



**HAL**  
open science

# Analyse de la réponse d'assemblages collés sous des sollicitations en dynamique rapide. Essais et modélisations

Damien Laporte

► **To cite this version:**

Damien Laporte. Analyse de la réponse d'assemblages collés sous des sollicitations en dynamique rapide. Essais et modélisations. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aérotechnique - Poitiers, 2011. Français. NNT: . tel-00639342v1

**HAL Id: tel-00639342**

**<https://theses.hal.science/tel-00639342v1>**

Submitted on 8 Nov 2011 (v1), last revised 11 Nov 2011 (v2)

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

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

# THESE

Pour l'obtention du grade de

Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure de  
Mécanique et d'Aérotechnique de Poitiers (ENSMA)

(Diplôme National – Arrêté du 7 août 2006)

Ecole doctorale :

Sciences et Ingénierie en Matériaux, Mécanique, Energétique et Aéronautique (SIMMEA)

Spécialité : Mécanique des Matériaux

Présentée par :

Damien LAPORTE

***Analyse de la réponse d'assemblages collés sous  
des sollicitations en dynamique rapide.  
Essais et modélisations***

Directeurs de thèse : Michel BOUSTIE et Frédéric MALAISE

Soutenue le 20 Octobre 2011

## Jury

### **Président**

Dr. Michel JEANDIN, DR Ecole des Mines, Centre des Matériaux d'Evry, ParisTech

### **Rapporteurs**

Dr. Laurent BERTHE, CR CNRS, PIMM Arts et Métiers, ParisTech

Pr. Yves REMOND, IMFS, Université de Strasbourg

### **Examineurs**

Dr. Michel BOUSTIE, DR CNRS, Institut P', Poitiers

Dr. Frédéric MALAISE, Ingénieur – Chercheur, CEA-CESTA, Le Barp

Dr. Christophe THIEBAUT, Chef de Projet ESTB, CEA-DAM, Bruyères-le-Châtel

Dr. Eric BUZAUD, Ingénieur – Chercheur, CEA-CEG, Gramat

Dr. Christian DOEBELIN, Ingénieur – Chercheur, EADS Nuclétudes, Les Ulis



# Remerciements

---

Ces trois années de thèse m'ont donné la chance de vivre de belles expériences aussi bien professionnelles que personnelles. Le très bon déroulement de ces travaux a été favorisé par un certain nombre de personnes que je souhaite remercier.

Je remercie tout d'abord l'ensemble des membres du jury présidé par Michel Jeandin, et particulièrement les rapporteurs Laurent Berthe et Yves Rémond.

Je tiens à remercier Frédéric Malaise, qui a suivi quotidiennement l'évolution de mes travaux et a fait preuve d'une grande disponibilité tout au long de cette période. Il a su me transmettre son expérience de chercheur et de rédacteur pour toujours me faire progresser. Je le recommanderai à d'autres futurs thésards et stagiaires !

Je remercie Michel Boustie, mon directeur de thèse, avec qui j'ai partagé de très bons moments de manips, et d'autres tout aussi conviviaux de conférences. Michel, tu as su m'amener droit, il est temps que tu passes ton permis bateau !

Durant ces années passées au CEA CESTA, j'ai été affecté dans deux laboratoires successifs. Je me souviendrai de l'accueil très chaleureux de chacun de leurs membres.

Les nombreux résultats expérimentaux présentés dans ce mémoire ont été obtenus grâce aux équipes expérimentales du CEA et de l'Institut P'.

Je remercie ainsi Jean-Marc Chevalier et toute son équipe (Jean-Hugues, Stéphanie, Christian, Cécile, Fabrice, Loïc) pour les beaux essais lanceurs et les beaux grailous dont eux seuls ont le secret, Eric Buzaud pour les essais lanceurs et GEPI réalisés au Centre d'Etudes de Gramat, Jacques Baillargeat et Alain Claverie pour m'avoir épaulé sur les essais laser réalisés à l'ENSMA, ainsi que l'équipe Alisé du CESTA.

Je souhaite remercier mes collègues thésards et stagiaires qui m'ont aussi apporté une grande aide dans mes travaux : Jean-Paul Cuq-Lelandais, Emilien Lescoute, Marion Trombini, Didier Loison, Romain Ecault et Elise Gay.

Enfin, je tiens à remercier ma fiancée, Natalie, pour son soutien tout au long de cette période, sa grande patience durant les derniers mois de rédaction et ses précieux conseils lors de la préparation de ma soutenance.



# Sommaire

---

<b>Sommaire .....</b>	<b>5</b>
<b>Introduction .....</b>	<b>9</b>
<b>PARTIE A      COLLAGES ET ADHESIFS.....</b>	<b>13</b>
<b>Chapitre 1</b>	
<b>Assemblages collés et essais d'adhérence .....</b>	<b>15</b>
<i>1.1 – Introduction.....</i>	<i>16</i>
<i>1.2 – Matériaux de liaison.....</i>	<i>17</i>
<i>1.3 – Comportement thermomécanique des polymères .....</i>	<i>22</i>
<i>1.4 – Mécanismes d'adhésion et d'adhérence.....</i>	<i>30</i>
<i>1.5 – Essais d'adhérence.....</i>	<i>34</i>
<i>1.6 – Bilan.....</i>	<i>38</i>
<i>1.7 – Références bibliographiques du Chapitre 1 : .....</i>	<i>39</i>
<b>PARTIE B      REPONSE SOUS CHOC DES ADHESIFS .....</b>	<b>43</b>
<b>Chapitre 2</b>	
<b>Techniques expérimentales.....</b>	<b>45</b>
<i>2.1 – Introduction.....</i>	<i>46</i>
<i>2.2 – Généralités sur les ondes de choc.....</i>	<i>46</i>
<i>2.3 – Méthodes expérimentales de génération d'ondes de choc.....</i>	<i>50</i>
<i>2.4 – Techniques de mesures.....</i>	<i>55</i>
<i>2.5 – Bilan.....</i>	<i>62</i>
<i>2.6 – Références bibliographiques du Chapitre 2 : .....</i>	<i>62</i>
<b>Chapitre 3</b>	
<b>Résultats expérimentaux sur les adhésifs .....</b>	<b>65</b>
<i>3.1 – Introduction.....</i>	<i>66</i>
<i>3.2 – Comportement sous choc d'une résine époxyde : ARALDUR.....</i>	<i>66</i>
<i>3.3 – Comportement sous choc d'une résine silicone : RTV 141.....</i>	<i>81</i>
<i>3.4 – Bilan.....</i>	<i>90</i>
<i>3.5 - Références bibliographiques du Chapitre 3 : .....</i>	<i>90</i>
<b>Chapitre 4</b>	
<b>Analyse du comportement sous choc des adhésifs.....</b>	<b>91</b>
<i>4.1 – Introduction.....</i>	<i>92</i>
<i>4.2 – Comportement sous choc de l'Araldur : Approche numérique.....</i>	<i>92</i>

4.3 – Comportement sous choc du RTV 141 : Approche numérique .....	127
4.4 – Conclusions.....	138
4.5 – Références bibliographiques du Chapitre 4 : .....	139
<b>PARTIE C      REPONSE SOUS CHOC DES ASSEMBLAGES COLLES.....</b>	<b>65</b>
<b>Chapitre 5</b>	
<b>Etude expérimentale de la réponse d’assemblages collés.....</b>	<b>143</b>
5.1 – Introduction.....	144
5.2 – Impulsions très brèves (3 ns) .....	144
5.3 – Impulsions brèves (50 ns).....	162
5.4 – Impulsions longues (>500 ns).....	170
5.5 – Succession d’impulsions longues (GEPI).....	175
5.6 – Bilan.....	177
5.7 – Références bibliographiques du Chapitre 5 : .....	178
<b>Chapitre 6</b>	
<b>Analyse des résultats expérimentaux à l’aide de simulations numériques .....</b>	<b>179</b>
6.1 – Introduction.....	180
6.2 – Modélisation des joints collés.....	180
6.3 – Analyse des essais d’impact de plaques.....	181
6.4 – Analyse des essais laser P’(LCD).....	191
6.5 – Bilan.....	200
6.6 - Références bibliographiques du Chapitre 6 : .....	201
<b>Chapitre 7</b>	
<b>Application à l’étude de la réponse sous choc d’assemblages collés.....</b>	<b>203</b>
7.1 – Introduction.....	204
7.2 – Influence du traitement de surface.....	204
7.3 –Validation des modélisations face à un chargement complexe .....	208
7.4 – Influence de la nature de l’adhésif.....	212
7.5 – Réponse face à des impulsions ultra brèves de 3 ns (Alisé) .....	213
7.6 – Bilan.....	217
7.7 – Références bibliographiques du Chapitre 7 : .....	217
<b>Conclusions et perspectives.....</b>	<b>219</b>
<b>ANNEXES .....</b>	<b>223</b>





# Introduction

---

L'utilisation des assemblages collés connaît actuellement un véritable essor dans les industries aéronautique, aérospatiale, automobile et navale. Dans l'aéronautique, cette technique est particulièrement utilisée pour assembler les panneaux sandwichs, les panneaux de fuselage, les portes et trappes de train d'atterrissage, les surfaces de contrôle de vol, ou encore les pales d'hélicoptères. Le collage est employé dans le secteur ferroviaire pour assembler, entre autres, les panneaux de portes sur les structures nid d'abeille. Dans l'automobile, le collage est utilisé pour assembler des pièces dont le joint nécessite une étanchéité (jonctions entre passages de roues et compartiment moteur, joints de plancher, trappe d'essence, etc...).

Cette utilisation massive conduit forcément à devoir dimensionner des liaisons collées face à des environnements sévères engendrés lors de crashes, d'impacts à grande vitesse de projectiles de tous types (débris spatiaux micrométriques sur les satellites, sureté de composants face à des agressions par balle). Les sollicitations mécaniques associées se situent dans le domaine de la dynamique rapide. En effet, des ondes de choc sont générées et se propagent dans les structures. Les vitesses de déformation induites varient de  $10^5 \text{ s}^{-1}$  à  $10^7 \text{ s}^{-1}$  en fonction du type de sollicitation. L'étude des liaisons collées face à ce type de sollicitation apparaît nécessaire, pour d'une part être capable de représenter numériquement leur réponse sous choc, et d'autre part déterminer les seuils de rupture.

Cette étude a été entreprise dans le cadre d'une collaboration entre les organismes de recherche suivants :

- Le Centre d'Etudes Scientifiques et Techniques d'Aquitaine du Commissariat à l'Energie Atomique et aux Energies Alternatives (CEA – CESTA)
- L'Institut Polytechnique de Poitiers de Recherche et Ingénierie en Mécanique, Matériaux et Energétique (PPRIME), UPR CNRS n°3346
- Le Centre d'Etudes de Gramat (CEA – CEG)
- La société Nuclétudes (filiale d'EADS)

Les efforts se sont tout d'abord concentrés sur l'analyse de la réponse d'assemblages métalliques réalisés avec des plaques d'aluminium 6061T6 dont le comportement sous choc était supposé bien connu. Les premiers résultats de cette analyse ont très vite mis en évidence l'importance de la connaissance du comportement sous choc de la colle.

L'objectif de cette thèse est de contribuer à une meilleure compréhension de la réponse sous choc d'assemblages collés d'épaisseurs millimétriques en portant une attention particulière à l'influence de la nature des polymères utilisés sur les mécanismes de rupture.

Nous avons choisi de tester des collages réalisés avec des matériaux polymères du commerce, une résine époxyde, et une résine silicone (RTV141). La première colle représentera la réponse caractérisant un polymère thermodurcissable et la seconde celle d'un élastomère. Ces deux colles se différencient également de par leurs propriétés élastiques.

Dans le cadre de cette thèse, nous allons tenter de répondre aux questions suivantes :

- Quelle est l'influence de la nature de la colle sur le comportement de l'assemblage ?
- L'endommagement aura-t-il lieu aux interfaces et/ou dans la couche de colle ?
- Quels seront les seuils de rupture sous sollicitations dynamiques rapides ?
- Quelle est l'influence de la durée d'impulsion sur le décollement ?

La réponse à ces questions requiert l'utilisation de moyens d'essais et de mesures spécifiques dédiés généralement à la caractérisation des matériaux sous choc. Dans le passé, un test d'adhérence par choc laser (LASAT : LAser Shock Adhesion Test) a été développé sur des systèmes bicouches minces constitués d'un substrat et d'un revêtement d'épaisseurs micrométriques [1][2][3]. Ce test sans contact peut être envisagé et adapté pour la caractérisation de la réponse sous choc d'assemblages tricouches millimétriques. Nous testerons aussi d'autres moyens d'essais dynamiques, tels que les lanceurs à gaz et le GÉNérateur de Pression Isentropique (GEPI), qui présentent l'intérêt de tester la réponse de ces assemblages face à des impulsions plus longues.

Nous allons également développer des outils numériques (lois de comportement, utilisation de codes de dynamique explicite) pour pouvoir mieux appréhender les phénomènes (accessibilité à des grandeurs non mesurables lors des expériences dynamiques par exemple).

Comme indiqué précédemment, l'analyse de la réponse sous choc des assemblages collés nécessitera au préalable la caractérisation et la modélisation du comportement sous choc des deux colles. Nous caractériserons le comportement dynamique de la résine époxyde et de la résine silicone à l'aide d'essais d'impacts de plaques et d'essais de compression isentropique.

Ce mémoire est scindé en trois parties.

La partie A présentera l'état de l'art concernant les matériaux de liaison étudiés (composition, comportement, caractérisation en quasi-statique) ainsi que quelques notions sur les mécanismes d'adhésion. Nous citerons également les méthodes expérimentales classiquement utilisées pour étudier les modes de rupture des liaisons collées.

La partie B sera consacrée à l'analyse du comportement dynamique de la résine époxyde et de la résine silicone. Le premier chapitre est dédié à l'approche expérimentale avec une description des moyens d'essais et de mesure. Le second chapitre est consacré à l'analyse des principaux résultats. Dans le troisième chapitre, nous proposerons une modélisation du comportement sous choc des deux adhésifs à partir d'une synthèse bibliographique des modèles disponibles. Nous validerons ces approches de modélisation à l'aide de confrontations entre les simulations numériques et les résultats expérimentaux. Nous serons amenés à déterminer leur comportement en traction et à proposer un modèle d'endommagement adapté.

La partie C traitera de la caractérisation et de la modélisation de la réponse sous choc des assemblages collés. Un premier chapitre fera une synthèse des résultats obtenus sur les assemblages soumis à des sollicitations d'une gamme étendue d'amplitudes et de durées. Dans le second chapitre, nous analyserons et interpréterons les résultats obtenus en nous appuyant sur la simulation numérique. Nous apporterons alors dans le dernier chapitre des éléments de réponses aux questions relatives à la compréhension du comportement des assemblages collés en dynamique rapide.

### Références

- [1] C. Bolis, « Etude numérique et expérimentale de la séparation par chocs brefs d'interface de revêtements multi-couches. Application au test d'adhérence par choc laser », *Thèse de l'Université de Poitiers*, (2004).
- [2] M. Arrigoni, « Etude 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).
- [3] S. Barradas, « Etude, à l'aide du choc laser, des mécanismes d'adhérence aux interfaces Cu/Al et Cu/Cu obtenues par projection thermique », *Thèse Sciences et Génie des Matériaux, Centre des Matériaux P.M. Fourt, Mines de Paris, ENSMP*, (2004).



**PARTIE A**

**COLLAGES ET ADHESIFS**

---



# Chapitre 1

## Assemblages collés et essais d'adhérence

---

### Sommaire

<i>1.1 – Introduction.....</i>	<i>16</i>
<i>1.2 – Matériaux de liaison .....</i>	<i>17</i>
1.2.1 – Généralités.....	17
1.2.2 – Synthèse et structure des polymères.....	18
1.2.3 – Caractéristiques physiques .....	20
1.2.4 – Bilan.....	22
<i>1.3 – Comportement thermomécanique des polymères .....</i>	<i>22</i>
1.3.1 – Techniques de caractérisation.....	22
1.3.2 – Transitions de comportement .....	25
1.3.3 – Viscoélasticité et équivalence temps – température .....	27
1.3.4 – Hyperélasticité.....	29
1.3.5 – Déformation permanente et rupture .....	29
<i>1.4 – Mécanismes d'adhésion et d'adhérence.....</i>	<i>30</i>
<i>1.5 – Essais d'adhérence.....</i>	<i>34</i>
<i>1.6 – Bilan.....</i>	<i>38</i>
<i>1.7 – Références bibliographiques du Chapitre 1 :.....</i>	<i>39</i>

## 1.1 – Introduction

Contrairement aux idées reçues, le collage n'est pas une technique récente. Les hommes ont commencé au moins 4500 ans avant JC à utiliser les colles d'origine naturelle pour réaliser des assemblages. A l'époque, les matériaux étaient le bitume, la gélatine, la cire, l'amidon, le poisson, le latex, la cellulose, la gomme arabique, et bien d'autres. Puis, avec le développement de la chimie macromoléculaire, de nouveaux matériaux, appelés adhésifs, sont apparus au XX<sup>ème</sup> siècle. Ils comprennent les urée-formol, polyuréthane, isocyanates, époxydes, vinyliques, acryliques, méthacryliques, silicones. Ces matériaux sont tous issus de synthèses.

Les apports du collage sont nombreux [1.1]:

- ils répartissent régulièrement les contraintes sur l'ensemble de la liaison ;
- ils offrent la possibilité d'assembler des matériaux de nature différente ;
- ils permettent l'assemblage de pièces plus minces ;
- l'assemblage est généralement effectué à température peu élevée, d'où l'absence d'altération des matériaux au niveau du joint ;
- la corrosion électrochimique entre divers matériaux, et surtout métaux, est inhibée ou très réduite ;
- il n'y a aucun affaiblissement des pièces à assembler, le perçage de trous étant inutile contrairement au vissage ou au rivetage ;
- les surfaces restent lisses, d'où la possibilité d'assurer l'esthétique des pièces ;
- la viscoélasticité des joints collés amortit les vibrations ;
- les joints collés ont une certaine étanchéité et sont en général mauvais conducteurs de la chaleur et de l'électricité ;
- le gain de poids est considérable par rapport au vissage ou au boulonnage, d'où l'intérêt pour l'aéronautique ou le naval [1.2] ;
- ils offrent la possibilité d'isoler électriquement deux pièces métalliques par collage avec un adhésif isolant ;
- le collage est parfois la seule méthode d'assemblage possible (présence de très petites pièces, assemblage de matériaux polymères) ;
- le prix de revient est généralement plus bas que celui des assemblages traditionnels ;
- le collage est généralement une opération simple et rapide, facile à automatiser, et permettant des cadences de production très grandes.

Une seule opération suffit à obtenir plusieurs fonctions. Les collages comportent cependant certains inconvénients. Les adhésifs étant des polymères, le joint formé aura les caractéristiques des matières plastiques à savoir :

- une tenue à la température limitée (300°C maximum) ;
- une sensibilité importante vis-à-vis de l'environnement avec la possibilité de migration de composés dans le joint (ex : humidité) ;
- une cohésion interne inférieure à celle des métaux, d'où une obligation de limiter la charge imposée,
- une faible résistance au pelage et au clivage,
- une mise en œuvre nécessitant un traitement de surface des substrats pour se débarrasser des polluants et améliorer la mouillabilité.

- la prise du joint de colle n'est pas toujours instantanée et nécessite un soutien, en plus d'un environnement favorable à une bonne prise.
- le démontage des assemblages est difficile, voire impossible. Cet aspect pose un réel problème pour le recyclage et la maintenance (réajustement impossible).

L'objet de cette thèse est de comprendre et modéliser la réponse d'assemblages collés à une sollicitation dynamique rapide.

Dans ce chapitre, nous allons rappeler comment sont constitués les assemblages collés : les matériaux de liaisons utilisés et les principaux mécanismes d'adhésion.

L'objet de ce travail de thèse traitant de la réponse sous choc d'assemblages collés, nous allons également rappeler quelques éléments concernant le comportement thermomécanique des matériaux adhésifs.

Nous terminerons ce chapitre par un état de l'art sur les essais d'adhérence avant d'indiquer le type d'approche expérimentale que nous avons choisi de développer.

## **1.2 – Matériaux de liaison**

Les matériaux de liaison ou de collage, qu'ils soient d'origine naturelle ou issus de synthèses, font généralement partie de la famille des polymères.

### **1.2.1 – Généralités**

Un polymère est composé de macromolécules appelées chaînes polymères. Ces chaînes sont constituées d'unités répétitives, les monomères. Les monomères peuvent être des groupements carbonés (polymères organiques) ou silice (élastomères). Les interactions entre les chaînes peuvent être de nature mécanique, chimique, électrostatique... D'un point de vue mécanique, les chaînes macromoléculaires sont comparables à des fils enchevêtrés qui peuvent glisser avec ou sans frottement les uns par rapport aux autres. Plusieurs types de polymères sont considérés en fonction de leur structure [1.3][1.4] : les thermoplastiques amorphes, les thermoplastiques semi-cristallins, les polymères tridimensionnels (thermodurcissables, élastomères).

Les thermoplastiques amorphes sont généralement des polymères linéaires. Ils sont solubles et « liquéfiables ». Les chaînes qui les composent sont désorganisées et non liées chimiquement. Les polymères de ce type sont durs et peu déformables à température ambiante, comme le polyméthylmétacrylate (PMMA) [1.5].

Les thermoplastiques semi-cristallins sont des polymères linéaires, solubles et fusibles. Les chaînes sont partiellement organisées avec une alternance de zones cristallines où les chaînes sont organisées et de zones amorphes où l'agencement des chaînes ne respecte aucune structure particulière. La cristallinité apporte de la tenue au polymère (résistance chimique et mécanique). Ce type de polymère regroupant les polyéthylènes ou encore polyamide est déformable à température ambiante.

Les polymères tridimensionnels, qui nous intéresseront plus particulièrement, sont constitués de chaînes linéaires liées par des liaisons covalentes. Ce type de liaison par liaisons covalentes est appelé réticulation. Ces polymères sont insolubles et infusibles. Cette classe comprend les élastomères et les thermodurcissables.

Les élastomères ont un réseau espacé, qui explique leur réponse hyperélastique à température ambiante. Les polyuréthanes et les résines silicones font partie de cette catégorie.

Les thermodurcissables ont quant à eux un réseau très dense qui les rend durs et peu déformables, sauf par dégradation. Les résines époxydes font partie de cette catégorie.

Dans le cadre de ce travail, nous avons choisi d'étudier des collages réalisés à l'aide d'une résine époxyde, qui est un polymère thermodurcissable, et d'un élastomère à base de résine silicone.

## 1.2.2 – Synthèse et structure des polymères

### Polymère thermodurcissable

La polymérisation d'un thermodurcissable comprend deux étapes, la gélification et la vitrification [1.6][1.7]. La gélification correspond à la formation d'un réseau tridimensionnel infini et marque le passage de l'état liquide à l'état caoutchoutique. La vitrification se produit lorsque la température de transition vitreuse du système devient égale à la température de cuisson. Le système passe de l'état liquide ou caoutchoutique à l'état vitreux, ce qui s'accompagne d'une importante chute de la mobilité moléculaire et, par conséquent, d'un arrêt des réactions chimiques.

Pour des températures de réticulation élevées, il y a compétition entre la polymérisation et la dégradation thermique [1.6][1.7]. Les mécanismes réactionnels gouvernant le processus de réticulation sont complexes et dépendent des conditions de températures, des proportions des différents intervenants chimiques et de la présence ou non d'un catalyseur. Le réseau tridimensionnel d'un polymère thermodurcissable possède différents aspects en fonction du taux de réticulation [1.8] (Figure 1.1).

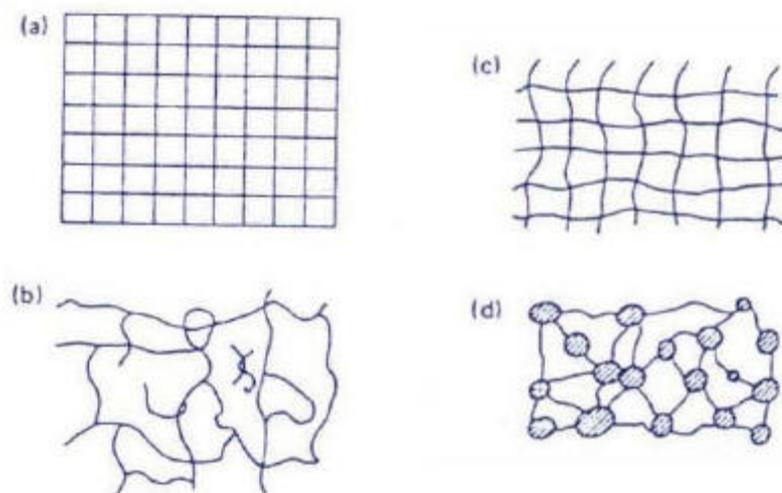


Figure 1.1 – Réseau a) réticulé modèle, b) réseau réel, c) sous-réticulé, d) inhomogène [1.9]

La régularité du réseau peut être contrôlée sous certaines conditions (co-solubilité résine / durcisseur optimale, processus de réticulation maîtrisé). En pratique, les conditions sont rarement optimales d'où la formation de globules ou micelles de quelques centaines d'Angström [1.9]. Ces hétérogénéités seraient dues à une réaction de réticulation plus rapide en certains points de la résine. Selon certains la température de

réticulation est en cause [1.10]. A basse température, l'activité chimique n'est pas suffisante pour faire réagir la totalité du durcisseur, et des molécules qui n'ont pas réagi s'agrègent. Les agrégats, ainsi formés, empêchent ainsi la création de nouvelles chaînes. En revanche, à haute température, la totalité du durcisseur réagit grâce à l'apport d'énergie. Ces agrégats sont beaucoup moins présents.

La qualité du réseau peut fortement modifier les propriétés mécaniques de l'adhésif [1.11] par son influence sur les modules élastiques, la contrainte et la déformation à la rupture. L'augmentation du degré de réticulation diminue la mobilité des chaînes et des monomères et la faculté du matériau à se relaxer [1.12]. Le comportement est alors plus fragile.

### Résine silicone

Les résines silicones sont synthétisées à partir de différents procédés :

- la formation de réseaux élastomères catalysée par des peroxydes, comme pour les élastomères vulcanisant à chaud (EVC) appelés également High Temperature Vulcanizing (HTV) ;
- la formation de réseaux élastomères par fonctionnalisation, comme pour les élastomères vulcanisant à froid (EVF) appelés également Room Temperature Vulcanizing (RTV) ;
- la formation de réseaux rigides (résines).

La cohésion est renforcée par la réticulation grâce à l'immobilisation de la chaîne siloxanique.

Les silicones ou polysiloxanes constituent la branche la plus importante des dérivées organosiliciques. Il s'agit de polymères inorganiques formés d'une chaîne principale avec des atomes de silicium et d'oxygène alternés, et des liaisons Si-C et Si-O [1.13]. Toutefois, des groupes organiques peuvent se fixer sur les atomes Si et donnent alors un caractère semi-organique au polymère.

Suivant la nature des fonctions organiques liées à l'atome de silicium et les conditions de fabrication, les produits obtenus sont extrêmement variés. Ceux sont généralement des huiles, des gommes, des pâtes, des graisses, des résines ou des élastomères.

Il existe quatre types de motifs siloxaniques : monofonctionnel, difonctionnel, trifonctionnel et tétrafonctionnel (Figure 1.2).

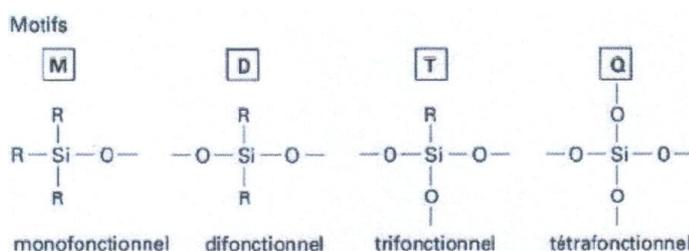


Figure 1.2 – Motifs siloxaniques

L'enchaînement  $-Si-O-Si-$  confère une très bonne stabilité thermique et une excellente inertie chimique due à la solidité des liaisons Si-O. Cette liaison est très résistante à l'oxydation et à l'hydrolyse en l'absence d'acide ou de base. Elle possède une énergie de liaison légèrement plus élevée que celles rencontrées dans les molécules organiques. Elle est de plus légèrement polaire compte tenu du caractère électronégatif

de l’oxygène. Les conséquences amenées par ces propriétés sont une bonne résistance à la chaleur et au vieillissement naturel, ainsi qu’aux agents chimiques.

### 1.2.3 – Caractéristiques physiques

#### Résine époxyde

La résine époxyde retenue est synthétisée à partir de la résine Araldite GY784BD et du durcisseur ARADUR 125. Il s’agit d’un adhésif bi-composant que nous avons baptisé « Araldur ». Le durcisseur est l’agent qui permet la réticulation du polymère [1.6][1.9], en ouvrant le cycle époxy et en réagissant avec le prépolymère. Il y a alors formation d’un réseau tridimensionnel de chaînes, comportant une majorité de liaisons C-C, plus quelques liaisons avec des atomes d’hydrogène, d’oxygène ou d’azote. Il existe d’autres réactions chimiques plus marginales telles que l’homopolymérisation ou la réaction avec les groupements hydroxyles.

Les échantillons d’Araldur ont été fabriqués par RESCOLL [1.14]. La résine et le durcisseur sont mélangés à l’aide d’un mélangeur planétaire en prenant un ratio de 2 pour 1 entre la résine et le durcisseur. Le mélange est placé en étuve à vide pendant 1 heure, puis coulé dans un moule en aluminium préalablement téflonisé. L’échantillon est ensuite laissé au repos pendant 7 jours avant toute manipulation. Les éprouvettes pour les essais mécaniques sont découpées dans les plaques à l’aide d’une fraise numérique.

La masse volumique  $\rho_0$  de l’Araldur est de 1120 kg/m<sup>3</sup>.

Les caractéristiques élastiques de l’Araldur ont été déterminées à l’aide d’essais mécaniques quasi-statiques et de mesures ultrasons [1.14]. Ceux-ci ont permis de déterminer son module d’Young, son coefficient de Poisson, ainsi que sa limite élastique en traction et en compression (Tableau 1.1).

Traction 23°C 5 mm/min			Compression 23°C 4,5 mm/min	
E (Mpa)	Limite élastique (MPa)	Coeff. de Poisson	E (MPa)	Limite élastique (MPa)
1920	43	0,38	1510	68

**Tableau 1.1 – Module de Young, coefficient de Poisson et limite d’élasticité en statique de l’Araldur**

Les vitesses des ondes ultrasonores longitudinale  $C_L$  et transversale  $C_T$  dans l’Araldur ont été mesurées. Ces valeurs sont données par le Tableau 1.2.

$C_L$ (m/s)	$C_T$ (m/s)
2350	1000

**Tableau 1.2 – Vitesses des ondes ultrasonores longitudinale et transversale**

Les propriétés physiques et mécaniques de l’Araldur sont comparées à celles d’autres polymères dans le Tableau 1.3. Les valeurs du module de l’Araldur présentées ici sont issues d’essais mécaniques en traction avec des vitesses de déplacement allant de 0.1 à 500 mm/min. Nous remarquons que les propriétés des résines époxydes et du PMMA (plexiglas) sont relativement proches.

	Masse volumique g/cm <sup>3</sup>	Transition Vitreuse K	Fusion K	Chaleur spécifique Cp J/kg K	Module d'Young à 20°C GPa	Limite élastique MPa
ARALDUR	1.12	333	—	—	2.06 - 13	43
Epoxyde	1.25 - 1.7	400	—	1700-2000	5 - 10	40 - 80
Nylon	1.15	340	498	1200-1900	2 - 3.5	50 - 110
PMMA	1.2	378	433-473	1500	3.3	81
PE	0.95 - 0.97	300	410	2200	0.55 - 1	20 - 28
PVC	1.4	290-300	485-583	1400	2.4 - 3	40 - 59

*Tableau 1.3 – Propriétés physiques de l'Araldur comparées à celles d'autres polymères [1.3]*

### RTV

La résine silicone étudiée dans le cadre de cette thèse est le RTV141, qui est un élastomère RTV bicomposants réticulant à température ambiante par réaction de polyaddition [1.15].

Les deux constituants (100 parties de RTV 141 A sont additionnées à 10 parties de RTV 141 B) sont mélangés manuellement ou à l'aide d'un agitateur mécanique tournant à faible vitesse pour limiter l'inclusion d'air dans le mélange [1.15]. Le mélange des deux constituants est dégazé pour éliminer les bulles d'air qui seraient visibles dans la pièce terminée et qui réduiraient les propriétés mécaniques. Le dégazage est effectué en général sous un vide de 30 à 50 mbar en cassant plusieurs fois le vide. Ce produit est particulièrement long à dégazer. Un récipient dont le rapport diamètre / hauteur est grand est plus favorable à la rapidité du dégazage. La hauteur doit être néanmoins suffisante pour contenir le foisonnement de l'élastomère sous vide.

Après mélange des deux constituants, le RTV 141 se présente sous la forme d'un liquide relativement peu visqueux, incolore, qui se transforme après réticulation en un matériau élastique et transparent. La réaction a lieu sans dégagement de chaleur.

A la température de 23°C, le démoulage du RTV 141 A et B est réalisable après 24 et 48 heures environ. Une accélération de la réticulation est possible en chauffant l'ensemble.

La densité du RTV 141 est de  $1000 \pm 50$  kg/m<sup>3</sup>.

Les modules élastiques du RTV 141 sont obtenus à l'aide de données de la littérature [1.16] et de mesures par ultrasons réalisées au CESTA [1.17]. Ces valeurs sont retranscrites dans le Tableau 1.4. Nous remarquons que les modules d'Young et de cisaillement sont extrêmement faibles.

Le coefficient de Poisson est proche de 0.5, signe d'un comportement quasiment incompressible sous chargement de compression uniaxial.

$C_L$ (m/s)	$C_T$ (m/s)	Module d’Young (MPa)	Coefficient de Poisson	Module de compressibilité (MPa)	Module de cisaillement (MPa)
1033	21	1,3	0,4998	1100	0,43

*Tableau 1.4 – Propriétés élastiques du RTV 141*

### 1.2.4 – Bilan

Les matériaux étudiés sont des polymères avec des masses volumiques relativement proches mais des propriétés élastiques très différentes. L’intérêt sera effectivement d’analyser les effets induits sur la réponse sous choc d’un assemblage réalisé avec ces deux types de colles.

Avant de s’intéresser à l’adhérence de ces colles sur des supports de différentes natures, il est essentiel de poursuivre ce chapitre en introduisant les différents types de comportement thermomécanique rencontrés dans les polymères.

## 1.3 – Comportement thermomécanique des polymères

La résistance d’un assemblage collé dépend autant de la tenue des liaisons aux interfaces que des propriétés intrinsèques de la colle. Ainsi, suivant les seuils de rupture des liaisons et des matériaux mis en jeu, les modes de rupture vont être plutôt adhésif ou cohésif. Ce débat ne pourra toutefois avoir lieu que si nous connaissons bien le comportement thermomécanique « cohésif » des colles utilisées.

Le comportement thermomécanique d’un polymère est fortement conditionné par la structuration et la mobilité des macromolécules qui le composent. Celles-ci varient en fonction de paramètres tels que la température, la vitesse de chargement ou la triaxialité des contraintes. Plusieurs méthodes expérimentales ont été développées pour caractériser le comportement thermomécanique des polymères.

### 1.3.1 – Techniques de caractérisation

#### Differential Scanning Calorimeter (DSC)

Le principe de l’analyse enthalpique différentielle est de mettre deux creusets dans deux fours séparés (un pour l’échantillon et un pour la référence). Les deux fours sont chauffés séparément et la différence de température est maintenue à 0 entre les deux fours. Le flux thermique de compensation peut alors être mesuré.

L’évolution de la capacité calorifique  $C_p$  de l’Araldur en fonction de la température a été mesurée par DSC. (Figure 1.3).

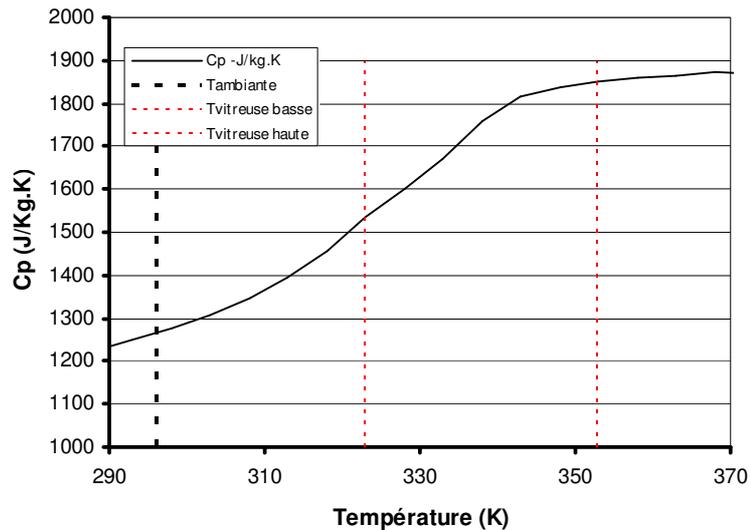


Figure 1.3 – Valeurs de  $C_p$  en fonction de la température [1.18]

La chaleur spécifique du RTV 141 à pression constante est de l'ordre de 1300 J/Kg.K à température ambiante, ce qui est relativement élevé par rapport aux métaux.

### Analyse Mécanique Dynamique (AMD)

Ce type d'essai est aussi appelé DMA (Dynamic Mechanical Analysis). La déformation est imposée avec une périodicité harmonique (sinusoïdale). La contrainte est enregistrée. Pour un matériau élastique, la contrainte et la déformation sont en phase. En revanche, pour un liquide, la réponse en contrainte subit un déphasage de  $90^\circ$  par rapport à la déformation. Pour un matériau viscoélastique, la proportionnalité entre contrainte et déformation reste vérifiée, tout au moins dans les limites d'application de la viscoélasticité linéaire. Mais la déformation subit un déphasage d'un angle  $\delta$  qui traduit la dissipation d'énergie.

Des modules complexes d'élasticité  $E^*=E'+iE''$  et de cisaillement  $G^*=G'+iG''$  sont définis où

- $E'(\omega)$  est le module de conservation (ou charge) en traction,  $G'(\omega)$  celui en cisaillement ;
- $E''(\omega)$  est le module de perte en traction,  $G''(\omega)$  celui en cisaillement ;
- $\delta$  est l'angle de perte vérifiant  $\tan(\delta) = E''(\omega)/E'(\omega)$  ou  $\tan(\delta) = G''(\omega)/G'(\omega)$ .

Les résultats des analyses DMA obtenus par Rescoll [1.19] sont reportés sur la Figure 1.4. Le module élastique de conservation augmente en fonction de la fréquence, ce qui est classique pour les polymères.

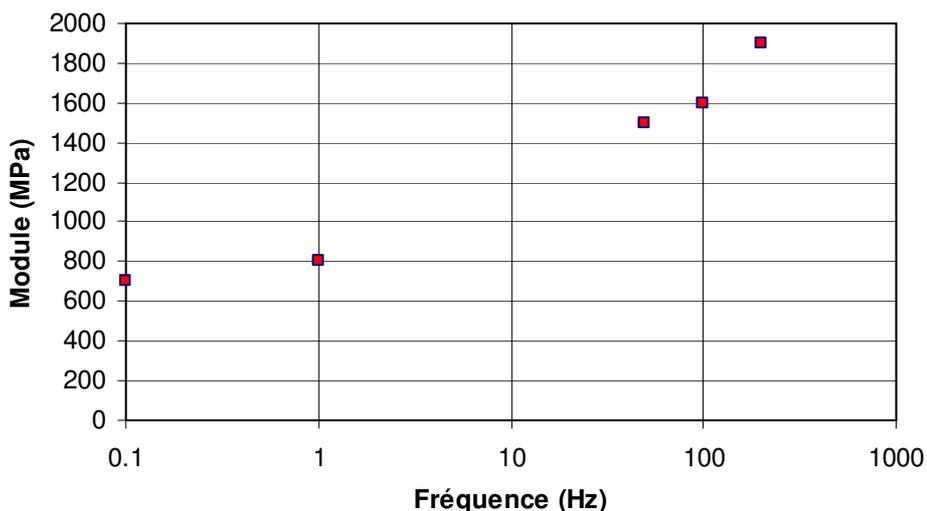


Figure 1.4 – Evolution du module de conservation en fonction de la fréquence de sollicitation pour l’Araldur

Les mesures DMA ont permis d’imposer des sollicitations pour des fréquences allant de 0,1 à 200 Hz. Des résultats de la littérature, obtenus au dessus de cette fréquence, montrent que le pic d’atténuation est obtenu lors de la transition vitreuse du polymère.

Des mesures DMA ont également été réalisées sur le RTV 141 en fonction de la température. L’évolution du module est ici comparée avec celle de l’époxy.

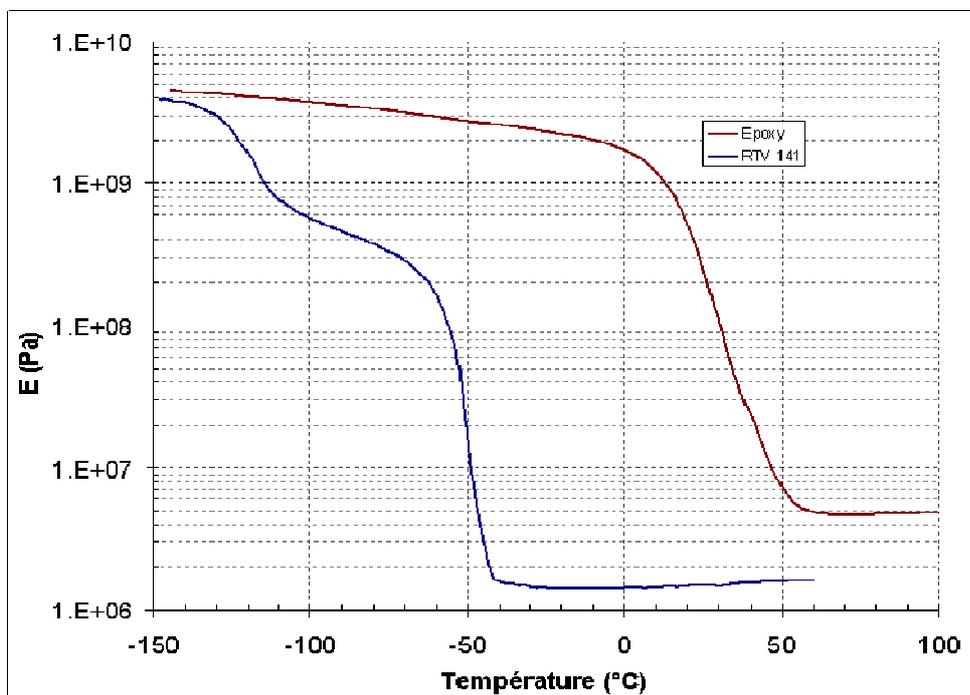


Figure 1.5 – Evolution des modules du RTV 141 et de l’époxy en fonction de la température

Nous notons une forte décroissance du module au-delà d’une certaine température, synonyme de transitions de comportement (-50°C pour RTV et 50°C pour epoxy).

### 1.3.2 – Transitions de comportement

#### Généralités

Lorsqu'un polymère subit une variation de température, ses propriétés mécaniques évoluent plus ou moins brutalement au passage de certains seuils de température. Au passage de ses transitions, le module peut chuter d'un facteur 10 pour les thermodurcissables et 1000 pour les élastomères [1.3] (Figure 1.6).

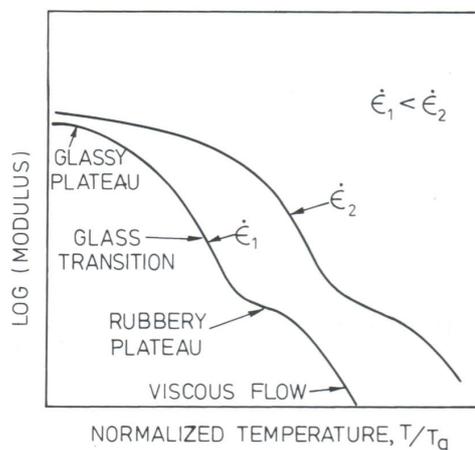


Figure 1.6 – Transitions de comportement

#### Transitions sous-vitreuses

Les premières transitions, dites sous-vitreuses, ont généralement lieu à basse température et n'induisent pas de grandes variations de modules élastiques. Dans sa thèse, X. Buch classe ces transitions par température croissante pour des résines époxydes [1.6][1.9] :

- la transition  $\delta$ , qui a lieu à très basse température ( $-270^{\circ}\text{C}$ ), est associée aux mouvements d'oscillation des unités structurales [1.20] ;
- la transition  $\gamma$ , entre  $-120^{\circ}\text{C}$  et  $-100^{\circ}\text{C}$ , est associée aux mouvements de rotation des groupements méthylène  $-\text{CH}_2-$  [1.21] ;
- la transition  $\beta$ , qui se produit entre  $-70^{\circ}\text{C}$  et  $-40^{\circ}\text{C}$ , correspond aux mouvements des chaînes flexibles comportant de petites ramifications comme les groupes hydroxyéther et/ou diphénylpropane [1.22]. Cette transition augmente avec le degré de réticulation moyen [1.23] ;
- la transition  $\omega$ , appelée aussi  $\beta'$ , qui apparaît entre  $50^{\circ}\text{C}$  et  $150^{\circ}\text{C}$ . Elle correspondrait soit aux mouvements des segments libres qui n'ont pas réagi lors de la réticulation [1.24] ou à la structure inhomogène du réseau réticulé [1.25], soit à la présence d'eau qui plastifierait une partie du réseau [1.26]. D'autres auteurs émettent l'hypothèse d'une influence des noyaux aromatiques [1.23] ;

Les zones de température associées aux transitions sous-vitreuses ( $\gamma$ ,  $\beta$  et  $\omega$ ) se caractérisent par un pic du facteur de perte  $\tan(\delta)$ , c'est-à-dire du rapport entre les parties imaginaire et réelle du module d'Young complexe, ainsi que par la légère chute de ce module. Les relaxations sous-vitreuses affectent donc légèrement les propriétés mécaniques des matériaux.

#### Transition vitreuse

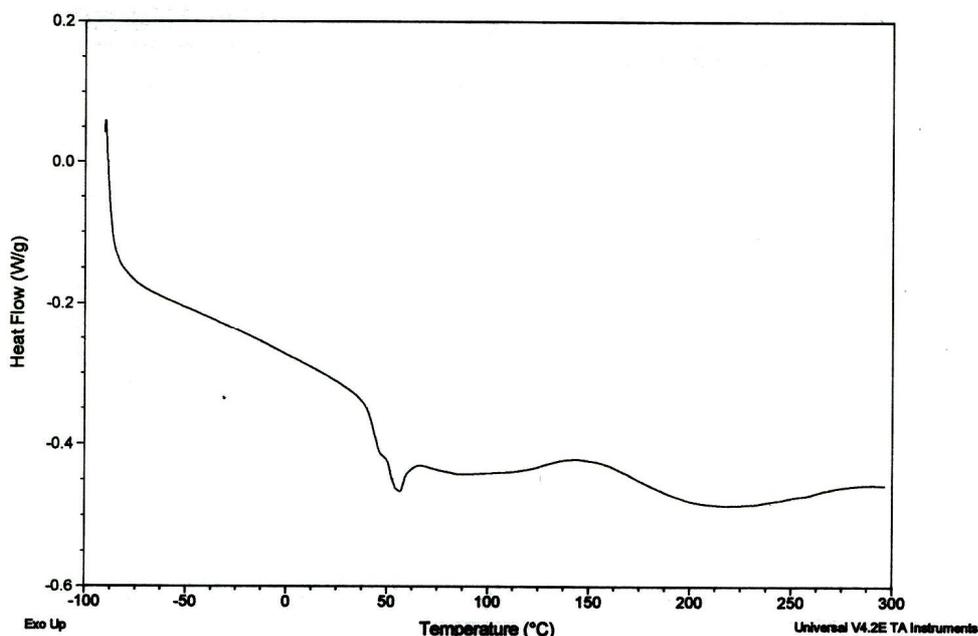
La température de transition  $\alpha$ , ou transition vitreuse  $T_g$  (« g » pour « glass ») traduit le passage de l'état vitreux à l'état caoutchoutique [1.20][1.27]. L'état vitreux est

un état figé hors équilibre thermodynamique. Le passage de l’état figé à l’état caoutchoutique donne rapidement une plus grande liberté de mouvements aux macromolécules, ce qui entraîne une chute importante du module élastique (d’un facteur 10 pour les thermodurcissables).

La valeur de  $T_g$  augmente avec le degré de réticulation [1.12][1.28][1.29][1.30][1.31]. Sasaki et al. ont montré que la longueur caractéristique de la transition diminue lorsque le degré de réticulation augmente [1.29].

Cette transition s’explique par des changements de conformation, ou une occupation du volume libre du polymère.

La technique de l’Analyse Enthalpique Différentielle a été employée pour déterminer la température de transition vitreuse de l’Araldur [1.18].



*Figure 1.7 – DSC de l’Araldur: Thermogramme du premier passage [1.18]*

Lors du premier passage, nous notons une température de transition vitreuse autour de 50°C. Nous observons également un exotherme autour de 150°C qui indique que la résine n’est pas totalement polymérisée (Figure 1.7).

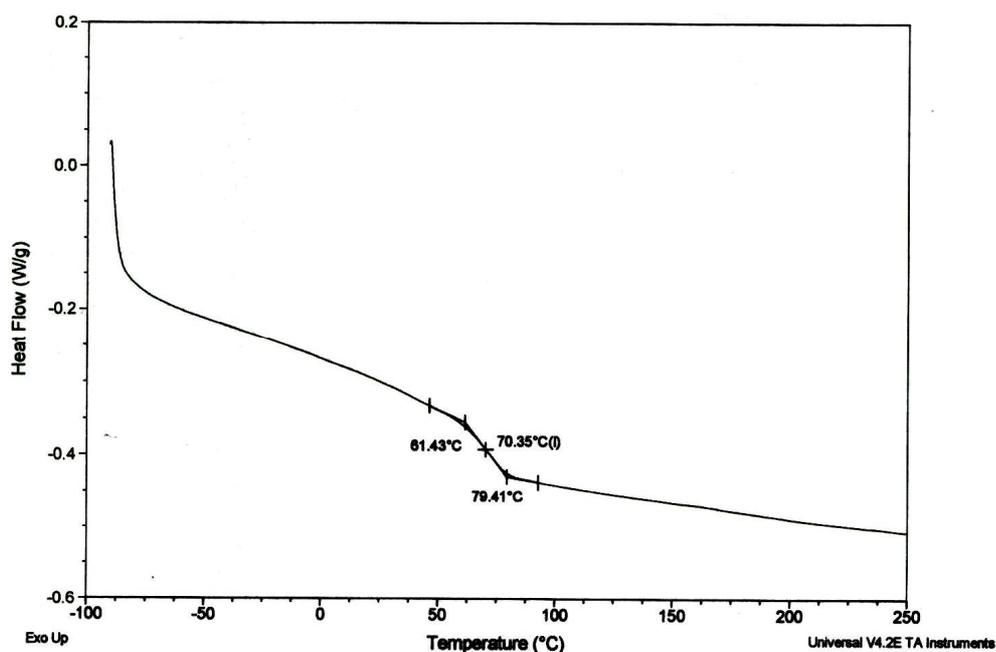


Figure 1.8 – DSC : Thermogramme du second passage [1.18]

Lors du second passage, l'exotherme a disparu, signe que la résine a été recuite lors du premier passage et est donc totalement polymérisée (Figure 1.8). La température de transition vitreuse est située entre 60°C et 80°C. Elle a légèrement augmenté par rapport au premier passage.

La température de transition vitreuse du RTV 141 a été mesurée par Analyse Mécanique Dynamique (DMA) et vaut environ -50°C. Il existe également une transition secondaire vers -120°C (Figure 1.5)

### 1.3.3 – Viscoélasticité et équivalence temps – température

Au passage de la transition vitreuse, l'angle de perte est généralement maximum, d'où une dissipation importante de l'énergie. Ceci s'accompagne d'une forte dépendance de l'élasticité avec l'échelle de temps. Le matériau peut répondre de manière différée à une sollicitation, c'est la viscoélasticité.

