a- Schéma de principe, et -b- Dispositif expérimental appliqué à un assemblage de composites [Baley 2004].

II.1.3 Plot collé

Cet essai normalisé [NF EN 582 - ASTM C633], similaire aux essais de traction et dont le principe est donné en figure II-3, met en œuvre une contrainte dont le taux de déformation dépend de la machine de traction (pouvant aller de quasi-statique à dynamique). La sollicitation est majoritairement normale aux interfaces et son amplitude est d'autant plus importante que la section collée est minimale.

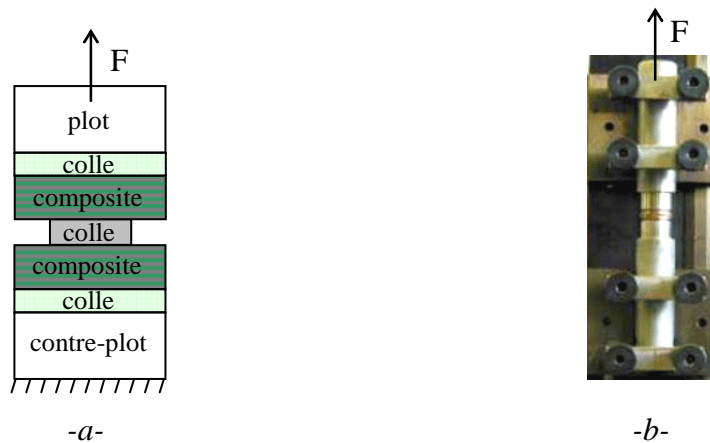


Figure II-3 : Dispositif expérimental de l'essai de plot collé : -a- Schéma de principe, et -b- Porte-échantillon.

Une colle cyanolite assure la cohésion et la transmission homogène des efforts du plot au substrat. Ce joint soutient une contrainte inférieure à celle de la colle à tester. L'inconvénient majeur de cette technique, outre la fabrication d'un échantillon dédié, réside dans l'alignement des parties mobiles afin de minimiser toute sollicitation en cisaillement.

II.1.4 Essai Arcan

L'essai Arcan [Arcan 1978] se défait des exigences d'alignement liées à la technique du plot collé par rotation du porte-échantillon. Les sollicitations générées évoluent de normale à tangentielle avec des combinaisons intermédiaires en mode complexe. La figure II-4 illustre le montage de type Arcan à boulonner sur une machine de traction conventionnelle : deux matrices semi-circulaires sont assemblées aux vérins hydrauliques à différents points d'accroche suivant le mode de sollicitation recherché. Le porte échantillon est équipé de rainures en queue d'aronde pour la fixation de l'éprouvette bitrapézoïdale, de dimension médiane ajustable.

Cette géométrie particulière de l'éprouvette confère un champ de contrainte uniforme, maximal dans la section centrale de l'échantillon, pour l'essai d'adhérence d'assemblages résistants. L'encrage mécanique est plus robuste que le collage de l'essai précédent. Le revers de cette configuration réside dans la préparation d'une éprouvette dédiée, dont l'épaisseur doit être relativement conséquente (de 20 mm à 50 mm). La mise en œuvre de l'essai Arcan pour la sollicitation de nos assemblages de 2,7 mm d'épaisseur est donc proscrite.

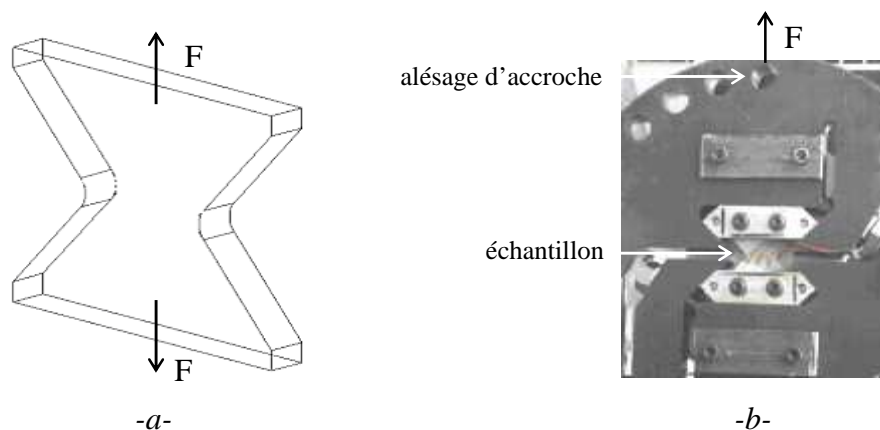


Figure II-4 : Dispositif expérimental de l'essai Arcan : -a- Géométrie de l'éprouvette, et -b- Porte-échantillon fixé sur le dispositif de traction.

II.1.5 Validation ultrasonore

La méthode non destructive ultrasonore ne sollicite pas mécaniquement l'interface. Elle permet de déceler rapidement les défauts ouverts (porosité, décollement) mais n'évalue pas la force du collage, le joint faible étant transparent aux ultrasons [Tattersall 1973]. Par ailleurs la mise en œuvre de fréquences de l'ordre de 5 MHz limite le calibre de détection des défauts et les épaisseurs des couches sondables. Les lasers impulsifs ont le potentiel de solliciter les cibles avec des fréquences bien plus importantes et donc de caractériser des joints fins (de l'ordre du μm) [Monchalin 1986].

La technique ultrasonore conventionnelle est portable et donne de très bons résultats dans le contrôle de qualité et du vieillissement de pièces in situ.

Les efforts réalisés, notamment en acoustique non-linéaire, n'ont pas encore abouti à des résultats concluants, à cause de la faible amplitude de la sollicitation.

II.1.6 Synthèse des essais d'adhérence

Le tableau II-1 compare les techniques de mesure d'adhérence des composites collés, suivant des critères qualitatifs appréciables en contexte industriel. Les caractères + , = ou – nuancent ces critères suivant leur degré de satisfaction.

Essai Critère	Flexion 3 points	Pelage	Plot collé	Arcan	Choc laser	Ultrasonore classique
Nature de l'essai	Rupture interfaciale, essai local	Rupture interfaciale, essai global	Mécanique direct, essai global	Mécanique direct, essai global	Mécanique indirect essai local	Non mécanique, essai local
Mode de sollicitation mécanique (I : traction/compr II : cisaillement)	II	I et II	I	I et/ou II	I dynamique	/
Automatisable	-	-	-	-	+	+
Détection de joints faibles	+	+	+	+	+	-
Non destructif	-	-	-	-	+	+
In situ	-	-	-	-	+	+
Sans contact	-	-	-	-	+	-
Durée totale	> 1 h	> 1 h	> 1 h	> 1 h	< 1 h	< 1 h
Limites		Accroche mécanique	Élément intermédiaire	Usinage de l'éprouvette, épaisseur	Coût, épaisseur	Sollicitation faible

Tableau II-1 : Comparaison qualitative des différents essais d'adhérence [Adams 1988, Pethrick 2000, Arrigoni 2006-b] appliqués aux assemblages de composites.

L'ensemble de ces essais présente des limitations importantes de mise en œuvre. Ils sont pour la plupart destructifs et nécessitent éventuellement des éléments intermédiaires de fixation. Le choc laser apparaît en bonne alternative aux essais conventionnels, et la suite de cet ouvrage décrit son application aux stratifiés et aux assemblages collés. Bien que l'étude se focalise sur la détection du joint faible, la technique de choc laser a le potentiel de révéler les défauts dits apparents au même titre que les méthodes classiques.

II.2 Description théorique et phénoménologique du choc laser

De nombreuses techniques reproduisent les phénomènes d'impact : barres d'Hopkinson [Hopkinson 1914], choc par explosif, impact de plaque, canon... À un stade extrême de sollicitation, l'irradiation laser générée par une impulsion brève (ordre de durée de fs à ns) induit un taux de déformation jusqu'à 10^7 s^{-1} , avec des niveaux de pression de choc jusqu'à 150 GPa.

La génération de contrainte dynamique par choc laser remonte à 1963 avec les travaux de R.M. White [White 1963]. La technique est restreinte à l'étude qualitative de la force d'interfaces de dépôt métallique [Yang 1974] et céramique [Vossen 1978]. Le diagnostic de mesure de vitesse de surface libre étend les capacités de l'essai. Son implémentation revient à C.S. Speight [Speight 1986], selon les principes posés par L.M. Barker [Barker 1972].

L'absence de source adaptée au procédé limite les applications. Elle est comblée dans les années 80 avec le développement et la diffusion de laser de forte énergie. Par ailleurs l'avènement des techniques numériques permet le développement de la simulation pour la compréhension des phénomènes physiques mis en jeu.

Les travaux concernant le choc laser se multiplient, avec l'étude de la sollicitation et de l'endommagement de matériaux homogènes métalliques [Davison 1996, Cottet 1988, Gilath 1989, L. Marty 1988, Salzman 1989, Eliezer 1990, Boustie 1991-a, Asay 1993, Davison 1996, Tollier 1996].

La sollicitation par choc laser de revêtements minces adhérents est traitée par l'équipe de V. Gupta, dans les années 90 [Gupta 1990]. L'optimisation des paramètres de choc est décrite pour l'essai d'adhérence d'interfaces métal/céramique [Gupta 1993-a, Yuan 1993-a et 1993-b]. Ces recherches aboutissent en 1995 au dépôt d'un brevet descriptif du dispositif de mesure de la force d'une interface plane [Gupta 1995].

Ce procédé est par la suite appliqué à d'autres couples de matériaux métalliques dans des travaux expérimentaux et numériques [Aurox 1999, Boustie 1991-b, Zhou 2003].

Au début des années 2000 en France, les études relatives au choc laser sont orientées vers l'application industrielle du procédé avec le projet LASAT (LAsER Shock Adhesion Test). Il décrit l'essai d'adhérence de dépôts et la modélisation des phénomènes physiques associés [Bolis 2004], l'influence des défauts d'interface et des épaisseurs des matériaux revêtus [Arrigoni 2004]. Dans ces études l'analyse des profils de vitesse matérielle permet de quantifier les grandeurs liées à l'adhérence. La technique de mesure de vitesse matérielle par Vélocimétrie Hétérodyne a également été mise au point, et utilisée dans cette étude [Mercier 2009].

Les cibles sollicitées sont de nature diverse : les matériaux anisotropes sont étudiés [De Rességuier 2005], tout comme les matériaux multicouches tels que les assemblages collés d'aluminium [Gilath 1992, Arrigoni 2008, Radhakrishnan 2008, Laporte 2011]. Enfin les applications sont étendues au domaine biomédical avec l'étude de l'adhérence entre des cellules et un biomatériau [Shim 2008], révélatrice du potentiel de la technique. L'essai d'adhérence par choc a été comparé avec d'autres essais conventionnels [Arrigoni 2006-b], et offre des performances cohérentes en termes de discrimination d'adhérence.

L'impulsion monomode LASER (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation) est initiée par émission stimulée de photons dans une cavité composée d'un milieu amplificateur et de deux miroirs en vis-à-vis, dont l'un est partiellement réfléchissant. Le train d'impulsions est amplifié au cours des allers retours successifs dans la cavité puis par passage dans des barreaux amplificateurs extra-cavité. La cadence des impulsions dépend de la longueur de la cavité et leur durée est d'autant plus courte que le milieu amplificateur possède une large bande spectrale. La forme et le spectre de l'impulsion dépendent également du milieu amplificateur. L'impulsion est spatialement élargie à sa sortie de cavité pour minimiser la concentration énergétique du faisceau, et l'endommagement des optiques par auto-focalisation du faisceau.

Un choc est généré avec un Laser impulsionnel de puissance par focalisation du faisceau sur la surface d'une cible, provoquant une intense irradiation lumineuse d'une intensité de l'ordre du GW.cm^{-2} . Cette énergie est absorbée par le matériau sur une faible épaisseur, qui est vaporisée et sublimée en plasma en l'espace de quelques picosecondes. L'expansion rapide de ce plasma produit par réaction un chargement bref de pression.

Les propriétés mécaniques des matériaux présentent une forte dépendance au taux de déformation, avec une élévation des propriétés dynamiques jusqu'à un facteur 5 par rapport au régime quasi-statique. Il est alors impératif de tenir compte du caractère dynamique des caractéristiques comportementales et de l'endommagement. Les lois qui régissent le comportement sous choc des matériaux homogènes sont données en annexe A.1.2.

Le procédé de choc laser exploite indirectement l'énergie lumineuse d'un laser impulsionnel pour la génération d'un impact mécanique. L'essai LASAT (Laser Shock Adhesion Test) tire profit de la propagation de l'onde pour solliciter les interfaces en traction et en évaluer l'adhérence. Le paragraphe II.2 décrit le processus de génération et de propagation des ondes de choc conduisant à cette sollicitation, ainsi que ses conséquences mécaniques.

II.2.1 Génération d'une onde de choc par laser impulsionnel

L'étude de l'interaction laser-matière est initiée dans les années 60 [White 1963, Askar'yan 1963]. Le régime impulsionnel fait référence à de nombreux travaux, que ce soit sous vide ou dans l'air [Anderholm 1968, Fox 1974, Phipps 1988], avec un confinement [Fabbro 1990, Devaux 1993, Berthe 1998, Sollier 2002], et quantifie la relation entre les caractéristiques de l'impulsion laser (longueur d'onde, durée d'impulsion, milieu de confinement).

L'interaction laser-matière repose sur la transformation de l'énergie photonique en énergie mécanique. L'irradiation est quantifiée par la densité de puissance ou intensité Φ , exprimée en W.cm^{-2} par (II-1).

$$\Phi = \frac{E}{\tau S} \quad (\text{II-1})$$

Où E est l'énergie incidente (J), τ la durée à mi-hauteur de l'impulsion (s) et S la surface irradiée (cm^2). L'intensité présente une amplitude de 10^7 à 10^{12}W.cm^{-2} en régime ns. Les phénomènes thermomécaniques régissant la création d'un choc par laser sont décomposés en trois processus chronologiques : l'absorption, la thermalisation et la conduction.

- L'absorption de l'énergie lumineuse : le flux de photons est assimilé par les électrons libres de Valence (les moins énergétiques). Le freinage des photons par interaction inélastique avec ces électrons produit un chauffage électronique dans un faible volume de matière, sur une profondeur appelée épaisseur de peau l_{peau} , donnée en μm par (II-2) [Rozmus 1990].

$$l_{\text{peau}} = \frac{\lambda}{2\pi K_L} \quad (\text{II-2})$$

Où λ est la longueur d'onde du rayonnement (μm), et K_L la partie imaginaire de l'indice de réfraction complexe du matériau. L'épaisseur de peau d'une cible d'aluminium soumise à un choc laser d'une longueur d'onde $\lambda = 1,06 \mu\text{m}$ est $l_{\text{peau}} = 16,5 \text{ nm}$.

- La thermalisation est l'étape durant laquelle l'énergie électronique est convertie en énergie thermique par collision entre électrons et ions. Ce processus, d'une durée caractéristique de 20 ps pour les métaux, correspond à l'équilibrage des écarts de température entre les électrons et le réseau cristallin, à l'origine du changement de phase en surface (fusion, vaporisation, plasma). Le gradient de température au sein du plasma provoque le transport de l'énergie absorbée jusqu'à la matière solide par diffusion thermique.

- La conduction de cette énergie thermique dans la matière soutient le plasma en expansion et termine le processus d'interaction. Ces phénomènes consécutifs aux changements de phase conduisent à l'ablation d'une fine couche de matière, de l'ordre du micromètre dans la gamme de durée de choc étudiée.

Cette épaisseur ablatée est estimée en m par (II-3), elle est d'autant plus grande que l'impulsion est longue :

$$e = \sqrt{K \tau} \quad (\text{II-3})$$

Où $K = \frac{C_t}{\rho C_v}$ est la diffusivité thermique ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$) et τ la durée d'impulsion (s).

Avec C_t la conductivité thermique du matériau ($\text{W} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$), ρ la masse volumique ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$) et C_v la capacité thermique massique ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$). La détente du plasma induit la compression de la matière par réaction, sa brièveté induit un front de pression qui se raidit en onde de choc dès les premiers instants de sa propagation.

Lors des expériences menées dans le cadre de cette thèse, un revêtement thermoprotecteur, sous forme de peinture ou d'adhésif, sera utilisé pour s'affranchir de l'ablation matérielle de la cible.

Ces phénomènes diffèrent en régime subpicoseconde, la matière n'est chauffée qu'à la fin du rayonnement laser du fait de la durée de thermalisation (20 ps dans les métaux). L'ablation de la matière génère alors une impulsion d'une durée de quelques ps, sujette à un amortissement hydrodynamique important lors de sa propagation.

L'étude analytique de l'interaction laser-matière quantifie la conversion de l'énergie optique du faisceau incident en énergie mécanique. La pression incidente P est donnée par (II-4) en fonction du temps t et de la distance r avec le centre de la zone sous choc, alors considérée axisymétrique.

$$P(r, t) = P_{\max} \cdot P(r) \cdot P(t) \quad (\text{II-4})$$

Où P_{\max} est l'amplitude maximale de la pression au centre de l'irradiation, $P(r)$ le profil énergétique spatial normalisé du faisceau focalisé en fonction de la distance r avec le centre de l'impact, et $P(t)$ le profil temporel normalisé de pression, calculé à partir du profil de l'impulsion laser relevé en régime ns par une photodiode à réponse rapide (< 200 ps).

Le profil radial $P(r)$ traduit la dispersion géométrique du faisceau, plus énergétique au centre qu'en périphérie. Son expression normalisée est estimée par la relation (II-5) suite à la mesure de la déformation de la zone irradiée par profilométrie [Peyre 2008].

$$P(r) = \sqrt{1 - \frac{r^2}{R^2}} \quad (\text{II-5})$$

Où R est le rayon de la zone irradiée. La répartition de l'énergie lumineuse est relevée par analyse de faisceau avec une caméra CCD (figure II-5-a) ou par examen d'un papier photosensible faiblement impacté. Le caractère axisymétrique de l'impact est justifié par ce relevé.

Cette cartographie confirme le profil donné par la relation (II-5), dont une représentation est illustrée en figure II-5-b. La mesure des niveaux de gris a été réalisée par échantillonnage de l'analyse de faisceau -a- en anneaux concentriques, codés sur 8 bits avec le logiciel ImageJ. L'accord entre l'expérience et le modèle est satisfaisant avec une erreur moyenne de 15,4% par rapport au modèle, qui sera prise en considération dans la modélisation du choc.

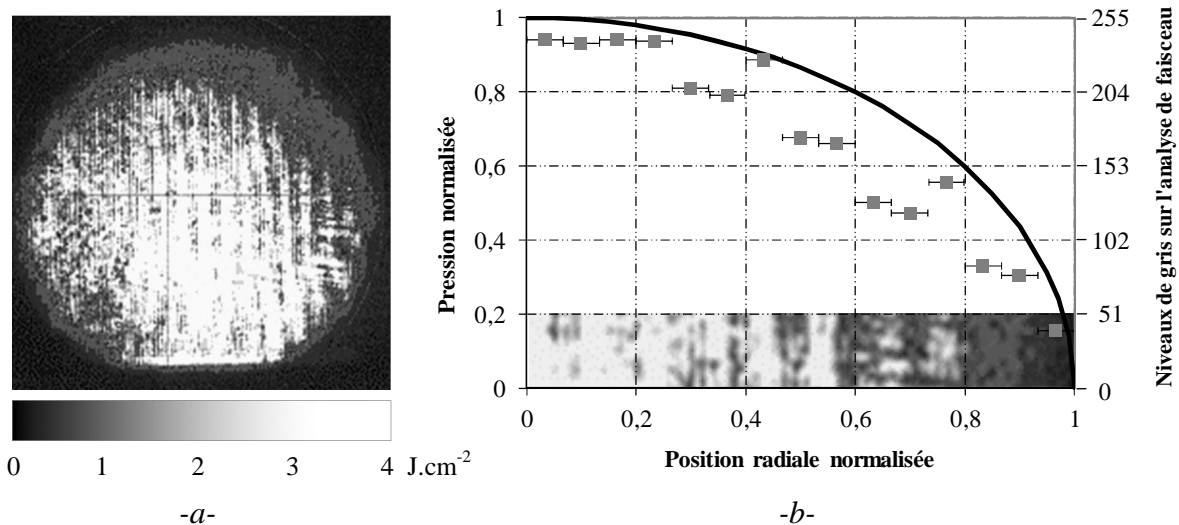


Figure II-5 : -a- Répartition spatiale de l'énergie du faisceau laser mesurée par analyse de faisceau en fin de chaîne laser, et -b- Profil normalisé de répartition énergétique donné par l'équation (II-5), avec les niveaux de gris mesurés sur l'analyse de faisceau.

L'amplitude de la pression incidente P_{\max} et sa caractérisation temporelle $P(t)$ dépendent du confinement de l'irradiation en vue d'accroître la durée d'impulsion et la pression. L'interaction laser-matière est alors régie par les régimes d'interaction directe (ou régime d'ablation) et confinée, dont le principe est schématisé en figure II-6.

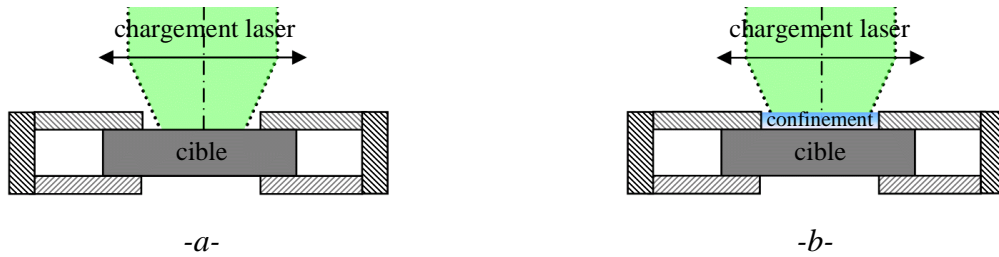


Figure II-6 : Interaction laser-matière : -a- Régime d'ablation directe, et -b- Régime confiné.

L'éventuelle ionisation du milieu de confinement sous l'action d'un flux énergétique important génère une perte de transparence et l'absorption partielle à totale de l'énergie incidente. Ce phénomène appelé claquage est favorisé par les impulsions longues et les courtes longueurs d'ondes [Berthe 1998]. Le seuil de claquage est de l'ordre de 3 et 9 GW.cm^{-2} respectivement dans l'air et l'eau pour une longueur d'onde de 1064 nm.

II.2.1.A Irradiation en mode direct

L'amplitude de pression incidente en régime direct P_{abl} est donnée par (II-6) [Harrach 1981].

$$P_{abl} = K \cdot \Phi^m \cdot \lambda^n \cdot \tau^p \quad (\text{II-6})$$

Où Φ est l'intensité laser absorbée, λ sa longueur d'onde, τ la durée d'impulsion, K , m , n et p les paramètres dépendants des conditions d'irradiation et du matériau irradié.

La formule de Grün (II-7) [Grün 1981] quantifie les paramètres de cette expression pour une impulsion laser d'une longueur d'onde de $1,06 \mu\text{m}$ sur une surface de polystyrène. Cette relation empirique est validée par l'expérience sur une large gamme de matériaux de nature différente (polymères, métaux ...).

$$P_{abl} = 1440 \Phi^{0,8} \quad (\text{II-7})$$

Où P_{abl} est donné en Pa, Φ en 10^{14}W.cm^{-2} . La figure II-7 illustre cette relation entre la pression incidente et l'intensité laser avec des résultats sur des cibles d'aluminium soumises à un impact induit par laser en régime direct. Chaque point se rapporte à une expérience modélisée, dont la pression incidente est déterminée par approche inverse sur la vitesse de surface libre.

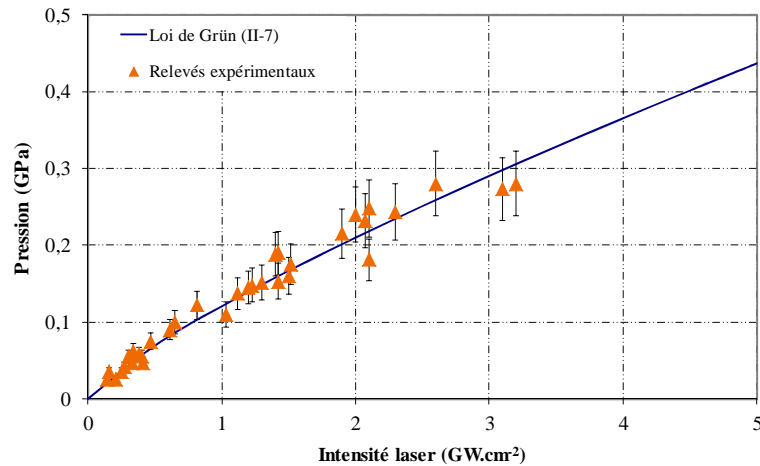


Figure II-7: Pression maximale induite par irradiation laser en régime direct ($\tau = 10 \text{ ns}$, $\lambda = 532 \text{ nm}$).

La pression maximale ne suffit pas à décrire l'impulsion, et son profil temporel est précisé par modélisation de l'interaction laser matière.

II.2.1.B Irradiation en mode confiné

L'irradiation en régime confiné consiste à couvrir la surface impactée avec un milieu de confinement, transparent à la longueur d'onde du rayonnement, qui retient l'expansion volumique du plasma. La durée de maintien et la pression du choc sont alors augmentées, respectivement d'un facteur 2 - 3 et 5 - 10 par rapport au régime direct [Anderholm 1968, Fabbro 1990, Berthe 1998]. La pression, appliquée autant sur le milieu confiné que sur le milieu confinant désolidarise les deux surfaces en contact et le confinant est éjecté.

Le confinement par eau est mis en œuvre sur les installations du PIMM et de l'IMI pour accroître leurs effets mécaniques. Le mode confiné est restreint à la configuration impulsionnelle et l'énergie est limitée au seuil de claquage afin d'éviter la saturation de la pression dans le milieu de confinement.

La pellicule d'eau peut avoir l'effet d'une lentille convergente ou divergente suivant le ménisque convexe à sa surface. Le diamètre de la tâche focale est alors légèrement variable, mesuré après impact pour déterminer précisément l'intensité du choc.

La pression P_{conf} générée par un plasma confiné est estimée en GPa par la formule (II-8) en supposant l'énergie laser complètement déposée à l'interface [Fabbro 1990].

$$P_{\text{conf}} = 0,01 \sqrt{\frac{\alpha}{\alpha + 3}} \sqrt{\Phi} \sqrt{Z} \quad (\text{II-8})$$

Où α est la proportion d'énergie du plasma transformée en énergie thermique lors de l'interaction, communément retenue à 0,25 [Berthe 1997], et Φ donnée en GW.cm^{-2} . L'impédance acoustique relative Z , ou impédance réduite, prend en compte la différence d'impédance entre le milieu confinant et confiné. Z est exprimée en $\text{g.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$ par (II-9).

$$Z = 2 \frac{Z_{\text{confinement}} \cdot Z_{\text{cible}}}{Z_{\text{confinement}} + Z_{\text{cible}}} \quad (\text{II-9})$$

L'impédance acoustique est donnée par la relation $Z = \rho_0 \cdot C_0$ avec ρ_0 la masse volumique (g.cm^{-3}) et C_0 la vitesse hydrodynamique du son dans le milieu (cm.s^{-1}). Une pression jusqu'à 2,2 GPa est atteinte à la surface d'une cible d'aluminium en régime confiné par eau sur l'installation PIMM.

La figure II-8 indique la pression maximale suivant l'intensité laser et la figure II-9 décrit le profil temporel issu de la simulation de l'interaction laser-matière. Les relations proposées s'appliquent à l'aluminium en régime confiné par eau sur l'installation PIMM ($\tau=9$ ns, $\lambda=532$ nm).

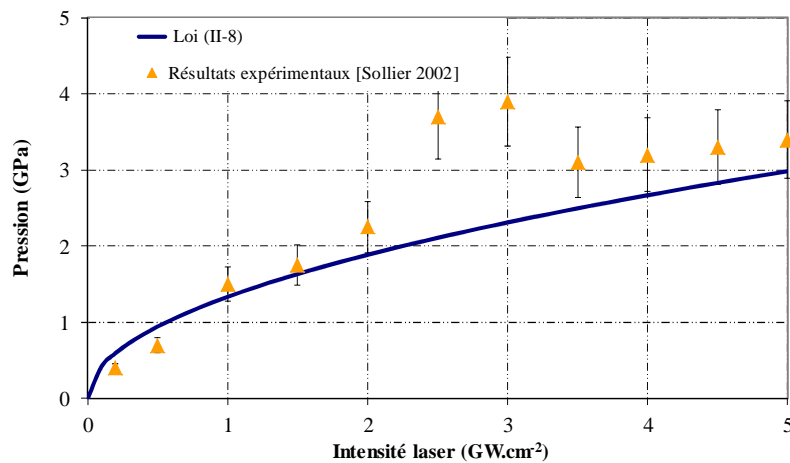


Figure II-8 : Pression maximale à la surface d'une cible d'aluminium soumise à une irradiation laser confinée par eau.

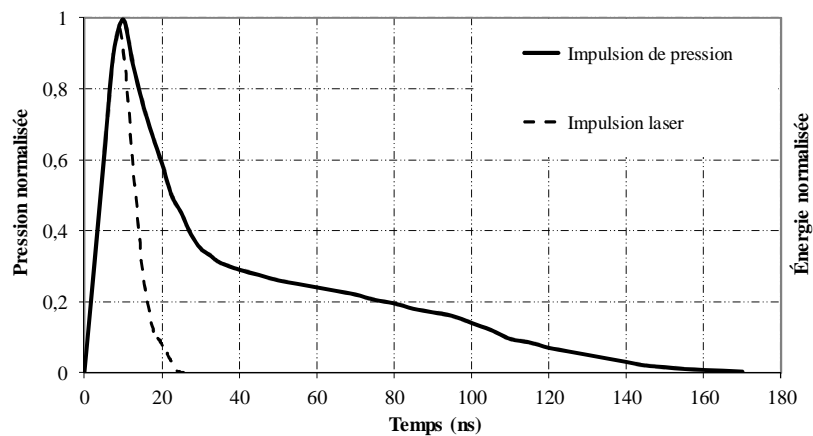


Figure II-9 : Profil temporel normalisé du chargement de pression équivalent à l'impulsion énergétique délivrée par le laser.

II.2.2 Propagation d'une onde de choc.

Ce paragraphe décrit la mécanique des ondes de choc dans le cas monodimensionnel plan. Les équations associées sont données en annexe B.

II.2.2.A Passage d'une interface dans un composite

Au passage d'une interface, l'onde incidente provenant du milieu amont référencé A est transmise en une onde de même nature dans le milieu aval B en contact. Elle est simultanément réfléchie dans le milieu A en onde de choc ou de détente selon la nature de l'onde incidente et le rapport d'impédance des matériaux adjacents :

- Si $Z_A < Z_B$ l'onde réfléchie est de même nature que l'onde incidente et la pression hydrodynamique du choc transmis est amplifiée.
- Si $Z_A > Z_B$ l'onde réfléchie est de nature opposée à l'onde incidente et la pression hydrodynamique du choc transmis est atténuée.
- Si $Z_A = Z_B$ l'onde incidente ne voit pas l'interface et poursuit sa propagation.

Ces propriétés traduisent la continuité mécanique entre les deux milieux, dans le cas du choc frontal monodimensionnel : $P_A = P_B$ et $u_A = u_B$.

Le schéma II-10 synthétise les quatre configurations de passage d'interface suivant le rapport d'impédance des matériaux et la nature de l'onde incidente. L'illustration porte sur le passage d'une interface interpli / pli homogénéisé (figure II-10-a) et inversement (figure II-10-b), avec $Z_{\text{pli}} > Z_{\text{interpli}}$ ($0,48.10^6 > 0,33.10^6 \text{ g.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$, voir annexe C).

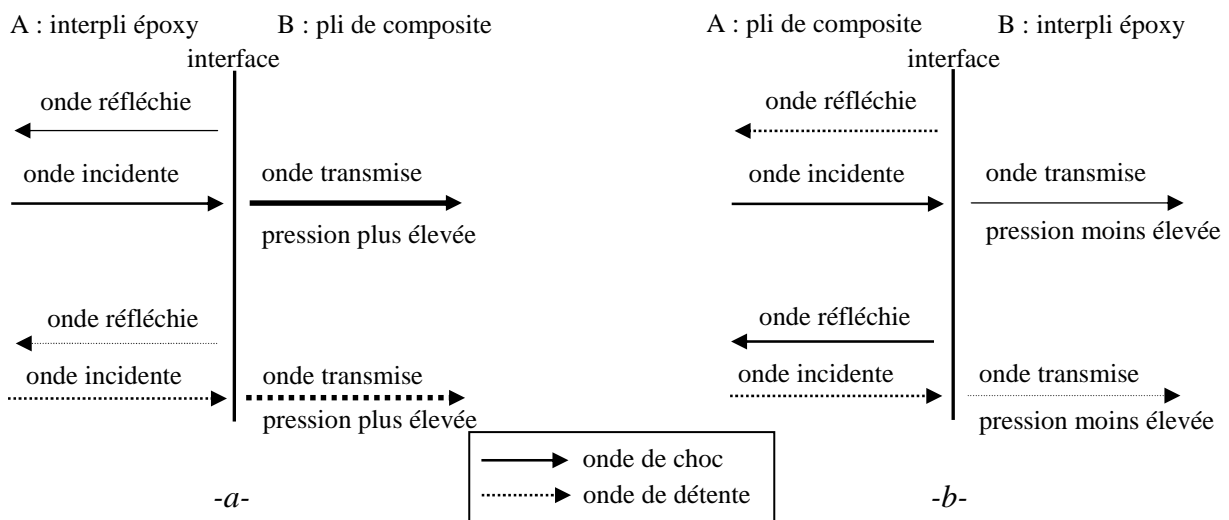


Figure II-10 : Nature des ondes transmises et réfléchies au passage d'une interface suivant le rapport d'impédance : -a- $Z_A < Z_B$, (exemple de l'interface interpli / pli), et -b- $Z_A > Z_B$ (exemple de l'interface pli/interpli).

La figure II-11 détaille les états thermodynamiques lors du franchissement d'une interface interpli / pli et inversement, avec les polaires de choc et les diagrammes de marche associés.

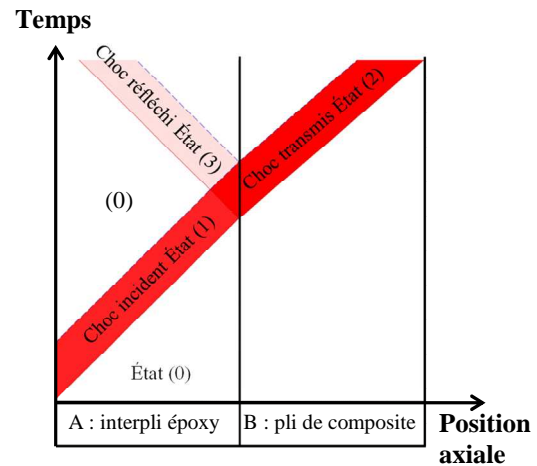
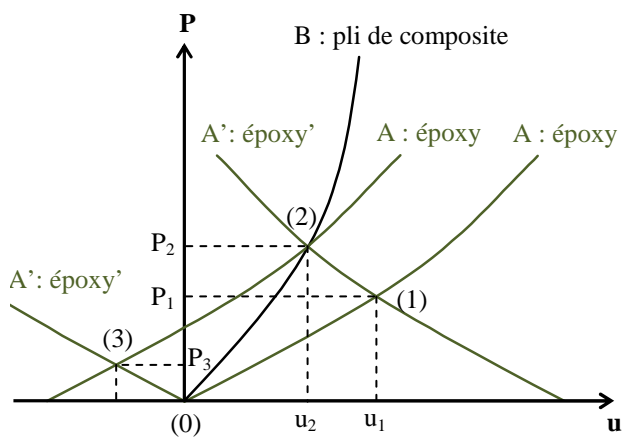
Dans les deux cas -a- et -b- l'onde de choc incidente se propage dans le sens direct et porte l'élément A de l'état (0) (P_0, u_0) à l'état (1) (P_1, u_1). L'état (1) se situe sur le diagramme (P, u) à l'intersection de la polaire de choc du matériau A passant par (0) et de la droite $P = P_1$.

À la fin de l'impulsion, une onde de détente se propage en suivant l'onde de choc incidente et relaxe le matériau A à l'état de repos (0).

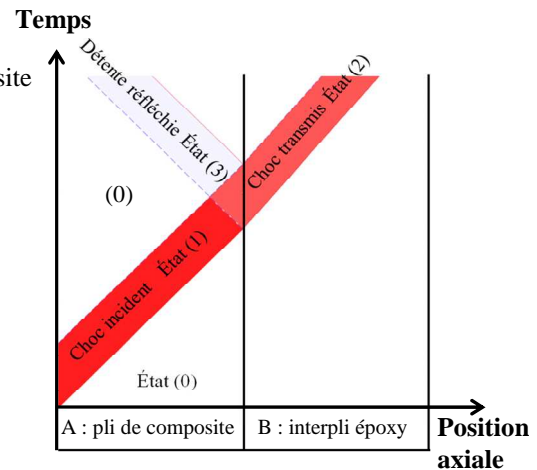
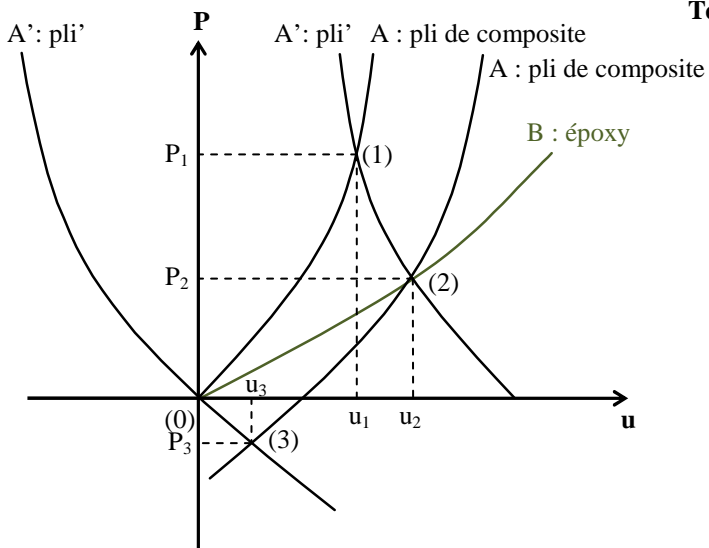
À l'interface entre les deux matériaux, l'onde est transmise dans le matériau B et réfléchiée dans A. Le matériau B est donc amené de l'état de repos (0) à l'état (2) (P_2, u_2) par une onde qui conserve sa nature et se propage dans le sens direct. Le matériau A est soumis à l'état (3) (P_3, u_3) suite à la réflexion de l'onde incidente dans la direction opposée.

L'état (2) est donné par l'intersection de la polaire du matériau B passant par l'état (0) et de la polaire réfléchiée du matériau A, référencée A', passant par l'état (1).

L'état (3) dans le matériau A est situé au croisement de la polaire de choc A passant par (2) et de la polaire indirecte A' passant par (0). Cela est dû à l'équilibre thermodynamique de l'interface : $P_{2A} = P_{2B}$ et $u_{2A} = u_{2B}$.



-a-



-b-

Figure II-11 : Diagramme des polaires de choc associé au diagramme de marche au passage d'une interface : -a- $Z_A < Z_B$ (interface interpli/pli), et -b- $Z_A > Z_B$ (interface pli/interpli).

L'approche analytique de propagation des chocs quantifie les états thermodynamiques pour ces deux cas, en approximant les polaires de choc par des droites dont la pente est l'impédance acoustique. Ces états d'équilibre répondent aux principes de continuité de la pression et de la vitesse matérielle à l'interface : $P_1 + P_3 = P_2$ et $u_1 + u_3 = u_2$.

$$\text{État (0) : } \quad P_0 = 0, u_0 = 0 \quad (\text{II-10})$$

$$\text{État (1) : } \quad P_1 = P_{\text{choc}}, u_1 = \frac{P_1}{Z_A} \quad (\text{II-11})$$

$$\text{État (2) : } \quad P_2 = \frac{2 Z_B}{Z_A + Z_B} P_1, u_2 = \frac{2}{Z_A + Z_B} P_1 \quad (\text{II-12})$$

$$\text{État (3) : } \quad P_3 = \frac{Z_B - Z_A}{Z_A + Z_B} P_1, u_3 = \frac{Z_A - Z_B}{Z_A (Z_A + Z_B)} P_1 \quad (\text{II-13})$$

Le faible écart d'impédance entre les deux couches limite les variations de pression au passage d'une interface dans le stratifié. La contrainte du choc propagé augmente de 18,5% à l'interface interpli/pli par rapport à la pression incidente et une onde de compression $P_3 = 0,185 P_1$ est simultanément réfléchiée dans la couche interpli. Le phénomène inverse se produit à l'interface pli/interpli : l'amplitude P_2 de l'onde transmise est inférieure à celle du choc incident de 18,5% et l'onde réfléchiée est une onde de détente de pression $P_3 = - 0,185 P_1$.

Le franchissement des interfaces entre les plis et leurs interplis atténue l'énergie et diminue la contrainte dans le $n^{\text{ième}}$ pli, notée $P(n)$. Elle est donnée en fonction de la contrainte dans le premier pli $P(n=1)$ par (II-14).

$$P(n) = P(n=1) \cdot \left(\frac{4 Z_{\text{pli}} \cdot Z_{\text{interpli}}}{(Z_{\text{pli}} + Z_{\text{interpli}})^2} \right)^n \quad (\text{II-14})$$

Soit $P(n) = P(n=1) \times 0,966^n$. La figure II-12 illustre l'évolution analytique de la contrainte dans un stratifié de 4 plis au passage des interfaces. L'amortissement et les réflexions d'ondes secondaires, qui pourraient s'ajouter à la détente, ne sont pas pris en compte. Les variations de l'amplitude du choc incident et de sa réflexion traduisent le passage d'une interface. La contrainte est moins importante dans l'interpli, qui présente toutefois une limite à la rupture inférieure à celle du pli.

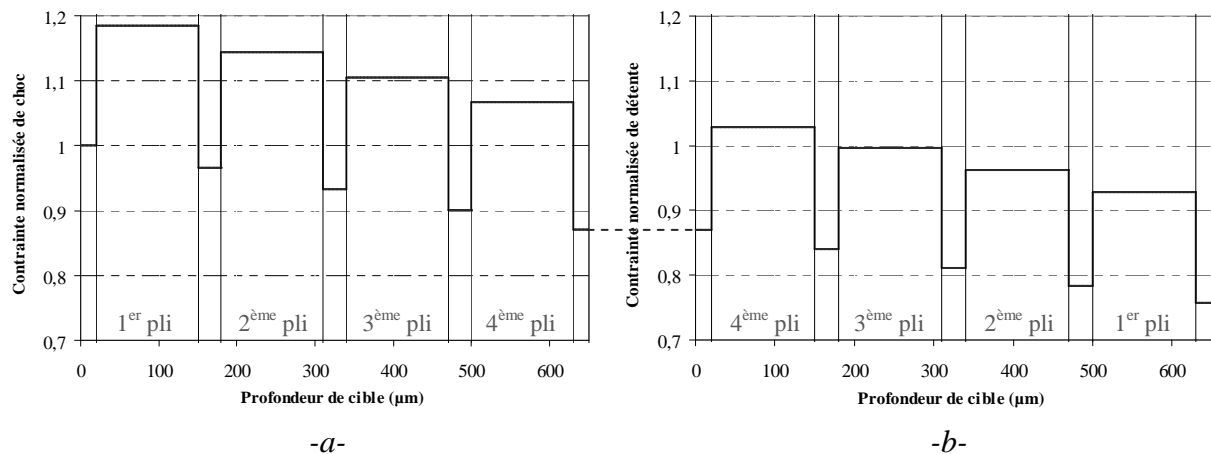


Figure II-12 : Évolution de l'onde principale au sein d'un assemblage de plis et d'interplis représentatif du composite stratifié de 4 plis : -a- Onde de choc incidente, et -b- Détente issue de la réflexion du choc incident en surface libre.

La réflexion d'un choc sur une surface libre constitue un cas limite, la polaire du milieu B coïncidant avec l'axe des abscisses. L'onde de choc est alors intégralement réfléchie en une onde de détente qui ramène le matériau A à pression initiale. En première approximation, la vitesse de surface libre u_{SL} , donnée par (II-15), est le double de la vitesse matérielle interne :

$$u_{SL} \approx 2 u \quad (\text{II-15})$$

II.2.2.B Propagation des ondes dans un composite

La figure II-13 présente les diagrammes de marche d'un choc dans des composites de 1 et 4 plis, avec interprétation du profil de vitesse du composite 1 pli. Le profil du composite 4 plis, plus complexe, n'est expliqué que brièvement.

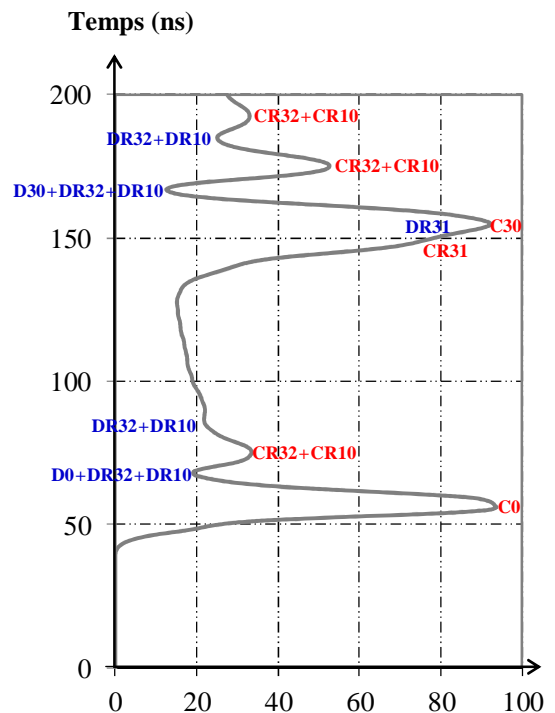
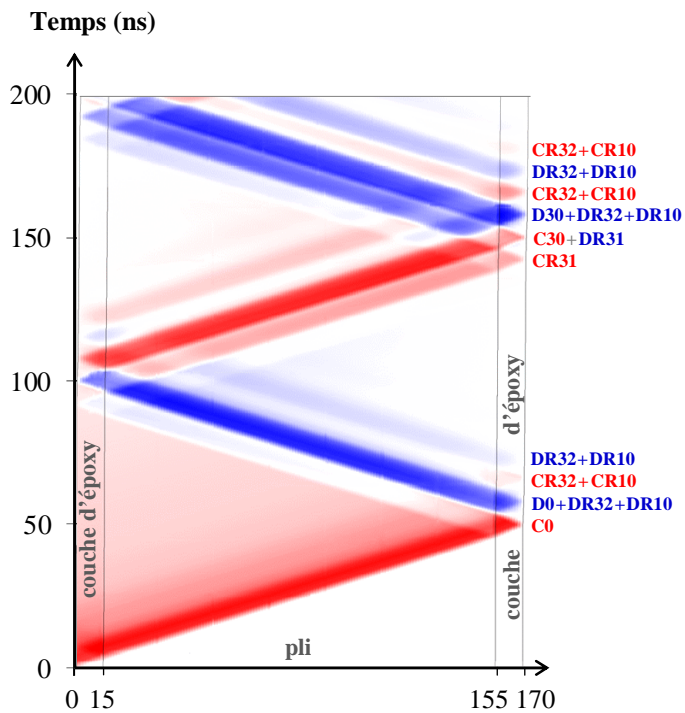
La mise en vitesse est représentative de la propagation des ondes de choc puisque chaque débouché d'onde en surface libre est source d'une inflexion sur le profil de vitesse. Chaque accélération ou décélération reflète le débouché d'une onde respectivement de choc et de détente.

L'origine des ondes se propageant dans le composite 1 pli est précisée en figure II-13-a. Chaque interface est caractérisée par un chiffre : 0 pour la surface incidente, 1 pour la première interface entre l'époxy et le pli, 2 pour l'interface à proximité de la surface libre et 3 pour la face arrière. Les ondes débouchantes sont référencées C ou D suivant leur nature de choc ou de détente. L'abréviation R indique la réflexion préalable de cette onde à une ou plusieurs interfaces, alors désignée(s) par leur repère.

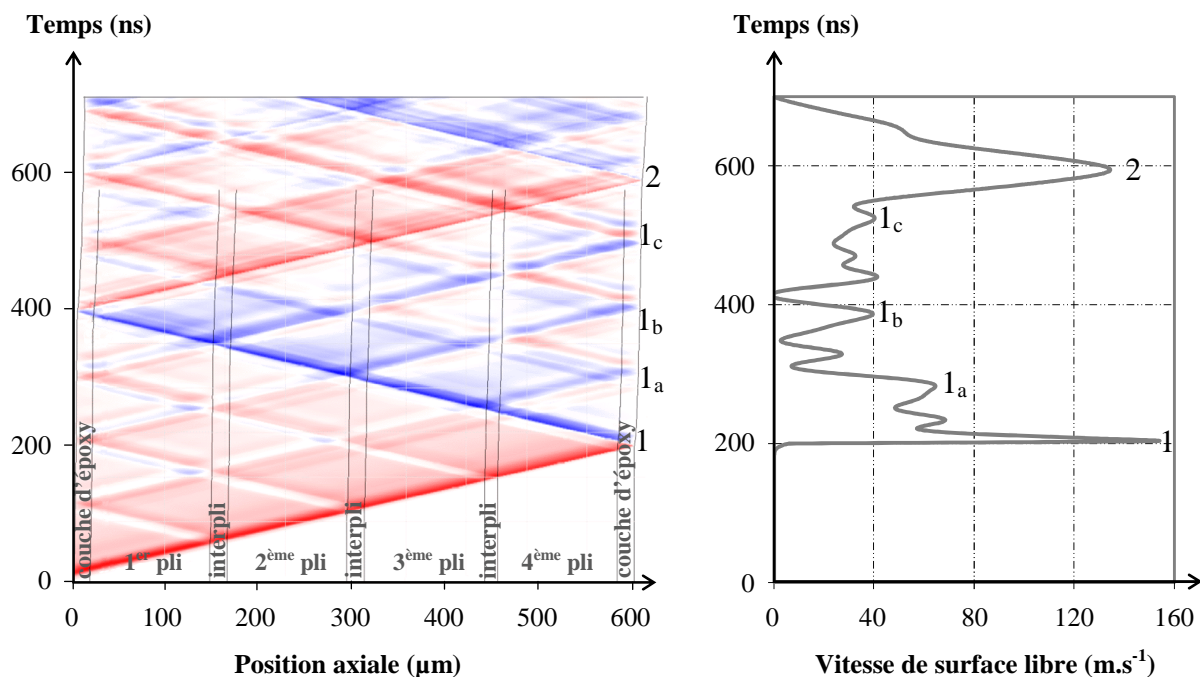
Les ondes responsables des inflexions sont précisées sur chaque extremum local du profil de vitesse donné en figure II-13-b.

Ref	Signification	Schéma de l'onde	Ref	Signification	Schéma de l'onde
C0	Choc incident		DR32	Détente issue de la réflexion d'une détente à l'interface 2 : aller-retour de l'onde dans la couche arrière (synchrone avec DR10)	
D0	Détente incidente		CR31	Choc issu de la réflexion d'une détente à l'interface 1	
CR10	Choc issu de la réflexion d'une détente dans la couche incidente (synchrone avec CR32)		DR31	Détente issue de la réflexion d'un choc sur l'interface 1	
DR10	Détente issue de la réflexion d'un choc dans la couche incidente (synchrone avec DR32)		C30	Choc issu de la réflexion d'une détente sur la face avant après un aller-retour du choc incident dans le composite complet	
CR32	Choc issu de la réflexion d'un choc à l'interface 2 : aller-retour de l'onde dans la couche arrière (synchrone avec CR10)		D30	Détente issue de la réflexion d'un choc sur la face avant après un aller-retour de la détente incidente dans le composite complet	

-a-



-b-



-c-

Figure II-13 : Simulation numérique monodimensionnelle de la propagation des ondes au sein d'un composite. -a- Nomenclature de l'origine des principales ondes débouchantes en surface libre d'un composite 1 pli, -b- Mise en parallèle du diagramme de marche et du profil de vitesse numérique associé sur composite 1 pli de 170 μm, et -b- 4 plis de 600 μm (simulation SHYLAC, ondes de compression en rouge, traction en bleu).

La première accélération relevée 50 ns après l'impact sur l'échantillon 1 pli traduit le débouché de l'onde incidente C0 en surface libre après sa propagation dans la cible. La décélération qui s'ensuit est imputable au débouché de la détente D0 consécutive au choc, à laquelle s'ajoutent les détentes débouchantes secondaires, DR32 et DR10, approximativement synchrones.

La seconde accélération importante fait suite au débouché de l'onde principale après un aller-retour dans l'épaisseur complète du matériau, référencée C30.

Les mises en vitesse intermédiaires, d'amplitude moindre, traduisent les nombreux débouchés d'ondes réfléchies aux interfaces entre le pli et les couches périphériques, référencés CR32 et CR10. Ces réflexions sont synchrones dans des couches périphériques de même épaisseur, elles aboutissent en surface libre en même temps et se cumulent, à l'origine d'inflexions importantes du profil de vitesse. Ces réflexions sont plus nombreuses après 150 ns et se superposent à l'onde débouchante, à l'origine de sauts de vitesse plus conséquents.

Les constats sont similaires pour le stratifié de 4 plis présenté en figure II-13-c, avec des débouchés d'ondes plus tardifs avec l'augmentation de l'épaisseur. Les accélérations principales 200 et 600 ns après l'impact donnent suite au débouché en surface libre de l'onde incidente après respectivement 1 et 3 propagations dans l'épaisseur de la cible. Les oscillations d'amplitude moindre entre ces deux maxima de vitesse, référencées 1_a, 1_b et 1_c correspondent aux débouchés d'ondes secondaires issues des réflexions sur les nombreuses interfaces.

II.2.3 Processus d'endommagement.

II.2.3.A Génération de contrainte in situ - Écaillage

La mise en traction et l'endommagement induits par un choc monodimensionnel sont expliqués pour le cas d'une cible homogène d'épaisseur finie L , soumise à un chargement de pression constante pendant une durée τ . La figure II-14 illustre l'onde dans les plans (t, x) et (P, u) , pour la représentation analytique des phénomènes conduisant à l'écaillage.

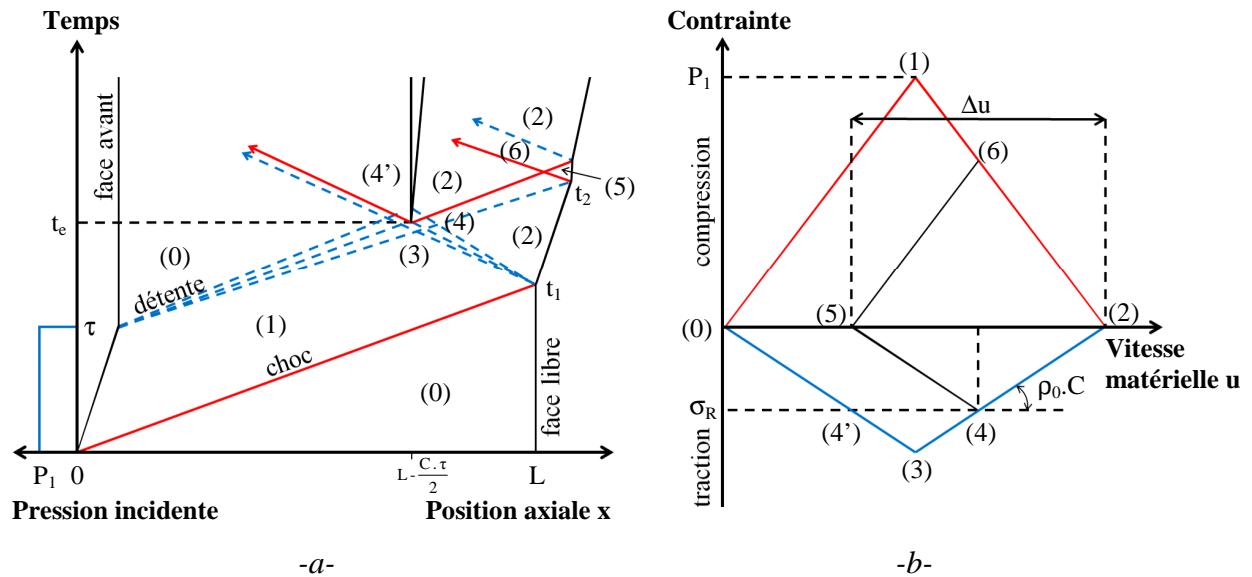


Figure II-14 : Propagation d'une onde à l'origine de l'écaillage : -a- Diagramme de marche (x, t) . Les ondes de choc sont représentées en traits pleins rouges, les détente en pointillés bleus, et -b- Figure des polaires (P, u) .

La cible, initialement au repos à l'état (0) ($P_0 = 0$ et $u_0 = 0$) est portée à l'état choqué (1) (P_1, u_1) par le front de choc incident. À $t = \tau$, le chargement de pression est interrompu, générant un faisceau de détente qui relaxe le matériau à l'état initial (0). Cette impulsion se propage au sein de la cible et le front de choc débouche en surface libre à $t = t_1$ et l'accélère. L'onde de choc est réfléchiée en faisceau de détente, qui se propage dans le sens opposé et amène le matériau à l'état (2) ($P_2 = 0$ et $u_2 = 2 u_1$). À $t = t_2$ le débouché de l'onde de détente décélère la surface libre.

Le triangle dont la base est repérée par $t_1 - t_2$ correspond à la zone dans laquelle la compression incidente est progressivement atténuée par le début de l'onde réfléchiée. L'interaction des ondes de détente provenant de la surface libre et du faisceau de détente incident induit une traction dynamique maximale jusqu'à l'état (3) à une distance théorique de $C \cdot \tau/2$ de la surface en vis-à-vis du choc. La zone de contrainte maximale de traction est généralement localisée à proximité de la surface libre avec une durée d'impulsion de l'ordre de la ns en régime monodimensionnel.

Une durée d'impulsion plus importante est requise pour solliciter la cible plus en profondeur, comme c'est le cas pour les interfaces des assemblages collés épais. La figure II-15 illustre ce principe avec la représentation analytique de la propagation de deux impulsions de durée différente ($\tau_1 < \tau_2$) au sein d'une cible massive.

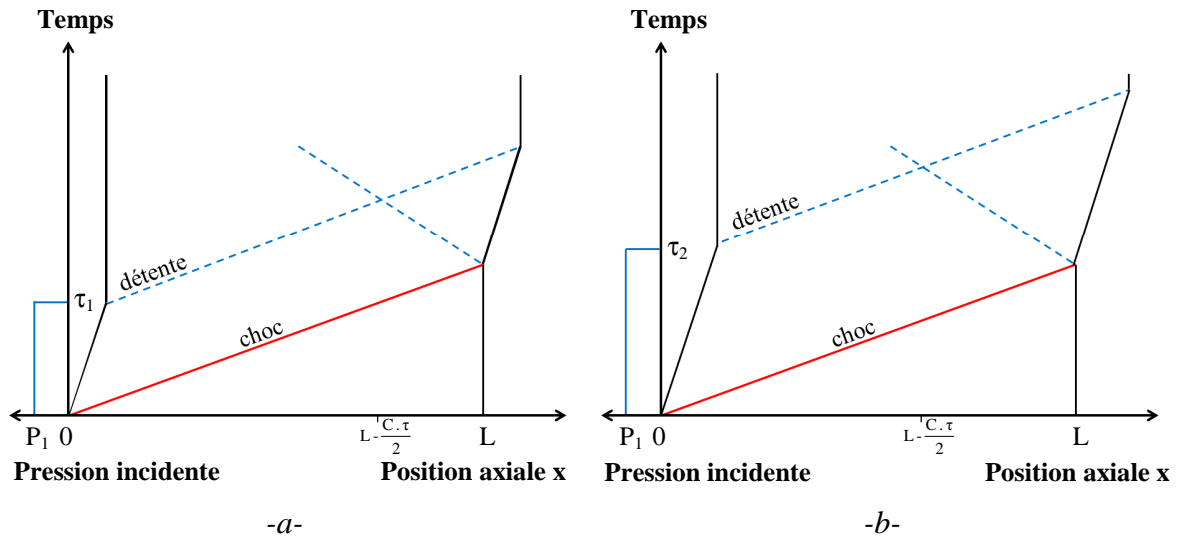


Figure II-15 : Diagramme de marche présentant l'évolution de la position du croisement des détente suite à une impulsion d'une durée de : -a- τ_1 , et -b- τ_2 avec $\tau_2 > \tau_1$.

Si la sollicitation en traction atteint la limite à la rupture dynamique σ_R de la cible, une fracture interne est amorcée à $t = t_e$. Cet endommagement est l'écaillage [Antoun 2003], défini comme une désolidarisation plane d'une couche de matière, parallèlement au front d'onde. Si l'amplitude et la durée de maintien de la sollicitation sont suffisamment importantes, l'écaille se détache et s'envole, avec une éventuelle fragmentation de l'éjection. La séparation matérielle génère deux ondes de choc issues de la relaxation des contraintes à l'interface. Il sera supposé par la suite une réflexion totale de l'onde sur la rupture plane.

Le principe de l'essai d'adhérence par choc est d'exploiter cette traction pour solliciter l'interface entre deux couches. La structure est soumise à un impact calibré, un assemblage de bonne qualité ne sera pas affecté tandis qu'un assemblage faible sera détruit. Pour cela le seuil de décohéation est préalablement déterminé pour les interfaces comme pour les milieux massifs. Il est délimité par l'intervalle entre l'intensité maximale pour laquelle aucun endommagement n'est généré et l'intensité minimale induisant l'endommagement. Une augmentation graduelle de l'énergie incidente permet de quantifier cet intervalle en termes d'intensité laser. La conversion en limite à la rupture nécessite la modélisation de l'essai pour accéder aux contraintes.

Les mécanismes d'endommagement dynamique sont différents suivant le mode de rupture fragile ou ductile, qui dépend de la nature du matériau et des conditions de sollicitation, particulièrement la vitesse de déformation.

Le processus d'endommagement fragile, connu sous le nom de NAG (Nucleation And Growth), résulte des phases de nucléation de microfissures, de leur propagation puis leur coalescence conduisant à la rupture. La nucléation survient lorsque l'énergie de déformation locale due aux sollicitations extérieures dépasse l'énergie de cohésion inter-atomique. Par la suite les contraintes sont concentrées aux extrémités de la fracture, qui se propage alors

pour des niveaux de sollicitation inférieurs à la limite à la rupture. La rupture ductile répond à une phénoménologie similaire, à la différence des microfissures, substituées par des microcavités.

Le mode d'endommagement est identifié par examen microscopique du faciès de rupture. Une ligne de fissure révèle la rupture fragile, tandis que le faciès de rupture ductile présente une surface déchiquetée avec les traces des porosités initiales. La figure II-16 illustre les faciès de rupture d'échantillons composites (figure II-16-a et -b) et d'un assemblage (figure II-16-c) soumis à un choc endommageant pour différentes durées de sollicitation. L'absence de pore et les fissures nettes observées en vue de coupe indiquent le caractère fragile de la rupture dynamique. La rupture de l'assemblage collé est majoritairement adhésive et confirme le caractère fragile de l'interface.

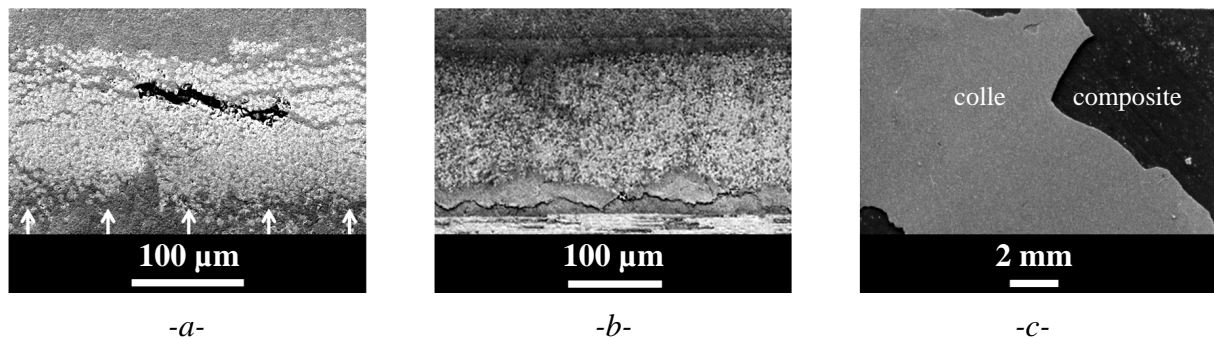


Figure II-16 : Observation microscopique des faciès de rupture : -a- Composite 1 pli en vue de coupe axiale suite à une sollicitation ultra-brève (300 fs), -b- Fissuration de l'interpli à proximité de la face arrière d'un composite 4 plis suite à un choc de 9,3 ns confiné, et -c- Rupture de l'interface colle/composite suite à un choc d'une durée de 440 ns.

II.2.3.B Analyse des signaux de vitesse pour le diagnostic de la rupture

L'examen du profil de vitesse de surface libre diagnostique l'éventuelle désolidarisation matérielle selon la forme caractéristique de la courbe et donne accès à la profondeur de l'endommagement et à la vitesse de déformation.

La figure II-17 illustre la mise en vitesse de la surface libre en parallèle du diagramme de marche d'une cible homogène, dans le cas d'un impact monodimensionnel de faible amplitude (figure II-17-a) et endommageant (figure II-17-b).

Le premier saut de vitesse commun aux deux cas -a- et -b- correspond au débouché à $t = t_1$ de l'onde incidente en surface libre, suivi d'une décélération progressive à l'arrivée des détentes incidentes. La célérité moyenne C de l'onde de compression est estimée à $C = L / t_1$.

La période entre les deux maxima de vitesse référencés a_1 et a_2 correspond à la durée d'un aller-retour des ondes à travers l'épaisseur de la cible -a- non endommagée. Ces sauts de vitesse sont amortis avec l'atténuation des ondes au cours de leur propagation.

La traction générée par le croisement de la détente issue de la réflexion du choc en face arrière et de la détente issue du déchargement génère la fracture de l'échantillon -b-. L'onde se réfléchit intégralement dans cette couche désolidarisée entre la fracture et la face arrière et accélère la surface libre de l'échantillon avec une fréquence importante (références b_1 à b_7), caractéristique de la rupture. Ces oscillations sont rapidement amorties et le profil se stabilise à la vitesse asymptotique u_∞ d'éjection de l'écaille, qui illustre la transmission d'énergie cinétique.

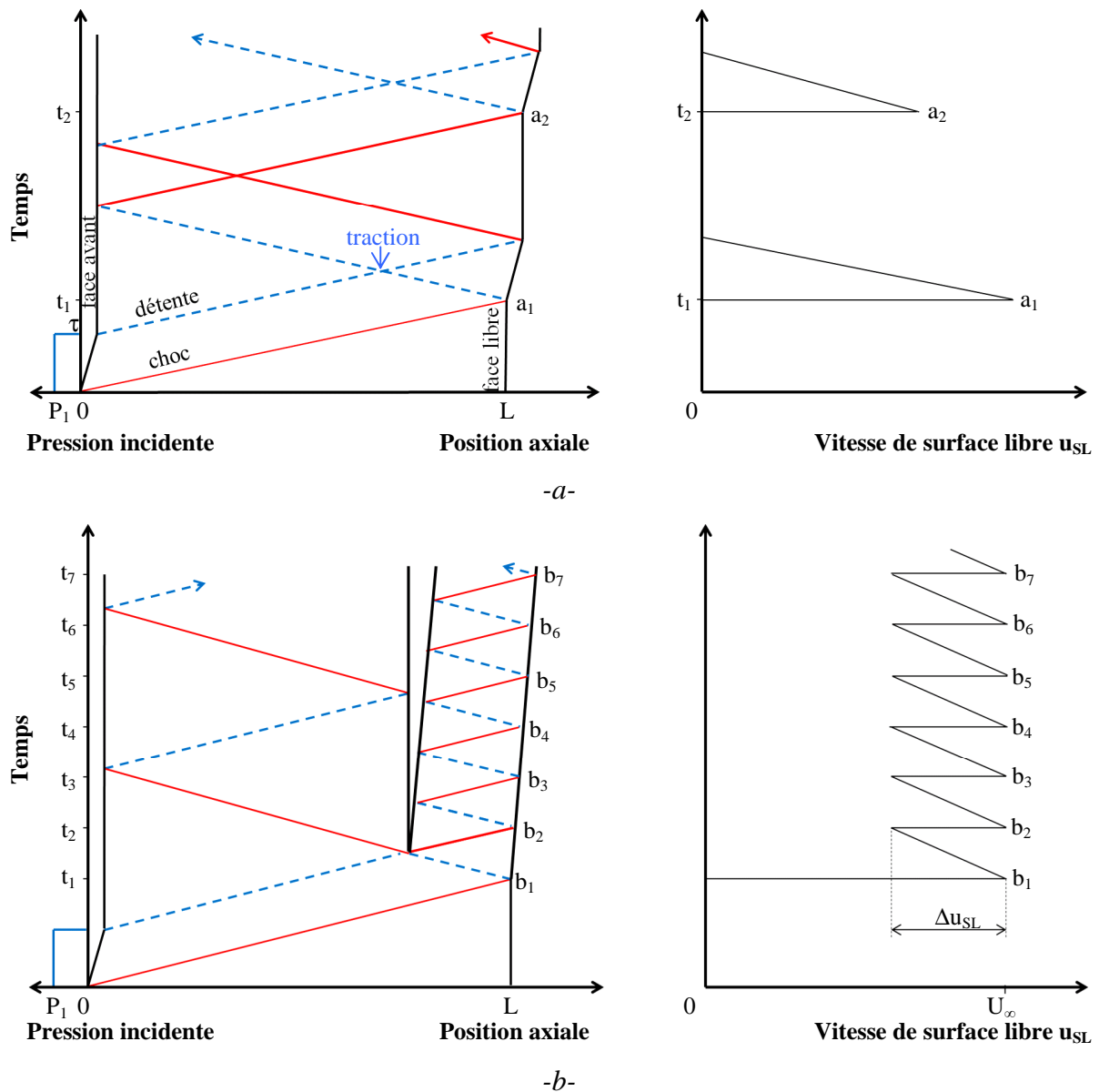


Figure II-17 : Propagation analytique des ondes de choc, observée sur un diagramme de marche et un profil de vitesse de surface libre d'une cible homogène soumise à un choc : -a- Sans écaillage, et -b- Endommageant.

Par ailleurs l'épaisseur d'écaillage $L_{\text{écaillage}}$ est donnée en μm dans le cadre de l'approximation acoustique par (II-16).

$$L_{\text{écaillage}} = \frac{C \cdot \Delta t}{2} \quad (\text{II-16})$$

Où C est donné en $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$, $\Delta t = t_2 - t_1$ est la durée d'aller-retour de l'onde dans l'écaillage (μs).

Par ailleurs le taux de déformation suivant l'axe du choc s'énonce par (II-17).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{du_{SL}}{dt} \cdot \frac{1}{2C} \quad (\text{II-17})$$

Où $\frac{du_{SL}}{dt}$ est la pente moyenne de la décélération Δu_{SL} . Ce taux est également donné suivant les paramètres de la réponse matérielle par (II-18).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\sigma_R}{2 \cdot L_{\text{écaille}} \cdot Z} \quad (\text{II-18})$$

Où Z est l'impédance acoustique ($\text{g.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$). Ce taux de déformation atteint 10^7 s^{-1} en régime ultra-bref.

II.2.4 Intérêts et limites de l'essai d'adhérence par choc laser

L'essai d'adhérence par choc laser est une technique qui présente de nombreux avantages sur les essais conventionnels, et en contrepartie quelques limites.

L'argument principal pour l'application de la technique réside dans son caractère non destructif, dans la mesure où les impacts sont calibrés et n'endommagent que les structures présentant un niveau d'adhérence en dessous du seuil fixé. L'absence de contact mécanique, le caractère normal de la sollicitation, la maîtrise du chargement, ainsi que sa reproductibilité sont également les points forts de cette technique.

Par ailleurs, la mesure de l'adhérence est locale sur une surface de quelques mm^2 , ce qui permet de mettre en évidence une disparité locale de l'adhérence et d'éprouver des zones de géométrie complexe (pièces incurvées).

Enfin le dispositif d'essai d'adhérence par choc laser est industrialisable, supporté par l'existence de sources laser portables, sécurisées, pilotées et automatisables.

Cet essai présente néanmoins quelques restrictions, portant en premier lieu sur la cible : son épaisseur est limitée à quelques millimètres en régime de propagation monodimensionnelle compte tenu de l'atténuation des ondes. La mise en œuvre de l'essai implique également la protection de la cible des effets thermiques de l'irradiation.

La nature fortement dynamique de la sollicitation induite par choc nécessite quelques précautions pour une comparaison avec un essai quasi-statique, mais converge vers des résultats cohérents en terme de discrimination d'adhérence [Arrigoni 2006-b]. La limite à la rupture de l'interface n'est quantifiée qu'après simulation, et la connaissance intégrale du chargement et des propriétés des matériaux est impérative à cette approche. Par ailleurs les ensembles multicouches sont complexes à traiter, à cause des nombreuses réflexions des ondes aux interfaces. Enfin le coût d'un tel dispositif à l'achat et en frais de fonctionnement est relativement élevé. Il nécessite une intégration dans une grande série de production pour être amorti, ou bien d'être utilisé sur des structures à haute valeur ajoutée.

II.3 Mise en œuvre expérimentale

Les dispositifs expérimentaux mis en œuvre dans le cadre de cette étude ont été présentés dans les ouvrages précédents [Arrigoni 2004, Barradas 2004, Bolis 2004, Cuq-Lelandais 2010, Lescoute 2010...]. Les générateurs de choc et les diagnostics associés (résolus en temps et post-essai) font l'objet d'une description concise. La détection et la quantification de l'éventuel endommagement sont illustrées sur le cas de cibles homogènes mais aussi sur des composites.

La figure II-18 schématise l'instrumentation du banc expérimental. L'utilisation du VISAR, de la Vélocimétrie Hétérodyne et la pose de gel sont incompatibles.

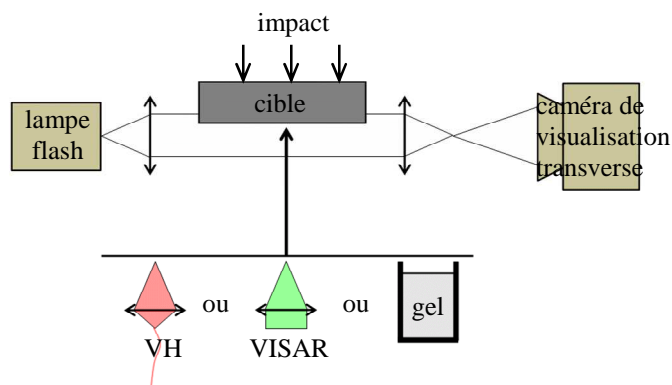


Figure II-18 : Schéma d'aménagement d'une installation de choc instrumentée.

II.3.1 Générateurs de choc

Ces installations couvrent une gamme étendue de durées d'impulsion, de quelques fs à plusieurs centaines de ns, pour moduler la position de la contrainte maximale de traction. La variation des niveaux énergétiques est à l'origine d'un endommagement graduel de la fissure au délaminage complet.

La figure II-19 schématise le positionnement relatif des principaux paramètres des sources de choc. Le tableau II-2 synthétise la mise en œuvre des dispositifs suivant la configuration d'échantillon. Le comportement des échantillons de faible épaisseur est étudié avec des chocs ultra-brefs tandis que des durées d'impulsion jusqu'à 450 ns sont utilisées pour les cibles épaisses.

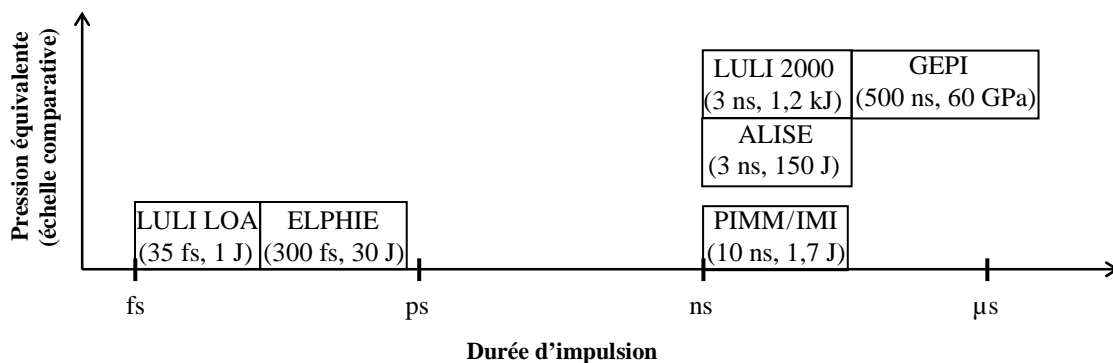


Figure II-19 : Classification comparative des sources de choc en termes de durée et de pression de l'impulsion.

Organisme Installation	LOA Salle jaune	LULI ELPHIE	CEA/CESTA ALISE	LULI LULI 2000	PIMM Continuum	IMI QuantaRay Pro 350	CEA Gramat GEPI
Durée d'impulsion τ	$3,5 \cdot 10^{-5}$ ns	$3 \cdot 10^{-4}$ ns	3 ns	3 ns	8 ns	10 ns	500 ns
Niveau d'énergie E_{max}	1 J	30 J	150 J	1 200 J	1,5 J	1,7 J	60 GPa
Longueur d'onde λ	0,810 μm	1,057 μm	1,053 μm	1,053 μm	0,532 μm	1,064 μm	/
Composite 1 pli (170 μm)	×	×			×		
Composite 4 plis (650 μm)		×	×	×	×	×	
Composite 8 plis (1250 μm)			×	×	×	×	×
Assemblage collé (2700 μm)							×

Tableau II-2 : Synthèse des expériences menées sur les installations de choc suivant la géométrie de l'échantillon.

II.3.1.A Sources laser

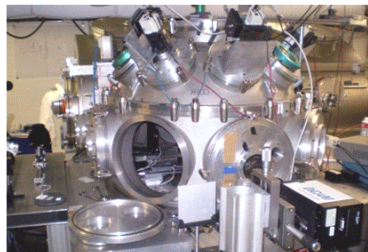
La figure II-20 présente les installations laser mises en œuvre dans le cadre de l'étude, équipées de barreaux amplificateurs Néodyme YAG ou verre (de longueurs d'ondes respectives 1,064 μm et 1,053 μm).

Sur la chaîne PIMM, un cristal de KDP (matériau biréfringent Dihydrogène Phosphate de Potassium) double la fréquence lumineuse (532 nm). Le seuil de claquage est augmenté en régime confiné [Berthe 1998], avec toutefois une diminution du rendement énergétique, et le lissage du profil spatial de l'impulsion.

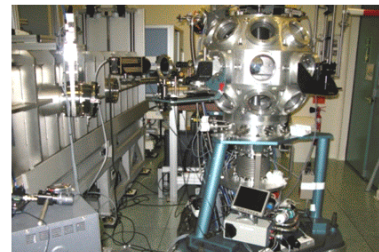
Les dispositifs du PIMM et de l'IMI présentent une fréquence d'impact atteignant 10 Hz tandis que les autres installations sont caractérisées par des cadences inférieures : un tir toutes les six minutes à toutes les deux heures.



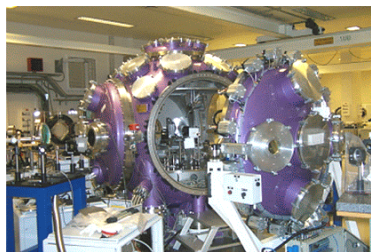
-a-



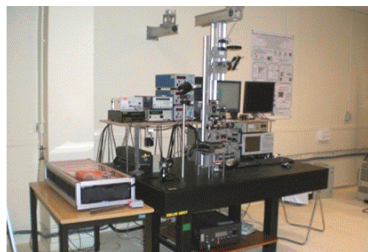
-b-



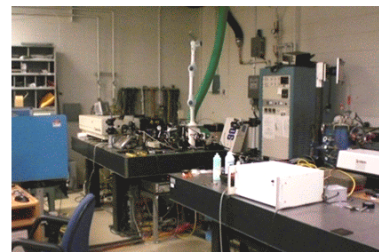
-c-



-d-



-e-



-f-

Figure II-20 : Installations laser : -a- Salle jaune ($3,5 \cdot 10^{-5}$ ns, 1 J) LOA École Polytechnique, -b- LULI 100 TW ($3 \cdot 10^{-4}$ ns, 30 J) École Polytechnique, -c- ALISE (3 ns, 150 J) CEA/CESTA, -d- LULI 2000 (3 ns, 2×1000 J) École Polytechnique, -e- PIMM (8 ns, 1,5 J) Arts et Métiers ParisTech, et -f- IMI (10 ns, 1,7 J) CNRC.

La figure II-21, sur laquelle le faisceau est matérialisé en vert, présente le dispositif de choc laser du PIMM. La source émet une impulsion lumineuse dont une faible portion est transmise à une photodiode calibrée via un miroir ayant une réflectivité de 99%. Cette mesure du profil temporel d'énergie permet de quantifier l'énergie E (intégrale du profil) ainsi que la durée d'impulsion τ , relevée à mi-hauteur de l'impulsion.

Le faisceau est dirigé par un jeu de miroir vers un atténuateur pour en ajuster l'intensité. Une lame $\lambda/2$ modifie sa polarisation et le polariseur, orienté suivant l'angle de Brewster, transmet le faisceau de polarisation incidente, et réfléchit les polarisations orthogonales dans un puits thermique. Ce dispositif d'atténuation est substitué sur d'autres installations par des densités optiques.

Le faisceau est ensuite focalisé sur l'échantillon fixé dans le porte-cible, qui présente un alésage dans l'axe optique du laser. L'ajustement de la lentille de focalisation définit le diamètre d'impact, calibré par des impacts à basse intensité sur papier photosensible.

Les dispositifs mettant en œuvre des niveaux d'énergie plus importants réalisent l'irradiation dans une enceinte sous vide secondaire afin de se soustraire au claquage lors de la concentration du faisceau dans l'air.

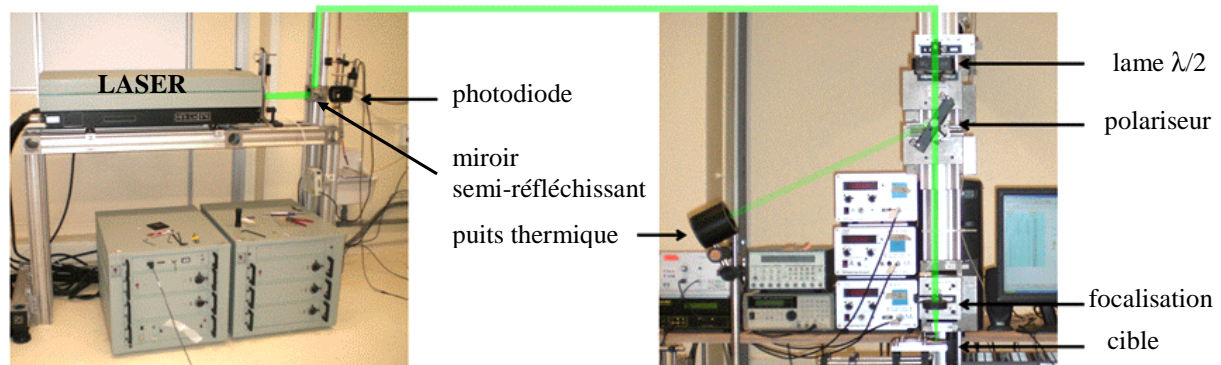


Figure II-21 : Aménagement du dispositif de choc laser avec matérialisation du chemin optique du faisceau.

L'impulsion énergétique délivrée par la source laser du PIMM fait l'objet d'une étude de reproductibilité. La figure II-22 illustre les profils des impulsions relevés par une photodiode. Leur nombre est limité à 5 afin de ne pas surcharger le graphe.

L'étude statistique de reproductibilité des paramètres de l'impulsion est conduite sur une série de 50 impacts distincts, le tableau II-3 décrit ces résultats.

La superposition des profils est correcte et la gamme de variation des paramètres est limitée à quelques pour-cent de leur valeur nominale. La variabilité de la durée d'impulsion n'excède pas 3,2%, l'énergie déposée à la surface présente une dispersion similaire. Les variations du diamètre d'impact nécessitent la mesure systématique du cratère sur la cible.

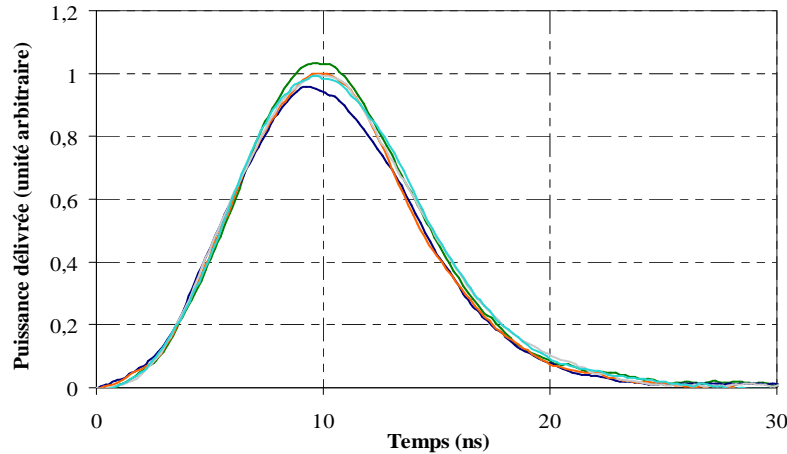


Figure II-22 : Comparaison des profils d'impulsion énergétique relevés en sortie du laser du PIMM.

Paramètre		Variabilité du paramètre	
		Moyenne	Étendue
τ	(ns)	9,3	[-2,7% ; +3,2%]
E	(J)	1 (arbitraire)	[-3% ; +3%]
D_{foc}	(mm)	2,47	[-10,9% ; +5,2%]

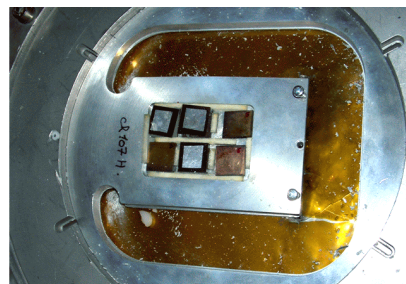
Tableau II-3 : Étude statistique de la variabilité des paramètres de l'impulsion énergétique conduite sur 50 impacts distincts.

II.3.1.B Générateur électrique

Le GEPI (Générateur de Pression Isentropique, CEA Gramat) génère un courant impulsionnel par court-circuit, dont l'intensité atteint 3,5 MA. L'impulsion électrique est responsable d'une rampe de compression à la surface de l'électrode pendant près de 500 ns à mi-hauteur du profil. La figure II-23 illustre le dispositif expérimental (figure II-23-a), particulièrement l'électrode (figure II-23-b), sur laquelle sont fixés des échantillons plans jusqu'à 70 mm de diamètre. La transmission homogène de cette sollicitation à la cible est assurée par un joint de colle dont l'épaisseur n'excède pas 50 μm .



-a-



-b-

Figure II-23 : Installation GEPI : -a- Dispositif expérimental [Hereil 2004], et -b- Électrode.

La pression $P(t)$ à la surface de l'électrode est donnée en Pa par la formule (II-19) avec une erreur inférieure à 10% [Hereil 2004]. Cette pression atteint 60 GPa mais les expériences conduites sur composites font appel à des impulsions avoisinant le GPa.

$$P(t) = k_p \frac{\mu_0}{2} \left(\frac{I(t)}{w} \right)^2 \quad (\text{II-19})$$

Où k_p est le coefficient de correction lié aux effets de bords (≈ 1 avec l'homogénéité de la pression sur l'électrode), μ_0 la perméabilité magnétique ($= 4\pi \cdot 10^{-7} \text{ H.m}^{-1}$), $I(t)$ l'intensité du courant en fonction du temps, mesurée avec une erreur de 5 % (A), et w la largeur de l'électrode (m). La pression incidente est directement proportionnelle au carré de l'intensité, dont l'amplitude est une sinusoïde fortement amortie. Le profil mécanique normalisé $P(t)$ déduit de l'intensité expérimentale est donné en figure II-24.

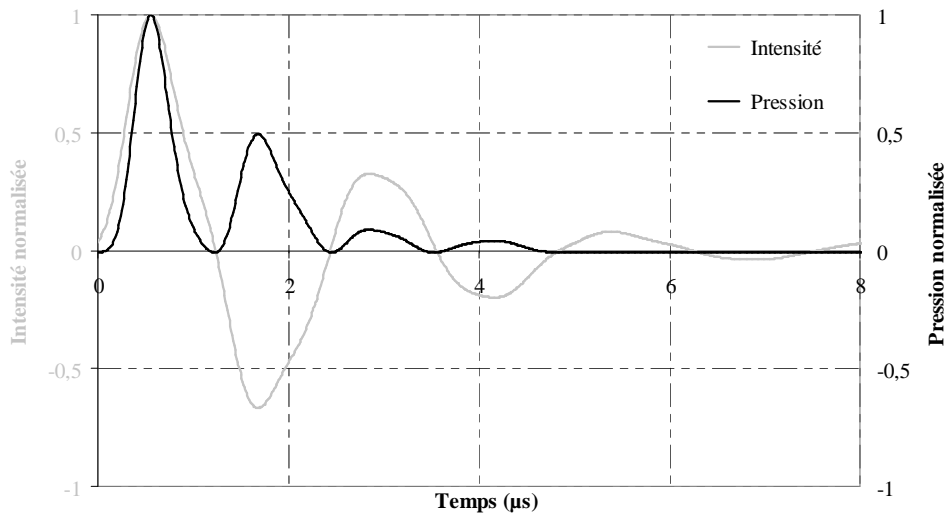


Figure II-24 : Profils normalisés de l'impulsion électrique et mécanique, donnée par l'équation (II-19).

La première impulsion de pression dure près de 450 ns à mi-hauteur du profil, immédiatement suivie par des répliques d'une durée similaire et d'une amplitude décroissante avec une période de 1,1 μs . Ces rechargements ne sont préjudiciables à l'essai d'adhérence que dans une faible mesure (voir paragraphe V.2.2.C $\tau = 450 \text{ ns}$), particulièrement dans le cas d'une première impulsion endommageante. L'amplitude de la pression est validée en corrélant les signaux de vitesse de surface libre numériques et expérimentaux d'une cible en aluminium placée sur la partie inférieure de l'électrode, soumise au même chargement.

II.3.2 Diagnostics en temps réel

Les diagnostics non intrusifs résolus en temps instruisent le dépouillement des expériences. La mesure de vitesse de surface libre permet le diagnostic de la décohésion [Aurox 1999, Antoun 2003] et caractérise la propagation des ondes de choc. Sa mesure finement résolue en vis-à-vis du choc est un élément clef pour cette étude, moyennant la mise en œuvre des techniques VISAR et de Vélométrie Hétérodyne (VH). Par ailleurs la visualisation transverse par ombroscopie illustre la morphologie et la cinétique de l'éventuelle éjection en face libre quelques microsecondes après impact.

II.3.2.A Mesure de vitesse par VISAR

Le VISAR (Velocimetry Interferometer System for Any Reflector [Dolan 2005]) est un système optique de mesure de vitesse matérielle sans contact basé sur l'interférométrie Doppler laser sur le modèle de Barker [Barker 1972]. Sa résolution temporelle est de l'ordre de la nanoseconde avec une précision de 1% sur une plage de vitesse de 10 m.s^{-1} à 10^4 m.s^{-1} . Le dispositif se compose d'un laser continu (modèle COHERENT Verdi, 5 W, 632 nm), d'un jeu de miroirs pour l'acheminement du faisceau et d'un interféromètre de Michelson. Le faisceau sonde est focalisé sur une tâche d'environ $30 \mu\text{m}$ à la surface libre de la cible dans l'axe du choc. La lumière diffusée par la face arrière est collectée par une lentille et envoyée dans l'interféromètre via une fibre optique. Elle est ensuite divisée en deux faisceaux dirigés respectivement dans le bras de référence et le bras à retard. Les étalons transparents de type BK7 du bras à retard diffèrent la propagation du signal lumineux et génèrent une figure d'interférence entre les deux bras lors de la recombinaison des deux faisceaux.

La mise en mouvement de la surface sondée provoque par effet Doppler le décalage en fréquence des anneaux d'interférence. Plus spécifiquement, cette fréquence $f(t)$ est proportionnelle à la vitesse matérielle $u(t)$ de la face arrière suivant la formule (II-20).

$$\frac{f(t) - f_0}{f_0} = \frac{2(u(t) - u_0)}{c} \quad (\text{II-20})$$

Où f_0 est la fréquence initiale (Hz), u_0 la vitesse matérielle initiale (m.s^{-1}) et c la célérité de la lumière ($c = 3.10^8 \text{ m.s}^{-1}$).

Une deuxième figure d'interférence déphasée temporellement de $\pi/2$ est générée par le polariseur et la lame $\lambda/8$. Les signaux sont recueillis et numérisés distinctement par les détecteurs PhotoMultiplificateurs PM1 et PM2.

Le schéma de la configuration actuelle du VISAR est illustré en figure II-25, et le banc d'essais du PIMM en figure II-26. Le chemin optique est matérialisé par un trait vert ou une surface translucide pour le faisceau respectivement concentré et diffus.

Une des limitations du VISAR est la mesure du débouché de choc ultra-bref ($< 1 \text{ ns}$) ou à front de montée raide (quelques centaines de ps). Cette mesure est restreinte par le temps de réponse des photomultiplicateurs, de l'ordre de la ns. Une caméra STREAK à fente sera préférée au VISAR pour l'équipement d'installations présentant ce type d'impulsion.

Par ailleurs le faisceau sonde doit être réfléchi par la cible. Pour faire face à cette contrainte, la surface du composite, peu réfléchissante, est métallisée par une très fine couche d'or. Ce revêtement empêche également toute détérioration thermique par le faisceau sonde et assure la mesure à la surface de l'époxy, transparent à la longueur d'onde du laser sonde. L'épaisseur de ce dépôt n'excède pas la centaine de nm, et n'interfère pas dans le processus de propagation des ondes de choc.

La puissance minimale du laser sonde est de 1 W pour assurer son fonctionnement monomode longitudinal. L'intensité lumineuse est diminuée avec des densités optiques afin de ne pas échauffer la surface libre en polymère.

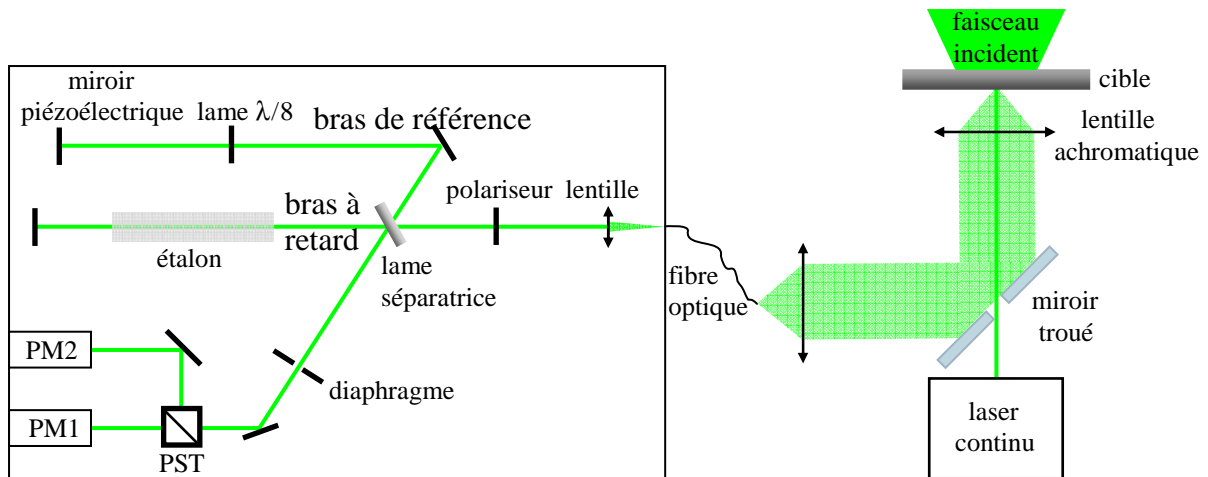


Figure II-25 : Schéma optique du système d'interférométrie VISAR.

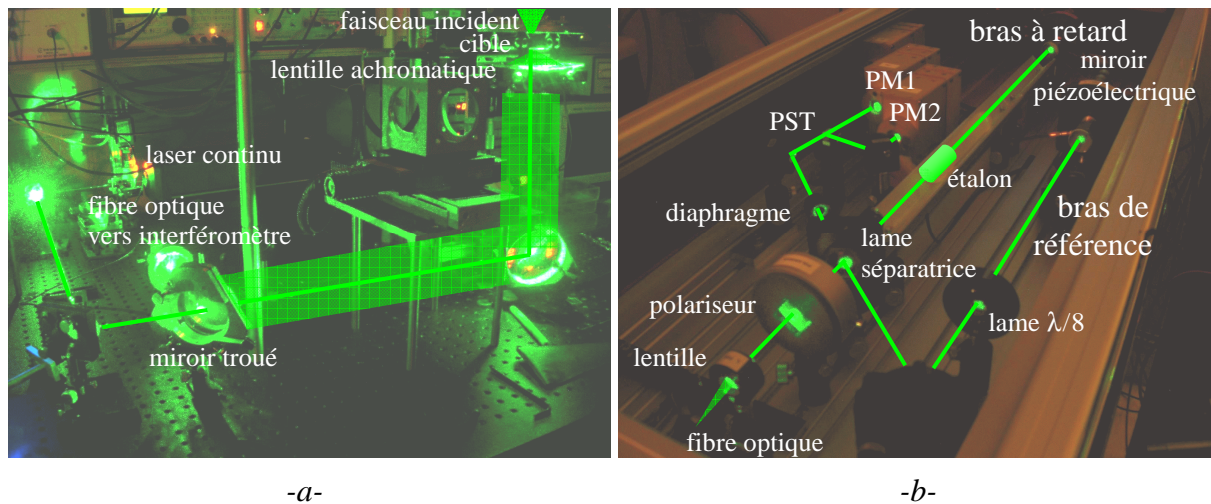


Figure II-26 : Aménagement expérimental du VISAR au PIMM avec matérialisation de la trajectoire du faisceau : -a- Acquisition du signal, et -b- Interféromètre.

La reproductibilité des profils de vitesse mesurés par VISAR est éprouvée sur les cibles composites dans les conditions décrites précédemment. La figure II-27 illustre leur dispersion, les paramètres d'impact sont indiqués dans le tableau II-4.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière	Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ ($\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$)		Nb de plis / Épaisseur (μm)	Délamination
a	PIMM	9,3	2,5	0,07	0,15	peinture noire / eau	1 / 170	intact
b		9,3	2,5	0,07	0,15		1 / 170	intact
c		9,2	2,5	0,07	0,15		1 / 170	intact

Tableau II-4 : Paramètres expérimentaux des essais de reproductibilité de la mesure de vitesse.

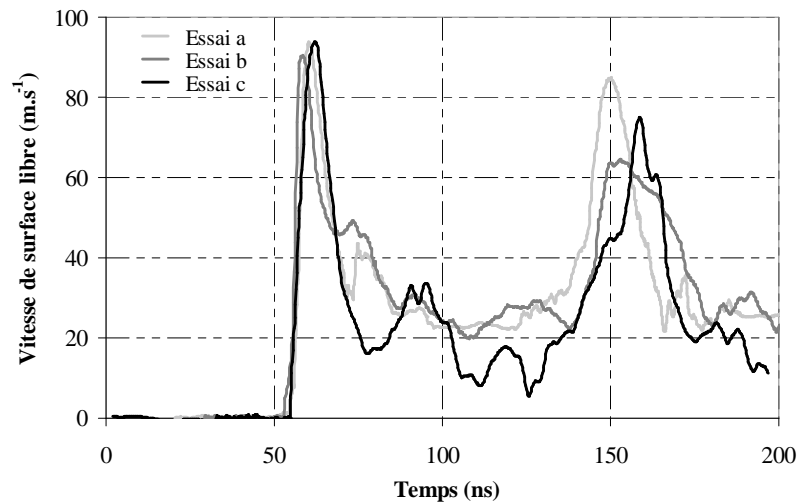


Figure II-27 : Profils de vitesse de surface libre de composites 1 pli choqués dans des conditions similaires pour l'étude de leur reproductibilité.

Les signaux de vitesse présentent une certaine variabilité : l'écart entre les premiers maxima atteint 5,7 % en amplitude et 6,7 % en occurrence temporelle. Le second saut de vitesse majeur suite à l'aller-retour de l'onde dans la cible est affecté d'une différence maximale de 23,6% et 11,0% respectivement d'amplitude et de synchronisation. Les accélérations intermédiaires sont quant à elles complètement désynchronisées et difficilement comparables. Un écart de vitesse de plus de 50 % est même relevé à 77 et 126 ns après l'impact. Ces variations, observées sur 3 profils de vitesse sur une durée de 200 ns, augmentent avec le nombre d'essais conduits et la durée de l'acquisition.

L'origine du manque de reproductibilité est détaillée dans les chapitres suivants. La variabilité du chargement (voir tableau II-3), les paramètres d'acquisition et de dépouillement de vitesse du VISAR ne sont pas mis en cause puisque l'erreur est de l'ordre du % [Dolan 2005].

II.3.2.B Mesure de vitesse par Vélocimétrie Hétérodyne

La Vélocimétrie Hétérodyne est une technique émergente développée par O.T. Strand [Strand 2004], aussi appelée PDV (Photonic Doppler Velocimetry) ou PDI (Photonic Displacement Interferometry). Elle est mise en œuvre pour la mesure multipoints de vitesse lors d'expériences de choc [Mercier 2006, Mercier 2009, E.Gay 2011] en collaboration avec le CEA. Le principe de fonctionnement, basé sur l'effet Doppler est similaire à celui du VISAR, à l'exception du dépouillement fréquentiel des signaux lumineux. Par ailleurs l'interférence du signal lumineux réfléchi par la cible mouvante est réalisée avec un faisceau de référence fixe.

Un laser monochromatique continu, de fréquence f_0 est divisé en deux faisceaux : une référence et une partie acheminée par fibre optique, puis focalisée sur la cible. L'amplitude du faisceau réfléchi est ajustée suivant la réflectivité de la cible. Le rayonnement sur la cible en déplacement, de fréquence $f(t)$ est additionné au faisceau de référence au moyen d'un coupleur. Un détecteur (bande passante : 50 kHz - 12 GHz) et un oscilloscope (bande passante : 12 GHz, taux d'échantillonnage : 50 Gpt.s⁻¹) relèvent l'intensité lumineuse $I(t)$ combinée des deux faisceaux telle que :

$$I(t) = 1 + \cos\left(\frac{4\pi}{\lambda_0} x(t)\right) \quad (\text{II-21})$$

Où λ_0 est la longueur d'onde initiale du faisceau sonde, et $x(t)$ la position du point sondé. En vertu de l'effet Doppler, la vitesse $u(t)$ est proportionnelle à la différence de fréquence $f(t) - f_0$, suivant la formule (II-20).

Le post-traitement du signal est réalisé par transformée de Fourier sur une plage temporelle glissante avec le logiciel VaHiné développé au CEA. Le dépouillement du spectre de fréquence du signal conduit au tracé d'un spectrogramme de vitesse. La possibilité d'extraire plusieurs fréquences par transformée de Fourier permet de détecter des vitesses distinctes de fragments interceptant le champ de mesure.

La largeur temporelle h de la fenêtre et le pas de glissement τ_{VH} sont deux paramètres du post-traitement influant pour le premier sur l'incertitude de vitesse et pour le second sur la résolution temporelle.

La figure II-28 représente le dispositif expérimental mis en œuvre. Une fenêtre de polycarbonate de 3 mm d'épaisseur, transparente au faisceau sonde, est placée à 15 mm de l'arrière de la cible, pour protéger la tête optique des éventuelles éjections.

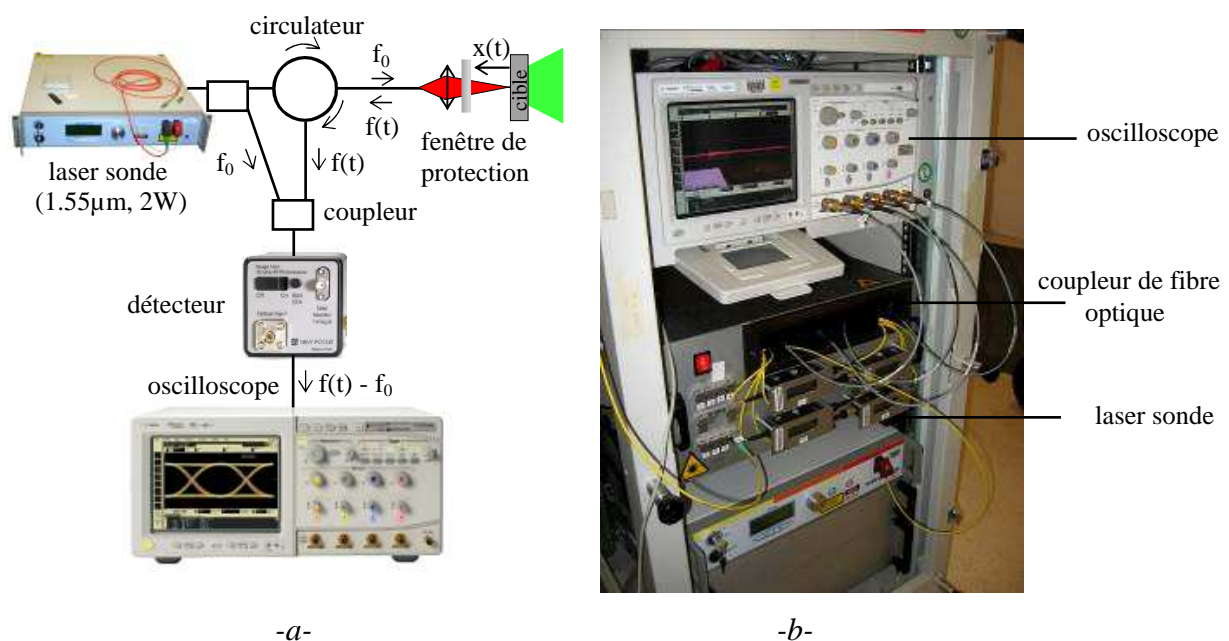


Figure II-28 : Dispositif de Vélocimétrie Hétérodyne du CEA : -a- Schéma optique simplifié de l'installation [Mercier 2009], et -b- Aménagement expérimental d'acquisition.

La figure II-29 présente les spectrogrammes de vitesse de surface libre relevés par VH sur une cible métallique soumise à un choc de très haute intensité (figure II-29-a [Mercier 2009]) et sur composite dans le cadre de l'essai d'adhérence (figure II-29-b). Le tableau II-5 indique le paramétrage de ces essais.

Les résultats relevés par les méthodes VISAR et VH pour deux essais similaires sont mis en parallèle sur la figure II-29-a afin de confronter leurs performances respectives. Le profil VISAR se superpose sur le spectrogramme VH avec une erreur inférieure à 15%, à une vitesse moyenne d'éjection avoisinant les $0,9 \text{ km.s}^{-1}$. Malgré quelques écarts de

résolution en faveur de la technique VISAR, particulièrement dans le front de montée, les deux profils restituent correctement le signal caractéristique de l'écaillage. La résolution temporelle de mesure VH est actuellement limitée à 5 ns.

Le spectrogramme de la figure II-29-b relevé sur un composite de 8 plis présente les mises en vitesse principales caractéristiques de la propagation d'une onde au sein d'une cible intacte. Les accélérations secondaires suite aux réflexions d'ondes aux différentes interfaces ne sont toutefois pas détectées. La technologie VH a la capacité de mesurer la vitesse de surface libre sans revêtement réfléchissant, avec une résolution suffisante pour le diagnostic du délaminage. La simplicité d'utilisation du dispositif est propice à sa mise en place en contexte industriel.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière	Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm^{-2})		Matériau/ Épaisseur (μm)	Écaillage
a	LULI2000	3,1	4	794	2038	aucun / direct	alu / 1000	écaillage
b	ALISE	3	4,3	1,3	3,0	peinture noire / direct	comp 8 plis / 1310	intact

Tableau II-5 : Paramètres expérimentaux des essais équipés du diagnostic VH.

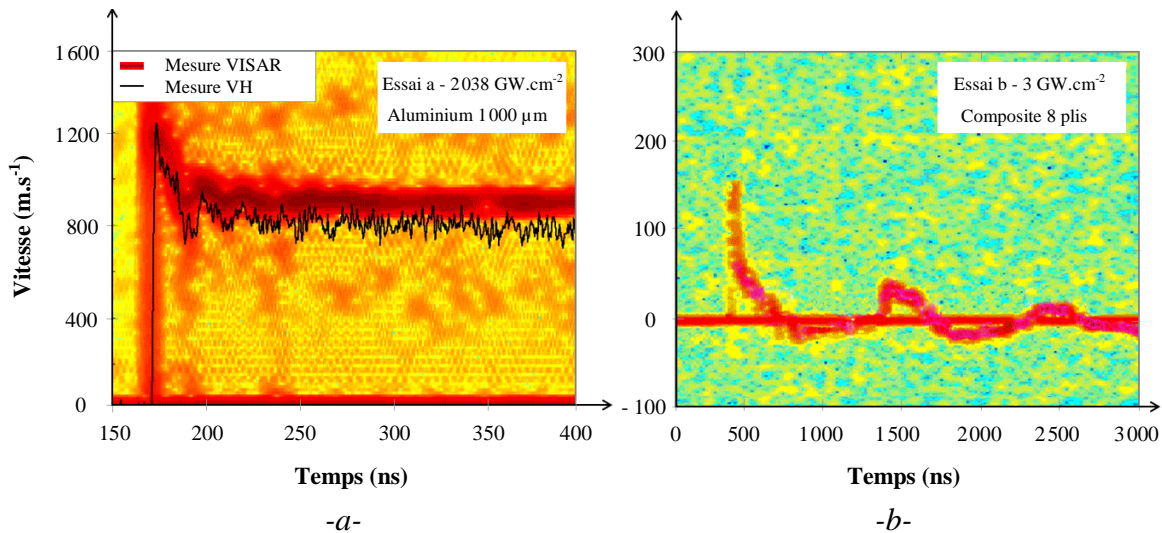


Figure II-29 : Spectrogrammes de vitesse de surface libre relevés par Vélocimétrie Hétérodyne sur : -a- Cible d'aluminium à très haute intensité de choc avec mesure VISAR lors d'un essai similaire [Mercier 2009], et -b- Composite 8 plis soumis à un choc en dessous du seuil de délaminage. Le profil de vitesse est représenté par le trait rouge. Paramètres de dépouillement : $h = 50 \text{ ns}$ et $\tau_{\text{VH}} = 5 \text{ ns}$.

II.3.2.C Visualisation transverse

La visualisation dynamique transverse par ombroscopie renseigne la cinétique et la morphologie des éventuels fragments à haute intensité de choc. Son utilisation est étendue au diagnostic du délaminage de composites dans le cadre de l'essai d'adhérence avec des impacts au voisinage du seuil d'endommagement.

La figure II-30 représente le dispositif de visualisation transverse, compatible avec une mesure de vitesse ou avec la récupération des éjectas dans un gel. Un faisceau sonde (laser, lampe flash) éclaire transversalement la surface libre d'une cible et l'ombre du profil est imagée sur les caméras CCD ANDOR Istar, par un système optique composé de lentilles achromatiques et de diviseurs de faisceau pelliculaires. Les caméras, dont l'acquisition est déclenchée quelques microsecondes après l'impact, ont une durée d'ouverture de 10 ns.

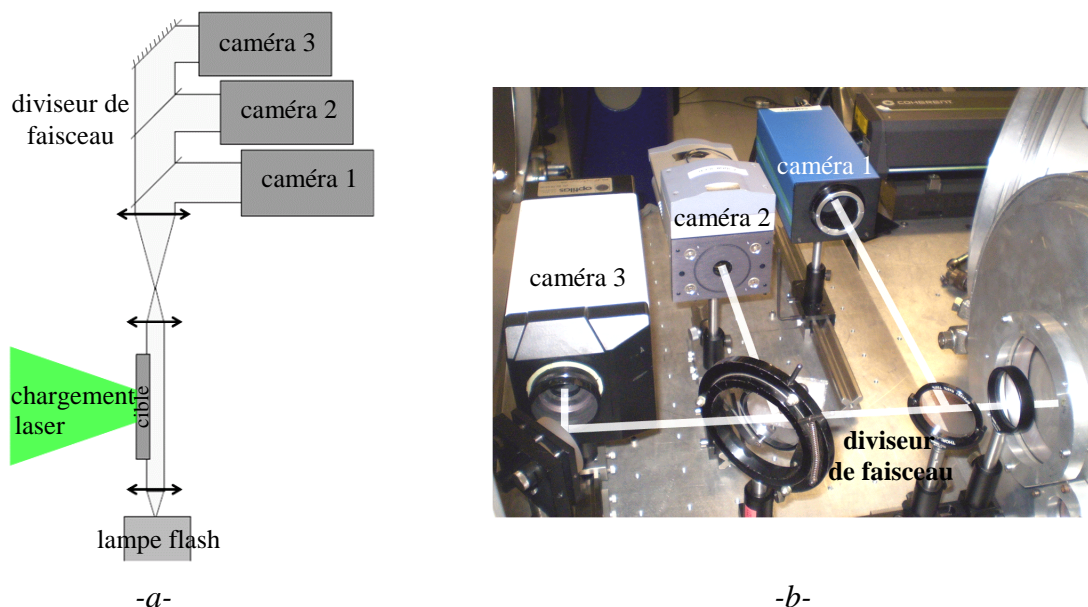


Figure II-30 : Dispositif de visualisation dynamique transverse : -a- Schéma optique simplifié de l'installation [Lescoute 2010], et -b- Aménagement expérimental d'acquisition avec le chemin optique du faisceau.

La figure II-31 illustre les prises de vues successives du profil de la surface en vis-à-vis du choc, recueillies à différents instants : avant choc, 1,5 μ s après impact, et plusieurs secondes après choc. Le champ d'observation derrière la cible est de quelques millimètres. Les essais sont réalisés au voisinage du seuil de délaminage sur deux composites de 8 plis, suivant les paramètres indiqués dans le tableau II-6.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière	Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)		Revêtement / confinement	Nombre de plis / Épaisseur (μ m)
a	ALISE	3	4,3	1,3	3,0	peinture noire / direct	8 / 1310	intact
b		3	4,2	3,5	8,4	peinture noire / direct	8 / 1320	délaminage

Tableau II-6 : Paramètres expérimentaux des essais équipés de la visualisation transverse.

L'image de référence avant impact (à gauche) délimite la face arrière de la cible au repos. L'image centrale montre la déformation de la surface libre après le débouché du choc. La partie déformée, particulièrement visible sur la surface libre inclinée, subit un déplacement jusque 150 μ m pour l'échantillon -a- non endommagé. L'échantillon -b- présente quant à lui une déformation plus importante jusqu'à 400 μ m sur un disque d'environ 4 mm de diamètre. La sollicitation en surface libre présente un diamètre légèrement inférieur au disque d'impact avec l'atténuation périphérique des ondes au cours de leur propagation. L'image de droite, relevée après impact, montre le retour élastique de la surface libre de l'échantillon -a- à sa position initiale suite à la relaxation des contraintes, sans

endommagement apparent ni déformation permanente. La prise de vue post-choc de l'échantillon -b- endommagé permet le diagnostic du délaminage par observation de la déformation permanente de la surface libre.

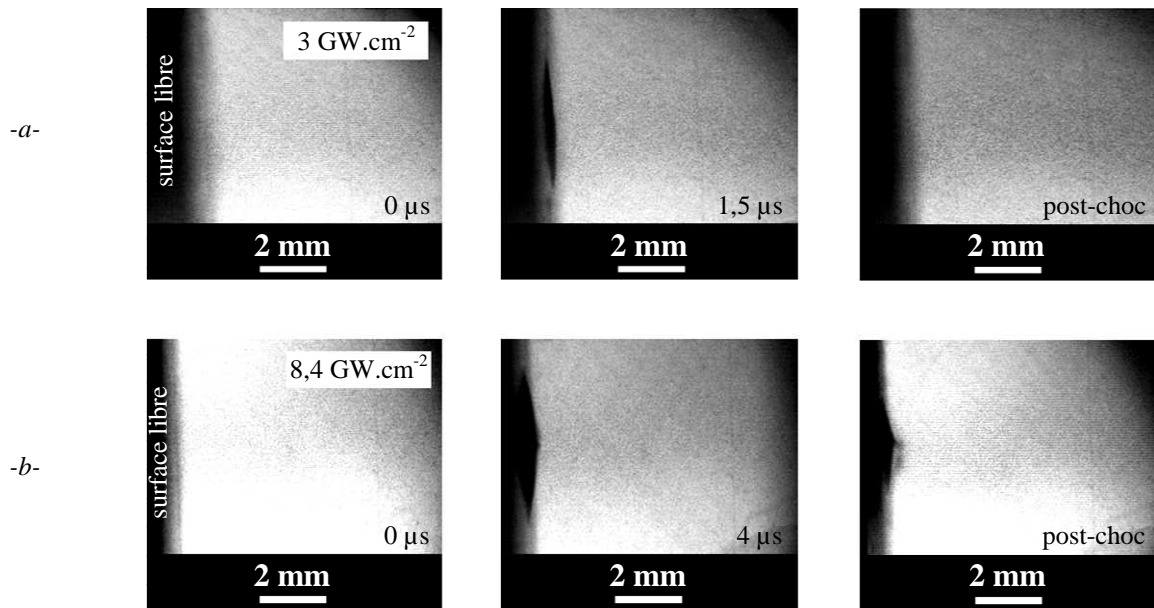


Figure II-31 : Visualisations transverses de surface libre de composites 8 plis soumis à des impacts encadrant le seuil de délaminage pendant une durée de 3 ns en régime direct. L'irradiation est de : -a- 3 GW.cm^{-2} sans endommagement, et -b- $8,4 \text{ GW.cm}^{-2}$ avec délaminage. Le choc initial se propage de la gauche vers la droite. Résolution spatiale : $3,6 \mu\text{m.pixel}^{-1}$, durée d'exposition : 10 ns.

La sensibilité de la technique à détecter le délaminage devra être éprouvée juste au-dessus du seuil d'endommagement. Par ailleurs la réduction du champ d'observation derrière la cible permettrait d'examiner et de quantifier plus finement la déformation. La perspective de ces essais consiste à développer une analyse d'image systématique, pour le diagnostic de l'éventuel délaminage.

II.3.3 Diagnostics post-choc

L'observation des cibles récupérées, complémentaire à l'analyse in situ, est permise par le caractère local de la sollicitation et le faible niveau de déformation matérielle. Les analyses sont multi-échelles puisque l'éventuel délaminage est quantifié macro-, puis microscopiquement par observation de la coupe métallographiée, éventuellement par examen ultrasonore ou tomographique.

II.3.3.A Macro- et micrographie

La prise de vue des faces incidente et opposée au choc, proposée en figure II-32, est réalisée par microscopie optique ou sur un scanner numérique, doté d'un éclairage homogène et d'une résolution jusqu'à 1200 dpi (soit près de 50 pix.mm^{-1}). La mesure de l'empreinte circulaire irradiée valide le diamètre focal retenu (figure II-32-a).

Le délaminage est grossièrement diagnostiqué par observation macroscopique de la surface libre, une légère bosse ou une fissure notifiant le délaminage (figure II-32-b). Dans le cas d'un échantillon fortement affecté par les effets d'un choc, l'endommagement se traduit par l'arrachement de fibres. La quantité d'endommagement est évaluée par mesure de la surface délaminée apparente en arrière de la cible.

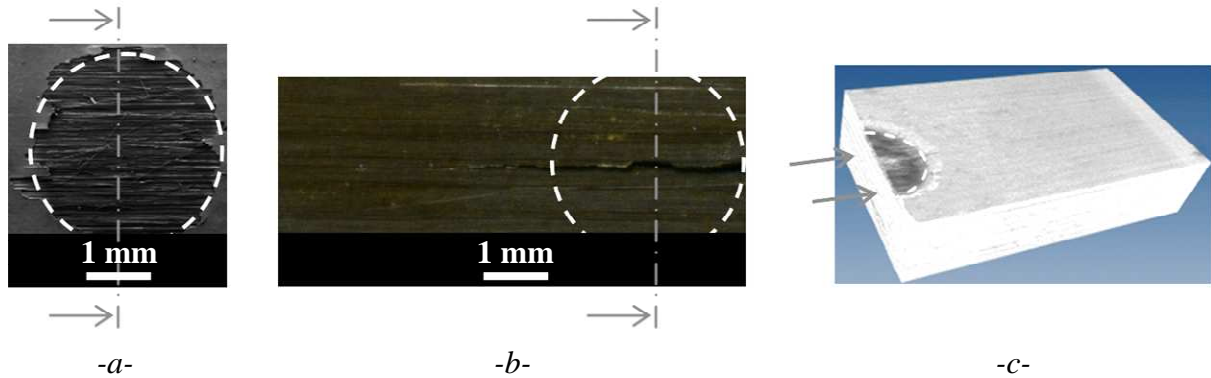


Figure II-32 : Macrographies d'échantillons composites suite à un impact laser délimité par les lignes pointillées blanches. Les lignes discontinues grises indiquent le plan de coupe. -a- Faciès incident irradié avec une intensité de près de 2 GW.cm^{-2} en régime direct, -b- Observation partielle du délaminage en surface libre suite à une irradiation de 5 GW.cm^{-2} , et -c- Plan de coupe axial pour l'observation microscopique transverse.

L'observation microscopique transverse de la cible lève les ambiguïtés de détection du délaminage au voisinage du seuil d'endommagement, et le situe en termes de profondeur et d'étendue.

La surface observée correspond au plan central de la zone choquée, orthogonal à la direction des fibres du pli extérieur, comme indiqué par les flèches grises sur la figure II-32.

Le protocole de traitement métallographique se compose des étapes suivantes : enrobage en résine froide, dégazage sous vide primaire, séchage, découpe à la scie à fil et enfin polissage sur feutre diamanté. L'addition d'éléments lubrifiants lors du polissage est susceptible de combler les interstices de la cible et de porter préjudice aux observations. Un nettoyage par ultrasons parachève alors la préparation de l'échantillon.

La perspective de perfectionnement de la préparation métallographique consiste à opérer une découpe au jet d'eau, rapide et précise.

Il est fréquent d'ouvrir une surface distante du plan de plus grand impact, particulièrement dans le cas de petits diamètres focaux. L'ampleur du défaut est toutefois limitée par l'effet cosinus, selon lequel un léger écart de centrage ne minimise le diamètre observé que dans une faible proportion.

Le dispositif d'observation microscopique est le MEB / FEG Hitachi S-4800 équipé d'un détecteur EDS. Sa faible tension d'accélération des particules permet l'examen de polymères et composites sans métallisation préalable (tension d'accélération de 700 V, courant d'émission $7 \mu\text{A}$). Par ailleurs le bombardement d'électrons rétrodiffusés manifeste les reliefs sur une profondeur de l'ordre du micromètre.

Les échelles de grossissement retenues pour la visualisation des éléments du composite sont indiquées dans le tableau II-7.

Grossissement	Échelle d'observation	Taille approximative de l'élément (μm)
$\times 30$	Épaisseur du composite 8 plis	1250
$\times 60$	Épaisseur du composite 4 plis	650
$\times 120$	Deux plis consécutifs	350
$\times 250$	Épaisseur du composite monopli	170
$\times 300$	Un pli et l'interpli adjacent	150
$\times 500$	Interpli	50
$\times 600$ à $\times 5000$	Microstructure du pli, fibre	5
$\times 5000$ à $\times 10000$	Interphase	0,5

Tableau II-7 : Niveaux de grossissement MEB pour l'observation des composites.

II.3.3.B Microtomographie

L'examen microscopique est restreint à une section bidimensionnelle sans notion de profondeur, justifiant la mise en œuvre d'un microtomographe. Cette technique d'imagerie non intrusive reconstruit le volume d'un échantillon en rotation à partir d'une série de relevés par caméra CCD sensible aux rayons X. Les rayons incidents traversent la cible et leur degré d'absorption définit la masse volumique locale. Cette variation de densité, reproduite en radiographie bidimensionnelle par un scintillateur, est croisée numériquement avec l'ensemble des prises de vue durant la rotation. Il en résulte une reconstruction tridimensionnelle complète de la zone sondée pour l'étude de la morphologie de l'endommagement sous tous les angles et la mesure de la surface du plan de fissure.

Le microtomographe X-Tek HMXST 225 de l'IMI est doté d'un faisceau de 225 kV et bénéficie d'une résolution d'observation jusqu'à $2 \mu\text{m}$. Le microtomographe du même type du CEA de Gramat a également été mis en œuvre pour le dépouillement des expériences. La figure II-33 met en parallèle pour le même échantillon la reconstruction d'une coupe obtenue par microtomographie (figure II-33-a) et l'observation MEB à même échelle de cette section après préparation métallographique (figure II-33-b). Sauf mention contraire, la zone d'impact est systématiquement désignée par des flèches blanches au bas des prises de vue. La confrontation des deux procédés d'imagerie donne l'avantage à la microtomographie pour la notion de profondeur, et au MEB pour sa résolution.

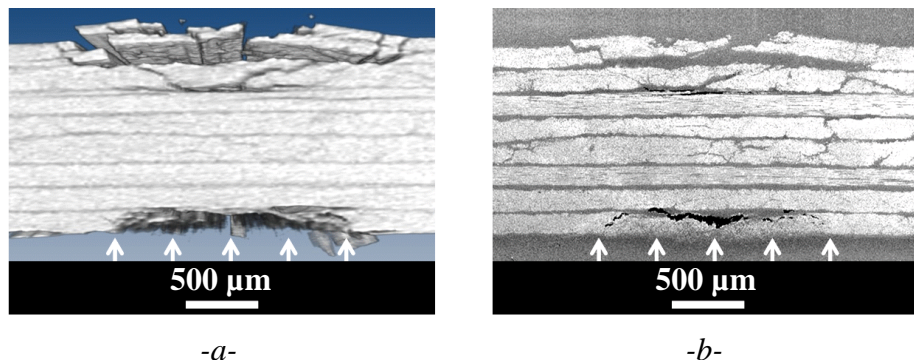


Figure II-33 : Comparaison des méthodes d'imagerie pour l'examen d'un échantillon composite de 8 plis suite à un choc de très forte intensité. Conditions d'impact : $\tau = 2,13 \text{ ns}$, $D_{\text{foc}} = 2,5 \text{ mm}$, $E = 377 \text{ J}$, $\Phi = 3606 \text{ GW.cm}^{-2}$ en régime d'ablation, installation LULI2000. -a- Reconstruction microtomographique dans le plan du choc, et -b- Observation MEB suite à une préparation métallographique.

La sensibilité des relevés est appréciée au voisinage du seuil de délaminage de composites 8 plis. La figure II-34 illustre les reconstructions par microtomographie en vue de coupe dans le plan de choc. Le tableau II-8 décrit les conditions d'impact.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière Revêtement / Confinement	Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm^{-2})		Nombre de plis / Épaisseur (μm)	Délaminage
a	PIMM	9,2	2,3	0,33	0,86	Peinture noire / eau	8 / 1310	intact
b		9	2,2	0,39	1,14		8 / 1315	fissures
c		9	2	0,61	2,16		8 / 1315	fissures

Tableau II-8 : Paramètres expérimentaux des essais réalisés sur composites 8 plis tomographiés (microtomographe IMI).

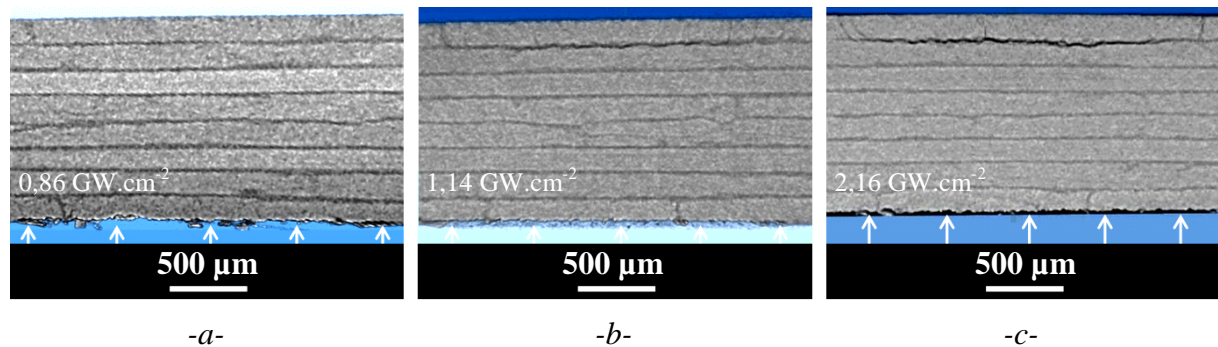


Figure II-34 : Reconstruction par microtomographie de coupes de composites 8 plis suite à un choc de : -a- 0,86 -b- 1,14 et -c- 2,16 GW.cm^{-2} . Les prises de vues sont données en coupe transverse dans le plan du choc.

Le dispositif est apte à détecter le délaminage des échantillons -b- et -c-. La détection juste au-dessus du seuil est toutefois limitée par la résolution du tomographe, ici 10 μm . Par ailleurs cette technique est particulièrement coûteuse et nécessite une longue mise en œuvre par un technicien spécialisé. Ce dispositif est peu propice à une utilisation dans un procédé industriel.

II.3.3.C Détection ultrasonore

Au même titre que la tomographie, l'analyse non destructive ultrasonore révèle sans opération préalable la désolidarisation des plis ou des assemblages, et spécifie la profondeur de l'éventuel défaut. La mesure consiste à placer l'échantillon en contact avec une sonde d'émission/réception ultrasonore. L'impulsion est intégralement réfléchiée par la face arrière ou par le défaut, et la durée de sa propagation définit le lieu de la réflexion.

Le contrôle ultrasonore de type C-scan, disponible commercialement, est mis en œuvre à l'IMI [Monchalin 1986, Blouin 2010]. Les ultrasons sont générés par laser, couplés à une détection optique utilisant un interféromètre Fabry-Perot confocal, capable de détecter des déplacements de l'ordre du nm. Cette technique, sans contact et applicable aux surfaces courbes, permet de couvrir la zone d'intérêt avec une assez bonne résolution, elle a été mise en œuvre sur assemblages collés d'aluminium [Arrigoni 2008].

Les ultrasons sont induits par focalisation d'un faisceau laser impulsif de quelques dizaines de mJ à la surface de l'échantillon, balayant la surface de la zone d'étude.

Au même titre qu'un essai conventionnel ultrasonore, l'onde est réfléchiée par un éventuel endommagement, le cas échéant par la surface libre. Le retour de cette onde met en mouvement la surface incidente et les déplacements induits sont détectés par l'interféromètre Fabry-Perot confocal.

Le post-traitement numérique cartographie la répartition surfacique des zones saines et endommagées sur un C-scan. Également la position de l'éventuel défaut dans la profondeur de l'échantillon est renseignée par le B-scan. Cette technique permet d'atteindre une résolution de quelques dizaines de μm , jusqu'alors impossible avec des ultrasons conventionnels.

La figure II-35 présente les résultats d'un C-Scan réalisé à l'IMI sur une cible composite de 4 plis endommagée par choc. Un balayage est réalisé avant choc (figure II-35-a) pour mettre en évidence l'absence de défaut de la plaque vierge. La figure II-35-b présente un endommagement avéré sur un disque d'un diamètre approximatif de 2,5 mm, suite aux effets mécaniques du choc. La technique est alors apte à diagnostiquer le délaminage et renseigne l'étendue du défaut.

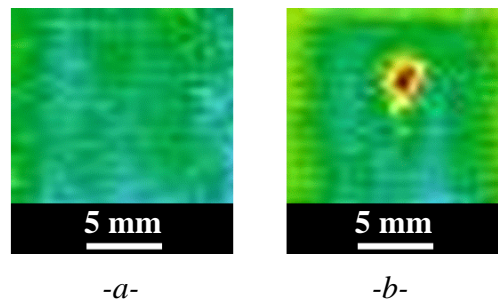


Figure II-35 : Cartographie par ultrasons de la densité d'une plaque de composite de 4 plis : -a- Avant choc, et -b- Après un choc endommageant. Conditions d'impact : $\tau = 10 \text{ ns}$, $D_{\text{foc}} = 2,5 \text{ mm}$, $E = 1,1 \text{ J}$, $\Phi = 2,2 \text{ GW.cm}^{-2}$ en régime confiné, installation IMI.

Cet instrument ne nécessite pas l'accès à la surface libre, difficile à atteindre en contexte industriel. Sa sensibilité est toutefois discutable pour les impacts générant une contrainte à peine au-dessus du seuil, pour lesquels les parties désolidarisées sont encore en contact (kissing bond).

II.3.3.D Récupération des fragments

Les éventuels éjectas projetés depuis une cible soumise à un choc fort sont récupérés par les aérogels de viscosité élevée, qui immobilisent les fragments [Lescoute 2009]. Les collecteurs, dont la densité avoisine 0,9 sont produits en Varagel 6527 conçu par la société Salol Wax GmbH. Ils sont composés d'hydrocarbure pour la phase liquide et de polymère pour la phase solide. Ils sont mis en œuvre pour des chocs fortement énergétiques (ALISE, LULI 2000), responsables de la fragmentation des cibles. Leur utilisation n'est pas compatible avec la mesure de vitesse de surface libre, la structure translucide du gel déviant le faisceau sonde. La figure II-36 illustre l'aménagement du dispositif de récupération des fragments, fixé à quelques dizaines de millimètres de la face opposée au choc.

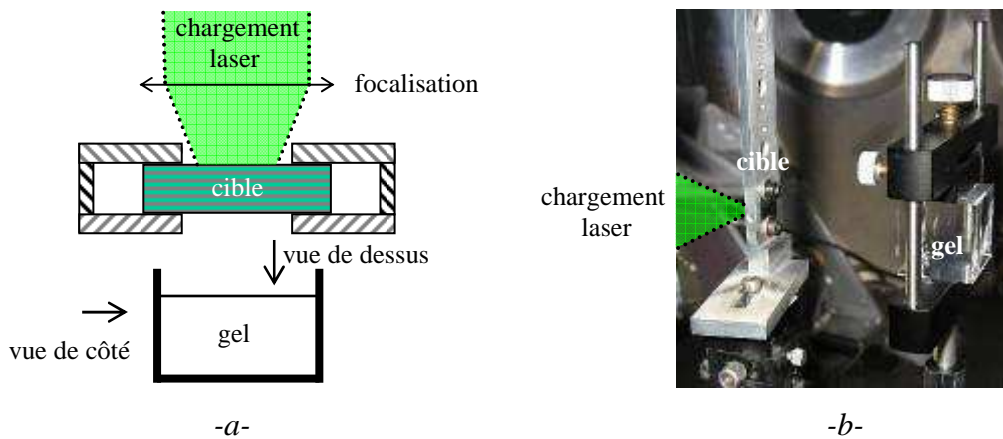


Figure II-36 : Aménagement du dispositif de collecte des fragments d'une cible impactée par laser : -a- Schéma simplifié de l'installation, et -b- Dispositif expérimental de récupération (installation LULI2000) [Lescoute 2010].

La figure II-37 illustre les macrographies d'un collecteur dans lequel se sont impactés les fragments issus du délaminage d'un composite 4 plis. La pénétration des fragments est limitée par leur caractère peu aérodynamique, la vitesse d'impact relativement basse et par la faible masse volumique du gel.

L'analyse par microscopie, éventuellement microtomographie, renseigne plus précisément la morphologie et la quantité de matière éjectée, même si le collecteur ne capte pas l'ensemble des fragments.

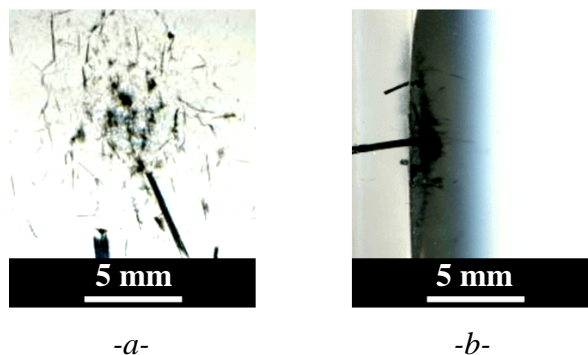


Figure II-37 : Observation macroscopique de fragments éjectés de cibles de composite 4 plis suite à un choc de forte intensité. Conditions d'impact : $\tau = 2,4 \text{ ns}$, $D_{\text{foc}} = 2 \text{ mm}$, $E = 172 \text{ J}$, $\Phi = 2279 \text{ GW.cm}^{-2}$ en régime direct, installation ALISE. -a- Vue de dessus, et -b- Vue de côté, l'entrée des fragments est observée de la gauche vers la droite à travers le collecteur. La direction des vues est précisée en figure II-36-a.

II.3.4 Synthèse des diagnostics du délaminage

Afin de terminer l'exposé des techniques expérimentales, le tableau II-9 synthétise les performances des diagnostics, particulièrement pour la détection du délaminage induit par choc.

Application	Diagnostic	Fonctionnalité	Atouts	Limites
Temps réel	VISAR	Mesure de vitesse de surface libre.	- Fiabilité. - Bonne résolution temporelle. - Non intrusif.	- Réglages optiques. - Métallisation des cibles. - Accès à la surface libre.
	VH	Mesure de vitesse de surface libre.	- Facilité de réglage. - Portabilité. - Non intrusif. - Mesure multipoint.	- Résolution temporelle. - Accès à la surface libre.
	Visualisation transverse	Observation de l'éjection de fragments en face arrière.	- Mesures cinétiques. - Compatibilité avec l'ensemble des diagnostics.	- Résultats qualitatifs. - Accès à la surface libre.
Post-choc	Macro-, micrographie	Observation des faciès dans le plan de choc.	- Excellente résolution.	- Destructif. - Centrage approximatif.
	Tomographie	Radiographie.	- Non intrusif. - Examen tridimensionnel.	- Durée. - Coût élevé. - Résolution faible.
	Balayage ultrasonore	Inspection ND in situ.	- Rapidité. - Détection du délaminage. - Diagnostic en face avant.	- Résolution faible.
	Récupération des fragments dans un gel	Observation des éjectas.	- Étude des procédés de fragmentation.	- Perte de fragments. - Faible pénétration des composites. - Incompatibilité avec d'autres diagnostics.

Tableau II-9 : Synthèse comparative des performances des diagnostics mis en œuvre dans le cadre de l'étude.

II.4 Modélisation du choc laser

La simulation numérique est l'étape indispensable à la caractérisation du chargement et du comportement dynamique de la cible. L'interprétation des résultats et la quantification des niveaux de contrainte nécessitent la maîtrise de la propagation des ondes de chocs dans le matériau, sur laquelle s'appuie la simulation numérique.

La modélisation permet de prédire la réponse des matériaux à une sollicitation connue. À l'inverse elle conduit au paramétrage des caractéristiques du choc pour adapter l'essai d'adhérence à la morphologie de l'échantillon. L'objectif est le recours aux modèles en support des expériences et en tant qu'outil prédictif.

L'approche globale de simulation est schématisée en figure II-38, les calculs d'interaction laser-matière et de propagation d'ondes étant découplés. Le processus de modélisation s'organise comme suit :

La phase initiale consiste à définir le chargement de pression, particulièrement son profil temporel, calculé avec le code ESTHER pour l'interaction directe et ACCIC en régime confiné, à partir du profil énergétique de l'impulsion. Ce profil est ajusté par adéquation de la vitesse de surface libre expérimentale et simulée d'une cible d'aluminium soumise à cet impact (flèche pointillée à gauche représentant l'approche inverse).

L'amplitude de pression est évaluée par les formules (II-7) et (II-8) ou sur la base de données expérimentale de l'aluminium, puis ajustée par la correspondance de l'amplitude de la vitesse de surface libre calculée avec sa valeur expérimentale.

Le profil spatial est donné par (II-5) en accord avec l'empreinte laissée par l'irradiation sur un papier photosensible.

Ces trois paramètres, ajustés par approche inverse, caractérisent le chargement et concluent l'étude numérique de l'interaction laser-matière.

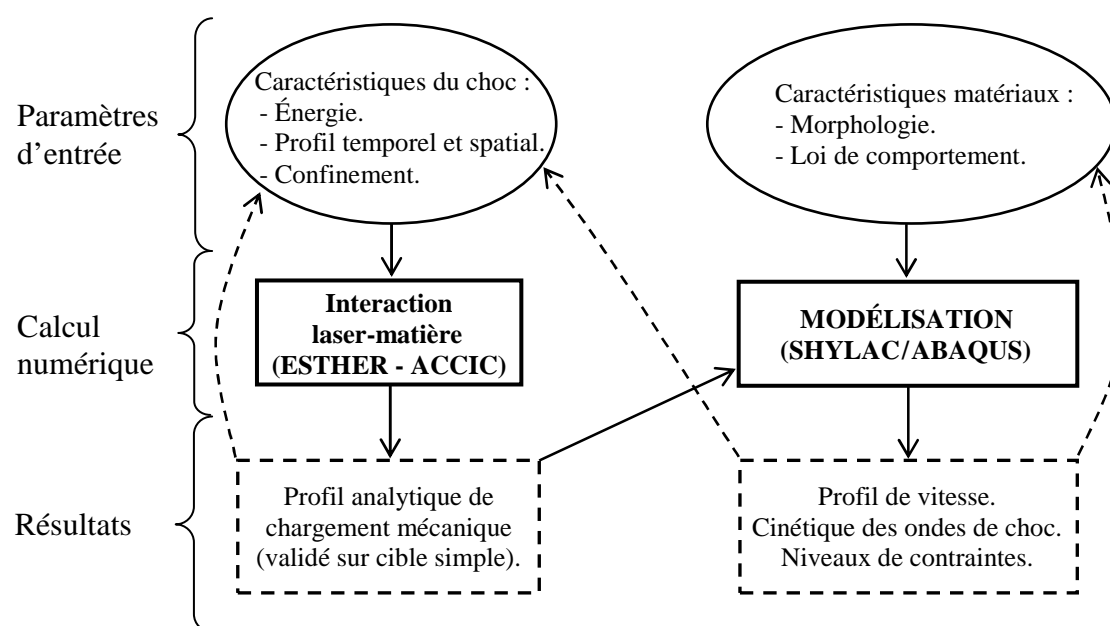


Figure II-38 : Schéma du protocole de modélisation du choc laser et de validation du paramétrage par approche inverse (les flèches pointillées indiquent le retour d'information).

Les matériaux sont ensuite modélisés suivant leur géométrie (épaisseurs des couches qui le constituent), et par les lois paramétrées qui régissent leur comportement dynamique. Le chargement est appliqué au modèle et le calcul est lancé suivant le paramétrage décrit au paragraphe II.4.2 Paramétrage de la simulation.

Le dernier stade de la modélisation consiste à effectuer une étude paramétrée sur les caractéristiques des matériaux afin d'observer leur influence sur la réponse au choc de la cible.

Le défi majeur de la modélisation d'un tel phénomène est la maîtrise complète des paramètres du chargement, de la cible et des profils de vitesse.

II.4.1 Codes de calcul

Ce paragraphe décrit les caractéristiques des moyens numériques mis en œuvre.

II.4.1.A Interaction Laser-Matière

Les codes de calcul d'interaction Laser-Matière convertissent le profil énergétique en une impulsion de pression équivalente par résolution différentielle. Ces codes hydrodynamiques Lagrangiens résolvent les lois de conservation et d'état auxquelles s'ajoutent les principes analytiques de l'interaction laser-matière. Les paramètres d'entrée comptent la description du matériau cible et les caractéristiques de l'impulsion lumineuse, à savoir sa longueur d'onde, son profil temporel et son amplitude. Le profil de pression est validé par approche inverse.

ESTHER (EffetS Thermodynamiques et Hydrodynamiques Engendrés par un Rayonnement, [Colombier 2005]) est utilisé en régime direct pour des intensités importantes ($> 100 \text{ GW.cm}^{-2}$). Le modèle ACCIC (Auto Consistent Confined Interaction Model, [Sollier 2002]) est mis en œuvre en régime confiné.

II.4.1.B HUGO

HUGO est un code hydrodynamique analytique [Bolis 2004] pour l'étude de la propagation monodimensionnelle d'un choc en milieu homogène, avec possibilité d'ajouter les strates matérielles. L'approche analytique est basée sur l'approximation acoustique ($P \approx Z.u$), dont l'erreur en termes de pression n'excède pas 10% en amplitude pour les niveaux de pression inférieurs à 5 GPa.

À partir d'une configuration matérielle donnée et un profil temporel en créneau, le code restitue une approximation de la vitesse de face libre, du diagramme des polaires et du diagramme de marche. La propagation et les réflexions d'ondes monodimensionnelles ainsi que les contraintes maximales aux interfaces sont alors évaluées.

Le calcul comprend toutefois un nombre important d'hypothèses simplificatrices, et ne convient qu'à une première analyse des champs de contraintes dans un empilement homogène. Les phénomènes d'atténuation ou de propagation bi et tridimensionnelle des chocs ne sont pas pris en considération. HUGO sera rapidement substitué par des codes plus évolués pour la prise en compte, entre autres, des profils de chargement.

II.4.1.C SHYLAC

SHYLAC est l'acronyme de Simulation HYdrodynamique LAgrangienne de Choc, développé au Laboratoire de Combustion et de Détonique du CNRS dans le cadre de travaux de thèse [L. Marty 1988]. Ce code fait appel aux différences finies pour les dérivées spatiales et au formalisme explicite pour les dérivées temporelles, selon lequel le calcul des grandeurs physiques résulte de l'état précédent.

SHYLAC simule la propagation monodimensionnelle du choc en respectant les équations d'état et de conservation, suivant une loi de comportement élastoplastique. Le code autorise la génération de cibles multicouches homogènes.

À partir des caractéristiques du chargement et du matériau, le code livre l'évolution temporelle ou spatiale des grandeurs cinétiques et thermodynamiques, éventuellement sous forme d'un diagramme de marche espace-temps.

À la différence de HUGO, SHYLAC prend en compte le profil temporel du choc, l'atténuation hydrodynamique et le comportement à la rupture. Le code fournit également les précisions sur l'écaille formée (épaisseur, vitesse d'éjection).

Sa mise en œuvre est restreinte à la propagation monodimensionnelle et aux strates homogènes, l'anisotropie ou les effets latéraux n'entrent pas en considération dans les calculs. SHYLAC est mis en œuvre pour la modélisation du choc plan dans les assemblages collés d'aluminium et les stratifiés jusqu'à 4 plis.

II.4.1.D ABAQUS

Le code aux éléments finis ABAQUS CAE est un logiciel commercial largement implanté dans les industries aéronautiques et automobiles, développé par ABAQUS Inc, devenue SIMULIA suite à son rachat par Dassault Systèmes. Sa structure est adaptée à l'analyse du comportement non linéaire de type crash et prend en compte la propagation tridimensionnelle du choc.

Le caractère dynamique de la sollicitation implique la formulation Dynamique Explicite basée sur l'algorithme de Newton-Raphson. Ce code, utilisé dans sa version 6.9 fait appel à un module dédié aux stratifiés, prenant en compte l'isotropie transverse du pli et la rupture avec des critères spécifiques (Hashin). La modélisation plus fine proposée par ce code limite les hypothèses simplificatrices.

II.4.1.E RADIOSS

RADIOSS est un code commercial multi physique de simulation par éléments finis, initialement créé en 1986 pour le traitement de crashes automobiles. RADIOSS présente l'avantage de contenir une large bibliothèque d'éléments et de lois de comportement, préalablement renseignées pour les stratifiés carbone/époxy.

Couplées à la suite Hyperworks et Hypermesh, des licences d'utilisation sont accordées à l'Institut Pprime de l'ENSMA.