La viscoélasticité est liée à l'aptitude des chaînes polymères à se déformer. Il a même été observé que le processus viscoélastique d'un polymère pouvait être accompagné d'une évolution de l'endommagement interne [1.32]. Le cas extrême est celui de l'écoulement d'un fluide visqueux représentatif du comportement à haute température pour les polymères.

Les mesures DMA sont réalisées pour des fréquences de sollicitations relativement faibles par rapport aux sollicitations qui vont nous intéresser par la suite. En effet, les vitesses de déformation imposées lors des essais DMA ne sont que de quelques  $s^{-1}$ , bien loin des  $10^4$  à  $10^6 s^{-1}$ .

Une méthode pour avoir une idée des propriétés des polymères aux grandes vitesses de déformation consiste à utiliser le principe d'équivalence temps-température [1.33]. En effet, le comportement d'un polymère soumis à une sollicitation dynamique dépend à la fois de la rampe et du temps d'application de la charge et de la température imposée. A température élevée, la mobilité des chaînes est plus importante, ce qui

diminue la rigidité du matériau. A forte fréquence de sollicitation du matériau, les chaînes ont moins de temps pour glisser entre elles, ce qui donne une rigidité plus importante du matériau. Le principe de l'équivalence temps-température consiste à considérer que des propriétés élastiques mesurées à haute fréquence peuvent être identiques à celles mesurées à faible température. Ainsi, les courbes isothermes d'évolution du module (température T) sont superposables par translations horizontales le long de l'échelle des temps afin d'obtenir une unique courbe, la courbe maîtresse, tracée à une température de référence ( $T_{ref}$ ) et couvrant un large domaine. Nous avons ainsi :

$$E(t, T_{ref}) = E(t/a_T, T) \quad \text{Équation 1.1}$$

où T est une température donnée,  $T_{ref}$  est la température de référence et  $a_T$  est le facteur de translation.

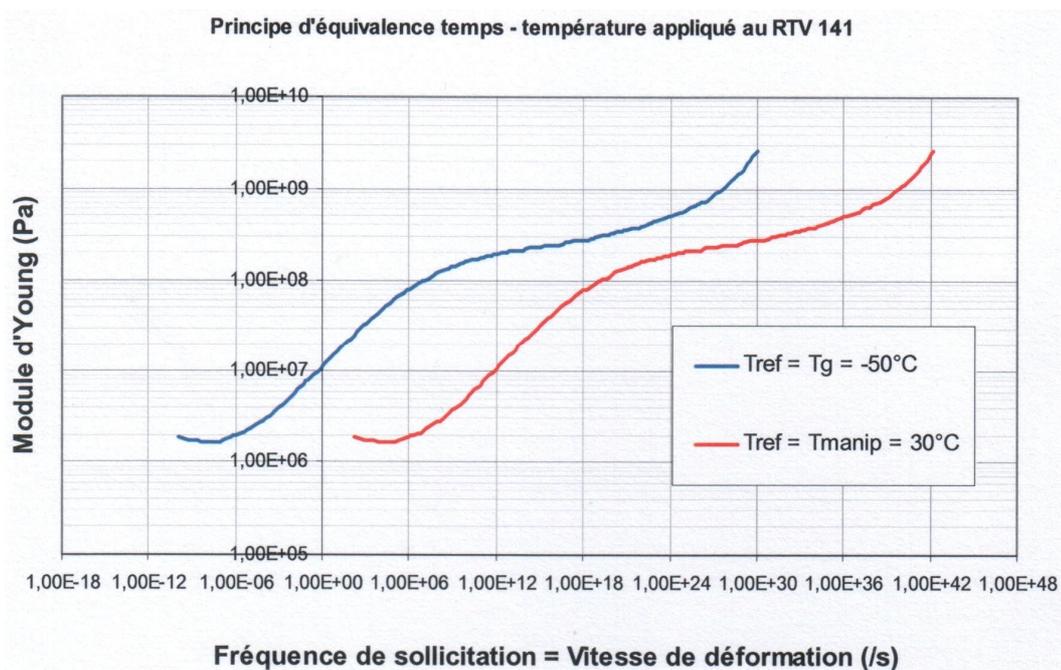
Les travaux de Williams, Landel et Ferry [1.33] ont permis d'établir la relation suivante, lorsque la température de transition vitreuse du polymère est choisie comme température de référence.

$$\log(a_T) = \frac{C_1 \cdot (T - T_g)}{C_2 + (T - T_g)} \quad \text{Équation 1.2}$$

avec  $C_1$  et  $C_2$  des constantes universelles et indépendantes du matériau, valant respectivement 17,44 (sans unité) et 51,6 °C. Cette méthode est valable pour de nombreux systèmes époxydes / amines, mais une variation sensible des coefficients  $C_1$  et  $C_2$  selon la nature du système a été observée [1.27]. Si la température de référence n'est pas la température de transition vitreuse, l'Équation 1.2 devient :

$$\log(a_T) = \frac{C_1^0 \cdot (T - T_{ref})}{C_2^0 + (T - T_{ref})} \quad \text{avec} \quad C_1^0 = \frac{C_1 C_2}{C_1 + T_{ref} - T_g}; C_2^0 = C_2 + T_{ref} - T_g \quad \text{Équation 1.3}$$

Cette relation est généralement valide au dessus de la température de transition vitreuse. La Figure 1.9 illustre ce principe pour le cas du RTV141 où les températures de référence choisies sont la température de transition vitreuse et la température ambiante.



*Figure 1.9 – Equivalence temps-température sur le RTV 141*

Ce principe ne tient cependant pas compte de la triaxialité des contraintes qui agit aussi sur la mobilité des chaînes. Nous émettons des réserves quant à l'extrapolation à très hautes fréquences ( $>10^{20}$ Hz) pour lesquelles nous ne disposons pas de données expérimentales.

Nous utiliserons plutôt des essais d'impact de plaques (voir chapitre 3) pour étudier le comportement viscoélastique des matériaux étudiés. Ce type d'approche a été éprouvé sur le polyméthylmétacrylate (PMMA) par Schuler et Nunziato [1.34].

### 1.3.4 – Hyperélasticité

Au repos, la structure de l'élastomère est ramifiée et amorphe. Les grandes chaînes de polymère s'enchevêtrent et donnent des caractéristiques élastiques importantes au matériau. Sous contrainte, elles glissent les unes par rapport aux autres, excepté au niveau des liaisons chimiques. Ces dernières assurent ainsi la quasi-réversibilité des déformations [1.35].

Le comportement en traction d'un élastomère est fortement non-linéaire et peut présenter, au-delà d'un certain niveau de déformation, une phase de raidissement dû à l'alignement par extension des chaînes du réseau. Ce raidissement peut aussi être expliqué par la présence de zones cristallines où les chaînes maintiennent leur énergie interne de conformation au niveau minimal et s'empilent afin de réduire au maximum l'espace subsistant entre elles.

### 1.3.5 – Déformation permanente et rupture

La déformation plastique, ou plus précisément la ductilité apparente, est accessible par l'amorçage local dans l'amorphe, de micro domaines déformés qui autorisent, suivant les matériaux, des processus élémentaires de type craquelures, bandes de cisaillement ou plus complexes de type cavitation [1.36].

La phase cristalline se comporte comme tout cristal à la différence que certains systèmes de glissement sont interdits par la présence de la molécule qui est plus ou moins parallèle à un axe de la maille.

Cette multiplicité des processus donne à la « plasticité » des polymères des caractéristiques que nous résumerons ici :

- Forte sensibilité à la température et à la vitesse de sollicitation, c'est-à-dire que le seuil est d'autant plus élevé que la vitesse est grande ou la température est basse.
- L'existence de transition « ductile/fragile », car tous les processus de plasticité locaux ne conduisent pas à une même ductilité apparente. Ces transitions seront visibles soit en température, soit en vitesse, soit avec les modes de chargement, tous les processus n'étant pas amorcés par les mêmes termes du tenseur des contraintes. Ainsi, le polymère peut apparaître fragile en traction et ductile en compression ou cisaillement [1.37]. Notons que généralement, un chargement triaxial peut fragiliser les polymères.
- La dépendance des surfaces de charge avec le terme de pression hydrostatique ou, en d'autres termes, la dépendance du seuil de plasticité envers le mode de sollicitation (plus élevé en compression qu'en traction par exemple).
- L'existence de variations de volume en cours de déformation plastique, ce qui a une répercussion forte sur la modélisation du comportement des polymères.

Durant sa phase de déformation plastique, le polymère peut de plus être le siège d'un durcissement structural anisotropique [1.38], associé à l'orientation moléculaire et à la texturation du cristal (quand il existe) voire à la cristallisation induite par la déformation. Il peut aussi être le siège de processus d'endommagement.

Cet endommagement peut se traduire par la formation de micro-vides ou de cavités [1.39]. Lors de l'élongation, des nœuds bloquent le glissement des chaînes créant ainsi des bandes de « crazing », qui se traduisent visuellement par des bandes de blanchiment. Les fissures grandissent plus facilement dans les zones de ligaments faibles, mais un seul ligament plus fort peut bloquer la fissuration si bien que les plus faibles l'entourant cèdent en même temps que lui [1.40][1.41].

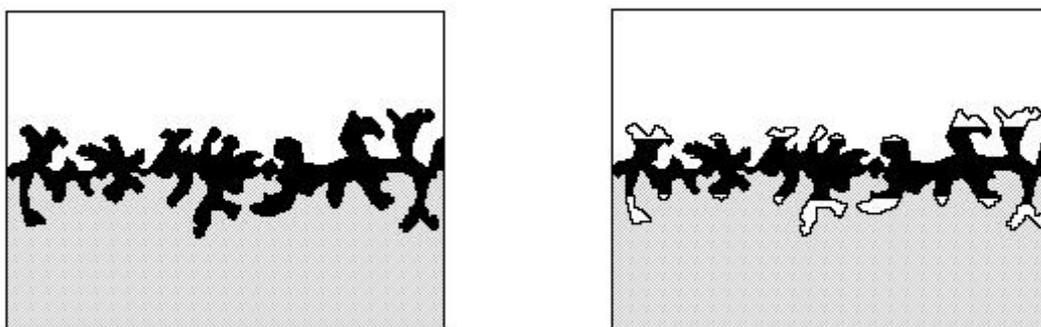
### **1.4 – Mécanismes d'adhésion et d'adhérence**

L'adhésion est considérée comme un phénomène posant encore quelques interrogations [1.1]. Elle intervient dans la zone d'interface entre le joint et le substrat. L'adhérence correspond à une situation ou un état. Elle peut être évaluée en mesurant la force nécessaire pour assurer le décollement comme nous le verrons à la fin de ce chapitre. Elle est fonction de l'énergie d'adhésion mais aussi du comportement du joint sous sollicitation imposée. Elle dépend donc à la fois de l'adhésion et de la cohésion du joint. Il existe de nombreuses théories pour expliquer les mécanismes d'adhésion [1.42]. Nous en rappelons quelques unes dans ce paragraphe.

#### **Théorie mécanique**

Cette théorie spécifie que l'adhésion peut être favorisée par l'ancrage mécanique de l'adhésif au sein des porosités ou rugosités de la surface du substrat. Selon cette hypothèse, l'adhésif liquide pénètre par capillarité dans les pores et entre les aspérités de la surface de contact (Figure 1.10 a). L'adhésion mécanique est favorisée pour des

indices de rugosité élevés du substrat. L'augmentation de la surface réelle de contact et l'accroissement simultané du nombre de liaisons interfaciales entraînent une forte adhésion. Ils sont également à l'origine de l'accroissement de la résistance au cisaillement du joint dans le plan de l'interface. Cependant, une profondeur trop importante des cavités ou une viscosité trop élevée de l'adhésif empêche un ancrage complet (Figure 1.10 b). Les bulles d'air laissées au fond de ces cavités après la solidification de l'adhésif constituent alors des points de faiblesse de la liaison. Pour éviter cela, il est nécessaire que la colle « mouille » au mieux la surface du substrat.



a) Pénétration par capillarité b) solidification de l'adhésif et présence de bulles d'air lorsque les pores sont trop profonds

*Figure 1.10 - Ancrage mécanique [1.42]*

### **Théorie de l'adsorption thermodynamique**

Cette théorie met en avant l'établissement de forces d'attraction intermoléculaires. Elles sont appelées liaisons secondaires car les énergies de liaisons sont faibles. Par exemple, les liaisons hydrogène se développent entre un atome d'hydrogène et un atome électronégatif (O, Cl, N, F).

Il y a également les liaisons de Van der Waals qui supposent l'existence de charges au sein de la matière (noyaux positifs, électrons négatifs et dipôles créés par les atomes électronégatifs). Elles se décomposent en trois types de forces [1.1]:

- les forces de dispersion ou London qui sont à l'origine de la cohésion des liquides, des polymères et des solides ;
- les forces d'orientation ou Keesom (négligeables) ;
- les forces d'induction ou Debye (négligeables).

Ces forces attractives permettent d'expliquer la mouillabilité d'un solide par un liquide. La mouillabilité est l'aptitude d'un solide à interagir avec un liquide. Elle est liée à la tension de surface du substrat. La condition nécessaire à un bon mouillage est que la tension de surface du support soit supérieure à celle de l'adhésif. Plus la tension de surface du support est élevée, meilleure sera la mouillabilité.

### **Théorie de la diffusion inter-moléculaire**

Lorsque le substrat et l'adhésif sont des polymères compatibles (au moins partiellement), il est possible d'avoir un enchevêtrement des molécules de chacun des deux matériaux, avec disparition de l'interface, et création d'une interphase (Figure 1.11). Cette zone constitue sur une faible épaisseur un matériau « fictif » comportant des propriétés en dégradé entre le substrat et l'adhésif. Cette théorie permet d'expliquer les phénomènes de cicatrisation observés avec les polymères fracturés ou fissurés.

Cependant, il est aujourd’hui difficile d’affirmer si l’interdiffusion est à l’origine de l’adhésion ou si elle se produit à la suite d’une adhésion préalable.



a) état initial      b) création de l’interphase

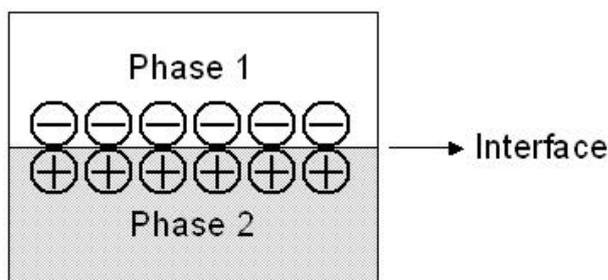
*Figure 1.11 - Diffusion inter-moléculaire*

### **Théorie de la liaison chimique**

Cette théorie envisage la possibilité que l’adhésif réagisse avec le substrat, de façon à obtenir une liaison chimique forte du type covalente. Cependant, ce genre de liaison forte n’est pas courant et n’existe effectivement que pour des cas particuliers. Ainsi dans le domaine du pneumatique, l’adhésion du caoutchouc sur du fil d’acier laitonné établit des liaisons polysulfure entre les atomes de cuivre du laiton et les atomes de soufre de l’élastomère réticulé.

### **Théorie électrique**

Le modèle électrostatique a été développé en 1948 pour des matériaux de natures différentes, suite à l’observation d’émissions d’électrons rapides lorsqu’un contact est rompu sous vide ou lors de la fracture d’un cristal [1.42]. Dans cette théorie, le système substrat/colle est assimilé à un condensateur plan. La double couche électrique à l’interface entre les deux matériaux en contact engendre des interactions électrostatiques dont résulte l’adhésion. Peu de résultats expérimentaux étayent cette théorie qui est très peu utilisée et s’applique surtout aux assemblages verre – polymère. Elle n’est par exemple pas applicable pour un assemblage du type verre – métal.



*Figure 1.12 - Théorie électrique [1.42]*

En l’état actuel des recherches sur le domaine de l’adhésion, aucune de ces théories n’est privilégiée pour expliquer l’adhésion entre un substrat et un adhésif en fonction de leurs natures respectives. L’hypothèse avancée est plutôt celle d’une complémentarité de ces théories [1.1].

### **Traitements de surface**

La qualité du collage dépend des interactions physiques et physicochimiques entre la surface du substrat et l’adhésif. La surface du substrat nécessite donc généralement l’application d’un traitement pour améliorer les conditions d’adhésion, en éliminant la couche de pollution superficielle, en favorisant la mouillabilité de la surface, en

stabilisant cette surface ou en implantant des sites d'interaction chimique. Ce traitement est de nature chimique ou mécanique.

Parmi les traitements chimiques possibles, il y a les dégraissages par solvant ou en phase aqueuse, le décapage chimique, l'ionisation à l'aide d'une torche plasma.

Le traitement plasma consiste à projeter un plasma à l'aide d'une torche plasma sur la surface du substrat pour permettre à des atomes de se greffer sur celle-ci et la rendre plus active. Ceci facilite le mouillage du substrat par l'adhésif et favorise la formation de liaisons chimiques entre l'adhésif et la surface.

En plus d'une attaque chimique peut être réalisée une anodisation du substrat. Ce traitement électro-chimique consiste en l'électrolyse de solution, dans laquelle la pièce à traiter est utilisée comme anode, la cathode étant la paroi du bain. L'anodisation permet de reformer des couches organisées d'oxyde d'épaisseur et de morphologie variées suivant la solution d'anodisation. Pour l'aluminium, on peut citer par exemple l'acide chromique, l'acide sulfurique et l'acide phosphorique. Elle forme une barrière à la diffusion de l'oxygène jusqu'au métal, et bloque l'action de l'humidité sur les oxydes. Elle conduit à la formation de deux couches :

- une couche barrière non poreuse (10 – 40 nm), trop mince pour protéger durablement le substrat non peint. Elle permet d'apporter des propriétés de résistance contre la corrosion significatives ;
- une couche poreuse (1 – 30  $\mu\text{m}$ ), qui n'est pas protectrice mais favorise l'accrochage des revêtements organiques.

Nous avons appliqué ce type de traitement aux assemblages à joint époxy.

Pour favoriser l'adhésion avec les résines silicones, il est nécessaire d'utiliser un primaire d'adhésion. Il permet de protéger le substrat après le cycle de traitement chimique et de renforcer les liaisons interfaciales en créant des liaisons chimiques covalentes entre la surface métallique et l'adhésif. Le primaire a ainsi un rôle d'agent médiateur ou d'agent compatibilisant entre le substrat et l'adhésif. Il existe différents types de primaires :

- primaires d'ancrage mécanique (« bouche-pores »)
- primaires médiateurs (liaisons Lifshitz-Van der Waals, Acido-Basiques, covalentes)
- primaires bi-réactifs (silanes multifonctionnels)

Pour la réalisation d'assemblages collés avec du RTV141, il est impératif d'appliquer une couche de primaire de type PM 821 au pinceau ou par pulvérisation, puis séché 30 minutes environ à 25°C.

Les traitements mécaniques mettent en œuvre des techniques de sablage ou de ponçage, des dispositifs générant des ultrasons ou des faisceaux laser. Les objectifs des traitements de surface mécanique sont de débarrasser les surfaces des couches peu adhérentes ou de faible cohésion susceptibles d'être friables ou inactives, ou d'ajuster la rugosité de surface. L'augmentation de cette dernière permet d'augmenter la surface d'adhésion par la création de cavités et de pores. Un dégraissage préalable et un nettoyage de finition sont indispensables pour ne pas incruster la couche de pollution. Ces techniques génèrent de plus elles-mêmes des résidus sous forme de poussières, dont l'élimination est indispensable.

Le contrôle de la qualité de l'adhésion est essentiel dans un contexte industriel. Nous allons maintenant décrire quelles méthodes expérimentales sont employées ou envisagées pour assurer ce contrôle en mesurant la résistance des assemblages collés.

## **1.5 – Essais d'adhérence**

Après avoir présenté les principales caractéristiques des matériaux de liaison, nous allons maintenant faire un état de l'art dans la détermination des seuils d'adhérence entre couches.

Un essai d'adhérence consiste à appliquer une force sur un assemblage éprouvette afin d'obtenir le décollement du revêtement ou des couches, et ainsi remonter à l'énergie d'adhérence. Elle dépend à la fois de l'adhésion et de la cohésion du joint. Il existe de nombreuses façons de solliciter jusqu'à la rupture un assemblage [1.43].

### **Essai standards appliqués dans l'industrie**

#### **Pelage**

L'essai de pelage est largement utilisé dans le domaine industriel. Il consiste à arracher une couche collée à un substrat. La couche à arracher doit être flexible et donc suffisamment fine. Le substrat quant à lui est généralement rigide. La grandeur mesurée par ce type d'essai est la force linéique d'arrachement, c'est-à-dire la force à appliquer pour séparer la couche du substrat. La force linéique est la force appliquée rapportée à la largeur de l'éprouvette.

Le principe général de cet essai est décrit sur la Figure 1.13. Le pelage à 90° est la configuration la plus courante. Il s'agit de soumettre de manière simple la zone interfaciale à des chargements en traction (mode I) et en cisaillement (mode II). L'avantage de ce type d'essai est de fournir une mesure semi-quantitative de l'adhésion utile pour les contrôles qualité. Il est par ailleurs très simple à mettre en œuvre.

D'autres configurations d'essai existent (Figure 1.13). Le pelage à 180° est utilisé lorsque l'espace disponible n'est pas suffisant pour un essai à 90°. La configuration du cylindre grim pant présente l'avantage de contrôler le rayon de la bande arrachée. Le pelage en T, dit « pantalon » est choisi lorsque les deux couches liées par collage sont flexibles. Un pelage symétrique est obtenu lorsque les deux couches sont identiques. Une configuration non symétrique est utilisable dans le cas où les deux couches ne sont pas identiques.

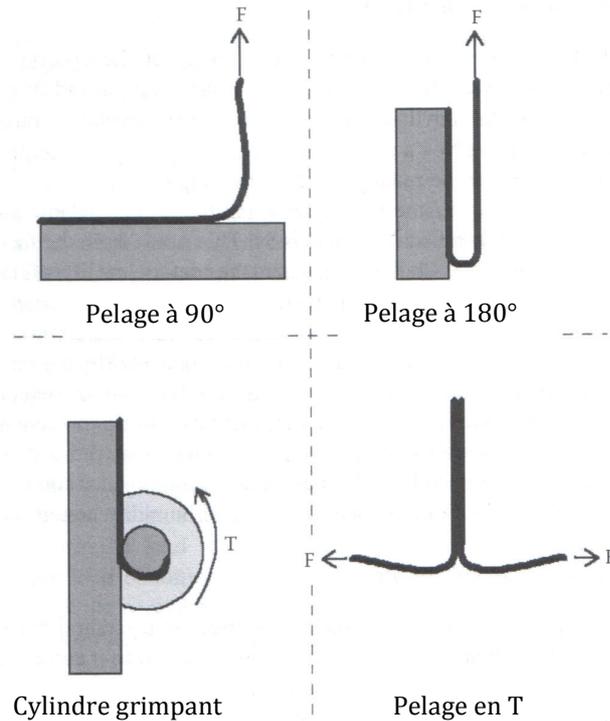


Figure 1.13 – Configurations des essais de pelage [1.43]

Un inconvénient de cet essai est que les grandes déformations appliquées au revêtement ne sont pas en accord avec les conditions d'utilisation de l'assemblage. Les mécanismes d'endommagement de la liaison seront donc différents. Une autre limitation est qu'une des couches doit être flexible.

Une variante de l'essai de pelage standard consiste à placer un ruban adhésif sur le revêtement puis d'arracher ce revêtement avec le ruban. L'application typique est le test de tenue d'une encre ou d'une peinture sur un substrat papier ou autre. Le résultat utilisable est la quantité d'encre enlevée. Ce dispositif est donc adapté au test d'adhésion de couches très minces. Les résultats ne sont que qualitatifs.

### Arrachement en traction

Pour quantifier l'adhésion des assemblages, nous disposons des tests d'arrachement en traction. Le principe consiste à solliciter la liaison collée en mode I. La Figure 1.14 détaille deux méthodes de mise en œuvre. L'arrachement en T consiste à fixer deux tiges de part et d'autre de l'assemblage et à placer celles-ci dans des mors. L'arrachement par plots collés consiste à coller deux plots du même matériau que le substrat utilisé à l'aide de l'adhésif que l'on souhaite caractériser. La traction est ensuite appliquée sur ces deux plots.

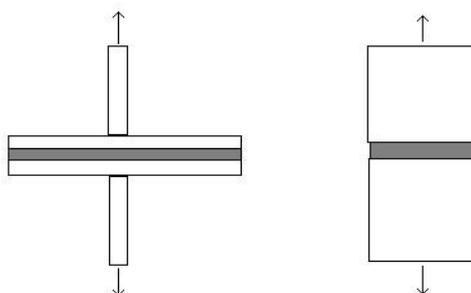


Figure 1.14 – Essai d’arrachement a) configuration en T, b) plots collés

Le premier avantage de ce type d’essai est son applicabilité à une grande variété de revêtements et substrats même s’ils sont flexibles ou fragiles. Sa mise en œuvre est relativement simple. Le second est que les résultats obtenus sont qualitatifs et semi-quantitatifs [1.44]. La grandeur mesurée est la contrainte à la rupture.

Cependant, l’analyse des mesures est délicate car les résultats sont très dispersés [1.45]. De plus, le mode de rupture est incontrôlable. Malgré l’hypothèse d’une sollicitation en traction pure, les échantillons ne sont pas forcément collés uniformément, et la présence de défauts modifie le mode de rupture qui devient généralement mixte. Ensuite, même si le chargement est appliqué en douceur, une contrainte hors-axe peut tout de même apparaître et imposer un moment à l’échantillon qui s’ajoute à la traction.

D’autres types d’essais d’adhérence existent (cf. Annexe A), mais ils sont généralement trop intrusifs et ne donnent pas accès à des données quantitatives.

### Essais utilisant la propagation des ondes acoustiques

Le principe d’un test d’adhésion par onde acoustique est de mesurer la capacité de transmission d’une déformation à travers une interface. Dans le cas d’une adhésion parfaite, le champ de déplacement local reste continu, alors que si l’adhésion n’est pas parfaite, il y a un phénomène de glissement qui est détecté par un moyen de mesure.

Sur la Figure 1.15, nous avons représenté le principe d’un essai qui permet de détecter des défauts au sein de l’interface substrat / revêtement. Une onde générée par un transducteur d’entrée, se propage le long de l’interface et est détectée par un autre transducteur placé du côté opposé à l’échantillon. Lorsque l’onde traverse l’interface, sa vitesse et son amplitude sont affectées. Les effets d’amplitude peuvent être utilisés pour détecter des mécanismes de perte indiquant un mauvais couplage entre substrat et revêtement.

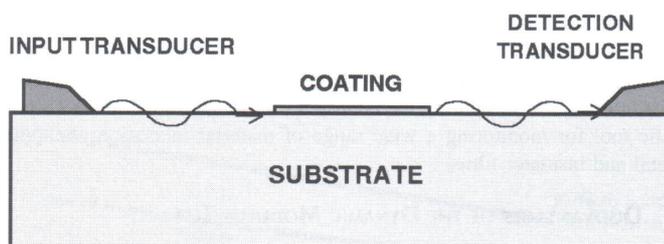


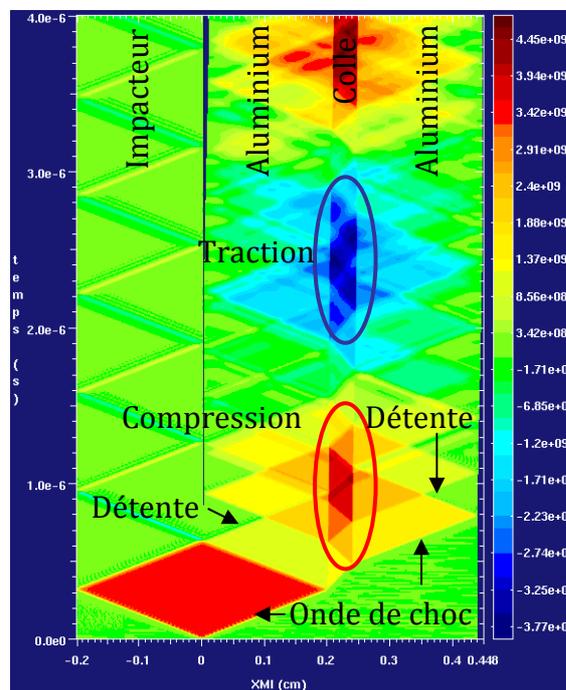
Figure 1.15 – Essai non destructif : ondes acoustiques surfaciques [1.43]

L'avantage majeur de ce test est son caractère non destructif. Son inconvénient est qu'il ne permet pas de déterminer la tenue de l'adhésion, mais juste une vérification de son état.

### Test d'adhérence par onde de choc

Il existe un certain nombre de techniques pour générer des ondes de choc dans un empilement. Nous pouvons citer les irradiations par rayons X, faisceaux d'électrons ou faisceau laser, les impacts par un corps solide (plaque ou bille) ou des compressions magnétiques.

Une onde de compression se propage dans l'empilement. Elle se réfléchit en une onde de détente lorsqu'elle atteint la surface libre. Le jeu des transmissions et réflexions d'ondes aux interfaces substrat – adhésif met dans un premier temps le joint dans un état de compression (Figure 1.16).



*Figure 1.16 – Propagation des ondes de choc et de détente dans un empilement, diagramme espace – temps en isovalues de pression*

Le croisement d'ondes de détente met en traction l'assemblage. Si le niveau de traction est suffisamment élevé et la durée de sollicitation suffisamment longue, l'assemblage est endommagé, voire se décolle. Nous reviendrons sur la discussion des conditions de réflexion et de transmission d'ondes de choc aux interfaces dans le chapitre 2.

Ce phénomène d'endommagement dynamique est appelé écaillage, lorsqu'il se produit au sein d'un matériau.

La Figure 1.16 montre que la sollicitation est déjà relativement complexe dans un système ne comportant que trois couches. La mise en traction du joint collé n'est en effet pas immédiate et ne survient qu'après un certain nombre d'aller-retours des ondes dans l'empilement. L'analyse phénoménologique est délicate sans l'appui de la simulation numérique, d'où également la nécessité de disposer de lois de comportement validées pour tous les matériaux de l'assemblage.

Le LASAT (LAsER Shock Adhesion Test) consiste à utiliser un laser impulsionnel de haute énergie et de courte durée pour générer une onde de choc dans l’empilement testé. L’énergie déposée dans le substrat transforme une fine épaisseur (quelques  $\mu\text{m}$ ) de celui-ci en plasma. La détente de ce plasma génère alors une pression dans la couche impactée [1.46][1.47][1.48] (Figure 1.17).

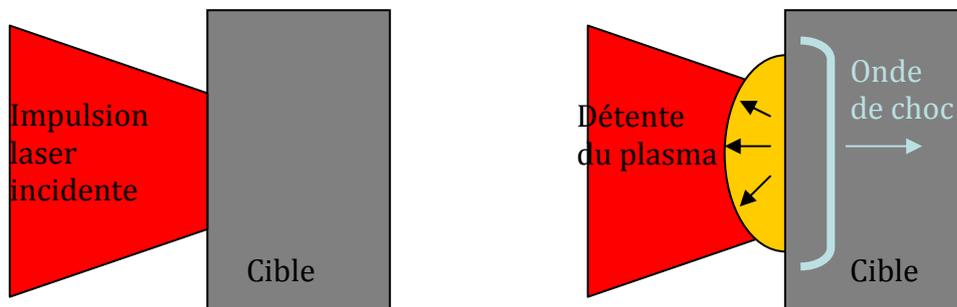


Figure 1.17 – Génération d’un choc par irradiation laser

Les techniques consistant à impacter la cible par un corps solide font généralement appel à un lanceur à gaz. L’essai d’impact de plaques consiste à projeter un corps dont la surface d’impact est plane à une vitesse donnée sur un échantillon de matériau ou un assemblage à caractériser (Figure 1.18).

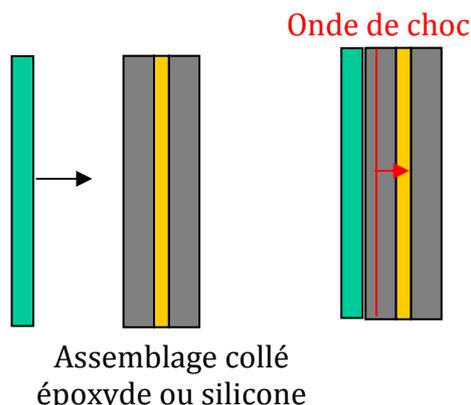


Figure 1.18 – Génération d’un choc par impact de plaques

Les tests d’adhérence par choc ont été retenus par la suite, car ils sont les seuls qui permettent de caractériser la résistance d’assemblages collés sous une sollicitation fortement dynamique.

## 1.6 – Bilan

La revue des essais d’adhérence existants a montré que la grande majorité d’entre eux mettait en jeu des sollicitations quasi-statiques et des faibles vitesses de déformation. Ils ne peuvent donc pas être utilisés pour étudier la réponse d’assemblages collés sous des sollicitations de dynamique rapide.

Le test d’adhérence par choc laser (LASAT) a montré sa pertinence pour déterminer la tenue d’une couche de revêtement d’épaisseur micrométrique sur un substrat. Notre objectif est d’évaluer son potentiel et de l’adapter à des assemblages tri-

couches millimétriques. Nous proposons également d'évaluer les possibilités et les limitations d'autres techniques expérimentales (lanceur à gaz, générateur électrique de compression isentropique) complémentaires des lasers dans le cadre de cette thèse. Nous exploiterons la diversité de celles-ci pour étudier l'influence de la durée de sollicitation et de la vitesse de déformation sur la tenue des liaisons collées.

Nous avons choisi de travailler sur des empilements canoniques constitués de deux plaques d'aluminium 6061T6, dont le comportement sous choc est suffisamment connu. La liaison entre les plaques sera assurée par un joint de résine époxyde (thermodurcissable), ou de résine silicone (élastomère). Ceci devrait permettre d'analyser l'influence de la nature du matériau de liaison sur la réponse des assemblages.

La connaissance du comportement thermomécanique de la colle est primordiale. Dans les prochains chapitres, nous présentons les moyens mis en œuvre et les principaux résultats qui ont permis de construire les lois de comportement dynamique pour l'Araldur et le RTV141.

## 1.7 – Références bibliographiques du Chapitre 1 :

- [1.1] J.-J. Villenave, « Assemblage par collage », *Dunod - Paris*, ISBN 2-10-006680-3, (2005).
- [1.2] J.-Y. Cognard, R. Créac'hcadec, L. Sohier, P. Davies, « Analysis of the nonlinear behavior of adhesives in bonded assemblies – Comparison of TAST and Arcan tests », *International journal of adhesion & adhesives*, **28** 393-404 (2008).
- [1.3] L. J. Gibson, M. F. Ashby, « Cellular solids: structure and properties – second edition », *Cambridge University Press*, ISBN 0-521-49911-9 (1999).
- [1.4] N. K. Bourne, G. T. Gray III, J. C. F. Millet, « On the dynamic response of four polymers », *J. Phys. IV France*, **110** 815 (2003).
- [1.5] R. S. Lakes, « Viscoelastic solids », *CRC mechanical engineering series*, ISBN 0-8493-9658-1, (1999).
- [1.6] X. Buch, « Dégradation thermique et fluage d'un adhésif structural époxyde », *Thèse de l'école nationale supérieure des Mines de Paris*, (2000).
- [1.7] S. Gan, J. K. Gillham, R. B. Prime, « A methodology for characterizing reactive coatings: time-temperature-transformation (TTT). Analysis of the competition between cure, evaporation and thermal degradation for an epoxy-phenolic system », *J. Appl. Polym. Sci.*, **37** 803-816 (1989).
- [1.8] R. J. Morgan, J. E. O'Neal, « The durability of epoxies », *Polymer Plastics Technology and Engineering*, **10** 49-116 (1978).
- [1.9] S. Popineau, « Durabilité en milieu humide d'assemblages structuraux collés type aluminium / composite », *Thèse de l'école nationale supérieure des Mines de Paris*, (2005).
- [1.10] G. Hagnauer, L. and D. A. Dunn, « Dicyandiamide analysis and solubility in epoxy resins », *J. Appl. Polym. Sci.*, **26** 1837-1846 (1981).
- [1.11] J. Mijovic, J. G. Williams, T. Donnellan, « Processing-morphology-property relationship in epoxy resins », *J. Appl. Polym. Sci.*, **30** 2351-2366 (1985).
- [1.12] J. Liu, D. Cao, L. Zhang, « Static and dynamic properties of model elastomer with various cross-linking densities: A molecular dynamics study », *Journal of chemical physics*, **131** 034903 (2009).
- [1.13] L. Meunier, G. Chagnon, D. Favier, L. Orgéas, « Caractérisation du comportement mécanique d'élastomères silicones chargés et non chargés », *18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique (Grenoble)*, (2007).
- [1.14] W. Faure, « Caractérisation mécanique de la résine époxyde Araldite 784 BD / Aradur 125 », *Rescoll*, (2004).

- [1.15] Safety Data Sheet, « Rhodorsil RTV 141 A et B », *Rhodia*, (1997).
- [1.16] E. Coquelle, « Propriétés élastiques et viscoélastiques de matériaux composites adaptifs », *Thèse de l'Université de Nice Sophia-Antipolis*, (2004).
- [1.17] G. Navarro, « Compte-rendu d'expériences par ultrasons d'échantillons en RTV141 », *rapport interne CEA CESTA*, (2008).
- [1.18] I. Garraud, « Rapport final d'étude – Etude complémentaire d'une résine époxy Araldite 784 BD / Aradur 125 », *Rescoll*, (2007).
- [1.19] I. Coco, « Caractérisation du système époxyde Araldite GY 784BD + Aradur 125 », *Rescoll*, (2005).
- [1.20] D. H. Kaelbe, « Physical and chemical properties of cured resins », *Epoxy resins chemistry and technology*, Ed C. A. May et Y. Tanaka, 327-371 (1973).
- [1.21] V. A. Bershtein, N. N. Peschanskaya, J. L. Halary, L. Monnerie, « The sub- $T_g$  relaxations in pure and antiplasticized model epoxy networks as studied by high resolution creep rate spectroscopy », *Polymer*, **40** 6687-6698 (1999).
- [1.22] J. F. Gerard, S. J. Andrews, C. W. Macosko, « Dynamic mechanical measurement: comparison between bending and torsion methods on a graphite reinforced and a rubber-modified epoxy », *Polym. Comp.*, **11** (2) 90-97 (1992).
- [1.23] M. Ochi, H. Kageyama, M. Shimbo, « Mechanical and dielectric relaxations of poly (hydroxy ethers) : 1. Low temperature relaxations », *Polymer*, **29** 320-324 (1988).
- [1.24] V. B. Gupta, L. T. Drzal, C. Y. C. Lee, M. J. Rich, « The temperature dependence of some mechanical properties of a cured epoxy resin system », *Polym. Eng. Sci.*, **25** (13) 812-823 (1985).
- [1.25] I. Harismendy, R. Miner, A. Valea, R. Llano-Ponte, F. Mujika, I. Mondragon, « Strain rate and temperature effects on the mechanical behaviour of epoxy mixtures with different crosslink densities », *Polymer*, **38** (22) 5573-5577 (1997).
- [1.26] J. D. Keenan, J. C. Seferis, J. T. Quinlivan, « Effects of moisture and stoichiometry on the dynamic mechanical properties of a high performance structural epoxy », *J. Appl. Polym. Sci.*, **24** 2375-2387 (1979).
- [1.27] J. L. Halary, S. Cukierman, L. Monnerie, « Relations entre structure chimique et propriétés mécaniques dans les réseaux époxydes », *Bull. Soc. Chem. Belg.*, **98** (9-10) 623-634 (1989).
- [1.28] J. Bicerano, R. L. Sammler, C. J. Carriere, J. T. Seitz, « Correlation between glass transition temperature and chain structure for randomly crosslinked high polymers », *J. Polym. Sci., Part B : Polym. Phys.*, **34** (13) 2247 (1996).
- [1.29] T. Sasaki, T. Uchida, K. Sakurai, « Effect of crosslink on the characteristic length of glass transition of network polymers », *J. Polym. Sci., Part B : Polym. Phys.*, **44** (14) 1958 (2006).
- [1.30] N. M. Alves, J. L. G. Ribelles, J. F. Mano, « Enthalpy relaxation studies in polymethyl methacrylate networks with different crosslinking degrees », *Polymer*, **46** (2) 491 (2005).
- [1.31] T. F. Scott, W. D. Cook, J. S. Forsythe, « Kinetics and network structure of thermally cured vinyl ester resins », *Eur. Polym. J.*, **38** (4) 705 (2002).
- [1.32] M. Xu, L. Wang, « A new method for studying the dynamic response and damage evolution of polymers at high strain rates », *Mechanics of materials*, **38** 68-75 (2006).
- [1.33] M. L. Williams, R. F. Landel, J. D. Ferry, « The temperature dependence of relaxation mechanisms in amorphous polymers and other glass forming liquids », *J. Amer. Chem. Soc.*, 3701-3707 (1955).
- [1.34] K. W. Schuler, J. W. Nunziato, « The dynamic mechanical behaviour of polymethyl methacrylate », *Rheol. Acta*, **13** 265-273 (1974).
- [1.35] C. Moreau, « Etude expérimentale et numérique de l'hyperélasticité avec prise en compte de la compressibilité », *Thèse de l'Université de Bretagne Sud*, (2000).
- [1.36] J. Besson, N. Billon, « Matériaux pour l'ingénieur », *Presses de l'Ecole des Mines*, ISBN 2-911762-68-1 (2006).

- [1.37] L. Goglio, L. Peroni, M. Peroni, M. Rossetto, « High strain-rate compression and tension behaviour of an epoxy bi-component adhesive », *International journal of adhesion & adhesives*, **28** 329-339 (2008).
- [1.38] P. A. Du Bois, S. Kolling, M. Koesters, T. Frank, « Material behaviour of polymers under impact loading », *International Journal of Impact Engineering*, **32** 725-740 (2006).
- [1.39] S. M. Zebarjad, A. Lazzeri, R. Bagheri, S. M. Seyed Reihani, M. Frounchi, « Fracture mechanism under dynamic loading of elastomer-modified polypropylene », *Materials letters*, **57** 2733-2741 (2003).
- [1.40] V. Tvergaard, « Discrete modelling of ductile crack growth by void growth to coalescence », *Int. J. Fract.*, **148** 1-12 (2007).
- [1.41] Z. Nowak, « Constitutive modelling and parameter identification for rubber-like materials », *Engineering transactions*, **56** (2) 117-157 (2008).
- [1.42] S. R. De Barros, « Modèle d'interface pour la simulation du comportement des assemblages collés », *Thèse de l'Université de Versailles Saint-Quentin*, (2005).
- [1.43] R. Lacombe, « Adhesion measurement methods », *CRC Press, Taylor & Francis Group*, ISBN 0-8247-5361-5, (2006).
- [1.44] J. Sickfield, « Pull-off test, an internationally standardized method for adhesion testing – Assessment of the relevance of test results », *Adhesion aspect of polymeric coatings*, K. L. Mittal Ed., (1983).
- [1.45] M. Alam, D. E. Peebles, J. A. Ohlhausen, « Measurement of the adhesion of diamond films on tungsten and correlations with processing parameters », *Adhesion measurement of films and coatings*, K. L. Mittal Ed., (1995).
- [1.46] C. Bolis, « Etude numérique et expérimentale de la séparation par chocs brefs d'interface de revêtements multi-couches. Application au test d'adhérence par choc laser », *Thèse de l'Université de Poitiers*, (2004).
- [1.47] M. Arrigoni, « Etude 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).
- [1.48] J.-P. Cuq-Lelandais, « Etude du comportement dynamique de matériaux sous choc laser sub-picoseconde », *Thèse de l'école nationale supérieure de mécanique et d'aérothermique de Poitiers*, (2010).



**PARTIE B**

**REPONSE SOUS CHOC DES**

**ADHESIFS**

---



# Chapitre 2

## Techniques expérimentales

---

### Sommaire

<i>2.1 – Introduction.....</i>	<i>46</i>
<i>2.2 – Généralités sur les ondes de choc.....</i>	<i>46</i>
2.2.1 – Définition d’une onde de choc .....	46
2.2.2 – Propagation à travers les interfaces .....	49
<i>2.3 – Méthodes expérimentales de génération d’ondes de choc .....</i>	<i>50</i>
2.3.1 – Barres d’Hopkinson .....	51
2.3.2 – Lanceurs .....	51
2.3.3 – Générateur de Pression Isentropique (GEPI) .....	53
2.3.4 – Lasers impulsionnels.....	54
<i>2.4 – Techniques de mesures.....</i>	<i>55</i>
2.4.1 – Sondes piézoélectriques.....	55
2.4.2 – Jauges de contrainte et de vitesse.....	56
2.4.3 – Interférométrie Laser.....	59
2.4.4 – Autres méthodes d’interférométrie .....	61
<i>2.5 – Bilan .....</i>	<i>62</i>
<i>2.6 – Références bibliographiques du Chapitre 2 :.....</i>	<i>62</i>

## **2.1 – Introduction**

Le premier chapitre a montré l'intérêt de caractériser le comportement dynamique des adhésifs avant d'étudier la réponse sous choc d'assemblages collés.

Des essais quasi statiques ont été réalisés dans le passé sur la résine époxyde et sur le RTV141. Les principaux résultats sont rappelés dans l'annexe B. Ils montrent effectivement que le comportement peut changer en fonction de la vitesse de déformation ou de la température. Dans le cadre de cette étude, nous devons déterminer les propriétés et le comportement de l'Araldur et du RTV141 dans le domaine des très grandes vitesses de déformation, domaine de sollicitation peu exploré jusqu'à présent.

La première solution consiste à employer l'équivalence Temps-Température pour tenter de définir les propriétés des polymères dans les gammes de sollicitations qui nous intéressent. Les données déduites des essais DMA servent de référence pour cette extrapolation. Toutefois, les informations recueillies ne prennent pas en compte l'augmentation de la compressibilité du matériau sous choc ou la triaxialité des contraintes.

C'est pourquoi, nous avons choisi de mettre en œuvre des moyens d'essais dédiés à l'étude du comportement sous choc des matériaux. Dans ce chapitre, nous décrivons les moyens d'essais et de mesures utilisés. Il s'agit principalement d'expériences d'impact de plaques qui permettent d'appliquer aux matériaux des conditions de chargement relativement proches des conditions opérationnelles. Les objectifs des essais sont l'étude du comportement sous compression intense et sous traction dynamique des matériaux Araldur et RTV141. Nous présentons les résultats et les premières interprétations.

En préambule, nous présentons quelques généralités sur les ondes de choc et leurs interactions.

## **2.2 – Généralités sur les ondes de choc**

### **2.2.1 – Définition d'une onde de choc**

Une onde de choc est une transformation irréversible de l'état d'un matériau. En se déplaçant, elle propage une discontinuité des grandeurs physiques [2.1] [2.2] :

- thermodynamiques : pression ( $p$ ), masse volumique ( $\rho$ ), volume spécifique ( $v$ ), température ( $T$ ), et énergie interne spécifique ( $E$ ) ;
- et cinématiques : vitesse matérielle ( $u$ ).

Le milieu initial (0) est porté à un état (1) lors du passage de l'onde (Figure 2.1) qui se propage à une vitesse  $D$ .

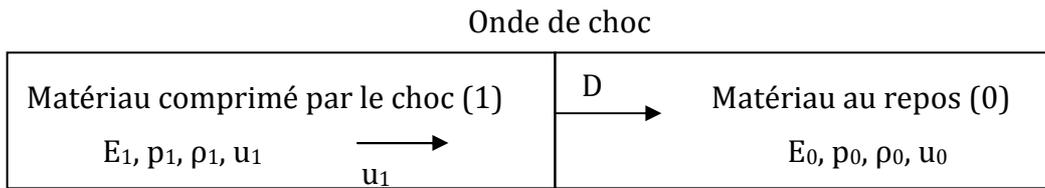


Figure 2.1 - Tube à choc

Il existe des relations entre les grandeurs thermodynamiques et cinématiques. Elles s'obtiennent en appliquant les principes fondamentaux de la mécanique. Nous obtenons ainsi les trois relations de Rankine-Hugoniot :

$$\rho_0 D = \rho_1 (D - u_1) \quad \text{Équation 2.1}$$

$$p_1 - p_0 = \rho_0 D u_1 \quad \text{Équation 2.2}$$

$$E_1 - E_0 = \frac{1}{2} (p_1 + p_0) \left( \frac{1}{\rho_0} - \frac{1}{\rho_1} \right) \quad \text{Équation 2.3}$$

L'Équation 2.3 est également appelée relation d'Hugoniot, et elle définit le lieu des états possibles sous choc pour un milieu à partir de son état initial. Son intersection avec la surface d'état du matériau caractérise l'adiabatique dynamique de pôle  $(p_0, \rho_0, E_0)$  et s'exprime sous la forme suivante :

$$E - E_0 = \frac{1}{2} (p + p_0) \left( \frac{1}{\rho_0} - \frac{1}{\rho} \right) = \frac{1}{2} (p + p_0) (v_0 - v) \quad \text{Équation 2.4}$$

Lorsque le pôle correspond à l'état standard, c'est-à-dire celui qui existe dans des conditions ordinaires de température et de pression, l'adiabatique dynamique est appelée Hugoniot (H). Elle est déterminée expérimentalement en réalisant des essais pour des intensités de choc croissantes.

La combinaison des Équation 2.1 et 2.2 permet d'écrire l'équation d'une droite, appelée droite de Rayleigh, très commode pour la détermination de (H).

$$p_1 - p_0 = - \left( \frac{D}{v_0} \right)^2 (v_1 - v_0) \quad \text{Équation 2.5}$$

En effet, l'adiabatique dynamique (H) coupe la droite de Rayleigh en un seul point autre que le pôle (Figure 2.2). Le passage de l'état {0} à l'état {1} se fait en suivant cette droite jusqu'à l'intersection avec (H). La pente de la droite est liée à la masse volumique initiale et la célérité de l'onde de choc, qui sont des quantités mesurables.

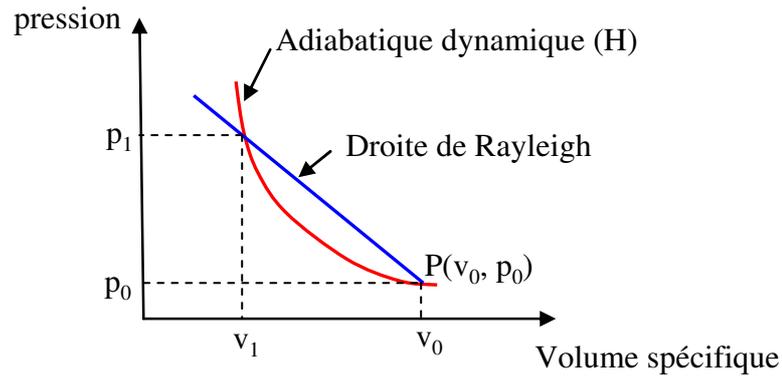


Figure 2.2 – Adiabatique dynamique et droite de Rayleigh

Une autre façon de caractériser un état de choc consiste à exprimer la pression  $p$  en fonction de la vitesse matérielle  $u$ , ou polaire de choc :

$$p_1 - p_0 = \rho_0 D(u)u \quad \text{Équation 2.6}$$

La droite de pente  $\rho_0 D$  coupe la polaire de choc en un point unique qui représente l'état de choc du matériau (Figure 2.3). Là aussi, les grandeurs qui définissent la pente de la droite sont mesurables. Si par analogie,  $\Delta p$  est assimilée à une différence de potentiel et  $\Delta u$  à un courant, la grandeur

$$Z = \rho_0 D = \frac{p_1 - p_0}{u_1 - u_0} \quad \text{Équation 2.7}$$

est équivalente à une impédance. Ainsi, pour amener sous choc un milieu à une vitesse matérielle donnée  $u$ , il faut exercer une pression qui dépend de l'impédance  $Z$ .