Cette présentation des codes mis en œuvre est synthétisée dans le tableau II-10. Les caractères + et / signifient respectivement l'aptitude et l'incapacité à répondre au caractère.

Caractère \ Codes	ESTHER ACCIC	HUGO	SHYLAC	ABAQUS RADIOSS
Interaction laser-matière	+	/	/	/
Prise en compte du profil temporel de chargement	+	/	+	+
Atténuation	/	/	+	+
Propagation tridimensionnelle	/	/	/	+
Critère de rupture	/	/	+	+
Temps de calcul	+	+	+	/

Tableau II-10 : Synthèse qualitative des capacités des codes.

II.4.2 Paramétrage de la simulation

La formulation du calcul est explicite, c'est-à-dire que les grandeurs sont exprimées en fonction de leur valeur à l'instant précédent, permettant d'apprécier en temps réel la convergence des calculs. Cette méthode de résolution est à utiliser avec précaution car le résultat dépend fortement du pas de temps et du maillage.

II.4.2.A Paramétrage du calcul

Le maillage généré est Lagrangien, composé d'éléments hexaédriques structurés, dont le paramètre axial Δl est estimé par l'inéquation (II-22) pour la convergence du calcul.

$$\Delta l \leq \frac{C_0 \cdot \tau}{6} \quad (\text{II-22})$$

Le paramètre de maille est de l'ordre du μm , l'onde est alors contenue dans plusieurs mailles au cours de sa propagation. Le maillage est toutefois moins dense en dehors de la zone d'intérêt de propagation des ondes monodimensionnelles, afin de limiter le temps de calcul.

Le pas de temps Δt entre chaque itération est ajusté suivant le maillage par l'inégalité de Courant-Friedrich-Levy (II-23) pour assurer la convergence du calcul. Dès lors la discontinuité ne traverse pas plus d'une maille entre deux incréments.

$$\Delta t \leq \frac{\Delta l}{C_0} \quad (\text{II-23})$$

II.4.2.B Paramètres du modèle et hypothèses

Le matériau est modélisé suivant sa morphologie, sa loi de comportement et ses propriétés. L'irradiation de la cible est simulée par la pression équivalente du choc en surface incidente.

Cette impulsion $P(t, r)$ est donnée par la formule (II-4) suivant un profil temporel, une répartition surfacique et une amplitude représentatifs de l'impulsion. Le choc est alors considéré axisymétrique, et le profil temporel est calculé par les codes ESTHER et ACCIC à partir du profil énergétique de l'impulsion relevé lors de l'essai.

Les paramètres de l'impulsion sont ajustés par adéquation des résultats numériques et expérimentaux sur cibles élémentaires.

Une fois générée, la discontinuité numérique se propage au sein du modèle. Le caractère mono- ou bidimensionnel de la propagation des ondes est pris en compte suivant le support mis en œuvre.

Les conditions imposées aux limites du modèle sont :

- La condition initiale de symétrie axiale, appliquée au chargement et à la cible, est conservée pendant la phase de propagation de la pression au sein des matériaux et des empilements isotropes.
- Tous les degrés de liberté des nœuds de l'axe de symétrie z sont fixés à l'exception du déplacement simple suivant l'axe. Cette propriété n'est plus appliquée aux matériaux anisotropes puisque les contraintes n'ont plus une répartition axisymétrique.
- Une maille rigide semi-infinie de type CINAX4 est générée aux extrémités de l'échantillon afin d'empêcher la réflexion des ondes en bord de pièce, qui pourrait perturber l'évolution des ondes monodimensionnelles.

La figure II-39 schématise ces conditions aux limites lors des phases de génération et de propagation des ondes de choc. La sonde ponctuelle de vitesse est la représentation numérique de la mesure VISAR sur un disque de 30 μm .

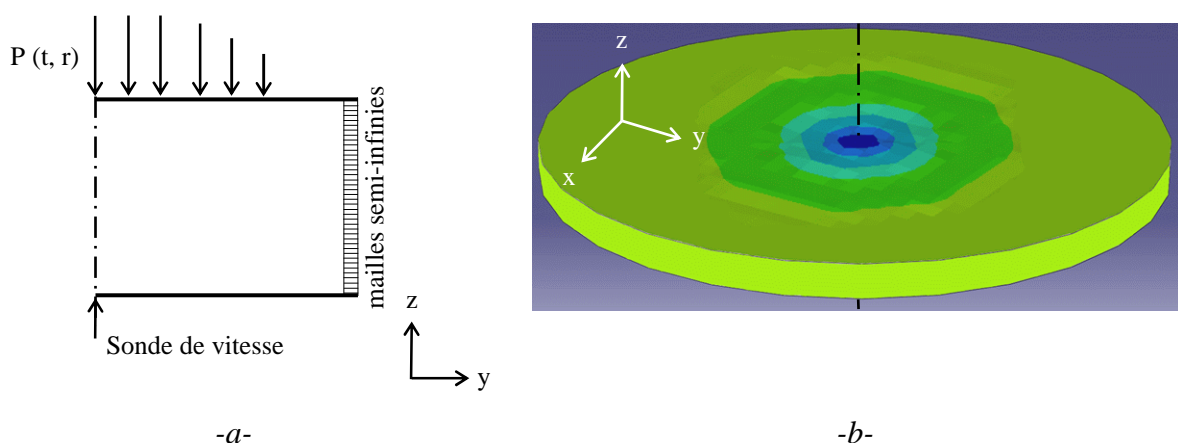


Figure II-39 : Modélisation d'une cible homogène soumise à un choc numérique : -a- Schéma simplifié, et -b- Perspective tridimensionnelle (modèle ABAQUS).

La déformation relevée par visualisation transverse valide le modèle numérique de l'essai, la figure II-40 illustre la correspondance de la surface libre expérimentale et numérique.

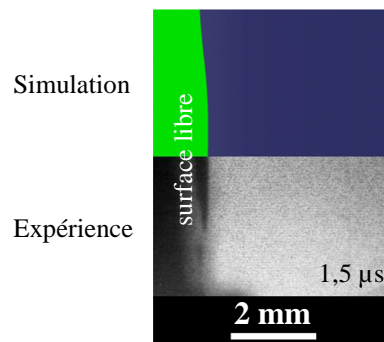


Figure II-40 : Comparaison du résultat expérimental et numérique de déformation d'un composite 8 plis, avec un délai de 1,5 μ s après un impact laser direct d'une intensité de 3 GW.cm^{-2} .

La modélisation de l'endommagement induit par choc est décrite en annexe A.

II.5 Illustration

L'application de la technique de choc laser sur des assemblages collés d'aluminium établit la faisabilité de l'essai d'adhérence, et illustre les phénomènes conduisant à la sollicitation de l'interface. Des études ont été conduites à l'IMI en 2007 [Arrigoni 2008], et au LCD [Radhakrishnan 2008], puis sur les échantillons de D. Laporte [Laporte 2011] assemblés avec la colle structurale Araldur. Une durée d'impulsion de l'ordre de 3 ns sur un diamètre focal de 2 mm a été mise en œuvre pour ces expériences, pour des énergies jusqu'à 136 J (installation ALISE). Les caractéristiques des modèles et des essais présentés figurent dans le tableau II-11.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière	Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)		Pression équivalente (GPa)	Épaisseur
a	ALISE	3	1,9	20	233	9,4	500/280/100	intact
b		3	1,9	72	845	26,5	550/220/125	décohésion
c		3	1,9	136	1599	44,0	540/220/120	décohésion
d		3	1,9	22	260	10,3	1000/350/90	intact
e		3	1,9	80	942	28,8	1000/350/110	intact
f		3	1,9	136	1600	44,1	1010/337/115	décohésion

Tableau II-11 : Paramètres des essais conduits sur les assemblages d'aluminium. La pression incidente est estimée par la formule de Grün (II-7).

La figure II-41 illustre la propagation des ondes au sein de ces assemblages, avec un diagramme de marche associé à la vitesse de la surface libre. Deux cas sont discernés : l'essai -a- n'induit aucun endommagement dans la cible tandis que les effets mécaniques de l'impact -b- provoquent la désolidarisation de l'interface colle/aluminium, modélisée par le critère du cut-off.

Le passage de la première interface aluminium/colle diminue fortement l'amplitude du choc avec la forte différence d'impédance ($Z_{\text{alu}} = 1,45 \cdot 10^6 > Z_{\text{colle}} = 0,23 \cdot 10^6 \text{ g.cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$). La première accélération référencée a_1 et b_1 , respectivement pour les échantillons -a- et -b-, correspond au débouché de l'onde incidente en surface libre, immédiatement suivie par une décélération imputable à la raréfaction du choc. L'éventuelle décohésion (figure II-41-b) est initiée par la réflexion de l'onde incidente en surface libre. La propagation des chocs est alors modifiée par rapport à la figure II-41-a sans endommagement et les profils de vitesse sont différents.

En l'absence d'endommagement comme c'est le cas pour l'échantillon -a-, l'onde se propage à travers l'ensemble des couches de l'assemblage. La seconde mise en vitesse importante de la surface libre, référencée a_2 , traduit le débouché de l'onde principale après un aller-retour dans la couche incidente d'aluminium (d'une durée caractéristique T_1). Ce maximum local atteste l'intégrité de l'assemblage. Les oscillations d'amplitude moindre entre ces deux maximas s'identifient comme les débouchés d'ondes secondaires issues des réflexions aux interfaces. La fracture de l'échantillon -b- génère une nouvelle surface libre à l'interface colle/aluminium sur laquelle se réfléchissent les ondes. Leur propagation dans la couche désolidarisée est à l'origine des sauts de vitesse référencés b_1 à b_8 , dont la période correspond à la durée d'un aller-retour de l'onde. Cette sollicitation est par la suite atténuée et la vitesse se stabilise autour de la vitesse d'éjection U_∞ . Ce profil est révélateur de la décohésion, dont la position est appréciée avec la période des sauts de vitesse.

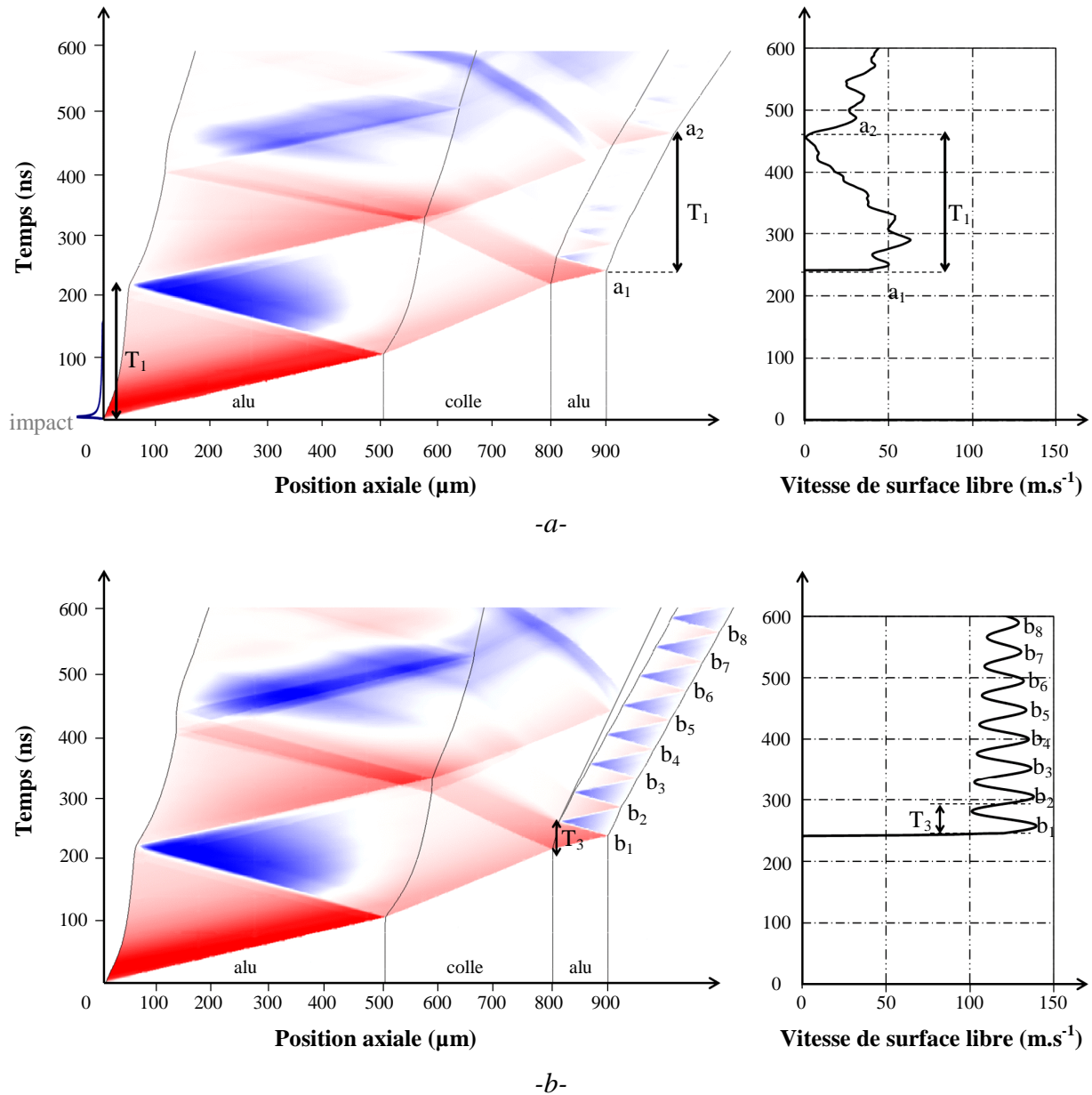


Figure II-41 : Étude analytique de la propagation des ondes au sein d'un assemblage collé aluminium 500 μm / colle 300 μm / aluminium 100 μm (simulation SHYLAC). La pression incidente est de : -a- 9,4 GPa, sans désolidarisation, et -b- 26,5 GPa, avec décohésion à l'interface colle/aluminium. Les ondes de compression sont représentées en rouge, les détentes en bleu.

La figure II-42 illustre les relevés de vitesse de surface libre des deux échantillons -a- et -b- choqués à respectivement 233 et 845 $\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$, cette dernière impulsion causant la décohésion de l'échantillon -b-.

Les accélérations caractéristiques de l'absence ou de la présence de décohésion sont identifiées sans équivoque. Les périodes entre les maxima locaux correspondent aux durées de propagation des ondes dans les couches spécifiques aux deux cas. Cette correspondance, temporelle et en amplitude, atteste la pertinence du modèle en termes de caractérisation de l'impact, de propriétés matérielles et de morphologie de la cible.

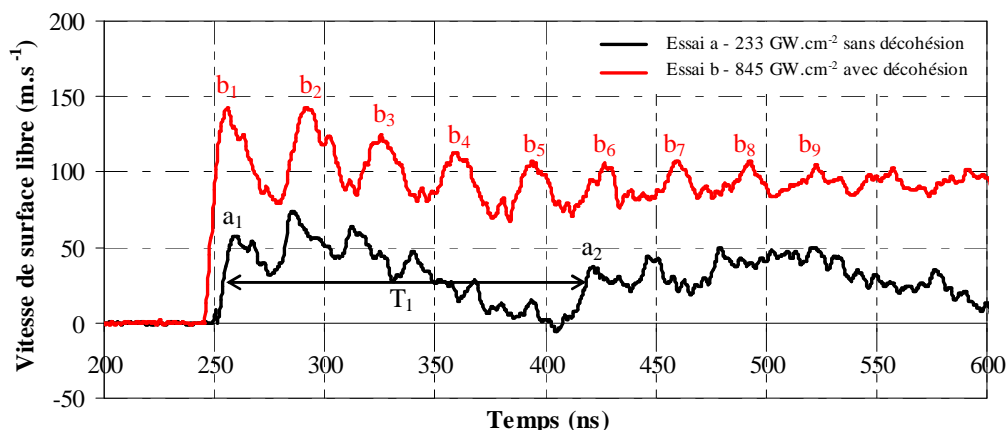


Figure II-42 : Vitesses de surface libre mesurées par VISAR sur deux assemblages d'aluminium 500/300/100 μm soumis à des chocs encadrant le seuil de décohésion.

La mesure de vitesse diagnostique le décollement de l'assemblage suivant la forme caractéristique du profil. Dans le cadre de l'étude, l'éventuel endommagement induit par choc est confirmé par les observations post-choc des échantillons.

La figure II-43 présente la vue de coupe d'assemblages dont l'épaisseur diffère, à des intensités de choc similaires. Les zones irradiées sont particulièrement marquées pour les assemblages soumis à un choc fort (figure II-43-b, -c, -e et -f). La mesure du diamètre des cratères valide la taille de l'impact.

La décohésion de l'interface colle/aluminium est confirmée, notamment pour l'échantillon -b- dont la vitesse est tracée en figure II-42. Les assemblages impactés à très haute intensité (figure II-43-c et -f) présentent également une détérioration dans la colle : sous l'effet de la décohésion de l'interface, les fissures s'étendent jusqu'à l'éjection d'un disque de colle.

Le décollement est moins accentué sur les assemblages collés plus épais (figure II-43-d- à -f), à cause de l'atténuation importante d'un choc fort dans une cible métallique.

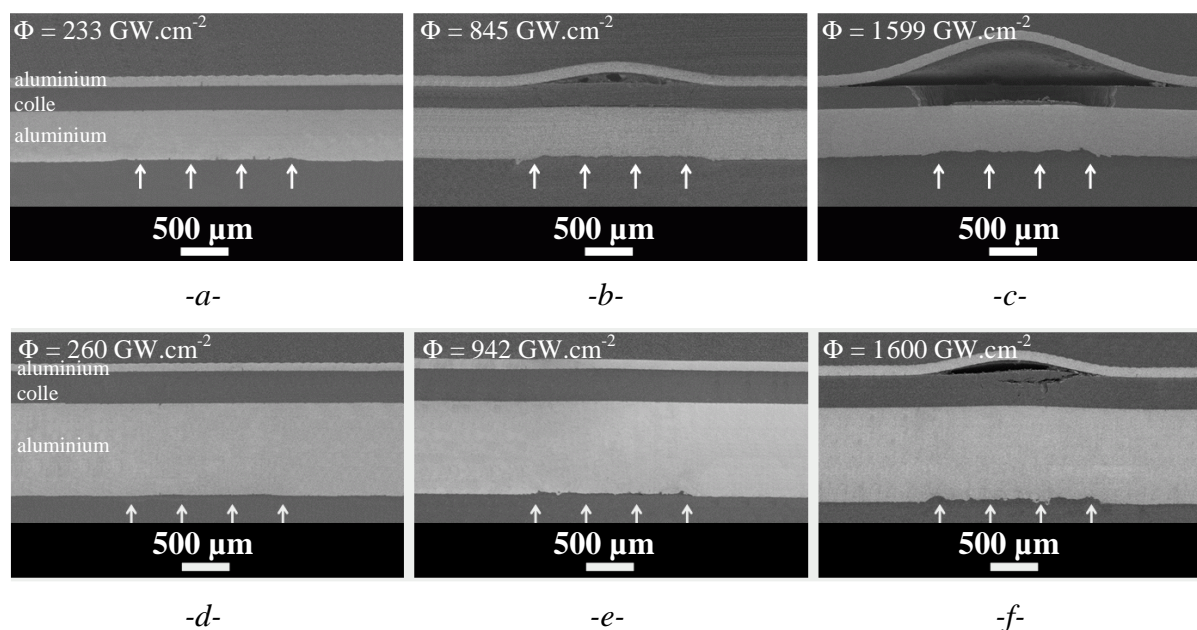


Figure II-43 : Observations microscopiques de coupes d'assemblages d'aluminium d'épaisseur 500/300/100 μm suite à une irradiation de : -a- 233 -b- 845 -c- 1599 GW.cm^{-2} , et pour une épaisseur de 1000/300/100 μm : -d- 260, -e- 942, et -f- 1600 GW.cm^{-2} .

Conclusion du deuxième chapitre

La synthèse des dispositifs de détection des ruptures interfaciales au sein des assemblages collés a souligné la nécessité de développer de nouveaux procédés non destructifs. L'essai d'adhérence par choc laser a été décrit en réponse à ce problème et ses limites ont été évoquées. L'influence des principaux paramètres de choc (intensité, durée d'impulsion, taille de l'impact) ou de la cible (épaisseur, homogénéité) sur la propagation des ondes est évaluée sur l'exemple de cibles isotropes et de composites. En particulier l'atténuation des ondes dans le composite stratifié au passage de nombreuses interfaces a été quantifiée. La corrélation entre la propagation d'ondes au sein de composites et leur vitesse de surface libre a également été expliquée.

L'inventaire des moyens mis en œuvre pour l'expérience, depuis la génération du choc jusqu'au diagnostic de l'éventuel endommagement induit, enrichit la description du procédé. La variabilité de l'impulsion lumineuse délivrée par la source PIMM a fait l'objet d'une étude statistique et l'évolution de ses paramètres n'excède pas quelques pourcents. Les vitesses mesurées en surface libre de composites présentent quant à elles une dispersion importante, dont l'origine sera identifiée dans le chapitre suivant avec le support de la modélisation.

Les diagnostics complémentaires à la mesure de vitesse par VISAR sont mis en œuvre afin d'évaluer leur potentiel à diagnostiquer le délaminage dans le cadre de l'essai d'adhérence par choc. L'information relevée est de nature différente et contribue à une meilleure connaissance du processus. Quatre instruments, en plus du VISAR, ont été mis en œuvre lors d'expériences menées sur composites : la Vélocimétrie Hétérodyne, la visualisation transverse, la microtomographie et la technique d'ultrasons induits par laser. La Vélocimétrie Hétérodyne présente une résolution suffisante pour déceler l'endommagement et pourrait être mise en place dans le cadre des essais de validation de l'adhérence des plis entre eux. La visualisation transverse permet d'apprécier le déplacement de la surface libre pendant le choc et valide les modèles numériques associés. Son aptitude au diagnostic du délaminage est toutefois peu satisfaisante au voisinage du seuil. La microtomographie présente l'avantage d'un examen interne tridimensionnel, utile à l'étude du délaminage, mais est incompatible avec une mesure automatisée de l'adhérence. Les ultrasons induits par laser sont adaptés au contrôle de l'adhérence mais nécessitent des essais supplémentaires au-dessus du seuil de délaminage pour valider la sensibilité du dispositif. Par ailleurs cet outil ne nécessite pas l'accès à la surface libre.

La méthodologie et le paramétrage de la modélisation ont été décrits dans leurs grandes lignes, avec l'ensemble des outils numériques à disposition. Enfin la faisabilité de l'essai d'adhérence par choc laser a été illustrée sur le cas d'assemblages d'aluminium collés. Ces expériences couplées à la simulation montrent la pertinence d'une mesure de vitesse pour le diagnostic de la décohésion, à la fois de manière qualitative et quantitative.

CHAPITRE III

Étude paramétrique par la simulation numérique

Introduction du troisième chapitre.....	97
III.1 Modélisation du choc.....	99
III.1.1 Amplitude du choc	99
III.1.2 Profil temporel.....	99
III.1.3 Profil spatial	102
III.2 Modélisation des matériaux.....	103
III.2.1 Modélisation générale	103
III.2.3 Propriétés.....	105
III.2.3 Morphologie	107
III.3 Effets des paramètres sur la réponse matérielle.....	109
III.3.1 Effets de la variabilité des paramètres de choc.....	109
III.3.2 Effets de la variabilité des paramètres matériaux.....	110
Conclusion du troisième chapitre	111

Introduction du troisième chapitre

Ce troisième chapitre décrit la modélisation de composites soumis à un choc bref suivant la démarche et les conditions décrites au point II.4 :

- Le paramétrage du chargement (amplitude du choc, profil temporel et spatial) est donné à partir des configurations expérimentales du tableau III-1.
- Les paramètres matériaux sont établis à partir de la bibliographie et des observations détaillées dans le premier chapitre. Leurs propriétés sont ajustées par approche inverse.

La simulation numérique est appliquée au cas du composite monopli soumis à un chargement de pression non endommageant sur l'installation du PIMM en régime confiné. La démarche peut être appliquée aux autres sources d'impact, exception faite du générateur GEPI, pour lequel la pression incidente est donnée à partir de l'intensité électrique par la relation (II-19). Ces modèles sont mis en œuvre sur les stratifiés de 4 plis afin de vérifier la validité des paramètres retenus.

Le tableau III-1 décrit les paramètres expérimentaux des deux essais modélisés. Les propriétés dynamiques retenues pour le pli et l'interpli sont renseignées dans le tableau III-2.

Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière		Caractéristiques géométriques		
τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Revêtement / confinement	P_{max} (GPa)	Nb de plis	Épaisseur (μm)	Délamination
9,2	2,5	0,08	0,15	peinture noire / eau	0,13	1	170 (15-140-15)	intact
9,3	2,5	0,41	0,9		0,36	4	605 (20-130-20-140-10-135-10-130-10)	intact

Tableau III-1 : Paramètres des essais retenus pour la simulation numérique. Les épaisseurs des strates sont données en commençant par la couche incidente.

	ρ (kg.m ⁻³)	E (GPa)	ν	G (GPa)	s	Γ	C_0 (m.s ⁻¹)	Z (g.cm ⁻² .s ⁻¹)
Interpli époxy	1260	5,2	0,35	1,60	1,4	0,87	2600	0,33.10 ⁶
Pli carbone/époxy	1630	$E_T = 12,6$ $E_L = 201$	$\nu_{LT} = 0,3$ $\nu_{TZ} = 0,27$	$G_{LT} = 4,9$ $G_{TZ} = 4,5$	1,22	2	$C_{0T} = 3000$ $C_{0L} = 8100$	0,48.10 ⁶

Tableau III-2 : Propriétés dynamiques des plis de composites homogénéisés et de l'interpli en résine époxyde.

L'objectif de la modélisation est de reproduire le plus fidèlement possible la propagation des ondes de choc dans le composite. Pour cela les grandeurs observées au cours des expériences sont rapprochées de celles obtenues par simulation numérique. La figure III-1 présente les vitesses de surface libre calculées comparées à celles mesurées au cours des expériences sur composites 1 et 4 plis.

Sur cette base, l'influence des principaux paramètres (chargement, épaisseur, caractéristiques matériaux) sur la mise en vitesse et la sollicitation est étudiée. Sauf mention contraire, les données présentées résultent d'une simulation numérique par éléments finis réalisée sur ABAQUS. L'obtention de diagrammes de marche nécessite l'utilisation du code SHYLAC.

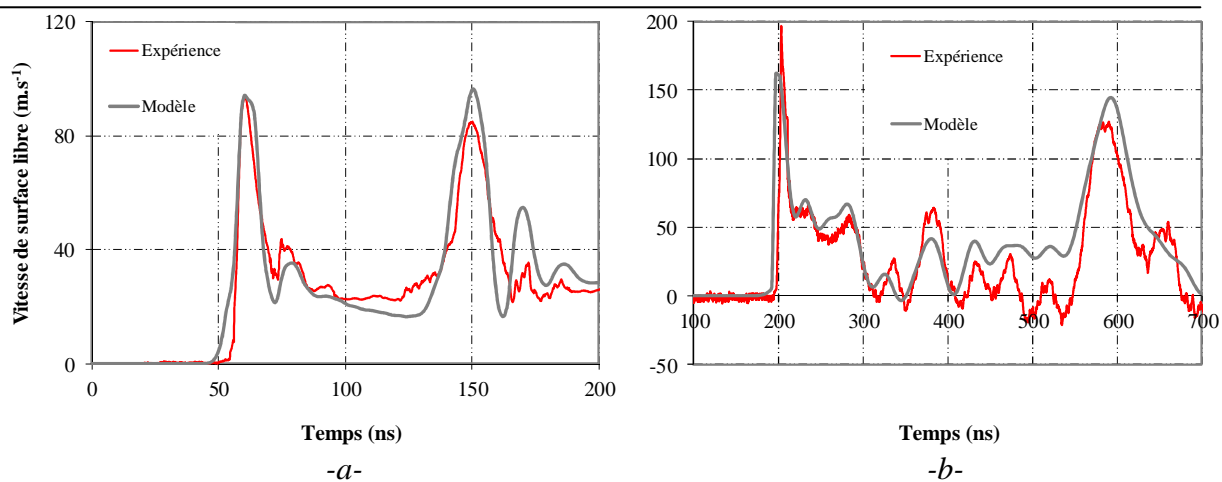


Figure III-1 : Comparaison des vitesses de surface libre expérimentales mesurées par VISAR et calculées avec ABAQUS pour des composites : -a- 1 pli, et -b- 4 plis.

Maillage du modèle : les calculs sont mis en place avec la méthode numérique de différences finies pour les dérivées spatiales et le formalisme explicite pour les dérivées temporelles [Ochoa 1992]. Le maillage du modèle est Lagrangien avec des éléments 2D axisymétriques, hexaédriques pour les modèles tridimensionnels (CAX4R Continus AXisymétriques à 4 nœuds). La stabilité du calcul est conditionnée par le paramètre de maille Δl et le pas de temps Δt entre chaque itération (condition de Courant-Friedrich-Levy), suffisamment fins pour assurer le suivi de la discontinuité avec une bonne résolution. L'étude de convergence, qui consiste à étudier la stabilité du calcul lors d'une variation du paramètre de maille est conduite sur les profils de vitesse de surface libre du composite monoplis (figure III-2).

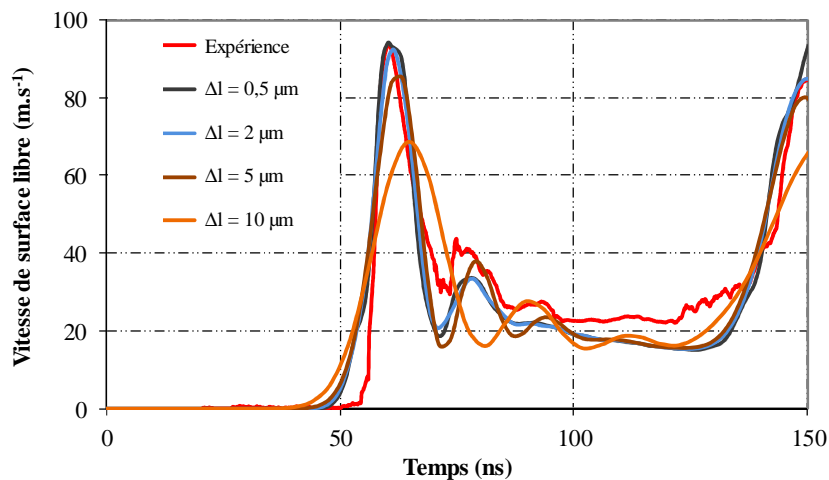


Figure III-2 : Étude de convergence conduite sur la vitesse de surface libre d'un composite 1 pli soumis à un choc confiné en régime ns.

Le paramètre $\Delta l = 10 \mu\text{m}$ reproduit un écart de plus de 30% entre la vitesse maximale mesurée et la vitesse maximale calculée. Ce paramètre donne un caractère diffusif à la vitesse calculée (élargissement des pics). L'utilisation d'une largeur de maille de $\Delta l = 2 \mu\text{m}$ donne une erreur relative inférieure à 1%. Cette résolution de maille prend en considération l'hétérogénéité pli / interpli et sera retenue dans la zone dans laquelle les ondes de choc se propagent de manière frontale. Le maillage est biaisé progressivement jusqu'à un ratio de 2 en dehors de cette zone afin de réduire la durée du calcul. Le pas de temps Δt entre chaque itération est défini à 0,5 ns et la discontinuité ne traverse alors pas plus d'une maille entre deux incréments.

III.1 Modélisation du choc

La pression incidente induite par l'irradiation laser est caractérisée par son amplitude, son profil temporel et spatial. Ces paramètres sont ajustés pour que les simulations et les expériences correspondent au mieux. L'analyse est conduite sur cible d'aluminium, de propriétés dynamiques connues, puis sur composites.

III.1.1 Amplitude du choc

La loi de Grün (II-7) et son équivalent en régime confiné (II-8) donnent une première estimation de la pression incidente. Elle est ajustée par approche inverse appliquée à l'amplitude du premier saut de vitesse. La figure III-3 décrit le sensibilité de la vitesse de surface libre à la pression incidente. La figure III-3-a illustre l'approche inverse : à titre d'exemple l'adéquation entre l'expérience et simulation est obtenue à une pression de 0,13 GPa. Ces vitesses calculées sont superposables une fois normalisées avec la loi de comportement élastique utilisée.

Cette méthode a permis d'établir la relation entre la pression incidente et l'irradiation en régime confiné sur un composite revêtu de peinture noire. La figure III-3-b synthétise les résultats obtenus à différentes intensités laser avec la source du PIMM.

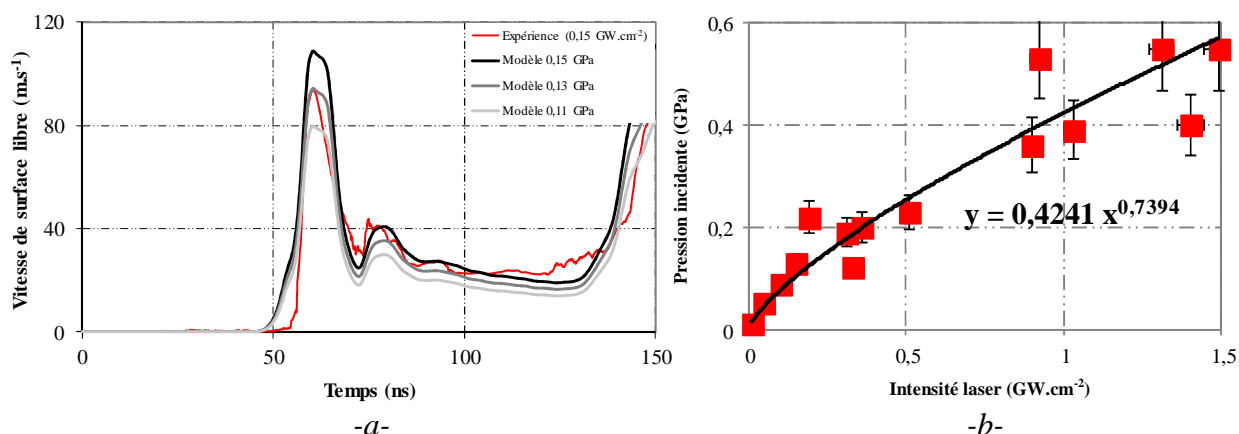


Figure III-3 : Caractérisation de la pression du choc confiné sur composites revêtus de peinture noire : -a- Vitesses de surface libre expérimentales et calculées à différentes pressions incidentes, et -b- Pression incidente en fonction de l'intensité laser.

III.1.2 Profil temporel et durée d'impulsion

Le profil temporel de l'impulsion confinée est donné par ACCIC [Sollier 2002] à partir du profil énergétique, puis ajusté par adéquation du calcul avec l'expérience. Cette corrélation est illustrée en figure III-4 pour des cibles d'aluminium et de composite revêtues de peinture noire. Les profils de pression sont donnés en figure III-4-a. Le comportement de la cible d'aluminium est modélisé par la loi de Johnson-Cook, présentée en annexe A.1.2, selon les propriétés données en annexe C. La durée à mi-hauteur de l'impulsion déduite avec ACCIC est de 16 ns, soit approximativement le double de la durée de l'impulsion laser, en accord avec les études antérieures [Fabbro 1990]. La détente de l'impulsion a été écourtée pour accorder le profil numérique avec celui de l'expérience.

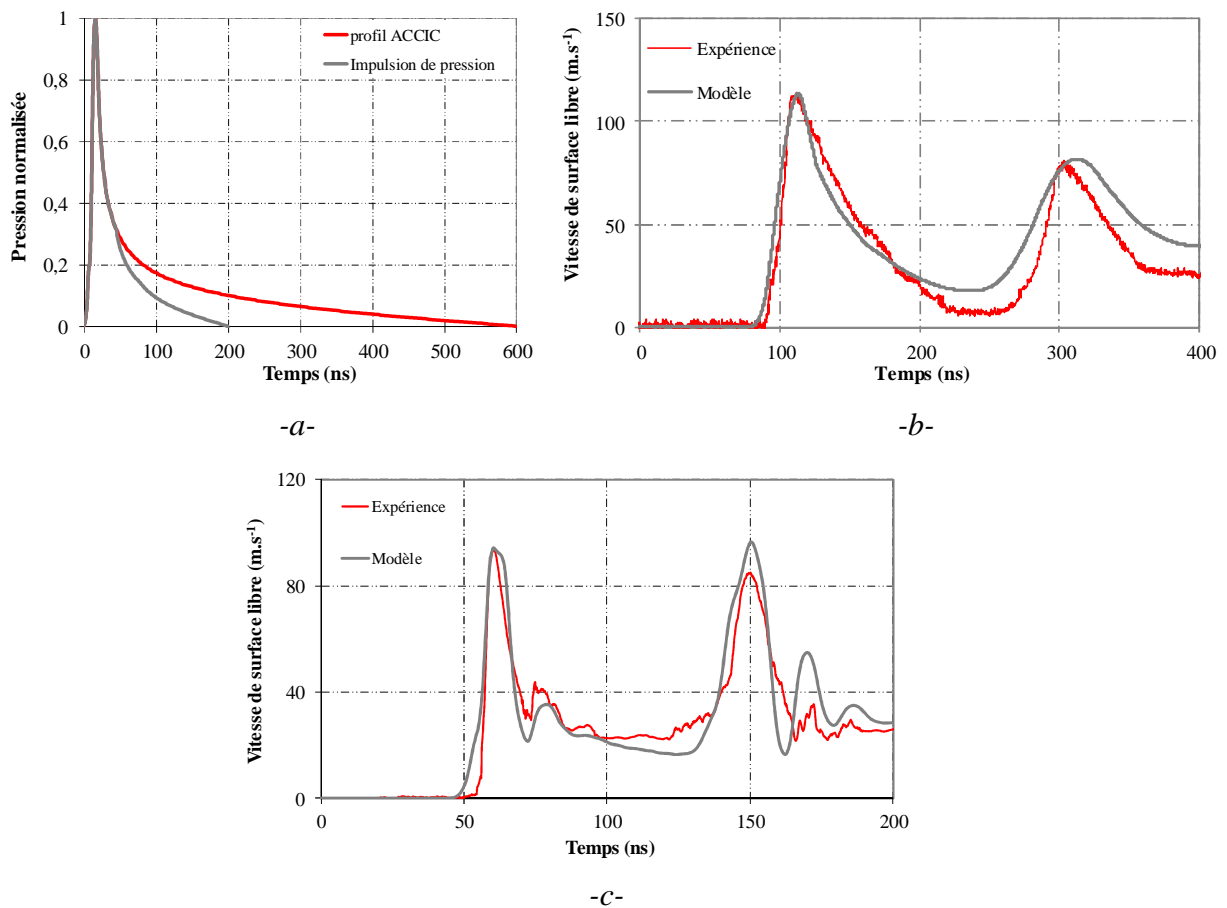


Figure III-4 : Caractérisation du profil temporel de l'impulsion confinée : -a- Pression incidente, -b- Profils de vitesse de surface libre expérimentale et calculée d'une cible d'aluminium revêtue ($0,65 \text{ GW.cm}^{-2}$), et -c- d'une cible composite de 1 pli ($0,15 \text{ GW.cm}^{-2}$).

L'influence de la durée d'impulsion sur la propagation des chocs et la mise en vitesse est étudiée en figure III-5. Les profils donnés en figure III-5-a présentent un front de montée du choc invariant, l'évolution de la durée à mi-hauteur est obtenue en retardant la détente de l'onde. La figure III-5-b présente les vitesses calculées de surface libre d'une cible composite 1 pli soumise à ces différentes impulsions. La figure III-6 illustre la propagation de ces ondes dans le composite 1 pli en comparaison des profils de vitesses.

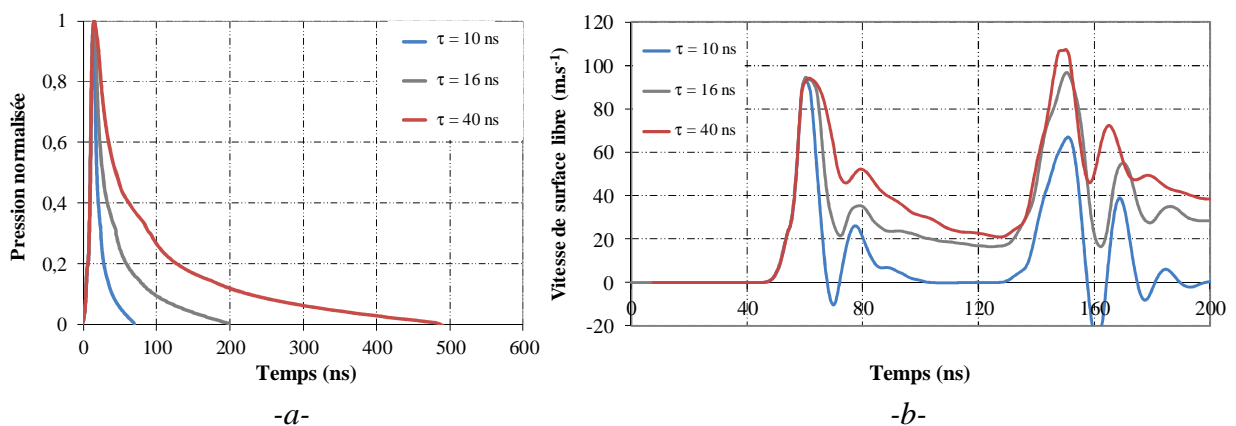


Figure III-5 : Influence de la durée d'impulsion sur la vitesse de surface libre d'un composite 1 pli : -a- Profils temporels des impulsions, et -b- Vitesses de surface libre associées (simulation SHYLAC).

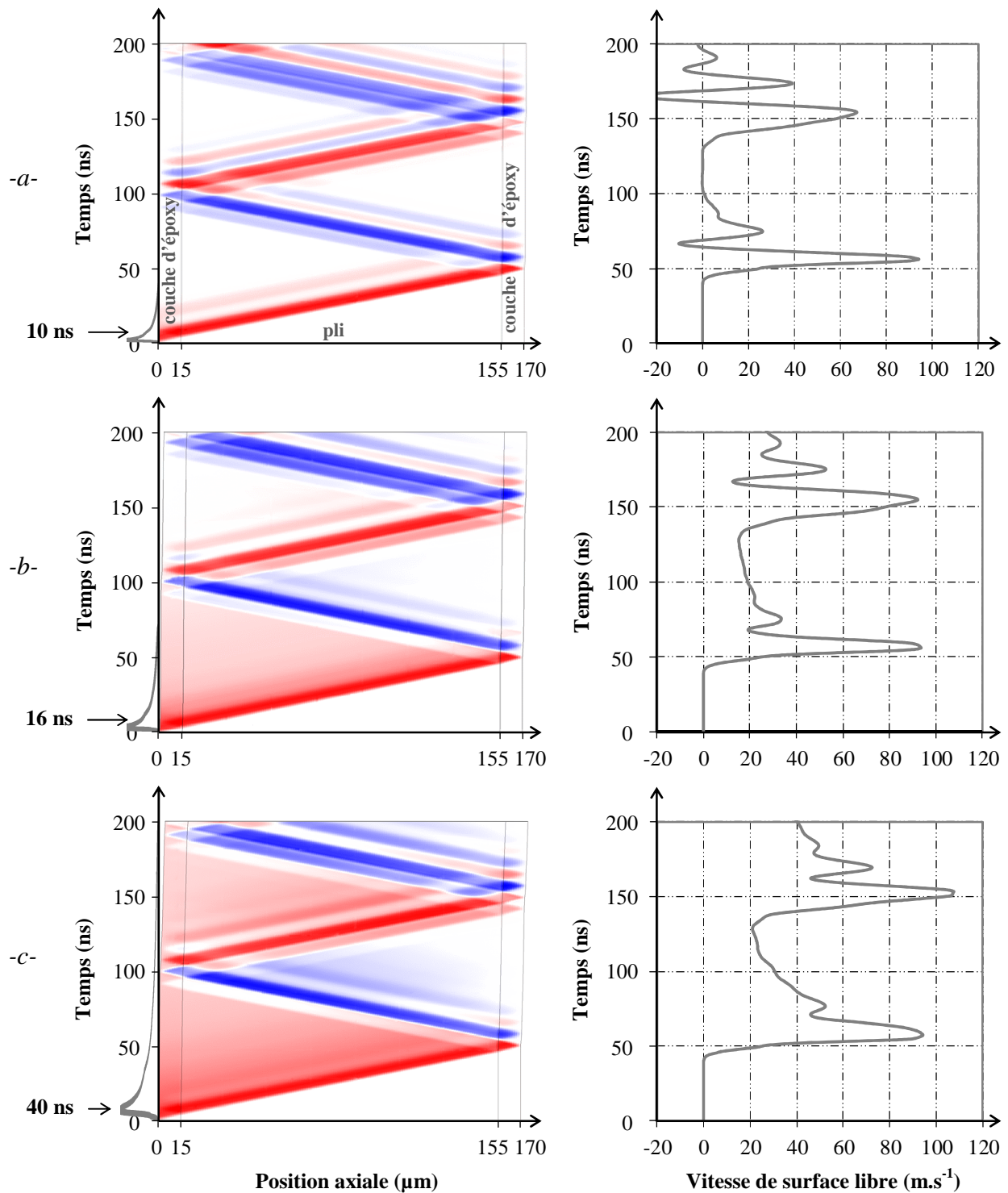


Figure III-6 : Propagation des ondes et mise en vitesse de la surface libre dans un composite 1 pli suivant la durée d'impulsion : -a- 10 ns, -b- 16 ns, et -c- 40 ns (simulation SHYLAC).

La durée à mi-hauteur du premier saut de vitesse, suite au débouché du choc incident, varie directement avec la durée d'impulsion. La vitesse est par la suite globalement plus élevée et ne décroît que lentement avec l'allongement de l'impulsion et l'augmentation de l'énergie transmise. Les débouchés d'ondes en surface libre et les mises en vitesse sont synchrones dans les trois cas puisque la durée de l'impulsion n'altère pas la propagation du front de choc, seule l'amplitude diffère.

III.1.3 Profil spatial

Le profil spatial de l'impulsion est défini par la formule (II-5) suivant son diamètre, déterminé par observation post-choc du cratère ou d'un papier photosensible faiblement irradié. La figure III-7 présente l'influence d'une variation du diamètre d'impact (représenté en figure III-7-a) sur les profils de vitesse du composite 1 pli (figure III-7-b). La propagation des ondes est monodimensionnelle sur plusieurs allers retours, tout au moins au centre de l'impact, sur la zone sondée par le VISAR. Une modification du diamètre d'impact dans les proportions proposées est alors sans incidence sur cet exemple, et les profils numériques sont confondus. L'étude est également conduite sur le composite 4 plis plus épais (figure III-7-c), afin d'analyser l'effet de l'étendue du chargement sur la propagation des ondes.

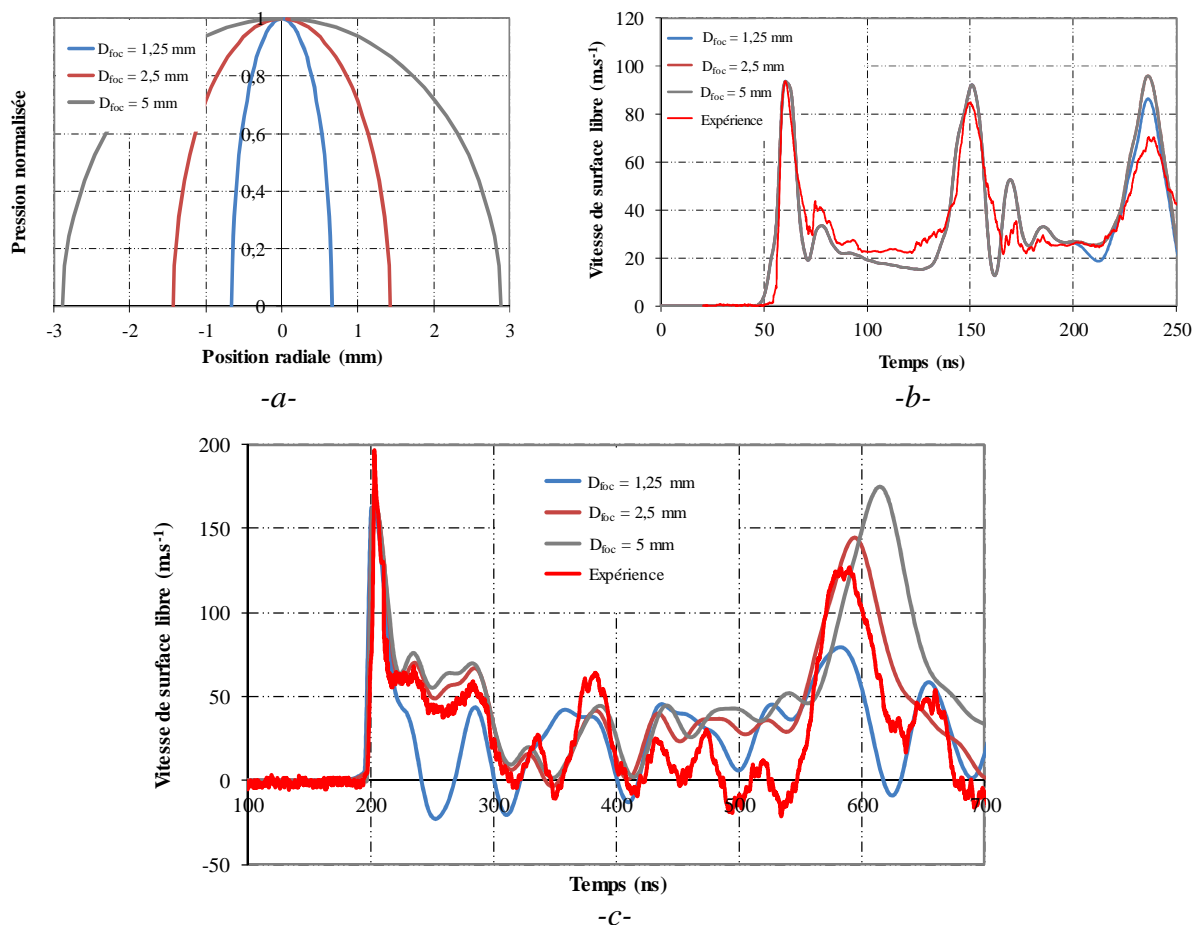


Figure III-7 : Influence de la dimension de l'impact sur la vitesse de surface libre : -a- Profils spatiaux de pression normalisée avec différents diamètres, -b- Profils de vitesse de surface libre associés sur une cible composite 1 pli ($P = 0,13$ GPa), et -c- 4 plis ($P = 0,36$ GPa).

L'étendue du chargement a une influence capitale sur la propagation des ondes au sein du stratifié 4 plis. Les effets périphériques induits par un choc de petite dimension se manifestent par la diminution de la durée d'impulsion et des niveaux de pression négative plus importants. À l'inverse l'augmentation de la taille de l'impact tend à une propagation monodimensionnelle des ondes, qui mène alors à une amplitude plus importante sur une plus grande durée. Les différences entre les profils de vitesse pour les diamètres de 2,5 et 5 mm sont toutefois minimales, le régime de propagation est considéré monodimensionnel sur le premier aller-retour de l'onde (voir annexe B.4 Effet périphérique de la propagation).

III.2 Modélisation des matériaux

Des modèles numériques de propagation de choc dans l'épaisseur de plaques composites stratifiées ont été développés pour l'application au cas d'impact de plaque ou de barres d'Hopkinson à des taux de déformation de l'ordre de 10^3 s^{-1} [Le Dantec 1989, Abrate 1998, Ono 1999, Datta 2000]. Les matériaux y sont représentés par un empilement de strates homogènes d'épaisseurs et de propriétés distinctes, soumises à une loi élastique et prenant en compte l'anisotropie du pli.

Sur la base des observations présentées en chapitre I, le composite est représenté par une alternance de plis et d'interplis, solidaires entre eux et dont les caractéristiques sont données en annexe C. L'épaisseur des strates est mesurée sur les observations post-choc des coupes, le plus au centre possible de l'axe de propagation du choc.

Les hypothèses de représentation concernent la géométrie, l'homogénéité et le comportement du matériau :

- L'épaisseur des nappes est considérée uniforme dans le plan de la plaque.
- Les strates sont homogènes et la microstructure locale n'entre pas en considération.
- Les phénomènes sont réversibles, la loi de comportement du pli et de l'interpli est linéaire élastique.

III.2.1 Modélisation générale

La figure III-8 schématise les différentes modélisations des composites de 1 et 4 plis. Les interplis sont représentés en vert et les plis homogénéisés en foncé.

- Le composite est dans un premier temps assimilé à une cible massive isotrope sans prise en compte de l'hétérogénéité du stratifié (modèle a). Cette approche élémentaire consiste à homogénéiser l'ensemble des nappes matérielles dans l'épaisseur du matériau au prorata de la proportion des phases (voir leurs propriétés en annexe C).
- Le matériau est ensuite modélisé par une alternance de fines couches d'époxy et de plis homogènes. Dans une première configuration le couple de matériaux époxy/carbone représente respectivement l'interpli et le pli, majoritairement composé de carbone (modèle b).
- Le modèle est amélioré en remplaçant les caractéristiques du carbone par celles du pli homogénéisé dans sa direction transverse (modèle c).
- L'isotropie transverse du pli est prise en compte dans le modèle d [Roberts 2009]. Les strates intermédiaires et périphériques d'époxy ne sont pas modifiées, seules les caractéristiques mécaniques et acoustiques sont différenciées suivant l'orientation du pli. Ces modèles sont mis en place sur un logiciel de simulation tridimensionnelle, ici ABAQUS. L'hypothèse simplificatrice d'axisymétrie n'est plus applicable et les durées de calcul sont considérablement augmentées.

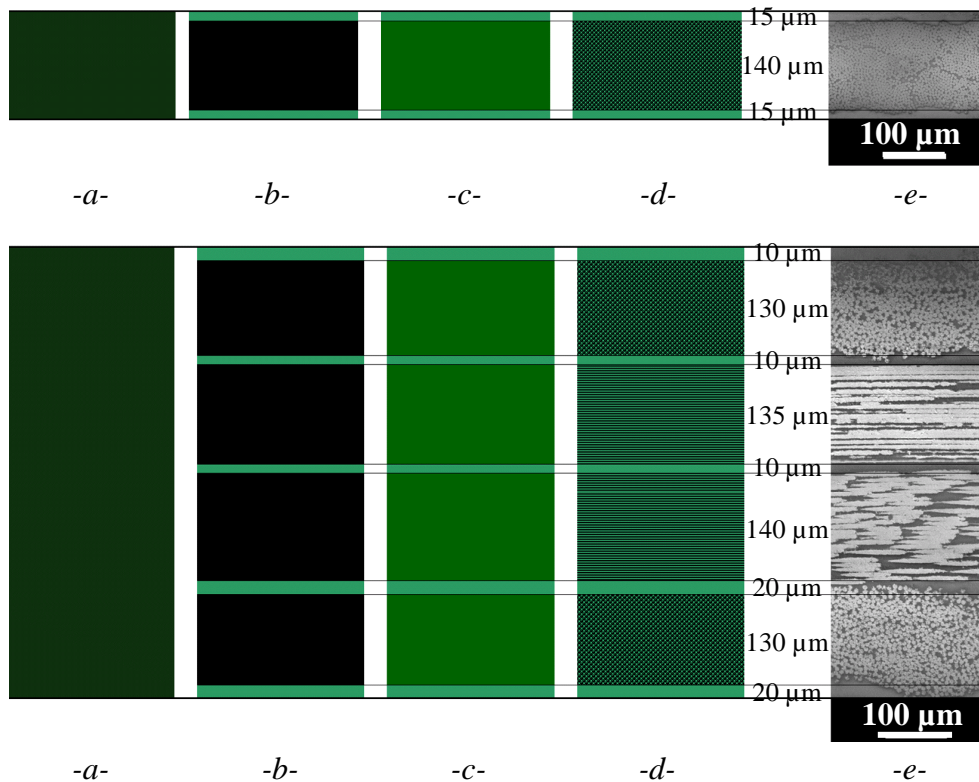
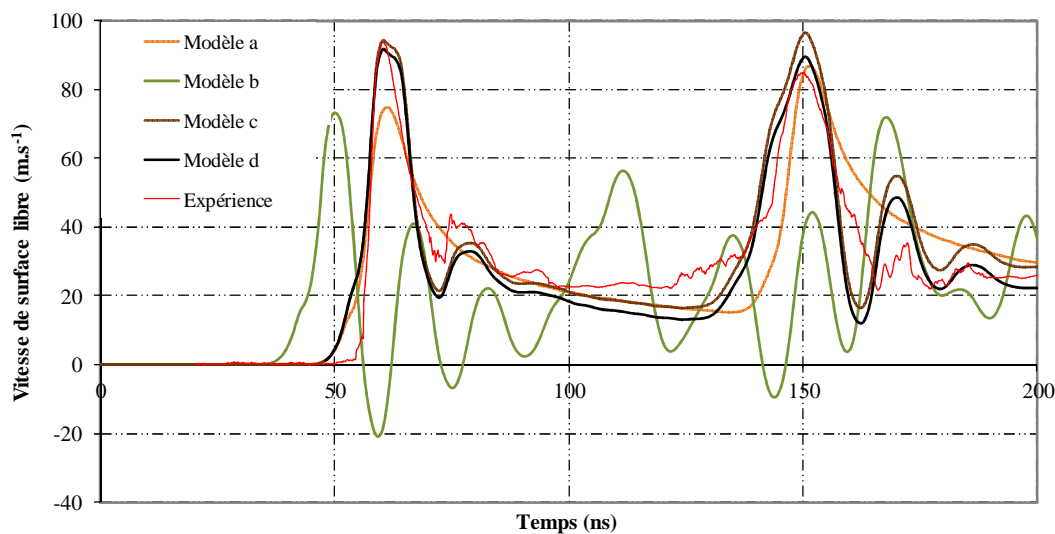


Figure III-8 : Représentation des composites de 1 et 4 plis : -a- Monocouche homogénéisée, -b- Assemblage carbone massif/époxy, -c- Assemblage plis isotropes/époxy, -d- Assemblage plis orientés/époxy, et -e- Observation microscopique de la section du matériau.

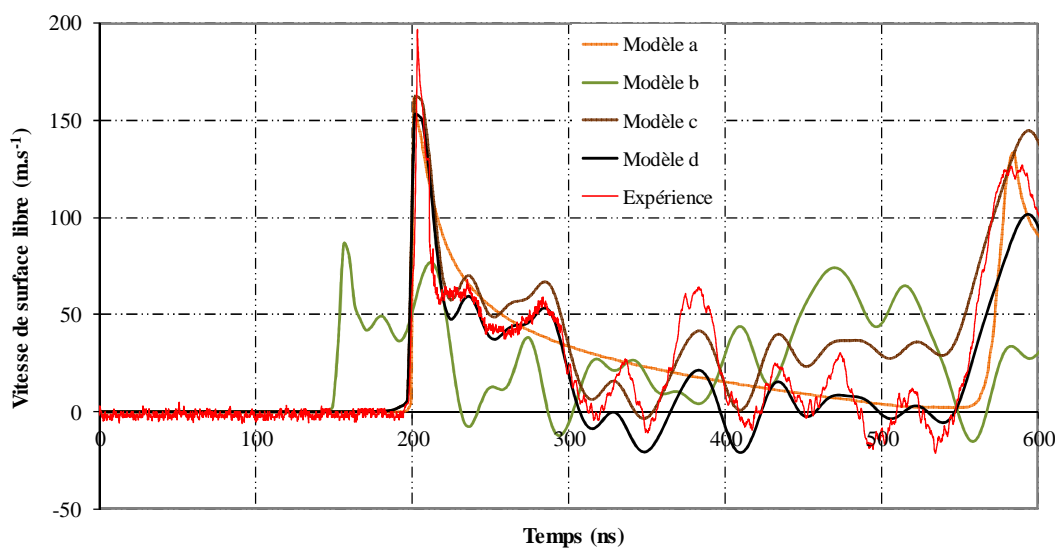
La figure III-9 présente les vitesses de surface libre calculées associées aux quatre modèles, en comparaison de l'expérience, avec un pas de maille de 2 μm dans la zone sous choc.

- La vitesse de surface libre du modèle massif homogénéisé (modèle -a- en orange sur les deux courbes) n'est que partiellement représentative de l'expérience puisqu'aucun pic de vitesse secondaire n'est relevé entre les deux maxima. Les sauts de vitesse sont synchrones avec l'expérience puisque les propriétés du modèle sont homogénéisées à l'échelle du stratifié.
- Le modèle -b- d'empilement carbone / époxy (profils verts) présente un important décalage temporel avec le profil expérimental et les sauts de vitesse ont une étendue plus conséquente avec un débouché de vitesse négative. Ces écarts chronologiques sont imputables à la célérité des ondes dans le carbone, 4190 m.s^{-1} contre 3000 m.s^{-1} pour le pli. La différence d'amplitude est due à la désadaptation d'impédance entre le carbone et l'interpli ($Z_{\text{carbone}} = 0,96.10^6$ et $Z_{\text{interpli}} = 0,33.10^6 \text{ g.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$).
- Le modèle -c- (en marron) présente un accord satisfaisant avec le profil expérimental sur le premier aller-retour d'onde, tant sur la chronologie que sur l'amplitude. Cette représentation est pertinente en régime de propagation monodimensionnelle pour lequel le pli est sollicité dans la direction normale aux fibres.
- Le modèle -d- (profils noirs), présentant des plis anisotropes, génère des résultats proches avec une amplitude de vitesse légèrement inférieure à celle du modèle -c-. Cet écart s'accroît au fur et à mesure de la propagation, signifiant qu'une partie des ondes est guidée suivant la direction longitudinale du pli, sans incidence sur la propagation des ondes transverses.

Les constats sont similaires pour les composites de 1 et 4 plis : les modèles -c- et -d- sont représentatifs de la cible à l'échelle de la sollicitation. Le pli isotrope du modèle -c- est préféré au pli isotrope transverse pour être implémenté dans les codes monodimensionnels, et minimiser la durée de calcul.



-a-



-b-

Figure III-9 : Comparaison des vitesses de surface libre obtenues avec différents modèles de composites : -a- 1 pli, et -b- 4 plis. Modèle a : monocouche homogénéisée, modèle b : assemblage carbone massif/époxy, modèle c : assemblage plis isotropes/époxy, modèle d : assemblage plis orientés/époxy.

III.2.3 Propriétés

L'effet d'une variation des propriétés du pli sur la réponse matérielle a été étudié dans l'intervalle expérimental de dispersion (voir tableau I-4). La figure III-10 présente l'influence des principaux paramètres mécaniques sur la mise en vitesse afin de comprendre leur impact sur la propagation des chocs.

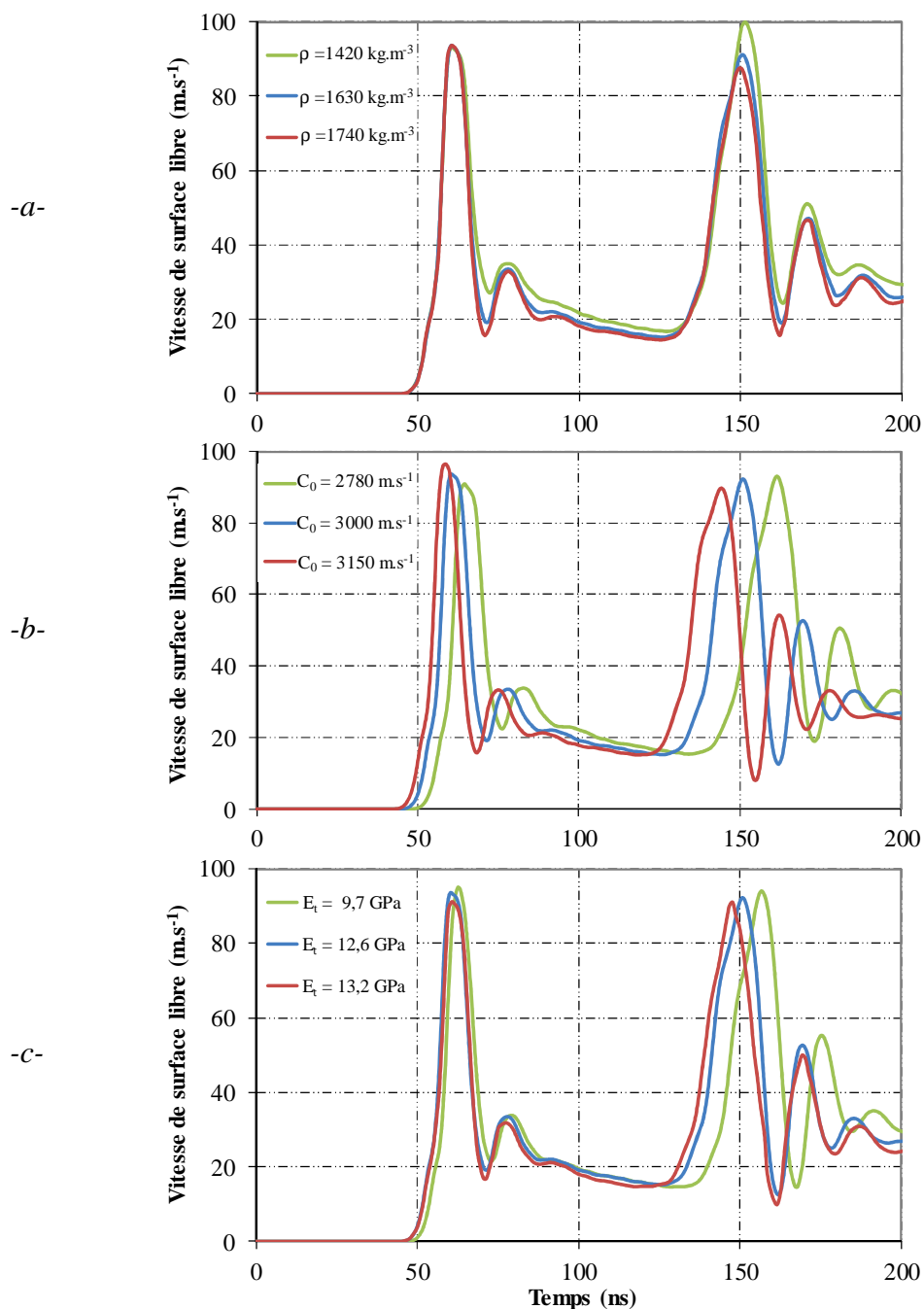


Figure III-10 : Influence des propriétés du pli sur la vitesse de surface libre d'un composite 1 pli : -a- Masse volumique, -b- Paramètre C_0 (vitesse d'une onde à pression nulle), et c- Module d'Young transverse. L'intervalle d'étude correspond à l'étendue des propriétés.

Les propriétés ρ et C_0 définissent directement le rapport d'impédance entre le pli et l'interpli. Une variation d'un de ces deux paramètres modifie l'amplitude des sauts de vitesse. La célérité des ondes affecte plus particulièrement la synchronisation temporelle des profils, et induit des écarts importants de débouchés d'ondes (jusqu'à 7% de l'occurrence temporelle du saut de vitesse à 150 ns).

Le module d'élasticité transverse a une influence modérée sur les mises en vitesse, et donc sur la propagation des ondes dans cet intervalle de variation du paramètre. Une élévation du module induit un très léger rapprochement des sauts de vitesse (de l'ordre de 3,5%), avec le rapport de proportionnalité qui existe entre la célérité des ondes et le carré du module.

La valeur retenue $E_t = 12,6$ GPa est très proche des valeurs expérimentales mesurées avec un taux de déformation de l'ordre de 200 s^{-1} ($E_t = 12 \text{ GPa} \pm 10\%$, voir paragraphe I.1.5.C).

III.2.3 Morphologie

La figure III-11 illustre l'effet d'une variation d'épaisseur de 15 à 40 μm de la strate superficielle (côté impact) à épaisseur totale constante sur le profil de vitesse de surface libre. Ces écarts sont représentatifs de la dispersion expérimentale (voir tableau I-4). L'incidence sur la propagation des ondes et la vitesse de surface libre sont données en figure III-12 avec les diagrammes de marche pour une épaisseur de strate incidente de 15 et 40 μm .

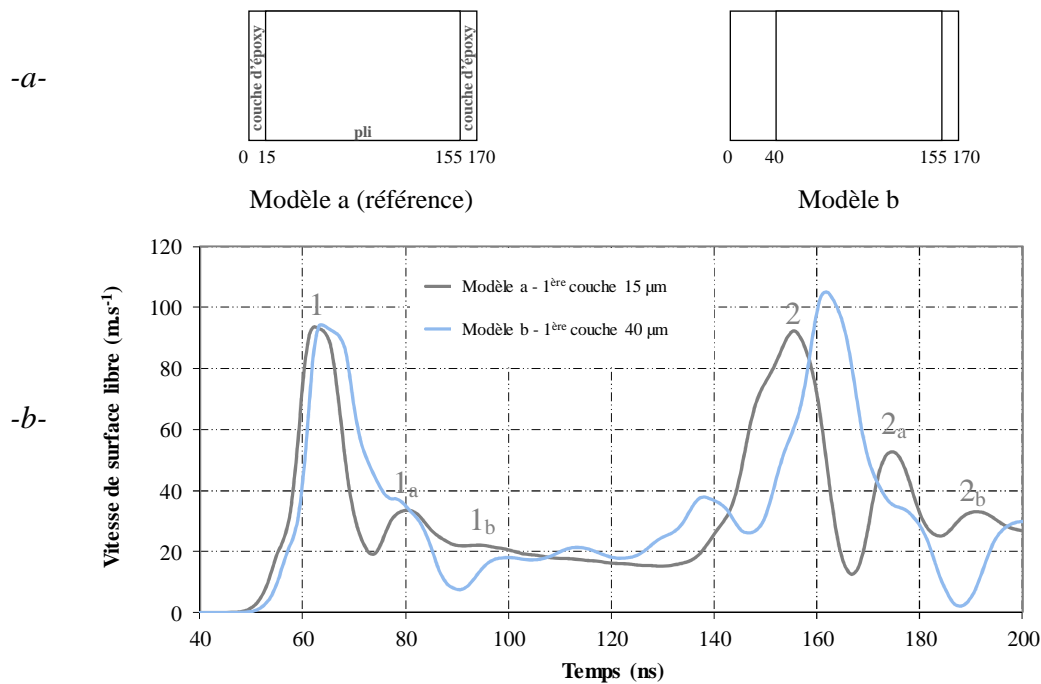


Figure III-11 : Influence de l'épaisseur de la strate incidente sur la vitesse de surface libre d'un composite 1 pli : -a- Schéma des modèles, et -b- Profils de vitesse.

Les débouchés d'ondes incidentes se désynchronisent lorsque l'épaisseur de la première couche d'époxy augmente : la célérité des ondes dans l'interpli est inférieure à celle du pli homogénéisé et retarde l'onde incidente de quelques ns. Ce délai est augmenté à chaque passage des ondes dans cette première couche. L'accélération de la surface libre après 3 passages dans le stratifié, référencée 2, présente un retard 3 fois supérieur à celui du débouché initial (6 ns d'écart entre les deux modèles, contre 2 ns au premier débouché).

Les réflexions d'ondes dans les couches périphériques de même dimension du modèle -a- ont une période similaire et leurs débouchés en surface libre sont simultanés. La mise en vitesse 1_a est issue du cumul de ces débouchés. La modification des épaisseurs de strates périphériques désynchronise ces réflexions, et le profil de vitesse -b- présente par conséquent des sauts de vitesse supplémentaires.

Les écarts en amplitude de vitesse entre les deux modèles sont disparates et même importants à certains instants au cours du premier aller-retour des ondes dans la cible.

Cette étude montre l'influence non négligeable des épaisseurs des couches sur la propagation d'ondes et sur la variabilité des profils de vitesse. La pertinence du modèle repose alors essentiellement sur la bonne représentation de la géométrie du stratifié conformément à l'expérience.

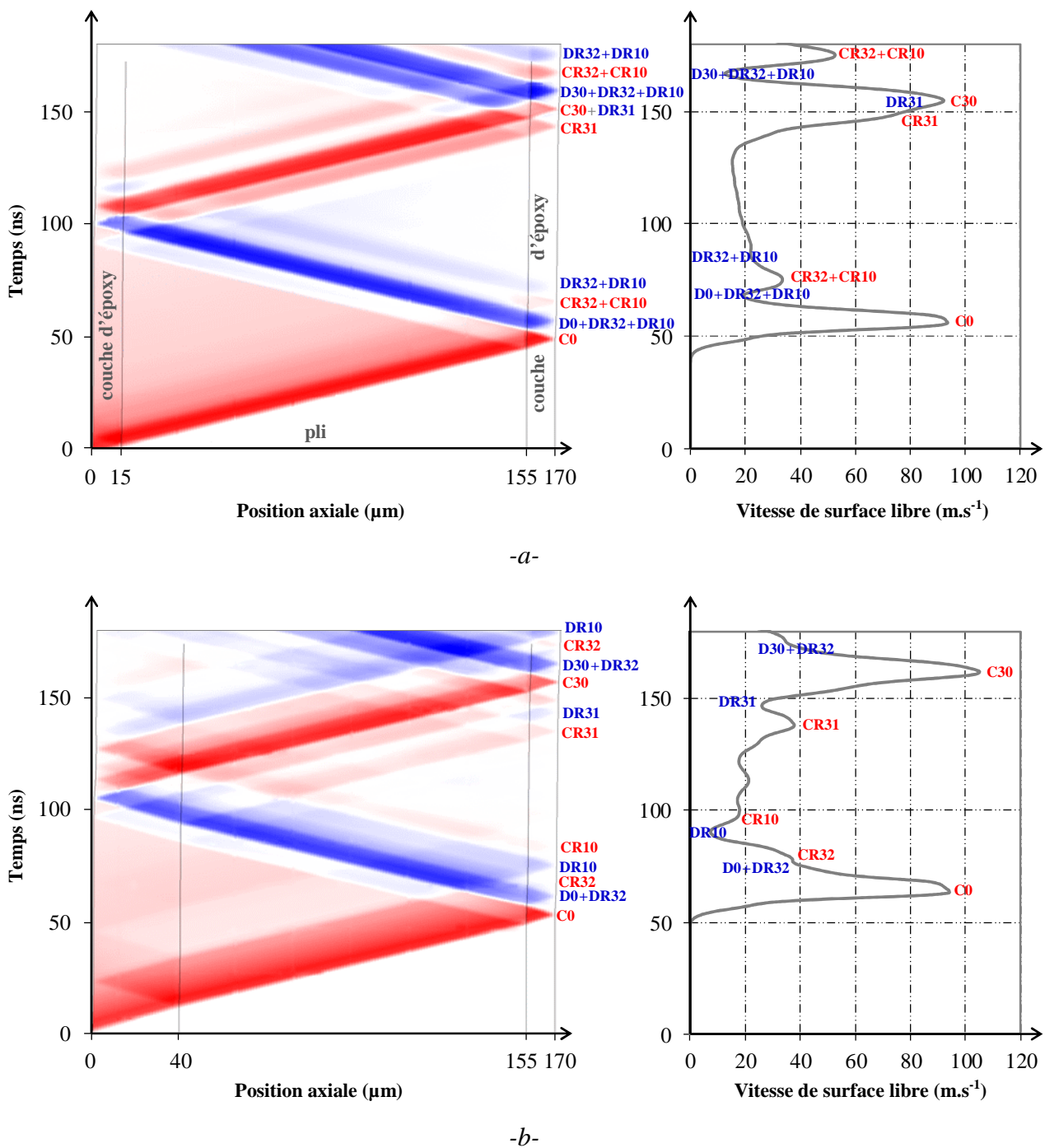


Figure III-12 : Influence de l'épaisseur de la première strate (côté impact) sur la propagation des ondes et les mises en vitesse d'un composite 1 pli. L'épaisseur de la strate incidente est de : -a- 15 μm , et -b- 40 μm (simulation SHYLAC). L'origine des débouchés est détaillée en figure II-13-a.

III.3 Effets des paramètres sur la réponse matérielle

L'étude des effets d'une variation des paramètres du choc et de la cible sur la réponse matérielle est conduite par simulation du composite 1 pli soumis à un choc confiné en régime ns. La reproductibilité est évaluée sur le deuxième maximum de vitesse de surface libre, référencé 2 sur la figure III-11.

III.3.1 Effets de la variabilité des paramètres de choc

Le tableau III-3 quantifie l'influence relative des variations de l'impulsion énergétique sur la mise en vitesse de surface libre du composite, en termes de décalage temporel et en amplitude de vitesse. La variabilité des paramètres de chargement est donnée par étude statistique conduite sur une série d'impacts distincts (voir tableau II-3).

Paramètre		Variabilité du paramètre d'impact		Variabilité de la réponse (saut de vitesse à 150 ns)	
		Moyenne	Étendue	Décalage en amplitude	Décalage temporel
E	(J)	1 (arbitraire)	[-3% ; +3%]	[-2,2% ; +2,2%]	0%
τ	(ns)	9,3	[-2,7% ; +3,2%]	[-0,8% ; +0,9%]	0%
D_{foc}	(mm)	2,47	[-10,9% ; +5,2%]	0%	0%

Tableau III-3 : Influence des paramètres d'impulsion sur la réponse du matériau au choc. L'intervalle d'étude correspond à l'écart maximal des paramètres déterminé au chapitre II.

La dispersion de l'impulsion énergétique n'a qu'un très faible impact sur les profils de vitesse. La chronologie de la vitesse n'est pas modifiée puisque la vitesse du front de choc n'est altérée par aucune des évolutions des paramètres.

- L'effet d'une variation de l'énergie sur la réponse du composite est donné par l'intermédiaire de la pression incidente : un écart de 3 % par rapport à l'énergie nominale induit une différence de pression incidente de 2,2 % puisque la relation n'est pas linéaire (voir figure III-3-b).
- La durée de l'impulsion laser, variable dans une proportion similaire, a une influence moindre sur la propagation du choc et la mise en vitesse. Les accélérations sont synchrones quelle que soit la durée de l'impulsion puisque cette dernière n'altère pas la propagation du front de choc.
- Le diamètre focal, mesuré sur le cratère d'impact, présente quant à lui une dispersion jusqu'à 10,9% avec la focalisation variable du faisceau par le milieu de confinement. L'effet d'un tel écart est sans conséquence sur la propagation du choc au sein du composite monoplis puisque le régime monodimensionnel est assuré dans cette configuration d'épaisseur (voir figure III-7-b). En revanche, une évolution du diamètre d'impact aura un effet plus important au sein d'une cible plus épaisse, de 4 ou 8 plis.

III.3.2 Effets de la variabilité des paramètres matériaux

Le tableau III-4 synthétise les effets d'une variation des paramètres de la cible sur la réponse du composite 1 pli au choc. L'évolution des propriétés et de la morphologie du pli a été déterminée par observation expérimentale (voir tableau I-4). La variabilité de la réponse est à nouveau donnée sur le cas du deuxième saut de vitesse principal, pour être comparée aux résultats précédents et déterminer les paramètres les plus influents sur les observables.

Paramètre			Variabilité du paramètre de la cible		Variabilité de la réponse (saut de vitesse à 150 ns)	
			Moyenne	Étendue	Décalage en amplitude	Décalage temporel
Propriétés du pli	ρ	(kg.m ⁻³)	1630	[-12,9% ; +6,6%]	[+8,8% ; -4,5%]	[+0,5% ; -0,2%]
	C_0	(m.s ⁻¹)	3000	[-7,3% ; +5%]	[+2% ; -1,8%]	[+7% ; -4,8%]
	E_t	(GPa)	12,6	[-23% ; +4,8%]	[+2,7% ; -0,6%]	[+3,5% ; -0,8%]
Épaisseur	couche incidente	(μ m)	16	[-100% ; +168,8%]	[-2,1% ; +3,9%]	[-6,4% ; +10,8%]
	monopli complet	(μ m)	170	[-38,8% ; +24,7%]	[+16,1% ; -3,3%]	[-38% ; +24%]

Tableau III-4 : Influence des paramètres de la cible sur la réponse du matériau au choc. L'intervalle d'étude correspond à l'écart maximal des paramètres, déterminé au chapitre I.

Les paramètres de la cible engendrent une plus grande dispersion que ceux de l'impulsion énergétique et sont à l'origine d'écarts de vitesse importants.

La variabilité des observables, ici de la vitesse de surface libre est majoritairement imputable aux variations de la géométrie des stratifiés et dans une moindre mesure aux propriétés du pli.

L'augmentation de l'épaisseur de la strate incidente désynchronise complètement les réflexions d'ondes et retarde leur débouché. Une augmentation de l'épaisseur du composite allonge la durée de traversée des ondes et diminue l'amplitude de la pression débouchante.

La variabilité de la réponse du matériau a été étudiée indépendamment des interactions qui existent entre les paramètres. L'étude de l'influence des variations cumulées de ces paramètres sur les observables est une perspective.

L'addition des strates induit des dispersions morphologiques et comportementales plus importantes et l'écart des mesures de vitesse est plus prononcé pour les composites 4 ou 8 plis. Une étude de reproductibilité conduite sur les stratifiés 4 plis est une perspective supplémentaire afin de mieux quantifier la variabilité pour l'ensemble des matériaux de l'étude.

La perspective à plus long terme de cette étude consiste à détecter une modification des propriétés ou de la morphologie par l'analyse fréquentielle des profils de vitesse.

Conclusion du troisième chapitre

La simulation multi paramètres a permis la caractérisation détaillée du chargement et du matériau par corrélation entre l'expérience et la simulation numérique. L'étude a également porté sur la variabilité des observables suivant l'évolution des paramètres d'entrée.

- La pression maximale du choc est quantifiée suivant l'intensité par $P_{\max}(\text{GPa}) = 0,42 \Phi^{0,74} (\text{GW} \cdot \text{cm}^{-2})$ dans nos conditions d'impact ($\tau = 9,3$ ns en régime confiné).
- Le profil temporel de l'impulsion confinée, renseignée par le code ACCIC a été ajusté avec une durée à mi-hauteur de 16 ns.
- Le profil spatial déterminé au chapitre II n'a pas subi de modification pour adapter le modèle à l'expérience.
- Les paramètres d'impulsion, dont la dispersion expérimentale est faible, n'ont qu'un impact limité sur la variabilité de la réponse matérielle.
- Différents modèles de stratifiés ont été éprouvés. L'assemblage de couches isotropes, affectées des propriétés transverses du pli et de l'interpli, représente le matériau à l'échelle de la sollicitation. Ce modèle est maillé avec des éléments 2D axisymétriques de $2 \mu\text{m}$, le pas de temps entre chaque itération du calcul est de 0,5 ns. Il permet de s'affranchir du recours à la simulation numérique tridimensionnelle très onéreuse en temps de calcul.
- L'influence des variations des propriétés du pli reste minime sur la mise en vitesse (écart inférieur à 10 % de l'amplitude et des occurrences temporelles sur le premier aller-retour d'onde) et donc sur la propagation des ondes de choc.
- L'importante dépendance de la propagation d'ondes à la morphologie des matériaux a été démontrée et quantifiée.

La principale perspective d'amélioration des modèles consiste à prendre en compte la morphologie réelle des cibles, suivant deux directions complémentaires :

- La position du point de mesure de la vitesse pourrait être localisée par une forte irradiation du laser sonde suite au relevé. La surface observée au microscope comprend cette irrégularité et les épaisseurs sont mesurées avec une erreur minime.
- La construction et le maillage du modèle seraient basés sur l'observation de la microstructure post-choc du stratifié. L'évolution de l'épaisseur des couches à l'échelle microstructurale serait alors prise en compte.

Une perspective plus ambitieuse de cette étude consiste à détecter une modification des propriétés ou de la morphologie de la cible par analyse fréquentielle des profils de vitesse expérimentaux.

CHAPITRE IV

Étude des paramètres du procédé et de son environnement

Introduction du quatrième chapitre	115
IV.1 Interaction laser-matière	117
IV.1.1 Constat	117
IV.1.2 Absorption de l'énergie lumineuse	118
IV.1.2.A Effets des revêtements sur la propagation du choc	118
IV.1.2.B Reproductibilité	120
IV.1.2.C Choix d'un revêtement	121
IV.1.3 Confinement.....	122
IV.1.3.A Constat.....	122
IV.1.3.B Recherche d'un milieu de confinement	122
IV.2 Non intrusivité de la sollicitation	124
IV.2.1 Caractère élastique de la sollicitation mécanique.....	124
IV.2.1.A Étude de la propagation d'ondes de choc d'intensités différentes	124
IV.2.1.B Impacts cumulés	125
IV.2.2 Caractère non intrusif de la sollicitation thermique	126
Conclusion du quatrième chapitre	129

Introduction du quatrième chapitre

L'étude du procédé de choc laser appliqué aux composites débute avec l'interaction laser-matière. Deux points sont détaillés : la protection du stratifié et le confinement de l'irradiation. La comparaison des revêtements thermoprotecteurs vise à offrir la meilleure protection face à l'irradiation sans altérer la reproductibilité du chargement et des observables. L'étude de l'interaction porte également sur l'influence du milieu de confinement et son optimisation. Le caractère non intrusif de la technique est aussi discuté pour les matériaux composites.

Conditions générales : les expériences présentées dans ce quatrième chapitre sont conduites à température ambiante. Les effets périphériques générés à la frontière de la zone de chargement n'interfèrent pas sur les premiers allers retours de l'onde principale. Sauf exception dûment stipulée, les chocs ne sont pas cumulés et sont appliqués sur des échantillons issus d'un même lot pour chaque expérience. Leur écart d'épaisseur global n'excède pas 5% de la valeur moyenne.

IV.1 Interaction laser-matière

IV.1.1 Constat

En l'absence de revêtement, l'absorption de l'énergie laser par un milieu solide opaque ou semi transparent est à l'origine de modifications thermomécaniques, responsables d'altérations géométriques. Cette détérioration va à l'encontre du caractère non destructif de l'essai. La figure IV-1 illustre la zone irradiée après tir en surface incidente d'un composite.

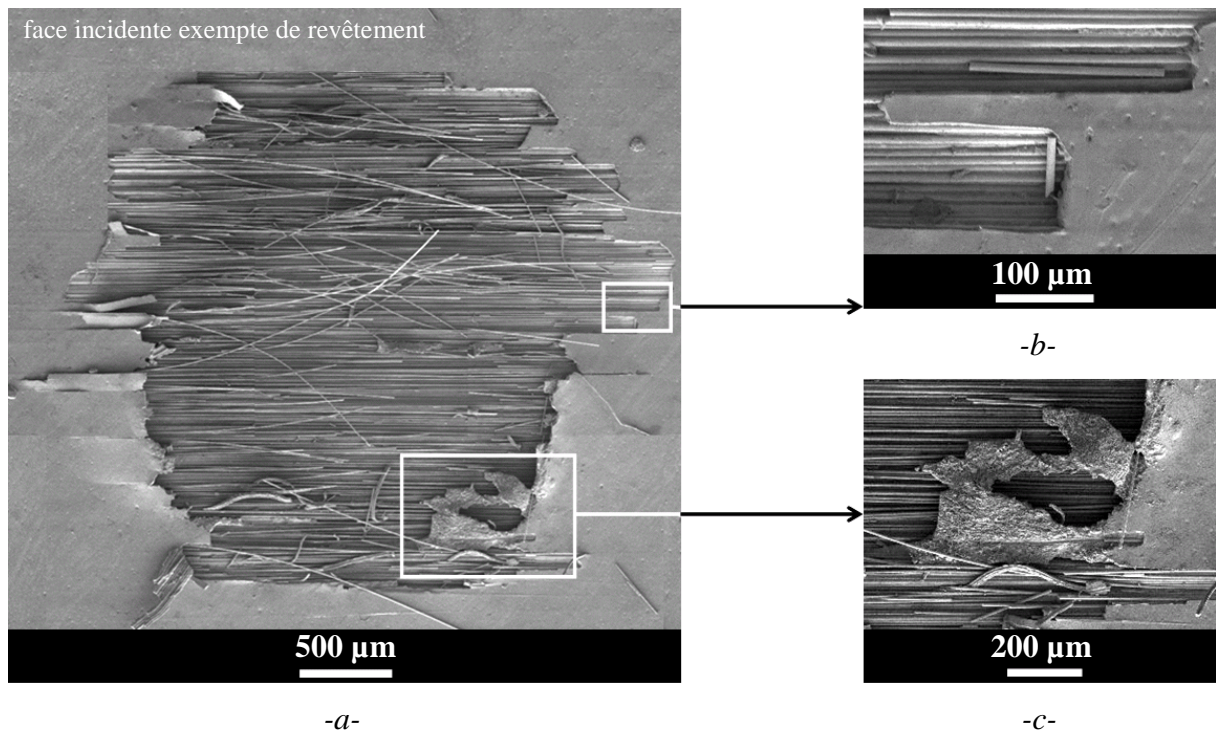


Figure IV-1 : Surface incidente d'une cible composite exempte de revêtement protecteur suite à un impact laser d'une intensité de $0,6 \text{ GW.cm}^{-2}$ sur un diamètre de $2,5 \text{ mm}$: -a- Vue complète de l'impact, -b- Grossissement de l'arrachement de la strate d'époxy, et -c- Zone affectée thermiquement.

Les effets thermomécaniques sont les suivants :

- La sollicitation mécanique en face avant est décelée par l'arrachement de plaques d'époxy et de quelques fibres (figure IV-1-a) jusqu'en dehors de la zone d'impact (figure IV-1-b). Le faciès de rupture est net suite à la flexion induite par l'arrachement de la couche incidente. La présence de quelques fibres arrachées et la forme non circulaire de la zone d'impact, confirment cette hypothèse.
- L'affectation thermique est révélée par l'époxy fondu (figure IV-1-c), les fibres conservent globalement leur orientation mais sont dépourvues de matrice.

Ces observations montrent que le faisceau traverse la couche périphérique d'époxy et génère un plasma à la première interface époxy/pli. Sa détente éjecte la couche d'époxy et les quelques fibres avoisinantes sont arrachées. L'effet mécanique est immédiatement suivi par les conséquences thermiques du plasma, à l'origine de la dégradation de l'époxy en surface. Afin de préciser les effets inhérents à l'irradiation laser sur la zone de chargement, l'ajout d'un revêtement protecteur a été étudié (figure IV-2).

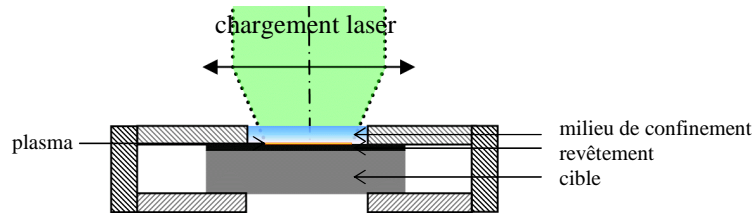


Figure IV-2 : Schéma d'interaction laser-matière en régime confiné sur une cible composite.

IV.1.2 Absorption de l'énergie lumineuse

IV.1.2.A Effets des revêtements sur la propagation du choc

Les revêtements thermoprotecteurs envisagés pour absorber l'énergie lumineuse sont : une peinture noire à haute tenue en température et une épaisseur de bande adhésive noire. La figure IV-3 illustre en vue de coupe ces couches absorbantes.

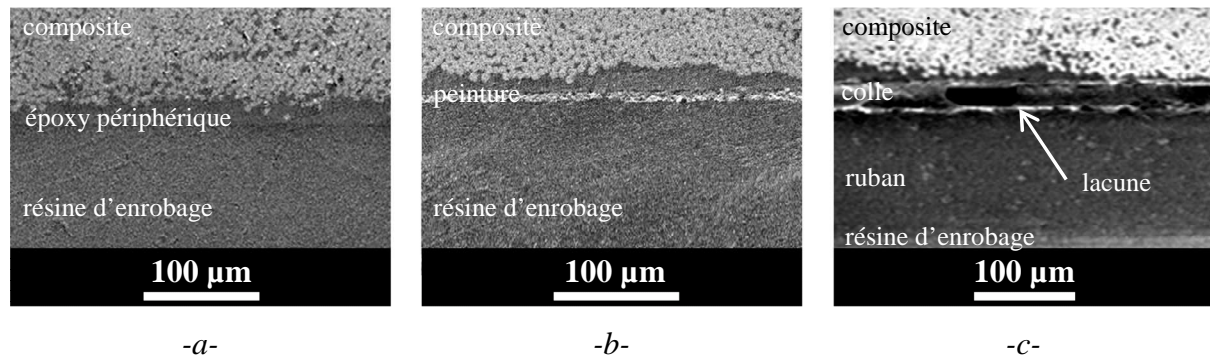


Figure IV-3 : Observation microscopique en vue de coupe des revêtements : -a- Surface de composite, -b- Peinture noire, et -c- Ruban adhésif noir.

- La peinture noire en bombe est majoritairement polymérique, et présente une très faible épaisseur, particulièrement variable à cause de son application manuelle ($20 \pm 15 \mu\text{m}$).
- Le ruban noir adhésif (33+ de 3MTM) est habituellement employé pour l'isolation électrique. Ce revêtement amovible est composé d'un substrat flexible et d'un film de colle peu adhérent. Son caractère manufacturé lui confère une épaisseur fixe, légèrement variable suivant son extension à l'application. Le ruban possède une épaisseur de $130 \mu\text{m}$ à laquelle s'ajoute celle de la couche adhésive de $25 \mu\text{m}$ en moyenne. La variation totale d'épaisseur n'excède pas 10% de l'ensemble.

La figure IV-4 illustre les profils de vitesse relevés sur des cibles d'aluminium, dont le comportement sous choc est connu (figure IV-4-a) et sur composites 4 plis revêtus (figure IV-4-b) pour étudier l'effet de la couche absorbante sur la génération du choc. Les caractéristiques des essais figurent dans le tableau IV-1.

Ref	Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière		Caractéristiques géométriques	Vitesse (1 ^{er} débouché)	
	τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Revêtement	Confinement	Matière / Épaisseur (μm)	Amplitude (m.s ⁻¹)	Durée (ns)
a	9,3	1,6	0,13	0,70	/	eau	Alu / 505	113	45
b	9,5	1,6	0,13	0,68	peinture noire	eau	Alu / 510 + 20	136	40
c	9,8	1,6	0,13	0,66	ruban noir	eau	Alu / 500 + 150	150	58
d	9,3	2,5	0,23	0,50	/	eau	composite 4 / 610	96	17
e	9,3	2,5	0,23	0,50	peinture noire	eau	composite 4 / 600 + 15	102	25
f	9,2	2,5	0,23	0,51	ruban noir	eau	composite 4 / 580 + 150	110	32

Tableau IV-1 : Paramètres expérimentaux des essais d'interaction laser-matière, réalisés dans une gamme d'intensité en dessous du seuil d'endommagement.

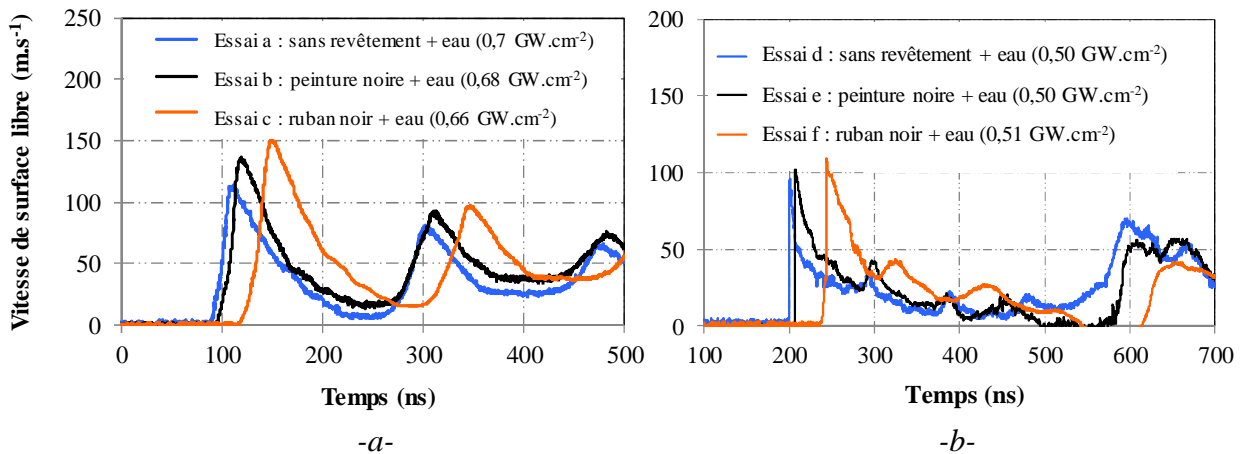


Figure IV-4 : Profils de vitesse de surface libre d'échantillons équipés de différents revêtements sur la zone de chargement. -a- Aluminium de 500 μm d'épaisseur, et -b- composites 4 plis. L'origine des temps correspond à l'instant d'impact en face incidente.

- La cible recouverte de peinture est légèrement plus épaisse que la plaque non revêtue et le profil de vitesse (courbes b et e en noir) est retardé de quelques ns par rapport à la référence (courbes a et d en bleu). L'écart d'impédance entre l'aluminium et la peinture induit un léger accroissement de la pression dans la cible, et une vitesse plus importante (de 113 à 136 m.s⁻¹). Le constat est similaire pour les composites revêtus, avec une augmentation moindre de la mise en vitesse, l'impédance de la peinture étant très proche de celle de l'époxy (avec $Z_{\text{revêtement}} < Z_{\text{cible}}$ [Fox 1974]).
- La bande adhésive augmente davantage l'épaisseur de la cible, et retarde le débouché de l'onde en face arrière (courbes c et f en orange) de près de 50 ns par rapport à l'échantillon non revêtu. La célérité moyenne de l'onde dans ce revêtement est alors évaluée à 3000 m.s⁻¹. La différence d'impédance entre le ruban et la cible est à l'origine d'une augmentation de la pression dans la cible. La durée à mi-hauteur est légèrement supérieure à celle des autres profils, traduisant l'allongement de la durée du plasma à la surface du revêtement. La bande adhésive est désolidarisée de la cible sous l'effet de la réflexion de l'onde incidente, à cause des faibles propriétés d'adhérence du liant.

IV.1.2.B Reproductibilité

La reproductibilité de l'essai fait l'objet d'une étude statistique suivant le revêtement incident. Un essai concluant présente, après dépouillement, un profil de vitesse qui peut être reproduit par simulation numérique. À titre d'exemple, la figure IV-5 montre deux profils de vitesse : l'essai concluant -a- présente un profil dont chaque inflexion correspond au débouché d'une onde en surface libre, en accord avec la simulation. Le profil -b- ne montre pas d'analogie avec un phénomène physique associé à la propagation d'ondes de choc. En l'état des connaissances cet essai est exclu de l'analyse.

Il est envisageable qu'une mesure soit non concluante pour les raisons suivantes :

- Défauts des matériaux : mauvaise qualité du revêtement réfléchissant en surface libre, composition et épaisseur des matériaux, fissures internes, porosités...
- Défaut du diagnostic : relevé erroné des paramètres du VISAR, dépouillement...

Ces défauts sont répartis aléatoirement entre les trois configurations et n'influencent donc pas la reproductibilité du phénomène observé.

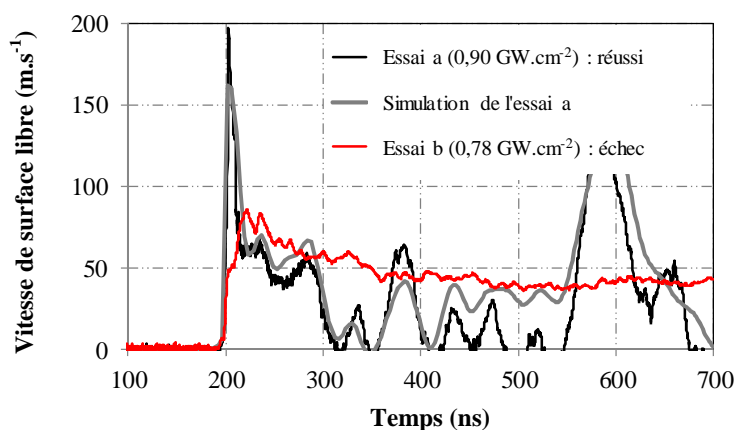


Figure IV-5 : Comparaison de profils de vitesse pour définir la réussite d'un essai.

Le tableau IV-2 illustre le taux de réussite des expériences, réalisées dans des conditions similaires.

Revêtement	Sans revêtement	Peinture noire	Ruban noir
Nombre d'essais concluants / Nombre total d'essais	29/42	18/28	8/22
Taux de réussite (%)	69	64	36
Intensité moyenne Φ (GW.cm ⁻²)	0,52	0,49	0,55
Vitesse maximale moyenne (m.s ⁻¹)	92	102	119
Écart type (m.s ⁻¹)	22	14	19

Tableau IV-2 : Reproductibilité des essais menés sur composites 4 plis avec différents revêtements thermoprotecteurs.

La couche incidente d'époxy présente une importante variation d'épaisseur (voir tableau I-4), qui modifie le lieu de génération du plasma et se traduit par la plus grande dispersion en termes de mesure d'amplitude de vitesse. La reproductibilité des essais menés avec une couche absorbante de peinture est relativement bonne, traduisant une génération de

plasma similaire d'un essai à l'autre. Le faible taux de réussite et la mauvaise reproductibilité des essais réalisés avec le ruban noir sont imputables aux discontinuités du liant entre la bande et la face incidente (bulles d'air), et à son faible pouvoir adhésif. La figure IV-3-c illustre ce défaut avec une lacune de liant observée au centre de la prise de vue.

IV.1.2.C Choix d'un revêtement

Le tableau IV-3 compare les propriétés des deux revêtements étudiés, suivant des critères qualitatifs appréciables en contexte industriel. Les caractères +, = ou - nuancent ces critères suivant leur degré de satisfaction.

Critère / Revêtement	Facilité d'application	Facilité de retrait	Continuité du contact avec la surface incidente	Degré de protection de la cible	Finesse / neutralité dans la propagation des ondes	Reproductibilité des observables
Peinture noire	+	-	+	++	+	=
Ruban noir	+	++	-	++	-	-

Tableau IV-3 : Comparaison qualitative des revêtements protecteurs des cibles composites.

La solution retenue est la peinture noire, qui induit une bonne reproductibilité de l'interaction laser-matière et donc des observables [Fox 1974]. Le degré de protection de la cible dans cette configuration est décrit en figure IV-6 pour un choc d'une intensité légèrement inférieure au seuil de délaminage. Les effets thermomécaniques de génération du choc sont limités à la couche sacrificielle et le caractère non destructif de la génération de l'impact est satisfait. Le cratère circulaire marque l'absence d'effet anisotrope de la sollicitation mécanique incidente.

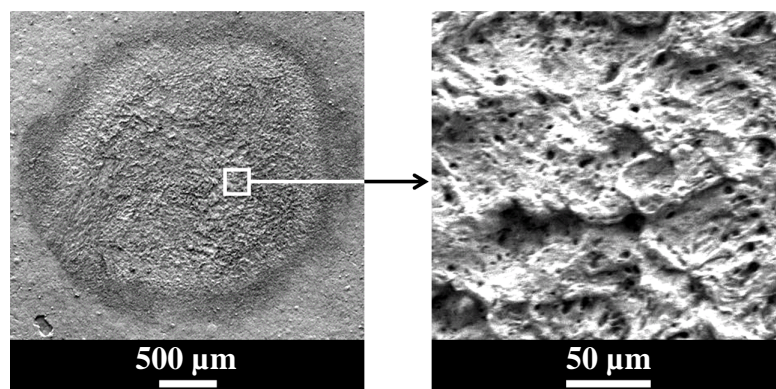


Figure IV-6 : Surface incidente d'un composite revêtu de peinture noire suite à un impact laser de $0,9 \text{ GW.cm}^{-2}$.

D'autres revêtements pourraient faire l'objet de l'étude comparative, comme une feuille d'aluminium d'épaisseur micrométrique (configuration testée à l'IMI).

IV.1.3 Confinement

IV.1.3.A Constat

Le confinement de l'irradiation augmente la pression incidente et double la durée de l'impulsion de pression [Fabbro 1990]. La figure IV-7 illustre l'effet d'un confinement sur le lieu du délaminage d'un composite carbone/époxy de 4 plis. L'impact direct (figure IV-7-a) est à l'origine d'un délaminage dans le pli opposé, tandis que le choc confiné (figure IV-7-b) induit un délaminage plus profond. La zone de traction, plus étalée dans le cas du choc confiné, sollicite le pli et l'interpli avec une contrainte plus importante.

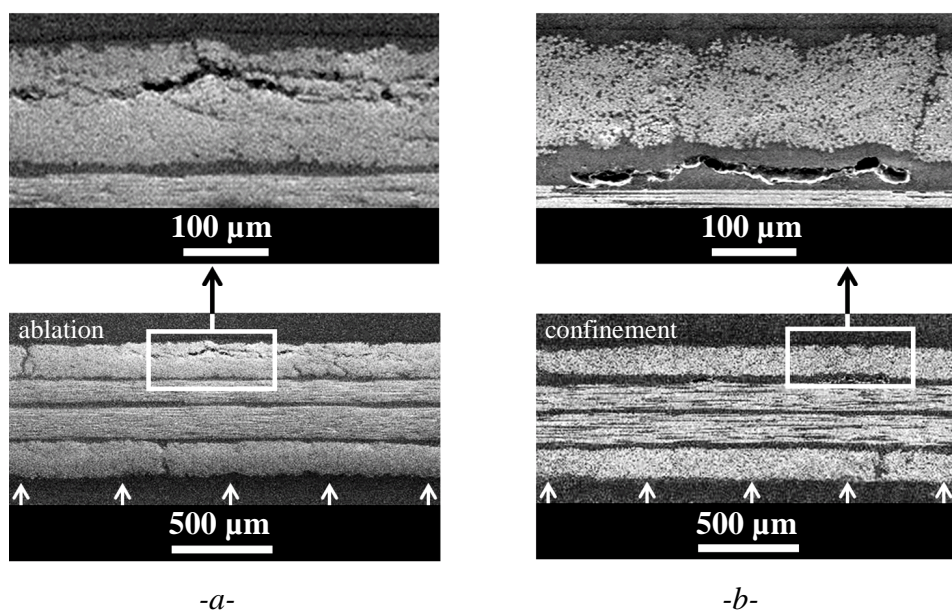


Figure IV-7 : Influence d'un milieu de confinement sur la position du délaminage en régime : -a- Direct, et -b- Confiné par eau. Conditions d'impact : $\tau = 9,3 \text{ ns}$, $D_{\text{foc}} = 2,5 \text{ mm}$, $E = 0,93 \text{ J}$, $\Phi = 2 \text{ GW.cm}^{-2}$, installation IMI.

IV.1.3.B Recherche d'un milieu de confinement

La bande adhésive transparente est proposée en substitution au confinement par eau, sans en présenter les inconvénients (peu fonctionnel, focalisation du faisceau). Elle est composée d'une couche flexible transparente à la longueur d'onde du laser (532 nm) et d'un film de colle pour une épaisseur totale de $54 \pm 12 \mu\text{m}$. La mise en œuvre de confinements solides (lames de polycarbonate ou de verre) n'est pas développée puisque le contact entre la lame et la cible est difficilement maintenu.

La figure IV-8 retrace les profils de vitesse pour des cibles d'aluminium et de composite relevés lors d'impacts confinés par eau (essais a et c) et par bande adhésive transparente (essais b et d). Le tableau IV-4 donne les conditions d'impact lors des relevés.

Ref	Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière		Caractéristiques géométriques	Vitesse (1 ^{er} débouché)	
	τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Revêtement	Confinement	Matière / Épaisseur (μm)	Amplitude (m.s ⁻¹)	Durée (ns)
a	9,5	1,6	0,13	0,68	peint noire	eau	Alu / 510	136	40
b	9,1	1,6	0,12	0,66	peint noire	ruban	Alu / 525	150	37
c	9,3	2,5	0,23	0,50	peint noire	eau	composite 4 plis / 600	102	25
d	9,3	2,5	0,24	0,53	peint noire	ruban	composite 4 plis / 610	110	23

Tableau IV-4 : Paramètres expérimentaux d'interaction laser-matière en régime confiné, réalisés dans une gamme d'intensité en dessous du seuil d'endommagement sur deux types de cibles.

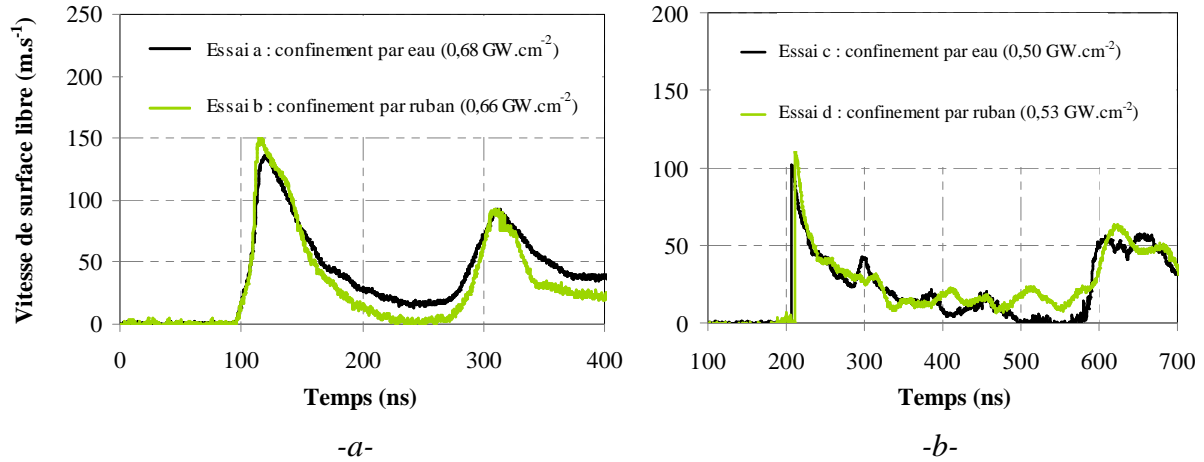


Figure IV-8 : Profils de vitesse relevés en surface libre d'échantillons pourvus de deux types de confinement. -a- Aluminium de 500 μm d'épaisseur, et -b- Composites 4 plis. L'origine des temps correspond à l'instant d'impact en face incidente.

Pour les cibles d'aluminium comme de composite, les profils relevés avec les deux milieux de confinement semblent s'accorder. Le ruban transparent confine alors le choc de façon similaire à un film d'eau, avec toutefois un rendement légèrement supérieur avec le ruban, car des vitesses plus importantes sont atteintes pour des densités de puissance inférieures.

Le plasma est généré à la surface de la cible, sa détente est responsable de l'éjection du milieu confinant : l'eau est expulsée et le ruban décollé au voisinage de la zone choquée.

IV.2 Non intrusivité de la sollicitation

Pour être conduit en contexte industriel, l'essai d'adhérence doit être non-intrusif en dessous du seuil de délaminage de la cible, afin de ne pas altérer ses propriétés au passage du choc. Ce paragraphe s'intéresse aux effets mécaniques et thermiques de la sollicitation sur les matériaux.

IV.2.1 Réponse élastique du matériau à la sollicitation

La réponse élastique du composite à la sollicitation est démontrée par :

- Examen des profils de vitesse de surface libre : absence de précurseur élastique, superposition des profils de vitesse normalisés relevés à différentes intensités.
- Cumul de choc : profils de vitesse similaires, seuil de délaminage similaire.
- Correspondance des observables expérimentales et des résultats numériques obtenus avec une loi de comportement élastique.

IV.2.1.A Étude de la propagation d'ondes de choc d'intensités différentes

La figure IV-9 illustre la superposition normalisée des profils de vitesse relevés à des intensités différentes sur composites 4 et 8 plis (respectivement figure IV-9-a et -b). Le front de montée de la première mise en vitesse est linéaire, aucun précurseur élastique significatif de la plastification n'est relevé.

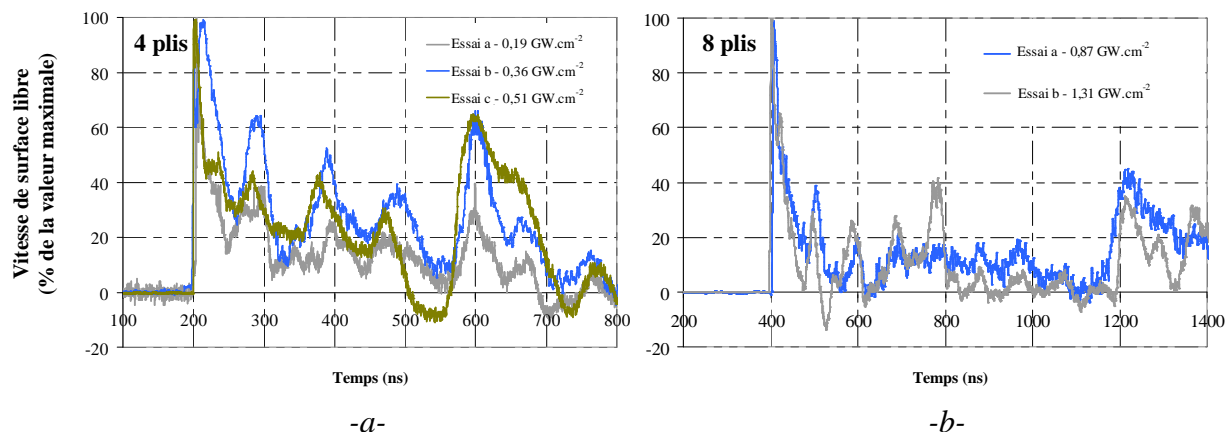


Figure IV-9 : Profils de vitesse normalisés, relevés à différentes intensités en dessous du seuil de délaminage de composites : -a- 4 plis de 600 μm d'épaisseur, et -b- 8 plis de 1200 μm d'épaisseur.

Les profils de vitesse à différentes intensités sont similaires et leur recouvrement une fois normalisés est approximativement correct. Les écarts subsistants s'apparentent au manque de reproductibilité des phénomènes (voir paragraphe III.3 Effet des paramètres sur la réponse matérielle). La réponse du matériau est alors considérée élastique quelle que soit l'amplitude de la sollicitation non endommageante.

IV.2.1.B Impacts cumulés

Dans l'ensemble du manuscrit, l'état mécanique d'une cible résulte d'un choc unique appliqué sur une zone vierge. L'échantillon est à présent soumis à des impacts non endommageants répétés sur la même zone de chargement afin d'évaluer leurs effets sur la réponse du composite.

La figure IV-10 donne les vitesses de surface libre relevées lors de ces essais. Le confinement est apporté par un film d'eau afin de ne pas modifier le positionnement de la cible.

Le revêtement protecteur est ablaté de quelques micromètres par le choc initial et le débouché des ondes issues du second choc est anticipé de 2 à 3 ns. L'adéquation des profils indique une réponse matérielle identique après le passage d'un choc et confirme l'absence d'écrouissage. Les écarts sont imputables aux défauts de surface générés par l'ablation incidente du premier choc, qui altère la planéité de l'onde de choc suivante.

L'augmentation du nombre de chocs cumulés n'induit aucune différence en termes de réponse au choc. À partir du 3 ou 4^{ème} cumul, la couche incidente d'époxy est toutefois ablatée après celle de peinture et les profils de vitesse ne sont plus comparables. Dans l'hypothèse d'une inspection de structure en milieu industriel, il faut alors éviter les zones de recouvrement d'irradiation par laser.

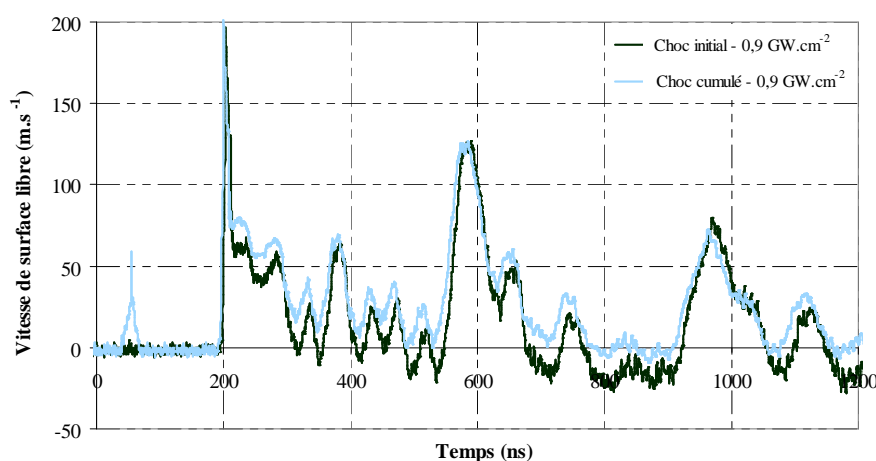


Figure IV-10 : Profils de vitesse de surface libre d'un composite 4 plis soumis à deux impacts sur la même zone de chargement. Les conditions d'irradiation sont identiques pour l'impact initial et l'impact cumulé : $\tau = 9,3 \text{ ns}$, $D_{foc} = 2,5 \text{ mm}$, $E = 0,41 \text{ J}$, $\Phi = 0,9 \text{ GW.cm}^{-2}$ en régime confiné par eau, installation PIMM.

Les cumuls d'impact sont à présent mis en œuvre en élevant l'intensité du choc jusqu'au délaminage afin d'apprécier l'influence de chocs cumulés sur le seuil de rupture. La figure IV-11 illustre cette recherche de seuil conduite sur des cibles composites de 4 plis ayant subi le passage d'ondes non endommageantes. Chaque cible est donc soumise à quelques impacts au même endroit (jusqu'à 8), terminés par un impact endommageant. L'éventuel délaminage est indiqué par observation macroscopique de la surface opposée au choc.

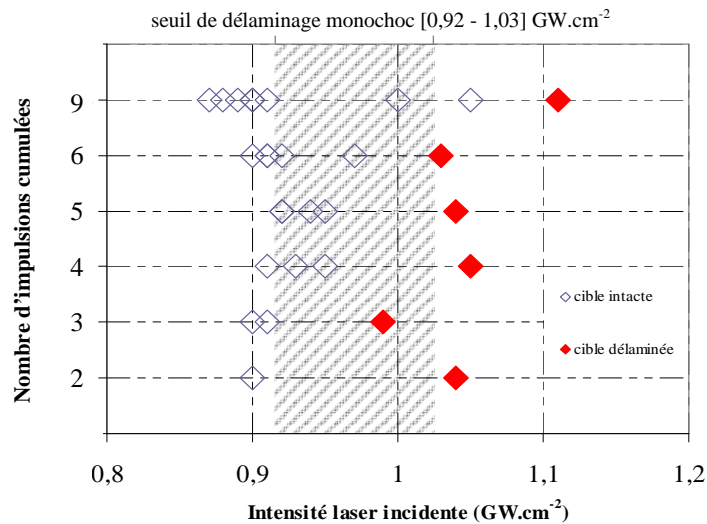


Figure IV-11 : Recherche du seuil de délaminage après un cumul d'impact sur composites 4 plis.

Le seuil de délaminage après le passage d'une ou plusieurs onde(s) est similaire à celui relevé en configuration monochoque et aucune cible n'a été endommagée en dessous du seuil. Cet essai montre que la propagation d'ondes dans le matériau n'altère pas les propriétés de rupture et valide le caractère non dégradant de la sollicitation, lorsque celle-ci est générée en deçà du seuil de rupture.

Le cas du cumul de 9 impacts est particulier puisqu'une intensité plus importante est nécessaire pour provoquer le délaminage. Cela s'explique par l'irrégularité de la surface incidente, qui s'accroît au fil des impacts. Ces défauts de surface sont accentués par la génération d'impacts décalés puisque la pièce est enlevée de son support à chaque tir pour le contrôle du délaminage. L'onde de choc générée n'est plus homogène et la pression incidente de délaminage est augmentée.

IV.2.2 Caractère non intrusif de la sollicitation thermique

La sollicitation thermique du matériau n'est pas exclusivement imputable à l'irradiation puisqu'une hausse de température est relevée dans un milieu soumis à une forte pression. Une approximation de la température locale d'Hugoniot T_H dans le sillage d'un choc est donnée par (IV-1) pour un matériau homogène, en négligeant la contribution électronique.

$$T_H = T_0 \exp \left[\frac{C_0^2 s}{3 C_v T_0} \left(1 - \frac{V}{V_0} \right)^3 + \Gamma_0 \left(1 - \frac{V}{V_0} \right) \right] \quad (IV-1)$$

Où T_0 est la température initiale de l'échantillon, C_0 la célérité du son, s le coefficient de choc intrinsèque du matériau, C_v la capacité thermique massique, V le volume massique, V_0 sa valeur initiale et Γ_0 le coefficient de Grüneisen. Dans les conditions d'irradiation auxquelles sont soumis les matériaux, une température voisine de $T_H = 100^\circ\text{C}$ est atteinte au sein d'une cible métallique.

Il est impératif de vérifier que la température de transition vitreuse de la matrice ne soit pas atteinte lors d'un choc sur composite, sous peine d'altérer ses propriétés.

La technique DSC (voir paragraphe I.1.3.B Analyse DSC) est mise en œuvre pour valider le caractère non dégradant des effets thermiques liés à la sollicitation. Cette méthode met à profit les écarts de chaleur entre un échantillon et une référence sous contrainte thermique, et indique la température de transition vitreuse. Ces essais sont menés sous atmosphère inerte (azote).

La technique DSC est propre à déceler un dépassement de la température de transition vitreuse de la matrice époxy. Si cette température est dépassée lors du choc, la variation caractéristique de chaleur émise sera relevée sur une plage de température légèrement plus élevée.

La configuration expérimentale de l'examen DSC est schématisée en figure IV-12. Les pointillés représentent la partie analysée de l'échantillon, extraite par microtome. Des essais ont été menés sur les échantillons vierges (figure IV-12-a), afin d'éprouver la reproductibilité de l'essai. L'échantillon -b- a été thermiquement affecté par irradiation laser directe et permet de caractériser la sensibilité de l'expérience à détecter le dépassement de transition vitreuse. Enfin l'échantillon -c- a été soumis à un choc juste en dessous du seuil de délaminage et témoigne du caractère non dégradant des effets thermiques de la sollicitation. Pour ce dernier échantillon, la couche incidente irradiée est enlevée, afin de ne considérer que les effets thermiques induits par la propagation des ondes.

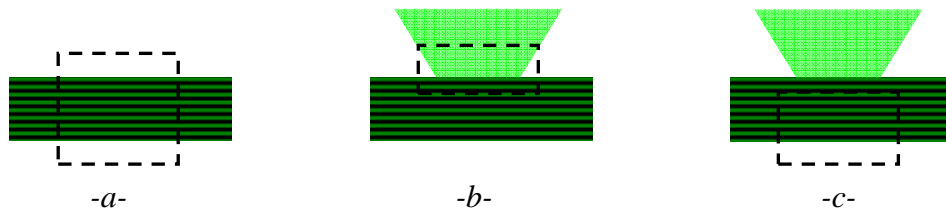


Figure IV-12 : Configuration des échantillons soumis à l'analyse DSC : -a- Échantillon vierge, -b- Échantillon thermiquement affecté, seul le volume du cratère est conservé, et -c- Échantillon choqué privé du cratère d'impact. Les pointillés représentent la zone extraite soumise à l'analyse.

La figure IV-13 présente les résultats des expériences conduites sur ces échantillons. La transition vitreuse se manifeste sur les courbes par un pic exothermique, et la dérivée des relevés par rapport à la température est calculée pour mettre en avant cette variation. La température de transition est définie par le maximum local de la courbe des moindres carrés associée à chaque relevé.

Les essais de reproductibilité conduits sur 5 échantillons vierges ne présentent aucune différence notable et leur température de transition vitreuse est relevée à $145 \pm 0,6$ °C.

La dégradation thermique de l'échantillon témoin -b- est révélée sur la courbe rouge, qui présente un changement de ligne de base pour une température de transition de 149°C, plus élevée que celle de l'échantillon -a-.

Les courbes correspondant aux échantillons -a- et -c- sont en bon accord. Le décrochement de puissance calorifique, mesuré dans les deux cas à 145°C, révèle que l'échantillon -c- soumis au passage d'un choc n'a pas subi de détérioration thermique.

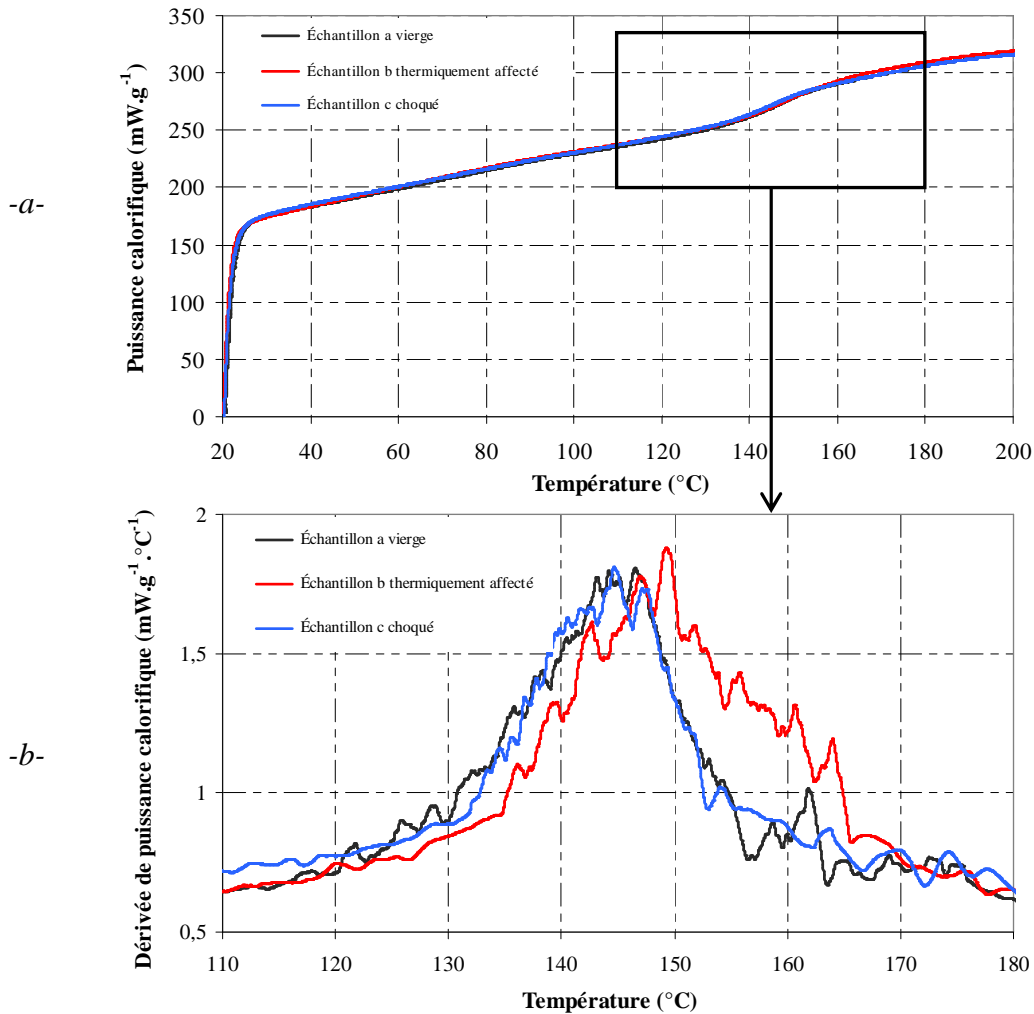


Figure IV-13 : Thermogrammes d'analyse DSC conduite sur échantillon vierge, thermiquement affecté, et choqué : -a- Relevé sur la plage étendue de température, et -b- Dérivée du profil par rapport à la température sur la plage restreinte au voisinage de la transition vitreuse. Conditions d'analyse : $10^{\circ}\text{C}.\text{min}^{-1}$ jusqu'à 250°C , sous azote.

La température de transition vitreuse de la matrice n'est pas dépassée lors de la propagation d'un choc, le caractère non-intrusif thermique de la sollicitation par choc est alors démontré par l'analyse DSC.

Il est par ailleurs envisageable d'effectuer un relevé expérimental de la température dans le sillage de l'isentropie de détente par pyrométrie en surface libre [Chauvin 2010].

Conclusion du quatrième chapitre

Ce quatrième chapitre a décrit la mise en œuvre du choc induit par irradiation laser sur les matériaux composites, ceci dans l'optique de dissiper les craintes relatives à la dégradation de l'échantillon par un contrôle d'adhérence par choc laser.

L'étude de l'interaction laser-matière a permis de déterminer la configuration la plus adaptée pour la protection du matériau et le confinement du choc. La protection des effets thermiques de l'irradiation est garantie par l'ajout d'une peinture noire, et la cible est alors soumise à une sollicitation purement mécanique. Le confinement par eau peut être substitué par une couche de ruban adhésif transparent, qui confine l'irradiation au même titre que le film d'eau, à condition de s'assurer du contact homogène avec la pièce à contrôler.

Cette configuration d'impact est fonctionnelle et assure l'intégrité des cibles.

Il a été démontré que la réponse du matériau aux chocs générés sur l'installation PIMM est élastique. De plus l'effet thermique induit par la propagation des ondes ne provoque pas la transition vitreuse de la matrice.

Les propriétés thermomécaniques de la cible ne sont altérées ni par la génération ni par la propagation d'une onde de choc induite par laser, tant que le niveau de sollicitation reste en dessous du seuil de délaminage. La technique de choc laser est par conséquent non dégradante sur les matériaux composites. Cet essai peut donc légitimement s'inscrire parmi les essais non destructifs.

Différentes expériences permettraient de compléter les conclusions de ce chapitre. L'interaction laser-matière pourrait faire l'objet d'études spécifiques : mesure de réflectivité, observation par caméra ultra-rapide ou photodiode pour quantifier la durée de l'irradiation.

CHAPITRE V

Comportement des composites sous choc

Introduction du cinquième chapitre	133
V.1 Comportement des composites élémentaires sous choc	135
V.1.1 Comportement sous sollicitation brève	135
V.1.2 Comportement sous sollicitation ultra-brève.....	137
V.1.2.A $\tau = 300$ fs	139
V.1.2.B $\tau = 30$ fs	142
V.1.2.C Sollicitation locale	143
V.1.3 Synthèse des essais sur composites élémentaires	145
V.2 Comportement des stratifiés au voisinage du seuil de délaminage.....	146
V.2.1 Composites 4 plis	146
V.2.2 Composites 8 plis	149
V.2.2.A $\tau = 3$ ns.....	150
V.2.2.B $\tau = 10$ ns.....	151
V.2.2.C $\tau = 450$ ns.....	153
V.2.2.D Synthèse des essais sur composites 8 plis.....	158
V.3 Endommagement des stratifiés	159
V.3.1 Vitesse de surface libre.....	159
V.3.2 Visualisation transverse.....	162
V.3.3 Observation des gels	163
V.3.4 Observation des cibles	164
V.3.5 Interprétation des résultats.....	170
V.4 Synthèse.....	171
V.4.1 Effets des paramètres d'impact sur la réponse matérielle	171
V.4.1.A Effets du diamètre d'impact	171
V.4.1.B Effets de la durée d'impulsion	172
V.4.2 Effets des paramètres de la cible sur la réponse matérielle	175
V.4.2.A Effets de l'épaisseur.....	175
V.4.2.B Effets de l'anisotropie	176
Conclusion du cinquième chapitre.....	178

Introduction du cinquième chapitre

Dans le cadre de l'étude de la réponse d'assemblages collés au choc, le comportement de composites seuls est décrit.

Le champ d'étude de ce chapitre s'étend du composite monopli au stratifié 8 plis, pour lequel les mécanismes de propagation des ondes et l'endommagement diffèrent. Dans un premier temps la réponse du composite élémentaire 1 pli est étudiée sous l'effet d'irradiation d'une durée de 30 fs à 10 ns. L'étude est étendue aux composites de 4 et 8 plis soumis à des chocs jusqu'à 450 ns. L'essai d'adhérence des plis entre eux est détaillé en soumettant les cibles à un impact calibré : le joint faible sera détérioré alors qu'un interpli fort restera intact. Pour cela le seuil de délaminage dynamique est quantifié. À plus haute intensité, le laser est envisagé comme un générateur de chocs calibrés pour étudier la vulnérabilité des matériaux sous l'effet d'un impact. L'endommagement des composites est décrit par de nombreux diagnostics résolus en temps et post-choc.

La contribution des paramètres sur la réponse du stratifié est étudiée pour les propriétés de l'impact (durée d'impulsion, diamètre focal) et du matériau (épaisseur, anisotropie).

Ce chapitre met l'accent sur les évolutions majeures mises en œuvre sur les matériaux composites : l'intégration du système de visualisation transverse et de la VH, avec éventuellement une résolution spatiale dans la mesure de vitesse.

Conditions générales : les expériences présentées dans ce chapitre sont conduites, sauf mention contraire, en régime de propagation monodimensionnelle et à température ambiante.

Le nombre d'études visant à quantifier le comportement de matériaux composites décroît avec l'augmentation du taux de déformation et peu d'articles décrivent leur comportement sous choc bref.

L'étude du comportement dynamique des stratifiés dans leur direction transverse est conduite sur machine de traction. Le taux de déformation n'a qu'une influence limitée sur les propriétés élastiques du pli carbone/époxy jusque 10^3 s^{-1} [Parry 1997, Thiruppukuzhi 2001, Fitoussi 2005].

À un taux de sollicitation plus élevé, l'impact par barre d'Hopkinson est également étudié pour les composites carbone/époxy [Abrate 1998]. Plus généralement l'étude des effets d'un impact (impact de plaque, explosif...) sur ce type de matériau débute dans les années 90 jusqu'à aujourd'hui [Bordzilovsky 1998, Riedel 2004, Kim 2005, Katz 2009, Qatu 2010]. Ces études montrent que le comportement dynamique transverse d'un composite unidirectionnel est assimilable à celui de sa matrice.

La réponse de la résine époxyde sous choc est également étudiée et ses propriétés dynamiques sont quantifiées [Barnes 2001, Millett 2002].

Les travaux de V. Gupta et son équipe décrivent le potentiel du choc laser pour contrôler l'adhérence d'interfaces pli / interpli [Gupta 1993-b, Gupta 1996] puis des interphases fibres / matrice [Yu 1998]. La limite à la rupture sous choc de composites Hercules AS4 fibre de carbone 3502 / époxy a été évaluée à 214 MPa.

L'équipe de I. Gilath s'intéresse au comportement sous choc laser de composites carbone/carbonate [Gilath 1989] puis unidirectionnels carbone/époxy [Gilath 1990].

Il montre la linéarité de la relation entre l'épaisseur du composite et le seuil incident de délaminage en configuration monodimensionnelle [Gilath 1990 et 1993].

Z. Li [Li 1996] étudie également le comportement de stratifiés carbone/époxy sous choc laser d'une durée de l'ordre de 30 ns, confiné par une fenêtre PMMA. La relation entre l'énergie lumineuse et la pression incidente est donnée par mesure de pression avec des jauges de contraintes polyvinylidène fluoride.

Plus récemment l'équipe de J.-P. Monchalain s'intéresse, dans le cadre du projet SATAC, au comportement des composites sous choc bref. La configuration d'impact laser est de 10 ns en régime confiné, la protection de la cible est assurée par un ruban adhésif noir. Le diagnostic post choc du délaminage est assuré par la technique d'ultrasons générés et détectés par laser développée à l'IMI [Monchalain 1986]. Le recours à la simulation numérique permet de quantifier la limite à la rupture de l'interface à 340 MPa [Pertou 2010].

V.1 Comportement des composites élémentaires sous choc

La compréhension de la réponse de la structure monoplis constitue la base de cette étude. L'expérimentation s'avère complexe compte tenu de la faible épaisseur des cibles (104 à 212 μm) et leur manque de maniabilité. De nombreux essais de choc ont toutefois été opérés avec des durées d'impulsion de l'ordre de la ns. L'optimisation de la durée d'impulsion suivant l'épaisseur de la cible conduit à diminuer la durée d'impulsion et donne accès à une échelle de sollicitation extrêmement locale.

V.1.1 Comportement sous sollicitation brève

Ce paragraphe décrit le comportement de cibles monoplis sous l'effet d'une irradiation laser d'une durée de 9,3 ns en régime confiné. La figure V-1 présente les coupes de composites suite à cet impact monodimensionnel sur un diamètre focal de 1,6 à 3,2 mm. Le tableau V-1 décrit le paramétrage des essais. Le seuil incident de délaminage des composites 1 pli en régime ns est compris dans l'intervalle $[0,31-0,33]\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière	Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ ($\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$)		Nb de plis / Épaisseur (μm)	Délaminage
a	PIMM confiné	9,1	1,6	0,03	0,17	Peinture noire / eau	1 / 165	intact
b		9,5	1,6	0,06	0,31		1 / 170	intact
c		9,1	1,6	0,06	0,33		1 / 165	léger
d		9,1	1,6	0,09	0,50		1 / 165	léger
e		9,1	1,6	0,19	1,02		1 / 170	fissures
f		9,3	1,6	0,28	1,50		1 / 165	délaminage
g		9,3	3,1	0,51	0,72		1 / 165	délaminage
h		9,1	3,1	0,74	1,07		1 / 165	délaminage
i		9,0	3,2	1,09	1,50		1 / 165	délaminage
j		8,9	3,1	1,22	1,82		1 / 165	délaminage

Tableau V-1 : Paramètres des essais conduits sur composite monoplis en régime ns.

Le délaminage se traduit par des fissures intralaminaires nettes aux abords de l'impact suivant la direction de propagation du choc. Cette rupture fragile est initiée par des sollicitations en flexion et non pas à cause du croisement d'ondes monodimensionnelles. Cela est dû au volume important de l'onde de choc, comprise dans une épaisseur de l'ordre de 50 μm .

L'effet de la flexion est particulièrement visible sur les échantillons des figures V-1-g à -j, ayant conservés la déformation induite par la forte pression.

Bien que la réponse en flexion soit prépondérante sur une cible aussi fine, les essais en régime ns sont essentiels puisqu'ils constituent la base phénoménologique de la modélisation sans endommagement (voir figure III-1-a).

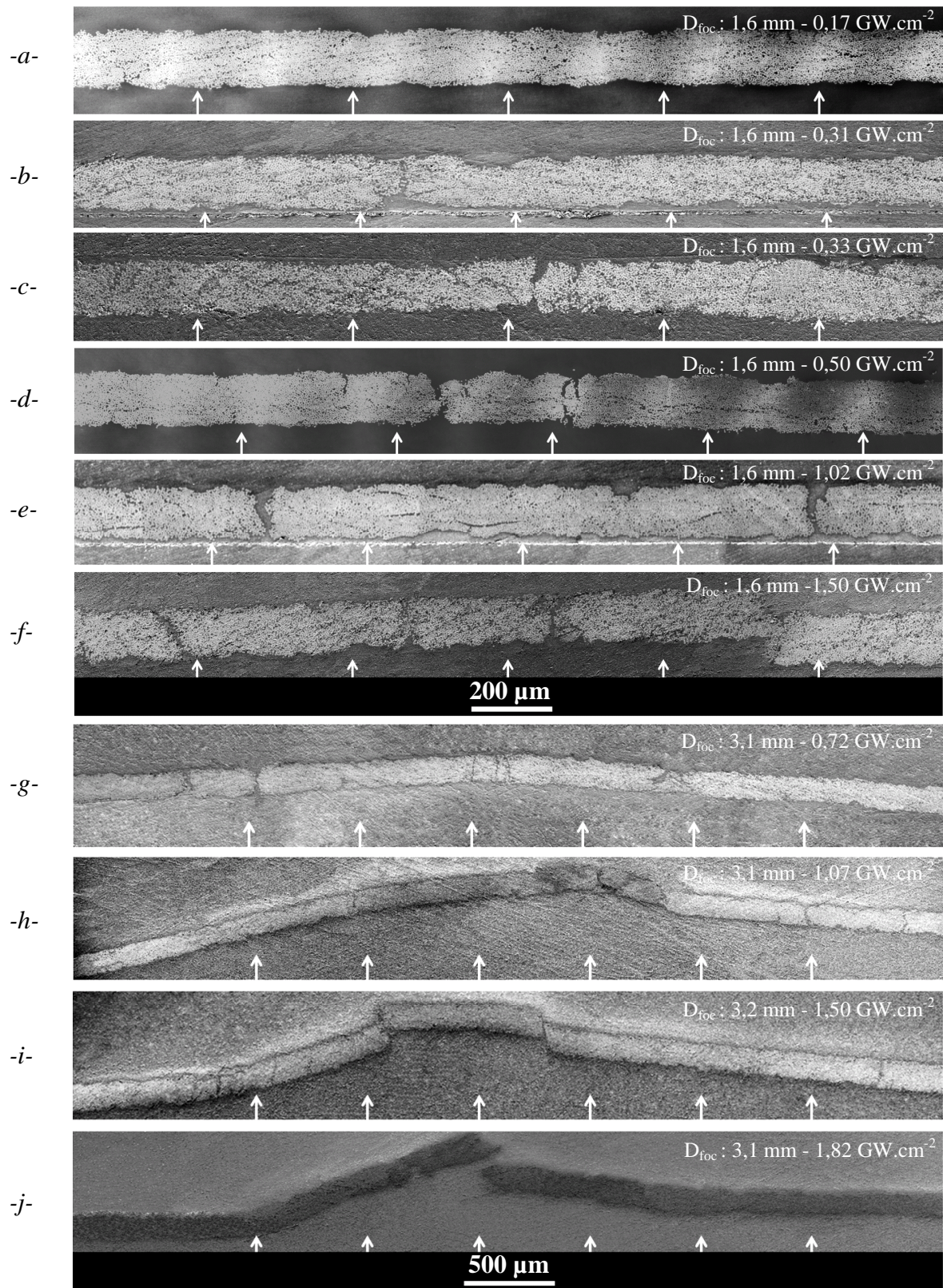


Figure V-1 : Observations microscopiques de coupes de composites monoplis suite à un choc sur un diamètre de 1,6 mm, d'une intensité de : -a- 0,17 -b- 0,31 -c- 0,33 -d- 0,50 -e- 1,02 -f- 1,50 GW.cm^{-2} , et sur un diamètre de 3,1 à 3,7 mm : -g- 0,72 -h- 1,07 -i- 1,50 et -j- 1,82 GW.cm^{-2} .

Le tableau V-2 et la figure V-2 présentent respectivement le paramétrage et les relevés de vitesse de surface libre de composites 1 pli soumis à un choc d'intensité croissante sans endommagement.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques		
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Nb de plis / Épaisseur (μm)	Délamination	Vitesse max (m.s ⁻¹)
a	PIMM	9,2	1,6	0,01	0,05	1 / 160	intact	18,6
b		9,2	1,6	0,02	0,10	1 / 160	intact	61,2
c		9,1	1,6	0,03	0,15	1 / 160	intact	85,7

Tableau V-2 : Paramètres expérimentaux des essais menés sur composites monopli en régime de choc ns.

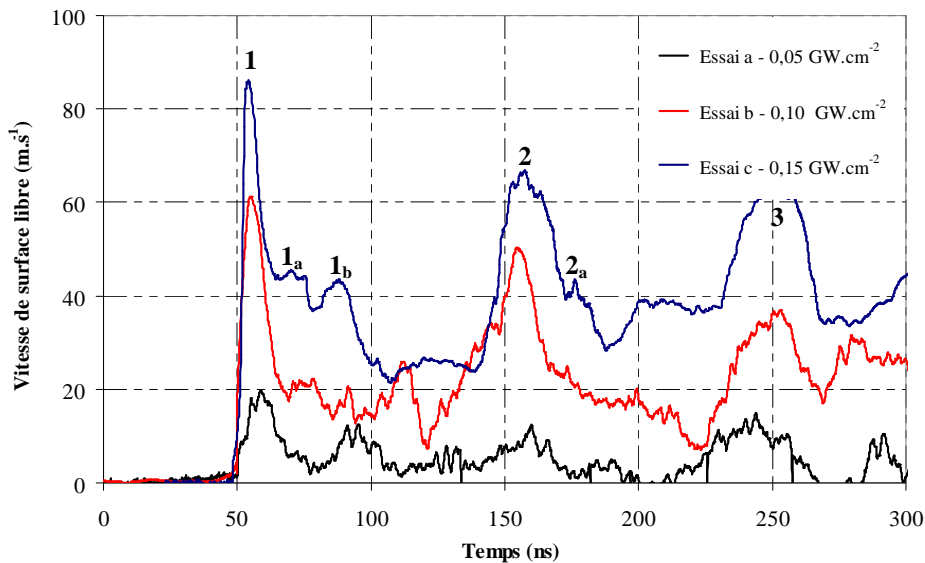


Figure V-2 : Vitesses de surface libre mesurées sur composites 1 pli en régime ns. L'origine des temps correspond à l'instant d'impact en face incidente.

La première accélération au débouché du choc, référencée 1, est relevée 50 à 55 ns après l'impact, la célérité moyenne de l'onde est alors évaluée à 3000 m.s⁻¹. Les profils présentent de nouveaux maxima de vitesse référencés 2 et 3, dont la période (100 ns) correspond au débouché de l'onde principale après respectivement 1 et 2 allers retours dans la cible. Les mises en vitesse intermédiaires 1_a et 1_b, d'une amplitude moindre, traduisent les débouchés d'ondes réfléchies aux interfaces entre le pli et les couches d'époxy (voir figure II-13-b). Ces vitesses secondaires ne sont pas synchrones pour les 3 essais, car les épaisseurs des couches varient d'une cible à l'autre (voir paragraphe III.2.3 Morphologie).

V.1.2 Comportement sous sollicitation ultra-brève

Pour soumettre le composite 1 pli à une sollicitation en traction uniaxiale, la durée du choc est diminuée. L'impulsion est comprise dans un volume réduit et la cible fine ne fléchit que légèrement. Deux durées d'impulsion sont étudiées : 300 fs (installation ELFIE, $\lambda = 1,057 \mu\text{m}$) et 30 fs (installation LOA, salle jaune, $\lambda = 0,810 \mu\text{m}$).

Les spécificités du choc ultra-bref par rapport au régime ns résident dans l'atténuation et l'étalement de l'onde [Sano 2009, Cuq-Lelandais 2010]. L'irradiation laser est à l'origine de l'ablation d'une très fine couche de matière dont l'expansion génère une onde de choc. La thermalisation des électrons vers les ions, d'une durée caractéristique de 20 ps pour les métaux, n'est pas réalisée et la matière n'est chauffée qu'à la fin du rayonnement laser. Les phases de dépôt d'énergie et de chauffage de la cible sont alors pleinement découplées.

La durée de l'impulsion mécanique est quasiment indépendante de la durée d'irradiation, elle est conditionnée par l'épaisseur d'absorption, de l'ordre de quelques dizaines de nm. L'interaction laser-matière en régime ultra-bref direct a été étudiée pour des cibles métalliques [Colombier 2005, Cuq-Lelandais 2010]. L'amplitude et le profil de la pression ont été déterminés en retrait de la zone d'ablation pour modéliser une sollicitation purement mécanique. Le tableau V-3 renseigne les paramètres de l'impulsion mécanique équivalente aux irradiations ultra-brèves des installations ELFIE et LOA, valables pour une cible d'aluminium [Cuq-Lelandais 2010]. La pression est donnée à 2 et 1 μm de profondeur pour les durées d'impulsion laser de 300 et 30 fs respectivement.

	Durée de l'impulsion laser à mi-hauteur du profil	
	300 fs (ELFIE)	30 fs (LOA)
Profondeur de définition de l'impulsion mécanique (μm)	2	1
Pression maximale (GPa)	$P_{\text{max}}^{2\mu\text{m}} = 98 \cdot \Phi (\text{PW}\cdot\text{cm}^{-2})^{0,54}$ (V-1)	$P_{\text{max}}^{1\mu\text{m}} = 54 \cdot \Phi (\text{PW}\cdot\text{cm}^{-2})^{0,61}$ (V-2)
Gamme de validité ($\text{W}\cdot\text{cm}^{-2}$)	10^{13} à $5 \cdot 10^{15}$	$2 \cdot 10^{13}$ à 10^{15}
Profil temporel de pression normalisée		

Tableau V-3 : Modèles d'impulsion mécanique en régime ultra-bref [Cuq-Lelandais 2010].