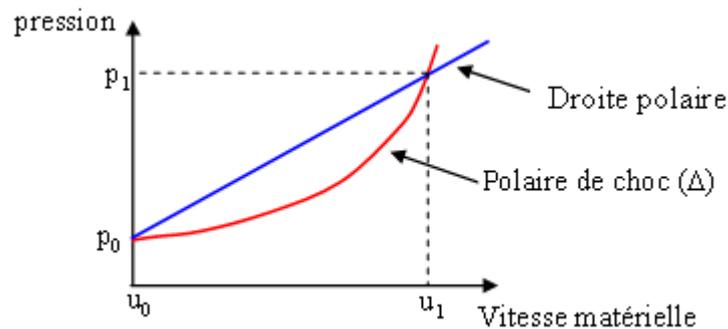


Figure 2.3 – Polaire de choc

Par exemple, le problème de l'impact à la vitesse  $V$  d'un projectile sur une cible conduit à la construction géométrique de la (Figure 2.4). L'état sous choc du matériau cible est obtenu directement à partir de l'impédance de choc du projectile, en mesurant la vitesse d'impact et la vitesse matérielle.

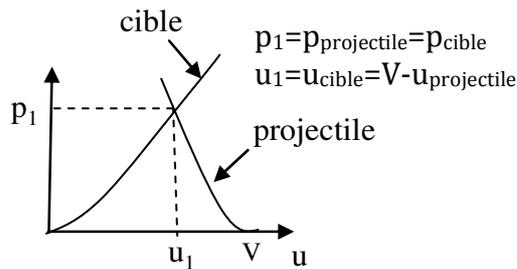


Figure 2.4 – Conditions à l'impact entre un projectile et une cible

L'expérience montre qu'il existe souvent une relation linéaire entre  $D$  et  $u$ , et dont les coefficients sont la célérité du son  $C_0$  dans le milieu et un paramètre noté  $B$  ou  $S$ . La polaire a alors la forme d'une parabole.

De nombreuses expériences ont été conduites par le passé pour identifier les polaires de choc de matériaux métalliques, céramiques ou polymères [2.3]. Malheureusement, elles portaient très rarement sur les polymères et les niveaux de choc étaient beaucoup trop élevés par rapport à notre besoin.

La polaire de choc présente un intérêt pratique fondamental, car c'est dans le plan  $(P,u)$  que se résolvent les problèmes des transmission-réflexion de choc aux interfaces.

### 2.2.2 – Propagation à travers les interfaces

Une onde incidente qui arrive à l'interface entre un milieu A et un milieu B se scinde en une onde transmise et une onde réfléchi (Figure 2.5). Les vitesses matérielles vérifient à l'interface l'Équation 2.8 :

$$\begin{aligned} du_i &= du_t - du_r \\ dp_i &= dp_t - dp_r \end{aligned} \qquad \text{Équation 2.8}$$

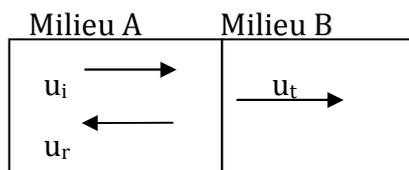


Figure 2.5 – Transmission et réflexion d'une onde incidente à une interface

La comparaison entre les impédances de choc des milieux traversés par l'onde de choc permet de déterminer les conditions de transmission et de réflexion à l'interface.

Si  $Z_B < Z_A$ , l'onde se réfléchit en un faisceau d'ondes de détente (diminution de la pression) ; le milieu est accéléré (Figure 2.6).

Si  $Z_B > Z_A$ , l'onde réfléchi est une onde de choc, la vitesse matérielle diminue et la pression augmente (Figure 2.6).

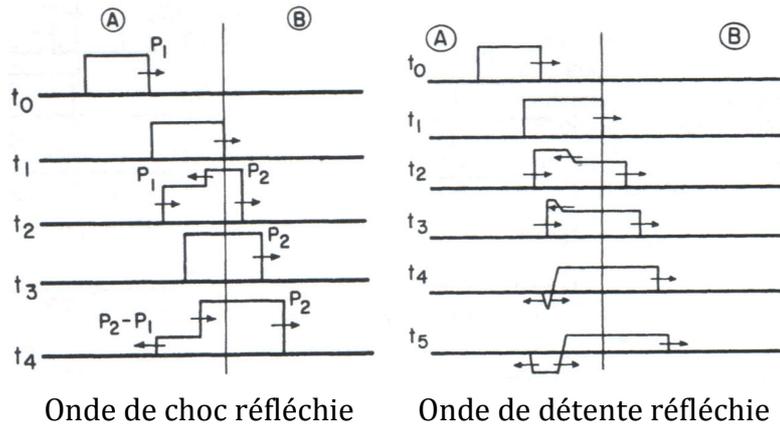


Figure 2.6 – Conditions de réflexion et transmission d'une onde de choc en fonction de la nature des milieux A et B [2.1]

$$\begin{aligned}
 dp_i &= Z_A du_i \\
 dp_t &= Z_B du_t \\
 dp_r &= -Z_A du_r
 \end{aligned}
 \tag{Équation 2.9}$$

Après élimination des variations de vitesse, nous obtenons les relations suivantes :

$$\begin{aligned}
 dp_t &= \frac{2Z_B}{Z_A + Z_B} dp_i \\
 dp_r &= \frac{Z_B - Z_A}{Z_A + Z_B} dp_i
 \end{aligned}
 \tag{Équation 2.10}$$

Nous vérifions ainsi de manière analytique que le sens de variation de la pression dans l'onde réfléchi va dépendre des impédances de choc des milieux A et B.

Dans le cas qui nous intéresse, la première interface se trouve entre une plaque d'aluminium d'impédance de choc élevée et une couche de polymère d'impédance de choc plus faible. L'onde de choc traversant la première couche d'aluminium se réfléchit en une détente à la première interface aluminium/colle. La compression transmise dans la colle est plus faible que la compression incidente. Cette onde de choc transmise se réfléchit à la seconde interface en une onde de choc. La compression transmise dans la seconde couche d'aluminium est plus élevée que dans la colle.

### 2.3 – Méthodes expérimentales de génération d'ondes de choc

Il existe un grand nombre de techniques expérimentales destinées à générer des chocs et ainsi à évaluer la réponse de matériaux en dynamique rapide. Suivant les techniques utilisées, il est possible d'imposer sur des échantillons des vitesses de déformation allant de  $10^3$  à  $10^7$  s<sup>-1</sup>. La vitesse de déformation est la grandeur caractéristique de la dynamique de la sollicitation. Les machines d'essais mécaniques

permettent d'imposer des sollicitations dynamiques, mais pas dans la gamme qui intéresse cette étude.

### 2.3.1 – Barres d'Hopkinson

La technique des barres d'Hopkinson est largement utilisée, car elle permet d'atteindre des vitesses de déformation allant jusqu'à  $5000 \text{ s}^{-1}$ . De plus, elle est applicable pour des sollicitations simples en compression, traction ou torsion.

Le principe est décrit sur la Figure 2.7. Un échantillon de quelques millimètres est placé entre une barre d'entrée et une barre de sortie. Un projectile est lancé sur l'extrémité libre de la barre d'entrée. Une onde est ainsi générée et se propage dans l'ensemble du dispositif. La courbe contrainte-déformation est déduite des mesures effectuées en amont et en aval de l'échantillon à l'aide de jauges d'extensométrie [2.4][2.5].

Le principal inconvénient de ces essais est d'imposer un chargement en contrainte uniaxiale et non en déformation uniaxiale. La triaxialité des contraintes est par conséquent différente de celle des conditions opérationnelles, et comme le comportement des polymères est sensible à cette triaxialité, il vaut mieux se tourner vers des techniques plus représentatives.



Figure 2.7 – Principe de fonctionnement des barres d'Hopkinson

### 2.3.2 – Lanceurs

Les lanceurs à gaz ou à poudre sont de plus en plus utilisés par la communauté scientifique. Leurs principaux avantages sont d'imposer une sollicitation mécanique en déformation uniaxiale (du moins pendant quelques microsecondes) sur un échantillon avec des vitesses de déformation de  $10^5$ - $10^6 \text{ s}^{-1}$ .

Le principe est décrit sur la Figure 2.8. Un lanceur est constitué d'un tube, en amont duquel est montée une chambre haute pression. Un diaphragme est placé à la jonction de la chambre haute pression et du tube. Ce diaphragme est dimensionné pour céder à une certaine valeur de pression. Le projectile est ainsi projeté grâce à la détente du gaz sous pression. La vitesse d'impact peut aller jusqu'à  $2 \text{ km/s}$ , voir plus pour les lanceurs bi-étages. Le projectile est constitué d'un sabot (généralement en PVC ou polycarbonate) qui sert de support à l'impacteur.

La cible est positionnée dans une chambre placée en aval du tube. L'ensemble est mis sous vide pour éviter la formation d'une poche de gaz entre l'impacteur et la cible, ce qui aurait pour conséquence de freiner l'impacteur, de générer une inclinaison à l'impact, ou de mettre en vitesse la cible avant le contact avec le boulet.

Cette technique est utilisée pour identifier les polaires de choc des matériaux pour des pressions pouvant atteindre plusieurs Mbars [2.6]. La pression générée dans la cible dépend de la vitesse du projectile.

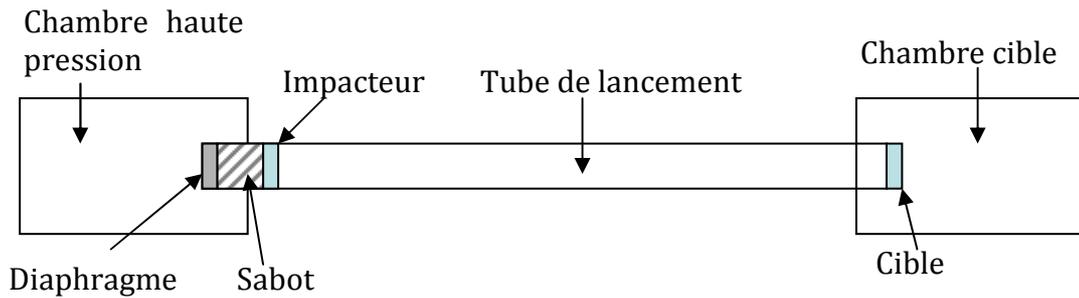


Figure 2.8 – Principe du lanceur à gaz

Des mesures de vitesse (cf. § 2.4) permettent de suivre au cours du temps l'évolution de la vitesse en un point de la surface libre de la cible ou à l'interface avec un matériau fenêtre. L'allure générale de la courbe de vitesse  $u(t)$  est représentée par la Figure 2.9.

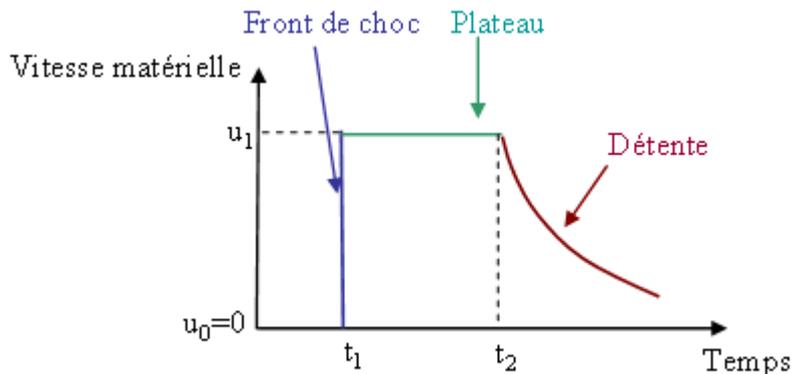


Figure 2.9 – Profil de vitesse matérielle relatif au passage d'une onde de choc

Nous observons un front de choc, suivi d'un plateau et d'une détente. Le niveau de vitesse mesuré sur le plateau est directement utilisé pour déterminer la polaire de choc. Le début de la détente nous renseigne sur la célérité des ondes de détente. Celles-ci peuvent être sensiblement différentes de la célérité du choc, notamment dans les polymères. La durée d'application du chargement va de quelques centaines de nanosecondes à quelques microsecondes. Elle dépend de l'épaisseur et de la nature de l'impacteur.

Pour ce type d'essai, le diamètre des échantillons est 10 fois plus grand que l'épaisseur pour maintenir les conditions de chargement en déformation uniaxiale sur un temps d'analyse suffisamment long.

Un inconvénient de cette technique est que les échantillons sont pulvérisés au cours de l'essai et difficilement récupérables. Des montages expérimentaux dédiés à la récupération sont en cours de développement au CEA-CESTA, mais n'étaient pas disponibles pour notre étude sur les polymères.

Un autre désavantage est le coût des expériences qui est relativement élevé.

### 2.3.3 – Générateur de Pression Isentropique (GEPI)

Les ondes de compression isentropique ont été beaucoup étudiées dans les années 70 [2.7]. Des impacteurs à densité graduée pouvaient être utilisés pour générer des chargements sans choc [2.8].

Un Générateur de Pression Isentropique (GEPI) a été développé par la société ITHPP et le Centre d'Etudes de Gramat (CEG) [2.9]. Il est inspiré du générateur Z développé par les laboratoires Sandia (USA) [2.8]. L'objectif est de générer dans les échantillons une sollicitation par compression isentropique. La zone centrale de l'échantillon subit une déformation uniaxiale, comme lors des essais d'impact de plaques, mais avec des vitesses de déformations plus faibles (de l'ordre de  $10^4$ - $10^5$  s<sup>-1</sup> pour cette étude).

Une pression magnétique est générée par un courant, pouvant atteindre 4 MA, et circulant dans une électrode métallique.

$$P = \frac{1}{K_p} \frac{\mu_0}{2} \left( \frac{I}{W} \right)^2 \quad \text{Équation 2.11}$$

où I est l'intensité de courant mesuré par trois boucles de courant Bdots  
Kp traduit la perte de champ magnétique due à l'écartement des électrodes et à la diffusion du champ magnétique dans ces mêmes électrodes

$\mu_0$  est la perméabilité du vide

W est la largeur d'une électrode.

Ce type d'essai est destiné à des échantillons d'épaisseurs allant de quelques centaines de microns à quelques millimètres. L'échantillon de matériau à caractériser est placé d'un côté de l'électrode, l'autre étant occupé par un échantillon étalon (PMMA sur la Figure 2.10). En effet, il est impératif de déterminer le facteur de forme Kp pour disposer d'un chargement parfaitement calibré.

L'onde de compression générée dans l'électrode est transmise par contact dans l'échantillon.

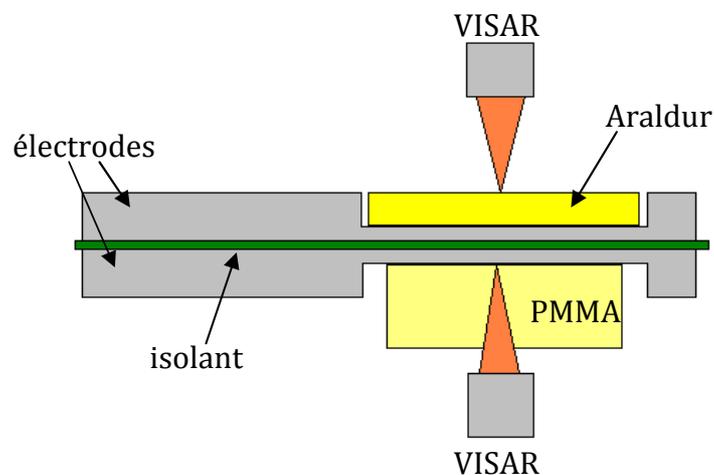
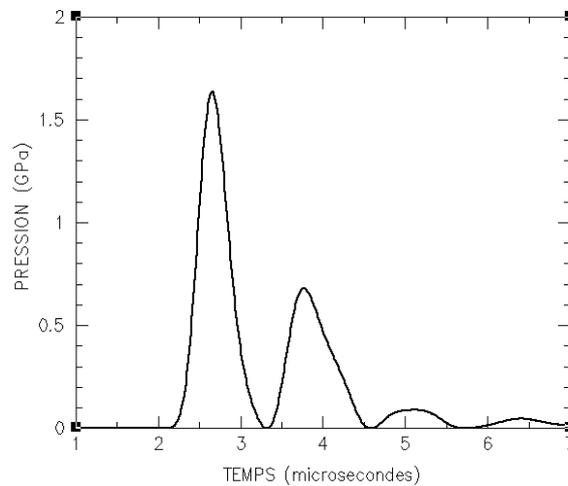


Figure 2.10 – Schéma de montage des essais G584 et G586

Les contraintes générées peuvent alors atteindre 100 GPa [2.7]. Les rampes de compression induites ont une durée de quart de période d'environ 600 ns, pour des temps de montée caractéristiques de quelques centaines de nanosecondes (Figure 2.11). Le champ de pression est unidimensionnel au centre de l'échantillon.



**Figure 2.11 – Profil de pression généré par GEPI**

Un intérêt supplémentaire de GEPI est d'imposer des chargements successifs au matériau. Nous utiliserons ce type de chargement relativement complexe pour valider des approches de modélisation.

L'avantage majeur par rapport aux essais d'impact de plaques réside dans la possibilité de récupérer les échantillons après essais.

### 2.3.4 – Lasers impulsionsnels

Dans le chapitre précédent, nous avons vu que les lasers impulsionsnels sont utilisés pour générer des ondes de choc pour des tests d'adhérence. Ce moyen peut aussi être utilisé pour étudier le comportement sous choc d'un matériau, notamment la problématique de l'écaillage [2.10][2.11].

Les vitesses de déformations générées sont de l'ordre de  $10^6$ - $10^7$  s<sup>-1</sup>. Elles dépendent de l'énergie du laser ainsi que de la durée de l'impulsion délivrée par l'installation.

Nous présentons ici les caractéristiques des installations laser utilisées pour ce type d'étude [2.10].

- **Laser Institut P' : Energie maximale 25 J, impulsion de 25ns.** La cadence de tir de cette installation est d'environ un tir toutes les 5 minutes. Ce laser peut aussi être utilisé en confiné. Le confinement a pour effets d'allonger la durée du choc d'un facteur 2 à 3 environ, ainsi que d'accroître la pression d'ablation d'un facteur 5 à 10 par rapport à l'ablation directe. La technique couramment utilisée est le dépôt d'une goutte d'eau à la surface de la cible, qui a pour rôle de freiner l'expansion volumique du plasma.
- **Alisé : Energie maximale 150 J, impulsion entre 1 et 12 ns.** La cadence de tir permise par cette installation est d'un tir toutes les 45 minutes, afin de laisser aux chaînes d'amplification le temps de refroidir. Ce laser de puissance, qui était installé au CESTA, présente l'avantage de fournir un faisceau dont l'homogénéité spatiale de faisceau est très bien maîtrisée.

La maîtrise des conditions expérimentales semble plus difficile qu'avec les lanceurs. En effet, l'incertitude sur l'énergie totale contenue dans le faisceau laser au niveau de la cible peut s'avérer importante. De plus, des effets 2D viennent rapidement perturber les mesures, d'autant plus sur les échantillons de quelques millimètres d'épaisseur mis à notre disposition. L'utilisation des lasers impulsionnels comme générateurs de chocs est limitée aux cibles dont l'épaisseur varie de quelques microns à moins d'un millimètre.

L'exploitation des résultats suppose également que nous sachions calculer l'interaction laser-matière dans un polymère.

Pour l'instant, nous nous sommes contentés de tester les assemblages collés et nous n'avons pas utilisé cette technique pour la caractérisation du comportement sous choc des adhésifs.

## ***2.4 – Techniques de mesures***

Plusieurs systèmes de diagnostic ont été mis en œuvre pour fournir les informations relatives aux conditions expérimentales (vitesse d'impact, tilt, durée d'impulsion, énergie, etc...) ainsi que celles qui décrivent la réponse du matériau (vitesse matérielle, pression).

### **2.4.1 – Sondes piézoélectriques**

Des sondes piézoélectriques sont utilisées pour détecter l'arrivée du projectile dans le cadre des essais d'impact de plaques. Elles sont disposées devant la cible, et se déclenchent au contact de l'impacteur. Elles permettent de donner un signal électrique pour la mise sous tension de tous les moyens de mesure. Elles sont également utilisées pour déterminer la vitesse d'impact connaissant leurs positions initiales et les temps de passage du projectile. La Figure 2.12 décrit le dispositif de mesure de vitesse par sonde.

La disposition de sondes en plusieurs points autour de la cible permet en plus de mesurer l'angle (ou tilt) du projectile à son arrivée sur la cible.

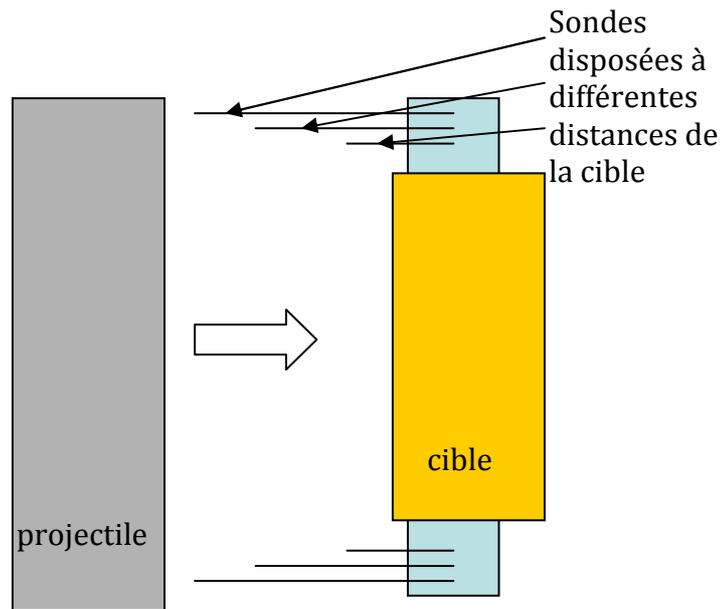


Figure 2.12 – Disposition des sondes

Une seconde méthode de mesure de la vitesse du boulet consiste à placer des boucles magnétiques autour du tube de lancement, et de relever l'instant de passage du boulet à la hauteur de chaque boucle.

L'incertitude sur la mesure de la vitesse d'impact est de l'ordre de 10%.

## 2.4.2 – Jauges de contrainte et de vitesse

### 2.4.2.1 – Jauges piézorésistives

Les jauges piézorésistives sont des matériaux dont la résistance change avec la pression. Les jauges manganin sont généralement utilisées pour les essais quasi-statiques. Les propriétés du manganin lui confèrent une sensibilité à la pression mais aussi une insensibilité à la température à pression atmosphérique. Ainsi, les effets de la montée en température due au choc sont minimes. La relation entre la contrainte  $\sigma_x$  (direction de propagation du choc) et la résistance est donnée par

$$\sigma_x = \frac{1}{K} \frac{\Delta R}{R_0} \quad \text{Équation 2.12}$$

où  $R_0$  est la résistance initiale et  $K$  est le coefficient de piézorésistance [2.12].

Les jauges sont scellées à l'intérieur du matériau faisant l'objet de la mesure et sont protégées de ce milieu par des matériaux isolants tels que le Kapton, le mica ou le Téflon.

Les jauges manganin sont essentiellement utilisées pour mesurer des pressions comprises entre 5 et 30 GPa, largement au dessus des niveaux de sollicitations attendus sur les échantillons d'adhésifs.

La résolution temporelle est de l'ordre de 50-100 ns, ce qui nous semble insuffisant.

#### 2.4.2.2 – Jauges piézoélectriques

Les matériaux piézoélectriques génèrent du courant électrique, lorsqu'ils sont soumis à une compression. Les jauges piézoélectriques ne nécessitent donc pas d'alimentation externe. Il existe des jauges épaisses et des jauges minces [2.13]. La piézoélectricité est générée lorsqu'un gradient de pression est appliqué entre les deux électrodes de la jauge. L'expression de la contrainte est :

$$\sigma(0,t) = \frac{fA}{t_0} i(t)_j \quad 0 < t < t_0 \quad \text{Équation 2.13}$$

où  $\sigma(0,t)$  est la contrainte à la première électrode et au temps  $t$ ,  $f$  est la constante piézoélectrique,  $A$  est l'aire de l'élément piézoélectrique,  $t_0$  est la durée de la traversée de la jauge par l'impulsion.

Ce type de jauge a été utilisé, en complément des sondes, sur certaines expériences pour détecter l'instant d'impact.

#### 2.4.2.3 – Jauges de vitesse électromagnétiques

Zaitsev et al. en 1960 [2.14] et Dremlin et al. en 1964 [2.15] ont introduit les jauges de vitesse électromagnétiques. Leur principe est basé sur la loi d'induction de Faraday, qui statue que si un conducteur est mis en mouvement dans un champ magnétique, alors une force électromotrice est générée. La forme vectorielle de la loi est la suivante :

$$\vec{E} = l(\vec{u} \times \vec{B}) \quad \text{Équation 2.14}$$

où  $\vec{B}$  est le champ magnétique,  $\vec{u}$  est la vitesse de déplacement du conducteur,  $l$  est sa longueur, et  $\vec{E}$  est la force électromotrice. Si le déplacement est perpendiculaire au champ magnétique, et que le conducteur est parallèle à  $\vec{u} \times \vec{B}$ , l'Équation 2.14 se simplifie et devient :

$$E = luB \quad \text{Équation 2.15}$$

La vitesse  $U$  est obtenue en connaissant la longueur  $l$  du conducteur et le champ magnétique  $B$  (lignes de champ caractérisées avant chaque expérience), et en mesurant la force électromotrice  $E$ .

Des jauges monobrin ou multibrins peuvent être utilisées (Figure 2.13). Elles permettent de mesurer l'évolution temporelle de la vitesse matérielle, au sein de la matière, à plusieurs abscisses. De manière à éviter les effets des ondes de détente latérales et les interférences entre les brins, les jauges multibrins sont placées sur un plan incliné à 30°, comme indiqué sur la Figure 2.13.

Cela présente un intérêt pour effectuer une analyse lagrangienne des signaux et remonter directement à la loi de comportement contrainte-déformation.

La mise en œuvre des jauges multibrins est extrêmement délicate avec les résines époxydes, car celles-ci sont le siège d'un retrait lors de l'élaboration qui conduit à la rupture des brins.

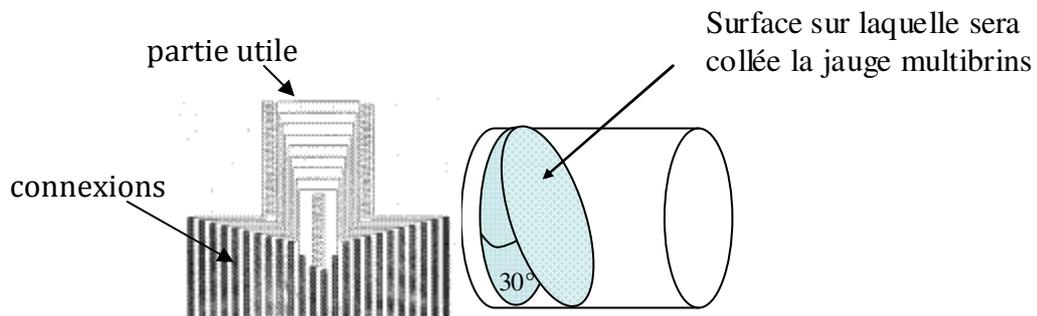


Figure 2.13 – Configuration et implantation de la jauge multibrins

L'autre solution consiste à remplacer une jauge multibrins par plusieurs jauges monobrins. Le montage est ensuite placé entre deux aimants générant un champ magnétique, dans la configuration donnée par la Figure 2.14.

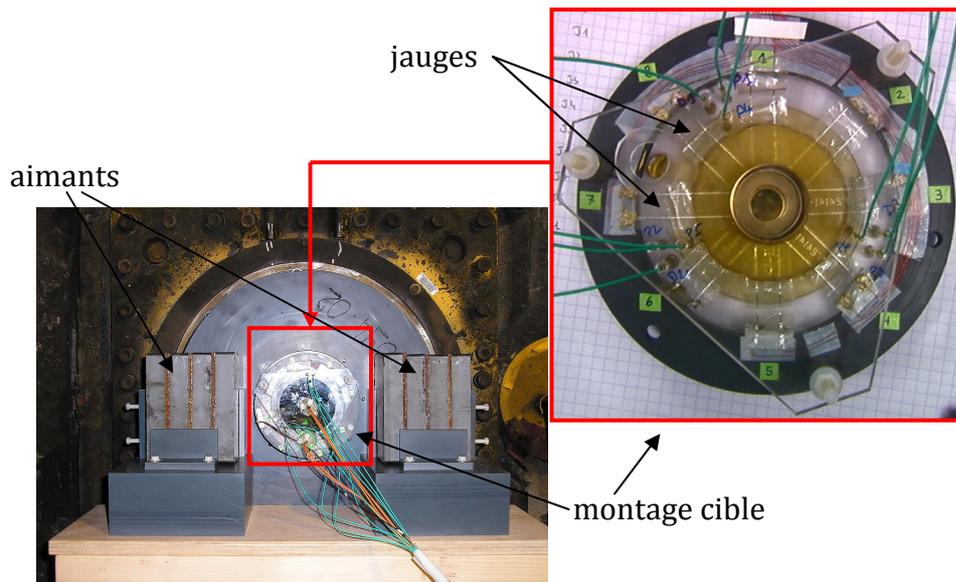
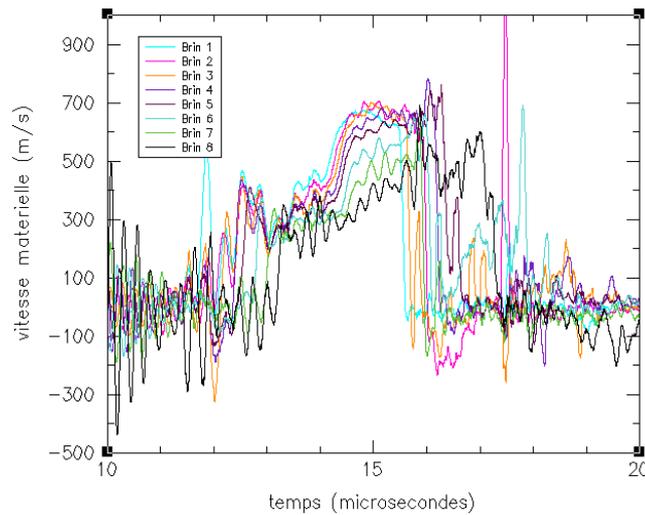


Figure 2.14 – Jauges monobrins dans un montage Araldur

Nous avons utilisé ce type de dispositif lors d'un essai d'impact de plaques sur l'Araldur. Pour la gamme de vitesses matérielles qui nous intéresse, le rapport du bruit sur la vitesse mesurée est trop important (Figure 2.15).



**Figure 2.15 – Mesure de vitesse par jauge multibrins**

Nous n'avons donc pas retenu ce moyen de mesure dans le cadre de nos travaux. Une solution proposée pour remédier à ce problème serait d'augmenter le champ magnétique.

### 2.4.3 – Interférométrie Laser

Différentes techniques utilisant le principe de l'interférométrie laser ont été développées au début des années 1960. Le VISAR (Velocity Interferometer System for Any Reflector) a été mis au point en 1972 par L. Barker et R.E. Hollenbach [2.16]. Il sert à mesurer la vitesse de déplacement d'une surface à condition que celle-ci réfléchisse le faisceau laser.

Le fonctionnement du VISAR est basé sur le principe de l'effet Doppler, à savoir que la longueur d'onde du faisceau réfléchi par une surface en mouvement est différente de celle du faisceau incident. La vitesse de la surface est déduite de la formule suivante :

$$\frac{\lambda(t) - \lambda_0}{\lambda_0} = \frac{2.u_s(t)}{c} \quad \text{Équation 2.16}$$

où  $c$  est la célérité de la lumière dans le vide,  $\lambda_0$  la longueur d'onde du faisceau incident,  $\lambda(t)$  la longueur d'onde du faisceau réfléchi sur la cible en mouvement au cours du temps, et  $u_s(t)$  la vitesse de la cible.

Le VISAR est construit en utilisant le principe de l'interféromètre de Michelson. La source monochromatique est fournie par un laser VERDI de longueur d'onde  $\lambda_0 = 532$  nm. Le faisceau est dirigé sur la face arrière diffuse de la cible. Le faisceau lumineux de retour, dont la longueur d'onde a été modifiée par effet Doppler, est dirigé vers l'interféromètre. Il est séparé en un faisceau de référence et un faisceau qui est retardé de quelques nanosecondes en passant par un étalon d'indice optique supérieur à 1 (Figure 2.16).

La recombinaison des deux faisceaux permet de créer des franges d'interférence. Les signaux d'interférence sont acheminés par fibre optique vers des

photomultiplicateurs qui les convertissent en signaux électriques, eux-mêmes transmis à un oscilloscope.

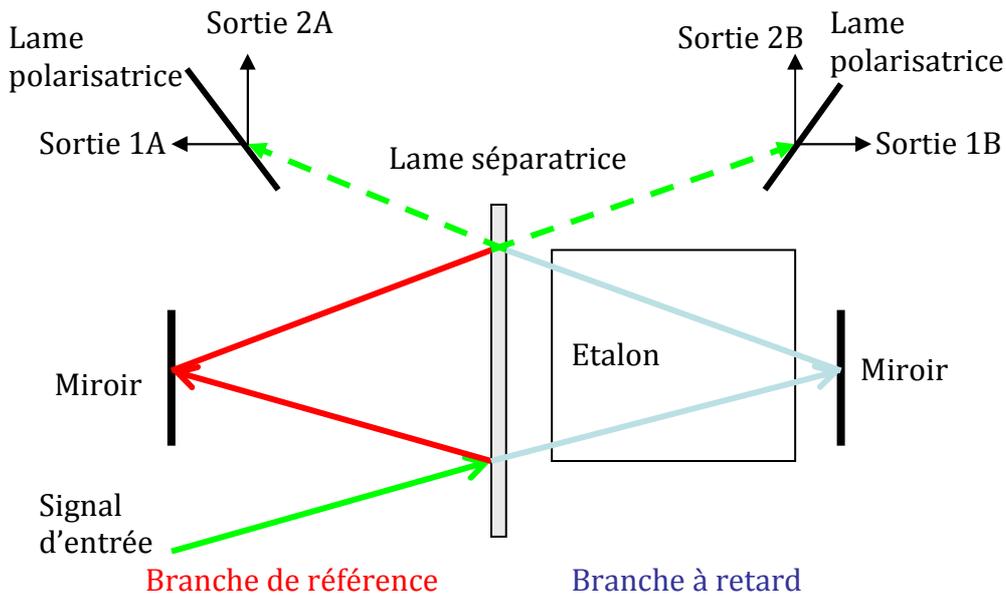


Figure 2.16 – Schéma de fonctionnement de l'interféromètre VISAR

L'évolution de la vitesse matérielle en fonction du temps est reliée à la variation de déphasage suivant la formule suivante :

$$u_s(t) = \left[ \frac{\varphi(t) - \varphi(t_0)}{2\pi} \right] \left[ \frac{\lambda_0}{2\tau_e} \frac{1}{1 + \delta} \right] = F(t).K \quad \text{Équation 2.17}$$

où  $\varphi(t)$  est le déphasage,  $F(t)$  correspond au nombre de franges ayant défilé depuis  $t_0$ ,  $\delta$  représente le facteur de correction de l'indice de réfraction de l'étalon suite au changement de longueur d'onde de la lumière par effet Doppler,  $\tau_e$  est le délai entre les deux branches.

L'Équation 2.17 montre que la vitesse dépend du nombre de sauts de franges enregistrés  $K$ . Si la vitesse de la face arrière excède ce facteur de frange, alors la différence de phase excède  $+2\pi$ . La vitesse calculée sera donc égale à la différence entre la vitesse réelle et  $K$ . Pour éviter des sauts de franges excessifs, l'étalon doit être choisi de telle sorte que  $K$  soit supérieur à la vitesse mesurée. Pour  $K=1895$  m/s et une vitesse mesurée de 500 m/s, l'incertitude relative de la vitesse est de 3,8 %. L'idée est de diminuer le rapport vitesse mesurée/facteur de frange pour optimiser la mesure.

Le système VISAR est non intrusif et peut être réglé pour une résolution temporelle de 1 ns, ce qui le rend bien plus avantageux qu'un système de mesure par jauges.

Nous avons utilisé ce système de mesure pour la grande majorité des essais dynamiques réalisés dans le cadre de ce travail de thèse.

## 2.4.4 – Autres méthodes d’interférométrie

### 2.4.4.1 – Vélocimétrie Hétérodyne (VH)

La Vélocimétrie Hétérodyne (VH) développée par le CEA-DAM, est aussi basée sur le principe de l’effet Doppler [2.17]. Il s’agit de faire interférer le signal réfléchi par une cible mouvante, non pas avec lui-même comme pour le VISAR, mais avec le bras de référence fixe. La vitesse est alors déduite par le biais d’une analyse fréquentielle du signal résultant.

Chaque fréquence pouvant être associée à une vitesse, il est possible d’extraire du signal brut les profils de vitesse de plusieurs objets interceptant le champ de mesure. Ceci présente un grand intérêt pour les études sur la fragmentation.

La résolution temporelle potentielle est de 20 ps, mais n’est actuellement que de 5 ns. Les progrès à venir sur l’exploitation de ce système fera de la VH une alternative sérieuse au VISAR.

### 2.4.4.2 – IDL

Pour l’IDL, le retard du second faisceau est produit par de multiples réflexions au sein d’un interféromètre de Pérot Fabry [2.18]. L’IDL consiste à mesurer le déplacement des franges d’interférence dû à un saut de vitesse. Sur la Figure 2.17, le décalage brusque des franges correspond au premier saut de vitesse.

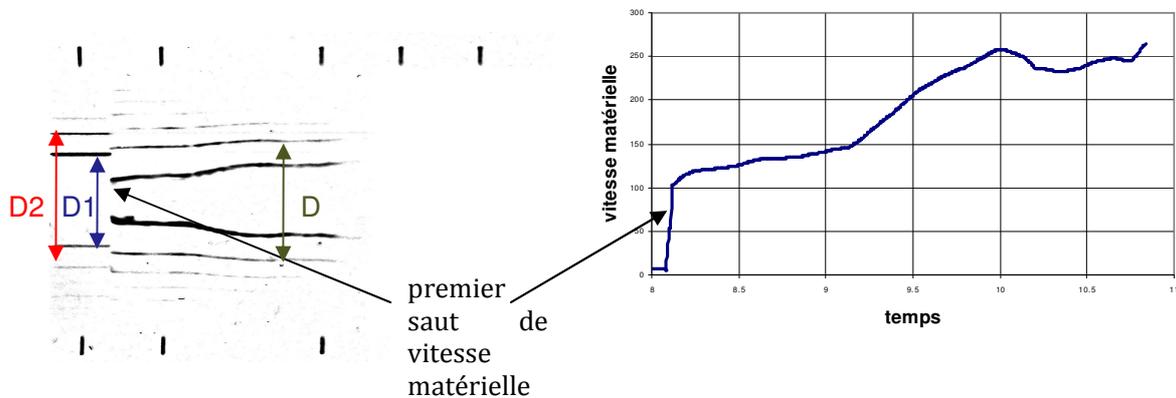


Figure 2.17 – Franges d’interférence et vitesse matérielle déduite

La vitesse est calculée en fonction de la variation du diamètre des franges d’interférences au cours du temps.

$$u(t) = \frac{\lambda_0 c}{4e} \left( \frac{D^2(t) - D_1^2}{D_2^2 - D_1^2} + m \right) \quad \text{Équation 2.18}$$

Où  $\lambda_0$  est la longueur d’onde du faisceau laser incident,  $c$  la célérité de la lumière,  $e$  est la distance entre les plaques de l’interféromètre et  $m$  est le nombre de sauts de franges.

Les résultats obtenus à l’aide de ce dispositif sont moins précis qu’avec le VISAR, à cause de la technique de dépouillement qui consiste à digitaliser les figures d’interférence.

## 2.5 – Bilan

Les expériences d'impact de plaques utilisant des lanceurs à gaz du CEA-CESTA (SYLEX et GARANCE) et CEA-CEG (DEMETER) ont été choisies pour caractériser le comportement dynamique des adhésifs. Les expériences consistent à générer une onde de choc sur la face avant d'un échantillon et mesurer la vitesse de la face arrière pour en déduire la réponse sous choc. Les mesures ont été réalisées à l'aide d'un système d'interférométrie laser de type VISAR, mais aussi IDL (Interférométrie Doppler Laser).

Les expériences de compression isentropique ont plutôt été utilisées afin de valider les approches de modélisation que nous allons proposer.

Nous allons présenter les résultats expérimentaux au cours du prochain chapitre.

## 2.6 – Références bibliographiques du Chapitre 2 :

- [2.1] M. A. Meyers, « Dynamic behavior materials », *John Wiley & Sons*, ISBN 0-471-58262-X, (1994).
- [2.2] J. Thouvenin, « Détonique », *Eyrolles*, ISBN 2-7272-08181-8 (1997).
- [2.3] S.P. Marsh , « LASL shock Hugoniot data », *University of California Press*, (1980).
- [2.4] B. Hopkinson, « A method of measuring the pressure induced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets », *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, **A213** 437-452, (1914).
- [2.5] H. Kolsky, « An investigation of the mechanical properties of materials at very high rate of loading », *Proceedings of the Royal Society of London*, **B62** 676-701, (1949).
- [2.6] Y. Syono, « A two-stage light gas-gun for shock wave research », *Science Reports of the Research Institutes, Tokyo University, Series A*, **29** (1) 17-31, (1980).
- [2.7] C. Mangeant, F. Lassalle, P. L'Eplattenier, P.-L. Hérelil, D. Bergues, G. Avriilaud, « SYRINX project : HPP generators devoted to isentropic compression experiments », *Shock Compression of Condensed Matter*, 1173-1176, (2001).
- [2.8] J. R. Asay, « Isentropic compression experiments on the Z accelerator », *Shock Compression of Condensed Matter*, 261-266, (1999).
- [2.9] P.-L. Hérelil, F. Lassalle, « GEPI: un générateur de rampe de compression pour l'étude du comportement dynamique des matériaux et la génération de projectiles hypervéloces », *H.D.P. Symposium V (Tome II), Saint-Malo, France*, 365-376, (2003).
- [2.10] J.-P. Cuq-Lelandais, « Etude du comportement dynamique de matériaux sous choc laser sub-picoseconde », *Thèse de l'école nationale supérieure de mécanique et d'aérothermique de Poitiers*, (2010).
- [2.11] E. Lescoute, « Etude de la fragmentation dynamique de métaux sous choc laser », *Thèse de l'école nationale supérieure de mécanique et d'aérothermique de Poitiers*, (2010).
- [2.12] P. S. DeCarli, « Stress-Gage System for the Megabar (100 GPa) Range », *Report No DNA 4066F, Defense Nuclear Energy, SRI Intl, Palo Alto, CA*, (1976).
- [2.13] D. A. Keys, *Phil. Mag.*, **42** 473, (1921).
- [2.14] V. M. Zaitsev, P. F. Pokhil, K. K. Shvedov, *Proc. Acad. Sci. USSR*, **132** 529, (1960).
- [2.15] A. N. Dremin, S. V. Pershin, V. F. Pogorelev, *Comb. Expl. Shock Waves*, **1** 1, (1965).
- [2.16] L. M. Barker, R. E. Hollenbach, « Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface », *Journal of applied physics*, 43 4669, (1972).

- [2.17] P. Mercier, J. Benier, A. Azzolina, « Photonic Doppler Velocimetry in shock physics experiments », *proceedings of the 8<sup>th</sup> International Conference on the Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading (DYMAT)*, 134 (2006).
- [2.18] M. Durand, P. Laharrague, P. Lalle, A. Le Bihan, J. Morvan, « Interferometric laser technique for accurate velocity measurement in shock wave physics », *Rev. Sci. Instrum.*, **48** (3) 275 (1977).



# Chapitre 3

## Résultats expérimentaux sur les adhésifs

---

### Sommaire

<i>3.1 – Introduction.....</i>	<i>66</i>
<i>3.2 – Comportement sous choc d'une résine époxyde : ARALDUR.....</i>	<i>66</i>
3.2.1 – Expériences d'impacts de plaques.....	66
3.2.2 – Expériences de compression isentropique.....	77
3.2.3 – Bilan .....	81
<i>3.3 – Comportement sous choc d'une résine silicone : RTV 141 .....</i>	<i>81</i>
3.3.1 – Expériences d'impacts de plaques.....	81
3.3.2 – Expériences de compression isentropique.....	88
<i>3.4 – Bilan .....</i>	<i>90</i>
<i>3.5 - Références bibliographiques du Chapitre 3 : .....</i>	<i>90</i>

### **3.1 – Introduction**

Le deuxième chapitre a présenté les techniques expérimentales à mettre en œuvre pour caractériser le comportement sous choc des matériaux.

Des expériences dynamiques ont été réalisées au CESTA et au CEG à l'aide de lanceurs à gaz (DEMETER au CEG, SYLEX et GARANCE au CESTA) et d'un générateur de compression isentropique. Il s'agissait de déterminer la polaire de choc, la nature du comportement sous choc et la tension d'écaillage des colles ARALDUR et RTV141. Les principaux résultats expérimentaux sont présentés dans ce chapitre. Ils seront analysés de manière détaillée dans le chapitre 4, notamment par l'intermédiaire de simulations numériques et de croisements expériences/calculs. Nous les comparons à des résultats de la littérature, ainsi qu'à des données obtenues sous régime quasi-statique (rupture en traction).

### **3.2 – Comportement sous choc d'une résine époxyde : ARALDUR**

Le comportement sous choc des résines époxydes a été étudié dans le passé pour des applications en tant que blindage léger, joint de structure ou adhésif [3.1][3.2][3.3].

Compte tenu de la gamme de vitesse de déformation et du type de chargement qui nous intéressent, nous avons choisi d'appliquer un chargement par choc à l'aide d'expériences d'impact de plaques et de compression isentropique.

#### **3.2.1 – Expériences d'impacts de plaques**

Plusieurs configurations expérimentales ont été proposées afin d'acquérir des points sur l'Hugoniot, étudier le comportement en compression-détente et mesurer la tension d'écaillage de l'Araldur.

##### **A – Configuration Hugoniot**

Chacun des tirs de type Hugoniot est destiné à déterminer un état sous choc, en appliquant les équations présentées dans le chapitre 2. L'ensemble des états sous choc est représenté dans le plan (célérité de l'onde de choc-vitesse matérielle).

Ce type de configuration expérimentale est décrit sur la Figure 3.1 et par le Tableau 3.1. Elle consiste en un impact dit « inverse », où le matériau à caractériser fait office d'impacteur. La cible est constituée d'un matériau de polaire de choc connue (PMMA).

N° tir	Impacteur (épaisseur)	Vitesse (m/s)	Fenêtre (épaisseur)
D1770	Araldur (2.995 mm)	193,4	PMMA (14.85 mm)
D1771	Araldur (2.995 mm)	308,8	PMMA (14.85 mm)

Tableau 3.1 – Configurations des tirs Hugoniot

Comme le matériau est transparent au faisceau laser du VISAR, la mesure de vitesse matérielle est possible à l'interface projectile/cible.

Un tampon en mousse rigide de masse volumique  $420 \text{ kg/m}^3$  permet de découpler l'impacteur du boulet en polyéthylène et de générer une onde de détente après le passage du choc (cf. chapitre 2).

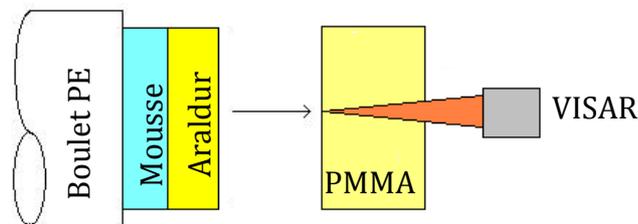


Figure 3.1 – Configuration Hugoniot (Tirs D1770, D1771)

La détermination de l'état sous choc est possible à partir de la construction géométrique représentée sur la Figure 3.2.

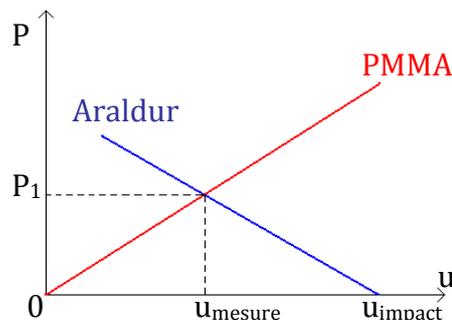


Figure 3.2 – Détermination d'un point de la polaire

A l'impact, l'état sous choc dans le PMMA sera sur la droite rouge qui part de l'état  $(0,0)$ . L'état sous choc dans l'Araldur sera sur la droite bleue qui part de l'état  $(u_{\text{impact}}, 0)$ . L'état final  $(u_1, P_1)$ , ou encore  $(u_{\text{mesure}}, P_1)$  se situe à l'intersection de ces deux droites (ou droites de Rayleigh). La droite de Rayleigh de l'Araldur est « inversée » car après impact, le milieu décélère.

La polaire de choc du PMMA étant connue, nous pouvons déterminer  $P_1$  à partir de la mesure de la vitesse matérielle  $u_{\text{mesure}}$ .

Par construction géométrique, la vitesse du choc dans l'Araldur est définie par :

$$D_{araldur} = \frac{1}{\rho_{0araldur}} \left( \frac{P}{u_{impact} - u_{mesure}} \right) \quad \text{Équation 3.1}$$

La Figure 3.3 montre le profil de vitesse mesuré à l'interface Araldur/PMMA pour le tir D1770 et le diagramme espace-temps correspondant. Le signal VISAR relatif au tir D1771 est retranscrit sur la Figure 3.4.

Le front de choc correspond à l'instant d'impact du projectile sur la cible. Il est suivi d'un plateau, où la vitesse est maximale. La durée de l'impulsion dépend du temps d'arrivée de l'onde de détente provenant de la face avant du projectile. Une chute de la vitesse intervient alors.

La durée  $\Delta T$  du chargement dépend de l'épaisseur de l'impacteur et de sa nature.

Nous soulignons que la fenêtre en PMMA a été dimensionnée pour éviter le retour d'une seconde onde de détente pendant la durée de la mesure.

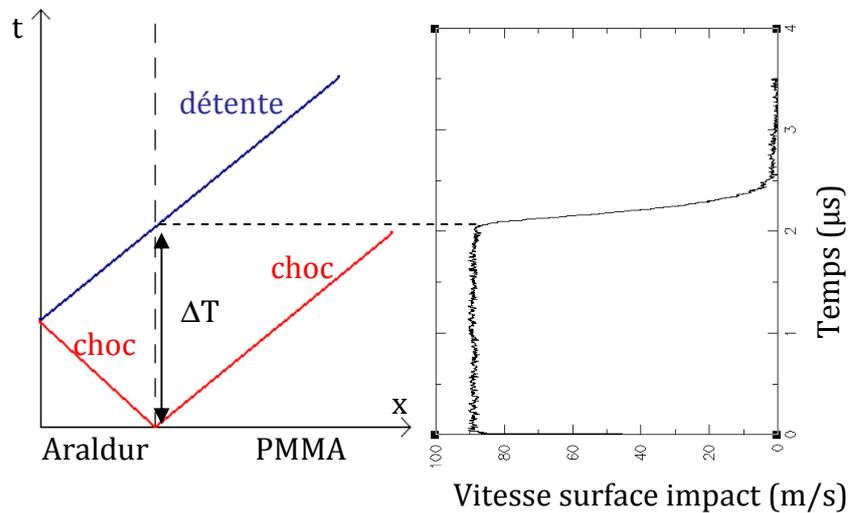


Figure 3.3 – Vitesse mesurée lors du tir D1770 et diagramme x-t associé ( $V_{impact} = 193,4 \text{ m/s}$ )

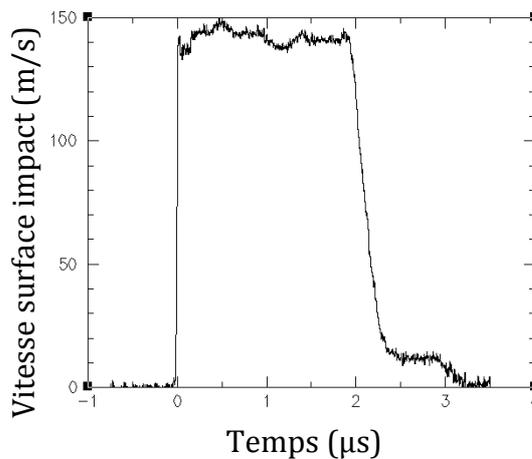


Figure 3.4 – Vitesse mesurée lors du tir D1771 ( $V_{impact} = 308,8 \text{ m/s}$ )

Le Tableau 3.2 rassemble les célérités des ondes de choc et de détente déduites des tirs D1770 et D1771. La précision sur la vitesse de détente est de 3% pour une incertitude de 20 ns sur l’instant d’arrivée de la détente.