Les impulsions de pression présentent une durée à mi-hauteur de 70 et 35 ps, respectivement pour les irradiations laser de 300 et 30 fs, soit une multiplication d'un facteur respectif 233 et 1 166 de la durée d'impulsion initiale. La restitution correcte de la propagation d'une telle discontinuité dans la cible en simulation numérique par éléments finis nécessite un paramètre de maille de l'ordre de 10^{-8} m.

L'onde générée est particulièrement sensible à l'amortissement hydrodynamique, elle est rapidement atténuée et s'étale dans le temps. Sa durée atteint jusqu'à quelques ns au cours de sa traversée dans une cible de 100 μm d'épaisseur. La résolution des interféromètres VISAR et VH dans leur configuration initiale n'est pas suffisante pour relever les variations de vitesse induites. Cette mesure nécessite l'instrumentation du banc d'essai avec une caméra STREAK.

V.1.2.A $\tau = 300$ fs

Le modèle d'impulsion défini pour une cible d'aluminium est appliqué à la structure tri-couche du composite 1 pli. La figure V-3 décrit les résultats de cette simulation. Le profil de pression incidente est équivalent à une impulsion laser de $0,32 \text{ PW}\cdot\text{cm}^{-2}$ d'une durée de 300 fs, caractéristique d'un essai non endommageant. La figure V-3-a donne le diagramme de marche afin de visualiser la propagation des ondes et le lieu des sollicitations. La figure V-3-b quantifie l'atténuation et l'élargissement du profil de pression au cours de sa propagation.

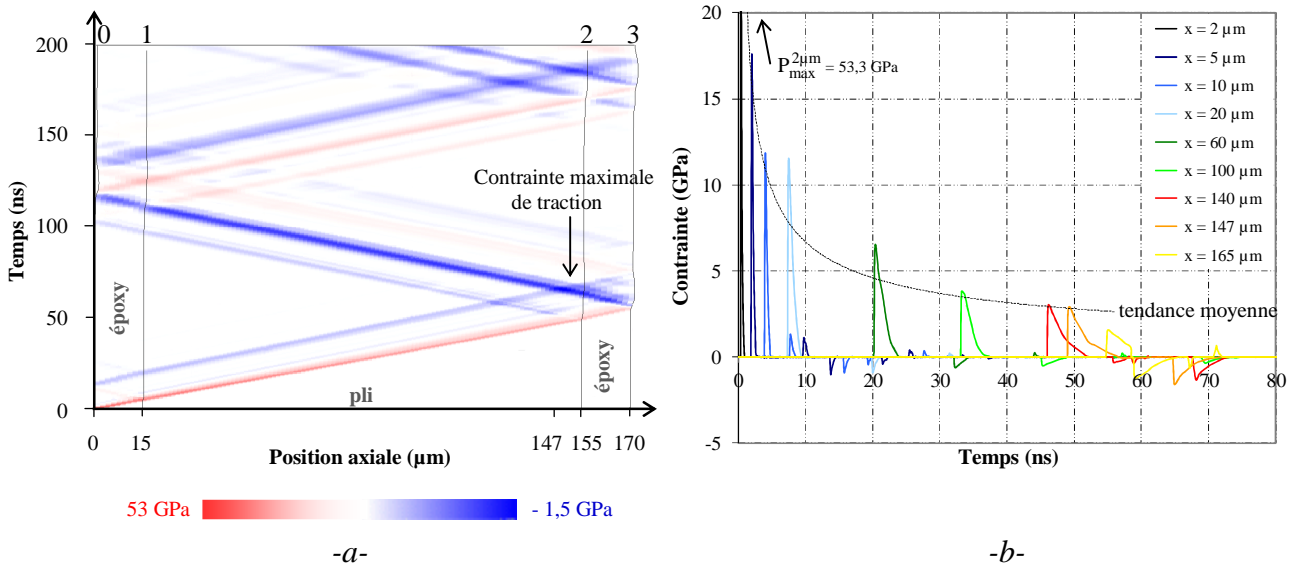


Figure V-3 : Simulation de la propagation d'une onde de choc ultra-brève ELFIE d'une intensité de $0,32 \text{ PW}\cdot\text{cm}^{-2}$ dans un composite monopli : -a- Diagramme de marche (ondes de compression en rouge, traction en bleu), et -b- Évolution temporelle de la pression à différentes positions axiales x (simulation SHYLAC).

La pression relevée en figure V-3-b indique une atténuation de plus de 67% de l'amplitude dès 5 μm de profondeur, et la diminution se poursuit jusqu'à une perte de 97,1% à 165 μm de profondeur. Les évolutions de contrainte au passage des interfaces (+18,5% d'amplitude au passage de l'interface 1, -18,5% à l'interface 2) sont peu manifestes devant la forte atténuation. L'amortissement ne suit toutefois pas exactement la parabole de tendance moyenne comme le ferait un matériau homogène sans interface. La durée de l'impulsion augmente jusqu'à atteindre près de 3 ns après s'être propagée dans l'épaisseur du monopli, soit une multiplication d'un facteur 43 par rapport à la durée d'impulsion en pression à 2 μm et d'un facteur 10000 par rapport à l'impulsion laser.

Les contraintes négatives relevées entre 12 et 16 ns après l'impact résultent de la réflexion de l'onde incidente en détentes dans la couche d'époxy. Leur amplitude de moins d'1 GPa n'est pas suffisante pour induire l'endommagement. Le croisement de l'onde principale réfléchie en surface libre 3 et de la détente issue de la réflexion de l'onde incidente dans la première couche d'époxy donne lieu à une forte traction dans le pli, à 147 μm de la surface incidente. L'amplitude de cette sollicitation atteint 1,5 GPa (courbe orange), soit 2,8% de la pression initiale donnée par (V-1). Cette contrainte est supérieure au seuil de délaminage en régime ns, mais n'est responsable d'aucun endommagement étant donné la brièveté de la sollicitation.

Les figures V-4 et V-5 donnent les résultats expérimentaux des essais conduits en régime sub-picoseconde avec respectivement les visualisations transverses relevées quelques microsecondes après l'impact et les micrographies post-choc. Le paramétrage des essais est synthétisé dans le tableau V-4. La profondeur de l'endommagement, ou de la contrainte maximale de traction, est la distance entre la surface libre et le délaminage, ou la sollicitation, le plus prononcé. Les caractéristiques du modèle décrit en figure V-3 sont celles de l'essai b.

Ref	Caractéristiques du choc		Caractéristiques géométriques		Simulation	
	Φ (GW.cm ⁻²)	P _{max} formule (V-1) (GPa)	Nb de plis / Épaisseur (μ m)	Délaminage/ profondeur (μ m)	Profondeur de la plus forte traction (μ m)	Amplitude de la plus forte traction (GPa)
a	148207	35,0	1 / 170	intact	23	1
b	323549	53,3	1 / 170	intact	23	1,5
c	1741709	132,2	1 / 170	très léger / 25	23	3,7
d	4221794	213,3	1 / 170	délaminage / 25-35	23	6

Tableau V-4 : Paramètres expérimentaux des essais conduits sur l'installation ELPHIE ($\tau = 300$ fs) sur composite 1 pli soumis à un choc sur un diamètre de 2 mm.

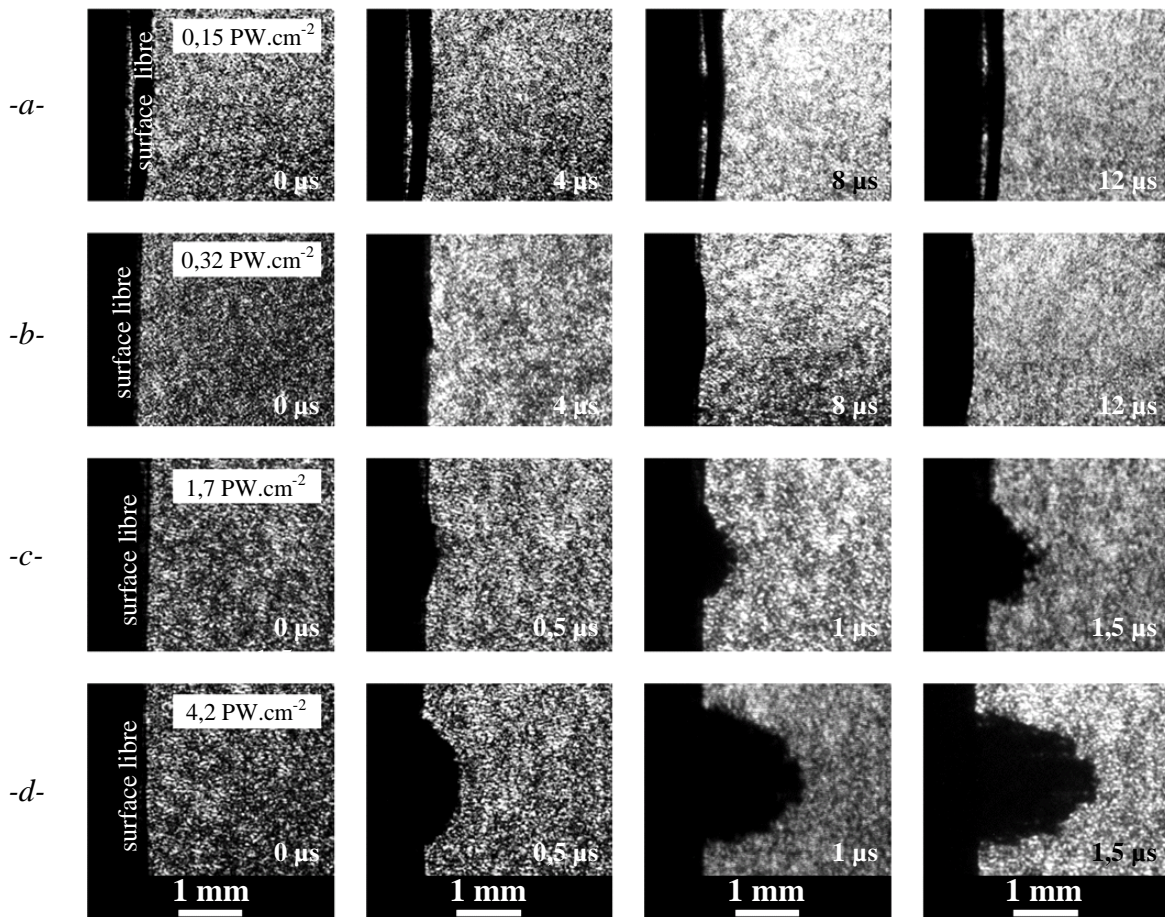


Figure V-4 : Visualisations transverses de composite monopli soumis à un choc ultra-bref d'une intensité de : -a- 0,15 -b- 0,32 -c- 1,7 et -d- 4,2 PW.cm⁻². La surface plane sombre délimite la surface libre de la cible. Le choc initial se propage dans la cible de la gauche vers la droite. Les délais d'acquisition après impact sont indiqués dans le coin en bas à droite de chaque prise de vue.

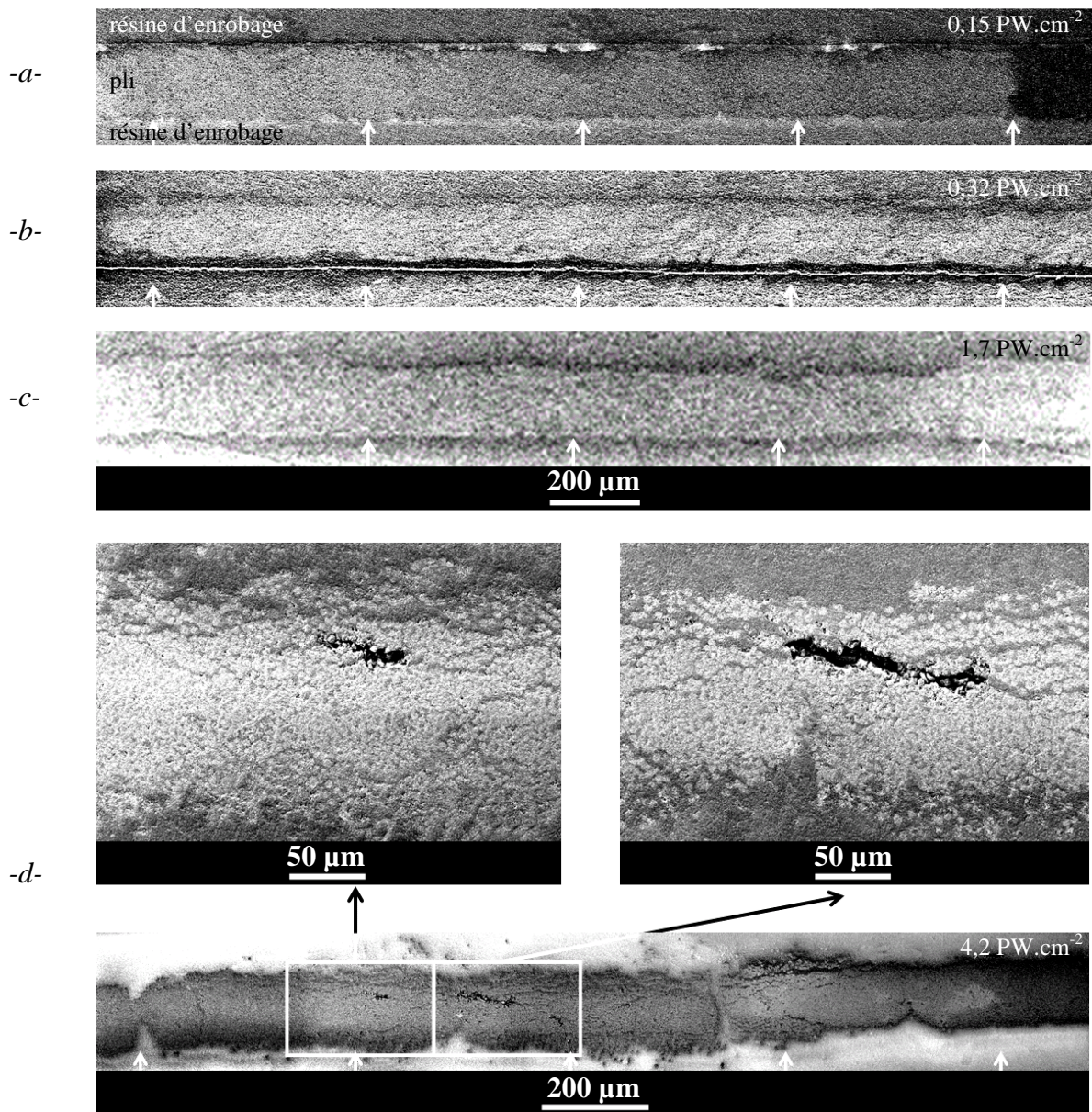


Figure V-5 : Observations microscopiques des coupes de composites monopli suite à un choc ultra-bref d'une intensité de : -a- 0,15, -b- 0,32, -c- 1,7, et -d- 4,2 PW.cm^{-2} .

Les observations expérimentales définissent le seuil de délaminage dans l'intervalle $[0,32-1,7] \text{PW.cm}^{-2}$.

Les échantillons -a- et -b-, impactés en dessous du seuil de délaminage, ne présentent aucune détérioration suite aux effets mécaniques du choc. Leur vitesse moyenne de surface libre est difficile à évaluer par visualisation transverse, qui illustre une déformation peu prononcée.

Le délaminage de l'échantillon -c- à proximité de la surface opposée au choc est particulièrement visible par ombroscopie. L'endommagement est confirmé sur l'échantillon -d- plus fortement impacté, avec des fissures importantes (jusqu'à $15 \mu\text{m}$ d'ouverture) à une distance de la surface libre légèrement supérieure à $25 \mu\text{m}$. L'importante déformation de la surface libre est réversible puisque ces échantillons ne présentent pas d'éjection de matière. La vitesse moyenne de surface libre des échantillons -c- et -d- est estimée dans l'axe du choc à respectivement $580 \pm 160 \text{ m.s}^{-1}$ et $1675 \pm 350 \text{ m.s}^{-1}$ dans l'intervalle $[0-1,5] \mu\text{s}$.

Le choc est monodimensionnel et l'endommagement est localisé dans un plan parallèle à la sollicitation incidente. Le lieu d'endommagement est en accord avec la position de la contrainte maximale de traction renseignée par l'étude numérique : cette dernière est située à 23 μm de la surface libre, et la distance entre la surface libre et le délaminage expérimental est comprise entre 25 et 35 μm .

V.1.2.B $\tau = 30$ fs

Des expériences ont également été réalisées sur l'installation LOA avec une durée d'impulsion à mi-hauteur de 30 fs. La figure V-6 décrit la propagation des ondes au sein d'un composite monopli dans cette configuration de choc. La pression incidente est équivalente à une impulsion laser d'une durée de 30 fs et d'une intensité de $0,18 \text{ PW}\cdot\text{cm}^{-2}$, caractéristique d'un essai non endommageant.

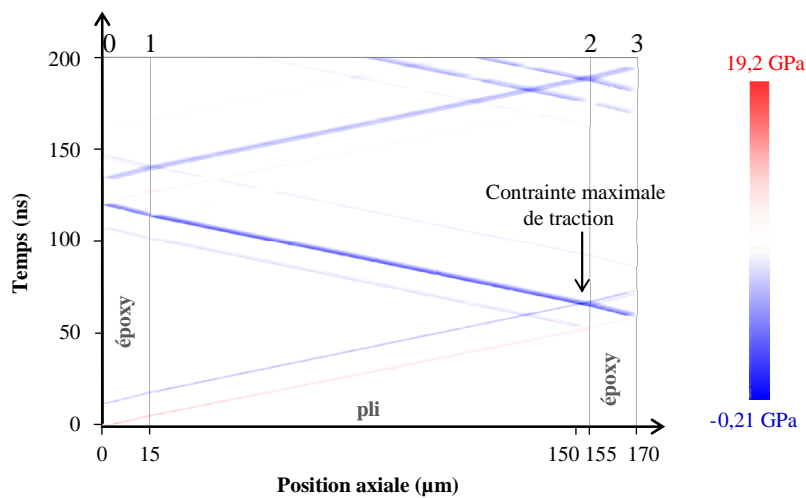


Figure V-6 : Diagramme de marche de propagation d'une onde de choc ultra-brève de 30 fs d'une intensité de $0,18 \text{ PW}\cdot\text{cm}^{-2}$ dans un composite monopli (simulation SHYLAC).

Le lieu de plus forte traction résulte à nouveau du croisement de l'onde principale réfléchiée en surface libre et de la détente issue de la réflexion de l'onde incidente dans la première couche. Le cumul de ces détentes dans un faible volume à 20 μm de la surface libre donne lieu à une traction dont l'amplitude représente 1,1% de la pression initiale.

La figure V-7 présente les micrographies en vue de coupe des cibles choquées. Le paramétrage des essais est renseigné dans le tableau V-5. Le seuil incident de délaminage est identifié dans l'intervalle $[184-229] \text{ TW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

Ref	Caractéristiques du choc		Caractéristiques géométriques		Simulation	
	Φ ($\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$)	P_{max} formule (V-2) (GPa)	Nb de plis / Épaisseur (μm)	Délaminage/ Profondeur (μm)	Profondeur de la plus forte traction (μm)	Amplitude de la plus forte traction (MPa)
a	184207	19,2	1 / 170	intact	20	211
b	229536	22,0	1 / 170	léger / 20-25	20	242
c	679061	42,6	1 / 170	léger / 18	20	469

Tableau V-5 : Paramètres expérimentaux des essais conduits sur l'installation LOA ($\tau = 30$ fs) sur composites 1 pli soumis à un choc sur un diamètre de 2,5 mm (sauf essai b : 4,3 mm).

La contrainte de traction résultant de la propagation des ondes au sein du composite monopli est responsable du délaminage des échantillons -b- et -c- à environ 20 μm de la surface libre, en accord avec les résultats de la simulation.

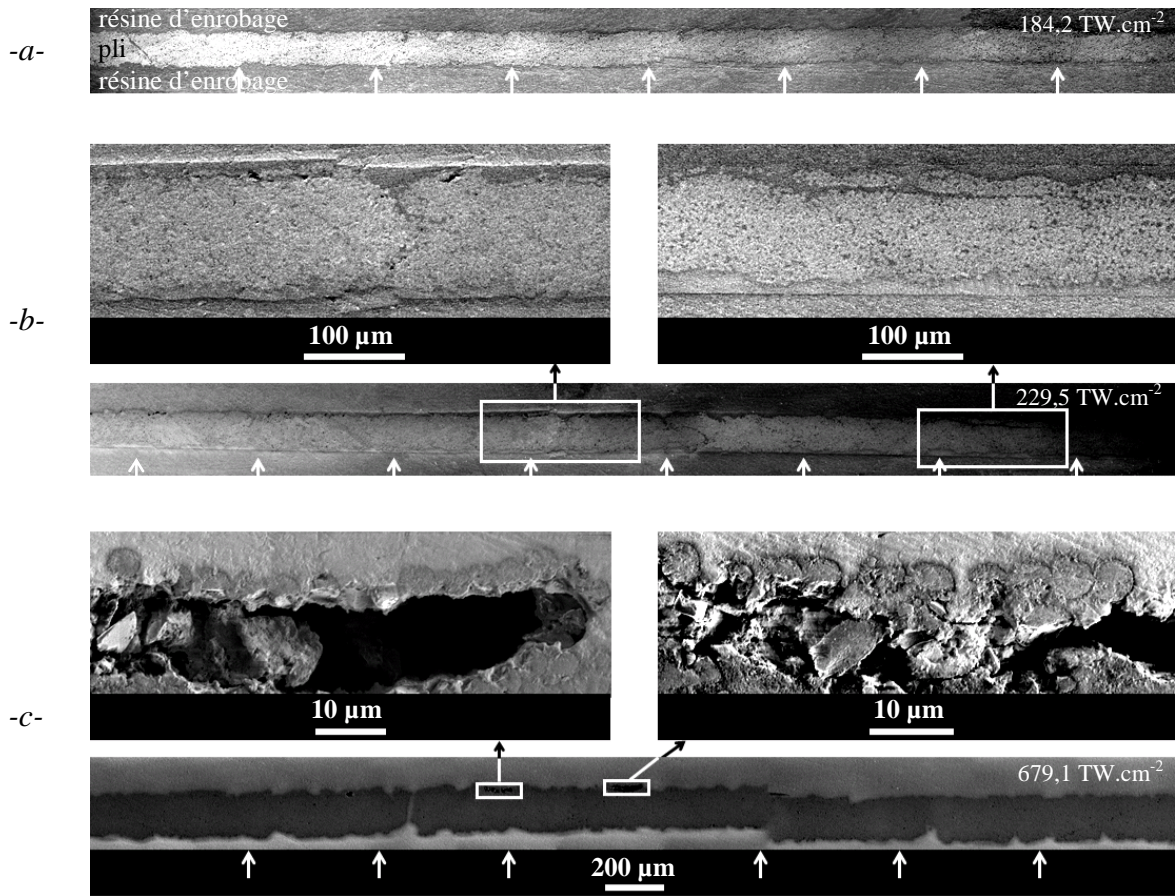


Figure V-7 : Observations microscopiques des coupes de composites 1 pli suite à un choc d'une durée d'impulsion de 30 fs pour des intensités de : -a- 184,2 -b- 229,5 et -c- 679,1 $\text{TW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

V.1.2.C Sollicitation locale

Les chocs ultra-brefs sont contenus dans un volume de très faible épaisseur même après étalement et sont à l'origine d'une sollicitation extrêmement locale. Ces impulsions ouvrent la perspective d'un contrôle d'adhérence local de l'interphase et de la force transverse des fibres.

Les figures V-8 et V-9 illustrent respectivement la sollicitation de l'interphase et de la fibre suite à une impulsion ultra-brève.

La matrice est réticulée globalement, et la limite à la rupture de l'interphase est proche de celle de la matrice [Hashin 2002], mais l'adhérence des interphases est variable d'un échantillon à l'autre. La rupture fibre/matrice est alors de nature adhésive (figure V-8-a) ou cohésive (figure V-8-b) au sein d'un même échantillon.

Ces constats ouvrent la perspective de l'essai d'adhérence de la fibre à sa matrice [Yu 1998], avec l'instrumentation associée au régime ultra-bref et les modèles numériques à l'échelle adaptée.

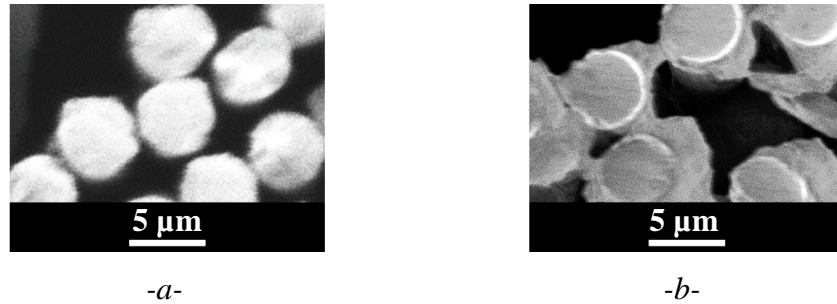


Figure V-8 : Observations microscopiques à très fort grossissement du délaminage intralaminare de composites 1 pli en vue de coupe suite à une impulsion ultra-brève (ELPHIE, 300 fs). La décohésion fibre/matrice est de nature: -a- Adhésive, et -b- Cohésive.

La rupture transverse de quelques fibres observée en figure V-9 indique la déficience de tenue mécanique de leurs plans graphitiques. La mesure du seuil de rupture transverse de la fibre est envisageable en régime ultra-bref à condition de localiser parfaitement la zone de plus forte traction au sein de fibres.

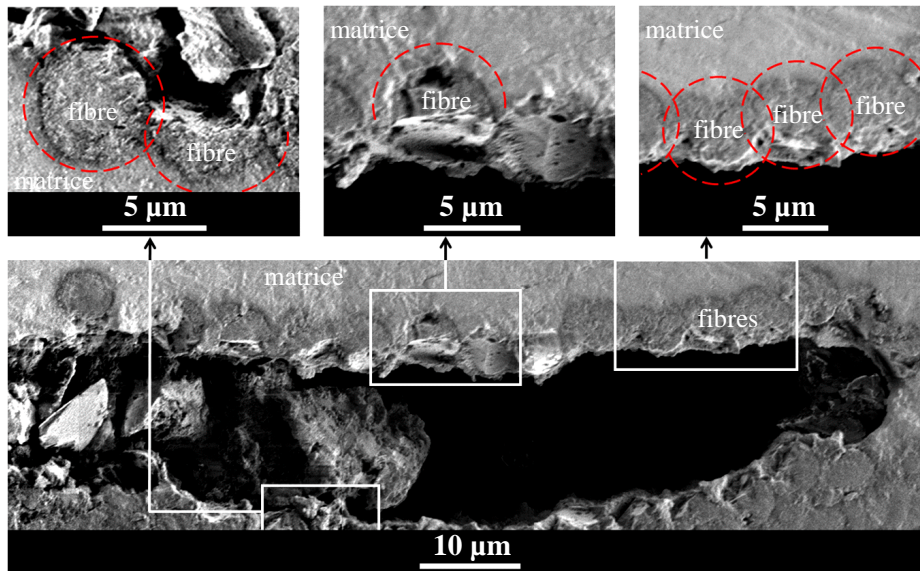


Figure V-9 : Observations microscopiques à très fort grossissement de la coupe d'un composite 1 pli suite à une impulsion ultra-brève. Conditions d'impact : $\tau = 30$ fs, $D_{foc} = 2,5$ mm, $\Phi = 679061$ GW.cm⁻², installation LOA.

V.1.3 Synthèse des essais sur composites élémentaires

Le tableau V-6 synthétise la recherche du seuil de délaminage conduite sur composite monopli suivant la durée d'impulsion. La pression incidente est appréciée par calcul (figure III-3-b, formules V-1 et V-2), la modélisation des essais au voisinage du seuil de délaminage définit la limite à la rupture dynamique. L'approche inverse sur les profils de vitesse n'a été appliquée que pour une durée d'impulsion de 10 ns.

τ (ns)	Intensité incidente de rupture (W.cm ⁻²)	Pression incidente de rupture (GPa)	Limite à la rupture (MPa)	Pression utile à la solicitation (%)	Type de contrainte	Lieu de délaminage
10 ns confiné (PIMM)		[0,18-0,19]	[162-170]	91	flexion	matrice
300 fs (ELFIE)		[53,3-132,2]	[1490-3697]	2,8	traction uniaxiale	matrice
30 fs (LOA)		[19,2-22,0]	[211-242]	1,1	traction uniaxiale	matrice et fibre

Tableau V-6 : Recherche du seuil de délaminage de composites monoplis soumis à un choc de différentes durées d'impulsion.

La limite à la rupture est globalement plus importante avec l'augmentation du taux de déformation. Les impulsions ultra-brèves sont davantage soumises à l'atténuation puisque la sollicitation en traction représente moins de 3% de la pression incidente alors qu'elle atteint 93% en régime ns. Les pressions incidentes permettant le délaminage sont alors considérablement plus élevées.

La limite à la rupture sur l'installation ELFIE est particulièrement élevée par rapport aux deux autres valeurs. Cela est imputable à la différence du type de contrainte et du lieu de délaminage. Par ailleurs les formules (V-1) et (V-2) sont définies pour les matériaux métalliques. Les niveaux de contrainte au sein du composite sont alors approximatifs. Pour y remédier, les résultats obtenus par simulation numérique sont à rapprocher des résultats expérimentaux pour appliquer l'approche inverse et adapter l'amplitude du chargement. Le relevé de la vitesse de surface libre en régime sub-picoseconde nécessite la mise en œuvre d'une caméra STREAK sur le banc d'essai.

Par ailleurs le profil de pression est défini en retrait de la surface incidente, la perspective d'amélioration du modèle consiste à imposer l'impulsion dans la modélisation numérique à cette profondeur afin de mieux représenter son atténuation et les lieux des croisements d'ondes.

La perspective expérimentale de l'étude consiste à affiner le seuil de délaminage en régime sub-picoseconde, particulièrement sur l'installation ELFIE.

V.2 Comportement des stratifiés au voisinage du seuil de délaminage

Cette partie présente l'étude du comportement sous choc des stratifiés de 4 et 8 plis dans le cadre de l'essai d'adhérence. Les cibles sont revêtues de peinture noire afin de protéger la surface incidente des effets thermiques de l'irradiation et de provoquer l'ablation en surface de l'échantillon (voir paragraphe IV.1.2 Absorption de l'énergie lumineuse).

V.2.1 Composites 4 plis

La figure V-10 donne les vitesses de surface libre de composites 4 plis relevées par VISAR au voisinage du seuil de délaminage. La figure V-11 montre les micrographies des échantillons dans le plan du choc pour le diagnostic de l'éventuel délaminage. Le tableau V-7 synthétise le paramétrage des essais. La pression maximale incidente est déterminée par calcul (voir figure III-3-b). La profondeur de délaminage est la distance mesurée entre la surface libre et l'endommagement le plus prononcé.

Ref	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques			Simulation	
	τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Nb de plis / Épaisseur (μ m)	Délaminage/ Profondeur (μ m)	Ouverture de fissure (μ m)	P_{max} (MPa)	Amplitude de la traction dans l'interpli (MPa)
a	9,3	2,5	0,41	0,9	4 / 605	intact	0	360	266
b	9,3	2,5	0,47	1,03	4 / 600	fissure / 145 - 155	2	430	318
c	9,2	2,5	0,69	1,52	4 / 610	fissures / 150 - 165	4	578	428
d	9,3	2,5	0,93	2,04	4 / 605	fissures / 145 - 165	17	718	532

Tableau V-7 : Paramètres expérimentaux des essais encadrant le seuil de délaminage de composites 4 plis sur l'installation PIMM en régime confiné.

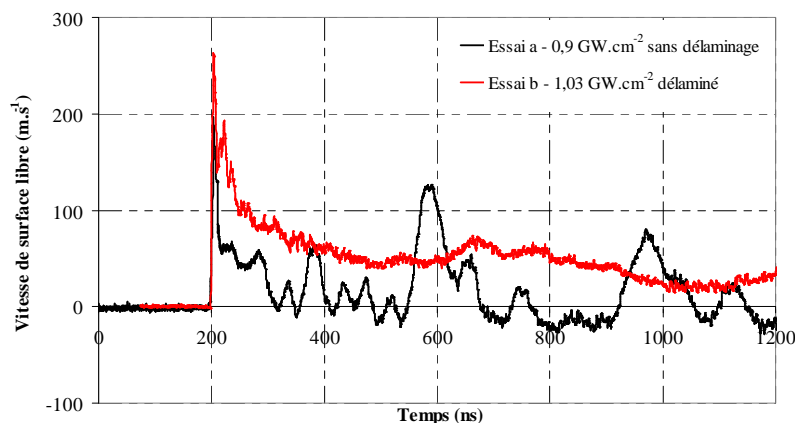


Figure V-10 : Vitesses relevées en surface libre de composites 4 plis soumis à un choc encadrant le seuil de délaminage. L'origine des temps correspond à l'instant d'impact en face incidente.

Ces profils de vitesse sont caractéristiques de l'état de la cible sous l'effet du choc. La première accélération commune aux deux profils fait suite au débouché de l'onde incidente en surface libre. La décélération qui s'ensuit est imputable au débouché de la détente consécutive au choc.

L'onde se propage dans l'ensemble des couches solidaires du stratifié -a- non endommagé. Le débouché de l'onde principale après un aller-retour dans le stratifié induit une seconde mise en vitesse importante à 600 ns et atteste la continuité matérielle. Les oscillations d'amplitude moindre entre ces deux maxima traduisent le débouché d'ondes secondaires issues des réflexions aux différentes interfaces (voir figure II-13-c). Les sauts de vitesse successifs s'amortissent au fur et à mesure de la propagation.

La fracture de l'échantillon -b- génère une nouvelle surface libre interne. La relaxation des contraintes de traction est à l'origine d'une nouvelle onde, qui se propage dans la couche désolidarisée et accélère la surface libre avec une fréquence importante.

La mesure de vitesse est révélatrice du délaminage suivant son profil. Dans le cadre de l'étude, l'éventuel endommagement est confirmé par examen microscopique pratiqué sur la coupe axiale des échantillons (figure V-11).

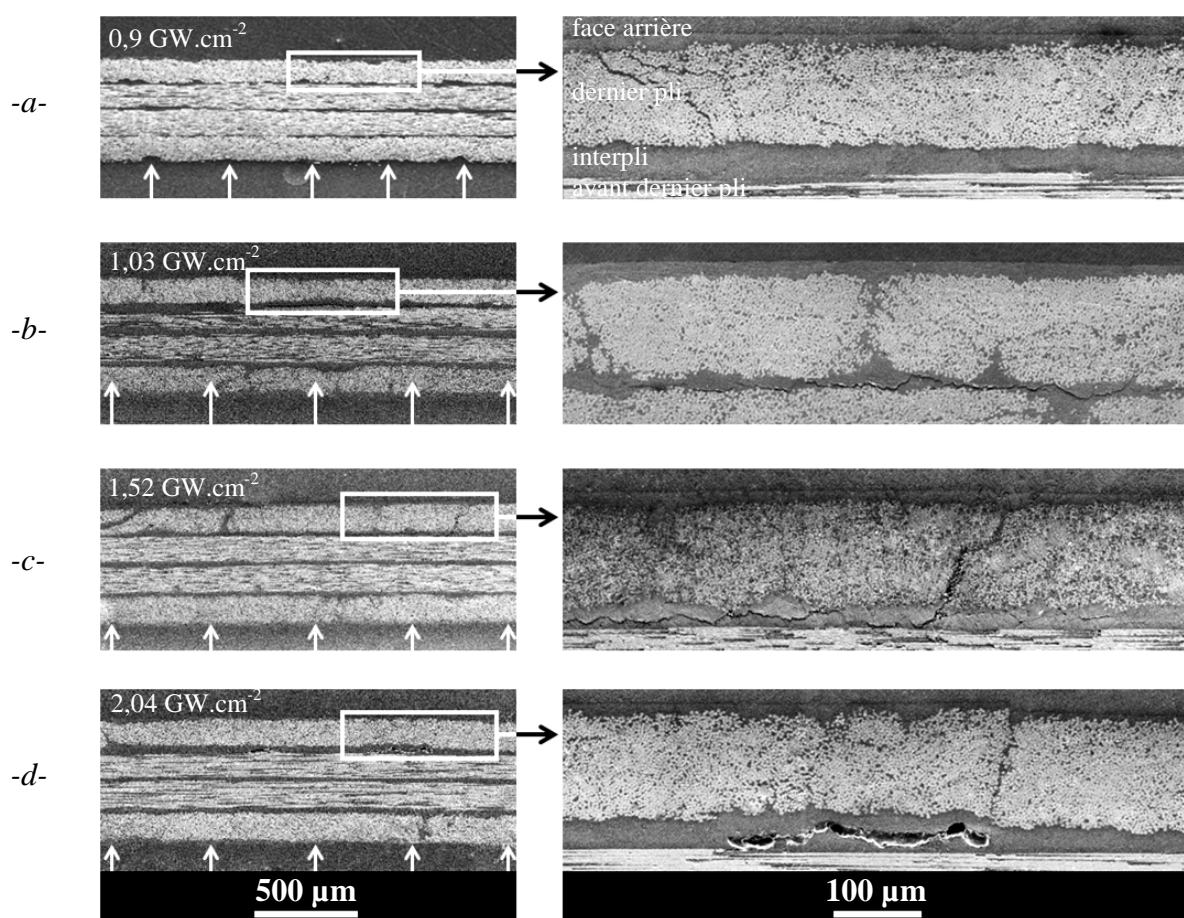


Figure V-11 : Observations microscopiques en vue de coupe de composites 4 plis suite à un choc encadrant le seuil de délaminage : -a- 0,9 -b- 1,03 -c- 1,52 et -d- 2,04 GW.cm^{-2} .

L'empreinte de l'impact est particulièrement manifeste sur la figure V-11-a. La lacune de matière en périphérie de la zone irradiée est révélatrice d'une surintensité énergétique locale. Cette observation remet en question la formule (II-5) de répartition surfacique de l'impact. L'intensité lumineuse devrait alors être systématiquement mesurée par analyse de faisceau pour vérifier sa distribution.

Cet impact -a- ($0,9 \text{ GW.cm}^{-2}$) n'est à l'origine d'aucun endommagement. À plus haute intensité, le délaminage se traduit par des fissures interlaminaires d'épaisseur micrométrique, localisées dans l'interpli entre l'avant dernier et le dernier pli à proximité de la surface libre.

La rupture observée est majoritairement cohésive, et présente un caractère fragile (rupture nette, absence de pore). L'ouverture des fissures est directement liée à l'intensité du laser. Pour une intensité supérieure à $1,5 \text{ GW.cm}^{-2}$ (figures V-11-c et -d), le dernier pli tend à se désolidariser du reste de l'échantillon. Les coupes présentent des fissures verticales intralaminaires suite à la flexion engendrée par les contraintes d'arrachement du dernier pli. Ces fissures débouchantes sont révélées par observation macroscopique de la surface libre.

La figure V-12 illustre les reconstructions par microtomographie de coupes de cibles 4 plis suite à des impacts encadrant le seuil de délaminage. Les observations sont en accord avec les lieux d'endommagement relevés sur les micrographies. Par ailleurs le dispositif de microtomographie permet l'examen du délaminage anisotrope dans le plan de fissuration (prises de vues de droite). Le tableau V-8 décrit ces conditions d'impact.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Interaction laser-matière	Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm^{-2})		Nombre de plis / Épaisseur (μm)	Délaminage
a	PIMM confiné	9,3	2,1	0,18	0,56	Revêtement / Confinement	4 / 690	intact
b		9	2	0,31	1,10	Peinture noire / eau	4 / 705	fissures
c		9,1	2,1	0,58	1,84		4 / 685	fissures

Tableau V-8 : Paramètres expérimentaux des essais encadrant le seuil de délaminage de composites 4 plis tomographiés (microtomographe IMI).

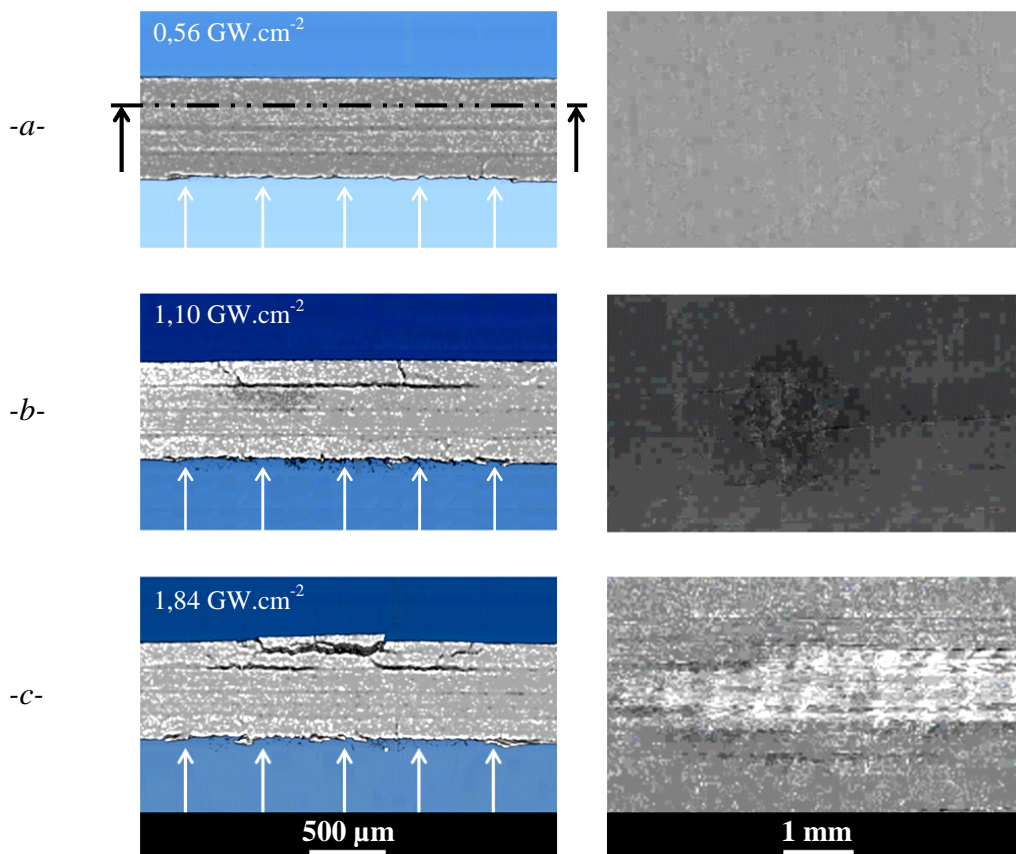


Figure V-12 : Reconstruction par microtomographie de coupes de composites 4 plis suite à un choc de : -a- $0,56$ -b- $1,10$ et -c- $1,84 \text{ GW.cm}^{-2}$. Les prises de vues sont données en coupe transverse dans le plan du choc et en coupe longitudinale dans le plan de délaminage.

La figure V-13 illustre le diagramme de marche d'un composite 4 plis soumis à un choc d'une durée de 16 ns (impulsion PIMM confinée) sans endommagement. La traction suite à la réflexion de l'onde incidente en surface libre est élevée dans toute l'épaisseur du stratifié. La sollicitation dans l'interpli est légèrement moins importante que dans le pli avec leur rapport d'impédance ($Z_{\text{interpli}} < Z_{\text{pli}}$, voir annexe C). Le jeu de réflexion limite ces écarts et la traction dans l'interpli ne diffère que de 2% de la sollicitation dans le pli. La faiblesse relative de l'interpli est à l'origine de la rupture interlaminaire entre les deux plis proches de la surface libre.

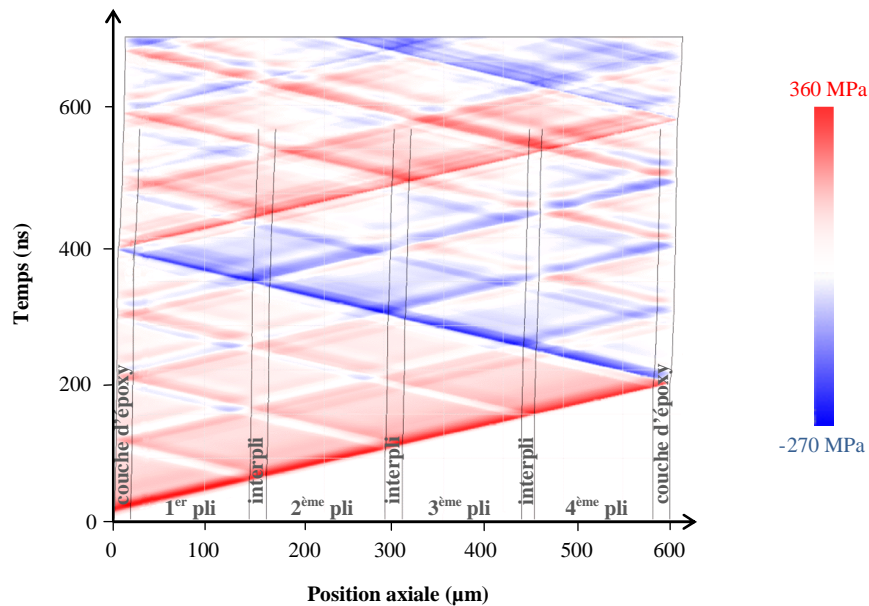


Figure V-13 : Diagramme de marche de propagation d'une onde de choc de 360 MPa dans un matériau stratifié représentatif d'un composite 4 plis (simulation SHYLAC, ondes de compression en rouge, traction en bleu).

Le seuil incident de délaminage a été identifié par l'expérience à $[0,9 - 1,03] \text{ GW.cm}^{-2}$. La simulation numérique donne accès à la limite à la rupture dynamique, évaluée à $[266 - 318] \text{ MPa}$. L'amplitude de la traction endommageante représente 74% de la pression incidente avec le faible amortissement hydrodynamique de l'onde dans cette configuration de choc.

V.2.2 Composites 8 plis

Trois configurations d'impulsion ont été étudiées pour solliciter le stratifié de 8 plis à différentes profondeurs. Les essais sur l'installation ALISE avec une durée d'impulsion de $\tau = 3 \text{ ns}$ montrent les performances du diagnostic de la Vélocimétrie Hétérodyne à détecter le délaminage sous l'effet de la traction dynamique générée par le tir. La durée d'impulsion $\tau = 10 \text{ ns}$ (installation PIMM) permet la comparaison avec les résultats précédents conduits sur composites 4 plis. La durée $\tau = 450 \text{ ns}$ ouvre la perspective d'une sollicitation plus en profondeur, mise en œuvre sur les assemblages collés.

V.2.2.A $\tau = 3$ ns

Le tableau V-9 indique le paramétrage des essais réalisés au voisinage du seuil de délaminage de composites 8 plis. L'impulsion, d'une durée de 3 ns en régime direct, est appliquée sur un diamètre focal de 4,4 mm afin de se soustraire aux effets de bords. La figure V-14 présente les spectrogrammes de vitesse de surface libre relevés au cours de ces essais par Vélocimétrie Hétérodyne pour le diagnostic du délaminage de composites.

La pression incidente P_{\max} est déterminée par simulation ABAQUS en appliquant l'approche inverse sur l'amplitude du premier saut de vitesse. Ces valeurs sont proches des résultats renseignés par la loi de Grün (II-7), qui donne respectivement 290 et 532 MPa pour les irradiations de 3 et 6,4 $\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$.

Ref	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques		Simulation	
	τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ ($\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$)	Nombre de plis/ Épaisseur (μm)	Délaminage / Profondeur (μm)	P_{\max} (MPa)	Amplitude de la traction dans l'interpli (MPa)
a	3	4,3	1,3	3,0	8 / 1310	intact	366	165
b	3	4,4	2,9	6,4	8 / 1340	délaminage /150-170	661	298

Tableau V-9 : Paramètres expérimentaux des essais encadrant le seuil de délaminage de composites 8 plis sur l'installation ALISE en régime direct.

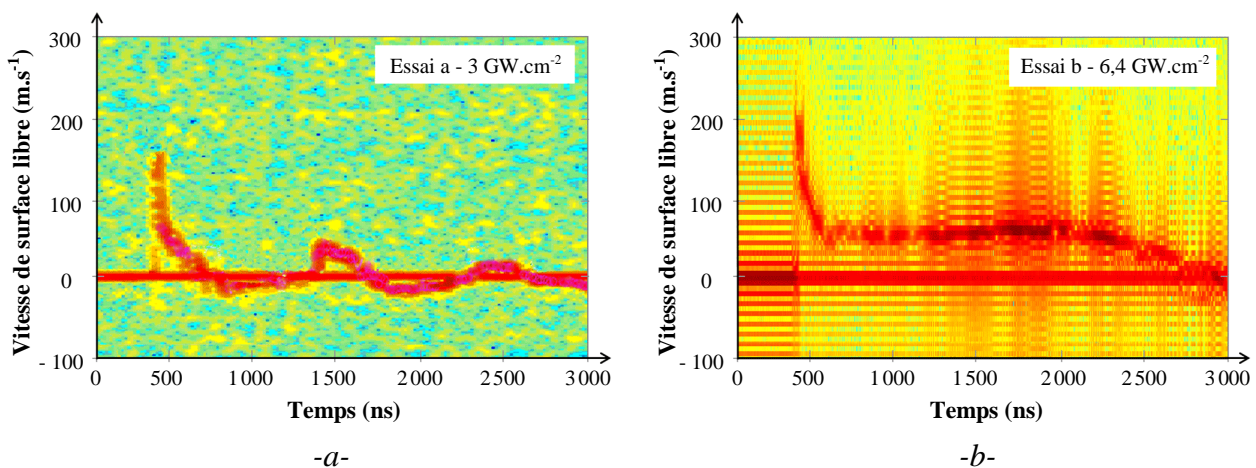


Figure V-14 : Spectrogrammes de vitesse de surface libre de composites 8 plis relevés par Vélocimétrie Hétérodyne. Le profil de vitesse est représenté par le trait rouge. L'irradiation est de : -a- 3,0 $\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$, et -b- 6,4 $\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$. L'origine des temps correspond à l'instant d'impact en face incidente. Paramètres de dépouillement : $h = 50$ ns et $\tau_{\text{VH}} = 5$ ns.

Les deux profils présentent les mises en vitesse caractéristiques de l'absence (figure V-14-a) ou de la présence (figure V-14-b) de délaminage suite au choc. Dans les deux cas les spectrogrammes présentent une importante accélération 450 ns après l'impact, suite au débouché de l'onde principale.

L'échantillon intact -a- présente des sauts de vitesse importants dont la période d'approximativement 900 ns se rapporte à la durée d'un aller-retour de l'onde de choc dans l'ensemble des strates. Les accélérations secondaires suite aux réflexions d'ondes aux interfaces ne sont toutefois pas détectées avec la résolution temporelle de mesure, limitée à 5 ns. La vitesse de surface libre de l'échantillon -b- présente une amplitude supérieure qui ne redevient nulle qu'après quelques microsecondes, significative du délaminage.

L'examen microscopique des coupes, présenté en figure V-15, confirme le diagnostic du délaminage. L'échantillon -a- reste intact, alors que l'échantillon -b- présente un délaminage interlaminaire assez prononcé suite à l'impact.

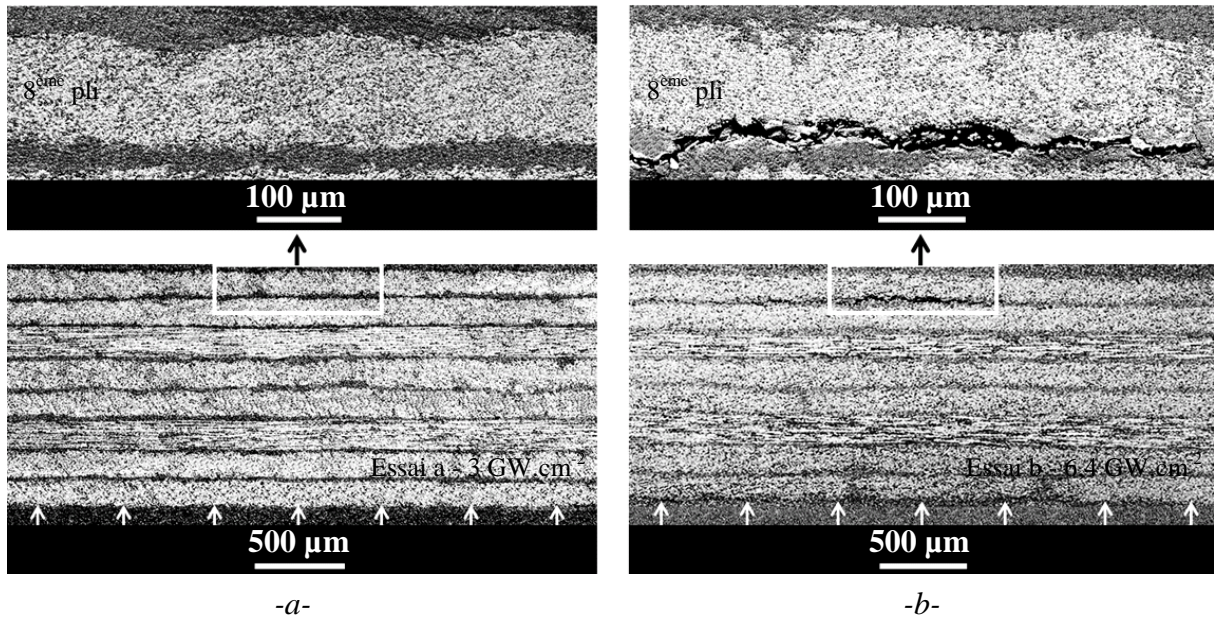


Figure V-15 : Observations microscopiques des coupes de composites 8 plis suite à un choc d'une intensité de : -a- 3,0 et -b- 6,4 GW.cm^{-2} .

Cette étude a permis de définir par simulation une limite à la rupture dynamique de [165-298] MPa pour un choc de 3 ns en régime direct. De nouvelles expériences au voisinage du seuil de délaminage sont nécessaires pour restreindre cet intervalle.

V.2.2.B $\tau = 10$ ns

Le tableau V-10 donne la configuration des essais conduits en régime confiné sur l'installation du PIMM. La figure V-16 montre les relevés de vitesse par VISAR et la figure V-17 les observations microscopiques post choc. La limitation énergétique de la source laser ne permet pas d'augmenter la taille de l'impact pour conserver le caractère monodimensionnel de la propagation. Le rapport entre diamètre focal et épaisseur évolue de $r = 4,2$ pour les stratifiés de 4 plis à $r = 2,1$ en configuration 8 plis.

Le seuil incident de délaminage est plus élevé pour les stratifiés 8 plis que pour les 4 plis, respectivement compris entre [1,40 - 1,49] GW.cm^{-2} , contre [0,9 - 1,03] GW.cm^{-2} . La simulation numérique permet l'évaluation d'une limite à la rupture dynamique de [294-308] MPa dans ces conditions d'impact, contre [266-318] MPa pour le composite 4 plis.

Ref	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques			Simulation	
	τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Nb de plis / Épaisseur (μm)	Délaminage / profondeur (μm)	Ouverture de fissure (μm)	P_{max} (MPa)	Amplitude de la traction dans l'interpli (MPa)
a	9,2	2,5	0,59	1,31	8 / 1190	intact	0	510	275
b	9	2,5	0,66	1,49	8 / 1210	fissure / 155-165	3	570	308
c	9,2	2,5	0,7	1,55	8 / 1210	fissure / 150-165	3	586	317
d	9,2	2,5	0,78	1,73	8 / 1215	fissure / 150-165	4	636	343
e	9,2	2,5	0,97	2,15	8 / 1210	fissure / 155-160	11	747	403

Tableau V-10 : Paramètres expérimentaux des essais encadrant le seuil de délaminage de composites 8 plis sur l'installation PIMM en régime confiné.

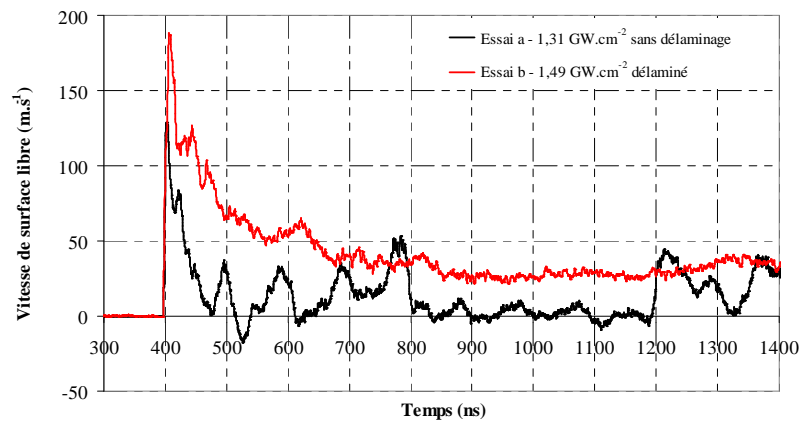


Figure V-16 : Vitesses relevées en surface libre de composites 8 plis soumis à un choc au voisinage du seuil de délaminage.

Le diagnostic du délaminage est toujours assuré par le profil temporel de la vitesse de surface libre, similaire aux relevés sur composites 4 plis à un facteur près, en amplitude et en temps. Avec l'atténuation des ondes et la multiplication des réflexions dans la structure plus épaisse, la vitesse de surface libre est inférieure (d'approximativement 37 %) à celle d'un composite de 4 plis à pression incidente égale. Le débouché de l'onde est différé et des accélérations supplémentaires sont relevées sur le profil suite aux réflexions d'ondes plus nombreuses aux interplis. Les effets bidimensionnels de la propagation des ondes se traduisent sur le profil de vitesse par des décélérations importantes après le premier saut de vitesse jusqu'à des vitesses négatives (essai a).

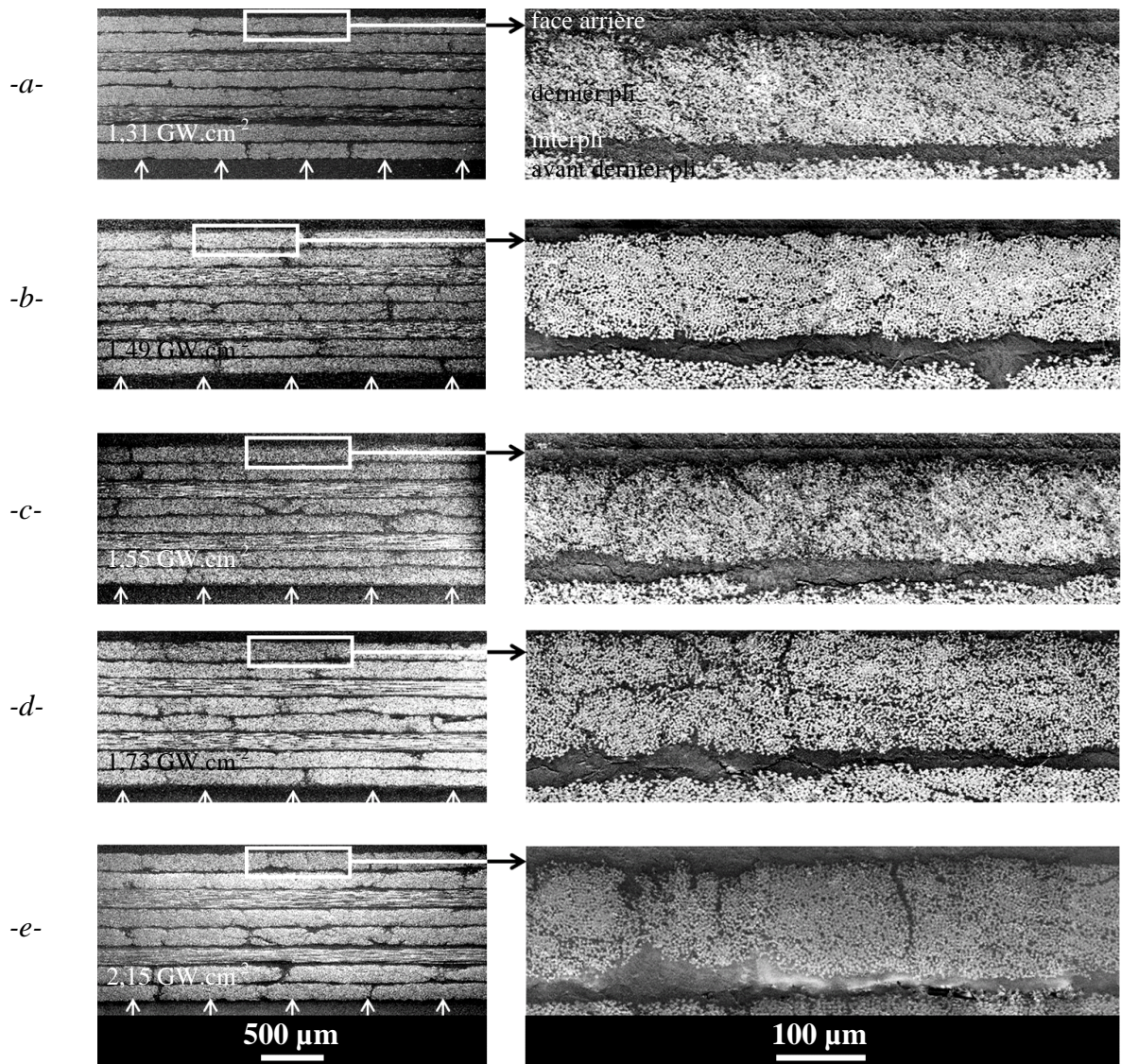


Figure V-17 : Observations microscopiques de coupes de composites 8 plis suite à un choc au voisinage du seuil de délaminage : -a- 1,31 -b- 1,49 -c- 1,55 -d- 1,73 et -e- 2,15 GW.cm^2 .

L'endommagement est moins important qu'en configuration 4 plis à pression incidente égale. L'étendue frontale du délaminage est moins large et les fissures sont peu ouvertes (11 μm d'ouverture pour un composite 8 plis suite à un choc de 2,15 GW.cm^2 contre 17 μm pour le délaminage d'un stratifié 4 plis suite à un impact de 2,04 GW.cm^2). Cela est imputable à l'atténuation latérale par effet bidimensionnel plus importante et à l'amortissement hydrodynamique des ondes dans la structure épaisse.

V.2.2.C $\tau = 450 \text{ ns}$

Les composites 8 plis ont été soumis à une impulsion mécanique d'une durée approximative de 450 ns suivant le profil d'impulsion GEPI rappelé en figure V-20-a. Les surfaces incidentes sont exemptes de revêtement puisque le choc est induit par court-circuit et non par laser (voir paragraphe II.3.1.B Générateur électrique). Les cibles sont solidarifiées à l'électrode par une colle qui assure le contact homogène et la transmission du choc à la surface de la cible.

Le tableau V-11 donne les paramètres de ces essais. La pression incidente est évaluée à partir de l'intensité électrique par la relation (II-19), puis ajustée par approche inverse sur l'amplitude du premier saut de vitesse. Ces pressions sont inférieures de près de 35% aux valeurs données par la relation (II-19). Cela est dû à la transmission de la pression de l'électrode à la cible au travers de la colle. À cette possible déficience s'ajoute l'écart de pression à la surface de l'électrode jusqu'à 10% de son amplitude.

La vitesse de surface libre, mesurée par VISAR, est donnée en figure V-18. La figure V-19 indique le lieu du délaminage par observation microscopique des coupes.

Ref	Installation	Caractéristiques choc		Caractéristiques géométriques			Simulation	
		τ (ns)	Taille de l'impact (mm)	Nb de plis / Épaisseur (μm)	Délaminage / Profondeur (μm)	Vitesse maximale (m.s^{-1})	P (MPa)	Amplitude de la traction maximale (MPa)
a	GEPI	400	15	8 / 1360	intact	83	335	261
b		430	15	8 / 1330	fissure / 855-865	96	387	302
c		440	15	8 / 1350	fissure / 860-875	129	521	406
d		470	15	8 / 1350	fissures / 530-875	188	759	592

Tableau V-11 : Paramètres expérimentaux des essais encadrant le seuil de délaminage de composites 8 plis sur l'installation GEPI. La durée à mi-hauteur du profil de pression est donnée à 10 ns près, et concerne la première impulsion.

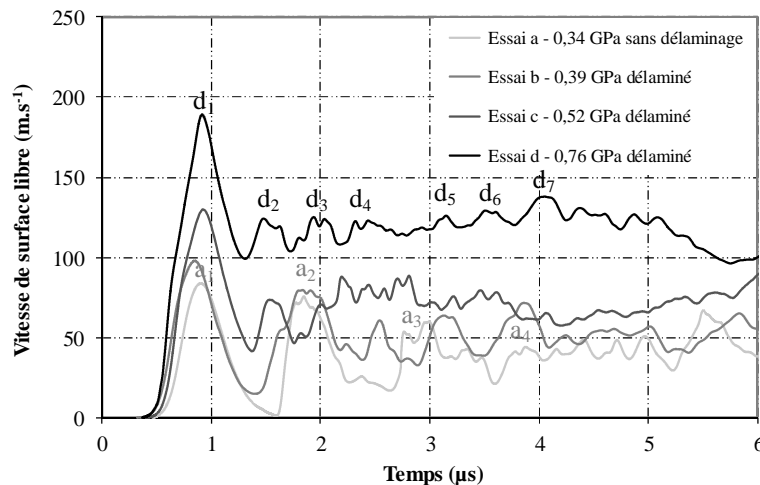


Figure V-18 : Vitesses relevées en surface libre de composites 8 plis soumis à un choc sur l'installation GEPI, au voisinage du seuil de délaminage.

La forme du profil de vitesse est révélatrice du délaminage de la cible sous l'effet de la traction dynamique consécutive au choc. La première accélération commune à partir de 450 ns donne suite au débouché de l'onde incidente, dont le front de montée s'étale ensuite sur près de 500 ns.

En l'absence d'endommagement (essai a) les mises en vitesse principales présentent une période de 1 μs , entre les repères a_1 et a_4 , soit approximativement la durée d'un aller-retour de l'onde dans l'épaisseur du stratifié. Cette période est également celle des rechargements de pression, qui s'ajoutent à l'onde incidente à chaque aller-retour et augmentent l'amplitude de la vitesse. Les profils de vitesse des échantillons endommagés (essais b, c et d) montrent une oscillation d'une période moyenne de 500 ns entre les repères d_1 à d_7 , qui traduit la réflexion de l'onde dans la couche désolidarisée, dont l'épaisseur est alors évaluée à 750 μm .

Le délaminage interlaminaire est localisé entre le 3^{ème} et 4^{ème} pli en partant de la surface incidente, sous forme de fissures de faible ouverture (< 25 μm). L'endommagement n'est pas continu dans l'épaisseur de l'échantillon et les plis restent solidaires. L'impulsion étant

homogène sur l'électrode, il est probable que les niveaux d'adhérence diffèrent au sein de l'interpli ou que l'interpli possède des propriétés hétérogènes dues aux contraintes résiduelles générées lors du refroidissement après cuisson. Le phénomène est particulièrement marqué pour l'échantillon -d-, qui présente des fissures discontinues sur plusieurs plis. Ce délaminage s'est propagé exclusivement dans les zones d'époxy pur, montrant la faiblesse de l'interpli.

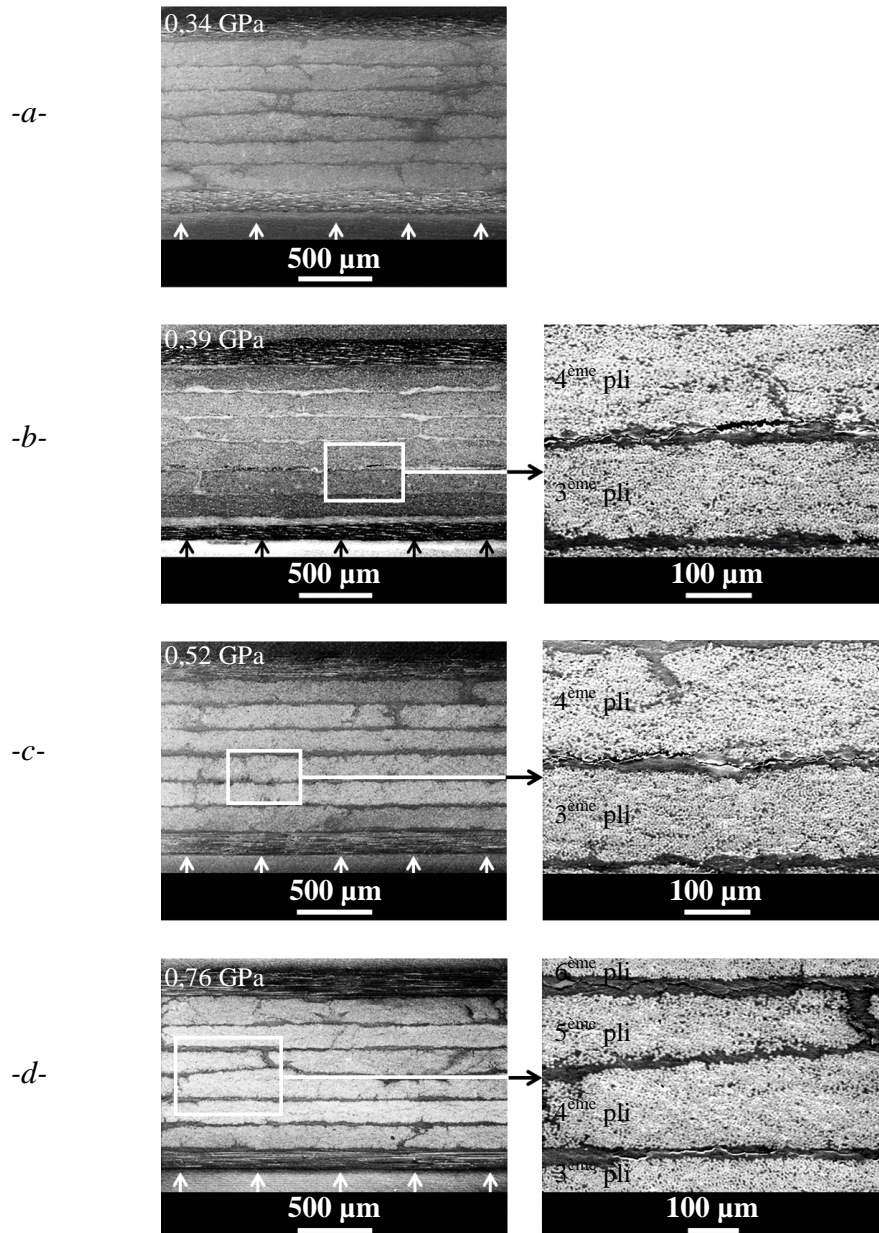


Figure V-19 : Observations microscopiques en vue de coupe de composites 8 plis suite à un choc monodimensionnel d'une durée d'environ 450 ns au voisinage du seuil de délaminage, avec une pression de : -a- 0,34 -b- 0,39 -c- 0,52 et -d- 0,76 GPa.

Le profil de pression imposé dans les modèles est rappelé en figure V-20-a avec une amplitude de 0,34 GPa (essai -a-). Son front de montée d'une durée de 500 ns contient l'ensemble des strates du composite. Le matériau est alors modélisé par une seule couche affectée des propriétés transverses homogénéisées à l'échelle du composite (voir annexe C). La figure V-20-b compare les résultats donnés par les modèles monocouche et stratifiés (17 couches pour le composite 8 plis) avec l'expérience.

Les modèles reproduisent correctement le profil de vitesse et les accélérations sont synchrones. L'erreur entre les deux représentations reste acceptable sur trois allers retours d'onde au sein de la cible. Cette représentation simplifiée sera mise en pratique pour la simulation des assemblages collés soumis à cette sollicitation.

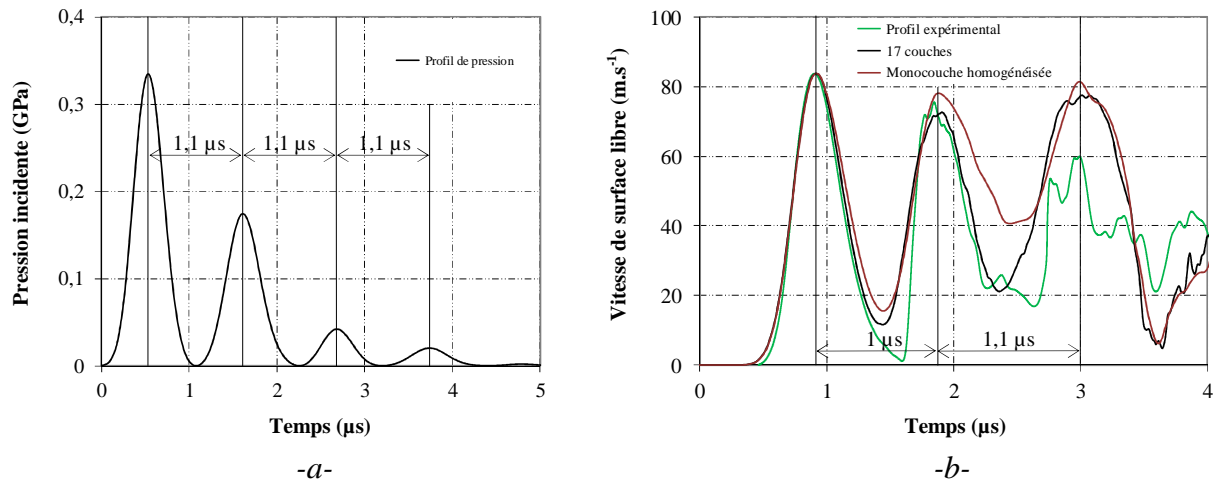


Figure V-20 : Modélisation d'un essai GEPI: -a- Profil de pression incidente, et -b- Comparaison des vitesses de surface libre calculées avec celles de l'expérience pour l'étude de l'influence du modèle du matériau. Paramètres des modèles : $\tau = 400 \text{ ns}$, $P = 0,34 \text{ GPa}$, cible composite 8 plis de $1360 \mu\text{m}$ sans endommagement (simulation ABAQUS).

L'influence des rechargements de pression liés à son origine électrique a été étudiée sur ce même exemple. La figure V-21 présente les résultats des modèles soumis à un profil de pression tronqué à la première impulsion, en comparaison de la pression originale. L'influence des rechargements reste minime sur la réponse du matériau, avec toutefois un décalage en amplitude des sauts de vitesse (jusqu'à 29 % d'écart sur le saut de vitesse référencé 2). Les impulsions secondaires sont synchrones avec les allers retours de l'onde principale dans la cible et leur amplitude s'additionne. La vitesse de la surface libre est alors augmentée à chaque rechargement et les occurrences temporelles des profils sont similaires pour cette configuration d'épaisseur.