N° tir	Umesure (m/s)	Pression (MPa)	Daraldur (m/s)	Ddétente (m/s)
D1770	89	313	2725	3217
D1771	142	520	2834	3469

Tableau 3.2 – Célérités des ondes de choc et de détente déduites des tirs Hugoniot

Nous remarquons que la célérité des ondes de choc dans l’Araldur est inférieure à celle des ondes de détente. Ce type de résultat a déjà été mis en évidence sur d’autres polymères comme le PMMA [3.4].

La Figure 3.5 et la Figure 3.6 permettent de positionner les états sous choc que nous avons déterminés par rapport à ceux issus de la littérature [3.5][3.6]. Nos résultats sont en accord avec la littérature, ils viennent même combler le manque de données expérimentales disponibles jusqu’à présent pour des vitesses matérielles inférieures à 200 m/s, soit à peu près 1 GPa.

Ils confirment également les conclusions de Munson et May [3.3], à savoir que le choix des composants des résines époxydes n’a pas beaucoup d’influence sur leur comportement sous choc. Ils avaient étudié le comportement sous choc de trois résines époxydes synthétisées à partir de durcisseurs différents. Ils ont montré que les courbes d’Hugoniot de ces résines étaient identiques, en dépit de comportements en régime quasi-statique complètement différents. Des variations de réticulation dans les résines époxydes n’ont apparemment pas d’effets significatifs sur leur compression sous choc.

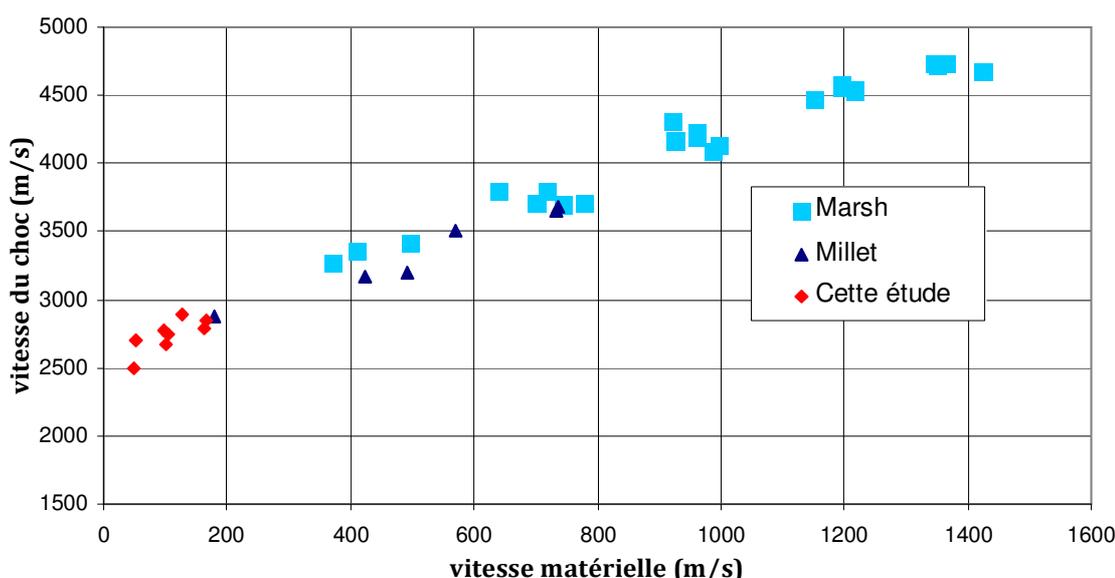


Figure 3.5 – Courbe célérité du choc - vitesse matérielle de l’Araldur

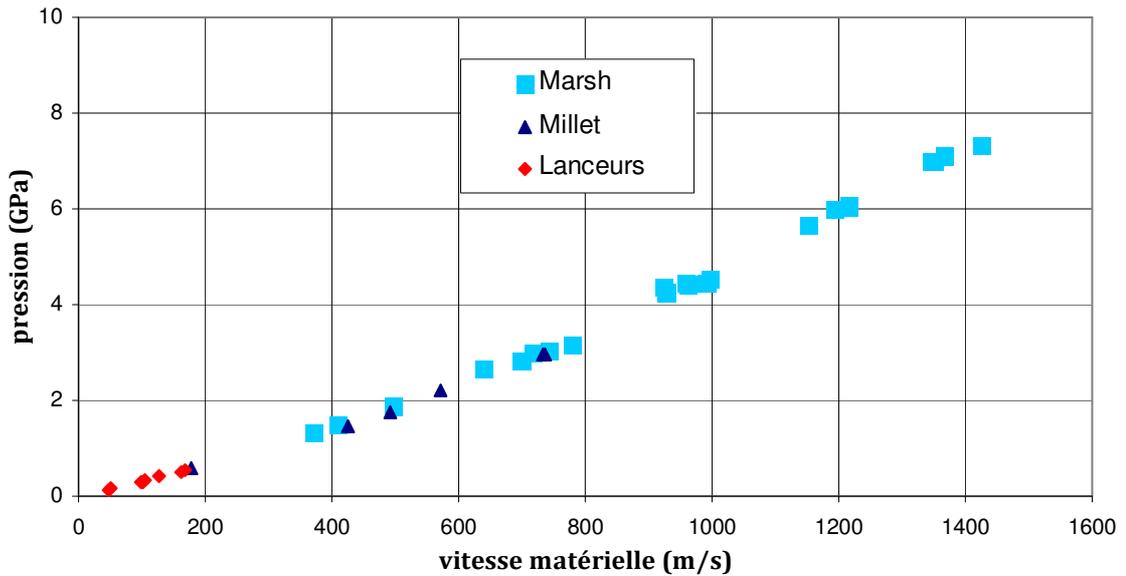


Figure 3.6 – Polaire de choc de l'Araldur

### B - Configuration compression-détente de faible intensité

Les essais de type « compression-détente » sont destinés à analyser le comportement du matériau en compression et en détente. Ils sont configurés de manière à générer une onde de compression suivie d'une onde de détente, et d'étudier leurs propagations dans le matériau.

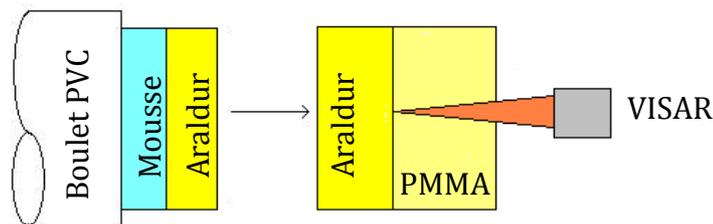


Figure 3.7 – Configuration compression - détente (Tir D1772)

Dans cette configuration, la fenêtre PMMA est utilisée pour éviter la mise en traction de l'échantillon par croisements d'ondes de détentes. Cette action est obtenue grâce à la proximité des impédances de choc du PMMA et de l'Araldur (Tableau 3.3). Ceci conduit à une faible réflexion de l'onde de choc incidente à l'interface Araldur/PMMA.

N° tir	Impacteur (épaisseur)	Vitesse	Cible (épaisseur)	Fenêtre (épaisseur)
D1772	Araldur (2.995 mm)	185 m/s	Araldur (4.04 mm)	PMMA (15.13 mm)

Tableau 3.3 – Caractéristiques des tirs compression - détente

La mesure de vitesse est effectuée à l'interface entre la cible en Araldur et la fenêtre PMMA pour observer l'évolution d'un profil de vitesse lors de sa propagation

dans l'Araldur (Figure 3.7). La forme du profil de vitesse est caractéristique du type de comportement en compression ou en traction (« spall » ou écaillage) du matériau traversé [3.7]. Il peut révéler dans certains cas le dépassement d'une limite élastique (forme de « marche » sur le front de choc), un écrouissage, ou encore de la viscoélasticité (Figure 3.8).

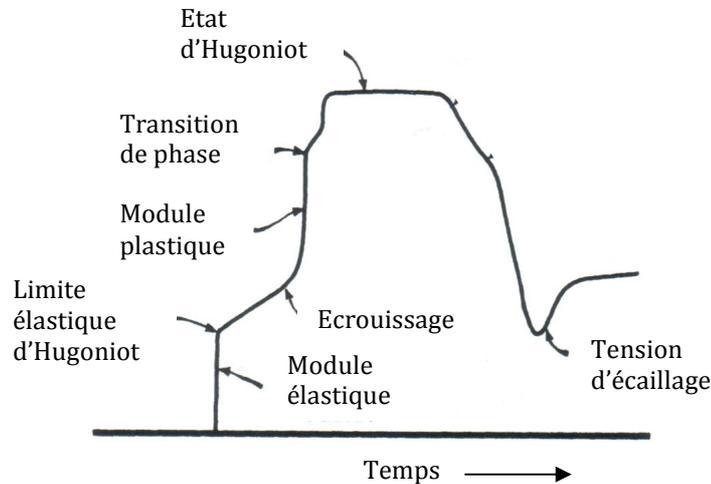


Figure 3.8 – Interprétation physique d'un profil de vitesse [3.7]

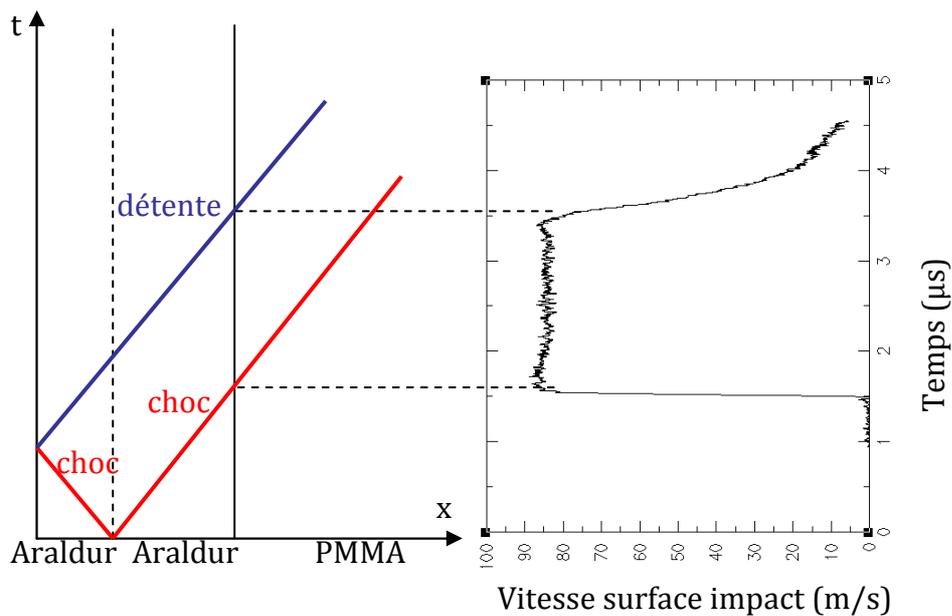


Figure 3.9 – Vitesse mesurée lors du tir D1772 et diagramme  $x-t$  associé ( $V_{\text{impact}} = 185 \text{ m/s}$ )

La Figure 3.9 présente le profil de vitesse mesuré à bas niveau sur l'Araldur. Aucun changement de pente n'est observé sur le front de choc, ce qui indique que la limite élastique n'est pas dépassée pour ce niveau de choc et ces vitesses de déformation.

La forme du profil de vitesse mesuré est en accord avec les profils de contrainte longitudinale et latérale mesurés par Barnes et al [3.2][3.5][3.8]. Ces profils ont été mesurés dans des échantillons de résine époxyde sollicités par impacts de plaques. Ils estiment la limite élastique d'Hugoniot à 0,6 GPa et suggèrent que le comportement de la résine époxyde est viscoplastique [3.9].

Afin de déterminer le niveau de pression généré lors de l’essai D1772, nous employons la même démarche que pour les essais D1770 et D1771.

Sur la Figure 3.10, les droites bleues représentent de manière simplifiée les « polaires de choc » de l’Araldur pour deux pôles différents. A l’impact, l’état sous choc dans l’impacteur et dans la cible est situé à  $(u_{\text{impact}}/2, P_1)$ , où  $P_1$  vaut 274 MPa.

L’onde de choc atteint l’interface Araldur/PMMA et porte le PMMA à l’état  $(u_{\text{mesure}}, P_2)$ , où  $P_2$  vaut 294 MPa.

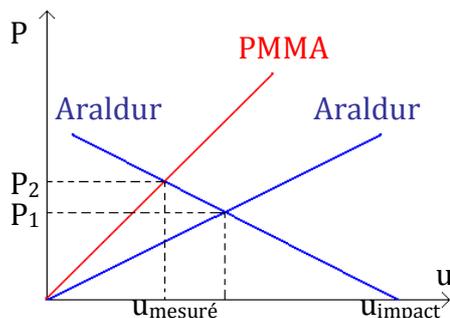


Figure 3.10 – Analyse lagrangienne du tir D1772

Les tirs précédents permettent d’atteindre des niveaux de pression qui restent inférieurs à 1 GPa. Nous avons réalisé deux tirs à plus haut niveau en utilisant une configuration expérimentale un peu différente, que nous présenterons après les essais d’écaillage.

**C - Ecaillage**

Les expériences d’écaillage ont pour objectif d’évaluer la tenue cohésive en traction de cet adhésif à très grandes vitesses de déformation en soumettant les échantillons à une sollicitation de traction dynamique. Les configurations expérimentales sont représentées sur la Figure 3.11 et dans le Tableau 3.4. Seule la vitesse d’impact varie afin d’encadrer le seuil de rupture.

N° tir	Impacteur (épaisseur)	Vitesse	Cible (épaisseur)	Fenêtre (épaisseur)
D1797	Araldur (2 mm)	108 m/s	Araldur (3 mm)	Sans
D1798	Araldur (2 mm)	200 m/s	Araldur (3 mm)	Sans
D1799	Araldur (2 mm)	260 m/s	Araldur (3 mm)	Sans

Tableau 3.4 - Configurations des tirs écaillage

L’impact est dit « symétrique » car la nature de l’impacteur et de la cible est identique. L’épaisseur de l’impacteur est définie afin de faire se rencontrer deux ondes de détentes générées dans la cible (Figure 3.12).

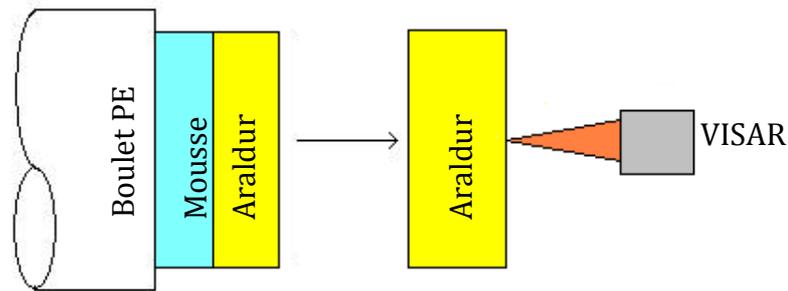


Figure 3.11 – Configuration éclairage

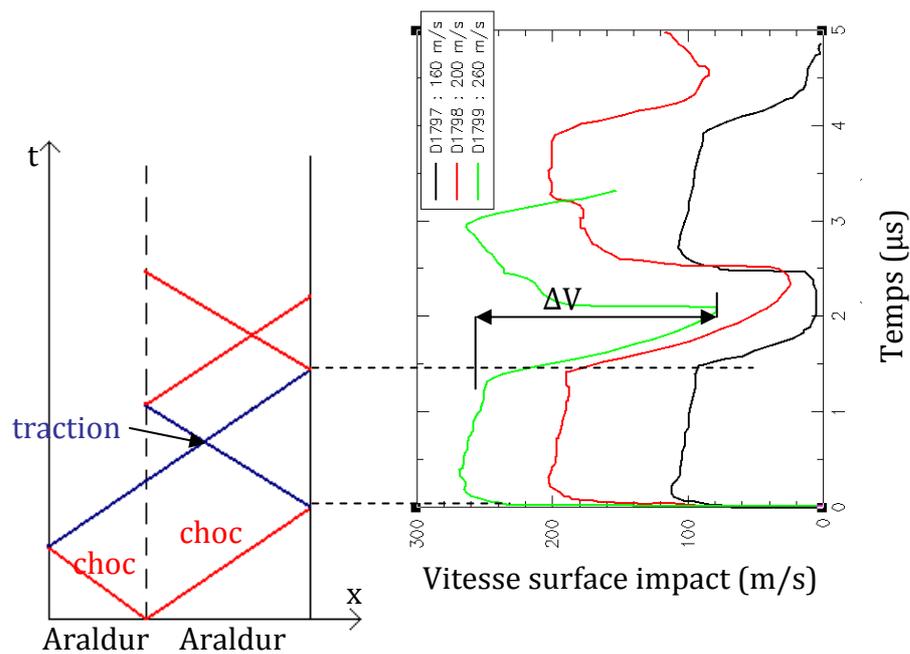


Figure 3.12 – Vitesse mesurée lors des tirs écaillage et diagramme x-t associé

Nous remarquons que la forme des profils de vitesse change en fonction de la vitesse d'impact. Sur le tir n°D1797, la vitesse de surface libre s'annule pendant la phase de détente. La remontée de la vitesse qui suit est due au rebond de l'impacteur sur la cible, comme le montre le diagramme de marche de la Figure 3.12.

Des phénomènes similaires expliquent la forme du profil de vitesse du tir n°D1798.

Lors du tir n°D1799, nous attribuons la remontée de la vitesse à un phénomène d'écaillage dans l'Araldur. Lors de la phase de détente, la vitesse ne chute pas à zéro, ce qui est sensiblement proche du signal montré sur la Figure 3.8.

Le seuil de rupture en contrainte peut être déterminé à l'aide d'une formule analytique.

$$\sigma_{seuil} = \frac{1}{2} \rho C_0 \Delta V \quad \text{Équation 3.2}$$

L'Équation 3.2 donne un seuil de rupture de l'Araldur d'environ 225 MPa pour une vitesse de déformation estimée à  $10^6 \text{ s}^{-1}$ .

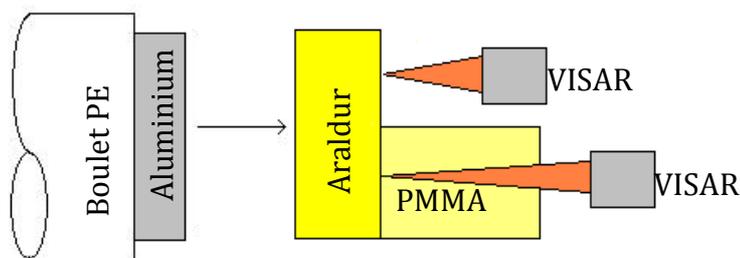
Cette valeur est largement supérieure au seuil de rupture en traction uniaxiale mesurée en régime quasi-statique (55 MPa). La vitesse de déformation a une influence significative sur l'endommagement et la rupture de l'Araldur. Nous devons en tenir compte au moment de l'analyse des essais sur assemblage.

La décroissance de la vitesse en détente étant différente pour chaque essai, et le profil de vitesse ne chutant pas à zéro, nous suspectons l'activation d'un endommagement avant la rupture. Ceci ne pourra être vérifié qu'à l'aide de simulations numériques (chapitre 4).

**D- Essais mixtes : Ecaillage + compression-détente à haut niveau**

La dernière configuration d'essais d'impacts de plaques que nous avons mise en œuvre permet d'étudier la réponse d'un matériau en compression-détente, ainsi que son écaillage.

Le diamètre de 80 mm des échantillons d'Araldur permet de s'affranchir des effets des détentes latérales pendant les premières microsecondes de l'essai. Grâce à cela, il est possible d'effectuer deux mesures décentrées de la vitesse de la face arrière de la cible Araldur : l'une à travers une fenêtre PMMA et l'autre directement sur la surface libre aluminisée de l'échantillon (Figure 3.13).



*Figure 3.13 – Configuration des essais mixtes*

Les dimensions de l'impacteur et la cible sont données dans le Tableau 3.5. Le choix de plus grandes vitesses d'impact a pour objectif d'investiguer le comportement de l'Araldur pour des niveaux de pression plus élevés. Le tir 905\_3 consiste à projeter à 240 m/s un impacteur en PMMA d'épaisseur 2 mm sur une cible d'Araldur de 4 mm d'épaisseur. Le tir 904 consiste à projeter à 450 m/s un impacteur en aluminium sur une cible d'Araldur.

N° tir	Impacteur (épaisseur)	Vitesse	Cible (épaisseur)	Fenêtre (épaisseur)
--------	--------------------------	---------	----------------------	------------------------

905_3a	PMMA	240 m/s	Araldur (4 mm)	Sans
905_3b	(2 mm)			PMMA (15 mm)
904a	Al6061T6	450 m/s	Araldur (4 mm)	Sans
904b	(2 mm)			PMMA (15 mm)

Tableau 3.5 – Configurations des essais mixtes

Les profils de vitesse mesurés à l'aide du VISAR sont présentés sur la Figure 3.15 et la Figure 3.16.

A partir des résultats expérimentaux, nous pouvons déterminer un point supplémentaire de la polaire de choc à l'aide de la construction géométrique de la Figure 3.14 et l'Équation 3.3 associée.

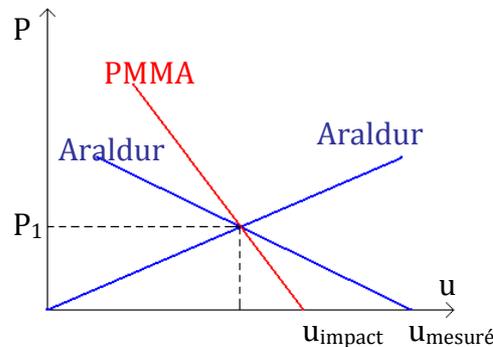


Figure 3.14 – Analyse lagrangienne du tir 905\_3

$$D = \frac{1}{\rho_0} \left( \frac{2P}{u_{mesure}} \right) \quad \text{Équation 3.3}$$

Pour le tir 905\_3, la pression  $P_1$  vaut environ 390 MPa, et reste donc inférieure à la limite d'élasticité d'Hugoniot mesurée par Barnes et al [3.9]. Le front de choc présente cependant une courbure qui peut traduire une évolution du comportement de l'Araldur. Dans leurs travaux sur le PMMA, Schuler et Nunziato attribuent ce type de profil à un comportement viscoélastique [3.4].

Pour l'essai 904, la pression appliquée dans l'échantillon d'Araldur est de 1,32 GPa, c'est-à-dire bien au dessus de la LEH (Limite Élastique d'Hugoniot) mesurée sur une autre résine époxyde. Toutefois, le profil de vitesse ne présente toujours pas de précurseur élastique sur le front de choc. Nous émettons des doutes sur une éventuelle plasticité, et préférons l'explication de Schuler et Nunziato, qui justifie la forme des signaux de vitesse par un comportement viscoélastique non-linéaire.

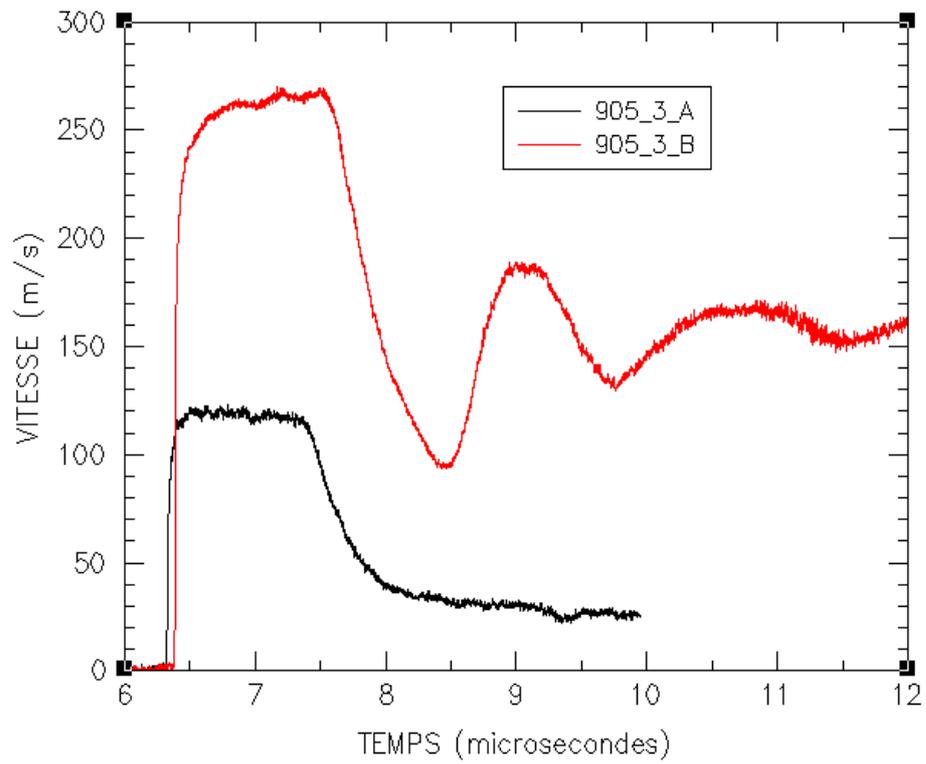


Figure 3.15 - Vitesses mesurées lors du tir 905\_3 ( $V_{\text{impact}} = 240 \text{ m/s}$ )

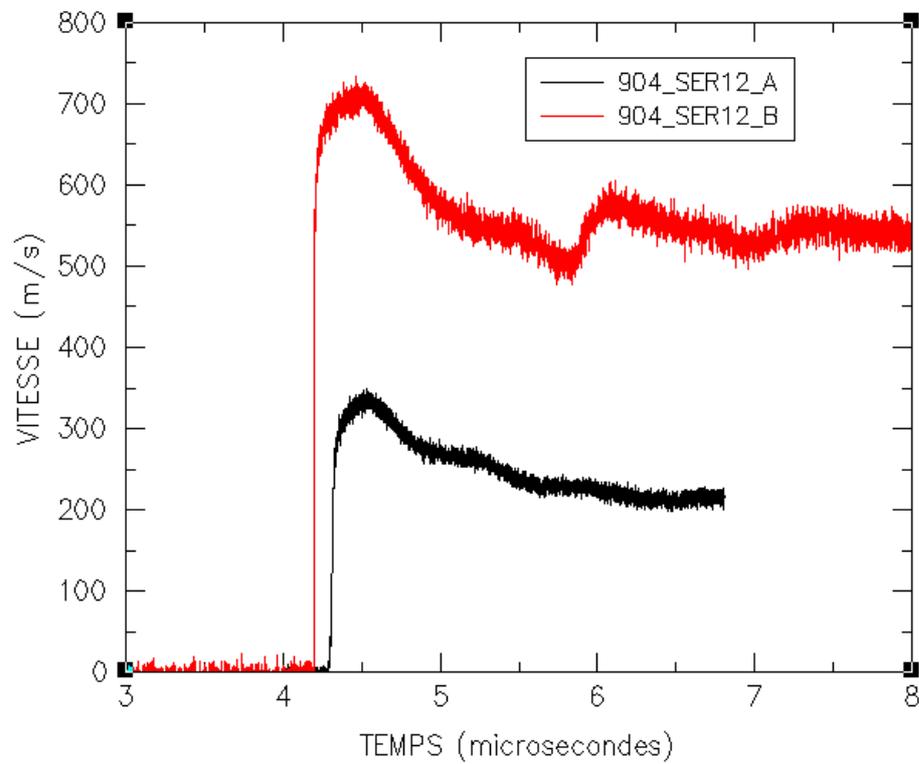


Figure 3.16 - Vitesses mesurées lors du tir 904 ( $V_{\text{impact}} = 450 \text{ m/s}$ )

Lors de la phase de détente, la chute de vitesse n'atteint pas zéro. Ceci est dû à la présence de polyéthylène au lieu d'une mousse derrière l'impacteur en PMMA. La détente qui se propage est alors de moindre intensité.

Les tensions d'écaillage calculées pour les essais 905\_3a et 904a valent respectivement 225 et 260 MPa. La vitesse de déformation est estimée à  $10^7 \text{ s}^{-1}$  pour le tir 904a. La limite à la rupture semble donc augmenter sensiblement avec la vitesse de déformation.

### 3.2.2 – Expériences de compression isentropique

Les essais GEPI sont destinés à caractériser le comportement de l'Araldur pour des vitesses de déformation plus faibles ( $10^4 - 10^5 \text{ s}^{-1}$ ) face à une succession d'ondes de compression d'amplitudes décroissantes (voir chapitre précédent).

L'analyse du diagramme de marche montre que l'interaction des ondes de détente conduit également à l'application de contraintes de traction (Figure 3.17). Ce type d'essai semble par conséquent très intéressant pour étudier l'endommagement d'un matériau.

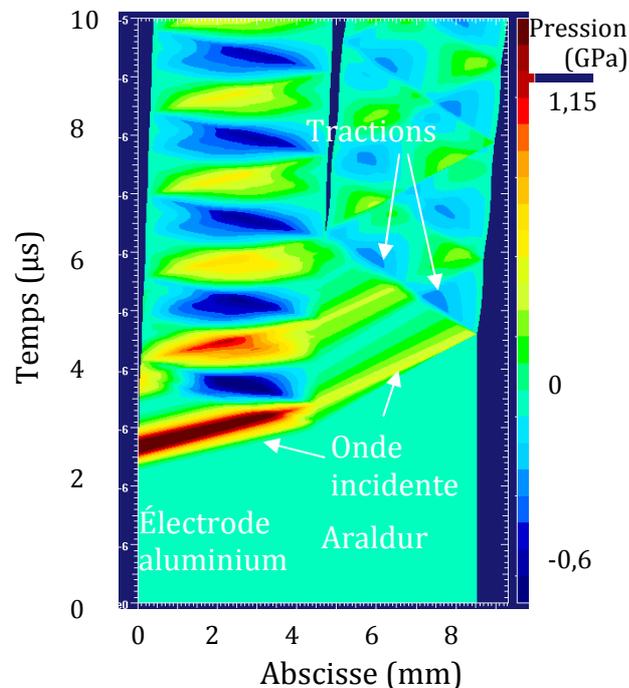


Figure 3.17 – Diagramme x-t relatif à un essai GEPI

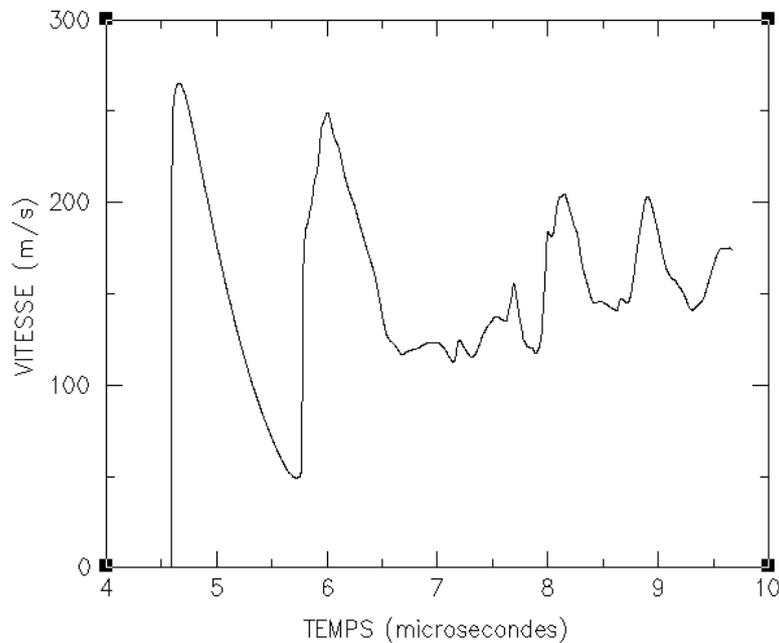
Deux configurations ont été testées.

Deux essais ont été réalisés avec la première configuration, qui est celle décrite dans le chapitre précédent (Tableau 3.6). Un échantillon d'Araldur d'épaisseur 4 mm est posé sur l'électrode d'aluminium d'épaisseur 4 mm. Le contact entre l'échantillon et l'électrode est assuré par une fine couche d'huile. La vitesse de la surface libre de l'Araldur est mesurée par un dispositif d'interférométrie laser de type hétérodyne. Une fenêtre de PMMA est collée sur la deuxième partie de l'électrode et sert de signal de référence pour calibrer le chargement.

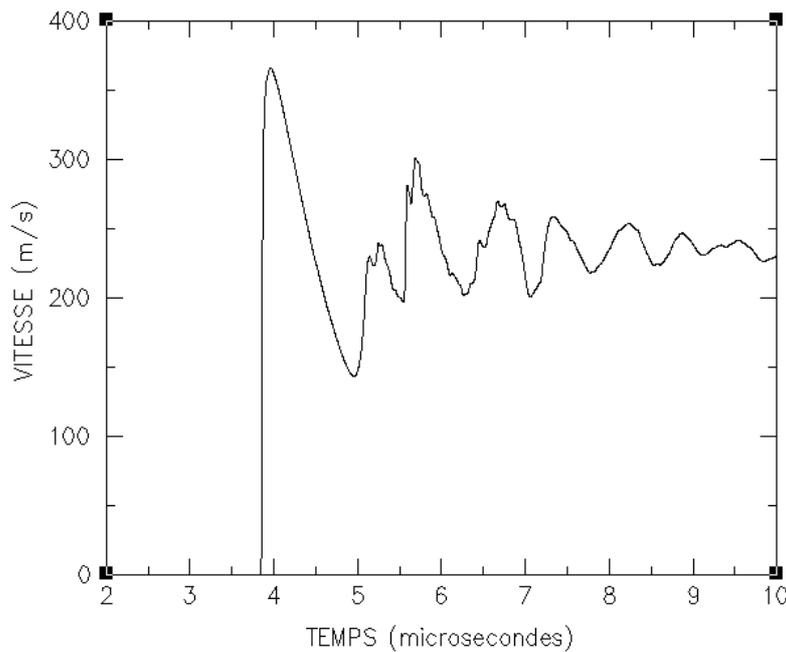
Les mesures de vitesse relatives aux tirs G586 et G584 sont respectivement présentées sur la Figure 3.18 et la Figure 3.19. La forme des signaux de vitesse étant différente entre les deux tirs, cela permet de supposer la présence d'un écaillage de l'Araldur lors du second tir. De manière générale, il est difficile d'interpréter précisément ce qui se passe sans l'appui de la simulation numérique.

N° Essai	Electrode haute	Echantillon Araldur	Electrode basse	Imax mesuré
G584	Al6060 4 mm	4,04 mm	Al6060 3,97 mm	2,78 MA
G586	Al6060 4 mm	4,03 mm	Al6060 3,97 mm	2,4 MA

**Tableau 3.6 – Configurations des essais G584 et G586**



**Figure 3.18 – Profil de vitesse mesuré lors de l'essai G586 ( $I_{max} = 2,4 \text{ MA}$ )**



**Figure 3.19 – Profil de vitesse mesurée lors de l'essai G584 ( $I_{max} = 2,78 \text{ MA}$ )**

La deuxième configuration a consisté à placer deux échantillons d'Araldur sur l'électrode (Figure 3.20 et Tableau 3.7). L'avantage recherché était de pouvoir ensuite faire une analyse lagrangienne des signaux de vitesse pour remonter à la courbe contrainte-déformation. Pour cela, un échantillon d'épaisseur 2 mm et un autre échantillon de 4 mm sont utilisés. Une fenêtre PMMA est collée sur chacun des échantillons, et la vitesse matérielle est mesurée aux interfaces Araldur/PMMA.

Les mesures de vitesse sont reportées sur la Figure 3.21. La différence entre les temps d'arrivée des ondes de choc aux interfaces permet de calculer la vitesse de propagation d'une onde de compression dans l'Araldur en fonction de la vitesse matérielle. L'analyse lagrangienne issue de cette mesure permet de déterminer la courbe des contraintes en fonction du volume spécifique de l'Araldur (Figure 3.22).

Les valeurs de la célérité du choc en fonction de la vitesse matérielle sont reportées sur la Figure 3.23. Les résultats obtenus sont cohérents avec les valeurs provenant des essais d'impacts de plaques.

N°	Electrode haute	Electrode basse	$I_{max}$
Essai	Al6060/Araldur/PMMA	Al6060/Araldur/PMMA	mesuré
G440	1,03 mm/2 mm/15 mm	0,97 mm/4 mm/15 mm	3,56 MA

**Tableau 3.7 – Configuration de l'essai G440**

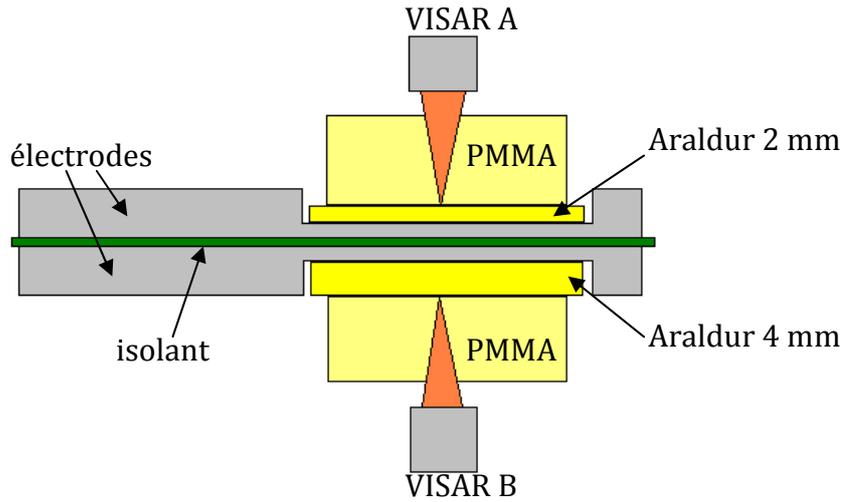


Figure 3.20 – Schéma de montage de l'essai G440

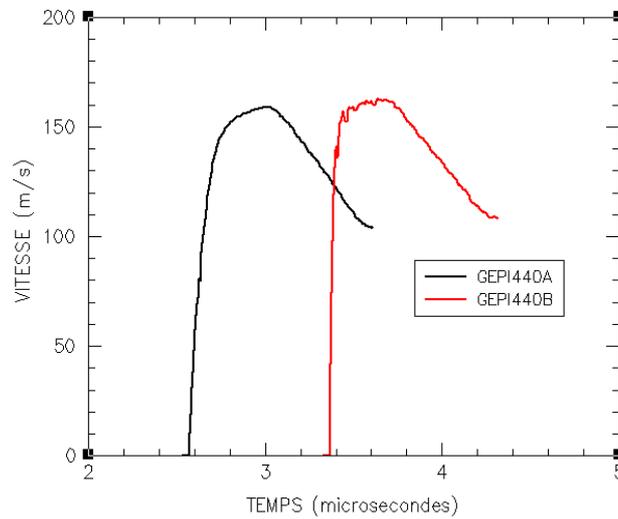


Figure 3.21 – Vitesses mesurées lors du tir G440 ( $I_{max} = 3,56 \text{ MA}$ )

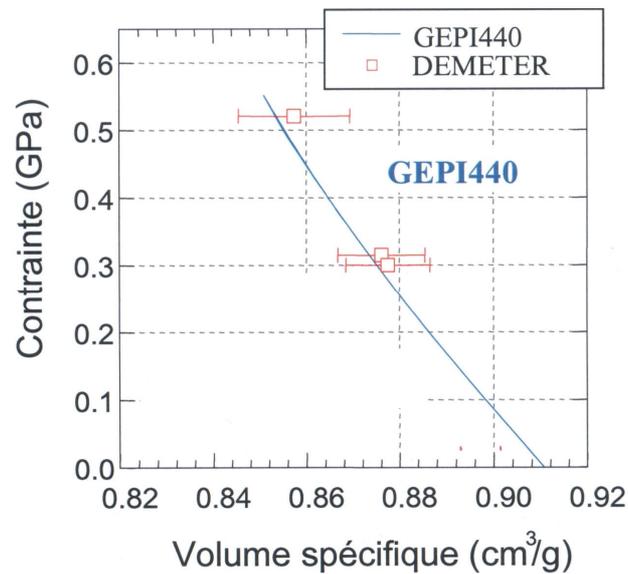


Figure 3.22 – Courbe contrainte - volume spécifique déduite des tirs G440 et DEMETER

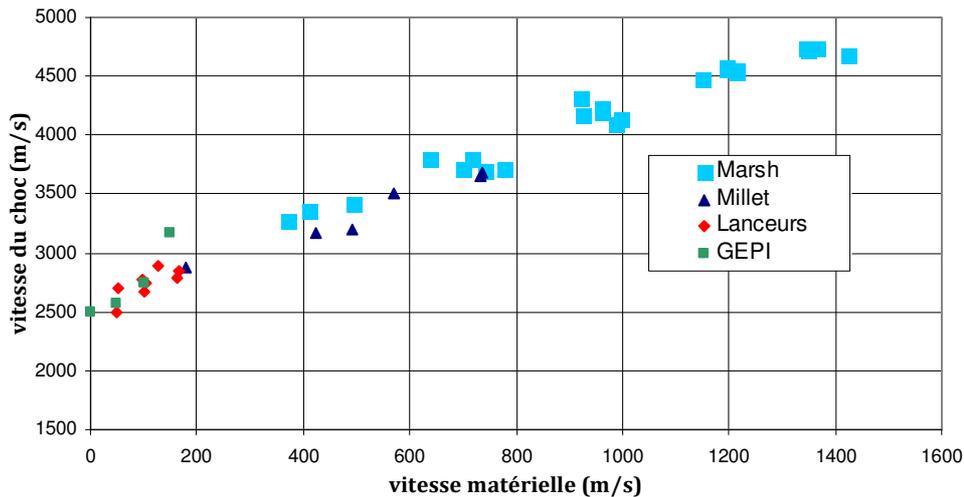


Figure 3.23 – Intégration des points GEPI dans la courbe célérité du choc - vitesse matérielle de l'Araldur

Les résultats des essais GEPI seront utilisés pour valider les approches de modélisation qui seront proposées dans le prochain chapitre, notamment concernant l'endommagement de l'Araldur.

### 3.2.3 – Bilan

La détermination des états sous choc de l'Araldur sur la base des essais d'impacts de plaques et de compression isentropique donne des résultats similaires à ceux obtenus dans la littérature sur d'autres résines époxydes. Ils combleront de plus le manque de données pour des vitesses matérielles inférieures à 200 m/s.

Les essais d'écaillage ont permis d'identifier un seuil de rupture compris entre 225 et 260 MPa. Cette valeur est très supérieure à celle de 55 MPa mesurée en quasi-statique.

## 3.3 – Comportement sous choc d'une résine silicone : RTV 141

Des expériences d'impact de plaques ont été réalisées par CEA-CEG et CEA-CESTA pour caractériser le comportement sous choc du RTV141. Nous allons rappeler les principaux résultats obtenus, en les comparant à quelques données de la littérature [3.6].

### 3.3.1 – Expériences d'impacts de plaques

Nous avons appliqué la même démarche que celle suivie pour l'Araldur. Les configurations de ces essais sont données dans le Tableau 3.8.

Une difficulté rencontrée lors la préparation des expériences a été l'assemblage des cibles ou impacteurs comportant une partie en RTV. En effet, les résines silicones n'adhèrent pas très bien sur les matériaux à moins d'avoir appliqué au préalable un primaire d'accroche. Nous avons dû rechercher une solution de substitution consistant à maintenir le contact entre chaque élément au moyen de plaques en PMMA.

N° tir	Type	Projectile Epaisseur (mm)	Vitesse (m/s)	Cible Epaisseur (mm)
D1778	Ecaillage	Mousse/PMMA 10/1,56	203,6	PMMA/RTV 1,57/2,07
D1779	Polaire de choc	Mousse/RTV/PMMA 10/2,07/1,97	206,5	PMMA 19,65
D1780	Transmission d'onde	Mousse/PMMA 10/1,83	263,2	PMMA/RTV/PMMA 1,95/3,01/20,3
D1781	Transmission d'onde	Mousse/PMMA 10/1,85	161,2	PMMA/RTV/PMMA 1,985/3,01/20,02
D1782	Polaire de choc	Mousse/RTV/PMMA 10/2,05/1,99	97,7	PMMA 19,58
906_2a	Ecaillage	PE/PMMA (boulet)/2	128	PMMA/RTV 1/2
906_2b	Transmission d'onde	PE/PMMA (boulet)/2	128	PMMA/RTV/PMMA 1/2/15

Tableau 3.8 – Configurations des essais d'impacts de plaques sur RTV 141

### A – Configuration Hugoniot

Les états sous choc dans le RTV141 sont déterminés à l'aide d'essais « d'impact inverse » (Figure 3.24). Le projectile constitué de mousse, RTV et PMMA est projeté sur une fenêtre en PMMA. La vitesse de la face d'impact est mesurée par interférométrie Doppler laser en utilisant un VISAR.

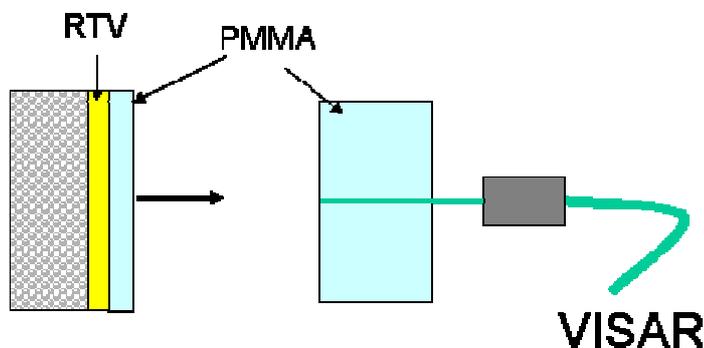


Figure 3.24 – Configuration des essais “polaire de choc” sur le RTV

Les profils de vitesse mesurés lors des tirs n°D1779 et D1782 sont représentés sur la Figure 3.25. Le premier plateau correspond à l'état sous choc dans l'impacteur et le transmetteur en PMMA lors de l'impact. La vitesse mesurée sur ce plateau est égale à la vitesse d'impact divisée par deux.

Le deuxième plateau caractérise l'état sous choc atteint dans le RTV après réflexion de l'onde de choc à l'interface entre le PMMA et le RTV.

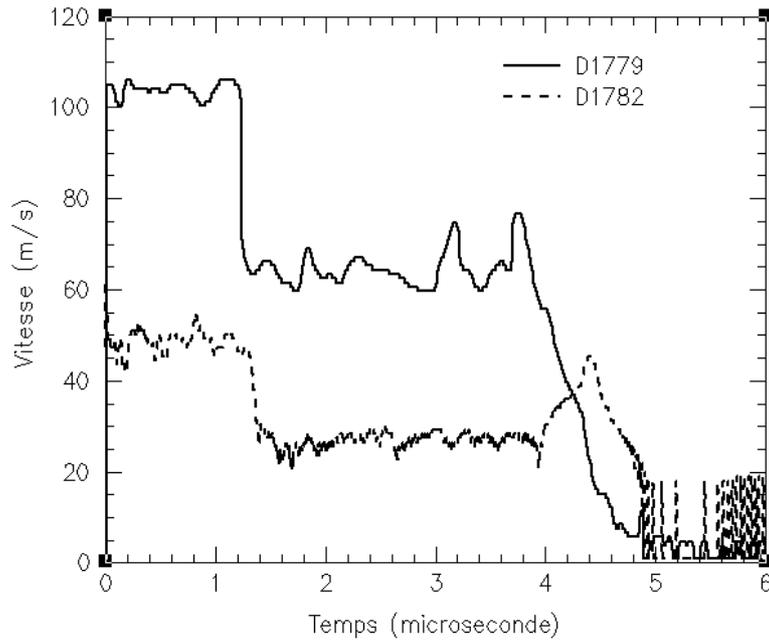


Figure 3.25 – Vitesses mesurées lors des tirs D1779 et D1782 ( $V_{\text{impact}} = 206,5 \text{ m/s}$  et  $97,7 \text{ m/s}$ )

Pour les niveaux de contrainte considérés, le comportement viscoélastique du PMMA peut être négligé [3.4]. L'adiabaticité dynamique et l'isentropie de détente du PMMA sont alors confondues, d'où la détermination de l'état (1) à partir de la polaire de choc du PMMA et de la Figure 3.26.

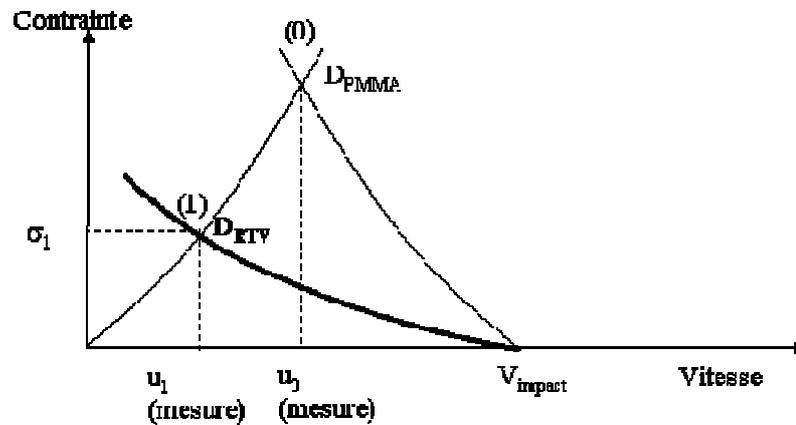


Figure 3.26 – Etats sous choc dans le plan  $\sigma$ - $u$  pour les essais D1779 et D1782

La célérité de l'onde de choc dans le RTV 141 et la masse volumique sous choc sont calculés en utilisant les relations de Rankine-Hugoniot (Tableau 3.9).

	$V_i$ (m/s)	$U_{\text{mes}}$ (m/s)	$\sigma_1$ (GPa)	$u_1$ (m/s)	$D_1$ (m/s)	$\varepsilon_1$	$\rho_1$ (kg/m <sup>3</sup> )	$\Delta T$ (K)
D1779	206,5	64	0,224	142,5	1570	0,091	1100	7
D1782	97,7	27,2	0,091	70,5	1295	0,054	1058	2
D1778	203,6	285	0,213	142,5	1494	0,095	1105	7

Tableau 3.9 – Etats sous choc dans la résine silicone RTV 141

La célérité de l’onde de choc dans le RTV141 est bien inférieure à celle mesurée dans l’Araldur. Ceci devrait avoir une grande importance lorsque nous testerons des assemblages collés.

Nous remarquons que l’augmentation de température est faible pour ces niveaux de choc. Nous pourrions en première approximation négliger ses effets sur le comportement thermomécanique de l’élastomère.

Les états sous choc dans le RTV 141 sont comparés dans le plan D-u à ceux obtenus pour d’autres élastomères et pour des résines époxydes (Figure 3.27).

Nous montrons que l’impédance de choc du RTV 141 est très différente de celle des résines époxydes [3.6].

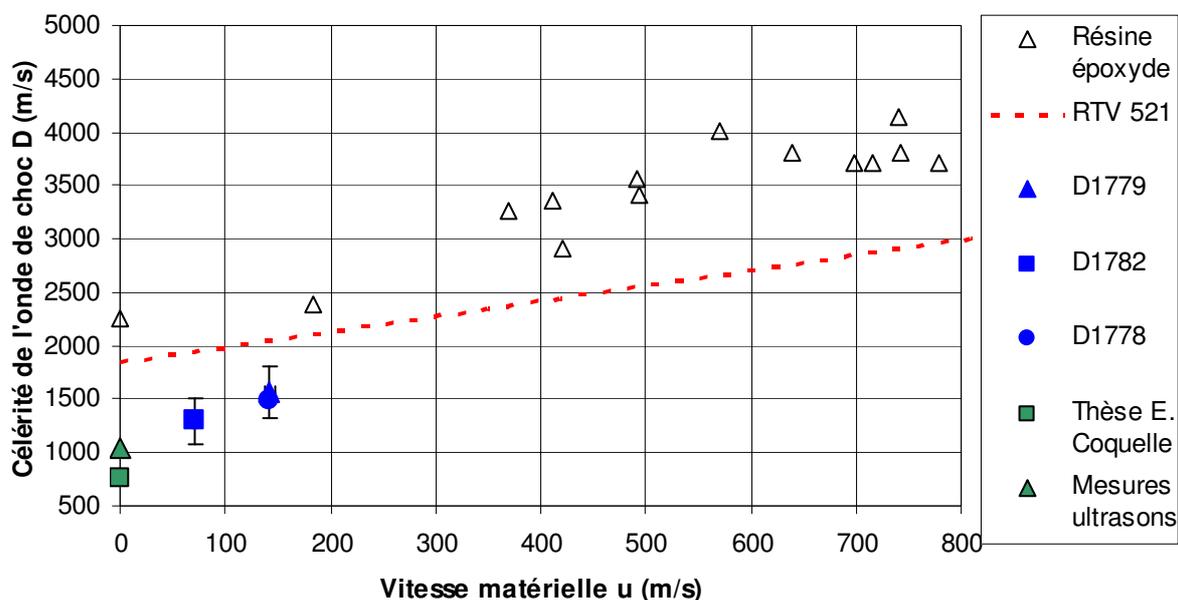


Figure 3.27 – Courbe D-u du RTV 141

**B – Configuration « compression-détente »**

Pour identifier les mécanismes de déformation sous choc du RTV 141, nous nous appuyons sur les essais réalisés avec une configuration de type « compression-détente » (Figure 3.28).

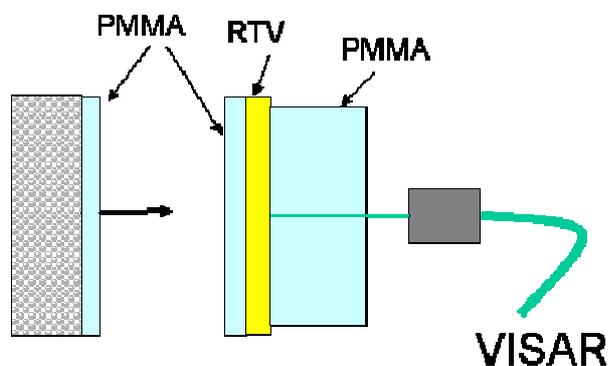
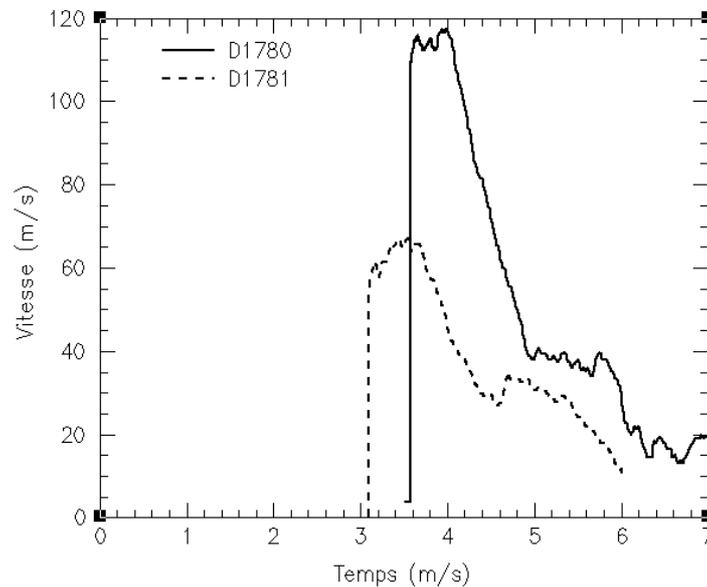


Figure 3.28 – Configurations des tirs « compression-détente »

La forme des profils de vitesse mesurés à l'interface RTV/PMMA est révélatrice du type de réponse thermomécanique du matériau (voir la figure montrant un profil théorique de vitesse présentée au chapitre 2).

Les profils de vitesse pour le RTV141 sont représentés sur la Figure 3.29.



**Figure 3.29 – Profils de vitesse mesurés lors des tirs DEMETER D1780 et D1781**  
*( $V_{\text{impact}} = 263,2 \text{ m/s}$  et  $161,2 \text{ m/s}$ )*

Nous n’observons pas de précurseur élastique, ce qui signifie que le comportement de l’élastomère reste élastique ou que son seuil d’écoulement est petit devant les contraintes appliquées.

Les fronts de choc sont relativement bien marqués. Ceci est certainement dû à la forte variation de la célérité des ondes de contraintes avec la vitesse matérielle (cf. Figure 3.27). Les ondes de contrainte de plus forte intensité rattrapent au cours de la propagation dans le RTV les ondes de plus faible intensité, accentuant la formation du front de choc. La pente relative des profils de vitesse pendant la phase de détente confirme cette explication.

La fin de la phase de montée du profil du tir n°D1781 est arrondie, faisant penser à une réponse viscoélastique. Cependant, le tir 906\_2b, pour lequel la vitesse mesurée est du même ordre de grandeur, ne confirme pas cette tendance (Figure 3.30).

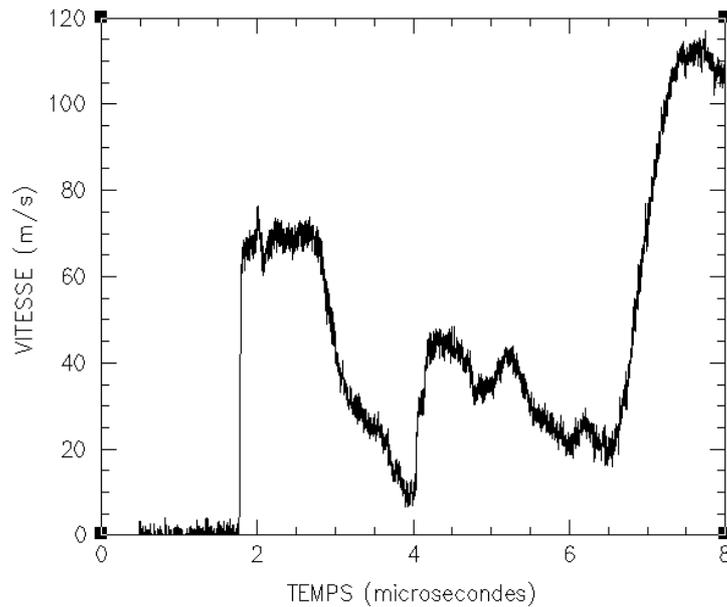


Figure 3.30 – Vitesse mesurée lors du tir 906\_2b ( $V_{\text{impact}} = 128 \text{ m/s}$ )

### C – Configuration « écaillage »

La configuration expérimentale retenue pour cette étude est décrite sur la Figure 3.31. Un impacteur en PMMA est projeté sur une cible constituée d'une plaque en PMMA et d'une plaque en RTV (tir n°D1778 et n°906\_2a). L'évolution temporelle de la vitesse de surface libre derrière l'échantillon de RTV est mesurée à l'aide du VISAR.

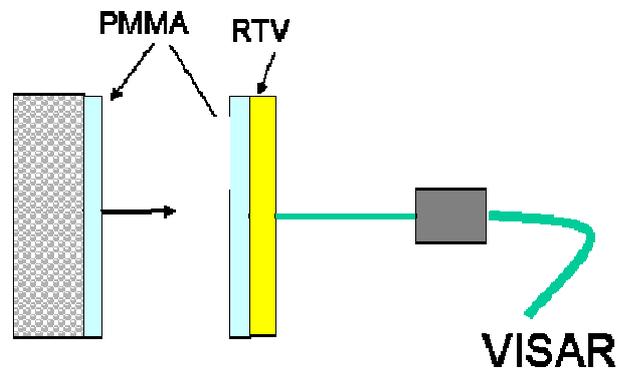


Figure 3.31 – Configuration du tir « écaillage »

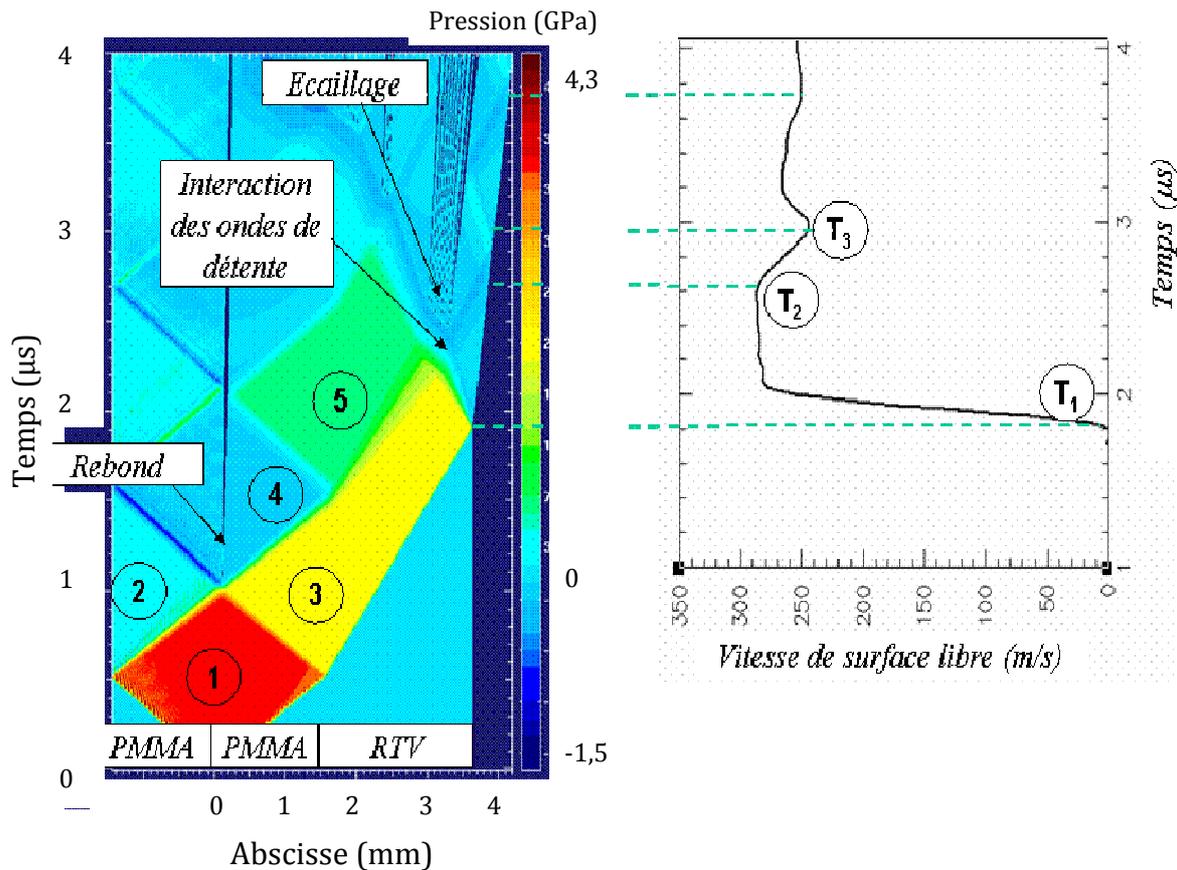


Figure 3.32 – Description phénoménologique de l'écaillage sur le tir D1778 ( $V_{\text{impact}} = 203,6 \text{ m/s}$ )

La phénoménologie qui mène à l'écaillage du RTV est présentée sur la Figure 3.32. Des ondes de choc sont générées à l'impact et se propagent dans les plaques de PMMA (état 1). Les réflexions de ces ondes derrière l'impacteur et à l'interface avec le RTV sont à l'origine de la création d'ondes de détente (états 2 et 3). La rencontre de ces deux ondes de détente conduit au rebond de l'impacteur en PMMA.

Par ailleurs, l'onde de choc traverse l'échantillon de RTV et arrive en surface libre à l'instant T1 (début du signal de vitesse). Il est possible que la longueur du temps de montée soit causée par un tilt de l'impacteur. Elle se réfléchit en une onde de détente puis rencontre l'onde de détente issue de la face arrière de l'impacteur. Le croisement de ces deux ondes de détente soumet le RTV à une traction dynamique. Lorsque la traction appliquée dépasse la tension d'écaillage, une fissure s'ouvre en théorie propageant ainsi une onde de recompression dans le RTV. Cette onde arrive à l'instant T3 au niveau de la surface libre et explique l'augmentation de la vitesse ou « pull back » qui caractérise généralement un écaillage à l'échelle macroscopique.

La tension d'écaillage est estimée à 33 MPa à partir de l'Équation 3.2. Elle est 5 à 6 fois plus grande que le seuil de rupture sous chargement quasi-statique (6 MPa avec une déformation à rupture de 120%). Par contre, il apparaît que le RTV résiste moins à une traction dynamique que les résines époxydes ( $\sim 230 \text{ MPa}$ ). Ceci aura certainement des conséquences sur la réponse des assemblages.

L'essai 906\_2a, réalisé sur GARANCE, nous a permis d'enregistrer l'évolution de la vitesse de surface libre sur une longue durée (15 μs). L'analyse du profil de vitesse en détente met en évidence un écaillage partiel [3.10], caractérisé par des allers et retours

d’ondes dans une « écaille » hypothétique, et une décroissance progressive du niveau de vitesse (Figure 3.33). Le comportement caoutchoutique du RTV pourrait expliquer ce type de réponse. En effet, l’élastomère est connu pour résister aux grandes déformations, d’où une probable extension des chaînes du polymère sans rupture totale. Nous étudierons dans le prochain chapitre le potentiel d’approches hyperélastiques pour restituer ce type de réponse.

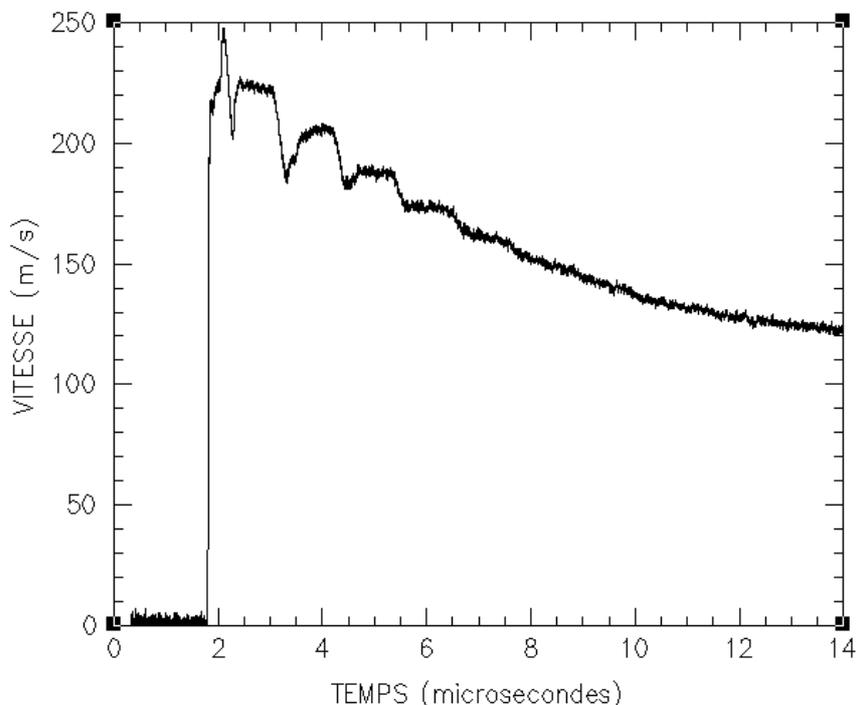


Figure 3.33 – Vitesse mesurée lors du tir 906\_2a ( $V_{\text{impact}} = 128 \text{ m/s}$ )

### 3.3.2 – Expériences de compression isentropique

L’objectif des deux essais GEPI réalisés sur le RTV 141 était d’analyser la réponse du RTV 141 pour des vitesses de déformation légèrement inférieures à celles imposées lors des essais d’impact de plaques.

Les configurations expérimentales sont présentées dans le Tableau 3.10 :

	Electrode n°1		Electrode n°2		I <sub>max</sub> (A)	V max (m/s)
	Matériaux	Épaisseurs (mm)	Matériaux	Épaisseurs (mm)		
G471	Al/RTV/PMMA	4,98/2,07/20	Al/PMMA	4,94/20	2,926	60
G483	Al/RTV/PMMA	4,98/2,03/18,2	Al/PMMA	4,99/20	2,966	100

Tableau 3.10 – Configuration des essais GEPI

Les profils de vitesse mesurés sont respectivement présentés sur la Figure 3.34 et la Figure 3.35. Les résultats obtenus à l’interface Al/PMMA seront utilisés pour calibrer le chargement.

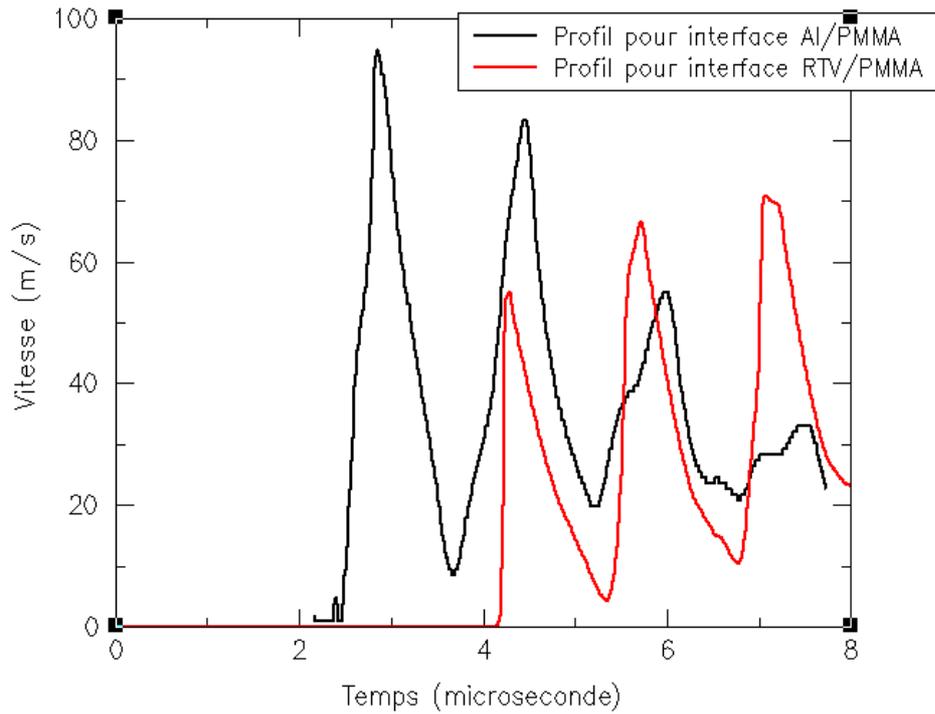


Figure 3.34 – Profils de vitesse mesurés lors de l’essai G471 ( $I_{max} = 2,926 \text{ MA}$ )

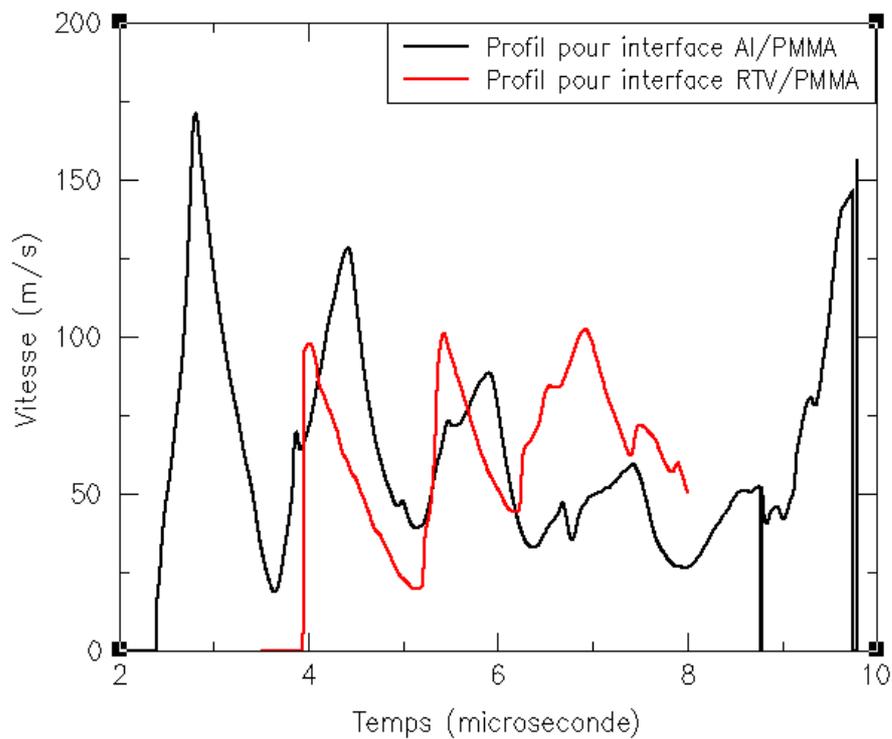


Figure 3.35 – Profils de vitesse mesurés lors de l’essai G483 ( $I_{max} = 2,966 \text{ MA}$ )

Les résultats expérimentaux serviront à l’optimisation paramétrique des approches de modélisation que nous allons proposer dans le prochain chapitre.

### **3.4 – Bilan**

Nous avons mené des campagnes expérimentales destinées à caractériser le comportement sous choc des deux adhésifs, l'Araldur et le RTV 141. Pour chaque matériau, des essais d'impacts de plaques ont été réalisés avec des configurations permettant d'acquérir des états sous choc, d'analyser leur comportement dynamique et de mesurer la tension d'écaillage.

La comparaison avec des résultats de la littérature montre que le comportement sous choc de l'Araldur est semblable à celui d'autres résines époxydes, qui ont pourtant des compositions complètement différentes. Pour un même niveau de vitesse matérielle, le niveau de pression est plus faible pour le RTV 141, ce qui signifie que son impédance de choc est sensiblement plus petite que celle des résines époxydes.

L'analyse préliminaire des résultats des expériences de « compression-détente » ne permet pas de mettre en évidence une quelconque plasticité (pas de précurseur élastique). Par analogie avec des travaux menés par Schuler et Nunziato sur le PMMA, le comportement de l'Araldur est plutôt viscoélastique et celui du RTV141 reste hydrodynamique.

Les réponses de ces deux polymères sous traction dynamique sont également différentes. Les profils de vitesse enregistrés mettent effectivement en évidence un écaillage total pour une contrainte d'environ 225 MPa pour l'Araldur et un écaillage partiel à 30-40 MPa pour le RTV141.

Dans le prochain chapitre, nous allons poursuivre l'analyse des résultats expérimentaux à l'aide de simulations numériques en utilisant un code dynamique explicite aux différences finies monodimensionnel.

### **3.5 - Références bibliographiques du Chapitre 3 :**

- [3.1] W. J. Carter, S. P. Marsh, « Hugoniot equation of state of polymers », *University of California Press*, LA-13006-MS, (1995).
- [3.2] J. C. F. Millett, N. K. Bourne, N. R. Barnes, « The behavior of an epoxy resin under one-dimensional shock loading », *Journal of Applied Physics*, **92** (11) 6590, (2002).
- [3.3] D. E. Munson, R.P. May, « Dynamically determined high-pressure compressibilities of three epoxy resin systems », *Journal of applied physics*, **43** (3) 962-970, (1972).
- [3.4] K.W. Schuler, J.W. Nunziato, « The dynamic mechanical behavior of polymethyl methacrylate », *Rheologica Acta*, **13** 265-273, (1974).
- [3.5] N. R. Barnes, N. K. Bourne, J. C. F. Millett, « The shock Hugoniot of an epoxy resin », *Proceedings of the APS Topical Conference on Shock Compression of Condensed Matter*, 135 (2001).
- [3.6] S.P. Marsh, « LASL shock Hugoniot data », *University of California Press*, (1980).
- [3.7] M. A. Meyers, « Dynamic behavior materials », *John Wiley & Sons*, ISBN 0-471-58262-X, (1994).
- [3.8] N. K. Bourne, J. C. F. Millett, N. R. Barnes, I. Belcher, « The deviatoric response of an epoxy resin to one-dimensional shock loading », *Shock Compression of Condensed Matter*, 649, (2001).
- [3.9] J. C. F. Millett, N. K. Bourne, « The deviatoric response of polymethylmethacrylate to one-dimensional shock loading », *Journal of Applied Physics*, **88** 7037, (2000).
- [3.10] Z. Nowak, « Constitutive modelling and parameter identification for rubber-like materials », *Engineering transactions*, **56** (2) 117-157 (2008).

# Chapitre 4

## Analyse du comportement sous choc des adhésifs

---

### Sommaire

<i>4.1 – Introduction.....</i>	<i>92</i>
<i>4.2 – Comportement sous choc de l’Araldur : Approche numérique .....</i>	<i>92</i>
4.2.1 – Comportement hydrodynamique .....	92
4.2.2 – Comportement viscoélastique.....	100
4.2.3 – Prise en compte de l’endommagement .....	111
4.2.4 – Bilan .....	127
<i>4.3 – Comportement sous choc du RTV 141 : Approche numérique.....</i>	<i>127</i>
4.3.1 – Comportement hydrodynamique .....	128
4.3.2 – Prise en compte de l’hyperélasticité en extension .....	130
4.3.3 – Prise en compte de l’endommagement progressif.....	136
4.3.4 – Prise en compte d’une rupture partielle suivie d’un comportement hyperélastique .....	137
4.3.5 – Bilan .....	138
<i>4.4 – Conclusions.....</i>	<i>138</i>
<i>4.5 – Références bibliographiques du Chapitre 4 :.....</i>	<i>139</i>

## **4.1 – Introduction**

Dans le chapitre précédent, nous avons présenté les essais dynamiques réalisés sur l'Araldur et le RTV 141 à l'aide de lanceurs à gaz et de GEPI. L'analyse préliminaire des résultats montre que les comportements sous choc de ces deux polymères sont apparemment assez différents : une réponse plutôt viscoélastique de l'Araldur et une réponse simplement hydrodynamique pour le RTV141.

Les échantillons ne pouvant être récupérés à l'issue des essais d'impact de plaques, nous proposons de compléter cette analyse à l'aide de simulations numériques. Il s'agit d'établir les trajets de chargement suivis lors des expériences dynamiques de caractérisation, et de valider les hypothèses faites sur le comportement.

Pour cela, nous allons utiliser un code lagrangien dynamique explicite monodimensionnel aux différences finies développé au CEA-CESTA. Ce code permet de résoudre numériquement le système d'équations différentielles relatif à un problème de propagation d'ondes de contrainte dans un milieu. La solution est obtenue à l'aide d'un schéma numérique de Von Neumann et Richtmyer [4.1], qui introduit dans les équations des termes de pseudo viscosité pour traiter la propagation de discontinuités associées aux ondes de choc. Le système est fermé en définissant une équation d'état ou une loi de comportement pour le milieu.

Ce chapitre traitera en premier lieu du comportement de l'Araldur puis du RTV141. Les hypothèses de comportement hydrodynamique, viscoélastique, avec et sans endommagement seront évaluées via des confrontations expérience/calcul.

## **4.2 – Comportement sous choc de l'Araldur : Approche numérique**

Concernant l'Araldur, nous avons choisi de commencer par tester des représentations du comportement élastique et viscoélastique en compression [4.2]. D'après les résultats présentés au chapitre précédent, les niveaux de choc étudiés ne justifient pas une représentation de la plasticité du polymère.

### **4.2.1 – Comportement hydrodynamique**

#### *4.2.1.1 – Représentation du comportement hydrodynamique*

L'équation d'état définit généralement une relation entre les variables thermodynamiques que sont la pression  $P$ , le volume spécifique  $V$ , l'énergie interne spécifique  $E$  et la température  $T$ . Il existe un certain nombre d'équations d'état plus ou moins complexes, qui se différencient par leur domaine d'application, la prise en compte ou non de changement de phases.

Nous soulignons qu'une équation d'état de type Bushman-Lomonosov-Fortov [4.3] prenant en compte les changements de phases a été utilisée dans le cadre de ce travail de thèse pour représenter le comportement thermomécanique de l'aluminium 6061 T6.

Une telle équation d'état n'est pas indispensable pour représenter le comportement thermomécanique de la résine époxyde, compte tenu des niveaux de contrainte atteints sous choc.

Par conséquent, nous nous contentons dans un premier temps de l'équation d'état de Mie-Grüneisen. Cette équation établit une relation à volume constant entre l'état du matériau (pression  $P$ , volume  $V$ , énergie interne spécifique  $E$ ) et un état de référence ( $P_R, V, E_R$ ) [4.4]

$$P - P_R = \frac{\Gamma}{V} (E - E_R) \quad \text{Équation 4.1}$$

où  $\Gamma$  est le coefficient de Mie - Grüneisen.

En prenant comme état de référence des points de l'Hugoniot, l'équation précédente devient :

$$P - P_H = \frac{\Gamma}{V} (E - E_H) \quad \text{Équation 4.2}$$

où ( $P_H, E_H$ ) désignent la pression et l'énergie interne spécifique sur l'Hugoniot.

Les données expérimentales disponibles se présentent généralement sous la forme de courbe montrant l'évolution de la célérité du choc en fonction de la vitesse matérielle. La formulation de Steinberg de l'équation d'état de Mie-Güneisen s'appuie sur cette courbe expérimentale et la relation suivante :

$$D = C_0 + S_1 u + S_2 \left( \frac{u}{D} \right) u + S_3 \left( \frac{u}{D} \right)^2 u \quad \text{Équation 4.3}$$

où  $C_0, S_1, S_2$  et  $S_3$  sont les paramètres.

L'expression de la pression est obtenue en utilisant les relations de Rankine-Hugoniot et l'équation précédente.

$$P = \frac{\rho_0 C_0^2 \mu \left[ 1 + \left( 1 - \frac{\Gamma_0}{2} \right) \mu - \frac{b}{2} \mu^2 \right]}{\left[ 1 - (S_1 - 1) \mu - S_2 \frac{\mu^2}{\mu + 1} - S_3 \frac{\mu^3}{(\mu + 1)^2} \right]^2} + \rho_0 (\Gamma_0 + b \mu) E \quad \text{si } \mu > 0 \quad \text{Équation 4.4}$$

$$P = \rho_0 C_0^2 \mu + \rho_0 \Gamma_0 E \quad \text{si } \mu < 0$$

$$\text{avec } \mu = \frac{V_0 - V}{V} \quad \text{et } \rho = \frac{1}{V} .$$

Une expression simplifiée est utilisée pour traiter les phases en extension ( $\mu < 0$ ).

Le coefficient de Grüneisen dépend uniquement du volume :

$$\Gamma = \frac{\Gamma_0 + b\mu}{1 + \mu} \quad \text{Équation 4.5}$$

où  $\Gamma_0$  est le coefficient de Mie Grüneisen initial et  $b$  un paramètre.

L'équation d'état est généralement suffisante pour déterminer l'état de contrainte dans un matériau, à condition que les niveaux de pression soient très élevés (quelques mégabars pour les métaux), ainsi que les températures (quelques milliers de degrés pour les métaux). Comme nous ne sommes pas dans ce cas, nous devons adjoindre une loi de comportement, qui traduit l'évolution de la partie déviatorique du tenseur des contraintes.

Comme l'Araldur est considéré comme isotrope [4.5], l'élasticité de la résine époxyde est représentée par une loi de Hooke.

$$\sigma_{dev} = 2G\epsilon_{dev} \quad \text{Équation 4.6}$$

où  $\sigma_{dev}$  est la contrainte déviatorique,  $G$  est le module de cisaillement et  $\epsilon_{dev}$  est la déformation déviatorique.

#### 4.2.1.2 – Identification des paramètres

La modélisation du comportement hydrodynamique de l'Araldur par l'équation d'état de Mie-Grüneisen nécessite l'identification des paramètres suivants :

- la masse volumique initiale,
- le coefficient de Grüneisen,
- le paramètre  $b$ ,
- la célérité du son,
- les paramètres de la polaire de choc  $S_1$ ,  $S_2$  et  $S_3$ .

Nous déduisons la célérité du son  $C_0$  des mesures par ultrasons et de la formule suivante :

$$C_0 = \sqrt{C_L^2 - \frac{4}{3}C_T^2} \quad \text{Équation 4.7}$$

Où  $C_L$  est la vitesse des ondes ultrasonores longitudinales et  $C_T$  celle des ondes ultrasonores transversales.

La célérité du son est également reliée au module de compressibilité isentropique  $K$  et la masse volumique initiale  $\rho_0$ .

$$C_0 = \sqrt{\frac{K}{\rho_0}} \quad \text{Équation 4.8}$$

Le module de cisaillement s'obtient également à partir des résultats des mesures ultrasons et des relations suivantes (au choix) :

$$K + \frac{4}{3}G = \rho_0 C_L^2 \quad \text{Équation 4.9}$$

$$G = \rho_0 C_T^2 \quad \text{Équation 4.10}$$

Nous obtenons une valeur pour  $C_0$  de 2047 m/s.

Dans le cadre de l'indentification des paramètres  $S_1$ ,  $S_2$  et  $S_3$ , l'approximation de la polaire de choc par la formulation de Steinberg (Équation 4.3) dans notre domaine d'étude donne  $S_1 = 4,2$ ,  $S_2 = S_3 = 0$ .

Il est possible d'évaluer le coefficient de Grüneisen à partir de l'approximation suivante :

$$\Gamma_0 = \frac{\alpha C_0^2}{C_p} \quad \text{Équation 4.11}$$

où  $\alpha$  est le coefficient de dilatation volumique,  $C_p$  la chaleur spécifique à pression constante et  $C_0$  la célérité du son.  $\Gamma_0$  vaut donc 0,68.

$b$  est pris égal à zéro de manière arbitraire.

#### 4.2.1.3 – Confrontations expériences/calculs

##### **Vérification du calcul des états sous choc**

La

Figure 4.1 montre la comparaison du profil de vitesse mesuré lors du tir D1770 (configuration Hugoniot) à l'interface Araldur/PMMA avec le profil calculé.

La corrélation expérience/calcul est excellente. Le modèle proposé restitue parfaitement le niveau de vitesse maximale mesuré lors de l'impact et le temps d'arrivée de l'onde de détente provenant de la face arrière de l'impacteur. Les seules différences se situent en fin de phase de détente, et s'expliquent par une légère surestimation des célérités des ondes de détente pour des niveaux de pression faibles.

Le diagramme de marche de la Figure 4.1 permet de visualiser la propagation des ondes de choc et de détente. La vitesse matérielle reste constante durant le maintien de l'état sous choc. L'onde de choc traverse le projectile en Araldur et se réfléchit en une onde de détente sur sa face arrière. Lorsque cette détente atteint l'interface Araldur/PMMA, la pression à cette interface chute ainsi que la vitesse matérielle.

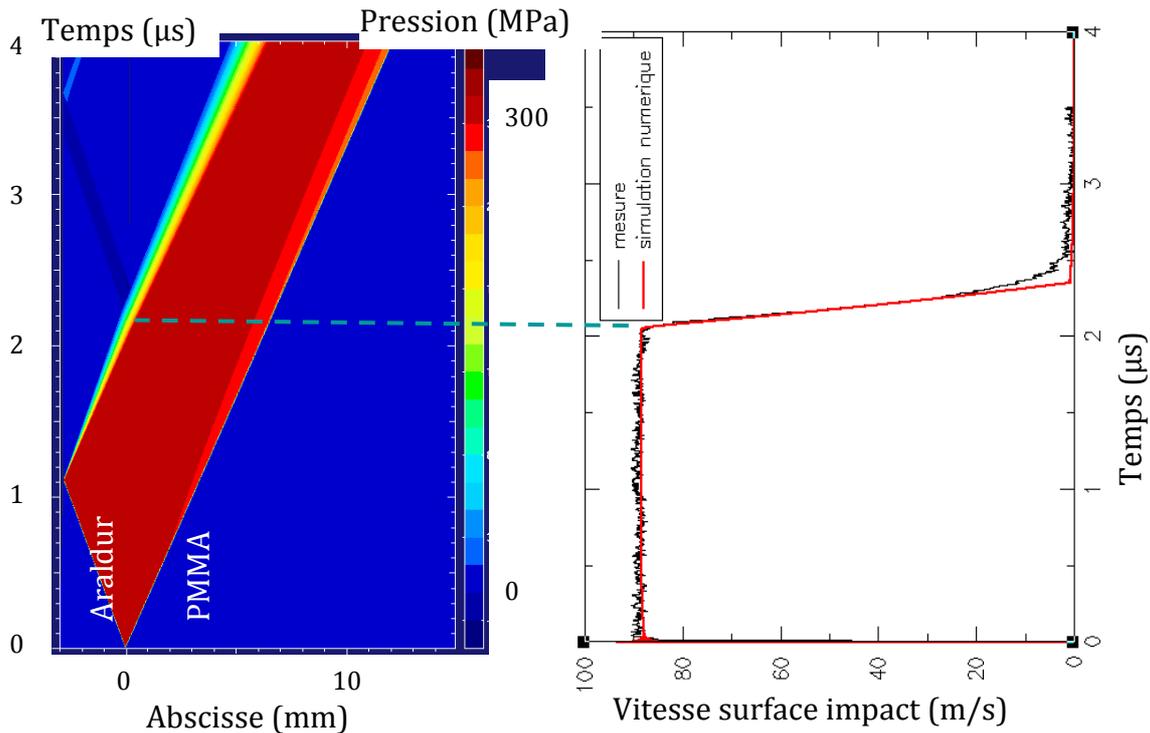


Figure 4.1 – Essai D1770 : Confrontation expérience/calcul et diagramme x-t associé ( $V_{\text{impact}} = 193,4 \text{ m/s}$ )

### **Etude numérique de la propagation d'une onde de contrainte**

L'essai D1772 était destiné à propager une onde de choc dans l'Araldur sans mise en traction.

Cette modélisation restitue aussi très bien le niveau de vitesse mesuré sur le plateau ainsi que le temps d'arrivée de la détente (Figure 4.2). Nous pouvons noter cependant la présence d'une courbure sur le profil de vitesse mesuré, qui n'est pas reproduite numériquement.

L'autre différence majeure se trouve, comme pour l'essai D1770, à la fin de la phase de détente. La vitesse calculée décroît bien plus rapidement que la vitesse mesurée. Il est probable que le modèle de Mie-Grüneisen ne saisisse pas tous les phénomènes physiques intervenant au cours de la phase de détente.

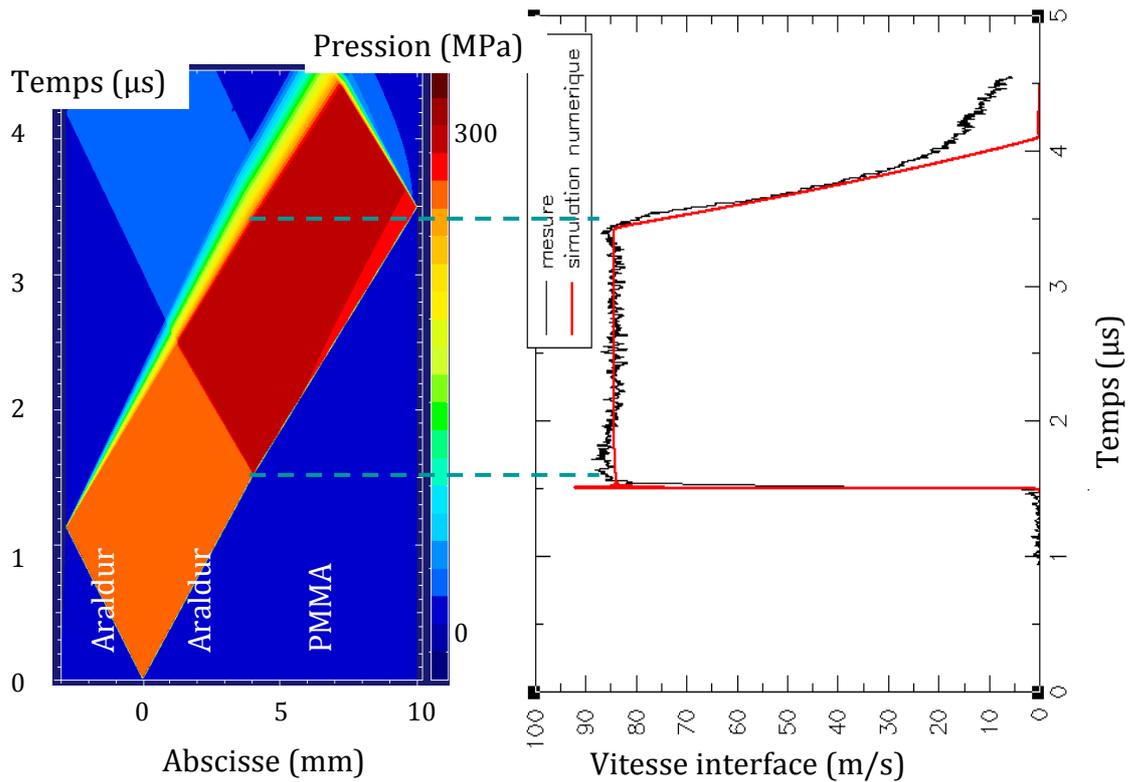


Figure 4.2 – Essai D1772 : Confrontation expérience/calcul et diagramme x-t associé ( $V_{impact} = 185 \text{ m/s}$ )

En augmentant le niveau de sollicitation, nous constatons un problème de restitution de la forme du profil de vitesse (Figure 4.3). Nous avons déjà noté dans le précédent chapitre un changement radical de l'allure du profil de vitesse par rapport aux essais à plus bas niveau de choc.

L'hypothèse d'un comportement élastique de la résine époxyde ne semble donc pas correcte à ces niveaux de pression.

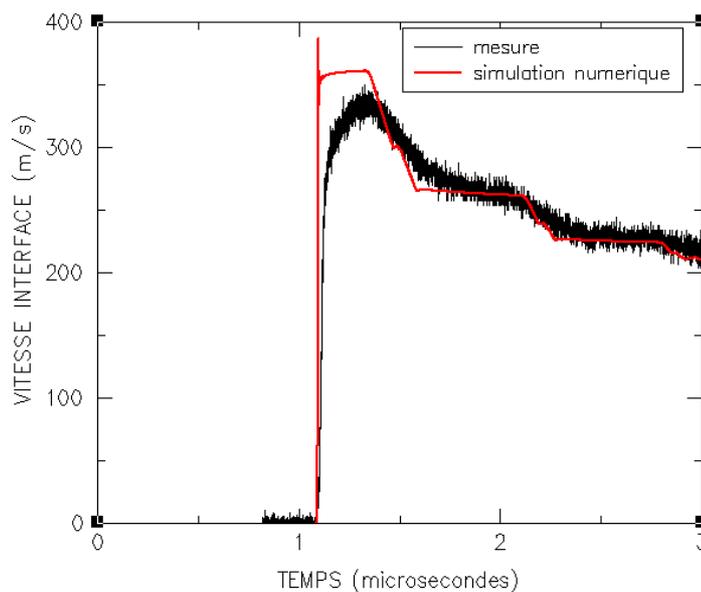


Figure 4.3 – Essai 904b : Confrontation expérience/calcul ( $V_{impact} = 450 \text{ m/s}$ )

**Analyse pour des chargements successifs de compression isentropique**

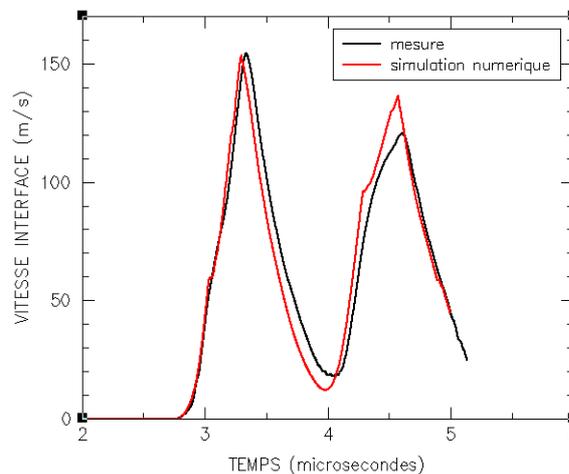
Nous nous intéressons à présent à la simulation numérique des essais de compression isentropique réalisés sur l’installation GEPI.

Dans les simulations numériques qui suivent, la tension de décollement de la couche de colle et de l’électrode est supposée nulle, car l’échantillon est simplement posé au contact de l’électrode.

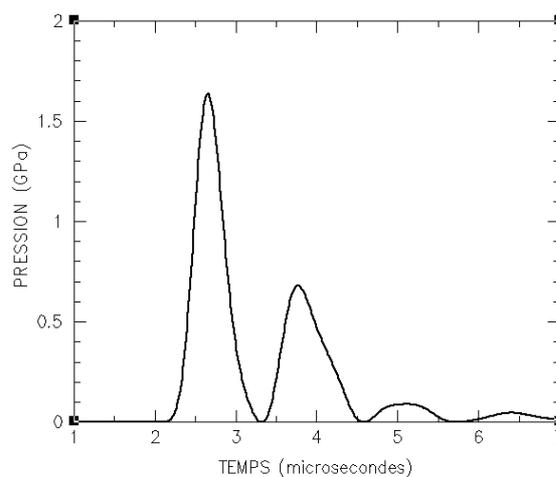
Comme nous l’avons décrit dans le chapitre 2, une donnée d’entrée de la simulation est le profil de pression appliqué à l’électrode d’aluminium.

La relation 2.12 permet le calcul du profil de pression en fonction de l’intensité de courant moyennant au préalable l’identification du facteur de forme  $K_p$ . Pour cela, Nous utilisons le profil de vitesse mesuré à l’interface entre l’électrode d’aluminium 6061T6 (« témoin du chargement») et une fenêtre de PMMA. Nous déterminons la valeur du facteur  $K_p$ , qui donne la meilleure corrélation expérience/calcul (Figure 4.4).

La pression maximale appliquée lors de l’essai G586 est de 1,6 GPa. Le profil temporel de pression est représenté sur la Figure 4.5.



**Figure 4.4 – Essai G586 : Comparaison expérience/calcul sur l’électrode de reference ( $I_{max} = 2,4 \text{ MA}$ )**



**Figure 4.5 – Essai G586 : Profil de pression appliqué aux electrodes ( $I_{max} = 2,4 \text{ MA}$ )**

La Figure 4.6 montre la confrontation expérience/calcul relative à l'essai G586.

Les corrélations expérience/calcul ne sont pas tout à fait satisfaisantes.

Tout d'abord, la valeur maximale de la vitesse calculée est supérieure d'environ 10% à celle mesurée. Cet écart avait déjà été observé sur l'essai lanceur 904b.

De plus, la forme du premier profil de vitesse (A) n'est pas correcte. Cette forme du pic de vitesse peut révéler le caractère viscoélastique de la résine époxyde.

Le second pic de vitesse calculé (B) accuse un retard sur la mesure. Le diagramme de marche met en évidence que ce pic ne provient pas d'un aller et retour dans l'échantillon, mais plutôt du second pic de pression imposé par la décharge des condensateurs.

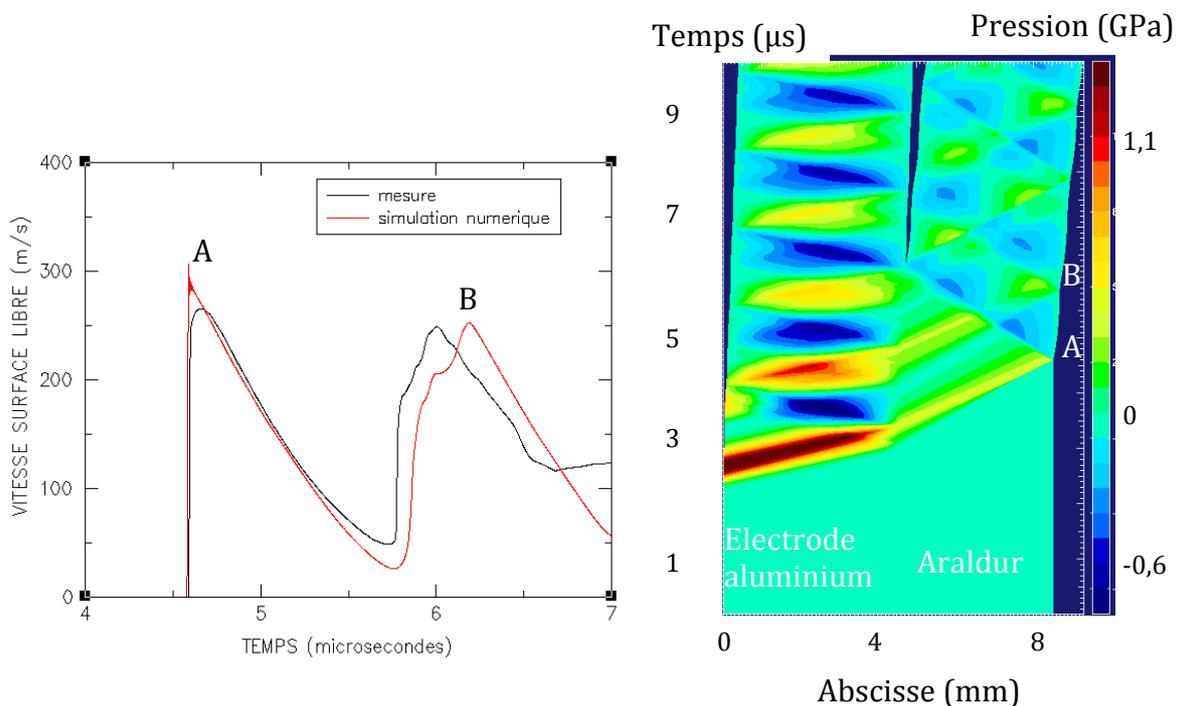


Figure 4.6 – Essai G586 : Confrontation expérience/calcul et diagramme x-t associé ( $I_{max} = 2,4 \text{ MA}$ )

#### 4.2.1.4 – Conclusion intermédiaire

La représentation du comportement hydrodynamique associée à une loi de comportement élastique restitue correctement les états sous choc mesurés dans l'Aladur en dessous de 300 MPa.

Toutefois, nous constatons des différences notables entre les profils de vitesse mesurés et calculés pendant les phases de détente et pour des niveaux de choc supérieurs à 300 MPa.

Le caractère viscoélastique semble avéré et nous allons le vérifier dans le prochain paragraphe.

## 4.2.2 – Comportement viscoélastique

### 4.2.2.1 – Représentation du comportement viscoélastique

La viscoélasticité dans les polymères intervenant à la fois sur la partie sphérique et la partie déviatorique du tenseur des contraintes, nous allons directement établir une relation existante entre le tenseur des contraintes et des déformations. Contrairement aux modèles présentés précédemment, cette loi de comportement est utilisée pour calculer la contrainte totale, et dispense de l'utilisation d'une équation d'état.

Nous commençons par introduire la notion de viscoélasticité à partir des modèles analogiques de Maxwell, Kelvin et Poynting-Thomson [4.6]. Il s'agit de représentations simples de la viscoélasticité qui consistent à associer en série et un parallèle des ressorts et des amortisseurs.

#### Modèle de Maxwell

Dans le modèle de Maxwell, un ressort et un amortisseur sont disposés en série (Figure 4.7).

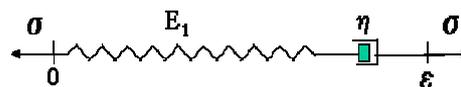


Figure 4.7 – Modèle de Maxwell

L'équation différentielle qui régit la réponse de ce groupement est la suivante :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\dot{\sigma}}{E_1} + \frac{\sigma}{\eta} \quad \text{Équation 4.12}$$

Les solutions analytiques de cette équation différentielle lors de chargements de fluage, de relaxation ou à vitesse de déformation constante sont respectivement :

$$\text{Fluage : } \varepsilon(t) = \sigma_0 \left[ \frac{1}{E_1} + \frac{t}{\eta} \right] \quad \text{Équation 4.13}$$

$$\text{Relaxation : } \sigma(t) = \varepsilon_0 E_1 \exp\left(\frac{-E_1 t}{\eta}\right) \quad \text{Équation 4.14}$$

$$\text{Vitesse de déformation constante : } \sigma(t) = \dot{\varepsilon}_0 \left[ 1 - \exp\left(\frac{-t E_1}{\eta}\right) \right] \quad \text{Équation 4.15}$$

Ce modèle est plutôt réservé à la représentation du comportement visqueux des métaux et des polymères au voisinage de leur température de fusion.

#### Modèle de Kelvin

Dans le modèle de Kelvin, un ressort et un amortisseur sont associés en parallèle (Figure 4.8).