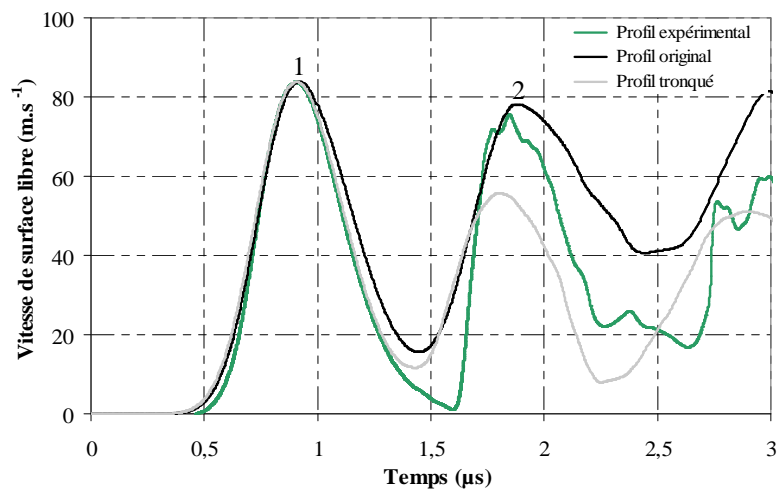


Figure V-21 : Comparaison des vitesses de surface libre calculées avec celles de l'expérience pour l'étude de l'influence des rechargements de pression. Paramètres du modèle : $\tau = 400 \text{ ns}$, $P = 0,34 \text{ GPa}$, cible composite 8 plis de $1360 \mu\text{m}$ sans endommagement (simulation ABAQUS).

Sur la base de ces modèles, la figure V-22 donne les diagrammes de marche associés permettant de visualiser les lieux de plus forte sollicitation et d'évaluer l'effet des rechargements sur la mise en traction. Le choc est donné suivant le profil réel de pression à 0,34 GPa (diagramme V-22-a) et avec une seule impulsion (diagramme V-22-b) sur une cible monocouche dont l'épaisseur est celle du composite 8 plis.

Dans les deux cas la contrainte maximale de traction est localisée à la distance de 780 μm de la surface libre. Cette sollicitation résulte du croisement de la réflexion du premier choc incident en surface libre avec la détente de la première impulsion. Les rechargements sont sans incidence sur la mise en traction. Elles peuvent éventuellement être à l'origine de sollicitations importantes en cas d'ouverture de nouvelles surfaces libres par délaminage. Cette simulation est conforme à l'expérience puisque l'interpli endommagé est une zone faible à proximité du maximum de sollicitation. Le volume occupé par l'impulsion est grand (près de 1 300 μm) et la zone de traction présente une dimension importante au sein du matériau, ce qui explique les nombreux délaminages observés sur la figure V-19-d d'un échantillon choqué plus fortement.

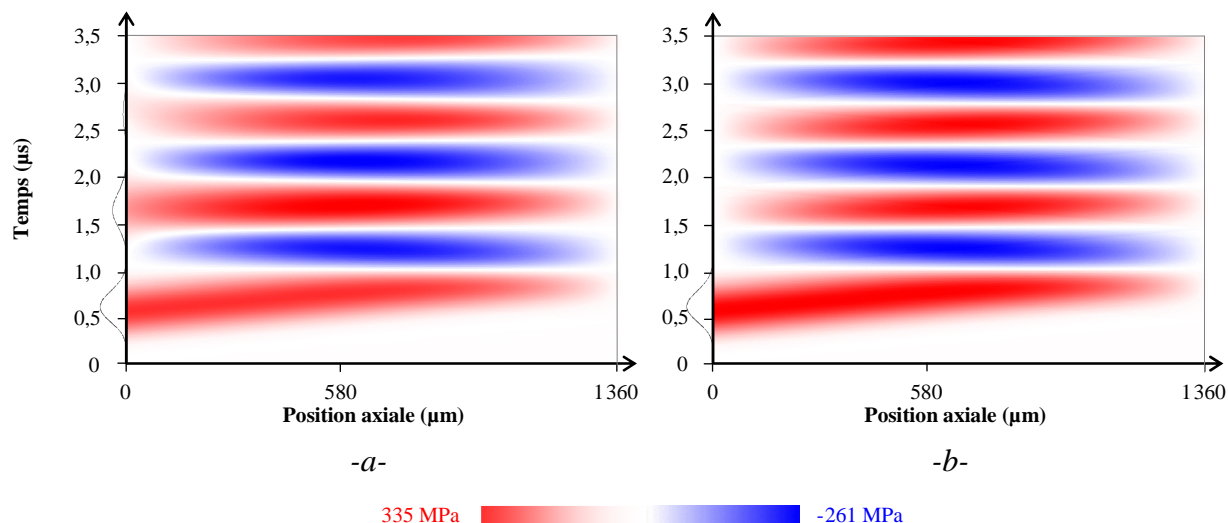


Figure V-22 : Diagrammes de marche de propagation d'une onde de choc dans un composite 8 plis homogénéisé sans déformation. La pression incidente de 0,34 GPa correspond à : -a- Pression originale GEPI, et -b- Pression tronquée à 1,1 μs (simulation SHYLAC).

Le seuil incident de délaminage a été déterminé par l'expérience à [335 - 387] MPa. L'étendue de cet intervalle pourrait être diminuée avec des essais complémentaires au voisinage du seuil d'endommagement.

La limite à la rupture de l'interpli est identifiée par simulation à [255 - 296] MPa, légèrement inférieure à la contrainte maximale de traction, mesurée dans le pli. Cette limite à la rupture est du même ordre de grandeur que le seuil défini précédemment sur l'interpli proche de la surface libre pour une impulsion d'une dizaine de ns.

V.2.2.D Synthèse des essais sur composites 8 plis

Le tableau V-12 synthétise la recherche du seuil de délaminage, conduite sur composites 8 plis avec différentes durées d'impulsion. La modélisation des essais au voisinage du seuil de délaminage définit la limite à la rupture. La profondeur de l'endommagement est la distance mesurée entre la surface libre et le délaminage le plus prononcé.

τ (ns)	Intensité incidente de rupture (GW.cm ⁻²)	Pression incidente de rupture (MPa)	Limite à la rupture (MPa)	Profondeur de l'endommagement (μ m)	Pression utile à la solicitation (%)
3 ns (ALISE) Composite 8 plis - 1 320 μ m	[3,0-6,4]	[366-661]	[165-298]	160 (interpli 7-8 ^{ème} pli)	45
10 ns confiné (PIMM) Composite 8 plis - 1 210 μ m	[1,40-1,49]	[545-570]	[294-308]	160 (interpli 7-8 ^{ème} pli)	54
450 ns (GEPI) Composite 8 plis - 1 350 μ m	/	[335-387]	[255-296]	860 (interpli 3-4 ^{ème} pli)	77

Tableau V-12 : Recherche du seuil de délaminage de composites 8 plis soumis à des chocs de différentes durées d'impulsion.

Les impulsions longues sont moins soumises à l'atténuation, la sollicitation en traction représente 45% de la pression incidente sur l'installation ALISE avec $\tau = 3$ ns alors qu'elle atteint 77% pour une durée de 450 ns.

Les limites à la rupture sont du même ordre de grandeur pour ces trois configurations. Une réduction de l'étendue des intervalles permettrait toutefois de mieux les comparer. Les écarts relevés sont imputables à l'évolution de la force des interplis suivant leur profondeur.

V.3 Endommagement des stratifiés

Au-delà de la problématique liée à la validation de l'adhérence, la réponse des composites est étudiée à haute intensité de choc pour évaluer leur vulnérabilité. Le laser impulsif est alors envisagé comme un générateur d'impact de forte amplitude pour l'étude locale de l'endommagement dynamique. Ces expériences sont conduites sur composites 4 et 8 plis, plus solides que le monoplis.

Le choc, appliqué en régime direct pendant 3 ns sur un disque d'un diamètre approximatif de 2,5 mm, atteint une intensité jusqu'à 7 TW.cm^{-2} . Les cibles sont placées dans une chambre sous vide secondaire pour éviter le claquage du faisceau focalisé dans l'air.

L'analyse des phénomènes induits par une telle sollicitation est effectuée sur la base d'expériences supportées par les diagnostics :

- Mesure de vitesse de surface libre par VISAR et Vélocimétrie Hétérodyne.
- Visualisation transverse par ombroscopie des éjectas.
- Récupération des fragments dans des collecteurs.
- Observation macro- et microscopique post choc des cibles.

Enfin une étude analytique simplifiée permet de remonter aux origines du délaminage induit par la propagation du choc.

V.3.1 Vitesse de surface libre

La traction de forte amplitude à proximité de la surface libre induit la désolidarisation puis l'envol de matière à une vitesse atteignant jusqu'à quelques milliers de m.s^{-1} .

La figure V-23 donne les profils de vitesse relevés pendant le choc par l'interféromètre VISAR à différentes intensités de choc pour les stratifiés 4 plis (figure V-23-a) et 8 plis (figure V-23-b). Chacune des courbes présente une importante accélération au débouché du choc en surface libre, suivie d'un palier correspondant à la vitesse d'envol de l'éjection. L'amplitude de ce palier augmente avec l'intensité du choc. La vitesse est inférieure pour les stratifiés de 8 plis à intensité similaire.

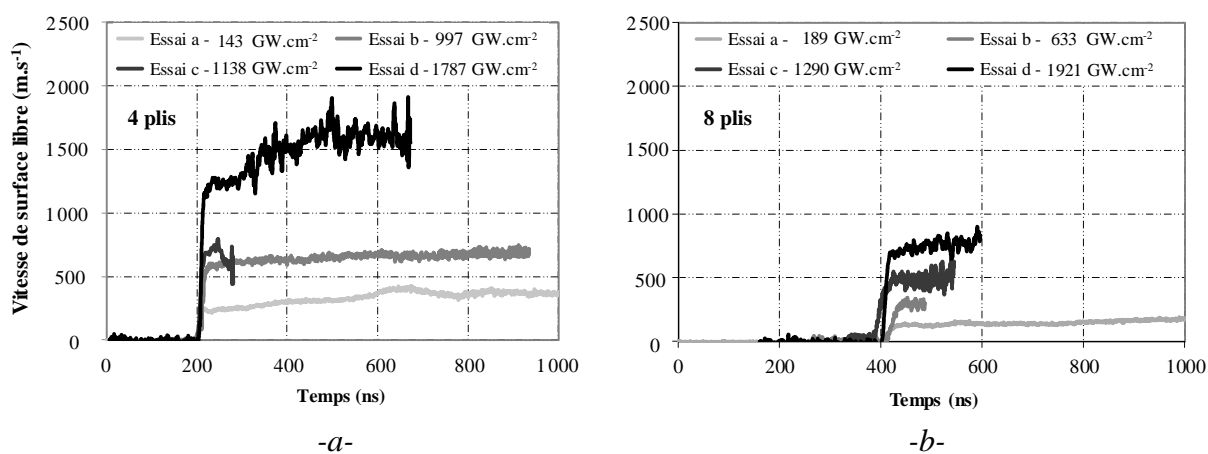


Figure V-23 : Profils de vitesse de surface libre de composites soumis à un choc de très forte intensité (VISAR). Configuration géométrique d'échantillons : -a- 4 plis, et -b- 8 plis. L'origine des temps correspond à l'instant d'impact en face incidente.

L'interféromètre VISAR n'est pas apte à mesurer l'évolution des fragments au-delà de quelques centaines de nanosecondes avec la divergence du faisceau sonde sur les fibres déformées.

La figure V-24 illustre les profils de vitesse de surface libre relevés par Vélocimétrie Hétérodyne pour des essais dont les caractéristiques sont données dans le tableau V-13.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ ($\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$)	Nombre de plis / Épaisseur (μm)	Vitesse d'éjection ($\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$)
a	ALISE	2,5	2,4	181	1602	4 / 610	1250
b	LULI2000	2,9	2,3	853	7082	4 / 615	2500
c	ALISE	2,5	2,2	158	1666	8 / 1290	650
d	LULI2000	2,6	2,3	776	7103	8 / 1340	800

Tableau V-13 : Paramètres expérimentaux des essais conduits avec la Vélocimétrie Hétérodyne. La vitesse d'éjection est mesurée quelques microsecondes après l'impact.

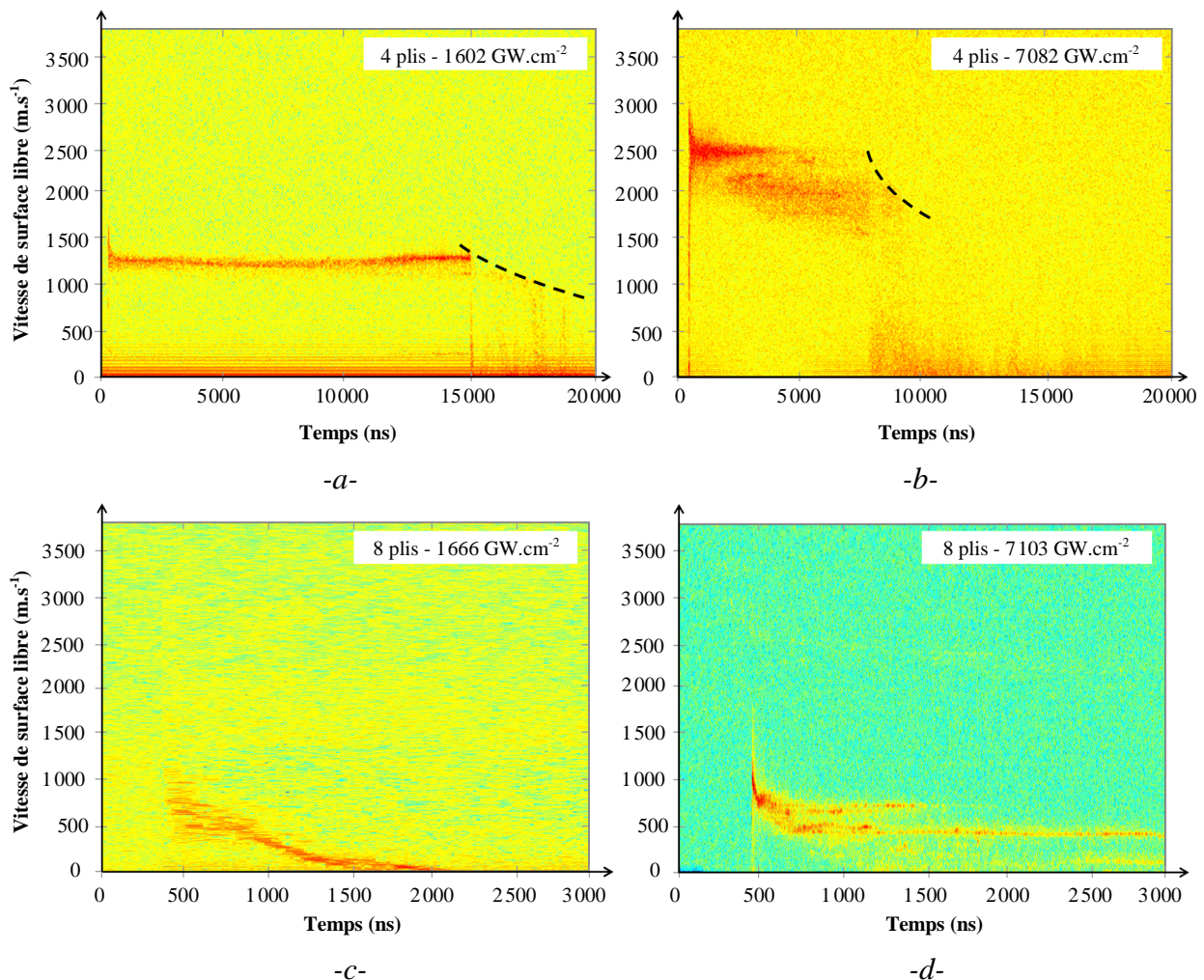


Figure V-24 : Spectrogrammes de vitesse de surface libre recueillis par Vélocimétrie Hétérodyne. Le profil de vitesse est matérialisé par le trait rouge. L'irradiation sur composites 4 plis est de : -a- 1602, et -b- 7082 $\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$, et sur composites 8 plis : -c- 1666, et -d- 7103 $\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$. L'hyperbole pointillée représente l'instant $t(v)$ où un fragment de vitesse v impacte la plaque de protection. Paramètres de dépouillement : $h=50$ ns et $\tau_{\text{VH}}=5$ ns.

Les spectrogrammes présentent une importante accélération suite au débouché de l'onde principale, suivie d'un palier de vitesse d'éjection des particules. L'atténuation de l'onde de choc minimise la vitesse d'envol des composites 8 plis à intensité similaire. Ces vitesses sont en accord avec les relevés VISAR : la vitesse d'éjection mesurée par VH sur un composite 4 plis à 1602 GW.cm^{-2} est de 1250 m.s^{-1} , elle est d'environ 1500 m.s^{-1} sur la mesure VISAR conduite à 1787 GW.cm^{-2} .

Par la suite cette éjection principale s'étend hors du champ de mesure, ou se désagrège en particules plus fines plus difficilement détectables, car le profil s'estompe. Un nuage de fragments est par la suite détecté dans une gamme de vitesse inférieure, particulièrement pour les spectrogrammes -b- et -d- à très haute intensité. Ces débris correspondent aux fragments secondaires dans le sillage de l'éjection principale, mis en évidence par visualisation transverse (paragraphe V.3.2). La présence de ces fragments s'explique par le délaminage multiple issu des nombreuses mises en contrainte (voir figure V-34).

L'arrêt brusque des débris à partir de $t = 15 \mu\text{s}$ sur le spectrogramme -a- et $7 \mu\text{s}$ sur le -b-, est dû à leur impact sur la fenêtre de polycarbonate protectrice de la tête optique VH. Cet impact se produit d'autant plus tôt que la vitesse de vol est élevée. Les instants d'impact sont matérialisés sur les spectrogrammes par une hyperbole décroissante, fonction de la distance cible-fenêtre (15-16 mm), et de la vitesse de l'éjection. À titre d'exemple, l'éjection principale parcourt pour l'essai -b- la distance cible - lame pendant environ $7,5 \mu\text{s}$, soit une vitesse moyenne calculée de 2100 m.s^{-1} , proche du relevé expérimental. La vitesse de la cible -c- présente un profil différent avec une décélération continue, puisque l'écaille délaminée n'est pas détachée du reste de la cible (voir figure V-26-c).

La technologie VH a la capacité de sonder une population de fragments de petites dimensions, animés de vitesses différentes dans un champ d'observation restreint et sur une durée de plusieurs microsecondes. La VH peut se substituer au VISAR à très haute intensité malgré une moins bonne résolution.

La base de données constituée lors des nombreuses campagnes expérimentales établit la relation entre la vitesse maximale d'éjection et l'intensité du choc, décrite en figure V-25 pour les composites 4 et 8 plis. L'éjection est d'autant plus rapide que le choc est fort, en accord avec l'approche de Gurney [Gurney 1943].

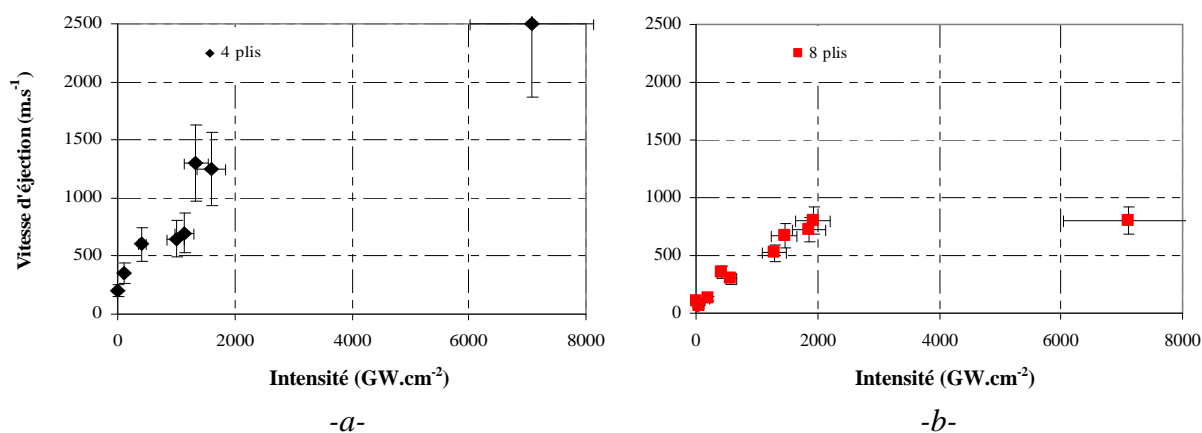


Figure V-25 : Évolution de la vitesse moyenne d'éjection des fragments en fonction de l'intensité du choc. Les vitesses ont été mesurées par VISAR ou VH sur des cibles : -a- 4 plis, et -b- 8 plis.

Les courbes présentent deux parties : la vitesse d'éjection est proportionnelle à l'intensité, et se stabilise par la suite à respectivement 2500 et 800 m.s⁻¹ pour les composites 4 et 8 plis, traduisant la saturation de l'endommagement.

Cette affirmation nécessite de nouvelles expériences dans une gamme d'intensité de 2000 à 7000 GW.cm⁻² afin de mieux appréhender ce phénomène.

Ces données permettraient de vérifier l'adhérence des plis entre eux en soumettant les échantillons à un impact calibré de forte intensité. Une cible faible présentera une résistance à l'endommagement peu importante et l'éjection sera plus rapide que celle des abaques présentés en figure V-25, révélant la faiblesse du matériau. La perspective d'un tel essai requiert une base phénoménologique plus conséquente, y compris sur composites faibles.

V.3.2 Visualisation transverse

La morphologie et la cinétique de l'éjection de matière est observée par visualisation dynamique transverse. Les prises de vue à la surface libre sont données en figure V-26 en configuration 4 plis (figure V-26-a et -b) et 8 plis (figures V-26-c et -d) pour des intensités similaires. L'image de référence avant impact, identifiée par la légende 0 μ s, marque la position initiale de la surface libre. Le choc se propage dans l'échantillon de la gauche vers la droite et les fibres sont éjectées vers la droite, observées suivant le plan transverse aux fibres du pli extérieur. Le tableau V-14 indique les paramètres de ces essais.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ²)	Nombre de plis / Épaisseur (μ m)	Vitesse d'éjection (m.s ⁻¹)
a	ALISE	2,5	2,4	181	1602	4 / 610	1250
b	ALISE	2,4	2	172	2279	4 / 640	1500
c	ALISE	2,5	2,2	158	1666	8 / 1290	650
d	LULI2000	3	2,3	279	2240	8 / 1290	/

Tableau V-14 : Paramètres expérimentaux des essais équipés de la visualisation transverse. La vitesse moyenne d'éjection est mesurée quelques microsecondes après l'impact par VH ou par mesure du déplacement entre deux visualisations.

Ces acquisitions montrent l'éjection principale et sa désagrégation progressive suivie d'un nuage de débris plus lents et de plus petites dimensions, déjà mis en évidence sur les spectrogrammes VH. Contrairement aux essais réalisés au voisinage du seuil de délaminage, le diamètre d'éjection est légèrement plus grand que le diamètre d'impact avec l'élévation des contraintes internes.

La mesure du déplacement entre deux visualisations en fonction des délais donne l'ordre de grandeur de la vitesse moyenne de l'éjection. Elle est évaluée à 1100 ± 220 m.s⁻¹ pour l'essai -a-, conformément à la mesure VH de la figure V-24-a, qui indique une vitesse d'éjection de 1250 m.s⁻¹.

La vitesse moyenne d'éjection en surface libre de l'échantillon 8 plis -c-, calculée entre 0 et 4 μ s à 350 ± 70 m.s⁻¹, est du même ordre de grandeur que le relevé de vitesse V-24-c. Les fragments délaminés ne s'envolent pas et valident l'interprétation du relevé VH, dont la vitesse d'éjection décroît rapidement.

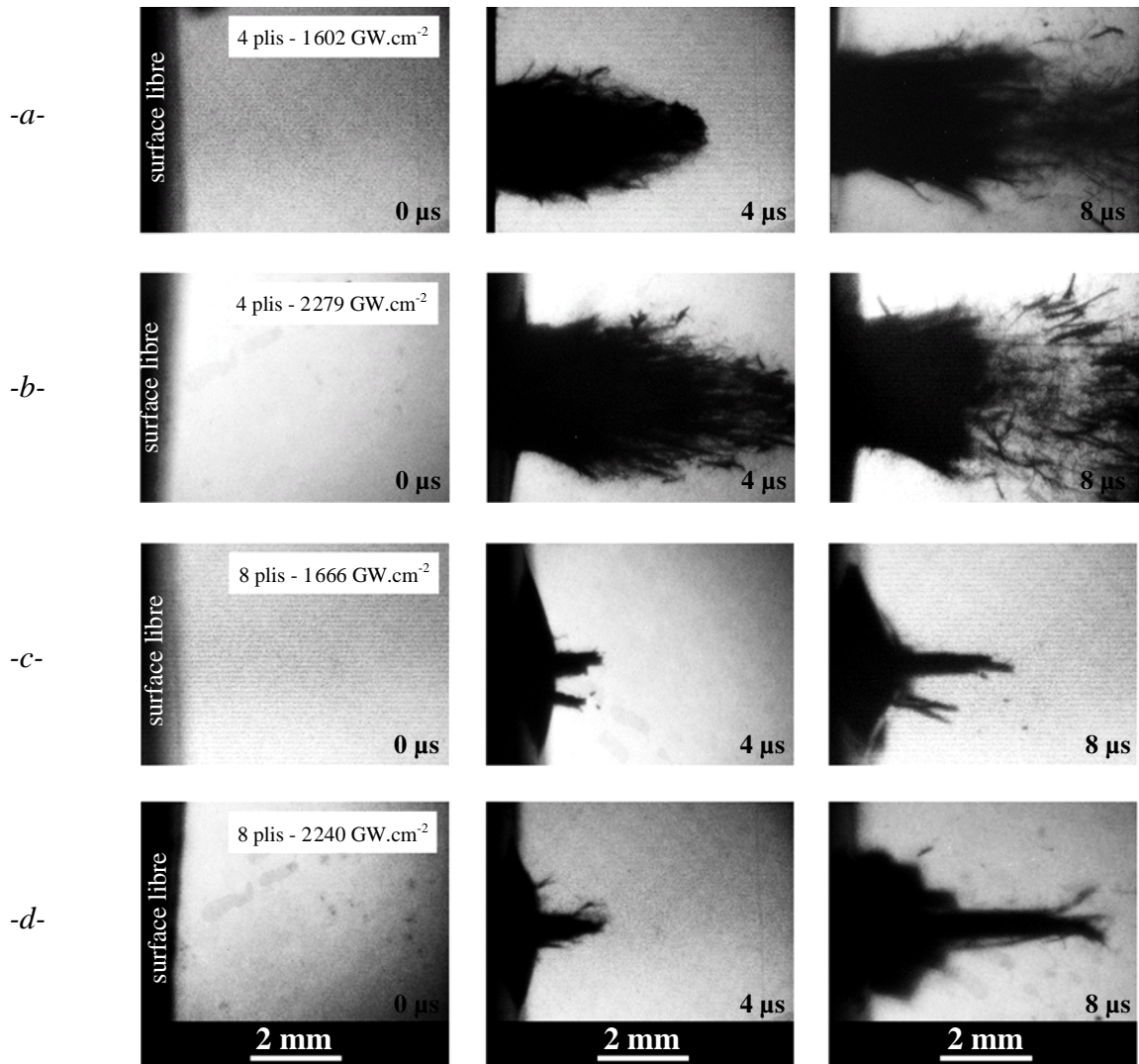


Figure V-26: Visualisations transverse de la surface libre suite à un choc de forte amplitude sur composites 4 plis : -a- 1602, -b- 2279 GW.cm⁻², et sur composites 8 plis : -c- 1666, et -d- 2240 GW.cm⁻². La surface plane sombre à gauche des acquisitions délimite la surface libre de la cible. Le choc initial se propage dans la cible de la gauche vers la droite.

V.3.3 Observation des gels

L'installation d'un gel, dans lequel s'incrusteront les débris, est un moyen alternatif d'observer la vulnérabilité d'un matériau sous choc. Ce dispositif restreint l'accès à la surface libre et n'est donc pas compatible avec une mesure de vitesse, mais peut être couplé avec la visualisation transverse.

Les fragments éjectés lors de l'essai présenté en figure V-26-b à 2279 GW.cm⁻², ont été récupérés dans un collecteur en Varagel disposé 10 cm en arrière de la surface libre. Les observations par microscopie optique de ce gel sont présentées en figure V-27-a et montrent les particules de quelques dizaines de μm, incrustées suite à leur fragmentation. L'éjection issue d'un stratifié impacté à plus haute intensité est visualisée en figure V-27-b, avec des fragments plus petits suite à leur désagrégation lors de l'éjection et de l'impact dans le gel. Les caractéristiques de ces deux essais sont données dans le tableau V-15.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Nombre de plis / Épaisseur (μm)	Vitesse d'éjection (m.s ⁻¹)
a	ALISE	2,4	2	172	2279	4 / 640	1500
b	LULI2000	2,3	2,5	526	4659	4 / 590	/

Tableau V-15 : Paramètres expérimentaux des essais équipés de gel. La vitesse moyenne d'éjection est évaluée quelques microsecondes après l'impact par mesure du déplacement entre deux visualisations transverses.

La répartition des fragments semble aléatoire, avec une composante centrifuge dans la vitesse d'éjection de certains fragments. Leur faible profondeur de pénétration dans une couche d'environ 2 mm sous la surface du gel relève de la quantité de mouvement du fragment et de son profil aérodynamique. La vitesse d'éjection des fragments étant importante (approximativement 1500 m.s⁻¹ relevée par visualisation transverse pour l'essai -a-), la faible énergie cinétique est due à la petite taille des fragments et à leur faible masse volumique. Par ailleurs l'angle d'incidence de la fibre au moment de l'impact à la surface du Varagel est important et minimise leur pénétration dans le gel. Un gel d'une masse volumique moindre est nécessaire à la caractérisation de la vulnérabilité des composites.

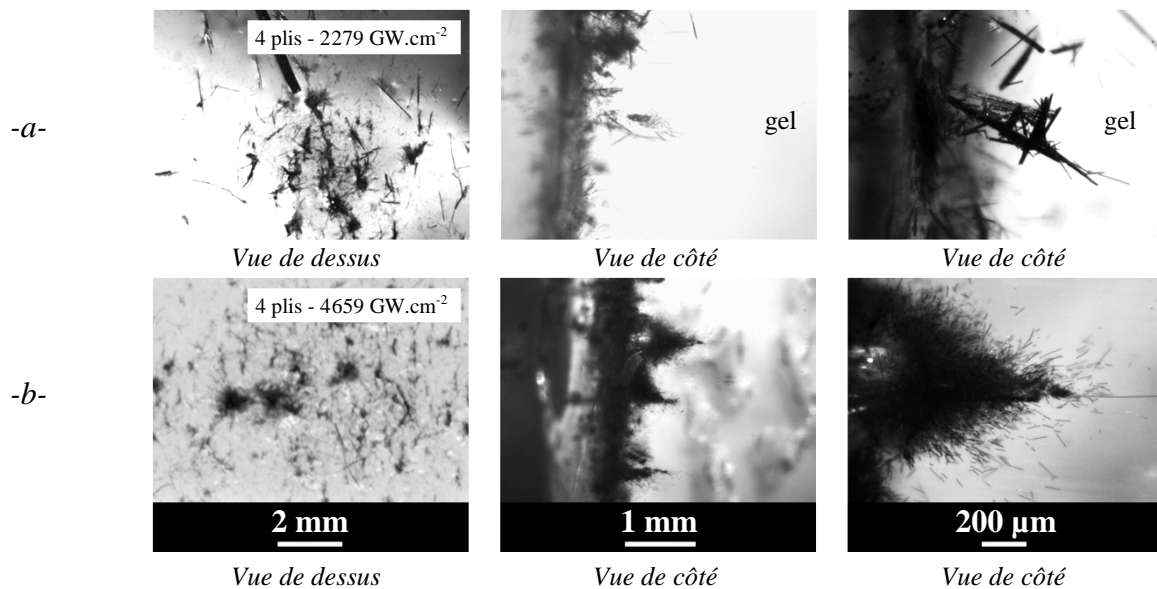


Figure V-27 : Observations microscopiques de fragments éjectés de composites 4 plis suite à un choc de : -a- 2279, et -b- 4659 GW.cm⁻². Sur les vues de côté, l'entrée des fragments est observée de la gauche vers la droite à travers le collecteur.

V.3.4 Observation des cibles

L'examen post-choc des cibles décrit le degré d'endommagement des matériaux suite à un choc. Les macrographies des faces opposées au choc sont données en figure V-28 pour les composites 4 plis (figures V-28-a à -f) et 8 plis (figure V-28-g à -l). L'étendue du délaminage du pli extérieur augmente avec l'intensité. Son arrachement lamellaire suivant la direction des fibres résulte de l'isotropie transverse du pli.

Par ailleurs la figure V-29 illustre l'observation tridimensionnelle obtenue par microtomographie. Les constats sont similaires aux observations précédentes.

L'endommagement du composite de 8 plis est qualitativement moins étendu que celui du stratifié de 4 plis. L'anisotropie du délaminage est particulièrement importante sous l'effet d'une sollicitation extrême.

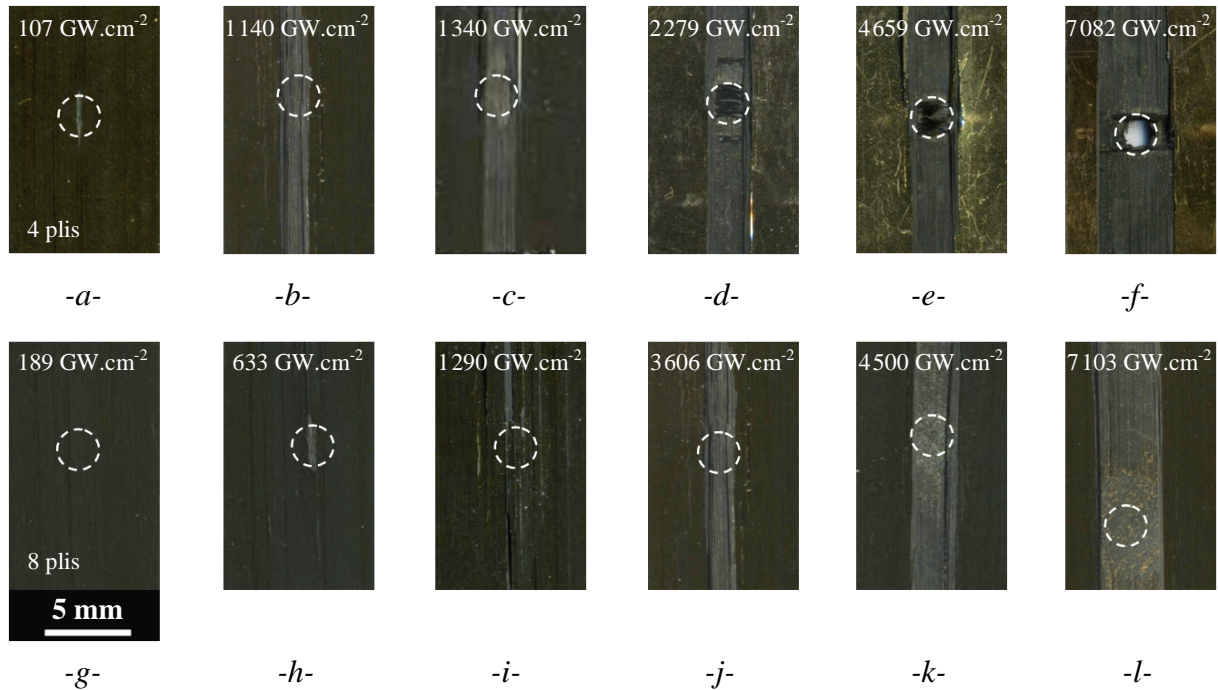


Figure V-28 : Macrographies de la face arrière de composites 4 plis suite à un choc d'une intensité de : -a- 107, -b- 1 140, -c- 1 340, -d- 2 279, -e- 4 659, et -f- 7082 GW.cm^{-2} , et sur composites 8 plis avec une intensité de : -g- 189, -h- 633, -i- 1290, -j- 3606, -k- 4500, et -l- 7103 GW.cm^{-2} . La zone d'impact laser en surface incidente est délimitée par les cercles pointillés blanc.

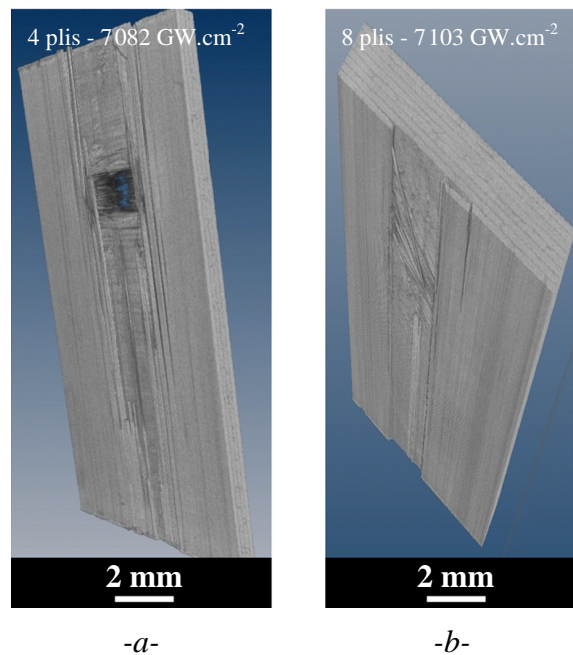


Figure V-29 : Reconstruction par microtomographie suite à un impact à très haute intensité de composites : -a- 4 plis (7082 GW.cm^{-2}), et -b- 8 plis (7103 GW.cm^{-2}). La résolution est de $10 \mu\text{m}$, l'échelle est donnée au premier plan.

La surface délaminée apparente est un indicateur de l'endommagement. La figure V-30 présente l'évolution de cette variable suivant l'intensité du choc.

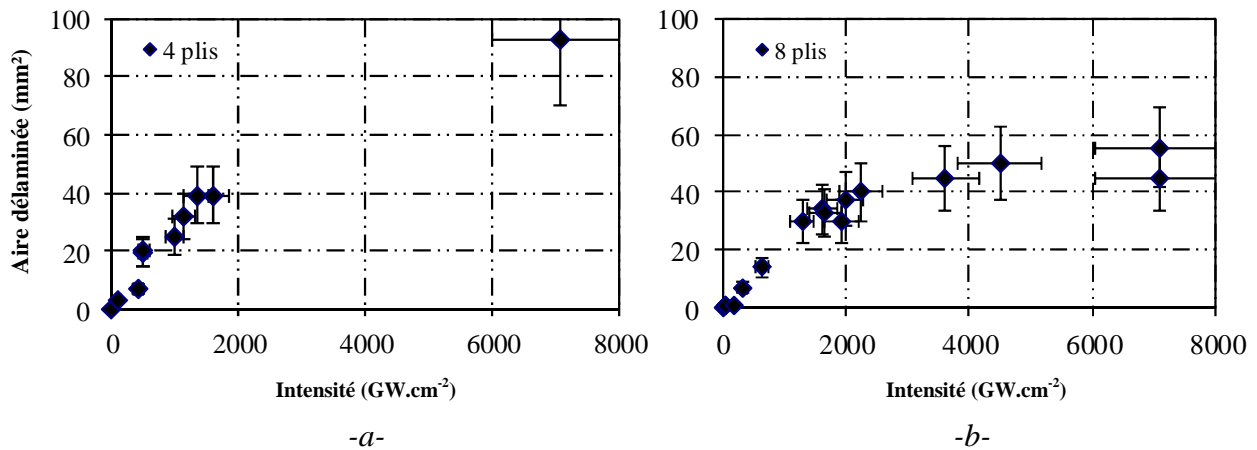


Figure V-30 : Aire apparente du délaminage en surface libre en fonction de l'intensité en configuration : -a- 4 plis, et -b- 8 plis.

L'étendue de l'endommagement augmente avec l'intensité, et donc avec le niveau de contrainte interne. Une fois la fracture initiée, sa propagation sur une large zone ne nécessite pas beaucoup d'énergie. La contrainte interne est dans ce cas la somme de la contrainte de rupture et de la contrainte utile à la propagation de la fissure. Les courbes présentent à nouveau deux parties : l'aire délaminée est dans un premier temps proportionnelle à l'intensité et atteint par la suite un palier à très haute intensité. Avec l'atténuation de l'onde au cours de sa propagation, les composites 8 plis sont quantitativement moins endommagés que les composites 4 plis à intensité similaire.

L'essai de validation d'adhérence proposé par corrélation entre la vitesse d'éjection et l'intensité est extrapolable à la quantité d'endommagement. Un échantillon soumis à un choc calibré présente une aire délaminée similaire aux relevés de la figure V-30. Si son endommagement est plus conséquent, l'échantillon sera qualifié de faible, car l'énergie à fournir pour initier et propager une fissure est moins élevée.

Les observations microscopiques associées aux macrographies de la figure V-28 précisent le lieu de l'endommagement suite au choc. Ces prises de vues sont présentées en figure V-31 pour les stratifiés 4 plis et V-32 pour les 8 plis à des intensités voisines.

L'élévation de l'intensité et de la contrainte dans le stratifié augmente le délaminage intralaminare dans le pli à proximité de la face opposée au choc. Le délaminage se traduit par des plans de fissuration parallèles à la zone d'impact, y compris dans l'interpli, accompagnés de fissures verticales consécutives à l'arrachement des fibres.

À un stade extrême d'endommagement, la nappe extérieure se détache du composite et s'envole. Pour les figures V-31-d à -f, le délaminage, voire la fragmentation de l'avant-dernier pli est à l'origine du nuage de fragments secondaires plus lents relevé par VH (figures V-24-a et -b) et par visualisation transverse (figures V-26-a et -b).

Le délaminage est également constaté dans le pli incident des composites 4 et 8 plis suite à un choc d'une intensité supérieure à 1000 GW.cm^{-2} . Les prises de vues de la figure V-33 illustrent l'accroissement de cet endommagement à intensité croissante, avec observation fine de la zone incidente.

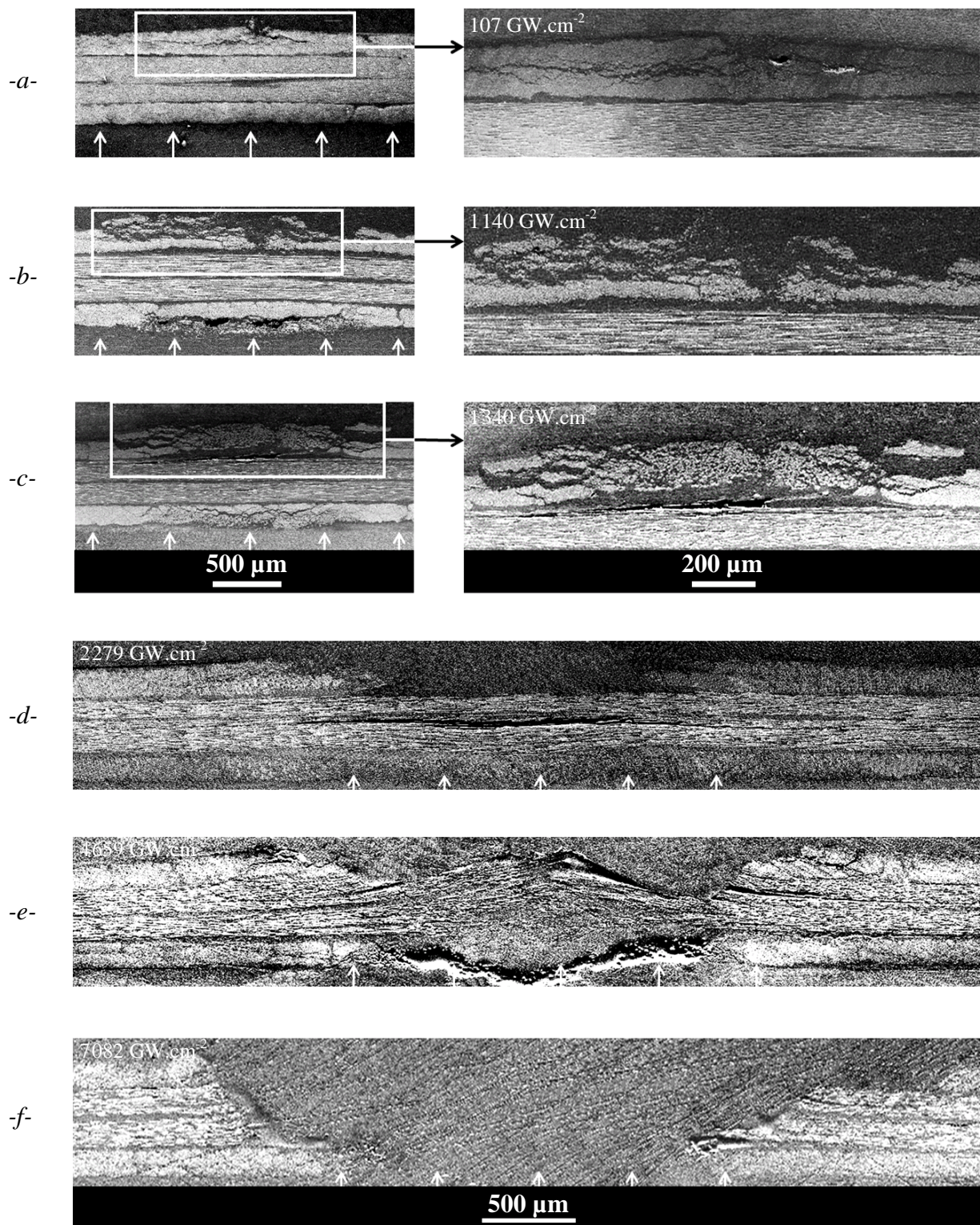


Figure V-31 : Observations microscopiques des coupes de composites 4 plis d'une épaisseur d'approximativement $620 \mu\text{m}$ suite à un choc de 3 ns en régime d'ablation, d'une intensité de : -a- 107, -b- 1140, -c- 1340, -d- 2279, -e- 4659, et -f- 7082 GW.cm^{-2} .

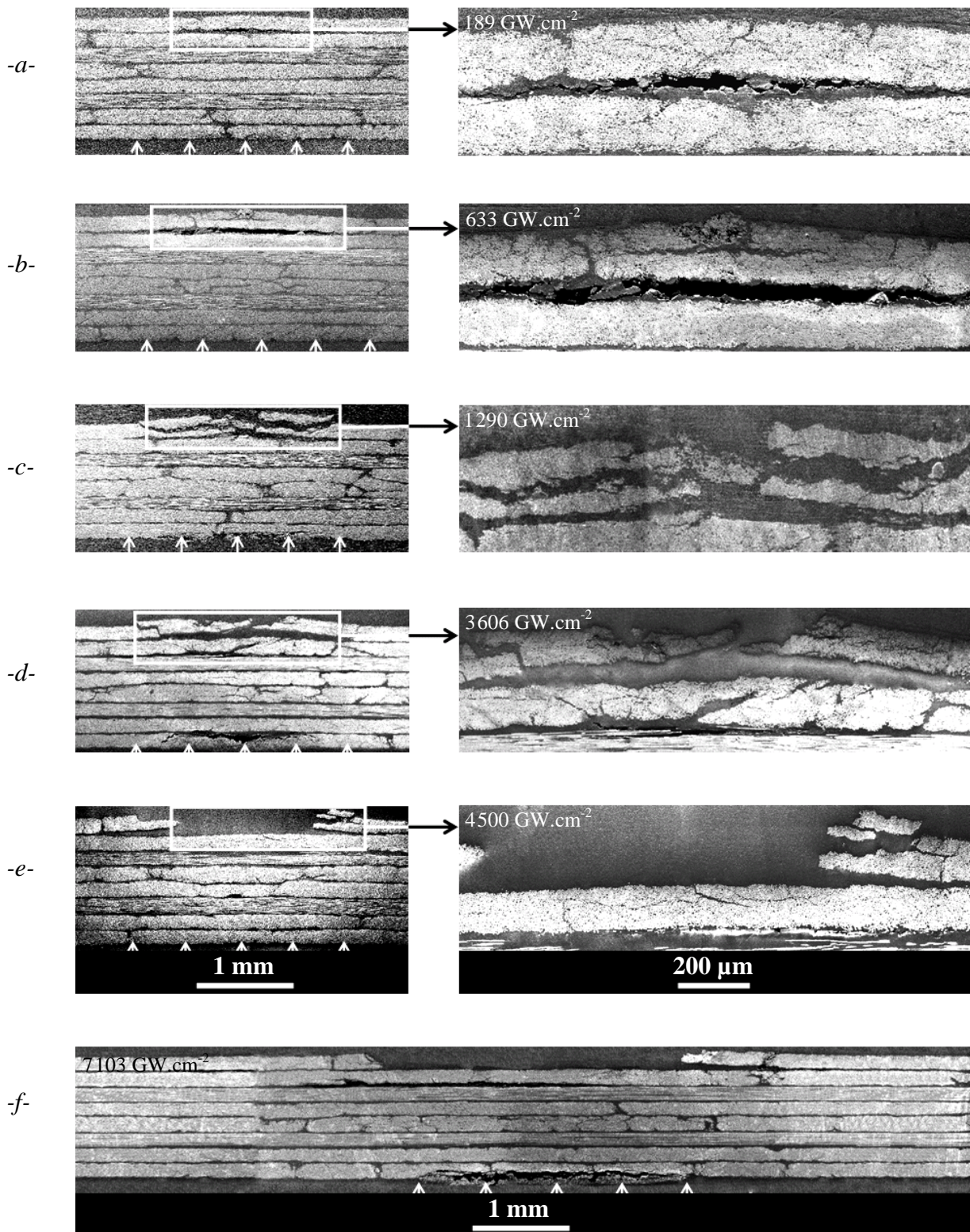


Figure V-32 : Observations microscopiques des coupes de composites 8 plis d'une épaisseur d'approximativement 1290 μm suite à un choc de 3 ns en régime d'ablation, d'une intensité de : -a- 189, -b- 633, -c- 1290, -d- 3606, -e- 4500, et -f- 7103 GW.cm^{-2} .

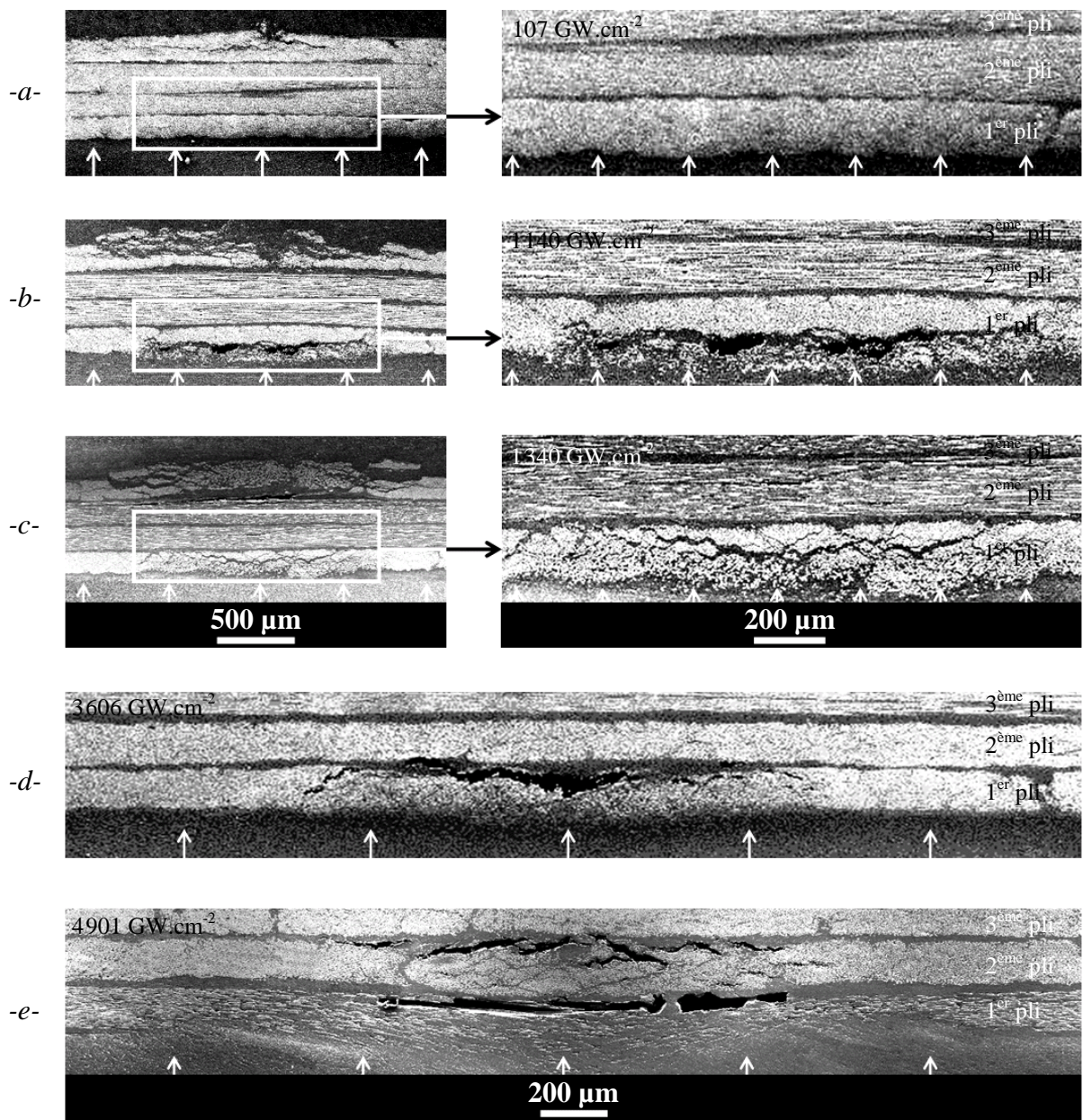


Figure V-33 : Observations microscopiques des coupes de composites avec observation fine de l'endommagement dans le(s) pli(s) incident(s). Les essais sont réalisés en régime d'ablation avec des durées d'impulsion avoisinant les 3 ns sur un diamètre de 2,5 mm environ sur composites 4 plis : -a- 107, -b- 1 138, -c- 1 340 GW.cm^{-2} , et sur cibles plus épaisses : -d- 3606, et -e- 4901 GW.cm^{-2} .

V.3.5 Interprétation des résultats

La figure V-34 propose une interprétation des phénomènes observés. Le diagramme de marche illustre la propagation d'un choc monodimensionnel non endommageant de 3 ns au sein d'un milieu stratifié de 4 plis.

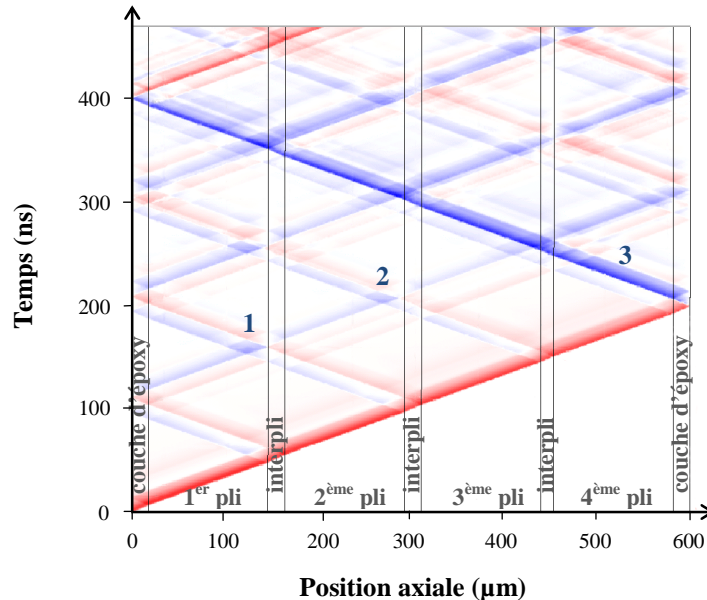


Figure V-34 : Diagramme de marche de propagation d'une onde de choc d'une durée de 3 ns dans un matériau stratifié représentatif d'un composite 4 plis sans endommagement (simulation SHYLAC, ondes de compression en rouge, traction en bleu).

La première mise en traction référencée 1 à 160 ns est consécutive aux interactions des ondes partiellement réfléchies dans le premier et le deuxième pli. Cette sollicitation, qui ne représente que 1,3% de la pression incidente, induit éventuellement une fracture. Un choc de 22,6 GPa, soit approximativement 700 GW.cm^{-2} est nécessaire au délaminage du pli incident. Pour des intensités supérieures à 3500 GW.cm^{-2} , la traction référencée 2 provoque également le délaminage. Cette sollicitation à proximité de la surface incidente ouvre la perspective de l'essai d'adhérence pour des échantillons d'épaisseur importante.

La propagation de l'onde principale n'est pas affectée par cet éventuel délaminage et sa réflexion en surface libre est à l'origine d'une forte traction référencée 3 à proximité de la face arrière. Cette sollicitation importante est à l'origine de l'endommagement intra et interlaminaire observé dans le dernier pli.

L'onde de traction poursuit sa propagation vers la face avant de la cible, sollicite les interplis dans lesquels les ondes sont réfléchies, et génère le multi-délaminage et la fragmentation observés à très haute intensité. La fragmentation pourrait également s'expliquer par la présence de défauts surfaciques en surface libre ou aux interfaces, qui perturbent les réflexions d'onde de choc. Les croisements d'ondes de détente non planes ne sont plus réalisés sur des plans parallèles, et génèrent la fragmentation du pli extérieur.

Suivant la géométrie des stratifiés, la génération de traction et l'éventuel délaminage n'ont pas la même localisation ni la même amplitude.

V.4 Synthèse

Ce paragraphe synthétise la contribution des différents paramètres sur la propagation des ondes et l'endommagement induit. Les paramètres étudiés décrivent dans un premier temps le chargement (diamètre, durée) puis le matériau (épaisseur, anisotropie). L'effet d'une élévation de l'intensité a été développé au point V.3 et ne fait pas l'objet d'une nouvelle sous-partie. Les variations de longueur d'onde et de température, sans répercussion notable sur nos expériences, ne sont pas étudiées.

V.4.1 Effets des paramètres d'impact sur la réponse matérielle

V.4.1.A Effets du diamètre d'impact

La diminution du diamètre d'impact induit le croisement des détonnes du déchargement à proximité de la zone incidente, à l'origine d'une sollicitation susceptible d'endommager la cible (voir annexe B.4 Effet périphérique de la propagation). Ces effets latéraux ont été mis en évidence sur cibles métalliques [Boustie 2007] et sur assemblages revêtus. L'étude est appliquée aux cibles composites dans l'optique de tester l'adhérence de stratifiés épais à proximité de la surface incidente. Les composites 8 plis sont soumis à des impacts endommageants de diamètres différents à intensités fixes de 450 et 1900 GW.cm⁻². Leur configuration est donnée dans le tableau V-16. Le tableau V-17 donne les vues de coupe associées à ces expériences pour établir le lieu d'endommagement.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Nombre de plis / Épaisseur (μm)	Lieu du délaminage
a	ALISE	3	0,9	9,4	493	8 / 1310	plis arrières
b	ALISE	3	1,8	38,2	500	8 / 1320	plis arrières
c	ALISE	3	4,1	165	417	8 / 1330	plis arrières
d	ALISE	3	0,9	35	1834	8 / 1290	plis arrières
e	ALISE	3	1,8	151	1978	8 / 1310	plis arrières et incidents
f	LULI2000	3	3,6	600	1965	8 / 1310	plis arrières et incidents

Tableau V-16 : Paramètres expérimentaux des essais conduits sur composites 8 plis à différents diamètres d'impact.

Sur toutes les prises de vues, le délaminage des plis opposés à l'impact donne suite à la réflexion de l'onde principale en surface libre. Aucun endommagement n'est observé à proximité de la surface incidente des cibles -a- et -d- suite à un choc de petite dimension. L'absence d'effet périphérique dans le composite stratifié s'explique par la propagation non concentrique des détonnes avec l'anisotropie du pli. La sollicitation induite par leur croisement n'est pas concentrée sur l'axe de propagation du choc, et l'amplitude de leur cumul n'est pas aussi importante que dans un matériau homogène.

Le délaminage parallèle au plan du choc observé sur les échantillons -e- et -f- à proximité de l'impact résulte de réflexions des ondes monodimensionnelles dans les plis incidents. Cette sollicitation est par contre exploitable pour l'essai d'adhérence des plis entre eux (voir paragraphe V.3.5 Interprétation des résultats).

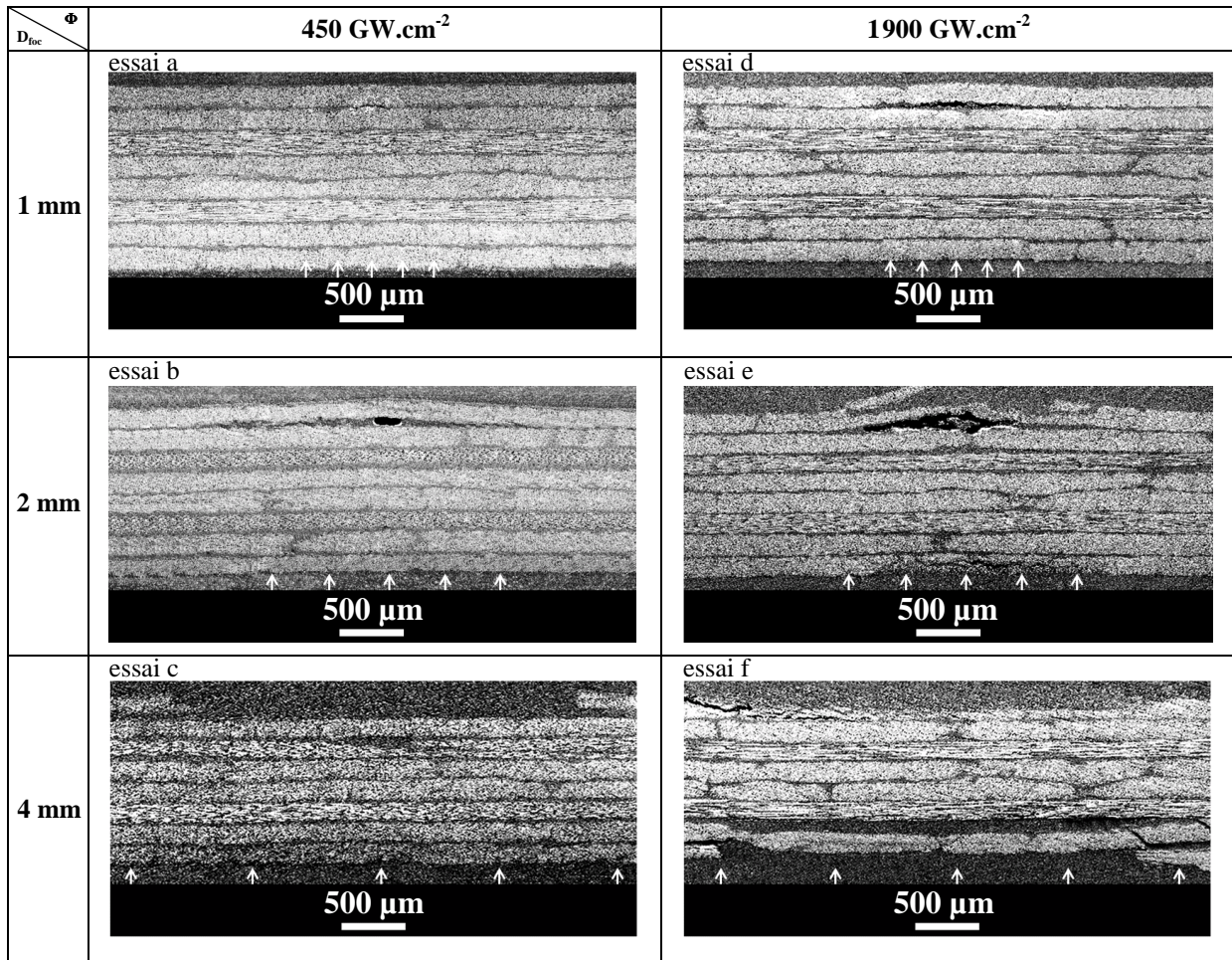


Tableau V-17 : Observations microscopiques des coupes de composites 8 plis ($\approx 1300 \mu\text{m}$) suite à un choc avec différentes tailles d'impact à intensité similaire, de 450 et 1900 GW.cm⁻².

V.4.1.B Effets de la durée d'impulsion

Le tableau V-19 synthétise l'ensemble des résultats expérimentaux conduits sur les composites 1, 4 et 8 plis à durée d'impulsion croissante. La configuration de ces essais est donnée dans le tableau V-18. La profondeur de l'endommagement est la distance mesurée entre la surface libre et le délaminage le plus prononcé.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Nb de plis / Épaisseur (μm)	Profondeur d'endommagement (μm)
a	LOA	3.10^{-5}	4,3	1	229 536	1 / 170	18-20
b	ELFIE	3.10^{-4}	1,9	35,91	4 221 784	1 / 170	25-35
c	ELFIE	3.10^{-4}	2,8	9,95	538 636	4 / 695	45-65
d	ELFIE	3.10^{-4}	1,5	49,3	9 299 364	8 / 1310	70-85
e	ALISE	2,6	2,4	13	107	4 / 680	80-95
f	ALISE	3	4,4	2,9	6,4	8 / 1340	150-173
g	PIMM confiné	9,1	1,6	0,09	0,50	1 / 165	/
h	PIMM confiné	9,3	2,5	0,93	2,04	4 / 605	145-165
i	PIMM confiné	9,2	2,5	0,97	2,15	8 / 1210	150-165
j	GEPI	430	15	/	P = 0,34 GPa	8 / 1330	855-865

Tableau V-18 : Paramètres expérimentaux des essais conduits sur composites 1, 4 et 8 plis.

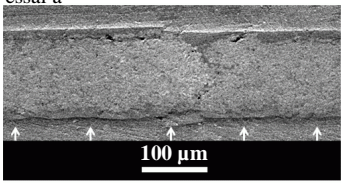
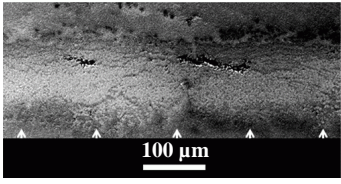
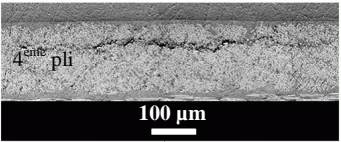
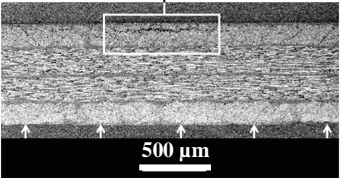
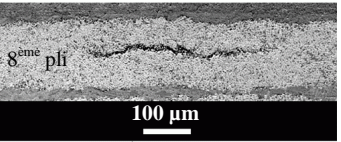
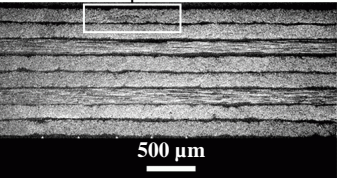
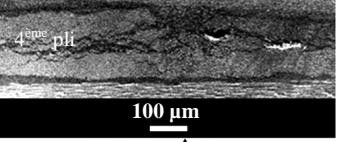
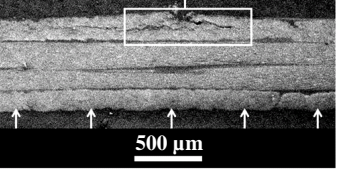
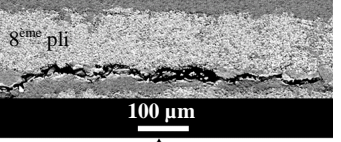
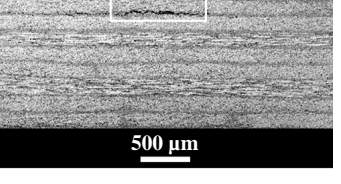
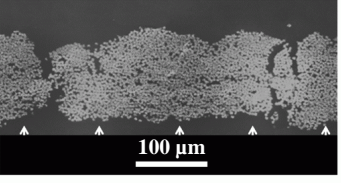
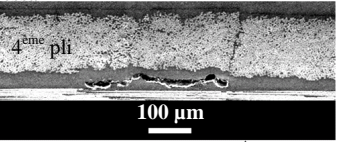
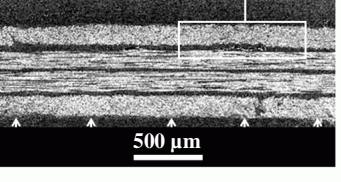
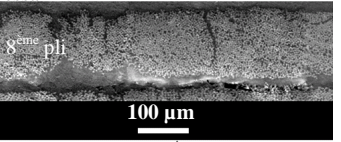
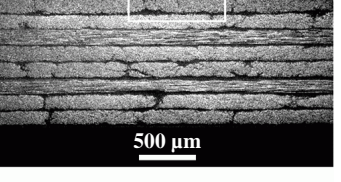
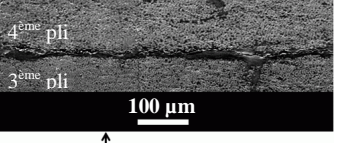
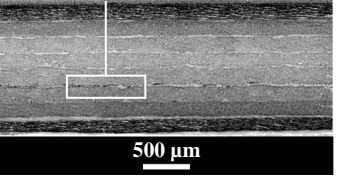
τ / Nb plis	1 pli	4 plis	8 plis
30 fs	essai a 		
300 fs	essai b 	essai c 4 ^{ème} pli  	essai d 8 ^{ème} pli  
3 ns		essai e 4 ^{ème} pli  	essai f 8 ^{ème} pli  
10 ns confiné	essai g 	essai h 4 ^{ème} pli  	essai i 8 ^{ème} pli  
450 ns			essai j 4 ^{ème} pli 3 ^{ème} pli  

Tableau V-19 : Effet de la durée d'impulsion sur l'endommagement de composites de 1, 4 et 8 plis choqués légèrement au-dessus de leur seuil de délaminage.

La figure V-35 donne la profondeur du lieu de délaminage en fonction de la durée d'impulsion. L'endommagement n'est pas nécessairement induit sur le lieu de la contrainte maximale de traction puisque la limite à la rupture est variable au sein du stratifié.

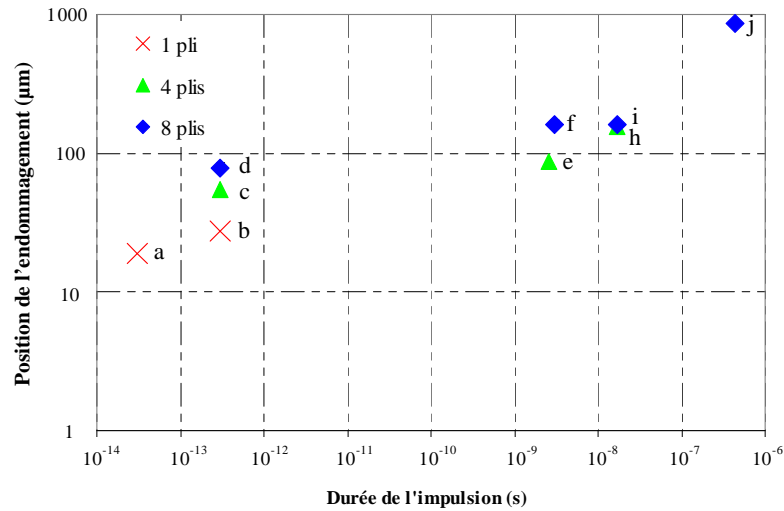


Figure V-35 : Effet de la durée d'impulsion sur le lieu d'endommagement principal de composites de 1, 4 et 8 plis.

Le délaminage est plus profond avec l'allongement de la durée d'impulsion. Les impulsions ultra-brèves génèrent une onde dont la durée atteint jusqu'à quelques ns au cours de sa propagation, à l'origine du délaminage du pli opposé à l'impact. L'endommagement observé pour une durée d'impulsion laser de 30 et 300 fs est sensiblement similaire pour une épaisseur donnée (essais a et b) puisque la durée de la pression incidente est proche (respectivement 35 et 70 ps).

Par ailleurs la détente incidente s'étale davantage au sein d'une cible épaisse et génère un endommagement plus profond (essais b, c et d, essai e et f).

Les impulsions d'une dizaine de ns et plus sont moins soumises à l'étalement de l'impulsion et l'endommagement est observé à la même profondeur quelle que soit l'épaisseur (essai h et i).

Le volume occupé par une onde de 450 ns est plus important et s'étend sur plusieurs plis. Le délaminage est systématiquement interlaminaire, l'interpli étant moins résistant. Il est donc délicat d'établir une relation précise entre la durée d'impulsion du choc et la profondeur de l'endommagement des stratifiés.

Ces résultats sont toutefois extrapolables pour évaluer la profondeur de sollicitation dans une configuration de durée de choc et d'épaisseur donnée. L'opération est peu précise et cette base de données pourrait être complétée. À cet effet un laser à durée d'impulsion variable permettrait de solliciter les matériaux dans une gamme continue de durée d'impulsion.

V.4.2 Effets des paramètres de la cible sur la réponse matérielle

V.4.2.A Effets de l'épaisseur

Ce paragraphe décrit les effets d'une variation d'épaisseur des cibles sur la sollicitation et sur l'endommagement. Le tableau V-20 synthétise la recherche du seuil de délaminage conduite sur composites d'épaisseurs distinctes, suite à un choc confiné d'une durée à mi-hauteur de 9,3 ns. La modélisation des essais au voisinage du seuil de délaminage définit la limite à la rupture dynamique.