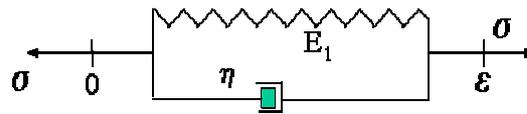


Figure 4.8 – Modèle de Kelvin

L'équation différentielle qui régit la réponse de ce groupement est la suivante :

$$\dot{\epsilon} + \frac{E_1}{\eta} \epsilon = \frac{\sigma}{\eta} \quad \text{Équation 4.16}$$

Les solutions analytiques de cette équation différentielle lors de chargements de fluage ou à vitesse de déformation constante sont respectivement :

$$\text{Fluage : } \epsilon(t) = \left( \frac{\sigma_0}{E_1} \right) \left[ 1 - \exp\left( \frac{-E_1 t}{\eta} \right) \right] \quad \text{Équation 4.17}$$

$$\text{Vitesse de déformation constante : } \sigma(t) = E_1 \dot{\epsilon}_0 \left( t + \frac{\eta}{E_1} \right) \quad \text{Équation 4.18}$$

Le modèle de Kelvin ne convient pas non plus, car il prévoit un module de conservation et une tangente de l'angle de perte (Figure 4.10) trop grands pour les valeurs de \$\omega\$ supérieures à \$10^4\$.

### **Modèle de Poynting-Thomson : Viscoélasticité linéaire**

Le modèle de Poynting – Thomson est représenté sur la Figure 4.9 :

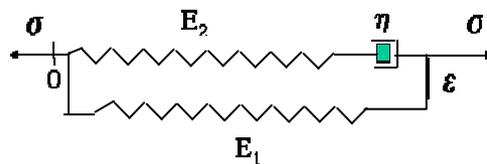


Figure 4.9 – Modèle de Poynting - Thomson

L'équation différentielle qui régit la réponse de ce groupement est la suivante :

$$\dot{\sigma} + \frac{1}{\tau} \sigma = (E_1 + E_2) \dot{\epsilon} + \frac{E_1}{\tau} \epsilon \quad \text{avec } \tau = \frac{\eta}{E_2} \quad \text{Équation 4.19}$$

Les solutions analytiques de cette équation différentielle lors des tests de relaxation et de chargement à vitesse de déformation constante sont respectivement :

$$\text{Relaxation : } \sigma(t) = E_1 \epsilon_0 + E_2 \epsilon_0 \exp\left( \frac{-t}{\tau} \right) \quad \text{Équation 4.20}$$

$$\dot{\epsilon} \text{ constante : } \sigma(t) = \dot{\epsilon}_0 \left( E_2 \tau + E_1 t - E_2 \tau \exp\left( \frac{-t}{\tau} \right) \right) \quad \text{Équation 4.21}$$

Des résultats de la littérature, obtenus au dessus de la fréquence de 200 Hz, montrent que les évolutions en fonction de la fréquence du module de conservation et de la tangente de l'angle de perte sont assez bien restituées par un modèle de Poynting-Thomson [4.5]. Le pic d'atténuation est obtenu lors de la transition vitreuse du polymère (Figure 4.10).

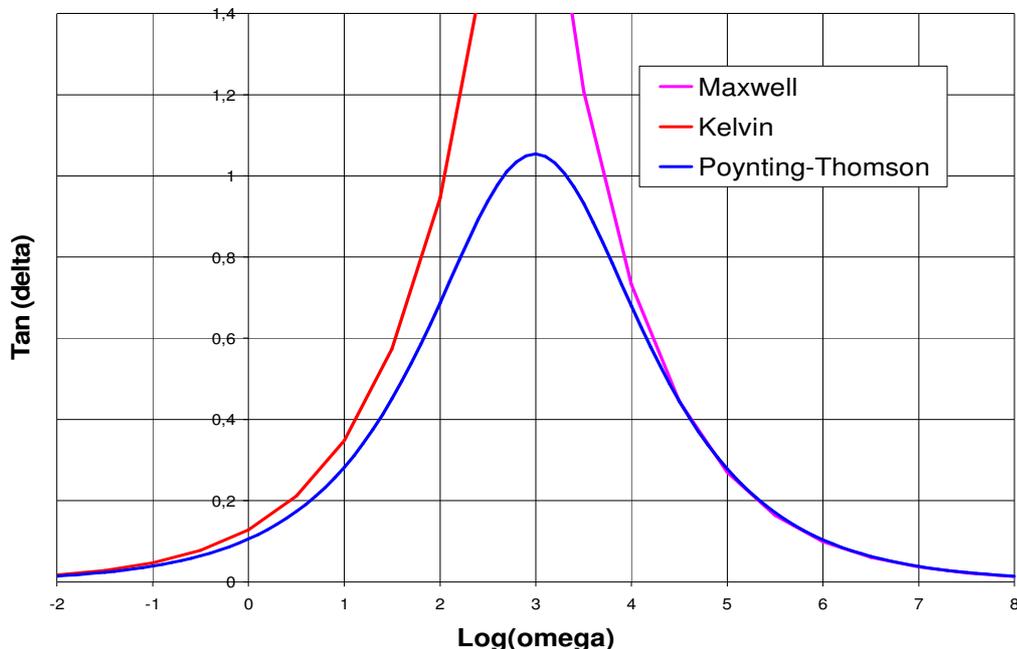


Figure 4.10 – Evolution du facteur de perte en fonction de la fréquence

Ce modèle constitue une très bonne approche pour représenter le comportement viscoélastique de l'Araldur. Toutefois, l'hypothèse de modules élastiques constants va forcément limiter son application aux faibles niveaux de contrainte.

Nous avons préféré orienter notre choix vers une approche qui a été éprouvée sur le PMMA pour des sollicitations équivalentes à celles qui nous intéressent.

**Modèle viscoélastique non linéaire**

Un modèle viscoélastique non linéaire est proposé par Schuler et Nunziato [4.7] pour modéliser la réponse sous impact du PMMA. Les vitesses de déformation considérées sont de l'ordre de 10<sup>6</sup> s<sup>-1</sup> comme pour notre problématique.

Il s'agit d'un modèle maxwellien qui s'exprime sous la forme différentielle suivante :

$$\dot{\sigma} = E(\epsilon) + G(\epsilon(\sigma)) \tag{Équation 4.22}$$

où  $\sigma$  est la contrainte,  $\epsilon$  est la déformation,  $E(\epsilon) > 0$  est le module (tangential) instantané et  $G(\epsilon, \sigma)$  est la fonction de relaxation de la contrainte.

La réponse instantanée est définie en introduisant un module instantané qui dépend de la déformation :

$$E(\varepsilon) = \frac{d\sigma_I}{d\varepsilon} = k_I + l_I \varepsilon + m_I \varepsilon^2 + n_I \varepsilon^3 \quad \text{Équation 4.23}$$

$k_I, l_I, m_I$  et  $n_I$  sont des paramètres.

La fonction  $\sigma_I(\varepsilon)$  représente la réponse instantanée du matériau face à un saut de déformation.

La fonction  $\sigma_E(\varepsilon)$  définit la réponse à l'équilibre du matériau.

$$\sigma_E = (k_E + l_E \varepsilon + m_E \varepsilon^2 + n_E \varepsilon^3) \varepsilon \quad \text{Équation 4.24}$$

$k_E, l_E, m_E$  et  $n_E$  sont des paramètres.

Elle est utilisée pour exprimer la fonction de relaxation du modèle viscoélastique :

$$G(\varepsilon(\sigma)) = \frac{\sigma_E - \sigma}{\tau} \quad \text{Équation 4.25}$$

où  $\tau$  est le temps de relaxation dépendant de l'état de contraintes :

$$\begin{aligned} \tau &= \tau_0 \exp\left(-\frac{\sigma - \sigma_E}{k}\right) \quad \text{si } \sigma > \sigma_E \\ \tau &= \tau_0 \left(2 - \exp\left(-\frac{|\sigma - \sigma_E|}{k}\right)\right) \quad \text{si } \sigma < \sigma_E \end{aligned} \quad \text{Équation 4.26}$$

où  $\tau_0$  et  $k$  sont des paramètres.

Les travaux de Schuler et Nunziato ne concernaient qu'une représentation du comportement en contraction. Nous avons complété cette approche pour pouvoir traiter également les états de déformation en extension.

Nous avons ainsi défini de nouvelles fonctions  $\sigma_I(\varepsilon)$  et  $\sigma_E(\varepsilon)$  en extension. Elles s'appuient sur les définitions précédentes en considérant dans un premier temps que les termes des polynômes d'ordre supérieur strictement à 1 sont nuls.

Le PMMA et l'Araldur ayant des propriétés mécaniques voisines, ce modèle présente un grand intérêt. Son domaine de validité en termes de sollicitation est en tout point identique à celui fixé dans le cadre de ce travail.

### **Prise en compte de l'influence de la température et de l'état de déformation**

D'autres approches de modélisation permettant une représentation des influences de l'état de déformation et de la température existent dans la littérature [4.8]. Elles sont construites en partant du modèle de Poynting-Thomson en rajoutant un amortisseur en parallèle avec le ressort de module  $E_1$ , et en définissant des modules élastiques qui dépendent de la déformation et de la température.

$$E_1 = c_1 |\varepsilon|^{n_1} \left(1 + \frac{T_r - T}{T_d}\right) \quad \text{Équation 4.27}$$

$$E_2 = c_2 \left( 1 + \frac{T_r - T}{T_d} \right) \quad \text{Équation 4.28}$$

où  $T_r$  est la température ambiante,  $T_d$  la température de décomposition (ou de fusion),  $c_1$ ,  $c_2$  et  $n_1$  des paramètres.

De même, le coefficient de viscosité est supposé varier en fonction de la vitesse de déformation et de la température.

$$\eta(\dot{\epsilon}, T) = \left[ \eta_\infty + \frac{\eta_0 - \eta_\infty}{\left( 1 + (a|\dot{\epsilon}|)^2 - \left( \frac{|\dot{\epsilon}|}{10^5} \right)^d \right)^b} \left( \frac{T_r - T_{vf}}{T - T_{vf}} \right)^m \right] \quad \text{Équation 4.29}$$

où  $\eta_0$  et  $\eta_\infty$  sont les viscosités pour les vitesses de déformation respectivement nulle et infinie,  $a$ ,  $d$ ,  $b$  et  $m$  sont des paramètres,  $T_{vf}$  la température de Vogel-Fulcher-Tammann qui vaut pour les polymères  $\sim T_g - 50K$ .

Ce modèle a donné des résultats satisfaisants pour un élastomère sur un domaine de vitesses de déformation compris entre  $10^{-5} \text{ s}^{-1}$  et  $5000 \text{ s}^{-1}$ . La dépendance à la température pourrait être intégrée au calcul du module  $E(\epsilon)$  dans le modèle Schuler-Nunziato. Nous jugerons dans les parties suivantes de la nécessité ou non de la prise en compte de ce paramètre dans notre domaine d'étude.

### Synthèse

Nous avons choisi de représenter le comportement viscoélastique non linéaire de l'Araldur sans prendre en compte pour l'instant les effets de la température. Des évaluations numériques réalisées avec le code de calcul monodimensionnel interne et une équation d'état montrent effectivement que les élévations de température ne dépassent pas  $10^\circ\text{C}$  excepté pour le tir n° 904 pour lequel la température atteint  $60^\circ\text{C}$ .

#### 4.2.2.2 – Identification des paramètres du modèle viscoélastique non linéaire

Nous identifions des points de la fonction  $\sigma_E$  à l'équilibre à partir des états sous choc déterminés par analyse lagrangienne dans le chapitre précédent. Nous utilisons pour cela les relations suivantes [4.7] :

$$\sigma = \rho_o Du \quad \text{Équation 4.30}$$

$$\epsilon = \frac{u}{D} \quad \text{Équation 4.31}$$

L'application d'une interpolation polynomiale par une méthode des moindres carrés permet d'estimer les coefficients de la fonction  $\sigma_E$ .

Le coefficient  $k_E = \rho_0 C_E^2$  donne une vitesse du son longitudinale à l'équilibre  $C_E$  de 2335 m/s, qui est très voisine de la valeur mesurée par ultrasons. Les paramètres de la fonction  $\sigma_E$  sont rassemblés dans le Tableau 4.1 :

$k_E$ (GPa)	$l_E$ (GPa)	$m_E$ (GPa)	$n_E$ (GPa)
6	40	200	3000

**Tableau 4.1 – Polynôme modélisant la contrainte à l'équilibre**

Pour la contrainte instantanée, une première méthode consiste à calculer le module  $E(\varepsilon)$  [4.9] via la relation :

$$\rho_0 C^2(\varepsilon) = E(\varepsilon) \quad \text{Équation 4.32}$$

où  $C$  définit l'évolution de la célérité des ondes de détentes en fonction de la déformation et de la masse volumique initiale.

Le module doit être calculé à l'aide de la densité initiale et de la vitesse de la détente, puis être intégré. Cependant, la seule configuration d'essai d'impact de plaque permettant de mesurer la vitesse de la détente est celle de l'impact inverse, où la vitesse est mesurée à l'interface projectile/cible. Seuls les tirs D1770 et D1771 sont configurés ainsi. Nous avons vu dans le chapitre 3 que les vitesses de détentes calculées présentaient des incertitudes trop importantes.

Nous avons préféré déterminer  $\sigma_I$  en optimisant par itérations successives les corrélations expériences/calculs, et en fixant les contraintes suivantes [4.10],

- la condition  $\sigma_I > \sigma_E$  est respectée (compatibilité avec le phénomène de relaxation)
- les réponses instantanée et à l'équilibre sont toutes des deux élastiques,
- la différence entre les deux contraintes doit être faible à bas niveau,
- la différence entre les deux contraintes augmente avec la déformation.

Pour cela, nous avons conduit au préalable une analyse paramétrique sur les paramètres  $k_I$  et  $l_I$  (Figure 4.11 et Figure 4.12). L'augmentation de la contrainte instantanée a un double effet. Elle modifie la forme du profil de vitesse, et augmente la vitesse des détentes (réduction de la durée du plateau).

Les coefficients de la fonction  $\sigma_I$  sont présentés dans le Tableau 4.2 :

$k_I$ (GPa)	$l_I$ (GPa)	$m_I$ (GPa)	$n_I$ (GPa)
6	100	1500	6000

**Tableau 4.2 – Polynôme modélisant la contrainte instantanée**

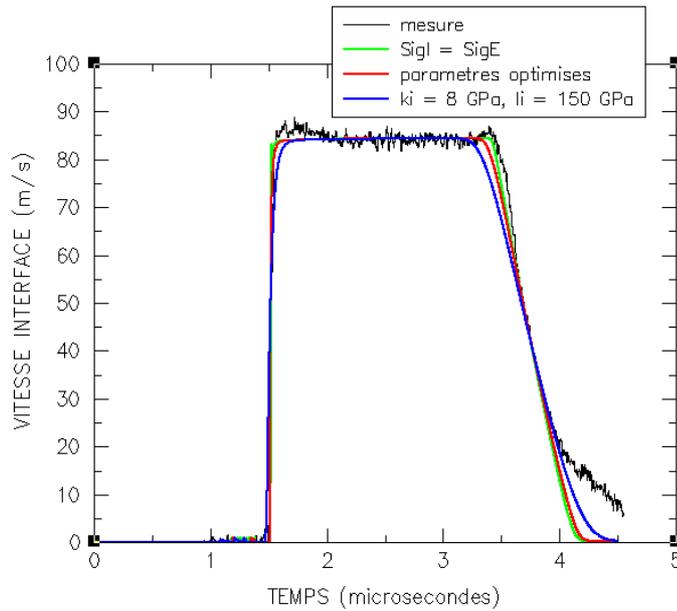


Figure 4.11 – Essai D1772 : Analyse paramétrique sur la contrainte instantanée ( $V_{impact} = 185 \text{ m/s}$ )

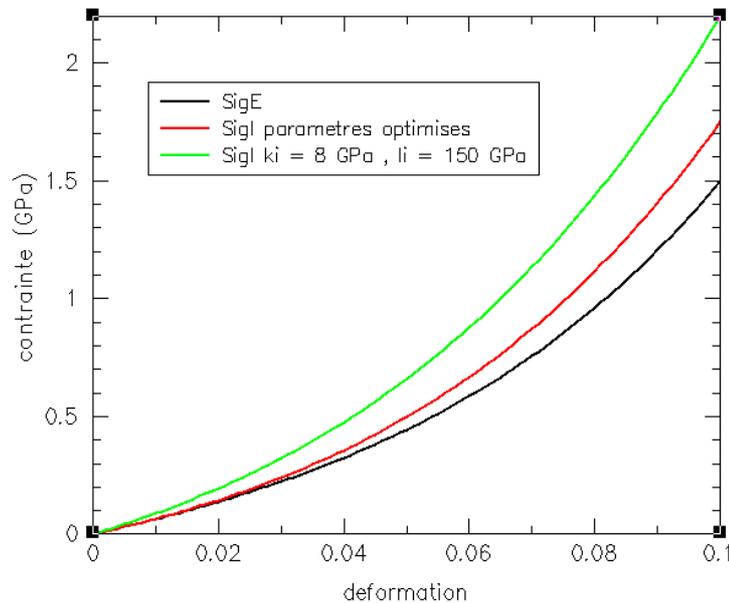


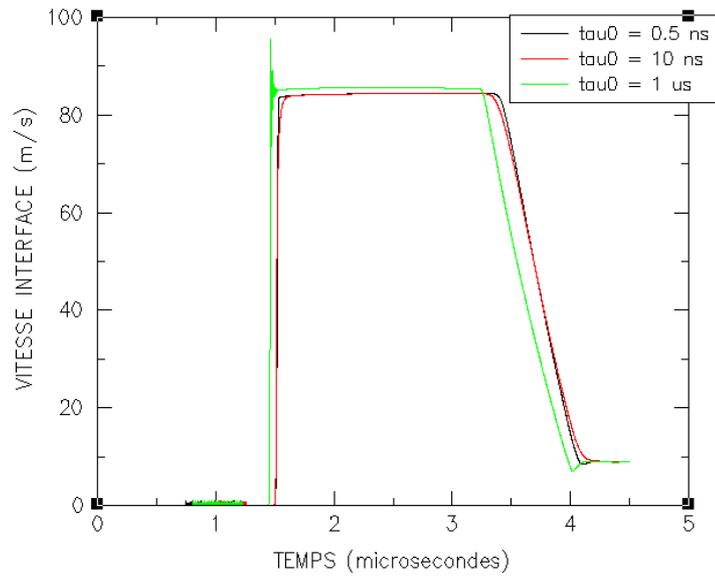
Figure 4.12 – Analyse paramétrique sur  $\sigma_I$  et comparaison avec  $\sigma_E$

Le temps de relaxation est un paramètre caractérisant la relaxation de la contrainte instantanée vers la contrainte à l'équilibre. Il a une action sur la réponse du matériau, à condition d'être du même ordre de grandeur que le temps caractéristique du chargement. En effet, si le temps de relaxation est inférieur au temps caractéristique de l'expérience, la réponse du matériau atteint très rapidement sa phase d'équilibre. Inversement, si le temps de relaxation est supérieur au temps caractéristique de l'expérience, la réponse à l'équilibre n'est atteinte qu'au bout d'un temps très long.

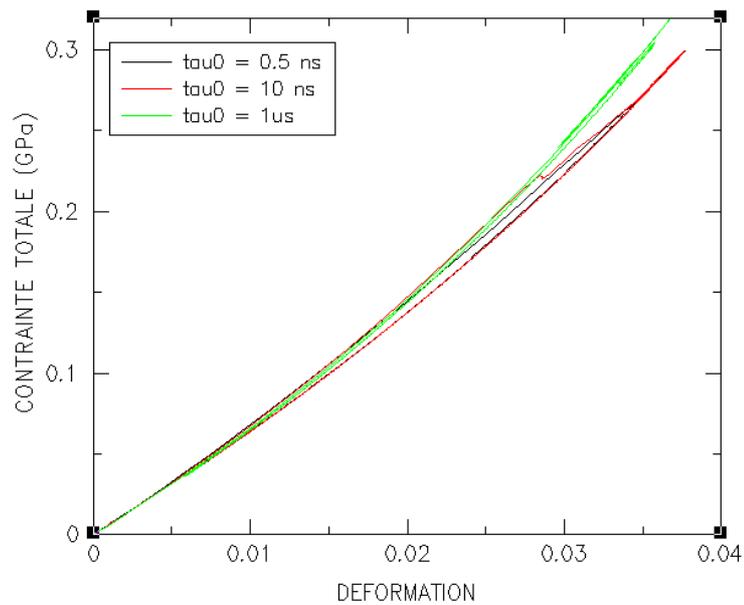
Les figures suivantes montrent la réponse de la résine époxyde calculée en faisant varier le temps de relaxation de 0,5 ns à 1  $\mu\text{s}$ . La Figure 4.13 traduit cette influence sur un profil de vitesse, et la Figure 4.14 sur la courbe contrainte – déformation.

Pour un temps de relaxation très faible, la courbe contrainte – déformation est confondue avec celle de la contrainte à l'équilibre  $\sigma_E$ . Pour un temps de relaxation du

même ordre de grandeur que la durée de ce plateau, cette courbe est au contraire confondue avec celle de la contrainte instantanée  $\sigma_1$ .



**Figure 4.13 – Influence du temps de relaxation sur le profil de vitesse matérielle**



**Figure 4.14 – Influence du temps de relaxation sur la loi de comportement**

Nous avons identifié les paramètres  $\tau_0$  et  $k$  à l'aide des essais GEPI. En effet, comme le montre la Figure 4.15, relative au tir G586, le temps de relaxation agit directement sur la forme du profil de vitesse. Le temps de relaxation ainsi identifié est de 10ns. Le paramètre  $k$  est fixé à 1 GPa.

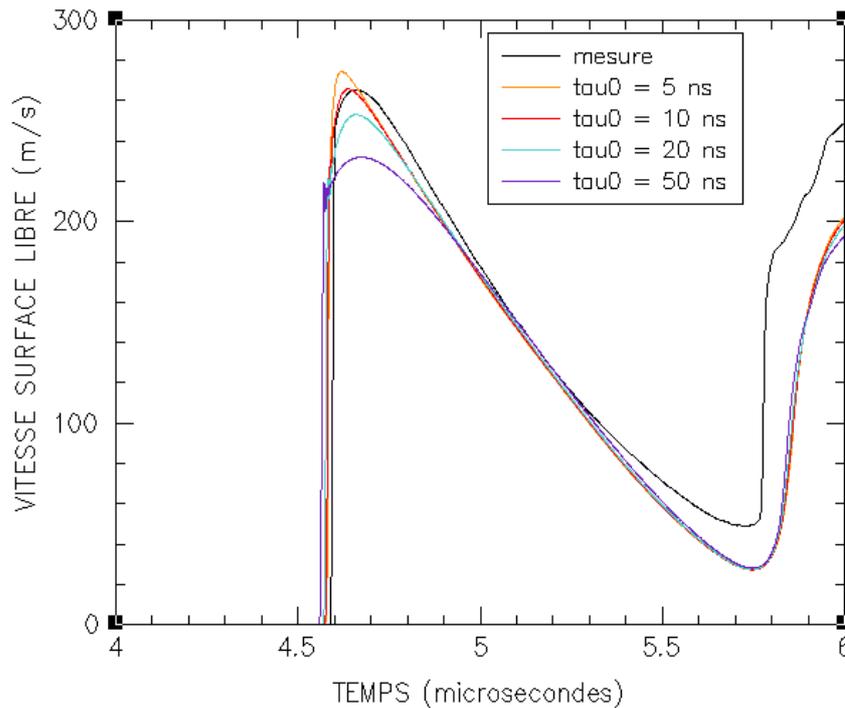


Figure 4.15 – Essai G586 : identification de  $\tau_0$  ( $I_{max} = 2,4 \text{ MA}$ )

L'ensemble des paramètres du modèle de Schuler – Nunziato pour l'Araldur sont rassemblés dans le Tableau 4.3 :

$k_E$ (GPa)	$l_E$ (GPa)	$m_E$ (GPa)	$n_E$ (GPa)	$k_I$ (GPa)	$l_I$ (GPa)	$m_I$ (GPa)	$n_I$ (GPa)	$k$ (GPa)	$\tau_0$ (ns)
6	40	200	3000	6	100	1500	6000	1	10

Tableau 4.3 – Paramètres du modèle Schuler – Nunziato pour l'Araldur

#### 4.2.2.3 – Confrontations expériences/calculs

##### **Calculs des états sous choc**

La Figure 4.16 présente le résultat de la simulation numérique du tir D1772 obtenu avec le jeu de paramètres précédent.

Les états sous choc sont correctement calculés. En fait, ce résultat était prévisible car les courbes contrainte – déformation relatives à ce modèle et au modèle hydrodynamique sont relativement proches (Figure 4.17). Ceci est vrai pour une contrainte inférieure à 300 MPa.

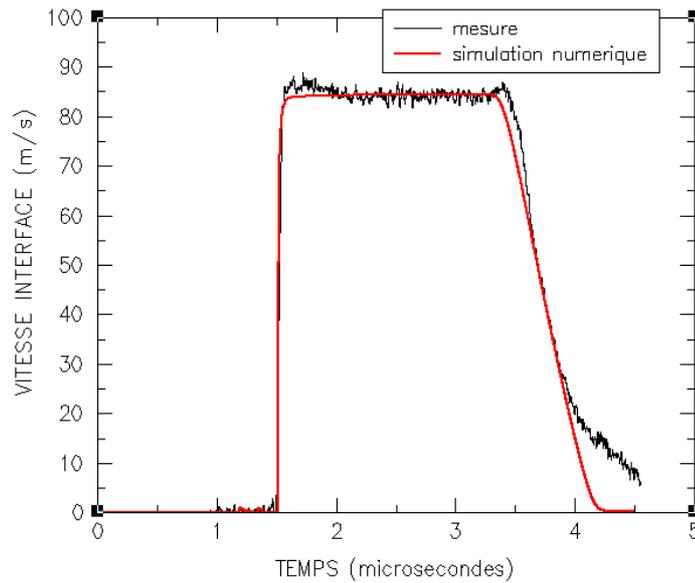


Figure 4.16 – Essai D1772 : Confrontation expérience/calcul (Schuler-Nunziato) ( $V_{\text{impact}} = 185 \text{ m/s}$ )

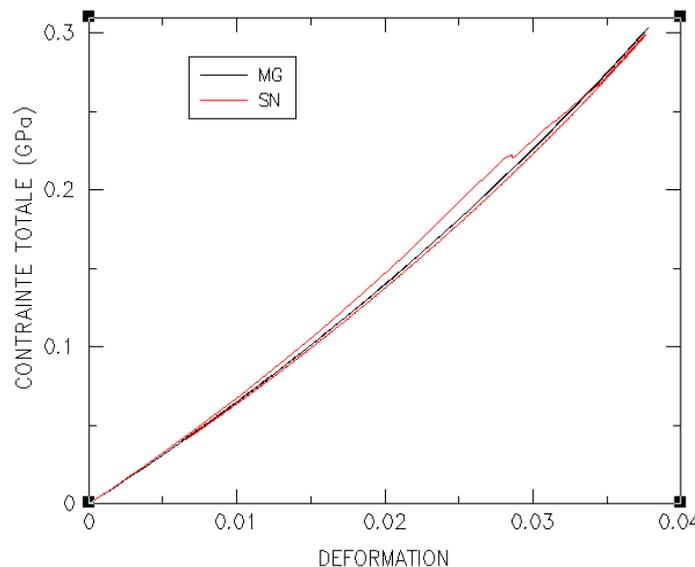


Figure 4.17 – Comparaison des lois de comportement élastique et viscoélastique à bas niveau de pression

### **Simulation de la propagation d'une onde de choc**

Pour analyser les effets d'une représentation de la viscoélasticité sur la propagation d'une onde de choc, nous utilisons les résultats du tir 904b. Avec une valeur de 10 ns pour le paramètre  $\tau_0$ , le profil de vitesse calculé fait apparaître un plateau. La valeur de 50 ns restitue mieux la forme du profil de vitesse (Figure 4.18).

Ces résultats confirment que la réponse sous choc de l'Araldur est viscoélastique. Schuler [4.7] avait également mis en évidence la viscoélasticité du PMMA entre 700 MPa et 4 GPa.

Ils montrent également que le temps de relaxation, i.e. la viscosité, varie en fonction du type et de niveau de chargement appliqué. Les meilleures corrélations expériences/calculs sont obtenues pour une valeur de 10 ns sur l'essai GEPI et une valeur de 50 ns pour l'essai d'impact de plaque 904b.

Pour comprendre ces différences, nous comparons les états de chargement appliqués dans les échantillons d'Araldur. Lors de l'essai GEPI 586, la vitesse de déformation en compression est de  $3.10^5 \text{ s}^{-1}$ , la contrainte maximale de 460 MPa et la température de 300 K. Dans le cas du tir 904b, la vitesse de déformation en compression est de  $3.10^7 \text{ s}^{-1}$ , la contrainte maximale 1.5 GPa et la température 336 K.

Nous en concluons que le temps de relaxation, c'est-à-dire la viscosité du polymère, dépend de ces variables. Le premier chapitre avait d'ailleurs mis en évidence l'augmentation de la viscosité à l'approche de la transition vitreuse. L'application du principe temps-température montre que la température de transition vitreuse pour une vitesse de déformation de  $10^6 \text{ s}^{-1}$  est plus élevée qu'en régime quasi-statique, où elle est estimée à 330K. Dans le cas de l'essai 904b, nous nous situons donc peut-être au début de cette transition vitreuse.

Il faudrait prendre en compte les influences du niveau de chargement et de la température pour pouvoir élargir le domaine de validité de la modélisation. Toutefois, nous pouvons nous contenter d'un domaine de validité réduit pour poursuivre dans l'analyse des expériences sur assemblages, compte tenu des niveaux de sollicitation attendus.

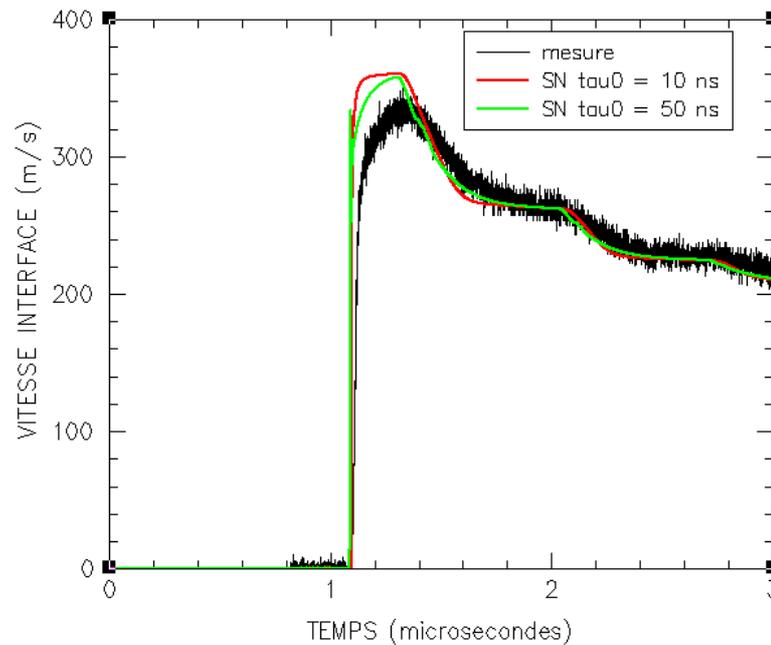
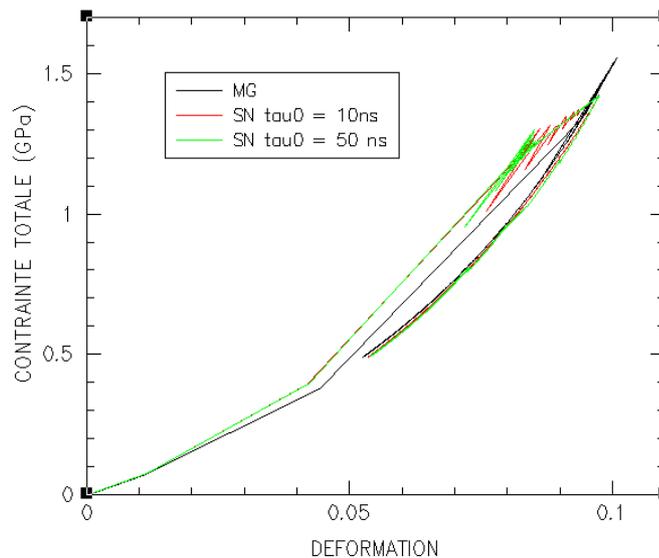


Figure 4.18 – Essai 904b : Identification de  $\tau_0$  à haut niveau de pression ( $V_{\text{impact}} = 450 \text{ m/s}$ )



**Figure 4.19 – Comparaison des lois de comportement élastique et viscoélastique à haut niveau de pression**

#### 4.2.2.4 – Conclusion intermédiaire

Le modèle viscoélastique non-linéaire permet d'obtenir des corrélations expériences – calculs très satisfaisantes. La prise en compte de la viscoélasticité semble incontournable pour modéliser le comportement sous choc en phase de compression de l'Araldur.

La modélisation est valide jusqu'à 0.6 GPa. Pour extrapoler, il faudrait considérer une évolution de la viscosité avec la température et/ou l'état de chargement (voir modèle présentés dans 4.2.2.1).

Pour des niveaux de contrainte supérieurs à 0.6 GPa (LEH mesurée par Millet et al.), il faudrait compléter la représentation actuelle de la viscoélasticité, voire tester de nouvelles approches de type plastique ou viscoplastique.

### 4.2.3 – Prise en compte de l'endommagement

Dans le chapitre précédent, nous avons présenté les essais d'impacts de plaques et de compression isentropique destinés à générer de la traction au sein d'échantillons d'Araldur. Comme nous l'avons déjà souligné dans les paragraphes précédents, l'analyse phénoménologique des essais dynamiques est délicate car nous ne pouvons pas récupérer des échantillons après essai. Par conséquent, nous sommes obligés de faire cette analyse à l'aide des seules informations disponibles, à savoir les profils de vitesse mesurés en surface libre lors des essais D1797, D1798, D1799, 904a et G584.

Nous proposons d'analyser les résultats de ces essais à l'aide de simulations numériques en représentant différents types d'endommagement : rupture instantanée, endommagement progressif réversible [4.11], endommagement progressif irréversible [4.12].

L'objectif n'est pas ici d'établir un modèle d'endommagement spécifique aux polymères, mais plutôt de comprendre l'influence de la nature de l'endommagement sur la réponse sous choc du matériau

#### 4.2.3.1 – Représentation de l'endommagement

Pour représenter l'endommagement, nous devons définir un critère et un traitement numérique associé.

Le critère, exprimé en fonction de la contrainte ou de la déformation, définit le début de l'endommagement. Le traitement numérique intervient sur les calculs de contrainte et de déformation du pas de temps suivant, en modifiant soit les propriétés élastiques (dégradation, annulation, ...) [4.13], soit la représentation géométrique du milieu (décohésion, érosion, ...).

##### **A – Rupture instantanée**

La rupture instantanée est modélisée dans le code monodimensionnel à partir d'un critère de contrainte maximale de traction ou « cut-off ». Le traitement associé consiste à créer une décohésion dans la maille, c'est-à-dire en autorisant une séparation physique des nœuds constituant la maille, dès que le seuil de traction est dépassé. Ce critère est pertinent pour traiter la rupture fragile d'un matériau.

##### **B – Rupture retardée**

Le critère de Tuler-Butcher détermine le seuil d'endommagement à partir d'une intégration temporelle prenant en compte un endommagement cumulatif. Il s'agit d'un modèle empirique qui repose sur une approche énergétique de la rupture [4.14]. Ce critère s'écrit :

$$I = \int (\sigma - \sigma_{seuil})^A dt \text{ tant que } \sigma \geq \sigma_{seuil} \quad \text{Équation 4.33}$$

La rupture intervient lorsque l'intégrale I dépasse un seuil K, elle est donc retardée par rapport au modèle « cut-off ».

A, K et  $\sigma_{seuil}$  sont des paramètres intrinsèques au matériau.

Le traitement numérique est le même que pour le modèle de « cut-off ».

##### **C – Endommagement progressif**

À l'échelle microscopique, l'endommagement consiste essentiellement en la naissance, la croissance et la coalescence des cavités. Sur des matériaux métalliques sollicités en chargement unidimensionnel, il a été observé une variation linéaire de cet endommagement D avec la déformation. Une loi permet de le décrire simplement :

$$D = D_C \left( \frac{\varepsilon_v - \varepsilon_{vD}}{\varepsilon_{vR} - \varepsilon_{vD}} \right) \quad \text{Équation 4.34}$$

où  $\varepsilon_{vD}$  est la déformation seuil en deçà de laquelle l'endommagement est nul ou négligeable,  $\varepsilon_{vR}$  la déformation vraie à rupture pour laquelle l'endommagement est égal à sa valeur critique  $D_C$ .

Pour des chargements complexes et rapides, il semble plus intéressant de définir un taux de variation de l'endommagement.

Un endommagement progressif peut être modélisé en dégradant les propriétés du matériau. Une variable d'endommagement D comprise entre 0 et 1 est définie pour

traduire le couplage de l'endommagement (échelle micro ou mésoscopique) sur l'élasticité du matériau (échelle macroscopique).

Elle est souvent homogène à une densité surfacique de discontinuités de la matière. La notion de contrainte effective est introduite pour calculer le comportement homogène équivalent du matériau endommagé. Elle se rapporte à la section qui résiste effectivement aux efforts [4.15].

Dans le cas unidimensionnel, si  $F$  est la force appliquée sur une section  $S$  de l'élément de volume représentatif,  $\sigma = F/S$  est la contrainte usuelle qui satisfait les équations d'équilibre. En présence d'un endommagement isotrope de mesure  $D$ , la section résistante effective est

$$\tilde{S} = S - S_D = S(1 - D) \quad \text{Équation 4.35}$$

La contrainte effective est alors définie par :

$$\tilde{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad \text{Équation 4.36}$$

Le module effectif est déduit des équations précédentes :

$$\tilde{E} = E(1 - D) \quad \text{Équation 4.37}$$

Dans la cadre de ce travail, nous avons testé un modèle d'endommagement progressif réversible et un modèle d'endommagement progressif irréversible.

#### **Modèle irréversible**

Les travaux de Kachanov ont permis de mettre en évidence l'endommagement irréversible de fluage dans les métaux, correspondant au processus de naissance et de croissance de microfissures intercrystallines [4.12]. Il s'agit d'un endommagement viscoplastique fragile. Cet endommagement se développe en fonction du temps. Kachanov propose de modéliser ce type d'évolution par :

$$\dot{D} = \left[ \frac{\sigma_v}{A_0(1 - D)} \right]^r > 0 \quad \text{Équation 4.38}$$

où  $A_0$  et  $r$  sont les paramètres du modèle

La rupture a lieu lorsque l'endommagement atteint la valeur critique  $D_c$ .

#### **Modèle réversible**

Les travaux de Kanel ont permis de proposer une autre loi d'endommagement basée sur l'ouverture et la fermeture d'un volume de vide  $V_t$  [4.11] :

$$\begin{aligned} \frac{dV_t}{dt} &= -k \cdot \text{signe}(P) (|\sigma| - \sigma_{seuil}) (V_t + V_{t1}) \quad \text{si } |\sigma| > \sigma_{seuil} \\ \frac{dV_t}{dt} &= 0 \quad \text{si } |\sigma| < \sigma_{seuil} \\ \sigma_{seuil} &= \sigma_{seuil}^0 \frac{V_{t1}}{V_t + V_{t1}} \end{aligned} \quad \text{Équation 4.39}$$

où  $k$ ,  $V_{t1}$  et  $\sigma_{seuil}^0$  sont des paramètres.

L'utilisation du signe de la pression permet de modéliser la fermeture des vides en compression et l'ouverture en traction. La fermeture des vides en compression donne un caractère réversible à la dégradation des propriétés mécaniques. Ce principe est discutable dans le sens où l'endommagement est par définition un phénomène irréversible. Ce modèle pourrait donc être amélioré en modélisant une réouverture totale des vides refermés dès la remise en traction.

$\sigma_{seuil}^0$  représente le seuil à partir duquel le volume de vide commence à croître en traction, ou à décroître en compression. Il définit le critère d'endommagement. Le facteur multiplicatif  $k$  symbolise la viscosité du matériau.

Lorsque  $V_t$  est supérieur à  $V_{t1}$ , la proportion de vide augmente très rapidement, représentant ainsi le phénomène de coalescence.

Ce modèle a été appliqué à l'étude de l'endommagement sous choc de métaux [4.13][4.16].

#### 4.2.3.2 – Confrontations expériences/calculs : Hypothèse d'une rupture instantanée

##### **Détermination du seuil de rupture**

Tout d'abord, la contrainte maximale calculée dans l'Araldur pour le tir D1797 est de 138 MPa. Or, pour ce niveau de contrainte, une simulation numérique sans prendre en compte un quelconque endommagement est suffisante pour reproduire les signaux de vitesse (Figure 4.20). La contrainte à la rupture est donc supérieure à 138 MPa.

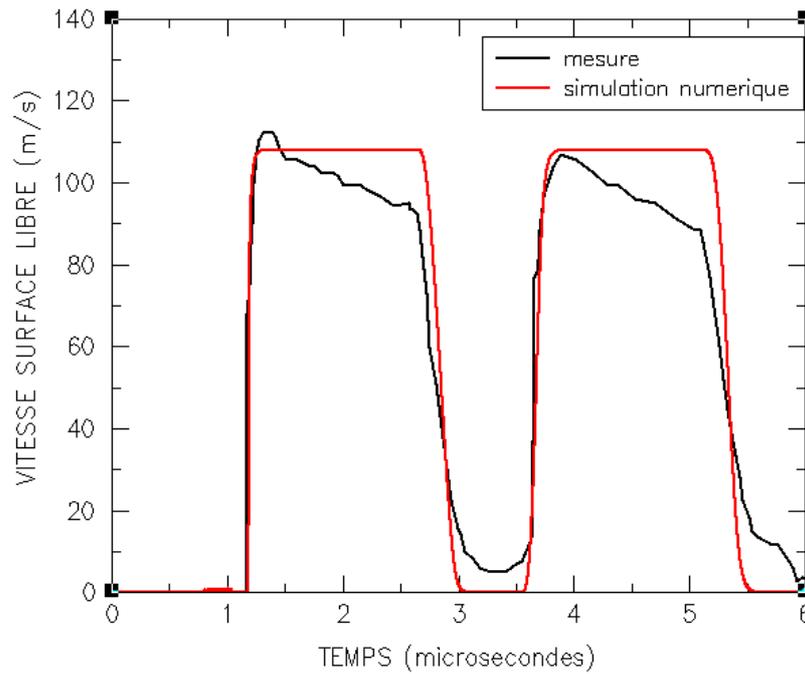


Figure 4.20 – Essai D1797 : Simulation numérique sans endommagement ( $V_{impact} = 108 \text{ m/s}$ )

L'analyse paramétrique effectuée sur la tension de rupture pour le tir 904a donne une valeur de 290 MPa. Toutefois, la modélisation de la rupture instantanée n'est pas satisfaisante, car le saut de vitesse induit par la représentation de la rupture est plus élevé que celui mesuré (Figure 4.21).

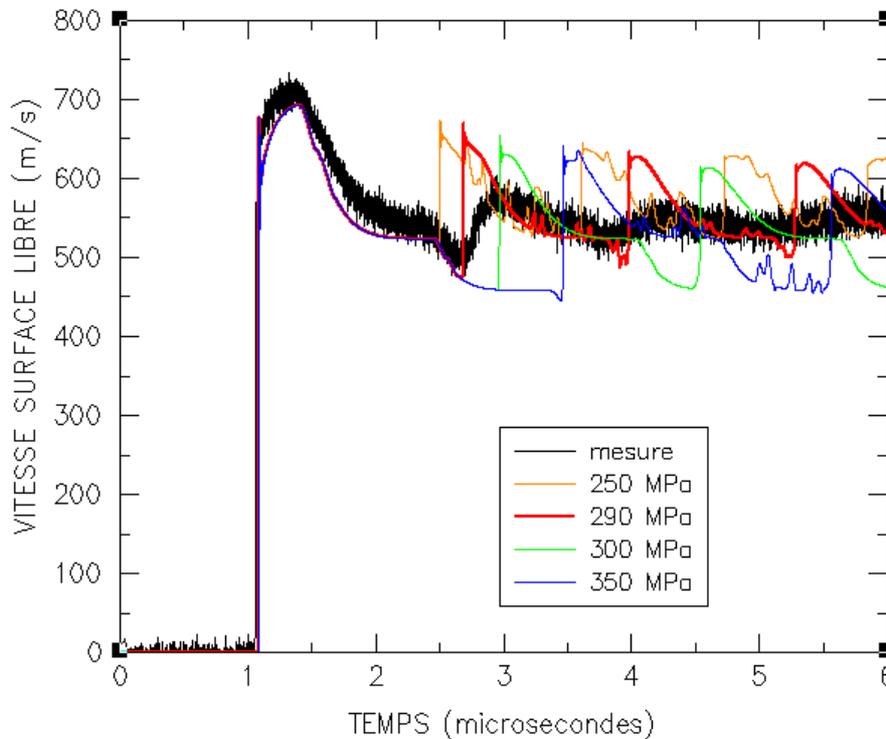


Figure 4.21 – Essai 904a : Analyse paramétrique sur le seuil de rupture ( $V_{impact} = 450 \text{ m/s}$ )

Le seuil de rupture déduit des tirs D1798 et D1799 confirme les résultats du tir 904a. La contrainte à la rupture déduite des comparaisons expériences/calculs est de l'ordre de 250 MPa (Figure 4.22 et Figure 4.23).

Lors du tir D1799, la traction maximale calculée est d'environ 335 MPa si l'hypothèse de l'absence de rupture est appliquée. La comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé avec cette hypothèse donne un écart de chronométrie de 300 ns sur le second pic de vitesse (Figure 4.23). Lorsqu'un seuil de rupture est fixé comme inférieur à la traction maximale, la simulation numérique donne une arrivée plus précoce du second pic.

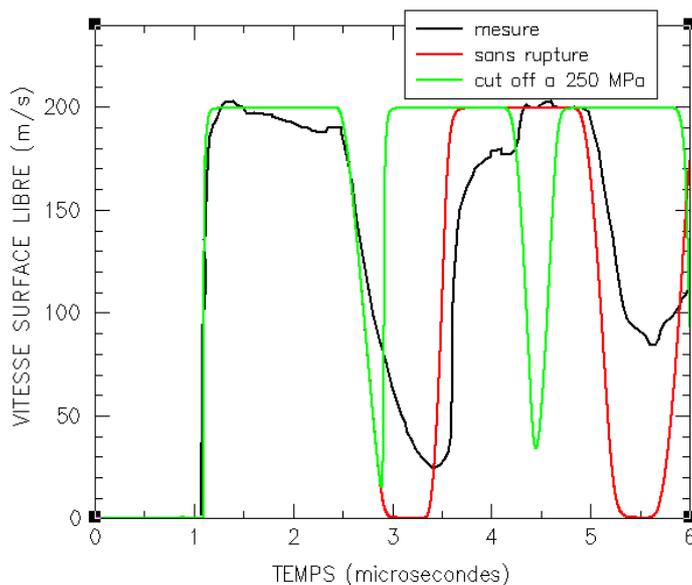


Figure 4.22 – Essai D1798 : Simulations numériques avec et sans endommagement ( $V_{impact} = 200 \text{ m/s}$ )

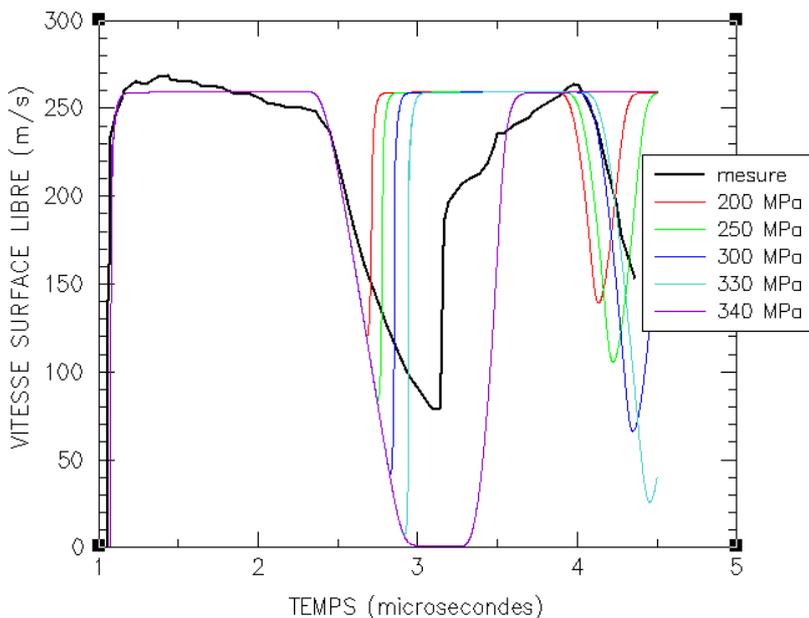


Figure 4.23 – Essai D1799 : Analyse paramétrique sur le seuil de rupture ( $V_{impact} = 260 \text{ m/s}$ )

L'essai G584 a aussi donné lieu à un endommagement de l'Araldur (Figure 4.24). Lorsque la vitesse de déformation diminue d'une décade ( $\sim 5 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ ), une contrainte de

rupture de 290 MPa (Figure 4.25) restitue bien l'amplitude de la chute de la vitesse mais pas la chronométrie du signal (temps d'arrivée du second pic).

Un seuil de rupture à 350 MPa permet de mieux caler à la chronométrie du signal (Figure 4.25), mais uniquement sur le premier rebond de vitesse. Nous nous prononçons donc plutôt en faveur de la valeur de 290 MPa. Cependant, les différences entre les signaux calculés et mesurés sont nombreuses et montrent que la rupture n'est certainement pas instantanée.

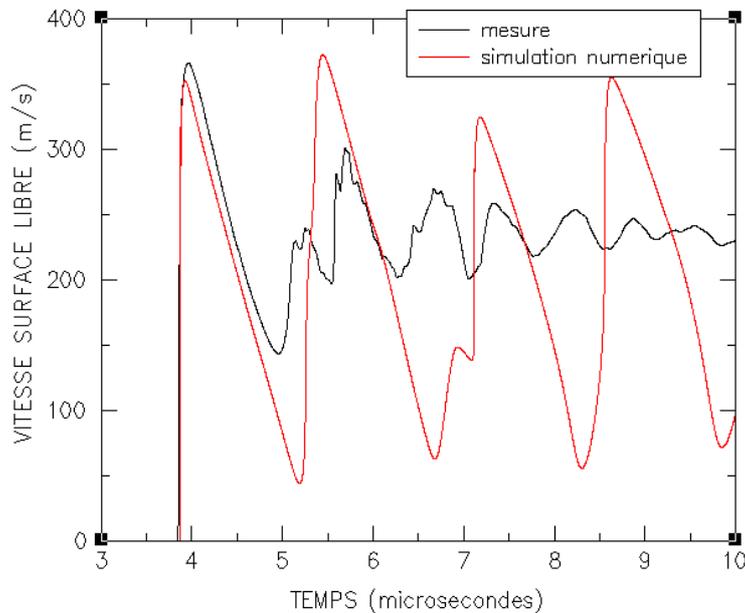


Figure 4.24 – Essai G584 : Simulation numérique sans endommagement ( $I_{max} = 2,78 MA$ )

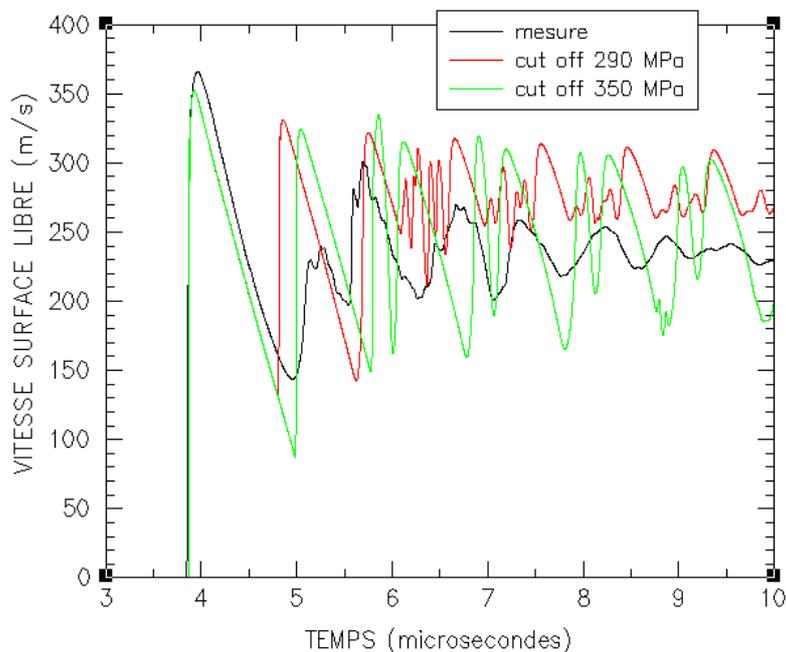


Figure 4.25 – Essai G584 : Simulation numérique avec des seuils de rupture de 290 et 350 MPa ( $I_{max} = 2,4 MA$ )

### Mise en évidence de l'endommagement

L'analyse de ces résultats semble indiquer que la mise en place d'un critère de rupture en contrainte de traction n'est pas suffisante pour modéliser correctement la propagation des ondes dans l'Araldur après écaillage.

Le diagramme de marche x-t (Figure 4.26) calculé à partir de la simulation numérique de l'essai D1799 montre l'influence de l'écaillage sur la propagation des ondes de contrainte dans l'échantillon. L'ouverture d'une écaille propage effectivement une onde de recompression derrière la détente, mais celle-ci intervient beaucoup trop tôt. Elle empêche par ailleurs l'arrivée de l'onde de compression induite par le rebond de l'impacteur sur la cible, onde dont le temps d'arrivée serait plus en accord avec la chronométrie des signaux. En conclusion, il y a bien un endommagement mais pas forcément formation d'une écaille, en tout cas pour cet essai.

Nous soulignons que l'instant d'arrivée de l'onde de recompression générée lors de la rupture dépend de la localisation de la rencontre des ondes de détentes et du niveau de contrainte de traction admissible avant la rupture. L'onde de recompression arrivera plus tôt en surface libre si la fracture a lieu plus près de celle-ci. L'onde de recompression arrivera plus tôt si le niveau de rupture est plus faible.

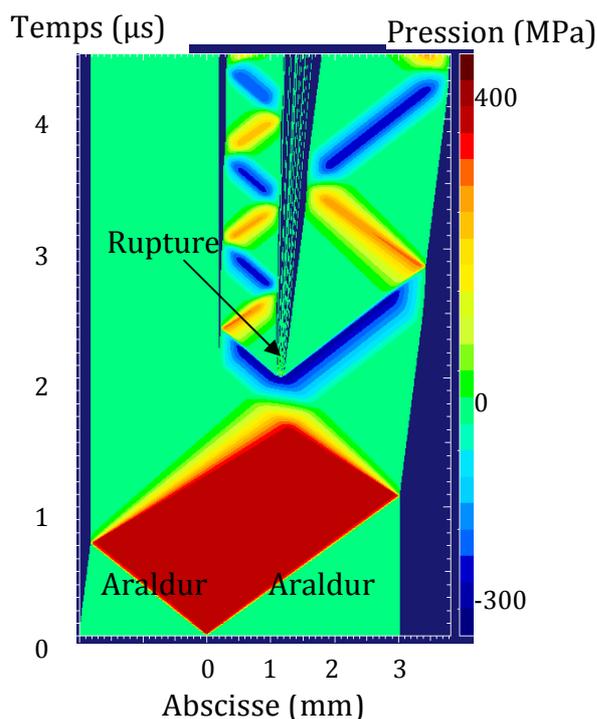


Figure 4.26 – Essai D1799 : Diagramme x-t en pression pour un seuil de rupture de 330 MPa ( $V_{\text{impact}} = 260 \text{ m/s}$ )

### Discussion

Les différences observées sur les phases de détente sont probablement dues à un endommagement progressif qui débute avant la rupture.

Toutefois, la question de la représentativité du comportement viscoélastique en traction est posée. Dans le modèle que nous avons proposé, les contraintes à l'équilibre

et instantanée sont définies par des polynômes d'ordre 2 (contre 4 en compression). De plus, les valeurs des paramètres sont identiques en compression et en traction. La forme du profil de vitesse calculé en détente fait penser que la célérité des ondes de détente est trop grande. Nous pourrions envisager de définir un jeu de paramètres différents pour représenter la réponse viscoélastique de l'Araldur en traction. Une autre solution pourrait consister à prendre un temps de relaxation différent en traction et en compression.

Dans la suite, nous nous sommes intéressés en priorité à l'hypothèse d'un endommagement progressif.

#### *4.2.3.3 – Confrontations expériences/calculs : Hypothèse d'un endommagement progressif irréversible*

##### **Choix des paramètres**

Nous choisissons de fixer arbitrairement la valeur de  $r$  à 1 (Équation 4.38), l'objectif n'étant pas dans le cadre de ces travaux de déterminer le meilleur modèle d'endommagement mais plutôt d'analyser son influence éventuelle sur la réponse sous choc de l'Araldur.

Les paramètres restant à déterminer sont la contrainte  $\sigma_{\text{seuil}}$  à partir de laquelle débute le processus d'endommagement, l'endommagement critique  $D_c$  au-delà duquel le matériau est considéré comme cassé, ainsi que le coefficient  $A_0$  qui influe sur la cinématique de l'endommagement.

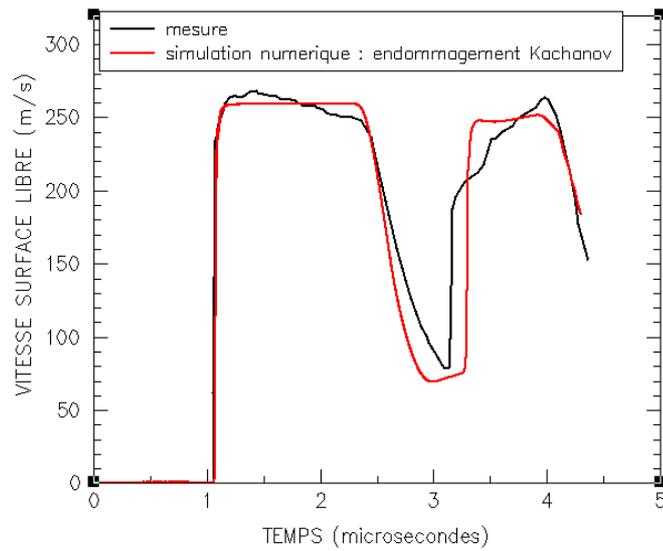
Comme aucun endommagement n'est activé lors de l'essai D1797, la contrainte  $\sigma_{\text{seuil}}$  est forcément supérieure à 138 MPa. Elle est a priori comprise entre 138 MPa et 250 MPa, mais nous obtenons les meilleures corrélations avec une valeur de 140 MPa. Elle est largement au dessus du seuil de rupture de 55 MPa mesuré sous régime quasi-statique.

Les paramètres  $A_0$  et  $D_c$  ont été déterminés à partir d'une analyse paramétrique sur l'ensemble des essais.

##### **Confirmation de l'activation d'un endommagement**

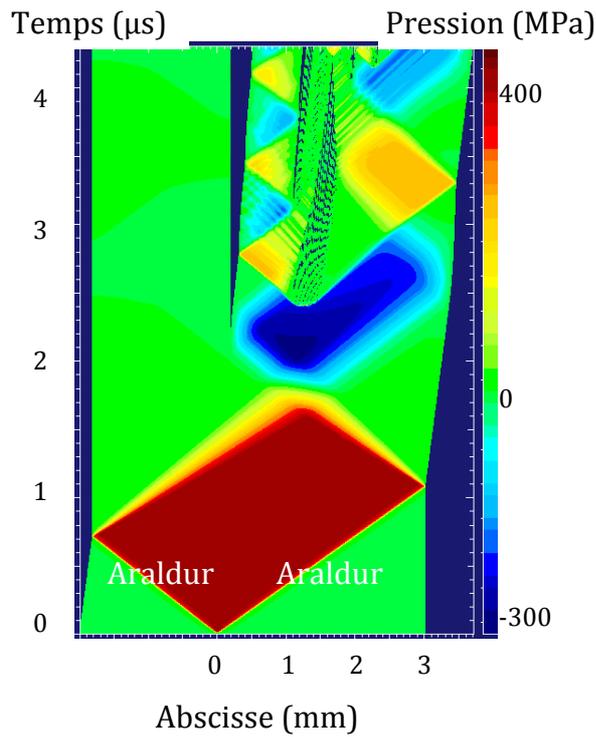
La Figure 4.27 présente le profil de vitesse issu de la simulation numérique de l'essai D1799, avec  $A_0 = 200$  Pa et  $D_c = 0,4$ . La prise en compte de l'endommagement améliore considérablement les corrélations expérience/calcul. La pente du signal calculé en détente est modifiée du fait de la dégradation des propriétés élastiques. Ceci a pour effet de faire diminuer la célérité des ondes de détente, et de relever le profil de vitesse (la vitesse ne passe plus par zéro).

Les deux diagrammes de marche qui suivent, représentent respectivement les isovaleurs de pression et de l'endommagement. Contrairement au modèle de type « cut-off », la rupture n'intervient pas sur un maximum de traction, mais au bout d'une certaine durée d'application de la traction. Ce retard se répercute sur le signal de vitesse de surface libre, par un temps d'arrivée correct du signal dû au rebond du projectile.



**Figure 4.27 – Essai D1799 : Simulation avec endommagement progressif irréversible ( $V_{impact} = 260$  m/s)**

L'endommagement critique est atteint en plusieurs points. La simulation numérique prévoit alors plusieurs zones de rupture (Figure 4.28 et Figure 4.29).



**Figure 4.28 – Essai D1799 : Diagramme x-t en contrainte associé à la modélisation de l'endommagement progressif irréversible ( $V_{impact} = 260$  m/s)**

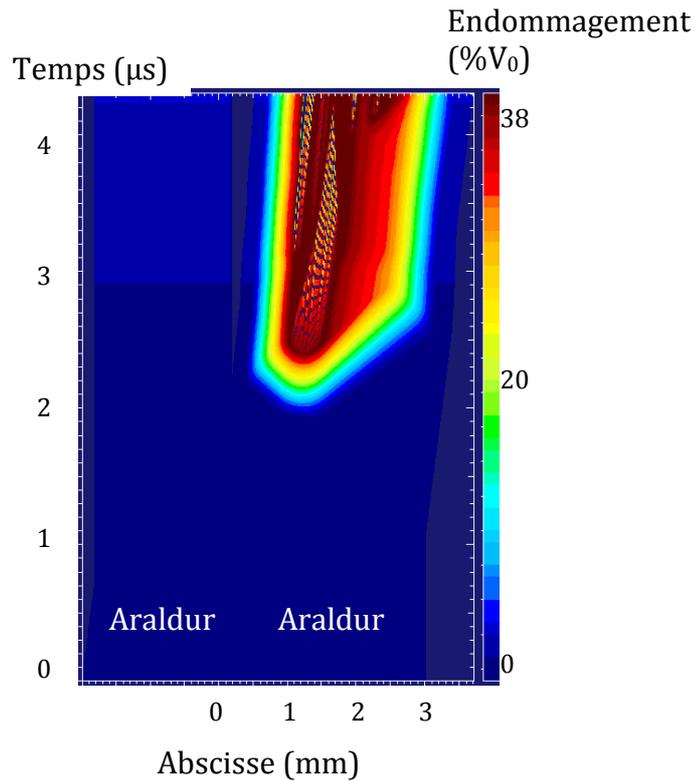


Figure 4.29 – Essai D1799 : Diagramme x-t de l'évolution de l'endommagement ( $V_{\text{impact}} = 260 \text{ m/s}$ )

La simulation numérique de l'essai D1798 confirme l'effet que peut avoir la prise en compte d'un endommagement sur le calcul d'un profil de vitesse (Figure 4.30).

Sur le diagramme de marche (Figure 4.31), nous constatons que la distribution de l'endommagement n'est pas uniforme, d'où la forme du signal de rebond entre 3.5 et 5 μs (Figure 4.32).

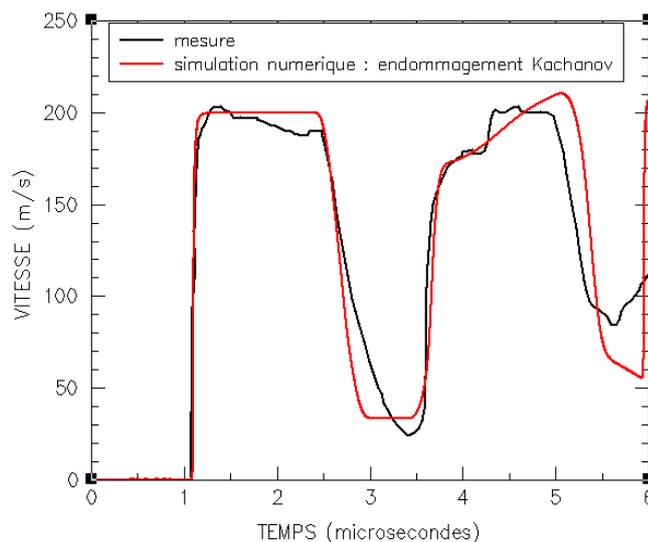


Figure 4.30 – Essai D1798 : Simulation avec endommagement progressif irréversible ( $V_{\text{impact}} = 200 \text{ m/s}$ )

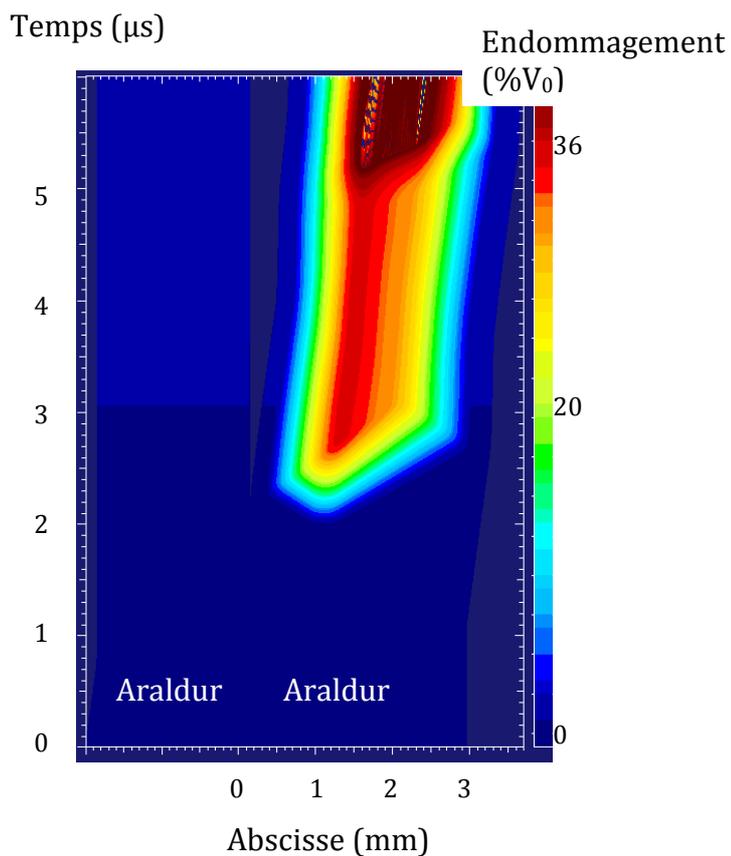


Figure 4.31 – Essai D1798 : Diagramme x-t de l'évolution de l'endommagement ( $V_{\text{impact}} = 200 \text{ m/s}$ )

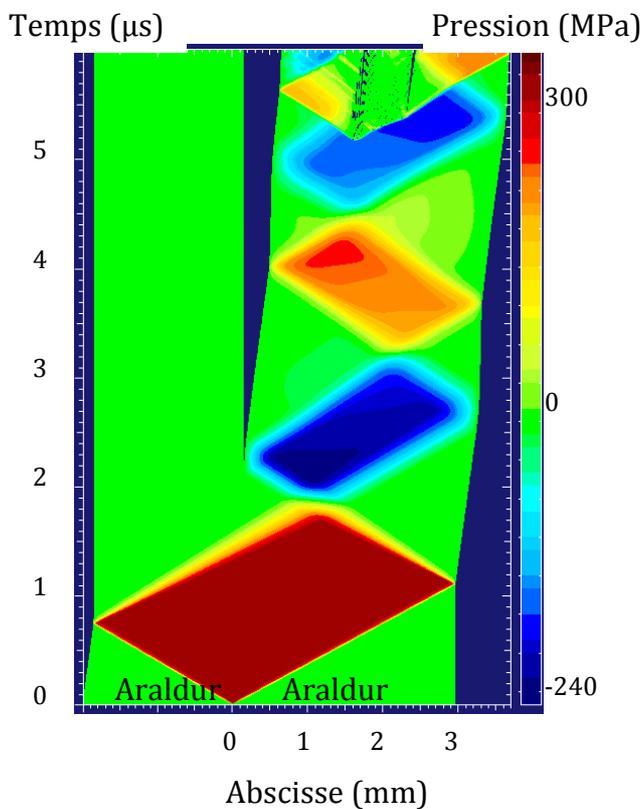
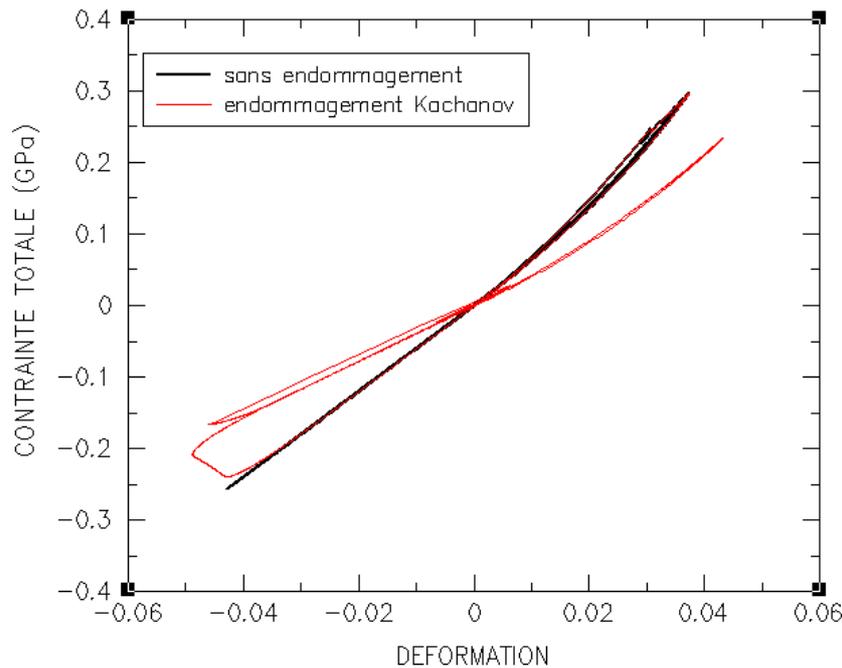


Figure 4.32 – Essai D1798 : Diagramme x-t en pression associé à la modélisation de l'endommagement progressif irréversible ( $V_{\text{impact}} = 200 \text{ m/s}$ )



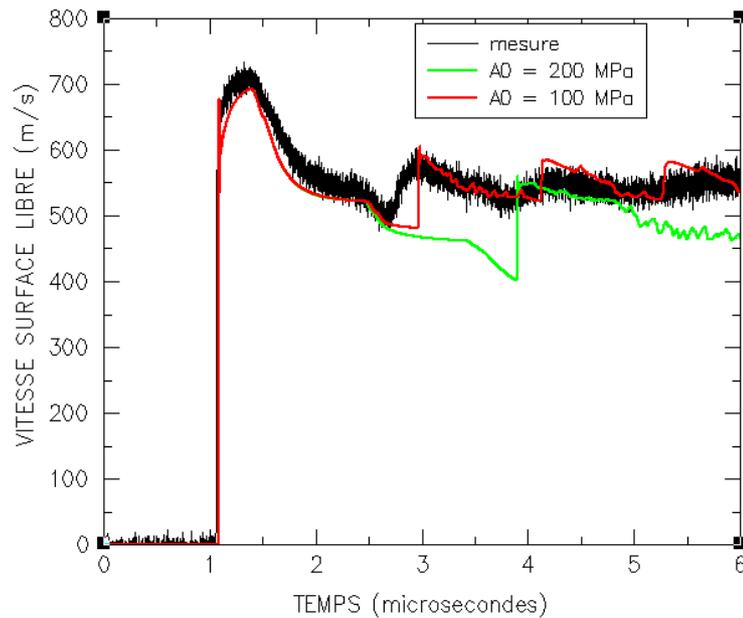
*Figure 4.33 – Loi de comportement avec et sans endommagement*

La courbe contrainte – déformation calculée avec ce modèle d’endommagement est comparée à celle obtenue sans endommagement (Figure 4.33). Lors du premier chargement en traction, l’élasticité est légèrement dégradée à partir d’une déformation de 3%. La chute devient plus importante à partir de 4%. Comme l’endommagement est irréversible, le module en compression modifié en traction est conservé en compression. Ceci se traduit par une pente plus faible sur la courbe lors de la phase de recompression.

#### **Analyse complémentaire**

Les paramètres déterminés précédemment sont validés sur la base de deux essais effectués sur des échantillons du même lot et dans des conditions voisines. L’application du modèle d’endommagement progressif irréversible sur le tir 904a a nécessité de fixer les paramètres  $A_0$  à 100 MPa et  $D_c$  à 0,4 pour obtenir une bonne corrélation expérience/calcul (Figure 4.34). La cinématique d’endommagement est par conséquent plus rapide que pour les autres tirs de plus faible intensité.

Une autre explication peut provenir d’un problème de réticulation sur certains échantillons. Pour le vérifier, il faudrait réaliser des essais sur des échantillons en faisant varier de manière contrôlée le taux de réticulation.



**Figure 4.34 – Essai 904a : Simulation avec endommagement progressif irréversible ( $V_{\text{impact}} = 450 \text{ m/s}$ )**

En utilisant un jeu de paramètres similaires pour le tir GEPI G584, nous obtenons une excellente corrélation expérience/calcul (Figure 4.35). La diminution de la vitesse de déformation n'a apparemment pas d'influence sur la cinématique de l'endommagement.

L'analyse du diagramme de marche (Figure 4.36) permet d'analyser les mécanismes de propagation des ondes de compression et de détente engendrés par l'endommagement progressif de l'Araldur.

Le pic de vitesse observé à  $5 \mu\text{s}$  témoigne de l'arrivée en surface libre de l'onde de recompression générée par la création d'un premier ensemble de fissures.

Le pic de vitesse observé à  $5,5 \mu\text{s}$  n'est pas dû à l'endommagement, mais provient de la seconde onde de contrainte générée lors de la décharge des condensateurs. Elle a pour effet de refermer les fissures, avant de se propager vers la surface libre.

La réflexion en détente de cette onde est à l'origine d'une zone endommagée. Les allers – retours d'ondes successifs entre cette zone endommagée et la surface libre sont à l'origine des pics de vitesses suivants.

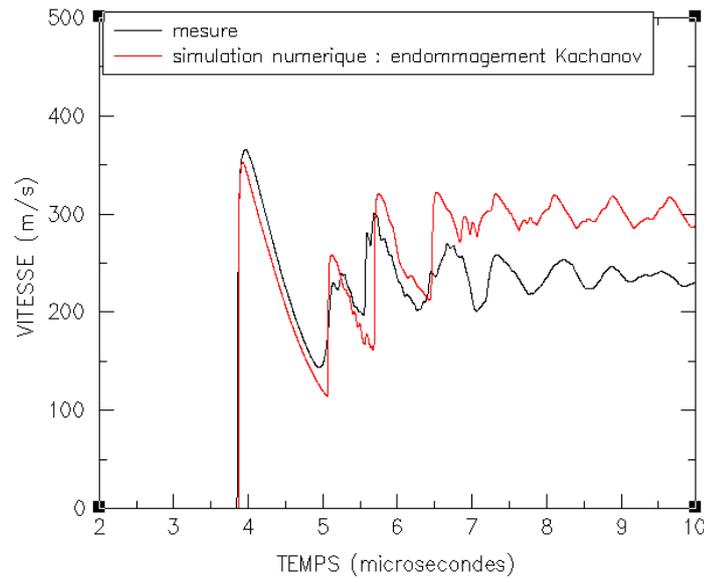


Figure 4.35 – Essai G584 : Simulation avec endommagement progressif irréversible ( $I_{max} = 2,4 MA$ )

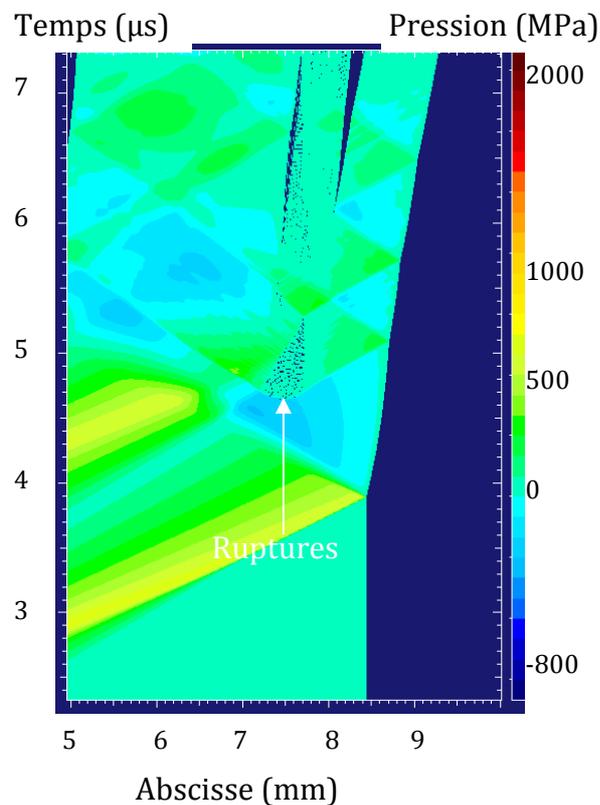


Figure 4.36 – Essai G584 : Diagramme x-t en pression associé à la modélisation de l'endommagement par le critère de Kachanov ( $I_{max} = 2,4 MA$ )

### Discussion

Le modèle d'endommagement progressif irréversible de Kachanov permet d'expliquer la forme de la plupart des profils de vitesse mesurés. L'hypothèse d'un endommagement des échantillons d'Araldur est confirmée. Il faudrait simplement la valider à l'aide d'expériences permettant la récupération des échantillons.

Les corrélations expériences/calculs obtenues, moyennant une optimisation des paramètres, sont très satisfaisantes. Cette représentation permet d’analyser les mécanismes de rupture cohésive dans l’Araldur.

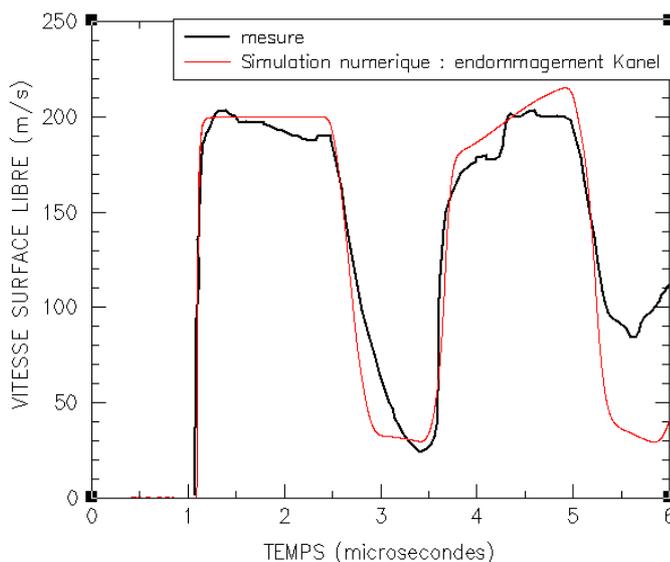
Dans le cadre des applications aux assemblages collés, nous utiliserons les paramètres validés sur la gamme la plus large de vitesses de déformations. Nous les présentons dans le Tableau 4.4 :

A <sub>0</sub> (Pa)	r	σ <sub>seuil</sub> (MPa)	Dc
100	1	140	40%

**Tableau 4.4 – Paramètres du modèle d’endommagement de Kachanov pour l’Araldur**

Comme nous avons constaté une « fermeture » des fissures lors de l’analyse des résultats de l’essai G584, nous pourrions étudier la réponse de l’Araldur en supposant que les vides se referment, c’est à dire en utilisant un modèle d’endommagement réversible.

La prise en compte d’un tel endommagement ne change pas beaucoup les résultats numériques, comme nous pouvons le constater sur l’essai D1798 (Figure 4.37).



**Figure 4.37 – Essai D1798 : Analyse paramétrique sur le coefficient k du critère d’endommagement de Kanel (V<sub>impact</sub> = 200 m/s)**

Les paramètres déterminés pour l’Araldur sont présentés dans le Tableau 4.5 :

k (Pa <sup>-1</sup> .s <sup>-1</sup> )	Vt1	σ <sub>seuil</sub> (MPa)	Dc
0,005	0,7	140	0,4

**Tableau 4.5 – Paramètres du modèle d’endommagement de Kanel pour l’Araldur**

#### 4.2.4 – Bilan

Dans ce paragraphe, l'apport de la simulation numérique dans l'analyse des résultats des essais dynamiques a été démontré. Les profils de vitesse mesurés ont été comparés à des résultats de simulations numériques obtenus en considérant plusieurs hypothèses de travail.

La modélisation de la réponse de l'Araldur par un comportement hydrodynamique est suffisante pour des pressions inférieures à 300 MPa. Au-delà de cette valeur de pression, la modélisation de la viscoélasticité s'avère nécessaire et donne d'excellentes corrélations expériences/calcul.

Le seuil de rupture estimé à partir des essais d'impacts de plaques se situe entre 250 et 290 MPa. La diminution de la vitesse de déformation d'une décade ne semble pas modifier la tension de rupture que nous estimons voisine de 290 MPa. Cependant, les mauvaises corrélations expériences/calcul sous l'hypothèse d'une rupture instantanée indiquent que ce scénario n'est pas le plus crédible sur les échantillons massifs d'Araldur (épaisseur > 1 mm).

Nous montrons donc que le comportement sous choc de l'Araldur est de type viscoélastique avec un endommagement progressif irréversible en traction. Son domaine de validité est restreint aux contraintes inférieures à 1,5 GPa.

Le seuil d'initiation de l'endommagement sous chargement dynamique est de manière générale bien supérieur au seuil de rupture en traction de 55 MPa mesuré en régime quasi-statique. La vitesse de chargement et la triaxialité des contraintes contribuent à une augmentation significative du seuil de rupture.

### 4.3 – *Comportement sous choc du RTV 141 : Approche numérique*

A priori, la réponse de l'élastomère RTV 141 dans les domaines de température ( $T > T_g$ ) et de vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon} > 10^4 \text{ s}^{-1}$ ) qui nous intéressent est de type caoutchoutique [4.17]. L'utilisation du principe d'équivalence temps-température montre effectivement que le module de Young reste de l'ordre de 2 MPa pour des vitesses de déformation de  $10^6 \text{ s}^{-1}$  [4.18]. Les grandes vitesses de déformation étudiées ne sont pas suffisantes pour permettre le passage de la transition vitreuse.

Par ailleurs, nous avons constaté que le module de cisaillement du RTV141 est très faible sous régime quasi-statique. Par conséquent, les contraintes de cisaillement calculées sont négligeables par rapport à la contrainte moyenne ou pression. Le comportement du RTV 141 est assimilé en première approximation à celui d'un fluide compressible.

Nous allons tester dans un premier temps une approche de modélisation représentant un comportement hydrodynamique du RTV. Nous évaluerons ensuite ce que peut apporter la prise en compte de l'hyperélasticité et de l'endommagement, lorsque l'état de déformation n'est plus en contraction mais en extension.

### 4.3.1 – Comportement hydrodynamique

Le comportement purement hydrodynamique du RTV 141 est représenté à l'aide de l'équation d'état de Mie-Grüneisen (voir paragraphes précédents) [4.19].

L'identification des paramètres de l'équation d'état s'appuie sur les résultats des mesures par ultrasons et la courbe D-u obtenue pour le RTV141.

La célérité d'une onde transversale dans le RTV étant négligeable, la célérité du son est à peu près égale à la célérité des ondes longitudinales, soit 1033 m/s [4.20].

Les paramètres  $S_1$ ,  $S_2$  et  $S_3$  sont obtenus en identifiant les coefficients du polynôme donné par l'Équation 4.3. Pour cela, nous avons utilisé une méthode d'optimisation, qui consiste à réduire par itérations successives les écarts entre les profils de vitesse mesurés lors des expériences dynamiques et les profils de vitesse calculés à l'aide du code monodimensionnel interne. Cette méthode est certes compliquée mais elle présente l'avantage d'utiliser toutes les informations disponibles sur les profils de vitesse.

Les paramètres ainsi déterminés sont donnés dans le Tableau 4.6.

$\rho_0$ (kg.m <sup>-3</sup> )	$c_0$ (m.s <sup>-1</sup> )	$S_1$	$S_2$	$S_3$	b	$\Gamma_0$
1000	1033	3,618	-6,187	4,646	0	0,8

Tableau 4.6 – Paramètres du modèle Mie – Grüneisen Steinberg pour le RTV141

Nous vérifions que la courbe représentant la célérité du choc en fonction de la vitesse matérielle calculée avec l'EOS de Steinberg que nous avons identifiée passe par les états sous choc déterminés expérimentalement (Figure 4.38).

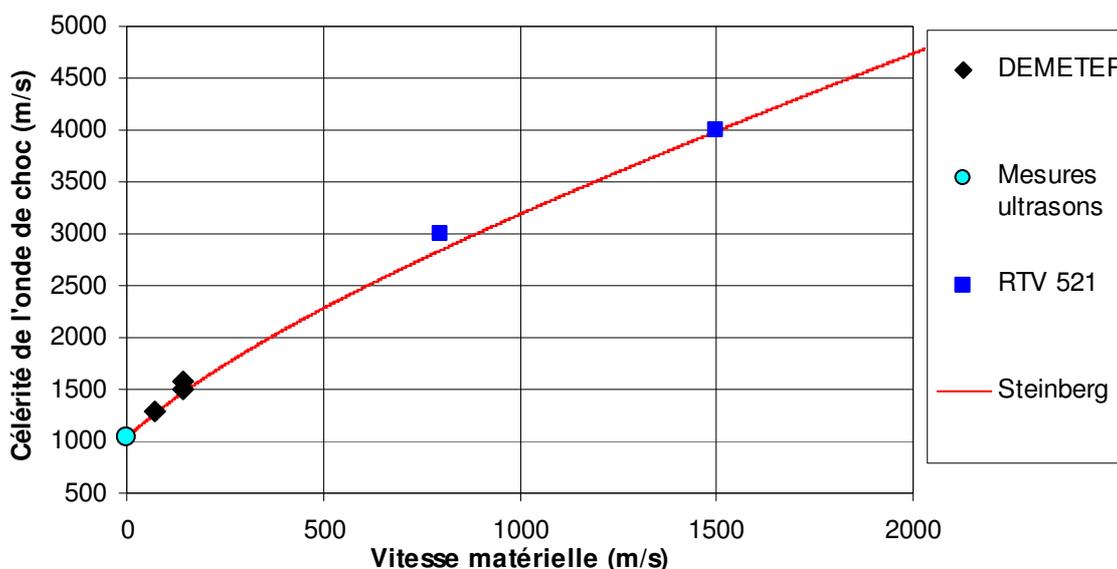


Figure 4.38 – Comparaison de la courbe célérité du choc – vitesse matérielle du RTV141 calculée en utilisant la formulation de Steinberg avec les données expérimentales

Nous vérifions à l'aide des simulations numériques des essais 906\_2 et D1778 que la modélisation proposée permet de bien restituer les états sous choc (chronométrie et

niveaux de vitesse) et la célérité des ondes de détente (temps d'arrivée de la détente) (Figure 4.39 et Figure 4.40).

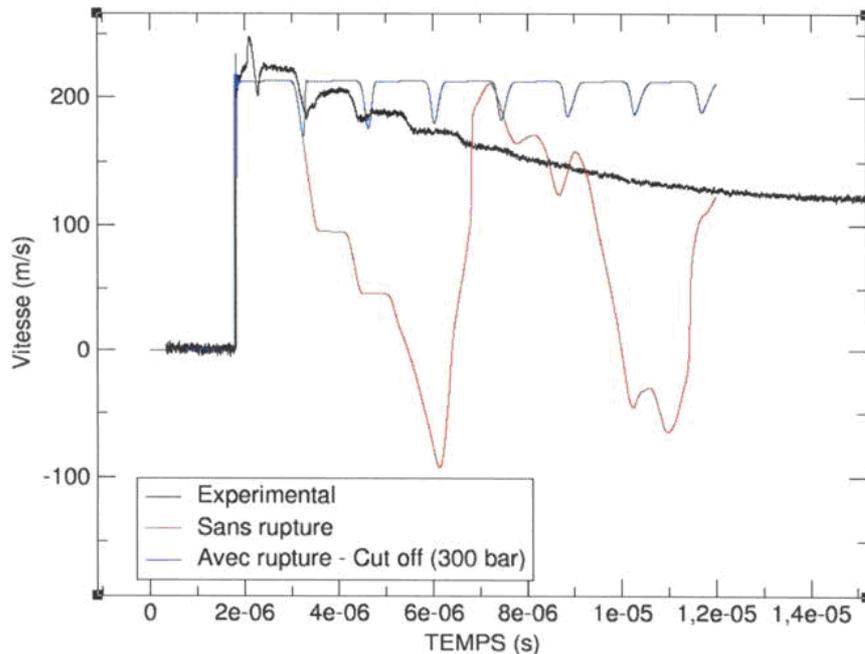


Figure 4.39 – Essai 906\_2 : Confrontation expérience/calcul ( $V_{impact} = 128 \text{ m/s}$ )

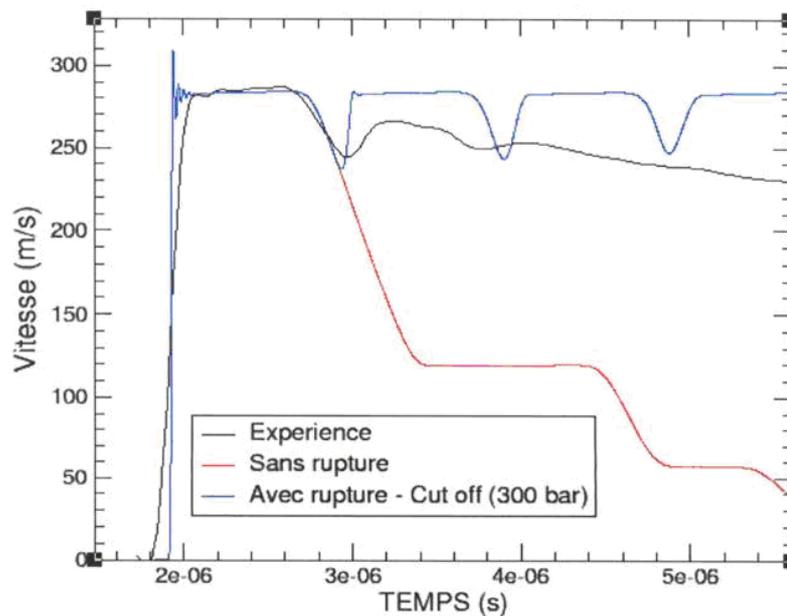


Figure 4.40 – Essai D1778 : Confrontation expérience/calcul ( $V_{impact} = 203,6 \text{ m/s}$ )

Nous montrons sur les figures précédentes que l'équation d'état ne permet pas la description de tous les phénomènes physiques intervenant pendant la phase de détente. Les corrélations expériences/calculs deviennent moins satisfaisantes lorsque la contrainte de traction (rencontre d'ondes de détente) augmente. Sans définir de critère de rupture sur le RTV, la vitesse continue de décroître et ne présente pas de rebond comme observé lors des essais.

La représentation d'une rupture instantanée pour une contrainte de traction de 30 MPa améliore considérablement les corrélations expériences/calculs. Les écarts qui subsistent semblent confirmer que la rupture n'est pas totale.

Nous allons proposer d'autres approches de modélisation du comportement du RTV 141 en traction ou en extension

### 4.3.2 – Prise en compte de l'hyperélasticité en extension

Les essais quasi-statiques réalisés sur le RTV141 mettent en évidence un comportement de type hyperélastique [4.21] en traction uniaxiale.

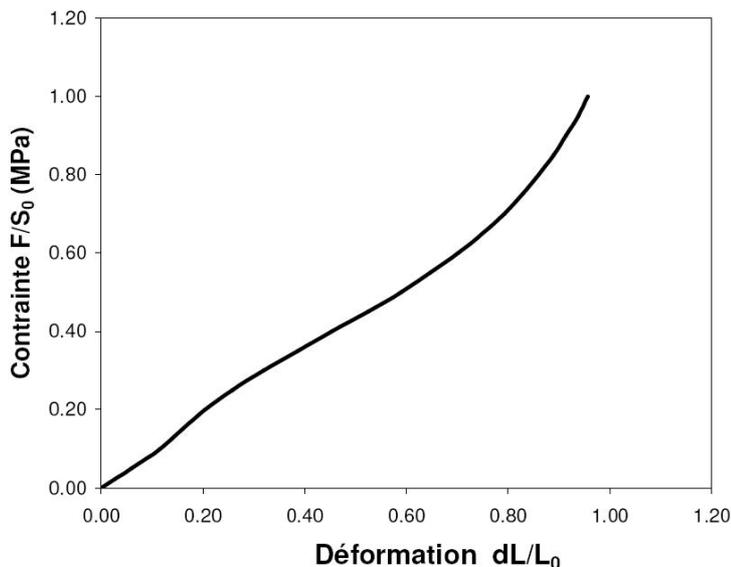


Figure 4.41 – Courbe contrainte – déformation du RTV 141 en traction plane [4.21]

Nous pouvons imaginer que la réponse du RTV141 en extension (chargement appliqué lors des expériences dynamiques réalisées pour cette étude) sera également hyperélastique, c'est-à-dire avec des grandes déformations élastiques réversibles. Il s'agit de voir dans quelle mesure la prise en compte de l'hyperélasticité pourrait améliorer les corrélations expériences/calculs.

#### 4.3.2.1 – Représentation du comportement hyperélastique

Il existe de nombreuses approches de modélisations de l'hyperélasticité dans la littérature [4.22][4.23][4.24]. La plupart de ces approches s'appuient sur la définition d'un potentiel élastique plus ou moins complexe qui s'exprime en fonction des invariants de déformation. Les travaux de M. Trombini [4.18] montrent que l'application de ces formalismes aux grandes vitesses de déformation ne donne pas des résultats concluants. Un modèle de type « ingénieur » a été proposé pour représenter le comportement hyperélastique du RTV141 en extension.

L'élévation de température sous choc étant négligeable pour les expériences considérées, nous ne considérons pas dans un premier temps les effets thermiques éventuels sur le comportement.

L'approche de type « ingénieur », qui a été développée, s'inspire de l'allure d'une courbe contrainte - déformation correspondant à un comportement hyperélastique [4.18].

La courbe contrainte - déformation d'un élastomère est fortement non linéaire et se décompose en trois parties (Figure 4.42). La première partie concerne les petites déformations (1) avec un module élastique important. Dans la deuxième partie, le matériau est moins rigide (2) et les déformations augmentent de manière sensible. Enfin, la troisième partie traduit la réponse de l'élastomère aux grandes déformations. Nous observons un raidissement brutal à partir d'un certain niveau de déformation (3).

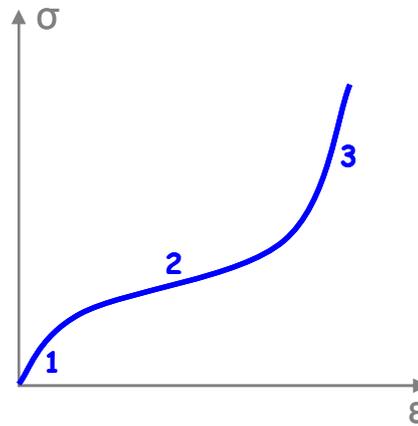


Figure 4.42 – Description d'une courbe contrainte - déformation pour un matériau hyperélastique

Le principe du modèle proposé par M. Trombini consiste à représenter par parties le comportement hyperélastique de l'élastomère (Figure 4.43). Chacune des trois parties de la courbe hyperélastique est approchée par une droite dans le plan  $\sigma$ - $\mu$ . En effet, la forme de la courbe représentant le comportement reste inchangée après le changement de variable suivant :  $\varepsilon \rightarrow \mu = \frac{-\varepsilon}{1+\varepsilon}$

La loi de comportement sur chaque partie prend la forme suivante :

$$p = -\sigma = K(\mu) \times \mu \quad \text{Équation 4.40}$$

où  $p$  est la pression,  $\sigma$  la contrainte,  $K$  le module de compressibilité et  $\mu$  l'extension.

Nous obtenons par conséquent une courbe contrainte - extension comportant trois parties élastiques caractérisées par les trois modules de compressibilités  $K_1$ ,  $K_2$ ,  $K_3$  Figure 4.43. Chaque changement de pente intervient pour un seuil en extension différent ( $\mu_1$  et  $\mu_2$ ) :

$$\begin{aligned} p &= K_1 \times \mu & \text{si} & \mu \geq \mu_1 \\ p &= K_2 \times \mu + (K_1 - K_2) \times \mu_1 & \text{si} & \mu_1 \geq \mu \geq \mu_2 \\ p &= K_3 \times \mu + (K_1 - K_2) \times \mu_1 + (K_2 - K_3) \times \mu_2 & \text{si} & \mu \leq \mu_2 \end{aligned} \quad \text{Équation 4.41}$$

où  $p$  est la pression,  $\mu$  est l'extension ( $\mu < 0$ ),  $K_i$  ( $i = 1,2,3$ ) est le  $i^{\text{ème}}$  module de compressibilité,  $\mu_i$  ( $i = 1,2$ ) est le  $i^{\text{ème}}$  seuil en extension.

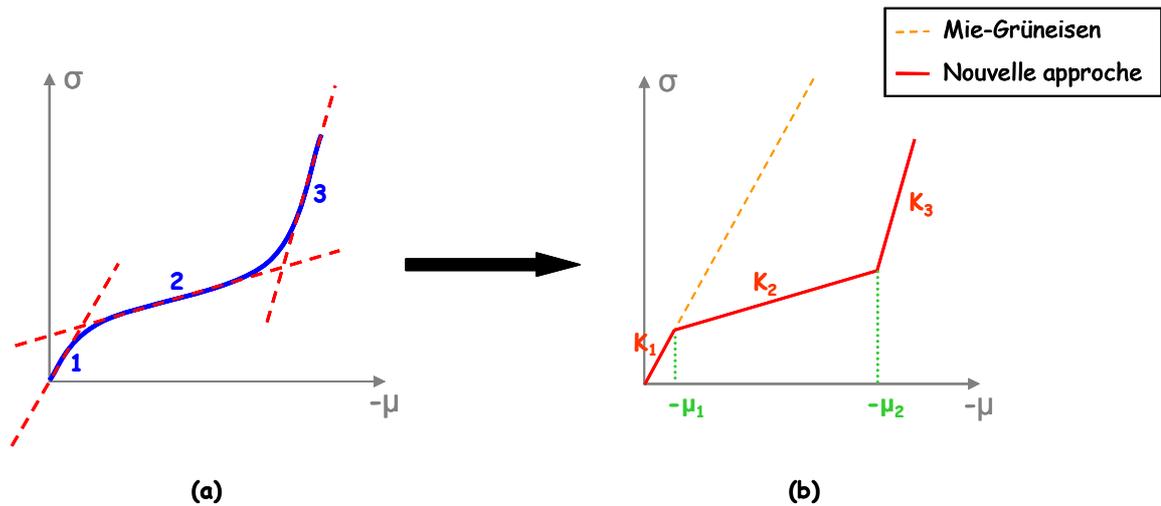


Figure 4.43 – Principe du modèle ingénieur

Cette loi de comportement a été implantée dans un code de calcul explicite monodimensionnel, pour représenter la réponse des élastomères en extension (i.e. aux grandes déformations). La formulation de Steinberg de l'équation d'état de Mie-Grüneisen est conservée pour traiter la réponse de l'élastomère en contraction (voir résultats du paragraphe précédent).

#### 4.3.2.2 – Identification des paramètres

Comme l'approche hydrodynamique donne des résultats satisfaisants au début de la phase de détente, nous considérons que le module de compressibilité  $K_1$  est égal à  $K = \rho_0 \cdot c_0^2 = 1,1$  GPa. Ceci permet de conserver des calculs corrects des célérités des ondes de détente.

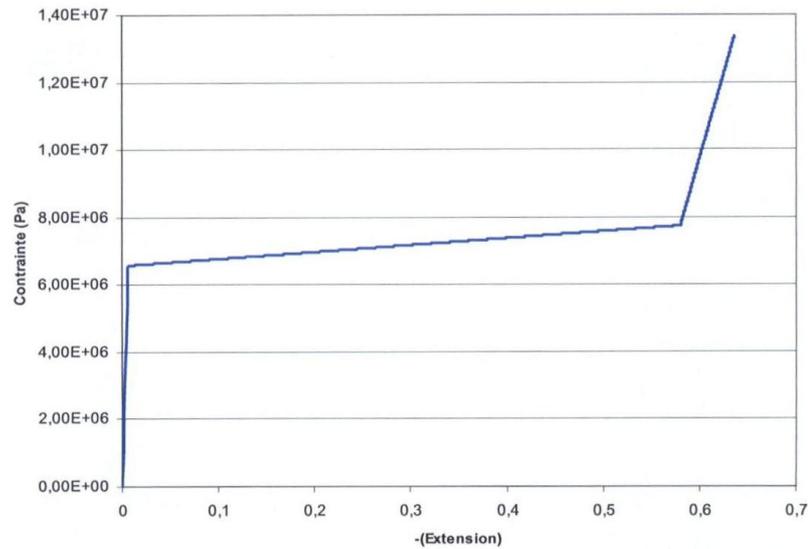
Les autres paramètres du modèle, les modules de compressibilité  $K_2$  et  $K_3$ , ainsi que les seuils en extension  $\mu_1$  et  $\mu_2$ , ont été identifiés par itérations successives dans l'objectif d'obtenir les meilleures corrélations expérience/calcul pour l'essai 906\_2.

Les paramètres identifiés sont donnés dans le Tableau 4.7.

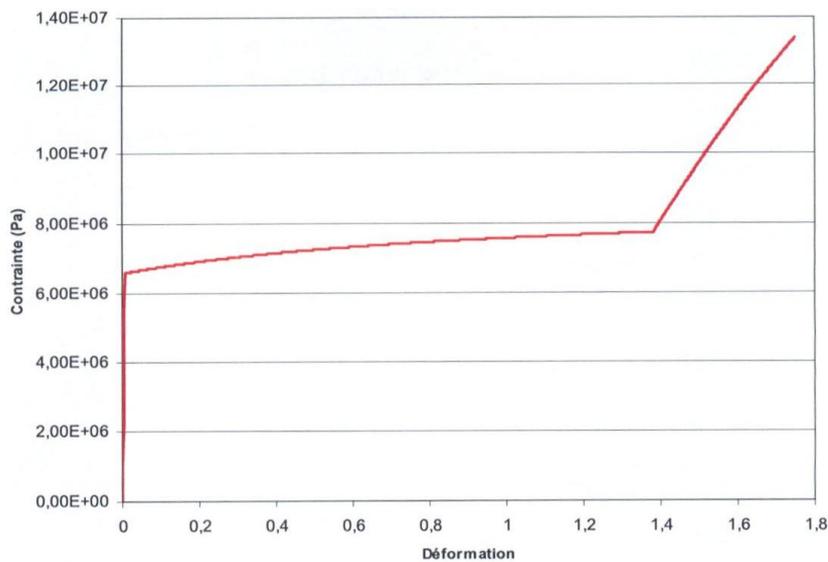
$K_1$ (GPa)	$K_2$ (MPa)	$K_3$ (GPa)	$\mu_1$	$\mu_2$
1,1	2	0,1	-0,006	-0,58

Tableau 4.7 – Paramètres du modèle à 3 pentes

Le comportement en extension du RTV 141 est alors représenté par les courbes contrainte – extension (Figure 4.44) et contrainte – déformation (Figure 4.45) suivantes :



**Figure 4.44 – Courbe contrainte – extension obtenue pour le modèle à 3 pentes**



**Figure 4.45 – Courbe contrainte – déformation obtenue pour le modèle à 3 pentes**

Nous remarquons une très grande rigidité du matériau à faible déformation. Cette rigidité diminue fortement au passage d'un seuil de déformation de moins de 1%, puis redevient importante au-delà de 60% de déformation. L'explication micromécanique vient de l'étirement progressif des chaînes de l'élastomère à l'image d'un plat de spaghettis. Les déformations étant supposées réversibles, nous n'imaginons pas pour l'instant de rupture de chaînes.