Épaisseur (µm)	Intensité incidente de rupture (GW.cm ⁻²)	Pression incidente de rupture (MPa)	Limite à la rupture (MPa)	Pression utile à la sollicitation (%)	Type de contrainte / Lieu de rupture
8 plis (1210)		[545-570]	[294-308]	54	traction uniaxiale / (interpli 7-8 ^{ème} pli)
4 plis (650)		[360-430]	[266-318]	74	traction uniaxiale / (interpli 3-4 ^{ème} pli)
1pli (170)		[178-186]	[162-170]	91	flexion / pli

Tableau V-20 : Recherche du seuil de délaminage de composites d'épaisseur différente soumis à un choc d'une durée de 9,3 ns confiné (installation PIMM).

Les seuils incidents d'accès au délaminage sont plus élevés avec l'augmentation de l'épaisseur, suite à l'atténuation de l'onde. Il est toutefois difficile d'établir une relation entre le seuil incident de délaminage et l'épaisseur du matériau puisque les contraintes sont de nature différente.

L'atténuation de la contrainte est de 39% lors de sa propagation au sein d'un stratifié de 8 plis, contre 21% dans un composite 4 plis et seulement 5% dans le monople. Cette atténuation est due aux passages de nombreuses interfaces et à l'amortissement des ondes. Selon la formule (II-14) les interfaces sont responsables d'une perte de 24,2% de la pression initiale dans le stratifié 8 plis. L'amortissement des ondes au cours de leur propagation reste assez faible dans la configuration d'impact élastique en régime ns. L'introduction de jauges électromagnétiques multibrins permettrait de valider expérimentalement l'atténuation de l'onde au cours de sa propagation dans le stratifié. Cet instrument, basé sur l'induction électromagnétique entre deux aimants, assure la mesure de la vitesse à différentes profondeurs dans la cible [Sheffield 1997].

La limite à la rupture dynamique, similaire pour les stratifiés 4 et 8 plis autour de 296 MPa, est sensiblement supérieure à la limite définie dans le domaine de sollicitation quasi-statique. Les échantillons 1 pli présentent une limite à la rupture environ deux fois moins importante, du fait de leur fragilité et de la forte composante en flexion de la sollicitation.

L'intervalle d'incertitude, dans lequel le délaminage est hypothétique, est relativement étendu, puisque l'écart avec la moyenne atteint 9,2% pour les stratifiés 4 plis. Cela est principalement imputable à la variabilité de la ténacité des éprouvettes.

L'augmentation de l'épaisseur de la cible a une incidence sur l'ensemble des observables expérimentales. À titre d'exemple, le passage d'une cible de 4 plis à une configuration 8 plis est à l'origine des effets corrélés suivants :

- Augmentation du niveau incident d'accès au délaminage (+ 41% de la pression en moyenne, voir tableau V-20).
- Étalement de l'onde et sollicitation plus en profondeur (voir tableau V-19 et figure V-35).
- Réduction de l'étendue latérale du front de choc, dont le débouché en surface libre est visible par visualisation transverse (voir figure II-31 et V-26), et diminution de l'endommagement illustrée sur les vues de coupes (V-11 et V-17).
- Diminution de la surface délaminée (voir figure V-30) et de l'ouverture des fissures (figure V-11 et V-17).
- Diminution de la vitesse de surface libre (d'approximativement 37% à intensité similaire, voir figures V-10 et V-16).
- Diminution de la vitesse des éjectats (jusqu'à 68% de la vitesse, voir figure V-25).

V.4.2.B Effets de l'anisotropie

Alors que l'endommagement des cibles homogènes est axisymétrique, la forte anisotropie du pli est responsable d'un endommagement complexe [Bordzilovsky 1998, Millett 2007]. La figure V-36 illustre l'anisotropie de l'endommagement, observée avec différents instruments. À l'inverse des relevés présentés dans le reste du manuscrit, ces prises de vues ont été réalisées suivant la direction longitudinale aux fibres (figure V-36-a et -b).

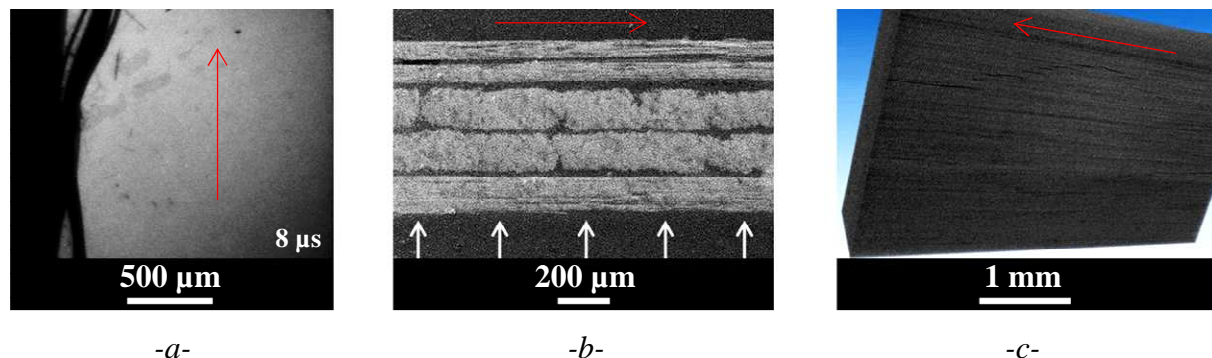


Figure V-36 : Observation de l'anisotropie de l'endommagement de composites suite à un choc endommageant d'une durée de 3 ns. Les résultats sont donnés par : -a- Visualisation transverse 8 μ s après l'impact, -b- Observation microscopique de la coupe longitudinale aux fibres extérieures, et -c- Visualisation tridimensionnelle par microtomographie de la surface libre. La flèche rouge indique l'orientation des fibres du pli opposé au choc.

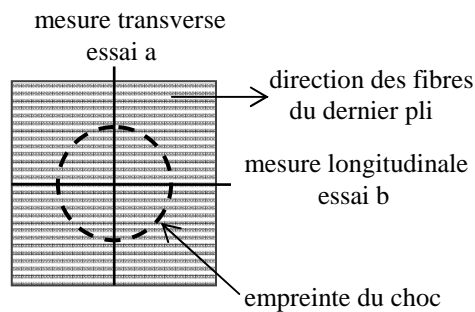
Le rapport d'anisotropie de l'endommagement (ratio des dimensions longitudinales et transverses du délaminage) est de 4 à 6 alors que le degré d'anisotropie du pli est de $\delta_a = 19$. La zone endommagée en surface libre présente une morphologie complexe (figure V-36-c) : le délaminage ne suit pas entièrement la direction des fibres puisque des fissures circulaires sont observées en vis-à-vis de l'impact.

La mesure de vitesse de la surface libre, jusqu'ici relevée dans l'axe du choc, est à présent étendue sur la surface opposée à l'impact pour mettre en évidence l'effet anisotrope de la mise en vitesse. Le dispositif de Vélocimétrie Hétérodyne pourvu d'une sonde multi points assure cette mesure.

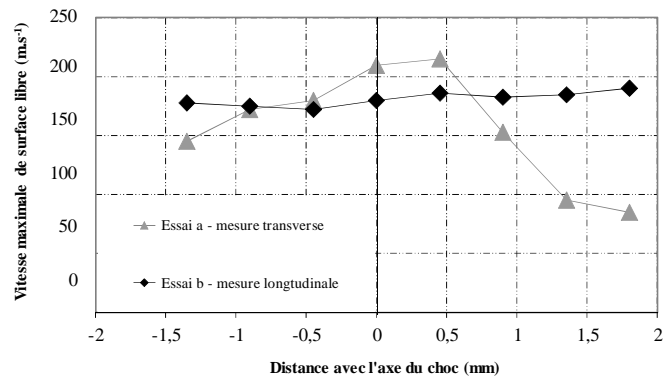
La figure V-37 illustre l'introduction d'une résolution spatiale dans la mesure de vitesse de surface libre. L'expérience est réalisée en deux fois dans des conditions similaires, le long de l'axe longitudinal et transverse des fibres extérieures. La figure V-37-a présente la configuration expérimentale des relevés : 8 sondes relèvent la vitesse à intervalle de $480 \mu\text{m}$. L'évolution de la vitesse maximale suivant la distance avec l'axe central du choc est présentée en figure V-37-b. Le paramétrage des essais est donné dans le tableau V-21.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Direction du porte échantillon	Caractéristiques géométriques		
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ ($\text{GW}\cdot\text{cm}^{-2}$)		Nombre de plis / Épaisseur (μm)	Délaminage	Vitesse maximale ($\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$)
a	ALISE	3	4,4	2,9	6,4	transverse	8 / 1340	délaminage	210
b		3	4,2	3,5	8,4	longitudinale	8 / 1320	délaminage	181

Tableau V-21 : Paramètres expérimentaux des essais équipés de la sonde multipoints de la Vélocimétrie Hétérodyne.



-a-



-b-

Figure V-37 : Mesure multipoint de la vitesse de surface libre : -a- Configuration expérimentale des essais, et -b- Évolution de la vitesse maximale en fonction de la distance avec l'axe du choc suivant la direction de mesure. Les paramètres de dépouillement VH sont $h = 50 \text{ ns}$ et $\tau_{\text{VH}} = 5 \text{ ns}$.

La vitesse de surface libre mesurée dans l'axe du choc est similaire pour ces deux essais dont l'intensité est voisine. La mise en vitesse de la surface libre n'est pas axisymétrique : la vitesse des fibres diminue en s'éloignant de l'axe du choc suivant la direction transverse. Les fibres arrachées présentent dans la fenêtre de mesure une vitesse non homogène sur leur longueur, en accord avec la visualisation transverse présentée en figure V-36-a.

Conclusion du cinquième chapitre

Les composites ont été soumis à différentes configurations d'impact pour maîtriser la propagation des ondes et l'endommagement induit. L'accent est mis sur les effets des paramètres du chargement sur la réponse du matériau.

Les composites 1 pli constituent la base de l'étude, mais leur sollicitation en régime ns a montré la prépondérance d'une sollicitation en flexion.

Les essais conduits avec une très faible durée d'impulsion génèrent une sollicitation locale et ouvrent la perspective de l'essai d'adhérence de l'interphase fibre / matrice. La propagation des ondes ultra-brèves au sein d'une structure tri-couches représentative du composite monopli a été conduite sur la base de modèles de pression définis pour des cibles métalliques. L'atténuation du profil de pression d'une impulsion de 300 fs dans le monopli a été quantifiée : l'amplitude est diminuée de près de 97% par rapport à la pression incidente donnée à 2 μm de profondeur et la durée de l'onde à mi-hauteur atteint jusqu'à 3 ns. La simulation par approche inverse nécessite une mesure de vitesse de surface libre par caméra STREAK pour adapter l'interaction laser matière aux cibles composites. Ce dispositif requiert une surface à sonder particulièrement réfléchissante, et les composites de couleur sombre seront métallisés sur une épaisseur de l'ordre de la centaine de ns.

Par ailleurs les modèles prendraient en compte l'hétérogénéité microstructurale fibre/matrice à l'échelle de la sollicitation.

Par la suite les cibles plus épaisses représentatives des matériaux industriels ont été soumises à l'essai d'adhérence des plis entre eux. La sollicitation induite par un choc laser avec une énergie de l'ordre du J en régime ns est suffisante à induire le délaminage interlaminaire entre les deux plis opposés au choc. La faiblesse des interplis par rapport au pli a été montrée, d'autant que la sollicitation dans cette couche est légèrement moins importante que dans le pli avec leur désadaptation d'impédance.

La mesure de vitesse de surface libre assure le diagnostic du délaminage. La perspective d'amélioration de la détection de l'endommagement consiste à automatiser l'acquisition et le dépouillement avec l'analyse spectrale des profils par transformée de Fourier, afin de déterminer les fréquences prépondérantes composant le signal de vitesse et d'identifier la signature de l'endommagement.

Les essais conduits avec une durée d'impulsion de 450 ns sont à l'origine d'un endommagement plus profond dans l'interpli entre le 3^{ème} et le 4^{ème} pli à partir de la surface incidente. Ces essais ont mis en évidence des différences locales d'adhérence des interplis soumis à une sollicitation homogène, et créditent l'outil laser pour la mise en œuvre d'un essai d'adhérence local. L'étude numérique a montré le volume important occupé par l'onde de traction, qui couvre plusieurs strates du composite 8 plis. Ces stratifiés sont alors représentés par une cible monocouche homogénéisée.

Les essais à haute intensité renseignent la vulnérabilité des composites sous choc, et sont appuyés par de nombreux diagnostics. L'importance du délaminage dépend de l'intensité de l'impact, il est principalement localisé à proximité de la surface libre. Un essai de validation de l'adhérence des plis est proposé par corrélation entre la pression

incidente et les observables de l'endommagement (vitesse d'éjection, aire délaminée). L'essai consiste à soumettre l'échantillon à un impact calibré de forte intensité et à observer l'endommagement : s'il est supérieur aux abaques, la résistance de la cible à l'endommagement est moindre et la structure sera qualifiée de faible. Par ailleurs la propagation d'ondes de choc au sein du stratifié est telle que le pli incident est soumis à une traction de faible amplitude qui peut conduire au délaminage à très haute intensité de choc ($> 1000 \text{ GW.cm}^{-2}$). Une nouvelle perspective de sollicitation des cibles épaisses à proximité de la surface incidente est alors envisagée pour l'essai d'adhérence, couplé à un diagnostic de détection ultrasonore de l'endommagement.

Ces travaux mettent en évidence l'intérêt et le potentiel du laser impulsif pour générer une traction modulable dans les composites, et la capacité des instruments à caractériser leur vulnérabilité.

Sur la base des résultats présentés, les effets d'une variation des paramètres de l'impact et de la cible ont été synthétisés.

La diminution de la taille de l'impact a montré que les effets latéraux ne sont pas suffisants pour atteindre le délaminage de la structure stratifiée.

L'effet de la durée d'impulsion a également fait l'objet d'une synthèse pour définir la configuration de sollicitation propre à chaque épaisseur pour l'essai d'adhérence. La base de données expérimentale pourrait être complétée pour des durées d'impulsion intermédiaires entre 16 et 450 ns. Un laser à durée d'impulsion variable permettrait de combler cette lacune et de solliciter les matériaux à différentes profondeurs.

L'atténuation des ondes et les niveaux d'accès au délaminage ont été quantifiés en régime ns suivant la configuration d'épaisseur 1, 4 et 8 plis. L'onde perd près de 40% de son amplitude au cours de sa propagation dans le stratifié 8 plis. Plus de la moitié de cette atténuation est due au passage des interfaces entre plis et interplis, à cause de leur désadaptation d'impédance. La limite à la rupture dynamique des composites 4 et 8 plis, déterminée par modélisation numérique, est en moyenne de 296 MPa.

Le seuil nominal de délaminage doit être précisé, puisque les pressions à la rupture présentent une variabilité de contrainte à la rupture de 9%.

Les abaques expérimentaux proposés (tableau V-19 et figure V-35) permettent d'extrapoler pour une configuration de durée d'impulsion et d'épaisseur donnée le lieu de l'endommagement et le niveau de pression incidente nécessaire pour éprouver l'adhérence.

L'examen expérimental des effets de l'anisotropie sur l'endommagement a montré un rapport d'approximativement 5 entre l'étendue de l'endommagement latéral et longitudinal. L'étude de l'influence de l'anisotropie sur la propagation du choc nécessite des essais sur des stratifiés monodirectionnels (d'orientation [0/0/0/0]).

CHAPITRE VI

Réponse d'assemblages de composites collés à un choc

Introduction du sixième chapitre.....	183
VI.1 Étude numérique.....	185
VI.2 Résultats expérimentaux	187
VI.2.1 8 plis / colle / 8 plis	187
VI.2.2 8 plis / colle / 4 plis	190
VI.2.3 Effets de la configuration géométrique de la cible.....	192
VI.3 Sensibilité du dispositif.....	193
Conclusion du sixième chapitre.....	195

Introduction du sixième chapitre

L'essai d'adhérence par choc est appliqué aux composites assemblés par collage afin de démontrer la faisabilité et la sensibilité du procédé sur ces structures représentatives des matériaux industriels.

Les résultats du chapitre V ont montré la nécessité d'adapter la durée d'impulsion à l'épaisseur de la cible à tester. À titre d'exemple la figure VI-1 illustre le lieu d'endommagement de cibles épaisses suite à un impact d'une durée de 3 ns. Deux configurations d'épaisseur y sont observées : 4 plis / colle / 4 plis (d'abréviation 4c4) et 8 plis / colle / 8 plis (8c8). Le tableau VI-1 décrit les conditions d'expérience. La profondeur du délaminage est la distance mesurée entre la surface libre et l'endommagement le plus prononcé.

Ref	Installation	Caractéristiques du choc				Caractéristiques géométriques	
		τ (ns)	D_{foc} (mm)	E (J)	Φ (GW.cm ⁻²)	Géométrie / Épaisseur (μm)	Profondeur du délaminage (μm)
a	ALISE	3	4	110	292	4FM4 / 590 + 400 + 590 = 1580	150
b	régime direct	3	5,2	852	2701	8FM8 / 1170 + 360 + 1220 = 2750	295

Tableau VI-1 : Paramètres des essais conduits avec un choc bref sur assemblages collés. Les épaisseurs sont données en commençant par la couche incidente.

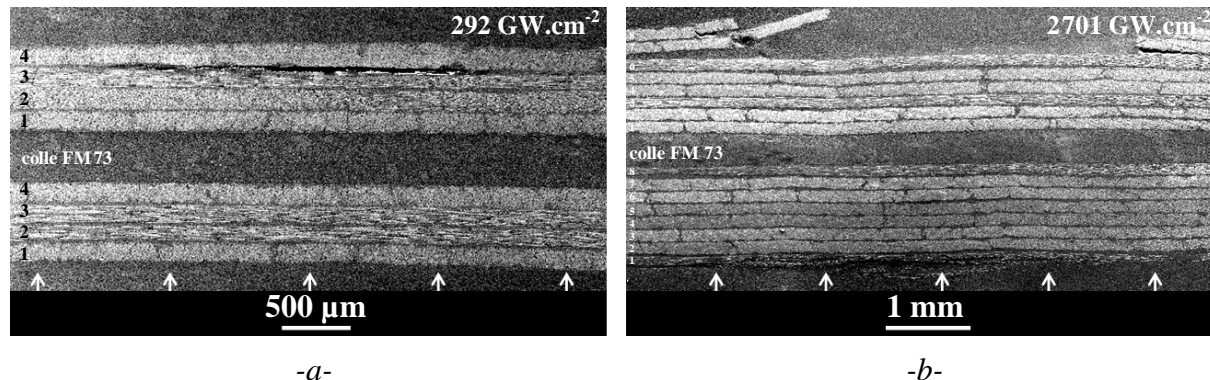


Figure VI-1 : Observations microscopiques des coupes d'assemblages de composites collés avec FM73 suite à un choc bref. Les configurations d'épaisseur sont les suivantes : -a- 4c4, et -b- 8c8.

Le délaminage induit par une sollicitation en régime ns est localisé à proximité de la surface libre et non pas aux interfaces du joint de colle dans la mesure où la sollicitation en traction n'y est pas suffisante.

La durée d'impulsion est alors augmentée pour solliciter les interfaces des assemblages avec le générateur haute puissance pulsé GEPI. La démonstration de faisabilité est conduite par étude numérique, puis expérimentale. Les performances de deux adhésifs sont ensuite comparées et montrent la sensibilité de la technique à différencier les niveaux d'adhérence.

Conditions générales : les matériaux testés sont les assemblages 8c4 (d'épaisseur moyenne 2,1 mm) et 8c8 (2,75 mm). Les colles mises en œuvre sont Hysol® EA 9394 et FM 73, cette dernière présente la meilleure adhérence d'après les essais de pelage réalisés à l'IRA (voir paragraphe II.1.2 Essai de pelage).

Le dispositif GEPI délivre une sollicitation dont la première impulsion dure près de 450 ns à mi-hauteur de profil. Les rechargements de moindre amplitude entrent en compte dans les calculs même s'ils sont rapidement amortis (voir figure V-20-a). Les échantillons sont solidarités à l'électrode par collage. L'impact est ainsi appliqué sur la surface totale des échantillons, de 15 mm de côté, la propagation des ondes dans les cibles est par conséquent monodimensionnelle.

La tenue mécanique des assemblages de composites a été étudiée par essais de traction classique jusque 10^3 s^{-1} [Pardo 2001], éventuellement barres d'Hopkinson ou impact de plaques.

L'essai d'adhérence d'assemblages de composites par choc d'une durée de quelques centaines de ns est étudié par R.H. Bossi [Bossi 2002], sans pour autant quantifier leur comportement dynamique. Ses travaux mettent en avant les avantages de la technique de choc laser pour le contrôle de l'adhérence [Bossi 2005-a, Bossi 2009]. Cette étude est conclue par un brevet [Bossi 2005-b] et par la commercialisation du dispositif en 2011 par LSP technologies Inc [lsptechnologies.com].

L'essai proposé par Bossi consiste à émettre trois impulsions induites par laser à la surface de la cible à tester. Une première onde ultrasonore caractérise la morphologie de l'assemblage, la deuxième impose un chargement mécanique calibré, et la troisième diagnostique l'éventuelle décohésion suite aux effets mécaniques du choc. L'outil est portable et pourvu d'un dispositif de mise sous vide, le traitement des acquisitions est automatisé.

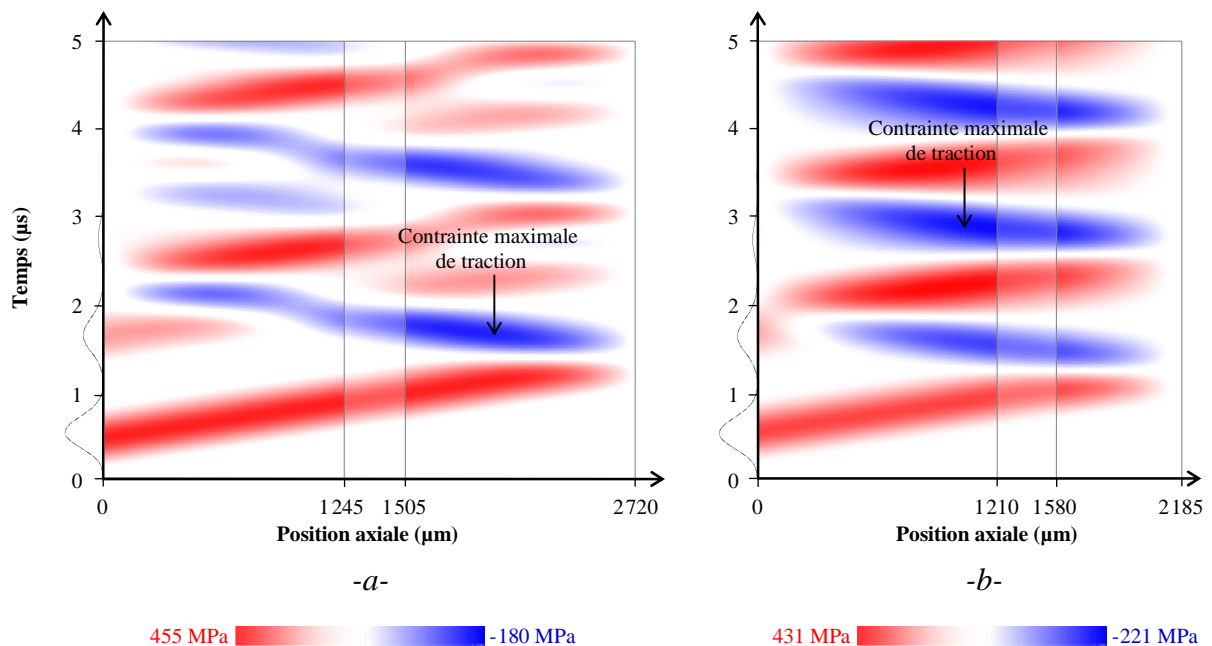
M. Perton a également travaillé sur l'application du choc laser en régime ns pour tester l'adhérence d'assemblages de composites collés avec Hysol® EA 9394 [Perton 2010]. Les échantillons sont équipés d'un ruban noir protecteur et le plasma est confiné par eau. L'éventuel endommagement suite aux effets du choc est détecté par la technique de balayage ultrasonore induit par laser (B-scan et C-scan). Les joints faibles sont décelés en régime ns, leur limite à la rupture est déterminée par simulation à approximativement 150 MPa. Les assemblages forts présentent quant à eux une adhérence identique à celle de l'interpli, à savoir 340 MPa.

VI.1 Étude numérique

Les modèles numériques permettent la compréhension de la propagation des ondes et quantifient les niveaux de pression aux interfaces. Cette étude est réalisée avec le code SHYLAC en utilisant les propriétés données en annexe C. L'interface est supposée sans diffusion des composants de part et d'autre.

L'objectif à terme est de pouvoir évaluer les configurations de chargement optimum pour solliciter l'interface d'assemblages collés.

Suite aux résultats de la simulation de composites 8 plis soumis à l'impulsion GEPI, les stratifiés sont représentés par une cible monocouche homogénéisée (voir paragraphe V.2.2.C $\tau = 450$ ns). La figure VI-2 illustre les diagrammes de marche de propagation du choc long dans les deux configurations matérielles étudiées : les assemblages 8c8 et 8c4, le choc étant appliqué sur le substrat le plus épais.



Dans les deux cas, l'onde occupe plus de 1 350 μm dans l'épaisseur de la cible et la sollicitation en traction est également étalée sur près de 8 plis.

La différence d'impédance à l'interface composite/colle est responsable d'une diminution de 11,4% de la contrainte : $Z_{\text{composite}} > Z_{\text{colle}}$ ($0,44 \cdot 10^6 > 0,35 \cdot 10^6$ $\text{g} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$, voir annexe C). La réduction de la contrainte au passage des deux interfaces de la colle est alors de 1,3%. Les réflexions d'ondes aux interfaces sont peu prononcées devant les allers retours de l'onde incidente dans l'assemblage et les rechargements incidents.

L'amortissement de l'onde est modéré, la pression incidente perd 37% de son amplitude dans l'assemblage -a- de 2720 μm d'épaisseur, et 30% dans l'échantillon -b- de 2185 μm .

La contrainte maximale de traction dans l'assemblage -a- 8c8 résulte du croisement de la réflexion en surface libre de l'onde incidente avec sa détente. Cette sollicitation est

localisée dans le composite opposé au choc à une distance d'environ 800 μm de la surface libre, et le joint de colle est soumis à une contrainte moins importante.

Concernant l'assemblage -b- 8c4, le rechargement (fréquence 1,1 μs) se superpose grossièrement avec l'aller-retour de l'onde principale dans l'assemblage (fréquence 1,4 μs) et augmente l'intensité de la détente suivante. La contrainte maximale de traction est alors relevée à une distance de 1020 μm de la surface incidence des assemblages 8c4.

Dans les deux cas les interfaces sont fortement sollicitées. La traction à l'interface est donnée par la moyenne des sollicitations de part et d'autres puisque son épaisseur est considérée nulle.

VI.2 Résultats expérimentaux

Les résultats sont donnés pour les assemblages 8c8 puis 8c4 collés avec EA 9394, puis une courte synthèse compare leur réponse au choc.

VI.2.1 8 plis / colle / 8 plis

La figure VI-3 donne les profils de vitesse relevés en surface libre d'assemblages 8c8 soumis à un choc. Le tableau VI-2 synthétise les paramètres d'essais. La pression incidente est évaluée par la formule (II-19) puis ajustée par approche inverse sur l'amplitude du premier saut de vitesse. Elle diffère des pressions définies pour le stratifié 8 plis soumis à la même sollicitation avec l'écart de pression à la surface de l'électrode jusqu'à 10% de son amplitude, et à cause du collage des électrodes.

Ref	Choc τ	Caractéristiques géométriques			Simulation	
		Géométrie / Épaisseur (μm)	Décohésion	Vitesse max (m.s^{-1})	P (MPa)	Traction max à l'interface (MPa)
a	430	8EA8 / 1245 + 260 + 1215 = 2720	sans décohésion	95	455	168
b	440	8EA8 / 1215 + 240 + 1210 = 2665	décollé	130	623	230
c	470	8EA8 / 1215 + 220 + 1170 = 2605	décollé	179	857	317

Tableau VI-2 : Paramètres expérimentaux des essais sur assemblages 8c8. La durée à mi-hauteur du profil de pression est donnée à 10 ns près, et concerne la première impulsion. Les épaisseurs sont renseignées en commençant par la couche incidente.

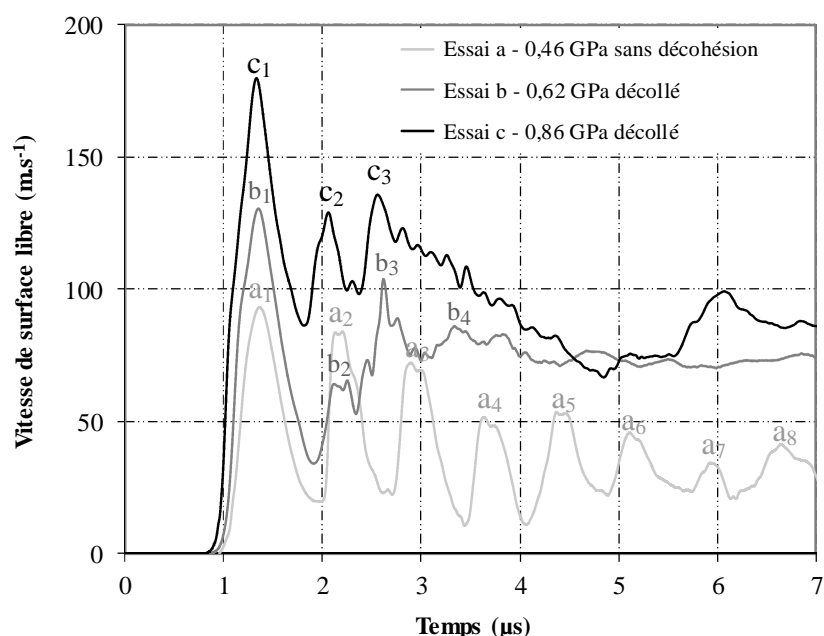


Figure VI-3 : Vitesses relevées en surface libre d'assemblages 8c8 soumis à un choc d'une durée de 450 ns, à proximité du seuil de décohésion. L'origine des temps correspond à l'instant d'impact en face incidente.

Les profils de vitesse diffèrent suivant la présence ou l'absence de décohésion sous l'effet du choc. La première accélération à partir de $0,85 \mu\text{s}$, commune à tous les profils et référencée 1, correspond au débouché de l'onde incidente, dont le front de montée s'étale sur plus de 500 ns .

En l'absence d'endommagement (essai a), les mises en vitesse principales présentent une période d'oscillation moyenne de près de 900 ns (mises en vitesse référencées a_1 à a_8).

Les profils de vitesse de surface libre des échantillons b et c endommagés, présentent une période d'oscillation d'approximativement 750 ns sur quelques allers retours d'onde.

La figure VI-4 illustre la propagation de ces ondes dans l'assemblage intact en comparaison des profils de vitesse expérimentaux et numériques. La corrélation des vitesses de surface libre entre l'expérience et la simulation est relativement bonne sur la synchronisation pendant les 4 premières μs , mais présente quelques écarts d'amplitude. Ces sauts de vitesse correspondent aux débouchés des rechargements successifs (période $1,1 \mu\text{s}$), auxquels s'ajoutent les allers retours de l'onde dans l'épaisseur du substrat (période de $0,9 \mu\text{s}$). L'accélération référencée a_3 après l'aller-retour de l'onde dans l'ensemble des strates de l'assemblage est significative de sa cohésion.

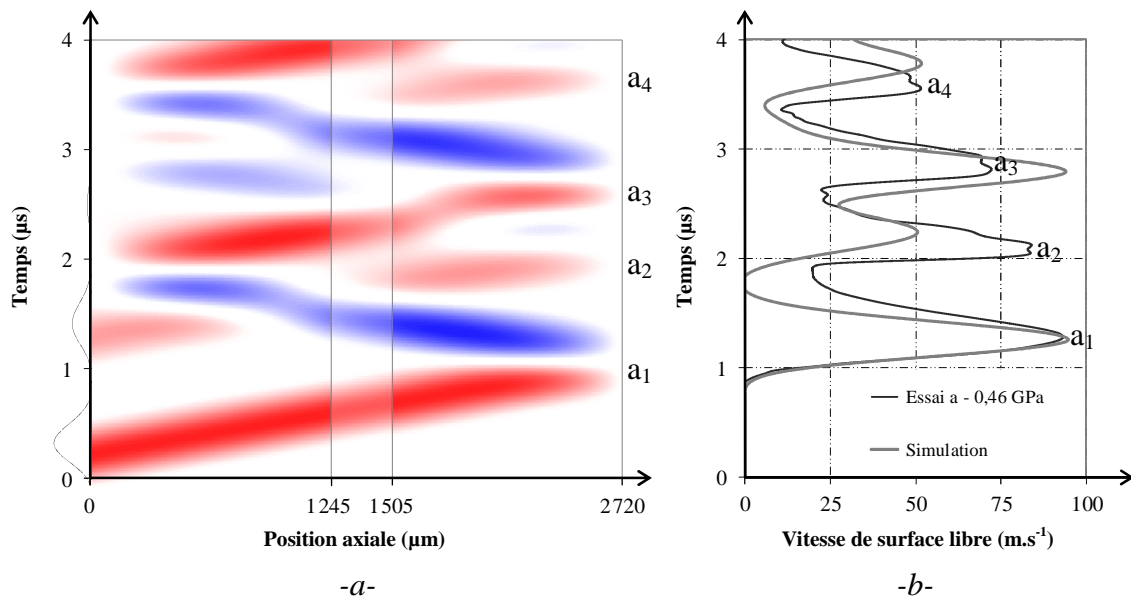


Figure VI-4 : Diagramme de marche de propagation d'une onde GEPI de $0,46 \text{ GPa}$ au sein d'assemblages de composites $8c8$ collés avec EA9394 (simulation SHYLAC).

La figure VI-5 confirme l'éventuelle décohésion des assemblages et précise les lieux d'endommagement, observés en vue de coupe dans la zone centrale des échantillons.

La figure VI-4-a montre que la contrainte maximale de traction est localisée à $800 \mu\text{m}$ de profondeur dans le composite opposé à l'impact et que le joint de colle est soumis à une traction moindre. Cette sollicitation est toutefois suffisante à endommager les interfaces entre le stratifié et la colle, moins résistantes que les interplis du composite.

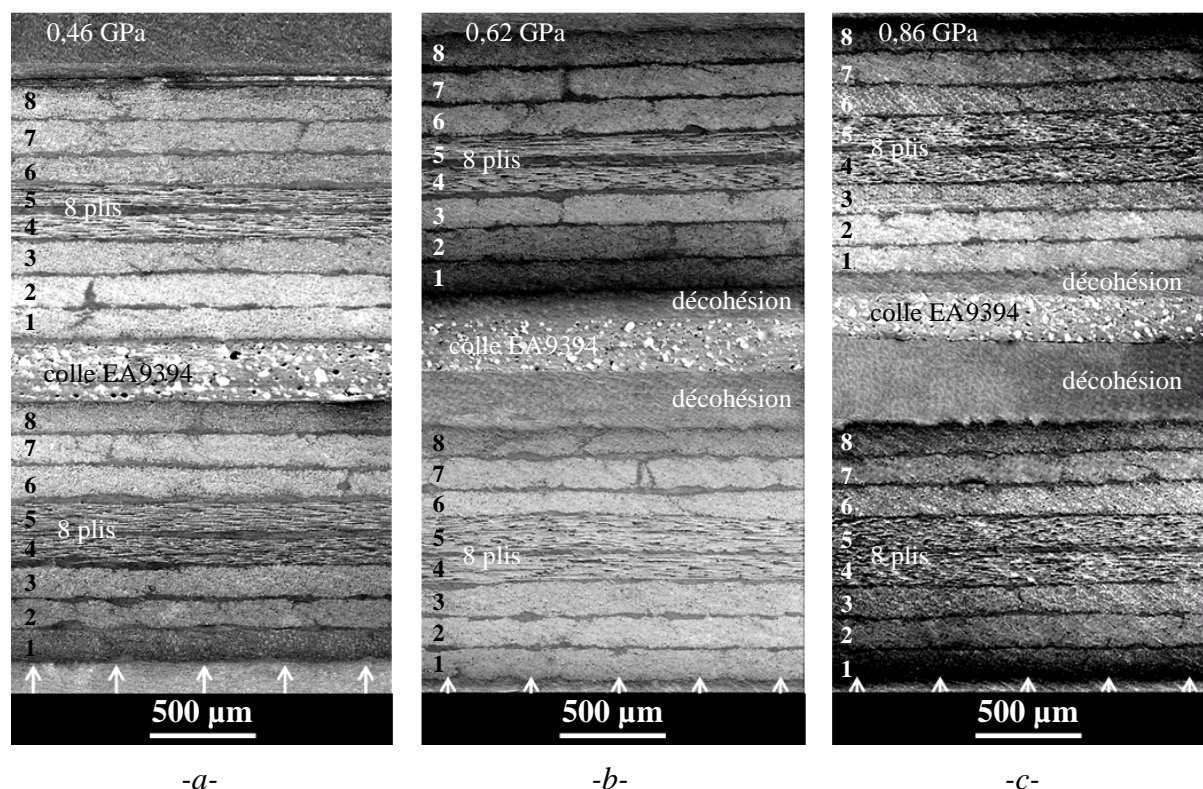


Figure VI-5 : Observations microscopiques des coupes d'assemblages 8c8 collés avec EA9394 suite à un choc d'une pression de : -a- 0,46 -b- 0,62 et -c- 0,86 GPa.

La figure VI-6 illustre la rupture de l'assemblage -b-. La fracture est adhésive, initiée et propagée à l'interface entre la colle et le composite. La fragilité de la colle est montrée par le profil net de rupture et par les plans de décohésion observés sur les vues microscopiques. L'arrachement de la colle dans son épaisseur traduit les effets de flexion suite à la sollicitation non homogène de l'interface, éventuellement à la variabilité de sa ténacité selon la position.

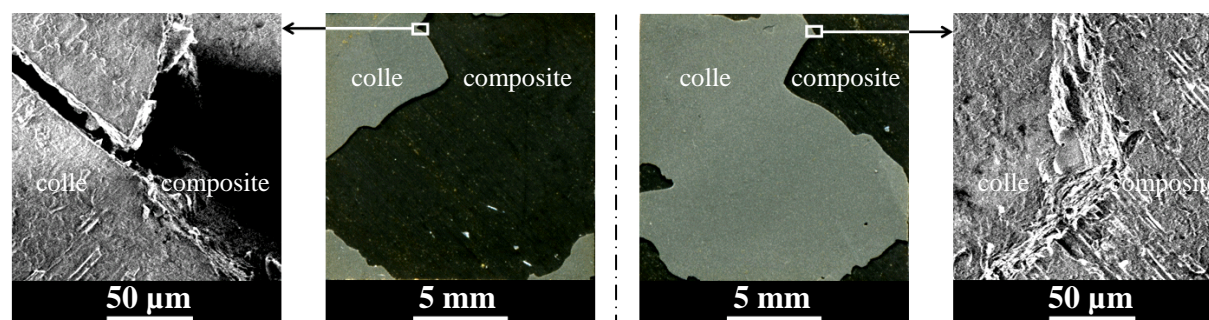


Figure VI-6 : Observation microscopique du faciès de rupture de l'interface colle / composite de l'échantillon -b- suite à un impact de 0,62 GPa.

L'expérience définit le seuil de décohésion incident dans l'intervalle [0,46-0,62] GPa. La limite à la rupture de l'interface est alors évaluée par simulation à [168 - 230] MPa. Le seuil de décohésion de l'interface pourrait être affiné par de nouvelles expériences conduites avec une pression incidente comprise dans l'intervalle [0,46-0,62] GPa. Ces expériences montrent la faisabilité de l'essai d'adhérence par choc long sur des assemblages de composites collés.

VI.2.2 8 plis / colle / 4 plis

Le tableau VI-3 synthétise les paramètres des essais conduits sur les assemblages 8c4, le chargement étant imposé sur le stratifié épais. La figure VI-7 donne les profils de vitesse de surface libre, la figure VI-8 illustre les micrographies post choc des cibles.

Ref	Choc τ	Caractéristiques géométriques			Simulation	
		Géométrie / Épaisseur (μm)	Décohésion	Vitesse max (m.s^{-1})	P (MPa)	Traction max à l'interface (MPa)
a	400	8EA4 / 1220 + 370 + 620 = 2210	sans décohésion	85	377	185
b	430	8EA4 / 1210 + 370 + 605 = 2185	sans décohésion	97	431	211
c	440	8EA4 / 1160 + 450 + 625 = 2235	décollé	126	560	274
d	470	8EA4 / 1200 + 430 + 580 = 2210	décolle	165	733	359

Tableau VI-3 : Paramètres expérimentaux des essais sur assemblages 8c4. La durée à mi-hauteur du profil de pression est donnée à 10 ns près, et concerne la première impulsion. Les épaisseurs sont renseignées en commençant par la couche incidente.

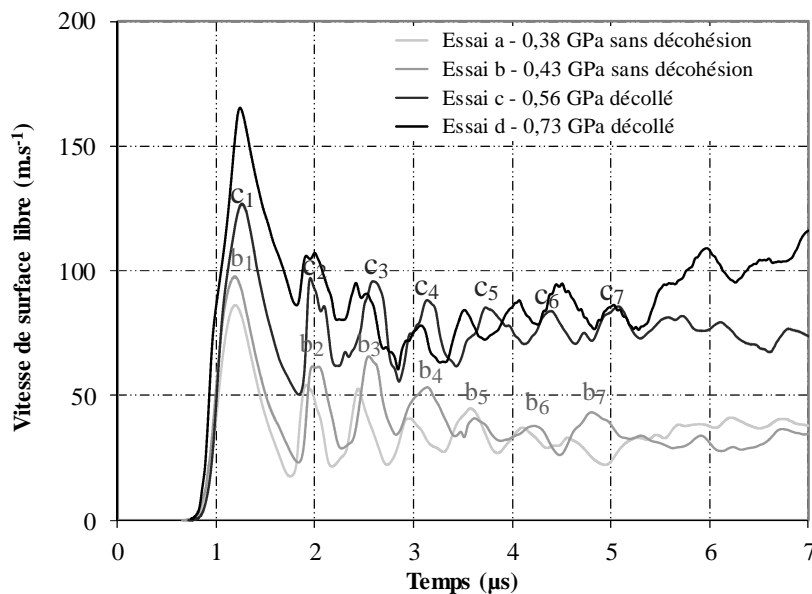


Figure VI-7 : Vitesses relevées en surface libre d'assemblages 8c4 soumis à un choc d'une durée de 450 ns, au voisinage du seuil de décohésion. L'origine des temps correspond à l'instant d'impact en face incidente.

La fréquence des mises en vitesse des échantillons a et b non endommagés (600 ns entre les références b_1 à b_7) est similaire à celle des cibles c et d (Ref c_1 à c_7), décollés. Dans l'ensemble des cas les profils de vitesse présentent la signature du délaminage. Cela est imputable aux porosités, observées en très grand nombre au sein des joints de colle en figure VI-8 et à la fissure médiane dans l'adhésif, également visible sur ces micrographies. Cet endommagement local n'a pas été initié par la sollicitation liée au choc, mais était déjà présent sur les assemblages vierges 8c4 (voir figure I-20-a). La fissure discontinue est initiée lors de la réunion des deux plaques de composites, chacune recouverte d'une fine couche de colle en pâte. Le séchage de la colle pendant les quelques secondes de l'application suffit à créer une peau solide à l'origine du défaut.

Ces défauts perturbent la propagation de l'onde et les profils de vitesse de surface libre sont alors mal maîtrisés.

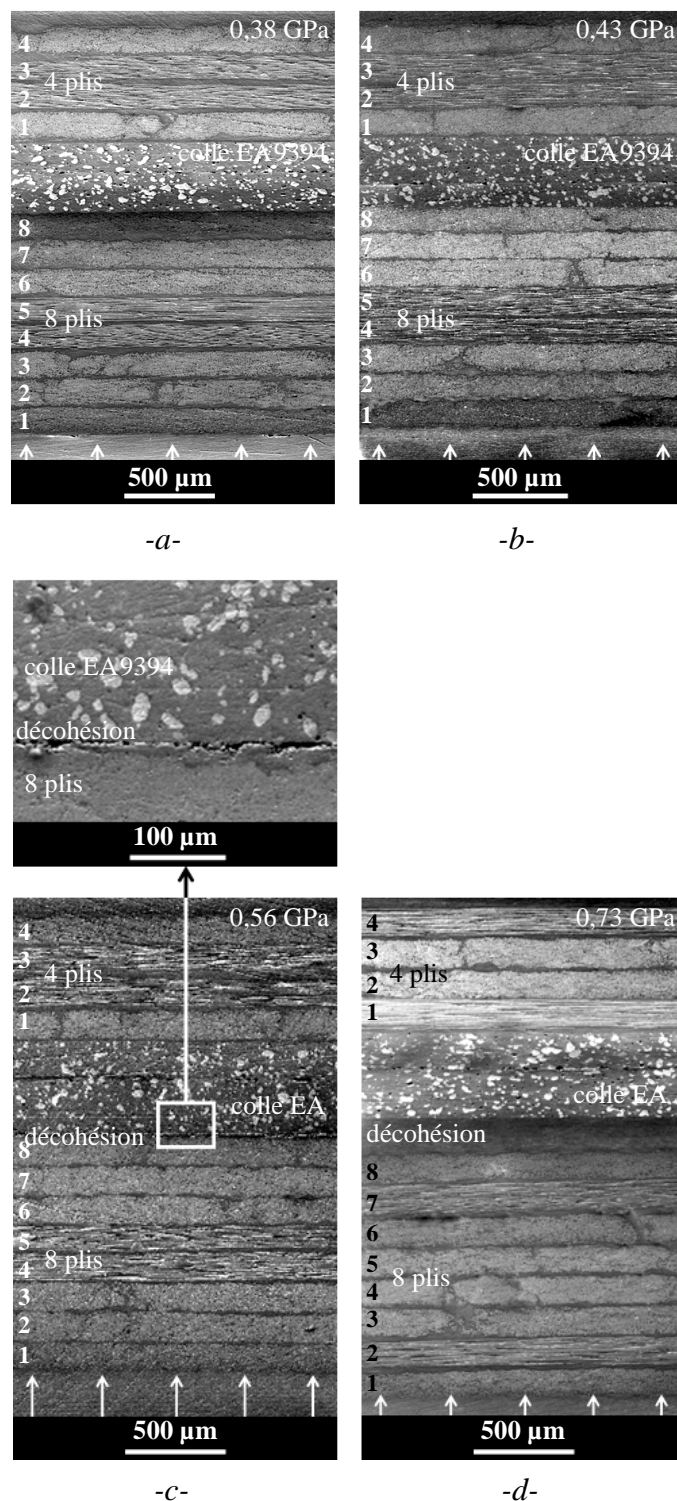


Figure VI-8 : Observations microscopiques des coupes d'assemblages 8c4 collés avec EA9394 suite à un choc d'une pression de : -a- 0,38 -b- 0,43 -c- 0,56 et -d- 0,73 GPa.

La figure VI-2-b situe la contrainte maximale de traction à 1020 μm de la surface incidente, dans le composite 8 plis. La sollicitation est à l'origine d'un plan de fissuration à l'interface composite 8 plis / colle pour une pression incidente de 0,56 GPa. La désolidarisation de l'assemblage à l'interface composite 8 plis / colle est complète sous l'effet d'un choc de 0,73 GPa. La limite à la rupture de cette interface est évaluée par simulation numérique à [211-274]MPa.

VI.2.3 Effets de la configuration géométrique de la cible

Le tableau VI-4 synthétise la recherche du seuil de décohésion des assemblages de composites suivant leur configuration d'épaisseur, toujours sur l'installation GEPI.

Configuration d'épaisseur	Pression incidente entraînant la rupture (MPa)	Lieu de la rupture	Limite à la rupture (MPa)	Pression utile à la sollicitation de l'interface (%)
8c8	[455-623]	2 interfaces du joint	[168-230]	37
8c4	[431-560]	substrat incident/colle	[211-274]	49

Tableau VI-4 : Recherche du seuil de délaminage d'assemblages de composites de géométrie différente, soumis à un choc de 450 ns.

La limite à la rupture calculée est plus importante pour l'interface de l'assemblage 8c4 que pour celle du 8c8. Cette différence est probablement due à la fissure observée dans la zone médiane du joint de colle (voir figure VI-8), qui altère la propagation de l'onde et l'amortit davantage. Les assemblages 8c8 n'ont pas été assemblés suivant la même procédure et la colle n'a été appliquée que sur une seule plaque. Le joint de colle des assemblages 8c8 est alors plus fin (250 μm en moyenne contre 400 μm pour les assemblages 8c4).

La limite à la rupture de l'interface collée avec EA 9394 est inférieure au seuil de délaminage de l'interpli de composites 8 plis soumis à la même sollicitation : [168-230]MPa pour l'interface de l'assemblage 8c8 contre [255-296]MPa pour les composites 8 plis (voir paragraphe V.2.2.C $\tau = 450$ ns). L'interface du joint EA 9394 est donc plus faible que son substrat.

VI.3 Sensibilité du dispositif

La sensibilité de la technique est éprouvée en comparant la résistance d'assemblages collés avec EA9394 et FM73. Les deux échantillons, fixés côte à côte sur la même électrode, sont soumis au même chargement, avec une erreur maximale d'amplitude de 10%. Les figures VI-9 et VI-10 illustrent respectivement le relevé des vitesses de surface libre et les micrographies de ces essais, les paramètres sont donnés dans le tableau VI-5.

Les essais de pelage ont démontré la plus grande résistance de la colle FM 73 par rapport à EA9394. L'expérience de choc est en accord avec cet essai quasi-statique puisque l'échantillon collé avec EA 9394 se désolidarise sous l'effet du choc alors que la cible -a- solidarisée avec FM73 reste intacte.

Ref	Caractéristiques géométriques			Simulation	
	Géométrie / Épaisseur (µm)	Décohésion	Vitesse max (m.s ⁻¹)	P (MPa)	Traction max à l'interface (MPa)
a	8FM8 / 1255 + 525 + 1210 = 2990	sans décohésion	162	835	305
b	8EA8 / 1215 + 220 + 1170 = 2605	décollé	179	857	317

Tableau VI-5 : Paramètres expérimentaux des essais sur les assemblages 8c8 collés avec deux adhésifs différents. Les épaisseurs sont renseignées en commençant par la couche incidente.

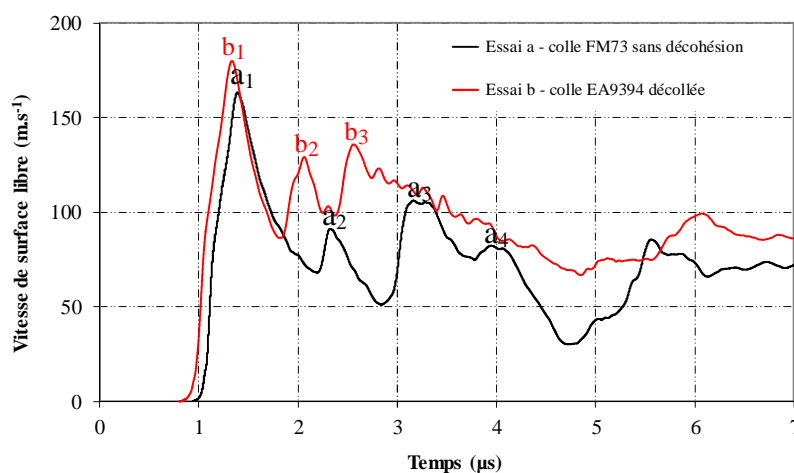


Figure VI-9 : Vitesses relevées en surface libre d'assemblages 8c8 collés avec les colles EA9394 et FM73 soumis à un choc d'une durée de 470 ns. L'origine des temps correspond à l'instant d'impact en face incidente.

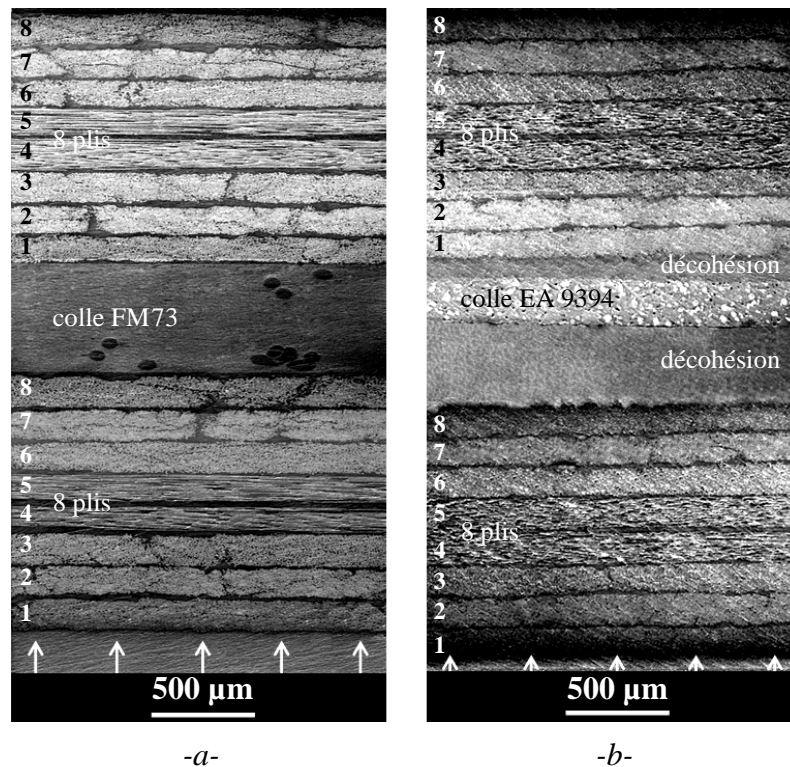


Figure VI-10 : Observations microscopiques des coupes d'assemblages 8c8 suite à un choc d'une durée de 470 ns de 0,8 GPa. Les échantillons ont été assemblés avec : -a- FM 73, et -b- EA9394.

Les mises en vitesse suite au débouché du choc dans les deux échantillons présentent une amplitude voisine (162 et 179 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$), montrant que les cibles d'épaisseur voisine (2990 et 2605 μm) ont été soumises à une sollicitation similaire.

Les profils de vitesse des deux échantillons présentent une importante différence de fréquence des accélérations. L'échantillon -a- toujours intact suite au choc présente une mise en vitesse importante référencée a_3 , 1,8 μs après le premier débouché a_1 , significative de la propagation du choc dans l'assemblage intègre (voir figure VI-4). L'échantillon -b- présente quant à lui une période d'oscillation de 750 ns, caractéristique de la propagation de l'onde dans la couche désolidarisée, dont l'épaisseur est alors évaluée à 1125 μm .

La technique différencie les deux niveaux d'adhérence des assemblages, et le diagnostic de l'éventuelle décohésion est assuré par l'analyse des profils de vitesse de surface libre.

Le joint FM 73 a été soumis à une traction de 305 MPa sans être endommagé, sa résistance est alors du même ordre que celle de l'interpli en époxy des composites 8 plis (seuil défini à [255 - 296] MPa sous l'effet du chargement GEPI). Le collage avec FM73 est optimal puisque sa limite à la rupture est similaire à celle de son substrat.

La perspective de ces essais consiste à affiner le seuil de décohésion de l'assemblage solidarisé avec EA 9394, de définir celui de l'assemblage FM 73 pour les comparer aux résultats quasi-statiques.

Conclusion du sixième chapitre

La simulation numérique et les résultats expérimentaux montrent la faisabilité de l'essai d'adhérence par choc long sur des assemblages de composites. Les profils de vitesse permettent à nouveau le diagnostic de la décohésion de l'assemblage. La sensibilité de la technique aux propriétés d'adhésion a été évaluée par comparaison des performances de deux colles. La faiblesse relative de la colle EA 9394 par rapport à FM 73, déjà mesurée par l'essai de pelage, a été décelée. Des limites à la rupture de [168-230]MPa, et supérieure à 305 MPa ont été déterminées pour les interfaces d'assemblages 8c8 respectivement collées avec EA 9394 et FM 73. Les assemblages 8c4 collés avec EA 9394 présentent quant à eux un seuil de rupture de [211 - 274] MPa, plus élevé qu'en configuration 8c8 avec l'amortissement de l'onde dans le défaut médian du joint de colle.

Ces essais, réalisés avec une durée d'impulsion de plusieurs centaines de ns, montrent qu'il est possible de solliciter en traction une grande partie de la cible dans son épaisseur. Pour les deux configurations étudiées, dont l'épaisseur a varié de 2 185 μm (8c4) à 2 990 μm (8c8), les interfaces sont sollicitées sans adapter la durée du choc à la taille de la structure.

Le générateur GEPI étant une installation difficile d'emploi en contexte industriel, l'étude montre la nécessité de développer de nouvelles sources laser, dont la durée d'impulsion serait modulable jusqu'à quelques centaines de ns. La perspective de ces travaux consiste à étudier la sensibilité de la technique à détecter les variations d'adhérence sur des assemblages volontairement affaiblis [Barroeta-Robles 2010]. Par ailleurs les modèles d'assemblages pourraient être améliorés en représentant l'interface par une couche matérielle à part entière. La contrainte supportée par cet élément serait alors précisément quantifiée, au lieu d'être évaluée par la moyenne des contraintes dans les couches de part et d'autre.

Conclusion générale et perspectives

Dans cette thèse, le comportement sous choc des composites et de leurs assemblages a été étudié suivant une approche couplée expérience-simulation :

- L'expérience caractérise le comportement des composites en fonction des paramètres du choc et des cibles avec différents instruments.
- La simulation représente la propagation des ondes de choc en milieu stratifié, et quantifie les contraintes et les limites à la rupture.

Les principaux résultats de cette thèse concernent :

- Les matériaux et leur variabilité : la variabilité des composites a été décrite en termes de chimie, de morphologie et de propriétés. La répartition locale des fibres dans le pli, particulièrement leur proportion, est responsable de l'importante variabilité des propriétés et de l'épaisseur du pli. Le collage des plaques composites ajoute certaines déficiences attribuables au joint de colle (porosité, fissure...).
- Le procédé de choc laser et ses instruments, appliqués aux composites : la variabilité du chargement a fait l'objet d'une étude statistique et l'évolution de ses paramètres n'excède pas quelques pourcents.

De nouveaux instruments ont montré leur intérêt pour diagnostiquer l'éventuel délaminage induit par choc : balayage ultrasonore induit par laser, visualisation transverse par ombroscopie et Vélocimétrie Hétérodyne avec l'introduction d'une résolution spatiale de mesure.

La configuration expérimentale de l'essai a été définie : la protection des effets thermiques de l'irradiation est garantie par la peinture noire. Le confinement par eau peut être substitué par une couche de ruban adhésif transparent, qui confine l'irradiation au même titre que le film d'eau. La technique de choc laser est par conséquent non intrusive sur les matériaux composites : la réponse du matériau au choc est élastique, et les propriétés thermomécaniques de la cible ne sont altérées ni par la génération ni par la propagation du choc.

- La simulation et l'étude de l'effet de la variabilité des paramètres d'entrée sur la réponse du composite : la simulation numérique a permis de caractériser le chargement et les propriétés de la cible en faisant correspondre les observables expérimentales et numériques.

La propagation d'ondes de choc générées par laser au sein de structures composites 1 et 4 plis a été décrite. Par ailleurs l'influence de la variabilité des paramètres de chargement et du matériau sur les observables a été quantifiée. L'importante dépendance de la propagation d'ondes et des mises en vitesse à la morphologie des matériaux a été démontrée.

- Le comportement sous choc de composites : de nombreux essais ont été réalisés sur 6 installations de choc, avec des durées d'impulsion de 30 fs à 450 ns. La mesure de vitesse de surface libre par VISAR et Vélocimétrie Hétérodyne assure le diagnostic du délaminage dans le cadre de l'essai d'adhérence des plis entre eux. L'étude a porté sur la réponse au choc de composites 1 pli et de stratifiés de 4 et 8 plis. L'expérience montre l'évolution de la limite à la rupture suivant la zone sollicitée, la durée et le type de la sollicitation.

La sollicitation de composites 1 pli en régime ns a montré la prépondérance des effets de flexion. Les essais conduits avec une durée d'impulsion ultra-brève génèrent une sollicitation uniaxiale locale et ouvrent la perspective de l'essai d'adhérence de l'interphase fibre / matrice.

La faiblesse des interplis par rapport au pli a été montrée pour les composites de 4 et 8 plis soumis à un choc en régime ns. La simulation renseigne une limite à la rupture moyenne de l'interpli de 296 MPa suite à un choc de 9,3 ns confiné.

- Étude paramétrée de la réponse des stratifiés : l'étude des conséquences d'un choc fort a montré la capacité de la technique à générer un délaminage calibré. Une alternative à la mesure de vitesse a été proposée à haute intensité en exploitant l'aire délaminée suite à un impact calibré.

Les effets périphériques issus du croisement des décharges de déchargement ne sont pas suffisants pour solliciter le pli à proximité de la face incidente. Les réflexions des ondes de forte amplitude dans les deux premiers plis pourraient être exploitées pour tester l'adhérence des plis indépendamment de l'épaisseur du stratifié.

- Réponse d'assemblages de composites à un choc long : l'étude numérique et les résultats expérimentaux montrent la faisabilité de l'essai d'adhérence d'assemblages de composites. Les profils de vitesse ont à nouveau le potentiel de diagnostiquer la décohésion de l'assemblage.

La sensibilité de la technique aux propriétés d'adhérence a été évaluée par comparaison des performances de deux colles. La perspective de cette étude de sensibilité consiste à solliciter des assemblages dont l'adhérence serait volontairement diminuée.

Le potentiel de la technique et la pertinence des outils associés ont été démontrés pour tester l'adhérence d'interfaces d'assemblages collés, de stratifiés et des fibres à leur matrice.

De nombreuses perspectives sont envisagées pour optimiser les paramètres du chargement afin de valider l'adhérence de cibles épaisses. Différentes techniques sont proposées pour moduler la durée d'impulsion : confinement de l'interaction, laser à durée d'impulsion variable, impact de plaque accélérée par laser [Jérôme 2004].

Il est également possible d'exploiter la propagation d'ondes de choc issues de deux sources laser distinctes. L'irradiation peut être réalisée de part et d'autre de la cible [De Ressaiguié 2001] ou en focalisant au même endroit deux faisceaux issus de sources retardées.

Des améliorations pourraient être apportées aux modèles développés dans cette étude. La définition d'une onde ultra-brève à la surface d'un composite nécessite de nouvelles observables pour la mise en place de l'approche inverse. La modélisation du matériau à l'échelle de cette sollicitation nécessite la représentation de l'hétérogénéité fibre / matrice afin de connaître les contraintes subies par l'interphase.

Cette thématique est prolongée dans le cadre du projet Européen ENCOMB (Extended NDT of Composites Bonds) lié au développement de procédés industrialisables et innovants pour tester l'adhérence d'assemblages de composites.

Bibliographie

- [Abrate 1998] S. Abrate, *Impact on composite structures*, Cambridge University Press (1998).
- [Abrate 2011] S. Abrate, *Impact Engineering of Composite Structures*, CISM International Centre for Mechanical Sciences, Vol. 526 (2011).
- [Adams 1988] R.D. Adams and P. Cawley, *A review of defect types and nondestructive testing techniques for composites and bonded joints*, NDT International, Vol. 21, n°4, 208-222 (1988).
- [Allix 1994] O. Allix, P. Ladevèze, E. Vittecoq, *Modelling and identification of the mechanical behaviour of composite laminates in compression*, Composites Sciences and Technology, Vol. 51, n°1, 35-42 (1994).
- [Allix 2001] O. Allix, *A composite damage meso-model for impact problem*, Composites Science and Technology, Vol. 61, n°15, 2193-2205 (2001).
- [Anderholm 1968] N.C. Anderholm, *Laser-generated pressure waves*, Bull American Physical Society. Vol. 13, 388-389 (1968).
- [Antoun 2003] T. Antoun, L. Seaman, D.R. Curran, G.I. Kanel, S.V. Razorenov, A.V. Utkin, *Spall Fracture*, Springer, New York (2003).
- [Arcan 1978] M. Arcan, Z. Hashin, A. Voloshin, *A method to produce uniform plane-stress states with applications to fiber reinforced materials*, Experimental Mechanics, Vol. 18, n°2, 141-146 (1978).
- [Arrigoni 2004] M. Arrigoni, *Étude de l'influence des rugosités d'interface, de porosités et de l'épaisseur d'échantillon sur la propagation des chocs laser dans des systèmes revêtus. Application au procédé LASAT (LASer Adhérence Test)*, Thèse de l'Université de Poitiers (2004).
- [Arrigoni 2006-a] M. Arrigoni, M. Boustie, C. Bolis, L. Berthe, S. Barradas, M. Jeandin, *Evolutions of the LASer Adhesion Test (LASAT) for the debonding of coatings on substrates above the millimeter range thickness*, Journal of Physics IV, Vol. 134, n°1, 739-744 (2006).
- [Arrigoni 2006-b] M. Arrigoni, S. Barradas, M. Braccini, M. Dupeux, M. Jeandin, M. Boustie, C. Bolis, L. Berthe, *Comparative study of three adhesion tests (EN 582 similar to ASTM C633 - LASAT (LASer Adhesion Test) - Bulge and blister test) performed on plasma sprayed copper deposited on aluminium 2017 substrates*, Journal of Adhesion Science Technology, Vol. 20, n° 5, 471-487 (2006).
- [Arrigoni 2008] M. Arrigoni, S.E. Kruger, A. Blouin, D. Lévesque, B. Arsenault, J.-P. Monchalain, M. Boustie, L. Berthe, *Adhesive bond testing by laser induced shock waves*, Proceedings of the 17th World Conference on Nondestructive Testing, Shanghai, China, 26-31 August (2008).
- [Asay 1993] J.R. Asay, M. Shahinpoor, *High-Pressure Shock Compression of Solids*, Springer-Verlag, New York (1993).
- [Askar'yan 1963] G.A. Askar'yan, E.M. Moroz, *Pressure on evaporation of matter in a radiation beam*, Journal of Experimental and Theoretical Physics Letters, Vol. 16, 1638-1644 (1963).
- [Audoin 1991] B. Audoin, S. Baste, B. Castagnède, *Estimation de l'intervalle de confiance des constantes d'élasticité identifiées à partir des vitesses de propagation ultrasonores*, Comptes rendus de l'Académie des Sciences de Paris, Série II, Vol. 312, n°7, 679-686 (1991).
- [Auroux 1999] E. Auroux, *Étude de l'adhérence de couches minces sur des substrats soumis à un choc laser*, Thèse de l'Université de Poitiers (1999).
- [Baley 2004] C. Baley, P. Davies, Y. Grohens, G. Dolto, *Application of interlaminar tests to marine composites. A literature review*, Applied Composite Materials, Vol. 11, n°2, 99-126 (2004).
- [Banea 2009] M.D. Banea, L.F.M. Da Silva, *Adhesively bonded joints in composite materials : An overview*, Journal of Materials : Design and Applications Part L, Vol. 223, n°1, 1-18 (2009).
- [Banka 1982] L. Banka, B. Ellis, *The glass transition temperatures of highly crosslinked networks : Cured epoxy resins*, Polymer, Vol. 23, n°10, 1466-1472 (1982).

Bibliographie

- [Barker 1972] L.M. Barker, R.E. Hollenbach, *Laser interferometry for measuring high velocities of any reflecting surface*, Journal of Applied Physics, Vol. 43, n°11, 4669-4675 (1972).
- [Barnes 2001] N. Barnes, N.K. Bourne, J.C.F. Millet, *The shock Hugoniot of an epoxy resin*, Proceedings of the APS Shock Compression of Condensed Matter, 135-138 (2001).
- [Barradas 2004] S. Barradas, *Étude, à l'aide du choc laser, des mécanismes d'adhérence aux interfaces Cu/Al et Cu/Cu obtenues par projection thermique*, Thèse de l'École des Mines de Paris (2004).
- [Barroeta-Robles 2010] J. Barroeta-Robles, R. Cole, J.M. Sands, *Development of controlled adhesive bond strength for Assessment by Advanced Non-Destructive Inspection Techniques*, Proceeding of the SAMPE (Society for the Advancement of Material and Process Engineering), Seattle, WA, May 17-20 (2010).
- [Berthe 1997] L. Berthe, R. Fabbro, P. Peyre, L. TOLLIER, E. Bartnicki, *Shock waves from a water-confined laser-generated plasma*, Journal of Applied Physics, Vol. 82, n°6, 2826-2832 (1997).
- [Berthe 1998] L. Berthe, *Processus de claquage de milieux transparents sous irradiation laser. Application au choc laser en régime de confinement par eau*, Thèse de l'Université Paris XI (1998).
- [Berthelot 2005] J.-M. Berthelot, *Matériaux composites, comportement mécanique et analyse des structures*, 4^{ème} édition, Éditions Tec&Doc (2005).
- [Blouin 2010] A. Blouin, C. Néron, B. Campagne, J.-P. Monchalain, *Applications of laser tapping and laser ultrasonics to aerospace composite structures*, Aerospace Composite Inspection, Vol. 52, n°3, 130-133 (2010).
- [Bolis 2004] C. Bolis, *Étude numérique et expérimentale de la séparation par chocs brefs d'interface de revêtements multicouches. Application au test d'adhérence par choc laser*, Thèse de l'Université de Poitiers (2004).
- [Bolis 2007] C. Bolis, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, S. Barradas, M. Jeandin, *Physical approach to adhesion testing using laser-driven shock waves*, Journal of Physics Part D : Applied Physics, Vol. 40, n°10, 3155-3163 (2007).
- [Bordzilovsky 1998] S.A. Bordzilovsky, S.M. Karakhanov, L.A. Merzhievsky, *Shock response of a unidirectional composite at various orientations of fibers*, Shock Compression of Condensed Matters AIP Press, Melville, NY, 545-548 (1998).
- [Bossi 2002] R.H. Bossi, K. Housen, W. Shepherd, *Using shock loads to measure bonded joint strength*, Material Evaluation, Vol. 60, n°11, 1333-1338 (2002).
- [Bossi 2005-a] R. Bossi, K. Housen, C. Walters, *Laser bond inspection device for composites : Has the holy grail been found?*, Nondestructive Testing Information Analysis Center Newsletter, Vol. 30, n°2 (2005).
- [Bossi 2005-b] R.H. Bossi, K.R. Housen, W.B. Shepherd, *Bond strength measurement system using shock loads*, United States Patent 6, 848, 321 B2 (2005).
- [Bossi 2009] R.H. Bossi, K. Housen, C.T. Walters, D. Sokol, *Laser bond testing*, Materials Evaluation, Vol. 67, n°7, 819-827 (2009).
- [Boustie 1991-a] M. Boustie, *Étude de l'endommagement dynamique sous l'action d'une onde de choc induite par une impulsion laser de forte puissance dans une cible solide*, Thèse de l'Université de Poitiers (1991).
- [Boustie 1991-b] M. Boustie, F. Cottet, *Experimental and numerical study of laser induced spallation into aluminum and copper targets*, Journal of Applied Physics, Vol. 69, n°11, 7533-7538 (1991).
- [Boustie 2007] M. Boustie, J.-P. Cuq-Lelandais, C. Bolis, L. Berthe, S. Barradas, M. Arrigoni, T. De Ressaiguiet, M. Jeandin, *Study of damage phenomena induced by edge effects into materials under laser driven shocks*, Journal of Physics D : Applied Physics, Vol. 40, n°22, 7103-7108 (2007).
- [Brown 1955] W.F. Brown, *Solid mixture permittivities*, Journal of Chemical Physics, Vol. 23, n°8, 1514-1517 (1955).
- [Chauvin 2010] C. Chauvin, *Contribution à la mesure de température des matériaux sous choc modéré par pyrométrie optique*, Thèse de l'ENSMA (2010).
- [Chou 2008] W.J. Chou, C.C. Wang, C.Y. Chen, *Thermal behaviors of polyimide with plasma-modified carbon nanotubes*, Polymer Degradation and Stability, Vol. 93, n°3, 745-752 (2008).

- [Colombier 2005] J.-P. Colombier, *Théorie et simulation de l'interaction des impulsions laser ultracourtes à flux modéré avec un solide métallique*, Thèse de l'Université de Saint-Etienne (2005).
- [Cottet 1988] F. Cottet, A. Ng, L. Da Silva, L. Marty, *Spallation under the action of a laser induced shock wave*, Journal of Physics C3, Vol. 49, n°3, 419-424 (1988).
- [Crane 2008] R.L. Crane, G. Dillingham, *Composite bond inspection*, Journal of Material Sciences, Vol. 43, n°20, 6682-6694, (2008).
- [Cuq-Lelandais 2010] J.-P. Cuq-Lelandais, *Étude du comportement dynamique de matériaux sous choc laser sub-picoseconde*, Thèse de l'ENSMA (2010).
- [Datta 2000] S.K. Datta, *Wave propagation in composite plates and shells*, Comprehensive Composite Materials, Ed. T.W. Chou, Elsevier, Oxford, Vol.1, Chap. 8, 511-558 (2000).
- [Davison 1996] L. Davison, D.E. Grady, M. Shahinpoor, *High-pressure shock compression of solids II, Dynamic fracture and fragmentation*, Springer-Verlag, New York (1996).
- [De Ressaiguié 2001] T. De Ressaiguié, M. Hallouin, *Interaction of two laser shocks inside iron samples*, Journal of Applied Physics, Vol. 90, n° 9, 4377-4384 (2001).
- [De Ressaiguié 2005] T. De Ressaiguié, P. Berterretche, M. Hallouin, *Influence of quartz anisotropy on shock propagation and spall damage*, International Journal of Impact Engineering, Vol. 31, n°5, 545-557 (2005).
- [Devaux 1993] D. Devaux, *Caractérisation des plasmas formés par laser impulsionnel en géométrie confinée. Application au choc laser*, Thèse de l'Université Paris XI Orsay, (1993).
- [Dolan 2005] D.H. Dolan, *Foundations of VISAR*, Analysis, Shock and Z-pinch Physics, Sandia National Laboratories, Albuquerque, SAND2006-1950 (2005).
- [Ehrhart 2010] B. Ehrhart, B. Valeske, C.-E. Muller, C. Bockenheimer, *Methods for the quality assessment of adhesive bonded CFRP structures - A résumé*, Proceedings of the 2nd International Symposium on NDT in Aerospace (2010).
- [Eliezer 1990] S. Eliezer, I. Gilath, T. Bar Noy, *Laser induced spall in metals : Experiment and simulation*, Journal of Applied Physics, Vol. 67, n°2, 715-724 (1990).
- [Fabbro 1990] R. Fabbro, J. Fournier, P. Ballard, D. Devaux, J. Virmont, *Physical study of laser-produced plasma in confined geometry*, Journal of Applied Physics, Vol. 68, n°2, 775-784 (1990).
- [Fitoussi 2005] J. Fitoussi, F. Meraghni, Z. Jendli, G. Hug, D. Baptiste, *Experimental methodology for high strain-rates tensile behaviour analysis of polymer matrix composites*, Composites Science and Technology, Vol. 65, n°14, 2174-2188 (2005).
- [Flanagan 2006] G. Flanagan, *Composite Material Handbook 17*, Vol. 2, 3 & 4, Materials Sciences Corporation (2006).
- [Fox 1974] J.A. Fox, *Effect of water and paint coatings on laser-irradiated targets*, Applied Physics Letters, Vol. 24, n°10, 461-464 (1974).
- [D. Gay 2005] D. Gay, *Matériaux Composites*, 5^{ème} édition, Ed. Hermès (2005).
- [E. Gay 2011] E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, P. Mercier, J. Bénier, *Étude expérimentale de l'endommagement de composites sous choc laser*, Comptes Rendus des JNC 17 - Poitiers, 15-17 Juin (2011).
- [Gilath 1989] I. Gilath, S. Eliezer, H. Weisshaus, *Damage in 2D carbon-carbon composites by short pulsed laser induced shock waves*, Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 8, n°3, 259-269 (1989).
- [Gilath 1990] I. Gilath, S. Eliezer, S. Shkolnik, *Spall behaviour of carbon epoxy unidirectional composites as compared to aluminum and iron*, Journal of Composite Materials, Vol. 24, n°11, 1138-1151 (1990).
- [Gilath 1992] I. Gilath, R. Englman, Z. Jaeger, A. Buchman, E. Segal, H. Dodiuk, *Dynamic behaviour of adhesive joints*, I.A. Report 2148 (1992).
- [Gilath 1993] I. Gilath, S. Eliezer, T. Bar-Noy, R. Englman, Z. Jaeger, *Material response at hypervelocity impact conditions using laser induced shock waves*, Journal of Impact Engineering, Vol. 14, n°1, 279-289 (1993).
- [Grün 1981] J. Grün, R. Decoste, B.H. Ripin, J. Gardner, *Characteristics of ablation plasma from planar, laser-driven targets*, Applied Physics Letter, Vol. 39, n°7, 545-547 (1981).

Bibliographie

- [Gu 2003] A. Gu, G. Liang, *Thermal degradation behavior and kinetic analysis of epoxy / montmorillonite nanocomposites*, Polymer Degradation and Stability, Vol. 80, n°2, 383-391 (2003).
- [Guess 1995] T.R. Guess, E.D. Reedy, M.E. Stavig, *Mechanical Properties of Hysol EA 9394 Structural Adhesive*, Sandia National Laboratories, Albuquerque, NM, Vol. 95, n°0229, UC-704 (1995).
- [Gupta 1990] V. Gupta, A.S. Argon, J.A. Cornie, D.M. Parks, *Measurement of interface strength by laser-pulse-induced spallation*, Materials Sciences and Engineering, Vol. A126, n°1-2, 105-117 (1990).
- [Gupta 1993-a] V. Gupta, J. Yuan, A. Pronin, *Measurement of interface strength by the modified laser spallation technique Part II. Applications to metal/ceramic interfaces*, Journal of Applied Physics, Vol. 74, n°4, 2397-2404 (1993).
- [Gupta 1993-b] V. Gupta, J. Yuan, D. Martinez, *Calculation, measurement and control of interface strength in composites*, Journal of the American Ceramics Society, Vol. 76, n°2, 305-315 (1993).
- [Gupta 1995] V. Gupta, *System and method for measuring the interface tensile strength of planar interfaces*, United States Patent, 5, 438, 402 (1995).
- [Gupta 1996] V. Gupta, A. Pronin, K. Anand, *Mechanisms and quantification of spalling failures in laminated composites under shock loading*, Journal of Composite Materials, Vol. 30, n°6, 722-747 (1996).
- [Gurney 1943] R.W. Gurney, *The initial velocities of fragments from bombs, shells, and grenades*, BRL Report 405, U.S.A. Ballistic Research Laboratory, Aberdeen Proving Ground, Maryland (1943).
- [Hahn 1986] H.T. Hahn, J.G. Williams, *Compression failure mechanisms in unidirectional composites*, Composites Materials : Testing and design, Proceeding of the 7th Conference ASTM STP 893, American Society for Testing and Materials Publications, 115-139 (1986).
- [Harrach 1981] R.J. Harrach, Y.T. Lee, P.J. Trainor, N.C. Holmes, M.D. Rosen, D.L. Banner, R.J. Olness, *Contrasts in one - and two dimensional hydrocode calculations of laser-generated shockwaves in disk targets*, Proceedings of the APS conference on shock waves in condensed matter, Menlo Park, CA, USA, 23 Jun (1981).
- [Hart-Smith 2002] L.J. Hart-Smith, *Adhesive bonding of composite structures - Progress to date and some remaining challenges*, Journal of Composites : Technology and Research, Vol. 24, n°3, 133-151 (2002).
- [Hashin 1964] Z. Hashin, B.W. Rosen, *The elastic moduli of fiber-reinforced materials*, Journal of Applied Mechanics, Vol. 31, n°2, 223-232 (1964).
- [Hashin 1980] Z. Hashin, *Failure criteria for unidirectional fiber composites*, Journal of Applied Mechanics, Vol. 47, n°2, 329-334 (1980).
- [Hashin 2002] Z. Hashin, *Thin interphase / imperfect interface in elasticity with application to coated fiber composites*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 50, n°12, 2509-2537 (2002).
- [Henkel 2002] *EA 9394 Epoxy Paste Adhesive Data Sheet*, Henkel Corporation. Bay Point, CA, USA. (2002).
- [Hereil 2004] P.L. Hereil, F. Lasalle and G. Avriilaud, *GEPI : an ICE generator for dynamic material characterization and hypervelocity impact*, Proceedings of the Conference of the American Physical Society Topical Group on Shock Compression of Condensed Matter, AIP Conference Proceedings, Vol. 706, 1209-1212 (2004).
- [Hill 1964] R. Hill, *Theory of mechanical properties of fibre-strengthened materials : Elastic behaviour*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 12, n°4, 199-212 (1964).
- [Hinton 2002] M.J. Hinton, A.S. Kaddour, P.D. Soden, *A comparison of the predictive capabilities of current failure theories for composite laminates, judged against experimental evidence*, Composites Science and Technology, Vol. 62, n°12-13, 1725-1797 (2002).
- [Hopkinson 1914] B. Hopkinson, *A method of measuring the pressure produced in detonation of high explosives or by the impact of bullets*, Philosophical Transactions of the Royal Society, Vol. A 213 , n°497-508, 437-456 (1914).
- [Jérôme 2004] J. Jérôme, *Étude de l'adhérence par choc laser de revêtements d'hydroxyapatite sur substrat TA6V*, DEA de l'Université de Poitiers (2004).

- [Johnson 1983] G.R. Johnson, W.H. Cook, *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high rates and high temperatures*, Proceedings of the 7th international symposium on ballistic, The Hague, The Netherlands, 541-547 (1983).
- [Kanel 1991] G.I. Kanel, S.V. Rasorenov, V.E. Fortov, *The failure waves and spallations in homogeneous brittle materials*, Shock Compression of Condensed Matter, Eds S.C. Schmidt, Dick RD, Forbes JW, Tasker DG (1991).
- [Katz 2009] S. Katz, E. Zaretsky, E. Grossman, H.D. Wagner, *Dynamic tensile strength of organic fiber-reinforced epoxy micro-composites*, Composites Science and Technology, Vol. 69, n°7-8, 1250-1255 (2009).
- [Kim 2005] Y.N. Kim, K.H. Im, K.S. Lee, Y.J. Cho, S.H. Kim, I.Y. Yang, *Experimental approach on the behavior of composites laminated shell under transverse impact loading*, Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation, Vol. 24, 1100-1106 (2005).
- [Kotera 2000] M. Kotera, T. Nishino, K. Nakamae, *Imidization processes of polyimide by temperature modulated DSC*, Polymer, Vol. 41, n°10, 3615-3619 (2000).
- [Laporte 2011] D. Laporte, *Analyse de la réponse d'assemblages collés sous des sollicitations en dynamique rapide - Essais et modélisations*, Thèse de l'ENSMA (2011).
- [Le Dantec 1989] E. Le Dantec, *Contribution à la modélisation du comportement mécanique des composites stratifiés*, Thèse de l'École Normale Supérieure de Cachan (1989).
- [Lee 1967] H. Lee, K. Neville, *Handbook of epoxy resins*, Ed. McGraw-Hill, New York (1967).
- [Lescoute 2009] E. Lescoute, T. De Ressaigui, J.-M. Chevalier, M. Boustie, J.-P. Cuq-Lelandais, L. Berthe, *Soft recovery technique to investigate dynamic fragmentation of laser shock-loaded metals*, Applied Physics Letters, Vol. 95, n°21, 211905 (2009).
- [Lescoute 2010] E. Lescoute, *Étude de la fragmentation dynamique de métaux sous choc laser*, Thèse de l'ENSMA (2010).
- [Li 1996] Z. Li, W. Zhu, J. Cheng, G. Zhou, *Measurements of laser-induced shock waves in carbon epoxy composites*, Journal of Materials Science Letters, Vol. 15, n°24, 2122-2123 (1996).
- [Loctite 2002] Loctite Aerospace, *Technical Service Laboratory Report : Thick Adherent (KGR-1) Testing for Structil EA9394*, Structil SNPE (2002).
- [Maire 1997] J.-F. Maire, J.-L. Chaboche, *A new formulation of Continuum Damage Mechanics (CDM) for Composite Materials*, Aerospace Science and Technology, Vol. 1, n°4, 247-257 (1997).
- [Markham 1969] M.F. Markham, *Measurement of the elastic constants of fibre composites by ultrasonics*, Journal of Composites Vol. 1, n°2, 145-149 (1969).
- [L. Marty 1988] L. Marty, *Étude numérique et expérimentale d'une onde de choc induite par impact laser dans une cible solide*, Thèse de l'Université de Poitiers (1988).
- [P.-N. Marty 2004] P.-N. Marty, N. Desai, J. Andersson, *NDT of kissing bond in Aeronautical structures*, Proceedings of the 16th World Conference on NDT, Montréal, Canada (2004).
- [Mercier 2006] P. Mercier, J. Bénier, A. Azzolina, J.M. Lagrange, D. Partouche, *Photonic doppler velocimetry in shock physics experiments*, Journal of Physics IV, Vol. 134, 805-812 (2006).
- [Mercier 2009] P. Mercier, J. Bénier, P.-A. Frugier, A. Sollier, M. Rabec Le Gloahec, E. Lescoute, J.-P. Cuq-Lelandais, M. Boustie, T. De Ressaigui, A. Claverie, E. Gay, L. Berthe, M. Nivard, *PDV measurements of ns and fs laser driven shock experiments on solid targets*, AIP Conference proceedings, Shock Compression of Condensed Matter, Vol. 1195, n°1, 581-584 (2009).
- [Millett 2002] J.C.F. Millett, N.K. Bourne, N.R. Barnes, *The behaviour of an epoxy resin under one-dimensional shock loading*, Journal of Applied Physics, Vol. 92, n°11, 6590-6594 (2002).
- [Millett 2007] J.C.F. Millett, N.K. Bourne, Y.J.E. Meziere, R. Vignjevic, A. Lukyanov, *The effect of orientation on the shock response of a carbon fibre-epoxy composite*, Composites Science and Technologies, Vol. 67, n°15, 3253-3260 (2007).
- [Mishra 2006] N.K. Mishra, D.K. Chattopadhyay, B. Sreedhar, K.V.S.N. Raju, *FT-IR and XPS studies of polyurethane-urea-imide*, Progress in Organic Coatings, Vol. 55, n°3, 231-243 (2006).

Bibliographie

- [Monchalín 1986] J.-P. Monchalín, *Optical Detection of Ultrasound*, IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control, Vol. 33, n°5, 485-499 (1986).
- [Morris 1993] C.E. Morris, *Strong, durable adhesive bonding : Some aspects of surface preparation*, joint design and adhesive selection, Materials Forum, Vol. 17, n°3, 211-218 (1993).
- [Ochoa 1992] O.O. Ochoa, J.N. Reddy, *Solid Mechanics and its Applications, Finite Element Analysis of Composite Laminates*, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, Vol.7 (1992).
- [Ono 1999] K. Ono, K. Yamamoto, B. Parga-Landa, S. Vlegels, F. Hernandez-Olivares, S.D. Clark, *Analytical simulation of stress wave propagation in composite materials*, Composite structures, Vol. 45, n°2, 125-129 (1999).
- [Pardo 2001] S. Pardo, *Tenue d'assemblage de composites sous sollicitations dynamiques*, Thèse de l'ENSAM (2001).
- [Parry 1997] D.J. Parry, *The effect of strain rate on the compressive stress-strain properties of PEEK and epoxy carbon fibre composites*, Journal of Physics IV France, Vol. 7, n°3, 605-610 (1997).
- [Pertón 2010] M. Pertón, A. Blouin, J.-P. Monchalín, *Adhesive bond testing of carbon - epoxy composites by laser shockwave*, Journal of Physics D: Applied Physics, Vol. 44 n°3, 034012 (2010).
- [Pethrick 2000] R.A. Pethrick, *Bond inspection in composite structures*, Comprehensive Composite Materials, Vol. 5, 359-392 (2000).
- [Peyre 2008] P. Peyre, H.B. Song, V. Ji, H. Pelletier, V. Vignal, O. Heintz, *Laser shock Processing of 6056 aluminium alloy and influence of the overlapping rate : 3D modelling and experimental validation*, Proceedings of the 27th International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO), Temecula, CA, USA (2008).
- [Phipps 1988] C.R. Phipps, *Impulse coupling to targets in vacuum by KrF, HF, and CO₂ single-pulse lasers*, Journal of Applied Physics, Vol. 64, n°3, 1083-1096 (1988).
- [Poisson 1996] N. Poisson, G. Lachenal, H. Sautereau, *Near- and mid-infrared spectroscopy studies of an epoxy reactive system*, Vibrational Spectroscopy, Vol. 12, n°2, 237-247 (1996).
- [Puck 1998] A. Puck, H. Schürmann, *Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models*, Composite Science and Technology, Vol. 58, n°7, 1045-1057 (1998).
- [Qatu 2010] M.S. Qatu, R.W. Sullivan, W. Wanga, *Recent research advances on the dynamic analysis of composite shells : 2000-2009*, Journal of Composite Structures, Vol. 93, n°1, 14-31 (2010).
- [Radhakrishnan 2008] J. Radhakrishnan, M. Boustie, L. Berthe, M. Arrigoni, M. Jouiad, *Interfacial strength measurement of bonded aluminium foils by laser-driven shock waves*, Proceedings of the 22nd Surface Modification Technologies (2008).
- [Riedel 2004] W. Riedel, H. Nahme, K. Thoma, *Equation of state properties of modern composite materials : Modelling shock, release and spallation*, Proceedings of the Shock Compression of Condensed Matter, American Institute of Physics, Melville, NY, 701-704 (2004).
- [Roberts 2009] G.D. Roberts, R.K. Goldberg, *Characterization of triaxial braided composite material properties for impact simulation*, 65th Annual Forum and Technology Display sponsored by the American Helicopter Society Grapevine (2009).
- [Rotem 1975] A. Rotem, Z. Hashin, *Failure modes of angle ply laminates*, Journal of Composite Materials, Vol. 9, n°2, 191-206 (1975).
- [Rozmus 1990] W. Rozmus, V.T. Tikhonchuk, *Skin effect and interaction of short laser pulses with dense plasmas*, Physics Review A, Vol. 42, n° 12, 7401-7412 (1990).
- [Salzmann 1988] D. Salzmann, I. Gilath, B. Arad, *Experimental measurements of the conditions for the planarity of laser-driven shock waves*, Applied Physics Letters, Vol. 52, n°14, 1128-1129 (1988).
- [Salzmann 1989] D. Salzmann, I. Gilath, M. Givon, T. Bar Noy, *Measurement of the tensile strength of aluminum at a strain rate of $2 \times 10^7 \text{ s}^{-1}$* , Journal of Physics D : Applied Physics, Vol. 22, n°9, 1271-1274 (1989).

- [Sano 2009] T. Sano, K. Takahashi, O. Sakata, *Femtosecond laser-driven shock synthesis of hexagonal diamond from highly oriented pyrolytic graphite*, Journal of Physics : Conference Series, International Conference on advanced structural and functional material design, Osaka, Japan, Vol. 165, 012019 (2008).
- [Shastry 1977] B.P. Shastry, G. Venkateswara Rao, *Effect of fibre orientation on stress concentration in a unidirectional tensile laminate of finite width with a central circular hole*, Fibre Science and Technology, Vol. 10, n°2, 151-155 (1977).
- [Sheffield 1997] S.A. Sheffield, R.R. Alcon, A.R. Martinez, R.L. Gustavsen, *Magnetic gauge instrumentation on the LANL gas-driven two-stage gun*, Shock Compression of Condensed Matter, Amherst, Massachusetts (1997).
- [Shim 2008] J. Shim, E. Hagerman, B. Wu, V. Gupta, *Measurement of the tensile strength of cell-biomaterial interface using the laser spallation technique*, Acta Biomaterialia, Vol. 4, n°6, 1657-1668 (2008).
- [Smith 1972] R.E. Smith, *Ultrasonic elastic constants of carbon fibers and their composites*, Journal of Applied Physics, Vol. 43, n°6, 2555-2561 (1972).
- [Sollier 2002] A. Sollier, *Étude des plasmas générés par interaction laser-matière en régime confiné. Application au traitement des matériaux par choc laser*, Thèse de l'Université de Versailles Saint-Quentin- en -Yvelines (2002).
- [Speight 1986] C.S. Speight, P.F. Taylor, *Dynamic fracture criteria from free surface velocity measurements*, Murr LE, Standhammer KP, Meyers MA, editors. Metallurgical applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena, 805-820 (1986).
- [Strand 2004] O.T. Strand, L.V. Berzins, D.R. Goosman, W.W. Kuhlow, P.D. Sargis, T.L. Whitworth, *Velocimetry using Heterodyne Techniques*, Proceedings of the 26th International Congress on High Speed Photography and Photonics, Alexandria VA, USA, Vol. 5580, 593-599 (2004).
- [Tattersall 1973] H.G. Tattersall, *The ultrasonic pulse-echo technique as applied to adhesion testing*, Journal of Physics D : Applied Physics, Vol. 6, n°7, 819-832 (1973).
- [Thiruppukuzhi 2001] S.V. Thiruppukuzhi, C.T. Sun, *Models for the strain-rate dependant behavior of polymer composites*, Composites Science and Technology, Vol. 61, n°1, 1-12 (2001).
- [Tollier 1996] L. Tollier, *Caractérisation de chocs laser à éclaircissements modérés par interférométrie Doppler Visar. Application à l'étude de l'endommagement par écaillage de matériaux métalliques*, Thèse de l'Université de Poitiers (1996).
- [Thouvenin 1997] J.-M. Thouvenin, *Détonique*, Eds. Eyrolles (1997).
- [S.W. Tsai 1971] S.W. Tsai, E.M. Wu, *A general theory of strength for anisotropic materials*, Journal of Composites Materials, Vol. 5, n°1, 58-80 (1971).
- [Tuler 1968] F.R. Tuler, B.M. Butcher, *A criterion for time dependence of dynamic fracture*, Internal Journal of Fracture Mechanics, Vol. 4, n°4, 431 (1968).
- [Voigt 1889] W. Voigt, *Über die Beziehung zwischen den beiden Elastizitätskonstanten isotroper Körper*, Wiedemann Annalen, Vol. 38, 573-589 (1889).
- [Vossen 1978] J. L. Vossen, *Adhesion measurement of thin films, thick films, and bulk coatings*, American Society for Testing and Materials, Special Technical Publications, Vol. 640, 122-133 (1978).
- [Weise 2001] V.L. Weise, J.R. Tucker, D.A. Bruce, R.A. Smith, *An initial investigation into the relationship between material properties of adhesive joints and their US spectral properties*, Review of progress in Quantitative Non-Destructive Evaluation, Vol. 20B, 1096-1102 (2001).
- [White 1963] R.M. White, *Generation of elastic waves by transient surface heating*, Journal of Applied Physics, Vol. 34, n°12, 3559-3567 (1963).
- [Yang 1974] L.C. Yang, *Stress waves generated in thin metallic films by a Q-switched ruby laser*, Journal of Applied Physics, Vol 45, n° 6, 2602-2608 (1974).
- [Yu 1998] A. Yu, V. Gupta, *Measurement of in situ fiber / matrix interface strength in graphite/epoxy composites*, Composites Science and Technology, Vol. 58, n°11, 1827-1837 (1998).
- [Yuan 1993-a] J. Yuan, V. Gupta, *Measurement of interface strength by the modified laser spallation technique. Part I. Experiment and simulation of the spallation process*, Journal of Applied Physics, Vol. 74, n°4, 2388-2397 (1993).

Bibliographie

- [Yuan 1993-b] J. Yuan, V. Gupta, A. Pronin, *Measurement of interface strength by the modified laser spallation technique. Part III. Experimental optimization of the stress pulse*, Journal of Applied Physics, Vol. 74, n°4, 2405-2410 (1993).
- [Zhou 2003] M. Zhou, Y. K. Zhang, L. Cai, Z. H. Shen, X.R. Zhang, S.Y. Zhang, *Optical interferometry diagnostic in laser-induced spallation on film-substrate systems*, Surface and Coatings Technology, Vol. 165, n°2, 146-153 (2003).

Table des annexes

Annexe A : Lois de comportement et d'endommagement.....	211
A.1 Lois de comportement	211
A.1.1 Comportement du pli isotrope transverse.....	211
A.1.2 Comportement sous choc	211
A.2 Lois d'endommagement	213
A.2.1 Endommagement des matériaux anisotropes	213
A.2.2 Endommagement sous choc	215
Annexe B : Mécanique des ondes de choc	217
B.1 Définitions	217
B.2 Courbes caractéristiques	219
B.3 Amortissement.....	221
B.4 Effet périphérique de la propagation	222
Annexe C : Propriétés dynamiques des matériaux	225

Annexe A : Lois de comportement et d'endommagement

A.1 Lois de comportement

Les lois de comportement propres au pli unidirectionnel de composite et au comportement sous choc sont développées dans ce paragraphe.

A.1.1 Comportement du pli isotrope transverse

Le pli unidirectionnel de composite carbone / époxy est régi par une loi élastique suivant sa direction longitudinale et transverse. Cette relation est donnée sous forme matricielle par (A-1) dans le repère d'orthotropie (L,T,Z) lié au pli (voir figure I-2).

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \varepsilon_Z \\ \gamma_{LT} \\ \gamma_{LZ} \\ \gamma_{TZ} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{LL} & S_{LT} & S_{LZ} & 0 & 0 & 0 \\ S_{TL} & S_{TT} & S_{TZ} & 0 & 0 & 0 \\ S_{ZL} & S_{ZT} & S_{ZZ} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{LT} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{LZ} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{TZ} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_{LL} \\ \sigma_{TT} \\ \sigma_{ZZ} \\ \tau_{LT} \\ \tau_{LZ} \\ \tau_{TZ} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & -\frac{\nu_{LT}}{E_L} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{TL}}{E_T} & \frac{1}{E_T} & -\frac{\nu_{TZ}}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{TL}}{E_T} & -\frac{\nu_{TZ}}{E_T} & \frac{1}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{TZ}} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_{LL} \\ \sigma_{TT} \\ \sigma_{ZZ} \\ \tau_{LT} \\ \tau_{LZ} \\ \tau_{TZ} \end{Bmatrix} \quad (\text{A-1})$$

La symétrie des coefficients de la matrice de complaisance induit (A-2). Le nombre de paramètres de couplage traction/cisaillement de la matrice de complaisance est réduit à 5.

$$\frac{\nu_{TL}}{E_T} = \frac{\nu_{LT}}{E_L} \quad \text{et} \quad \nu_{TZ} = \nu_{ZT} \quad (\text{A-2})$$

A.1.2 Comportement sous choc

Les tenseurs des déformations et des contraintes, respectivement $\bar{\varepsilon}$ et $\bar{\sigma}$, sont décomposés en une partie sphérique (ou hydrostatique, d'indice s) et une partie déviatoire (plastique, d'indice D).

Les formules énoncées ne sont valables que si les hypothèses suivantes sont respectées :

- La pression hydrostatique ne génère aucun cisaillement, et les relations des parties sphériques et déviatoires sont dissociées.
- La contrainte sphérique est proportionnelle à la dilatation.

Le tenseur des déformations est donné par (A-3) en fonction de la déformation axiale ε_z :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_z \end{bmatrix} = \underline{\underline{\varepsilon}}_s + \underline{\underline{\varepsilon}}_d = \begin{bmatrix} \frac{\varepsilon_z}{3} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\varepsilon_z}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\varepsilon_z}{3} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} -\frac{\varepsilon_z}{3} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\varepsilon_z}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{2}{3} \varepsilon_z \end{bmatrix} \quad (\text{A-3})$$

La contrainte est alors énoncée par (A-4).

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}_s + \underline{\underline{\sigma}}_d = 3 \cdot K \underline{\underline{\varepsilon}}_s + 2 \cdot G \underline{\underline{\varepsilon}}_d \quad (\text{A-4})$$

Où K et G sont les modules de rigidité et de cisaillement. Le tenseur des contraintes est donné par (A-5).

$$\underline{\underline{\sigma}} = K \underline{\underline{\varepsilon}}_z \underline{\underline{I}} + \begin{bmatrix} \frac{-2 G \varepsilon_z}{3} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{-2 G \varepsilon_z}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{4 G \varepsilon_z}{3} \end{bmatrix} \quad (\text{A-5})$$

Dès lors la contrainte σ_z est donnée suivant sa partie sphérique P et sa partie déviatoire S_z par (A-6).

$$\sigma_z = P + S_z = -K \varepsilon_z + \frac{4}{3} G \varepsilon_z \quad (\text{A-6})$$

L'équation (A-6) n'est valable qu'en-dessous de la limite élastique, sans quoi le matériau subit des déformations plastiques, décrites par la contrainte de Von Mises σ_{VM} donnée par (A-7).

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_z - \sigma_x)^2 + (\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + 6(\sigma_{zx}^2 + \sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2)]} \quad (\text{A-7})$$

$$\sigma_{VM} = \sqrt{\frac{1}{2} [(2 G \varepsilon_z)^2 + (2 G \varepsilon_z)^2]} = 2 G \varepsilon_z$$

Tant que $\sigma_{VM} \leq \sigma_{el}$ (limite élastique en contrainte uniaxiale), la réponse du matériau à la sollicitation est élastique, donnée par (A-8).

$$S_z \leq \frac{2 \sigma_{el}}{3} \Rightarrow S_z = \frac{4}{3} G \varepsilon_z \quad (\text{A-8})$$

Si $\sigma_{VM} > \sigma_{el}$, la réponse du matériau est élastoplastique et la partie déviatoire du tenseur conserve la valeur qu'elle avait à la limite élastique :

$$S_z > \frac{2 \sigma_{el}}{3} \Rightarrow S_z = \frac{2 \sigma_{el}}{3} \quad (\text{A-9})$$

La loi de Johnson-Cook, plus complète, décrit la réponse du matériau par un modèle viscoplastique. Une forme simplifiée de la contrainte σ_{VM} est donnée par (A-10) en fonction des propriétés élastiques, de l'érouissage, du taux de déformation et de la température [Johnson 1983].

$$\sigma_{VM} = \left[A + B (\epsilon_p^{eq})^n \right] \cdot \left[1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right] \cdot \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_{fus} - T_0} \right)^m \right] \quad (A-10)$$

Où A est la limite élastique, B le module d'érouissage, ϵ_p^{eq} la déformation plastique équivalente de Von Mises telle que $\epsilon_p^{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \text{trace}(\epsilon_p^2)}$, n le coefficient d'érouissage, C le coefficient de sensibilité au taux de déformation, $\dot{\epsilon}$ le tenseur de déformation plastique, $\dot{\epsilon}_0$ le taux de déformation de référence, T la température, T_0 la température de référence, T_{fusion} la température de fusion du matériau et m l'exposant de sensibilité à la température. Les coefficients A, B et n sont identifiés par correspondance de la courbe de sollicitation simple avec la représentation graphique de l'équation (A-11).

$$\log(\sigma - A) = \log(B) + n \log(\epsilon_p) \quad (A-11)$$

A.2 Lois d'endommagement

A.2.1 Endommagement des matériaux anisotropes [Maire 1997, Allix 2001]

Les principaux critères d'endommagement du pli sont mis en équation dans ce paragraphe.

Contrainte et déformation maximale : le dépassement de la limite à la rupture, donné par (A-12) implique la détérioration du pli. Sa nature anisotrope est considérée par distinction des sollicitations longitudinales et transverses. Ce critère élémentaire représente la rupture fragile monomode.

$$\begin{array}{ll} - \sigma_{R \text{ compr } L} \leq \sigma_L \leq \sigma_{RL} & \left| \tau_{LT} \right| \leq \tau_{R \text{ LT}} \\ - \sigma_{R \text{ compr } T} \leq \sigma_T \leq \sigma_{RT} & \left| \tau_{LZ} \right| \leq \tau_{R \text{ LZ}} \\ - \sigma_{R \text{ compr } T} \leq \sigma_Z \leq \sigma_{RT} & \left| \tau_{TZ} \right| \leq \tau_{R \text{ TZ}} \end{array} \quad (A-12)$$

Contraintes simples.

Contraintes en cisaillement.

Le critère de déformation maximale considère le délaminage par dépassement de l'allongement maximal. Ces deux critères sont schématisés en figure A-1 dans le plan longitudinal/transverse des contraintes normales. La dégradation est décrétée si la contrainte est extérieure au parallélogramme représentatif du critère. Les écarts de représentation des deux critères sont dus à l'anisotropie des propriétés élastiques.

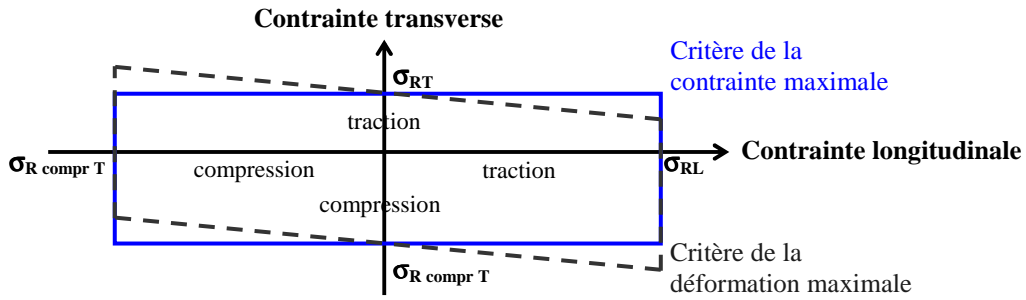


Figure A-1 : Représentation des critères de contrainte et de déformation maximale.

Dans le cas de contraintes monomodes, les critères de contrainte et de déformation maximales sont équivalents. Les interactions entre modes de rupture ne sont pas prises en compte, cette lacune est comblée par des critères plus évolués. Les critères suivants donnent l'expression du paramètre α , $\alpha \geq 1$ étant significatif du délaminage.

Les critères de Tsai-Hill [Hill 1964] et Tsai-Wu [S.W. Tsai 1971] intègrent les interactions entre les contraintes multidirectionnelles sans différencier le signe de la sollicitation. L'expression du paramètre α de Tsai-Hill appliquée au pli est donnée par (A-13).

$$\alpha^2 = \frac{\sigma_L^2}{\sigma_{RL}^2} + \frac{\sigma_T^2 + \sigma_Z^2}{\sigma_{RT}^2} - \frac{\sigma_L}{\sigma_{RL}^2} (\sigma_T + \sigma_Z) + \sigma_T \cdot \sigma_Z \cdot \left(\frac{1}{\sigma_{RL}^2} - \frac{2}{\sigma_{RT}^2} \right) + \frac{\tau_{LT}^2 + \tau_{LZ}^2}{\tau_{RLT}^2} + \frac{\tau_{TZ}^2}{\tau_{RTZ}^2} \quad (A-13)$$

Les effets de la compression, négligés dans l'équation (A-13), sont intégrés par le critère de Tsai-Wu énoncé par (A-14). Ces critères sont représentés en figure A-2.

$$\alpha = \left(\frac{1}{\sigma_{RL}} - \frac{1}{\sigma_{R compr L}} \right) \sigma_L + \left(\frac{1}{\sigma_{RT}} - \frac{1}{\sigma_{R compr T}} \right) \cdot (\sigma_T + \sigma_Z) + \frac{\sigma_L^2}{\sigma_{RL} \cdot \sigma_{R compr L}} + \frac{(\sigma_T + \sigma_Z)^2}{\sigma_{RT} \cdot \sigma_{R compr T}} + f_{LT} \cdot \sigma_L \cdot (\sigma_T + \sigma_Z) + \frac{1}{\tau_{RLT}^2} (\tau_{LT}^2 + \tau_{LZ}^2) + \frac{1}{\tau_{RTZ}^2} (\tau_{TZ}^2 - \sigma_T \cdot \sigma_Z) \quad (A-14)$$

Avec $f_{LT} = -\frac{1}{2} \sqrt{\frac{\sigma_{RL} \cdot \sigma_{R compr L} \cdot \sigma_{RT} \cdot \sigma_{R compr T}}{\sigma_{RL}^2 \cdot \sigma_{RT}^2}}$

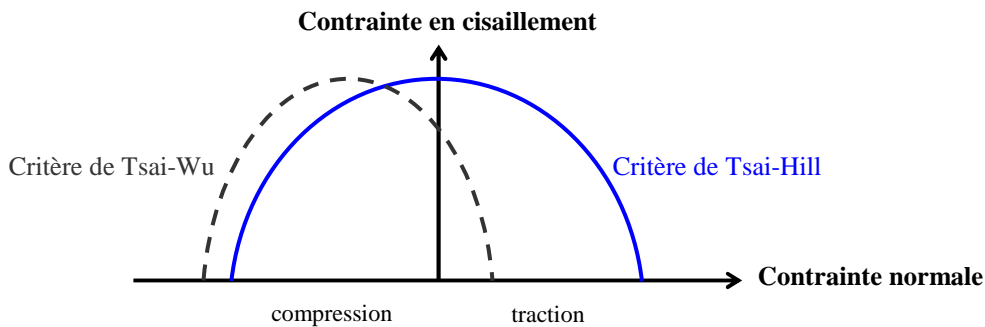


Figure A-2 : Représentation des critères de Tsai-Hill et de Tsai-Wu.

Le critère de Hashin [Hashin 1980], fréquemment mis en œuvre pour décrire le délaminage, distingue les mécanismes de rupture de la fibre et de la matrice, avec les sous-critères (A-15) à (A-18). La réponse à la traction et à la compression est également différenciée.

$$\text{Rupture de la matrice en traction : } \alpha^m = \frac{(\sigma_T + \sigma_Z)^2}{\sigma_{RT}} + \frac{\tau_{TZ}^2 - \sigma_T \cdot \sigma_Z}{\tau_{RTZ}^2} + \frac{\tau_{LT}^2 + \tau_{LZ}^2}{\tau_{RLT}^2} \quad (\text{A-15})$$

Rupture de la matrice en compression :

$$\alpha_{\text{compr}}^m = \left[\left(\frac{\sigma_{R \text{ compr T}}}{2 \tau_{RTZ}} \right)^2 - 1 \right] \cdot \left(\frac{\sigma_T + \sigma_Z}{\sigma_{R \text{ compr T}}} \right) + \frac{(\sigma_T + \sigma_Z)^2}{4 \tau_{RTZ}^2} + \frac{\tau_{TZ}^2 - \sigma_T \cdot \sigma_Z}{\tau_{RTZ}^2} + \frac{\tau_{LT}^2 + \tau_{LZ}^2}{\tau_{RLT}^2} \quad (\text{A-16})$$

$$\text{Rupture des fibres en traction : } \alpha^f = \left(\frac{\sigma_L}{\sigma_{RL}} \right)^2 + \frac{\tau_{LT}^2 + \tau_{LZ}^2}{\tau_{RLT}^2} \quad (\text{A-17})$$

$$\text{Rupture des fibres en compression : } \alpha_{\text{compr}}^f = \left(\frac{\sigma_L}{\sigma_{R \text{ compr L}}} \right)^2 = \frac{G_m}{1 - V^f} \quad (\text{A-18})$$

La combinaison avec le critère de Rotem [Rotem 1975] inclut l'endommagement de l'interphase. D'autres critères d'endommagement ont été développés pour les composites, entre autres les critères de Hahn [Hahn 1986], de Puck [Puck 1998], répandus dans la recherche industrielle. Les critères de Hinton [Hinton 2002], ou encore Erikson-Tsai, sont dérivés d'autres critères.

A.2.2 Endommagement sous choc

La propagation d'une onde de choc suffisamment forte est à l'origine d'une rupture, modélisée par des critères spécifiques : le critère du cut-off, de Tuler-Butcher et de Kanel.

- Le cut-off est un critère élémentaire donné par (A-19) : l'écaillage a lieu par dépassement de la limite à la rupture dynamique. Ce critère est passif, c'est-à-dire que l'endommagement ne modifie pas les caractéristiques de propagation tant que la valeur seuil n'est pas atteinte.

$$\sigma > \sigma_{\text{seuil}} : \text{rupture} \quad (\text{A-19})$$

- Le critère de Tuler-Butcher [Tuler 1968] est un modèle binaire à dommage cumulatif : il est activé lorsque l'intégrale temporelle de la contrainte dépasse une contrainte limite. L'expression empirique de ce critère repose sur une approche énergétique de la rupture, donnée par (A-20). La figure A-3 représente graphiquement ce critère.

$$I = \int_0^T (\sigma - \sigma_{\text{seuil}})^A dt \quad (\text{A-20})$$

si $\sigma > \sigma_{\text{seuil}}$ et lorsque $I \geq K$, il y a rupture.

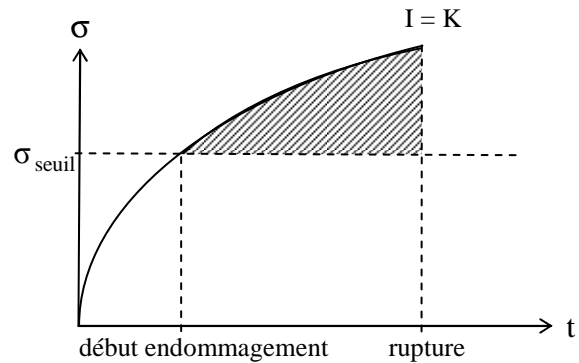


Figure A-3 : Représentation du critère de Tuler-Butcher.

Où σ_{seuil} est la contrainte en traction de début du cumul d'endommagement, A le paramètre caractérisant l'évolution de la pression et K le seuil de cumul de contrainte. Ces paramètres propres au matériau sont définis en corrélation avec l'expérience.

Ce critère est destiné aux matériaux ductiles puisque la plasticité entre en compte par cumul de la contrainte. Le caractère dynamique de l'endommagement est pris en considération mais les répercussions de l'endommagement sur les propriétés matérielles et la contrainte sont négligées.

- Le critère de Kanel [Kanel 1991] simule un endommagement progressif : il gère l'ouverture et la fermeture de la fracture et dégrade les propriétés mécaniques en conséquence. La loi d'évolution du volume de vide V_t au cours du temps représente cet endommagement, elle est donnée sous forme différentielle en fonction de 3 paramètres empiriques par (A-21).

$$\begin{cases} \frac{dV_t}{dt} = -k \text{ signe}(P) (|\sigma| - \sigma_{\text{seuil}}) (V_t + V_{t1}) \text{ lorsque } |\sigma| > \sigma_{\text{seuil}} \\ \frac{dV_t}{dt} = 0 \text{ lorsque } |\sigma| < \sigma_{\text{seuil}} \end{cases} \quad \sigma_{\text{seuil}} = \sigma_{\text{seuil}}^0 \frac{V_{t1}}{V_t + V_{t1}} \quad (\text{A-21})$$

Où k est le facteur multiplicatif fixant l'évolution de la viscosité matérielle liée à la vitesse d'endommagement, σ_{seuil} le seuil d'endommagement et V_{t1} la valeur critique du volume de vide V_t .

La valeur absolue autour de la contrainte autorise la fermeture de la fracture par compression. Par ailleurs le seuil σ_{seuil} défini positif en traction diminue lorsque la dégradation augmente. Ces paramètres sont déterminés par corrélation avec l'expérience.

Plus réaliste et plus complexe à mettre en œuvre, ce critère actif prend en considération l'influence du taux de dégradation sur les grandeurs caractéristiques de l'état des cibles.

Annexe B : Mécanique des ondes de choc

B.1 Définitions

L'onde de choc est définie comme une discontinuité des grandeurs descriptives de l'état du milieu, qui se propage dans la cible à une vitesse supérieure à celle du son dans la matière. La densité augmente sous l'effet d'un choc et la matière se comporte comme un fluide (hypothèse hydrodynamique). Son état thermodynamique est quantifié par les grandeurs suivantes :

- La pression P.
- L'énergie interne E.
- Le volume spécifique V tel que $V = \frac{1}{\rho}$.

Auxquelles s'ajoutent les variables cinétiques :

- La vitesse matérielle u.
- La vitesse de l'onde de choc D par rapport au milieu dans lequel elle se propage.

Lors de sa propagation dans un milieu matériel, le choc modifie l'état amont ou état initial (0), considéré au repos, en un état aval sous choc référencé (1). Dans l'épaisseur du front de choc, de l'ordre de quelques plans atomiques, le milieu n'est plus en équilibre et subit des transferts d'énergie importants.

Équations de Rankine-Hugoniot : le milieu sous choc obéit aux équations de conservation, supposant les échanges de chaleur avec l'extérieur négligeables devant la brièveté des phénomènes mécaniques. Les équations relient les paramètres thermodynamiques et cinétiques de l'état amont (0) à ceux de l'état aval (1) dans un milieu homogène isotrope. Ces équations sont données par (B-1), (B-2) et (B-3) dans leur forme spécifique à la propagation des ondes de choc.

$$\text{Conservation de la masse : } \rho_0 \cdot D = \rho_1 (D - u_1) \quad (\text{B-1})$$

$$\text{Conservation de l'énergie : } E_1 - E_0 = \frac{1}{2} (P_1 + P_0) \cdot (V_0 - V_1) \quad (\text{B-2})$$

$$\text{Conservation de la quantité de mouvement : } P_1 - P_0 = \rho_0 \cdot D \cdot u_1 \quad (\text{B-3})$$

Par ailleurs la célérité absolue de propagation du choc D est liée à la vitesse matérielle u par l'équation linéaire (B-4) :

$$D = C_0 + s \cdot u \quad (\text{B-4})$$

Où s est la constante d'Hugoniot et C_0 la vitesse hydrodynamique de l'onde sonore dans le matériau de sorte que :

$$C_0 = \sqrt{C_L^2 - \frac{4}{3} C_T^2} \quad (\text{B-5})$$

Où C_L est la vitesse de propagation des ondes de polarisation longitudinale telle que $C_L = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$ et C_T la vitesse des ondes transverses telle que $C_T = \sqrt{\frac{\mu}{\rho}}$. μ , coefficient de Lamé ou module de cisaillement, est exprimé par : $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$.

La vitesse du son $C(P)$, fonction croissante de la pression, est définie sur l'isentrope, dans le plan (P, ρ) par (B-6), où S est l'entropie.

$$C(P) = \sqrt{\left(\frac{\partial P}{\partial \rho}\right)_S} \quad (\text{B-6})$$

Équation d'état : une relation supplémentaire relie les variables thermodynamiques. L'équation d'état usuellement retenue en physique des chocs est celle de Mie-Grüneisen :

$$P - P_{\text{ref}} = \frac{\Gamma}{V} (E - E_{\text{ref}}) \quad (\text{B-7})$$

Où P_{ref} et E_{ref} sont respectivement la pression et l'énergie interne pour l'état de référence à 0 K avec $P_{\text{ref}} = -\frac{dE_{\text{ref}}}{dV}$, Γ est le coefficient de Grüneisen tel que $\frac{\Gamma}{V} = \frac{\Gamma_0}{V_0} = \text{cte}$, de l'ordre de 2 pour les métaux.

Limite élastique d'Hugoniot : le régime de propagation est différencié selon l'amplitude de la pression mise en œuvre : les ondes de faible amplitude se propagent sous forme d'ondes élastiques (ondes sonores se propageant à la vitesse du son). Au contraire pour un choc fort les ondes présentent une composante plastique. La limite élastique d'Hugoniot P_{HEL} ou approximation acoustique, donnée par (B-8), délimite le régime élastique et plastique.

$$P_{\text{HEL}} = 1 + \frac{\lambda}{2\mu} \sigma_{Y0} \quad (\text{B-8})$$

Où λ et μ sont les coefficients de Lamé, σ_{Y0} la limite élastique statique du matériau. En dessous de cette limite, le front de choc est linéaire et la pression sous choc est donnée par (B-9).

$$P = \rho_0 \cdot C_0 \cdot u \quad (\text{B-9})$$

Pour les pressions supérieures à P_{HEL} , une onde plastique plus lente se superpose à l'onde élastique, alors appelée précurseur élastique. L'onde plastique se propage à la vitesse donnée par (B-10) et induit une pression définie par (B-11).

$$C_p = \sqrt{\frac{\lambda + \frac{2}{3}\mu}{\rho}} \quad (\text{B-10})$$

$$P = \rho_0 \cdot C_p \cdot u + \frac{2}{3} \sigma_{Y_0} \quad (\text{B-11})$$

Onde de détente : l'onde de compression est suivie dans son sillage d'un faisceau d'ondes de détente, encore appelées ondes de raréfaction ou de déchargement, issues de la relaxation de la matière à l'état initial à l'arrêt du chargement.

La détente suit une décroissance isentropique de pression jusqu'à la pression initiale. La tête de la détente se propage dans la matière sous choc à la vitesse $C_1 + u_1$, la fin de la détente à la vitesse inférieure $C_0 + u_0$. Le pic de pression s'étale alors en un faisceau de détente. Entraînée par la vitesse matérielle après choc, la tête de la détente se propage à une vitesse légèrement supérieure à celle du choc et le rattrape, provoquant son atténuation lors de l'évolution des ondes dans le matériau.

B.2 Courbes caractéristiques

Deux diagrammes décrivent les états accessibles sous choc : la courbe d'Hugoniot $P(V)$ ou adiabatique dynamique et la polaire de choc $P(u)$. Par ailleurs le diagramme de marche illustre l'évolution monodimensionnelle de la pression dans l'épaisseur de la cible. À partir des équations thermodynamiques et cinétiques (B-1) à (B-4), les diagrammes sont établis par les relations (B-12) pour la courbe d'Hugoniot et (B-13) pour la polaire de choc.

$$P_1 - P_0 = \frac{C_0^2 \left(1 - \frac{V_1}{V_0}\right)}{V_0 \left(1 - s \left(1 - \frac{V_1}{V_0}\right)\right)^2} \quad (\text{B-12})$$

$$P_1 - P_0 = \rho_0 (C_0 + s \cdot u_1) u_1 \quad (\text{B-13})$$

Courbe d'Hugoniot : elle représente les états (P, V) accessibles sous choc, illustrée en figure B-1-a. La courbe d'Hugoniot est décomposée en une partie élastique à basse pression et une partie plastique au-dessus de la limite élastique d'Hugoniot. Le phénomène de compression étant quasi-instantané, le chemin thermodynamique effectif correspond au plus court trajet entre l'état (0) et (1), sur la droite de Rayleigh.

Une évolution de la pression à partir de l'état (1) sera réalisée suivant une deuxième courbe d'Hugoniot dans le cas d'une onde de compression, ou une isentrope pour une détente. La figure B-1-b présente l'évolution de la pression d'un choc en fonction de la profondeur, sur laquelle figure la différence de célérité entre les ondes élastiques et plastiques.

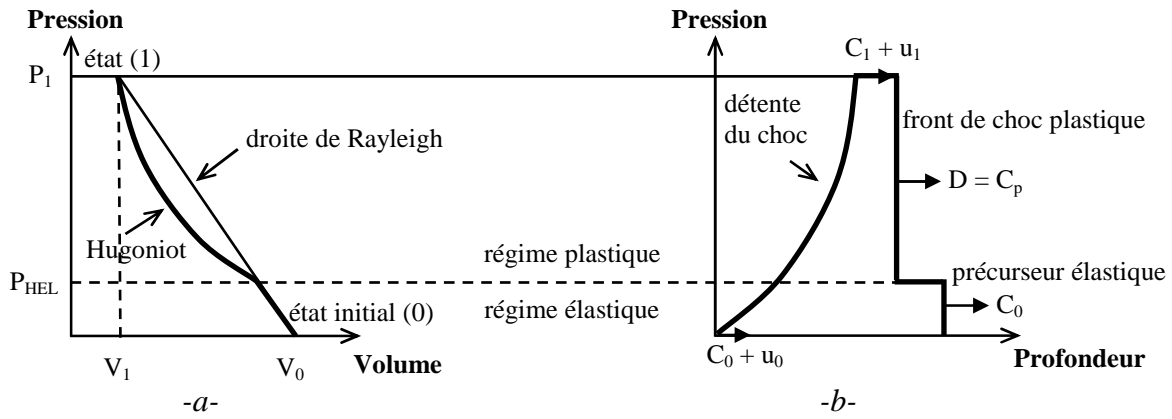


Figure B-1 : Évolution de la pression du choc en fonction : -a- Du volume spécifique (courbe d'Hugoniot), et -b- De la profondeur.

Polaire de choc : la polaire de choc, caractéristique du matériau, représente l'ensemble des états de pression suivant la vitesse matérielle. La polaire de choc présentée en figure B-2-a illustre la différence entre la propagation élastique à basse pression ($P < P_{HEL}$) et l'onde plastique ($P > P_{HEL}$). La droite de Rayleigh reliant l'état initial (0) à l'état final (1) a pour pente l'impédance Z ($\text{g.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$) = ρ_0 (g.cm^{-3}). D (cm.s^{-1}). La relaxation des contraintes de choc de P_1 à P_0 dans le matériau A est effectuée suivant l'isentrope qui passe par l'état (1). Cette isentrope est quasiment confondue avec la polaire indirecte ou réfléchiée [Thouvenin 1997], référencée A' sur la figure B-2-b, symétrique de la polaire A par rapport à la droite d'équation $u = u_1$.

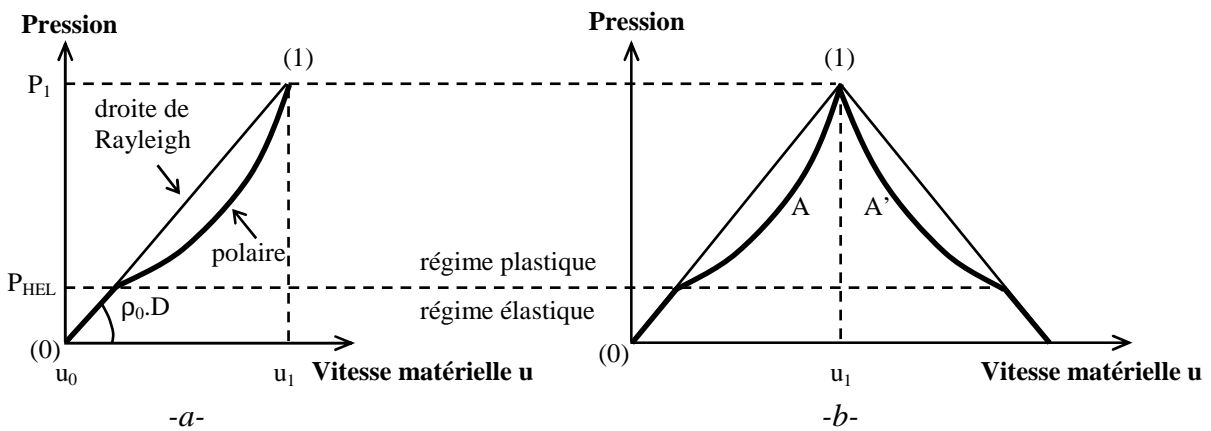


Figure B-2 : Polaires de choc dans le plan (P, u) : -a- Compression seule, et -b- Compression suivie d'une détente.

Diagramme de marche : l'évolution des ondes dans la matière est visualisée en description Lagrangienne sur un diagramme de pression espace-temps ou diagramme de marche en contrainte axiale, donné en figure B-3-a. La pression est donnée en fonction du temps t et de la position axiale x au sein de la cible. L'impulsion de pression en créneau d'amplitude P_1 et de durée τ , appliquée à la surface de la cible homogène, marque le début de l'échelle des temps. La mise sous contrainte des plans parallèles à la surface incidente par compression est représentée en trait plein rouge et la traction en pointillé bleu. Le diagramme de marche est rapproché du diagramme des polaires de choc donné en figure B-3-b pour la représentation analytique complète de la propagation des ondes et des niveaux de pression.

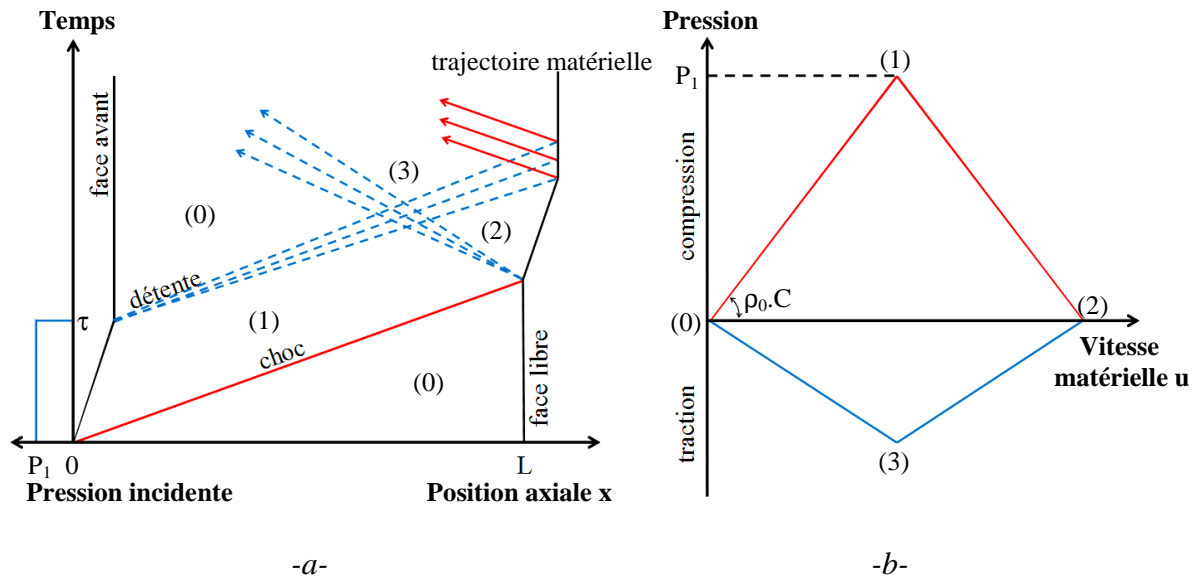


Figure B-3 : Représentation analytique de la propagation d'une onde de choc. -a- Diagramme de marche, les traits pleins représentent les chocs, les pointillés les détente, et -b- Diagramme des polaires de choc.

B.3 Amortissement

Amortissement hydrodynamique : la variation de la vitesse de propagation des ondes suivant la pression, donnée par (B-6), est à l'origine du raidissement du front de choc et de l'étalement de la détente.

Le phénomène non linéaire d'amortissement hydrodynamique est dû à la différence de vitesse entre la tête de l'onde de détente (vitesse de propagation $C_1 + u_1$) et l'onde de choc (vitesse D inférieure). La détente rattrape le choc et atténue son amplitude. La fin du faisceau de détente, moins vélocité (vitesse $C_0 + u_0$), étale quant à elle le profil de pression ($C_0 + u_0 < D < C_1 + u_1$). Ces phénomènes sont à l'origine de la triangulation du profil en onde de Taylor, suivant le processus décrit en figure B-4. L'onde est contenue dans un volume matériel d'épaisseur $D \cdot \tau$, auquel s'ajoute le volume contenant le faisceau de détente de l'onde atténuée.

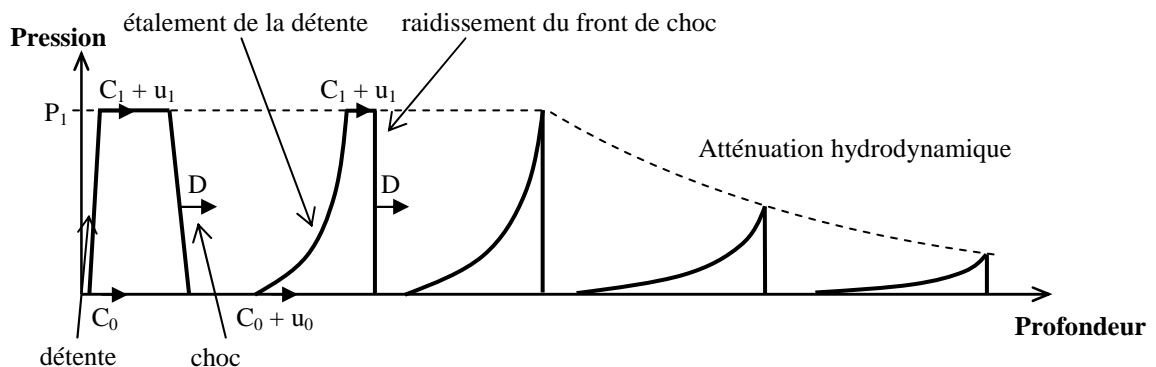


Figure B-4 : Évolution du profil spatial d'une impulsion de pression au cours de sa propagation, illustrant l'amortissement hydrodynamique et la triangulation de l'onde.

L'amortissement élastoplastique dont le principe est schématisé en figure B-5 s'ajoute à l'amortissement hydrodynamique dans le cas d'un choc fort ($P_1 > P_{HEL}$). Les ondes de détente élastiques présentent une célérité C_L plus élevée que celle de l'onde plastique D_1 . Le précurseur élastique de la détente rattrape alors l'onde de choc et l'atténue au cours de sa propagation. L'amortissement de pression après recouvrement complet du choc par le précurseur correspond au double de la valeur de la limite élastique d'Hugoniot P_{HEL} .

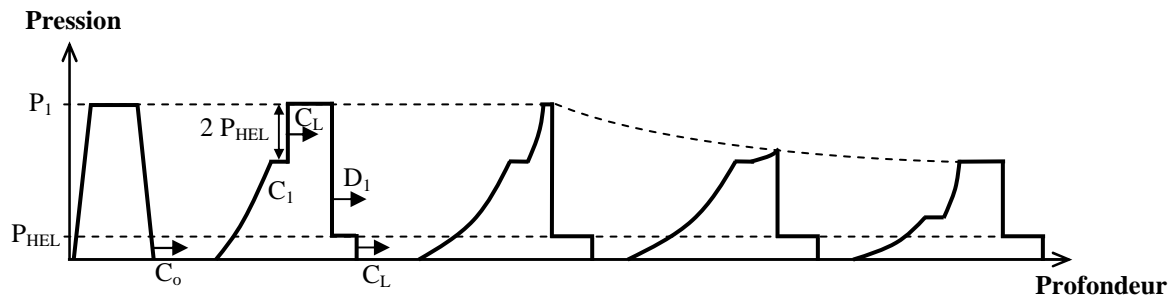


Figure B-5 : Évolution du profil spatial d'un choc fort au cours de sa propagation, illustrant l'amortissement élastoplastique.

La diminution de la pression est majoritairement imputable à l'amortissement hydrodynamique, qui dépend fortement du profil initial de l'impulsion (durée, forme, amplitude). L'atténuation est d'autant plus importante que l'onde est brève.

B.4 Effet périphérique de la propagation

La figure B-6 schématise la propagation d'ondes dans le plan du choc, particulièrement l'évolution de la détente périphérique d'un choc de petite dimension. Cette détente est initiée sur le pourtour de l'impact derrière le choc et évolue dans son sillage de manière concentrique à la célérité $C_1 + u_1$. La détente rattrape alors le choc lors de sa propagation et l'atténue en périphérie, réduisant son étendue frontale.

Le croisement des ondes du déchargement sur l'axe principal du choc donne lieu à une sollicitation susceptible de générer la rupture. Cet effet, indépendant de la réflexion de l'onde principale, est exploitable pour solliciter les cibles épaisses à proximité de la face incidente [Arrigoni 2006-a, Boustie 2007, Cuq-Lelandais 2010].

Par la suite cette traction évolue dans la cible, rattrape et atténue la compression incidente en son centre, à l'origine du processus d'amortissement axial.

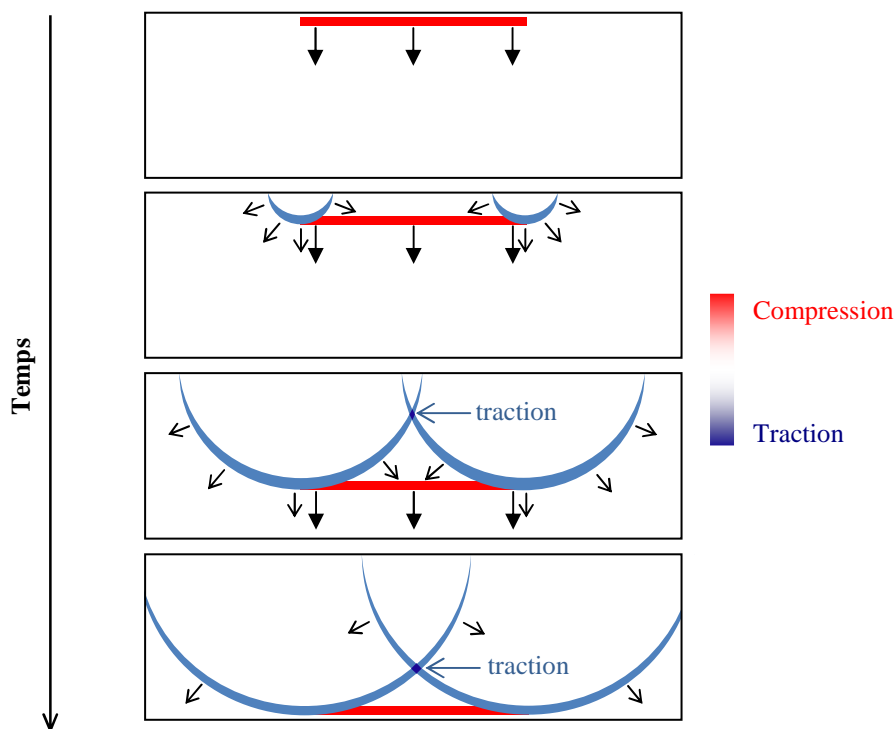


Figure B-6 : Propagation d'ondes tridimensionnelles dans une cible homogène.

Les effets périphériques se manifestent sur les profils de vitesse de surface libre par une forte décélération suite au premier saut de vitesse avec le débouché de la traction axiale. La durée de l'onde débouchante est diminuée suite à cette atténuation.

La figure B-7 illustre ce phénomène avec la vitesse de surface libre numérique d'une cible homogène d'aluminium de 1 mm d'épaisseur. Des impacts ont été simulés avec trois diamètres différents, sans modifier les autres paramètres du modèle.

Le caractère tridimensionnel de la propagation de l'onde est quantifié par le rapport r entre le diamètre d'impact D_{foc} et l'épaisseur de la cible e . Les effets périphériques sont d'autant plus prononcés que r est petit : la décélération est plus marquée pour le modèle a ($r = 1$) et la durée à mi-hauteur est diminuée de 65% par rapport à la configuration monodimensionnelle.

Un diamètre d'impact 2 à 3 fois supérieur à l'épaisseur de la cible assure la propagation monodimensionnelle des ondes pendant leurs premiers allers retours dans la cible [Salzmann 1988]. Dans ces conditions les ondes latérales ne se développent pas suffisamment pour interférer dans la propagation de l'onde principale. Les détentes sont très atténuées lors de leur croisement et leur cumul est sans conséquence. Un débouché de vitesse négative représentant environ 11% de la vitesse maximale est toutefois observé (modèle b).

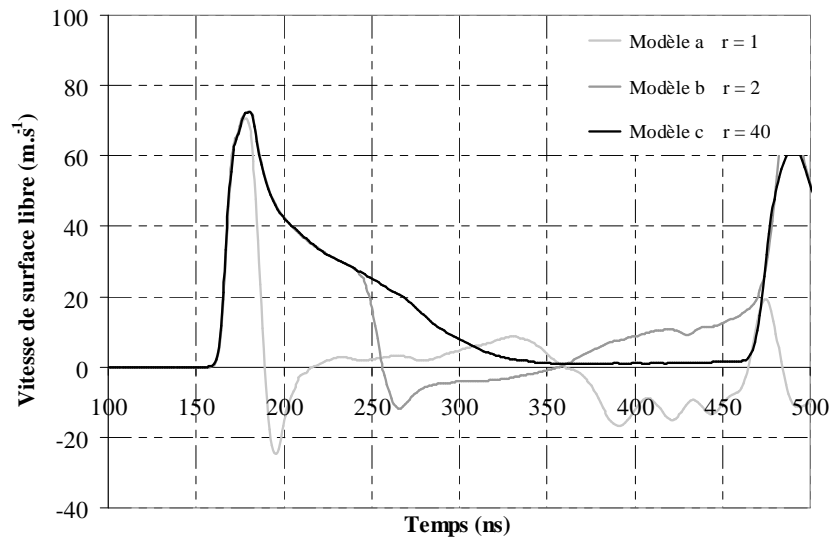


Figure B-7 : Influence des détentes latérales sur la vitesse de surface libre d'une cible homogène d'aluminium de 1 mm d'épaisseur soumise à un chargement de taille d'impact différente. Modèle a : $r = 1$ en régime bidimensionnel, modèle b : $r = 2$ à la limite monodimensionnelle, et modèle c : $r = 40$ en configuration monodimensionnelle (Simulation ABAQUS).

Annexe C : Propriétés dynamiques des matériaux

Les tableaux C-1 et C-2 quantifient les propriétés mécaniques et acoustiques des matériaux modélisés. Les caractéristiques du pli de composite ont été évaluées par calcul d'homogénéisation suite aux résultats expérimentaux, puis ajustées par modélisation et application de l'approche inverse.

Les propriétés de la matrice ont été obtenues par revue bibliographique. Aucun essai de caractérisation n'est envisageable puisqu'il est impossible d'obtenir cette résine seule.

	ρ (kg.m^{-3})	E (GPa)	ν	σ_R (MPa)	G (GPa)	τ_R (MPa)
Époxy	1260	5,2	0,35	296	1,60	110
Pli carbone/époxy	1630	$E_T = 12,6$ $E_L = 202$	$\nu_{LT} = 0,3$ $\nu_{TZ} = 0,27$	$\sigma_{RT} = 310$ $\sigma_{RL} = 3900$	$G_{LT} = 4,9$ $G_{TZ} = 4,5$	$\tau_{LT} = 63$ $\tau_{TZ} = 90$
Composite homogénéisé	1586	10,4	0,31	300	3,9	63
Colle EA9394	1360	2,62	0,45	43	1,43	42,8
Colle FM73	1200	2,87	0,4	35,2	0,56	46,1
Aluminium	2680	70	0,33	300	26,20	250

Tableau C-1 : Propriétés physiques et mécaniques des matériaux de l'étude.

	s	Γ	C_0 (m.s^{-1})	Z ($\text{g.cm}^{-2}.\text{s}^{-1}$)
Époxy	1,4	0,87	2600	$0,33.10^6$
Pli carbone/époxy	1,22	2	$C_{0T} = 3000$ $C_{0L} = 8100$	$0,48.10^6$
Composite homogénéisé	1,27	1,66	2880	$0,44.10^6$
Colle EA9394	1,47	0,8	2600	$0,35.10^6$
Colle FM73	1,47	0,8	2200	$0,3.10^6$
Aluminium	1,34	2	5385	$1,45.10^6$

Tableau C-2 : Propriétés acoustiques des matériaux de l'étude.

Liste des communications et des articles

Communications :

- E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, P. Mercier, J. Bénier, *Étude expérimentale de l'endommagement de composites sous choc laser*, Journées Nationales des Composites 17, Poitiers, 15 Juin 2011.
- E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, J.-P. Monchalain, M. Pertont, A. Blouin, A. Johnston, R. Cole, E. Buzaud, *Développement du test d'adhérence par choc de composites collés*, Séminaire CNES, Toulouse, 30 Mai 2011.
- E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, A. Johnston, R. Cole, J. Barroeta, E. Buzaud, *Experimental and numerical investigation of composite behaviour at high strain rate*, 18th DYMAT Technical Meeting, Strasbourg, 3 Décembre 2010.
- E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, J.-P. Monchalain, M. Pertont, A. Blouin, A. Johnston, R. Cole, J. Barroeta, E. Buzaud, *Experimental investigation of a composite behaviour under ultra-short laser-shock loading*, 24th International Conference on Surface Modification Technologies, Dresden, Germany, 7 Septembre 2010.
- E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, T. De Ressaéguier, M. Arrigoni, M. Nivard, E. Buzaud, J.-P. Monchalain, A. Blouin, M. Pertont, A. Johnson, R. Cole, *Comportement des composites sous choc*, Séminaire du PIMM, Arts et Métiers ParisTech, Paris, 8 Mars 2010.
- E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, M. Nivard, T. De Ressaéguier, A. Claverie, E. Buzaud, A. Blouin, S. Kruger, J.-P. Monchalain, A. Johnston, *Comportement des composites sous choc*, Forum de l'Institut Laser-Plasma, Giens, Juin 2009.
- E. Gay, L. Berthe, M. Arrigoni, M. Boustie, *Comportement sous choc de composites : Développement du test d'adhérence par choc pour des assemblages composites collés*, Séminaire du LBMS, ENSIETA, Brest, 9 Avril 2009.

Articles :

- E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, P. Mercier, J. Bénier, *Étude expérimentale de l'endommagement de composites sous choc laser*, Matériaux et Techniques (en cours de soumission).
- E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, A. Johnston, R. Cole, J. Barroeta, E. Buzaud, *Experimental and numerical investigation of composite behaviour at high strain rate*, Proceedings of the 18th DYMAT Technical Meeting, Strasbourg, France, December 1-3 (2010).
- E. Gay, L. Berthe, M. Boustie, M. Arrigoni, J.-P. Monchalain, M. Pertont, A. Blouin, A. Johnston, R. Cole, J. Barroeta, E. Buzaud, *Experimental investigation of a composite behaviour under ultra-short laser-shock loading*, Proceedings of the 24th International Conference on Surface Modification Technologies (SMT 24), Dresden, Germany, September 7-9 (2010).
- M. Boustie, E. Gay, L. Berthe, M. Arrigoni, J. Radhakrishnan, T. De Ressaéguier, A. Blouin, J.-P. Monchalain, A. Pertont, A. Johnston, R. Cole, E. Buzaud, *Laser Shock Adhesion Test (LASAT) of composite materials for aerospace industry*, Proceedings of the 23rd International Conference on Surface Modification Technologies (SMT 23), Madras, India, November 2-5 (2009).

COMPORTEMENT DE COMPOSITES SOUS CHOC INDUIT PAR LASER

DÉVELOPPEMENT DE L'ESSAI D'ADHÉRENCE PAR CHOC DES ASSEMBLAGES DE COMPOSITES COLLÉS

RESUME : Les ondes de choc induites par laser peuvent produire une sollicitation dynamique capable de tester l'adhérence d'interfaces et de détecter les joints faibles. Cette étude vise à étendre ce procédé aux composites stratifiés et à leurs assemblages, qui touchent un large spectre d'applications industrielles, notamment dans le secteur aéronautique et de la défense. Les problématiques scientifiques et techniques liées à l'essai sont étudiées, particulièrement la caractérisation du comportement des stratifiés et de leur endommagement sous choc ainsi que la tenue des interfaces. Les expériences sont conduites sur des installations laser délivrant une large gamme d'impulsion (fs- μ s) permettant de localiser les contraintes maximales de traction aux interfaces. Les essais sont instrumentés avec des diagnostics résolus en temps : vélocimétrie Doppler, visualisation transverse. Les échantillons sont analysés avec différentes techniques (MEB, tomographie, ultrasons, DSC...) pour identifier les endommagements et les relier aux propriétés des matériaux. L'analyse des résultats s'appuie sur la simulation numérique pour décrire le comportement des matériaux. L'étude montre la capacité de la technique à différencier la force des assemblages.

Mots clés : Composites carbone / époxy, assemblages collés, essai d'adhérence, ondes de choc, délaminage dynamique, laser nanoseconde, expérience, simulation.

COMPOSITE BEHAVIOUR UNDER LASER DRIVEN SHOCK

DEVELOPMENT OF AN ADHESION TEST USING SHOCK FOR COMPOSITE BONDED ASSEMBLIES

ABSTRACT : Laser driven shock waves yields to dynamic traction stress that is able to test interface adhesion and to detect weak bond. This work is dedicated to extend the process to composite laminates and their bonded assemblies, involved in a large industry field, such as aeronautic or defense. Composite material behavior under shock, interface strength characterization and induced delamination are a key issue of this study. Experiments are achieved on high power laser facilities with a wide range of pulse duration (from fs to μ s) to position the maximum traction stresses at the interface. Tests were instrumented with real time diagnostics: Doppler velocimetry of the free surface and transverse shadowgraphy. Post shock recovered samples are analyzed with different techniques (SEM, tomography, ultrasonic, DSC...) to identify delamination in relation to material properties. Results are supported with numerical simulation to describe the material behavior. Main result of this study is the ability of the technique to differentiate the strength of the assemblies.

Keywords : Carbon / epoxy composite, bonded assemblies, adhesion test, shock waves, dynamic delamination, nanosecond laser, experiment, simulation.