#### 4.3.2.3 – Confrontations expériences/calculs

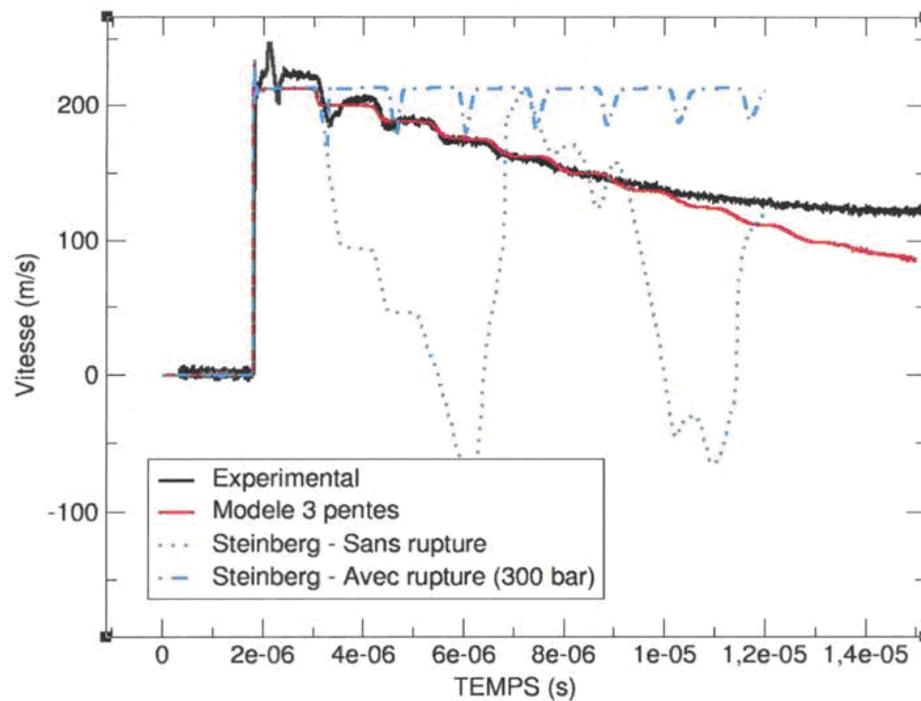
Les déformations maximales calculées pour les essais 906\_2 et D1778 avec le modèle ingénieur à 3 pentes sont comparées dans le Tableau 4.8 à celles obtenues avec le modèle hydrodynamique.

	<b>906_2</b>	<b>D1778</b>
	$\epsilon_{\max}$	$\epsilon_{\max}$
<b>Modèle hydrodynamique</b>	16,92%	17,16%
<b>Modèle hyperélastique</b>	174,26%	181,76%

*Tableau 4.8 – Déformations maximales calculées*

La chute de rigidité pendant la partie (2) de la loi hyperélastique permet effectivement d’atteindre des grandes déformations en extension lors des expériences d’impact de plaques.

Les profils de vitesse de surface libre calculés ont été confrontés aux signaux de vitesse de surface libre expérimentaux (Figure 4.46 et Figure 4.47).



*Figure 4.46 – Essai 906\_2 : Confrontation expérience/calcul – modèle à 3 pentes ( $V_{\text{impact}} = 128 \text{ m/s}$ )*

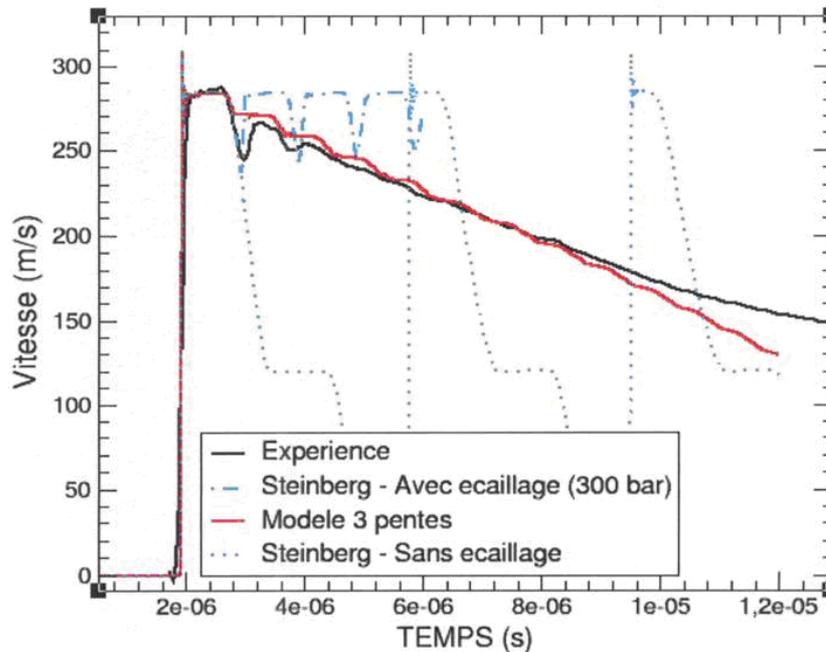


Figure 4.47 – Essai D1778 : Confrontation expérience/calcul – modèle à 3 pentes ( $V_{\text{impact}} = 203,6 \text{ m/s}$ )

Nous observons que la corrélation expérience/calcul est très satisfaisante. La décroissance progressive du profil de vitesse par paliers est bien restituée par la simulation numérique.

Sur les diagrammes de marche de la Figure 4.48, nous identifions le rebond de l'impacteur en PMMA sur le transmetteur en PMMA.

Nous observons également un ralentissement considérable de la surface libre jusqu'à environ 5 microsecondes lorsque le modèle hydrodynamique est utilisé pour simuler l'essai 906\_2 (Figure 4.48a). Le ralentissement de la surface libre est beaucoup plus lent et progressif avec le modèle ingénieur à 3 pentes (Figure 4.48b).

La décroissance par paliers successifs vient d'allers et retours d'ondes dans la zone proche de la surface libre, qui est soumise à de faibles déformations en extension. La zone arrière non étirée se comporte alors comme si elle était éjectée, les ondes étant « emprisonnées » entre la face arrière et la zone étirée. Cependant, la conservation de la cohésion du matériau retient la matière partiellement éjectée et peut donc expliquer la diminution de la vitesse de surface libre aux temps longs.

Le modèle hyperélastique proposé traduit en fait une diminution brutale du module élastique lorsque la déformation atteint un seuil d'extension fixé à 0.6%. Nous pouvons imaginer reproduire le même type de réponse avec un modèle d'endommagement progressif. Il est probable qu'un modèle d'endommagement permette également de reproduire le rebond observé expérimentalement entre chaque palier.

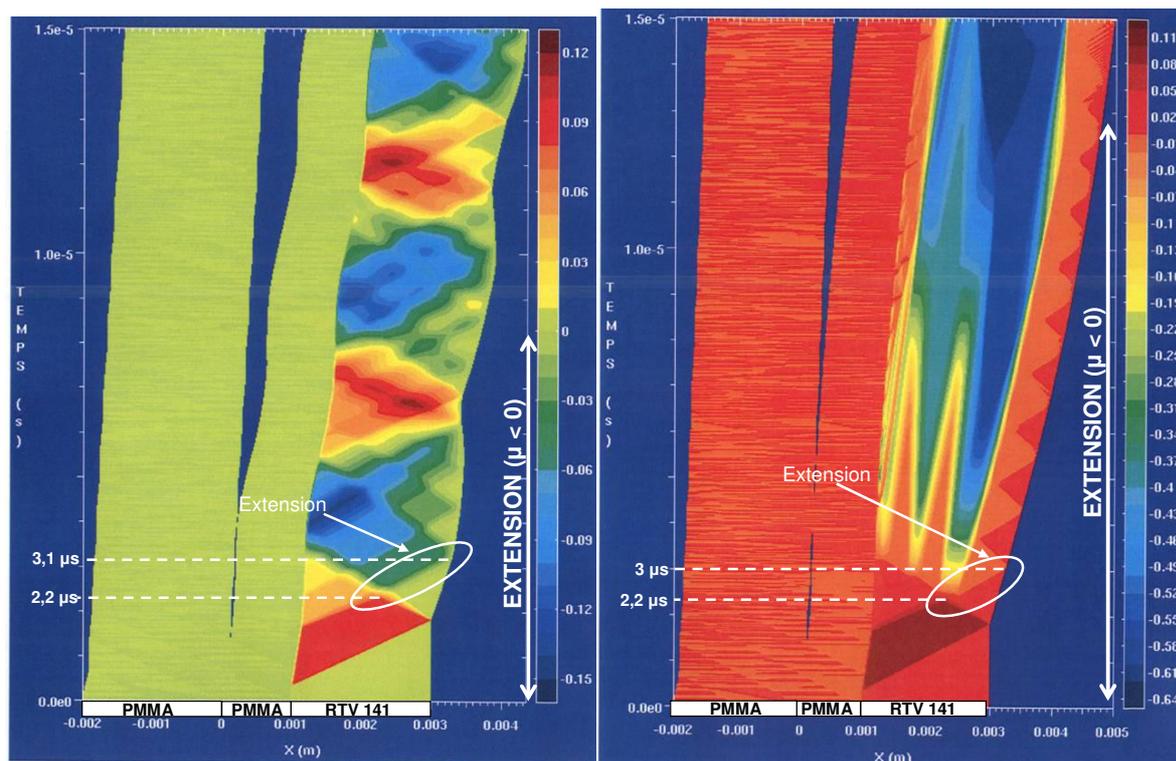


Figure 4.48 – Diagrammes de marche en contraction/extension – Formulations de Steinberg (a) et à 3 pentes (b)

### 4.3.3 – Prise en compte de l’endommagement progressif

Les paragraphes précédents ont montré que la modélisation de la rupture du RTV 141 par un critère de type cut-off était insuffisante. Nous évaluons ici les approches mises en place pour l’Araldur pour modéliser un endommagement progressif irréversible (Kachanov) ou réversible (Kanel). La détermination des jeux de paramètres optimaux pour les deux types de modèles a été réalisée par itérations successives à l’aide de confrontations expériences/calcul.

Les paramètres pour chaque modèle sont indiqués respectivement dans le Tableau 4.9 et le Tableau 4.10 :

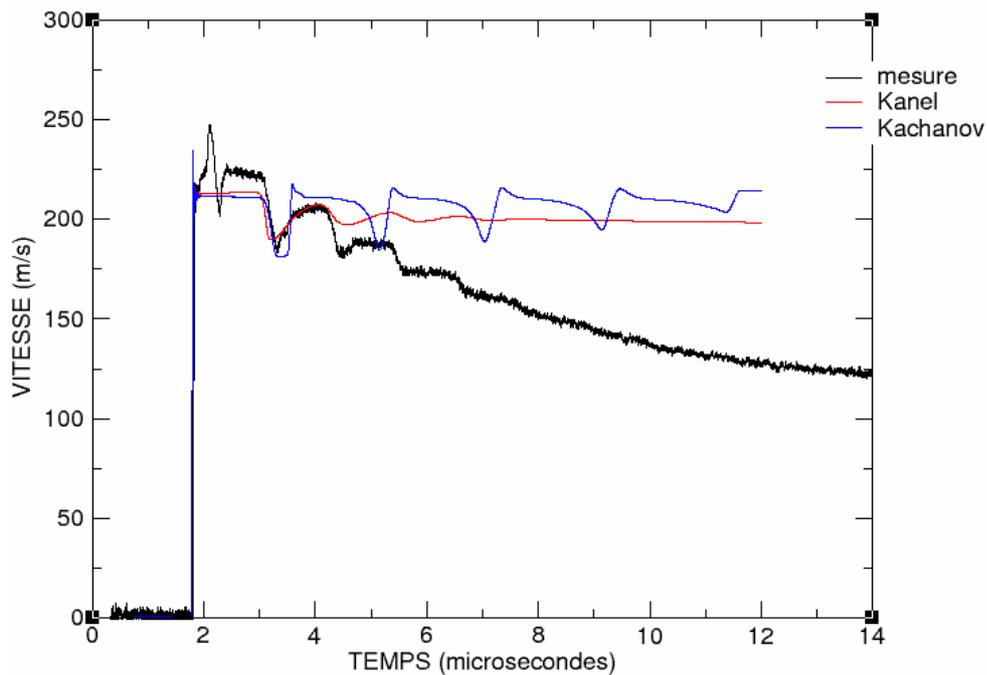
$A_0$ (Pa)	r	$\sigma_{\text{seuil}}$ (MPa)	Dc
5	1,2	14	0,8

Tableau 4.9 – Paramètres du modèle d’endommagement de Kachanov pour le RTV 141

k ( $\text{Pa}^{-1} \cdot \text{s}^{-1}$ )	Vt1	$\sigma_{\text{seuil}}$ (MPa)	Dc
0,9	0,001	12	0,635

Tableau 4.10 – Paramètres du modèle d’endommagement de Kanel pour le RTV 141

Les confrontations terminales sont présentées sur la Figure 4.49.



**Figure 4.49 – Essai 906\_2 : Modélisation d'un endommagement progressif, confrontations expérience/calcul ( $V_{\text{impact}} = 128 \text{ m/s}$ )**

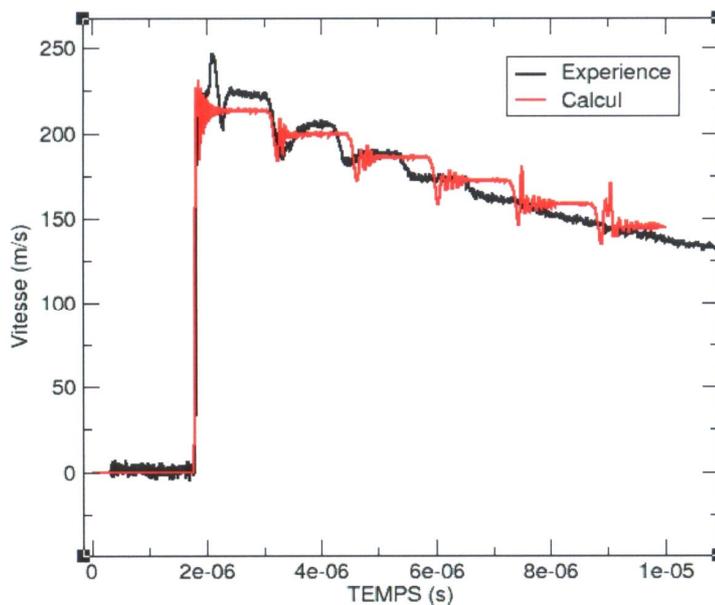
La prise en compte de l'endommagement permet de retrouver numériquement le phénomène de rebond entre chaque palier de vitesse. Les résultats obtenus sont très proches de ceux associés à la représentation d'une rupture instantanée.

La modélisation de la dégradation des propriétés élastiques du RTV 141 sans atteindre la rupture ne suffit pas pour restituer la chute progressive de la vitesse de surface libre.

#### **4.3.4 – Prise en compte d'une rupture partielle suivie d'un comportement hyperélastique**

Au vu des résultats précédents, nous avons supposé qu'il y avait une rupture partielle en extension du RTV suivi d'une réponse hyperélastique.

Ne disposant pas pour l'instant de ce type d'approche de modélisation dans le code monodimensionnel, nous avons choisi d'évaluer cette hypothèse en utilisant un code 2D développé par CEA-DAM. En effet, ce code permet d'utiliser un critère de rupture avec une relaxation partielle de la contrainte. Pour un seuil de contrainte de 30 MPa et une contrainte imposée à 10 MPa après rupture, nous obtenons les profils de vitesse représentés sur la Figure 4.50.



**Figure 4.50 – Essai 906\_2 : Rupture avec relaxation partielle de la contrainte ( $V_{\text{impact}} = 128 \text{ m/s}$ )**

Les relativement bonnes corrélations expériences/calculs tendent à appuyer cette hypothèse. Il serait intéressant de poursuivre les travaux de modélisation dans cette voie.

### 4.3.5 – Bilan

La représentation du comportement dynamique du RTV 141 en compression par l'équation d'état de Mie-Grüneisen est suffisante. Une approche hyperélastique, inspirée de modèles de la littérature et adaptée aux vitesses de déformation élevées, a été mise en place pour modéliser son comportement en traction et s'avère satisfaisante.

L'étude de l'hypothèse d'un endommagement a montré que les critères menant à un écaillage ne correspondent pas au comportement réel du RTV 141. Nous nous orientons plutôt vers la modélisation d'une rupture partielle.

## 4.4 – Conclusions

Ce chapitre a montré l'apport de la simulation numérique dans l'analyse des résultats des essais de caractérisation du comportement sous choc de l'Araldur et du RTV 141. Les confrontations expériences/calculs, sur la base des mesures de vitesse matérielle et d'hypothèses sur le comportement des matériaux, ont permis de confirmer et de compléter l'analyse phénoménologique proposée dans le précédent chapitre.

Comme pour le PMMA, la réponse en compression de la résine époxyde reste élastique à faible niveau de contrainte (300 MPa pour l'Araldur). Ensuite, il est nécessaire de prendre en compte la viscoélasticité. Pour cela, nous avons identifié les paramètres d'un modèle viscoélastique non linéaire. Les excellentes corrélations expériences/calculs obtenues sur les essais d'impact de plaques et de compression isentropique nous conduisent à utiliser ce modèle lors de l'analyse des essais sur assemblages collés.

L'étude du comportement en traction de l'Araldur a mis en évidence la forte augmentation de la contrainte à la rupture pour des vitesses de déformation de l'ordre de  $10^6 \text{ s}^{-1}$  (250-300 MPa) par rapport à sa valeur en régime quasi-statique (55 MPa). La rupture cohésive des assemblages ne devrait par conséquent intervenir que pour des niveaux de contrainte relativement élevés. Nous soulignons que la modélisation d'un endommagement progressif donne de meilleurs résultats que l'utilisation d'un critère de rupture instantanée.

Les propriétés mécaniques du RTV 141 confèrent à ce matériau un comportement purement hydrodynamique en compression. Une représentation à l'aide de l'équation d'état de Mie-Grüneisen est suffisante. L'hypothèse d'une rupture partielle de cet élastomère en extension suivie d'un comportement hyperélastique est avancée. Des expériences dynamiques permettant la récupération d'échantillons après essai sont recommandées pour vérifier l'état final de l'élastomère. Une configuration expérimentale dédiée devra être développée lors de travaux futurs.

Les approches de modélisations proposées pour décrire le comportement sous choc de l'Araldur et du RTV 141 seront appliquées dans la prochaine partie à l'analyse de la réponse sous choc des assemblages collés. Nous allons nous appuyer sur l'interprétation fine des profils de vitesse et des quelques observations post-mortem disponibles.

#### 4.5 – Références bibliographiques du Chapitre 4 :

- [4.1] J. von Neumann, R. D. Richtmyer, « A method for the numerical calculation of hydrodynamic shocks », *Journal of Applied Physics*, **21** (3) 232 (1950).
- [4.2] D. Laporte, F. Malaise, E. Buzaud, M. Boustie, J.-M. Chevalier, « Response of an epoxy resin under shock wave loading », *International Journal of Shock waves*, à paraître.
- [4.3] A. V. Bushman, I. V. Lomonosov, V. E. Fortov, « Models of wide-range equations of state for matter under conditions of high energy density », *Sov. Tech. Rev. B: Therm. Phys.*, **5** 1 (1993).
- [4.4] D. J. Steinberg, « Equation of state and strength properties of selected materials », *rapport LLNL, Livermore, CA 94551* (510) 422-1670 (1996).
- [4.5] F. Malaise, « Caractérisation et modélisation du comportement de l'Araldur », *communication interne CEA*, (2006).
- [4.6] C. Zener, « Elasticity and Anelasticity of Metals », *University of Chicago Press, IL*, (1948).
- [4.7] K. W. Schuler, J. W. Nunziato, « The dynamic mechanical behaviour of polymethyl methacrylate », *Rheol. Acta*, **13** 265-273 (1974).
- [4.8] A. S. Khan, O. Lopez-Pamies, R. Kazmi, « Thermo-mechanical large deformation response and constitutive modelling of viscoelastic polymers over a wide range of strain rates and temperatures », *International Journal of Plasticity*, **22** 581-601 (2006).
- [4.9] K. W. Schuler, « Propagation of steady shock waves in polymethyl methacrylate », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **18** (4) 277-293 (1970).
- [4.10] A. F. M. S. Amin, M. S. Alam, Y. Okui, « An improved hyperelasticity relation in modeling viscoelasticity response of natural and high damping rubbers in compression: experiments, parameter identification and numerical verification », *Mechanics of Materials*, **34** 75-95 (2002).
- [4.11] G. I. Kanel, V. E. Fortov, *Adv. Mech.*, **10** (3) (1987).
- [4.12] L. M. Kachanov, « Introduction to continuum damage mechanics », *Martinus Nijhoff*, (1986).

- [4.13] C. Bolis, « Etude numérique et expérimentale de la séparation par chocs brefs d'interface de revêtements multi-couches. Application au test d'adhérence par choc laser », *Thèse de l'Université de Poitiers*, (2004).
- [4.14] F. R. Tuler, B. M. Butcher, « A criterion for time dependence of dynamic fracture », *International Journal of Fracture Mechanics*, **4** (4) (1968).
- [4.15] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, « Mécanique des matériaux solides », *Dunod*, ISBN 2-10-001397-1 (1988).
- [4.16] J.-P. Cuq-Lelandais, « Etude du comportement dynamique de matériaux sous choc laser sub-picoseconde », *Thèse de l'école nationale supérieure de mécanique et d'aérothermique de Poitiers*, (2010).
- [4.17] L. J. Gibson, M. F. Ashby, « Cellular solids: structure and properties – second edition », *Cambridge University Press*, ISBN 0-521-49911-9 (1999).
- [4.18] M. Trombini, « Modélisation du comportement dynamique en extension d'un élastomère silicone : le RTV 141 », *Rapport de stage CEA/ENSMA*, (2011).
- [4.19] D. Laporte, F. Malaise, M. Boustie, J.-M. Chevalier, E. Buzaud, C. Thessieux, « Dynamic behaviour of two adhesive materials », *DYMAT 19<sup>TM</sup> Proceedings, Strasbourg*, 245 (2010).
- [4.20] G. Navarro, « Compte-rendu d'expériences par ultrasons d'échantillons en RTV141 », *communication interne CEA*, (2008).
- [4.21] L. Meunier, G. Chagnon, D. Favier, L. Orgéas, « Caractérisation du comportement mécanique d'élastomères silicones chargés et non chargés », *18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, Grenoble*, (2007).
- [4.22] M. Mooney, « A theory of large elastic deformation », *J. Appl. Phys.*, **11** 582-592 (1940).
- [4.23] L. J. Hart-Smith, « Elasticity parameters for finite deformations of rubber like-materials », *Z. Angew. Math. Phys.*, **17** 608-626 (1966).
- [4.24] D. W. Haines, D. W. Wilson, « Strain energy density functions for rubber like materials », *J. Mech. Phys. Solids*, **27** 345-360 (1979).

**PARTIE C**

**REPONSE SOUS CHOC DES**

**ASSEMBLAGES COLLES**

---



# Chapitre 5

## Etude expérimentale de la réponse d’assemblages collés

---

### Sommaire

<i>5.1 – Introduction.....</i>	<i>144</i>
<i>5.2 – Impulsions très brèves (3 ns).....</i>	<i>144</i>
5.2.1 – Dispositif expérimental.....	144
5.2.2 – Essais Alisé sur assemblages Araldur .....	146
5.2.3 – Essais Alisé sur assemblages RTV .....	156
<i>5.3 – Impulsions brèves (50 ns).....</i>	<i>162</i>
5.3.1 – Dispositif expérimental.....	162
5.3.2 – Essais sur assemblages Araldur .....	163
5.3.3 – Essais sur assemblages RTV.....	167
<i>5.4 – Impulsions longues (&gt;500 ns).....</i>	<i>170</i>
5.4.1 – Impacts de plaques sur assemblages Araldur.....	170
5.4.2 – Impacts de plaques sur assemblages RTV .....	174
<i>5.5 – Succession d’impulsions longues (GEPI).....</i>	<i>175</i>
<i>5.6 – Bilan .....</i>	<i>177</i>
<i>5.7 – Références bibliographiques du Chapitre 5 :.....</i>	<i>178</i>

## 5.1 – Introduction

La partie B a abouti à la mise en place des outils nécessaires à la compréhension et à la modélisation du comportement sous choc de deux types de matériaux adhésifs.

Dans la partie C, nous allons étudier la réponse sous choc d’assemblages collés réalisés avec deux adhésifs. Les assemblages ou empilements étudiés sont constitués de deux plaques d’aluminium 6061T6 jointes soit par une couche d’Araldur, soit par une couche de RTV 141. Ce choix est destiné à étudier l’influence de la nature de l’adhésif sur la réponse des assemblages.

Le choix des expériences dynamiques (voir partie A) est dicté par la volonté de comprendre l’influence de la durée de l’impulsion sur la réponse des assemblages. Pour cela, nous mettons en œuvre des essais sur des installations générant des impulsions de durées comprise entre 3 ns et plus de 500 ns. Les moyens d’essais utilisés sont les lasers de puissance, les lanceurs à gaz et un générateur de pression isentropique.

Les essais de compression isentropique contribueront en plus à répondre à la question de l’influence de la forme temporelle de l’impulsion de pression appliquée.

Les résultats expérimentaux sont analysés à partir des profils de vitesse mesurés lors des diverses expériences. Les échantillons testés lors des essais laser et GEPI feront l’objet d’observations complémentaires dans le but d’identifier le mode de rupture qui domine : adhésif ou cohésif. Nous rappelons que les essais d’impacts de plaques ne permettent pas la récupération des échantillons après les tirs.

Enfin, nous étudierons l’influence d’un traitement de surface appliqué sur les couches d’aluminium avant collage. Cette étude a été réalisée à l’aide d’expériences d’impact de plaques sur des assemblages comportant uniquement de l’Araldur.

Dans ce chapitre, nous présentons, pour l’ensemble des essais, les résultats obtenus en partant des durées d’impulsion les plus brèves, sur des empilements avec Araldur puis sur des empilements avec le RTV 141.

## 5.2 – Impulsions très brèves (3 ns)

### 5.2.1 – Dispositif expérimental

Les essais dynamiques à impulsions très brèves ont été réalisés sur le laser de puissance Alisé (CEA CESTA). Comme nous l’avons décrit dans les parties A et B, cette installation permet de déposer une énergie de 20 à 160 J sur la face avant des assemblages pour une durée d’impulsion de 3 ns.

La forme temporelle du dépôt laser est considérée suivre une Gaussienne. Le flux en puissance déposé en surface de la zone irradiée, noté  $\Phi$ , s’exprime en fonction de la durée à mi-hauteur  $\tau$ , de l’énergie totale  $E$ , et de la surface circulaire de rayon  $r$ , qui est irradiée [5.1].

$$\Phi = \frac{E}{\tau \pi r^2}$$

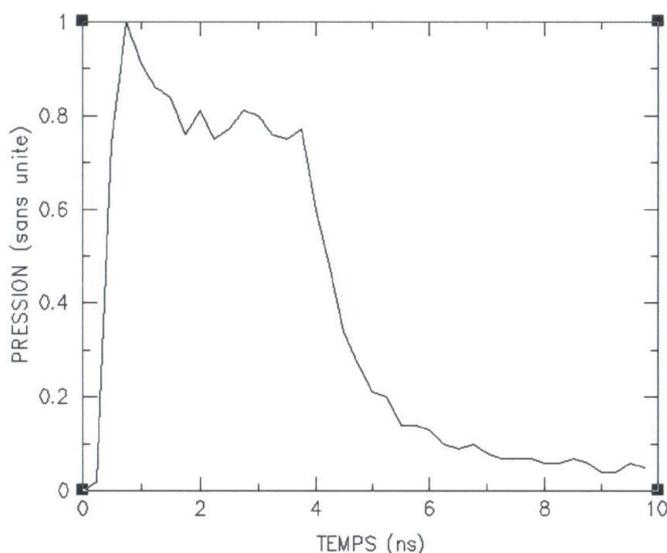
*Équation 5.1*

La formule de Grün permet d’estimer la pression maximale appliquée en fonction du flux incident.

$$P_{\max} = 1440.(0,8.\Phi)^{0,8} \quad \text{Équation 5.2}$$

Ainsi, les pressions appliquées dans la première couche d'aluminium varient de 8 à 45 GPa pour un diamètre du faisceau laser de 2 mm.

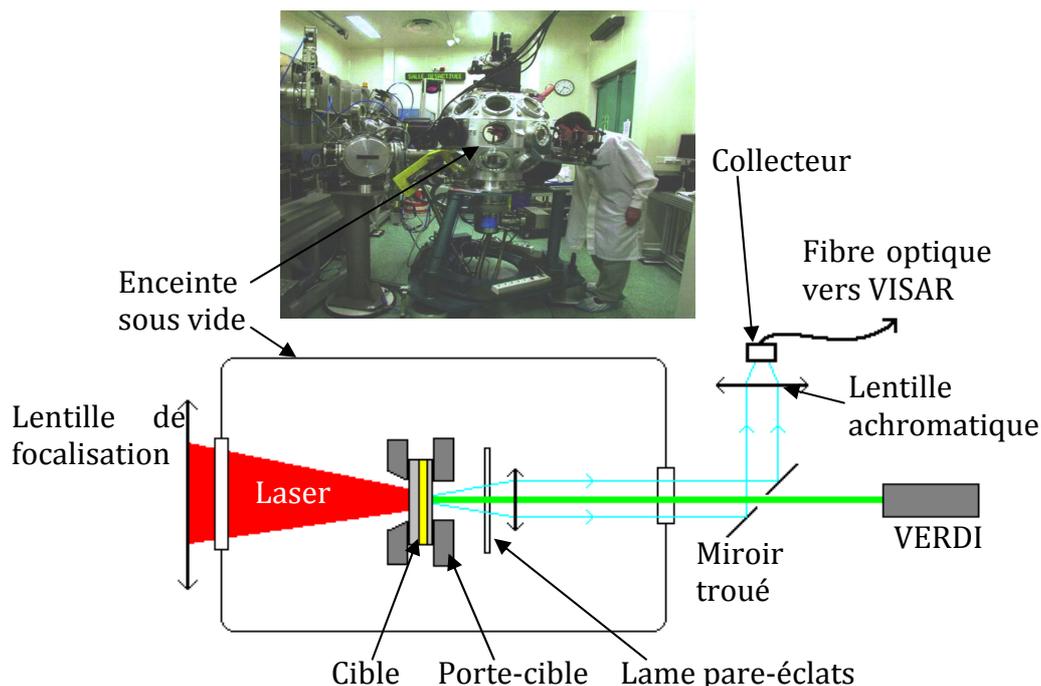
La Figure 5.1 présente la forme adimensionnée du profil de pression appliqué dans la première plaque d’aluminium d’un assemblage irradié par le faisceau laser. Ce profil est le résultat d’une simulation numérique réalisée avec le code ESTHER, un code lagrangien 1D calculant les interactions laser-matière, en prenant comme donnée initiale le profil d’énergie laser mesuré lors des tirs. Nous constatons que la forme du profil de pression calculé est caractérisée par un pic de compression suivi par une détente.



**Figure 5.1 – Profil de pression adimensionné appliqué lors d’un tir Alisé**

Le dispositif expérimental est représenté sur la Figure 5.2.

Le diamètre des cibles est de 10 mm. Elles sont fixées dans un porte-cible et placées dans une enceinte sphérique mise sous vide.



**Figure 5.2 – Dispositif expérimental pour la réalisation des tests d’adhérence d’assemblages collés sous choc laser**

Le faisceau laser incident est focalisé sur la cible à l’aide d’une lentille placée à l’extérieur de l’enceinte. La distance entre cette dernière et la cible est définie en fonction du diamètre de tache focale souhaité sur la cible. Elle est calibrée à l’aide de tirs préparatoires sur papier thermique.

Le faisceau pénètre dans l’enceinte en passant par un hublot en silice fondue. Une lame pare-éclats transparente est également placée derrière la cible afin de protéger la tête de fibre optique du dispositif VISAR contre d’éventuelles éjections consécutives au choc laser sur la cible.

Le faisceau du VERDI est centré sur la face arrière de la cible. Ce centrage est effectué dans un premier temps sur le papier thermique, en utilisant la tache créée par le laser de puissance comme repère. Un miroir incliné troué en son centre permet de diriger et focaliser le faisceau réfléchi sur le collecteur de la fibre optique du VISAR.

### 5.2.2 – Essais Alisé sur assemblages Araldur

Les essais Alisé sur assemblages Araldur ont été réalisés lors de deux campagnes expérimentales. Il s’agit d’étudier la réponse d’un empilement de type aluminium/Araldur/aluminium face à une impulsion de 3 ns. Nous avons choisi de faire varier le diamètre de la tache focale de 2 mm à 4 mm pour étudier les effets des détentes latérales sur les mécanismes de rupture.

#### A – Expériences avec un diamètre focal de 2 mm

##### Configurations expérimentales

Les configurations expérimentales sont répertoriées dans le Tableau 5.1.

Lors de cette campagne d’essais, l’épaisseur de la couche d’Araldur est d’environ 300  $\mu\text{m}$ , et celle de la plaque arrière d’aluminium 6061T6 de 100  $\mu\text{m}$ . Nous faisons varier l’épaisseur de la plaque avant d’aluminium entre 500  $\mu\text{m}$  et 1000  $\mu\text{m}$ .

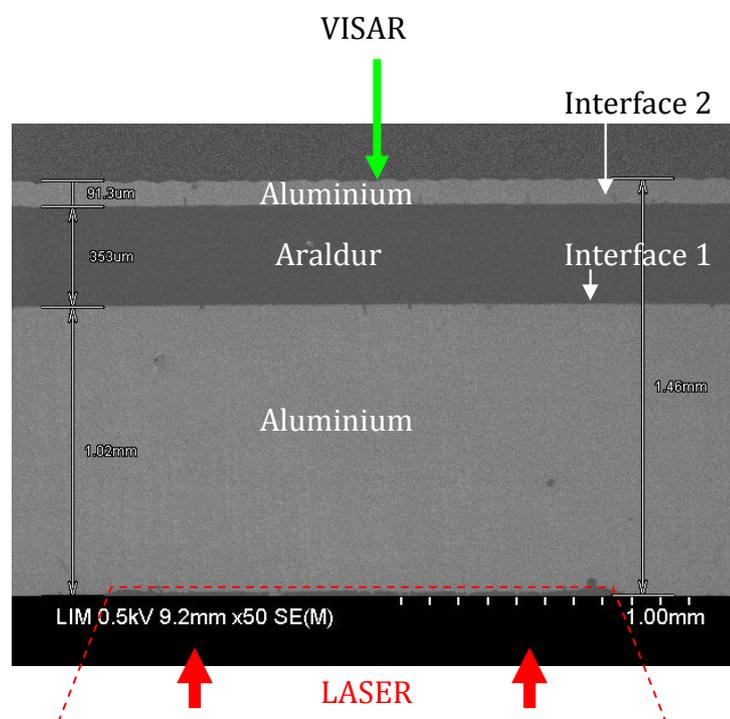
N° tir	Plaque avant Al6061T6	Araldur	Plaque arrière Al6061T6	Diamètre de la tache focale	Energie	Pression estimée
Alisé 77	551 $\mu\text{m}$	218 $\mu\text{m}$	124 $\mu\text{m}$	2 mm	72 J	18,5 GPa
Alisé 79	540 $\mu\text{m}$	222 $\mu\text{m}$	119 $\mu\text{m}$	2 mm	136 J	44 GPa
Alisé 82	1010 $\mu\text{m}$	337 $\mu\text{m}$	100 $\mu\text{m}$	2 mm	136 J	62,5 GPa
Alisé 84	1020 $\mu\text{m}$	353 $\mu\text{m}$	91 $\mu\text{m}$	2 mm	38,5 J	20 GPa

*Tableau 5.1 – Configurations expérimentales des essais Alisé sur empilements Araldur*

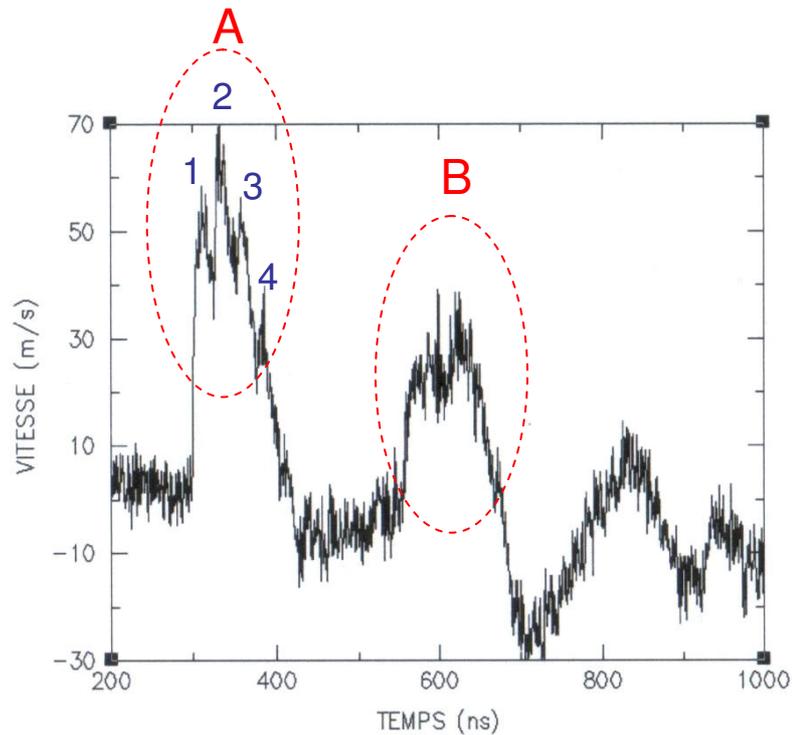
Les échantillons récupérés après essais sont découpés le long d’une ligne passant par le centre de la tâche focale, puis enrobés avec une résine transparente. Après démoulage, l’ensemble est poli afin d’optimiser les observations. Dans le cas d’une observation par Microscope Electronique à Balayage, l’ensemble est peint avec une laque d’argent (excepté la zone d’observation), pour permettre l’évacuation des électrons.

**Corrélations entre les observations MEB et les mesures de vitesse VISAR**

L’observation MEB de l’échantillon Alisé84 met en évidence que la couche de colle ainsi que les deux interfaces aluminium/Araldur sont intactes (Figure 5.3).



*Figure 5.3 – Observation MEB de l’échantillon Alisé84 ( $E = 38,5 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 2 \text{ mm}$ )*

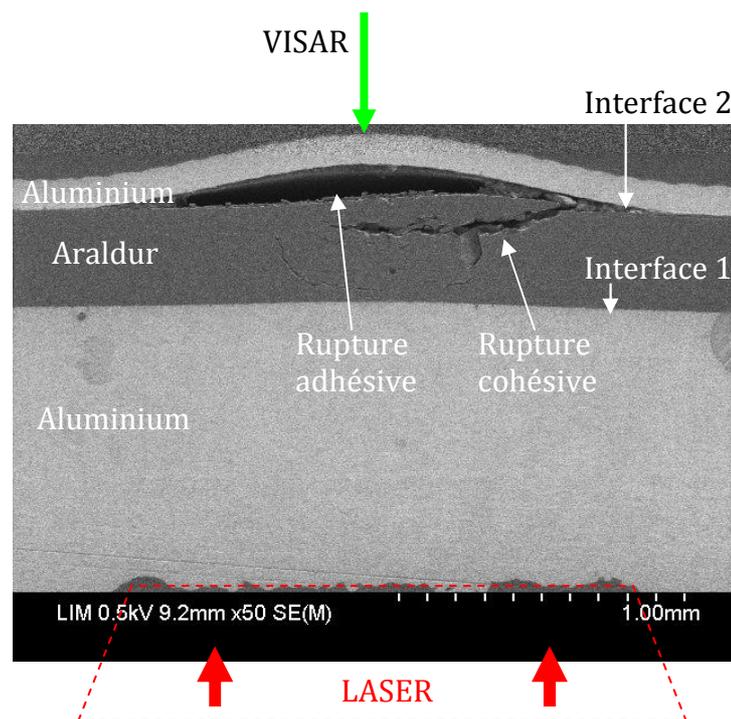


**Figure 5.4 – Essai Alisé84 : Mesure de vitesse de surface libre ( $E = 38,5 J$ ,  $D_{foc} = 2 mm$ )**

Les mesures de vitesse VISAR donnent des indications sur la chronologie des événements se produisant dans toute l’épaisseur de l’empilement.

Le profil de vitesse de surface libre mesuré (Figure 5.4) présente entre les instants 200 et 700 ns, deux pics majeurs (A et B), et des oscillations secondaires (1, 2, 3 et 4). Nous verrons par la suite que la présence des pics majeurs s’explique par des allers-retours d’ondes dans tout l’empilement, alors que les oscillations secondaires sont plutôt dues à des interactions d’ondes entre l’interface 2 et la surface libre. Nous nous appuyerons sur des simulations numériques pour effectuer une interprétation plus fine du signal de vitesse.

L’observation MEB de l’échantillon Alisé82 montre par contre un décollement au niveau de l’interface 2, et une fissure se propageant de l’interface jusqu’au centre de l’échantillon (Figure 5.5). La plaque arrière en aluminium est déformée avec la présence d’une cloque dont le diamètre est équivalent à celui de la zone interfaciale endommagée.

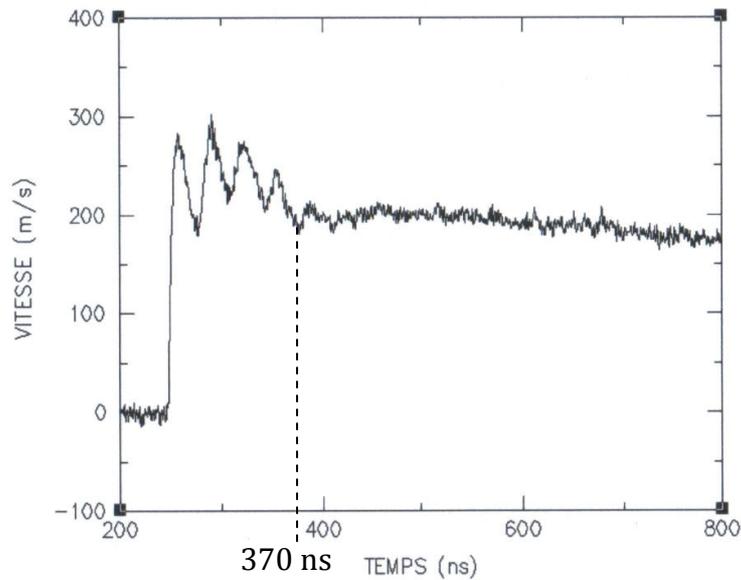


*Figure 5.5 – Observation MEB de l’échantillon Alisé82 ( $E = 136 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 2 \text{ mm}$ )*

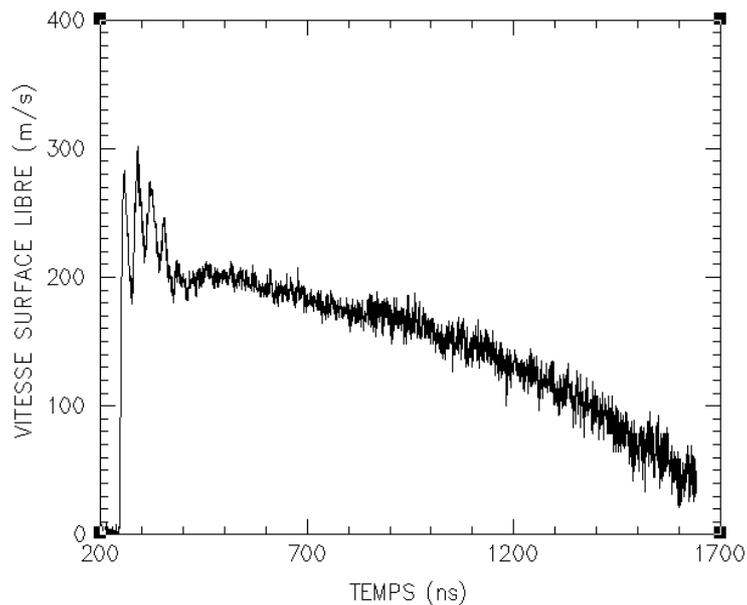
Le profil de vitesse mesuré présente des oscillations secondaires jusqu’à 350 ns, puis la vitesse reste constante autour d’environ 200 m/s (Figure 5.6). Il n’y a pas de décomposition en pics majeurs comme pour le tir précédent. Compte tenu du décollement de la dernière plaque d’aluminium, seules les ondes se propageant dans cette plaque sont en mesure d’influer sur la vitesse de surface libre.

Sur les temps longs, la vitesse décroît progressivement jusqu’à une valeur proche de zéro (Figure 5.7). Nous expliquons la décroissance de la vitesse aux temps longs par la stabilisation de la déformation de la plaque arrière d’aluminium, matérialisée au final par la cloque.

Nous comptons sur la simulation numérique pour déterminer la contrainte à rupture de l’interface 2.



**Figure 5.6 – Essai Alisé82 : Mesure de vitesse de surface libre ( $E = 136 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 2 \text{ mm}$ )**

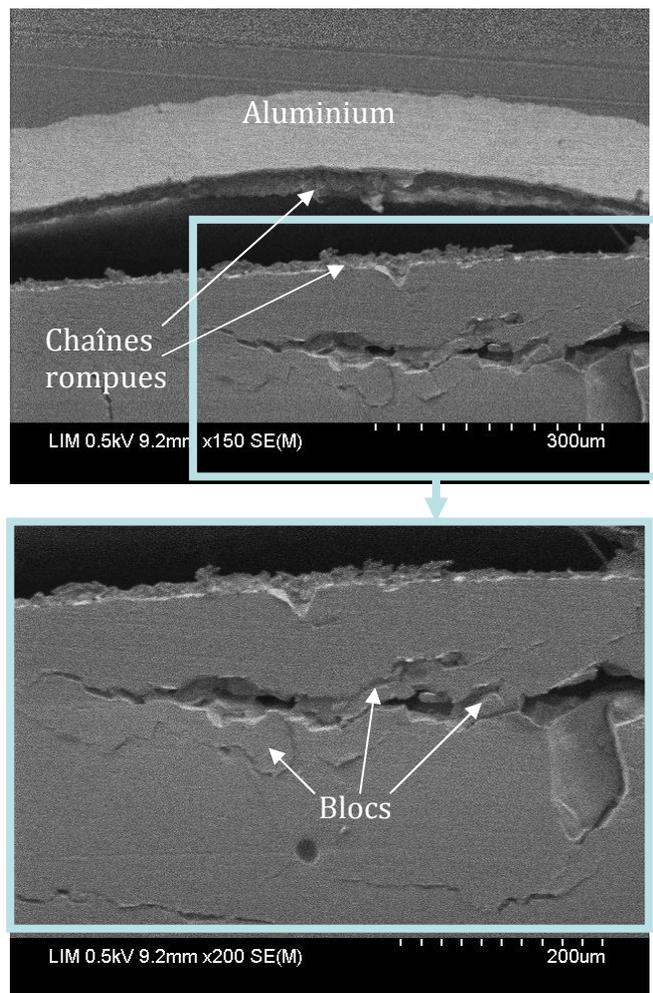


**Figure 5.7 – Essai Alisé82 : Mesure de vitesse de surface libre aux temps longs ( $E = 136 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 2 \text{ mm}$ )**

Ces deux essais mettent clairement en évidence que les caractéristiques du profil de vitesse sont liées à l’activation ou non d’un décollement, ou d’un endommagement dans la colle.

**Observation des mécanismes de fissuration**

Les photographies suivantes issues des observations MEB effectuées sur l’échantillon Alisé82 mettent en évidence les faciès de rupture à l’interface et dans l’Araldur (Figure 5.8).



*Figure 5.8 – Essai Alisé82 : profils de rupture ( $E = 136 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 2 \text{ mm}$ )*

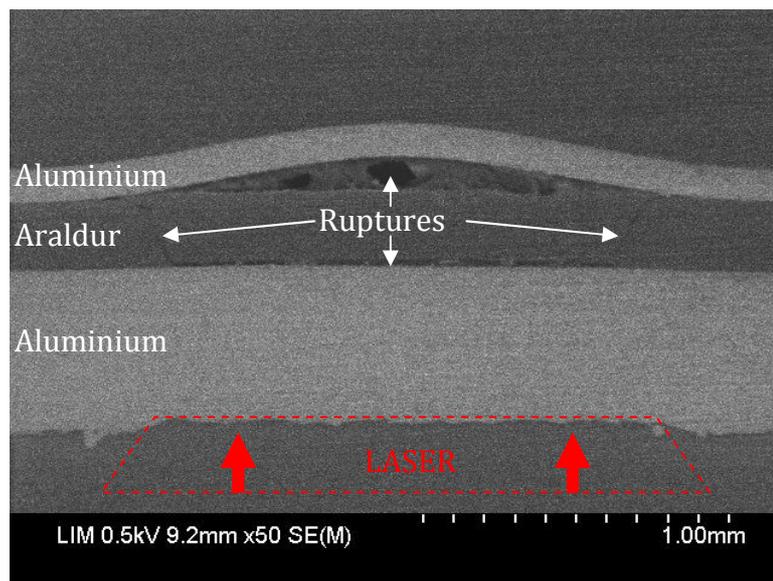
Nous constatons la présence de plusieurs fissures dans la colle, qui sont perpendiculaires à la direction de sollicitation. Ces fissures sont plus ou moins ouvertes. Les vides observés sur la fissure principale ont probablement été générés lors de la phase de préparation des échantillons. Ces zones arrachées devaient être très endommagées pour ne pas supporter la découpe et le polissage.

Au niveau de l’interface 2, il semble que des chaînes de polymère ont été rompues et sont restées accrochées à la fois sur la plaque d’aluminium et sur la couche de colle. Ceci laisse supposer une élongation significative de ces chaînes avant leur rupture effective. Ce mécanisme de rupture est assez différent de celui observé à l’intérieur de la colle.

**Influence de l’épaisseur de la plaque avant sur les mécanismes d’endommagement**

La configuration du tir Alisé77 diffère des deux précédentes par l’épaisseur de la première couche d’aluminium qui est de  $500 \mu\text{m}$ . A l’instar des autres échantillons présentant cette géométrie, nous observons que la première interface aluminium/colle est décollée (Figure 5.9). Il semblerait donc que cette configuration sollicite davantage la première interface en traction.

Nous observons également une fissure conique en prolongement du décollement.



*Figure 5.9 – Observation MEB de l'échantillon Alisé77 ( $E = 72 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 2 \text{ mm}$ )*

L'échantillon Alisé79 montre la reproductibilité de ce résultat avec une amplification des phénomènes due au fait que l'énergie laser déposée est deux fois plus élevée (136 J). La cloque formée par la seconde plaque d'aluminium est beaucoup plus prononcée. La partie centrale de la couche de colle s'est détachée à proximité de l'interface 1 pour former un cône d'éjection de matière (Figure 5.10). Nous n'avons pas pu analyser cette matière éjectée car elle est partie lors de la phase de polissage.

Les questions qui se posent alors portent sur les origines de ce décollement de la première interface, l'initiation de la fissuration conique, ainsi que le lien entre des deux types d'endommagement.

Pour l'instant, nous ne pouvons pas dire si le décollement est dû à la mise en traction de l'interface 1 ou à la propagation de la fissure conique dans cette interface. Seules les simulations numériques permettront de compléter cette analyse.

Pour expliquer la fissuration conique, nous pouvons mettre en avant des effets bidimensionnels, associés aux détente latérales. En effet, un chargement par onde de choc est toujours suivi d'un faisceau d'ondes de détente qui ramène vers un état d'équilibre. Dans le cas d'un dépôt laser, ce choc est appliqué sur une surface de rayon égal à celui du faisceau laser. Par conséquent, il existe une discontinuité dans le chargement et des ondes de détente latérales sont générées sur les bords de la zone irradiée (Figure 5.11). Les contraintes de cisaillement appliquées lors du passage de ces ondes de détente latérales est probablement à l'origine de la fracturation conique de la couche d'Araldur.

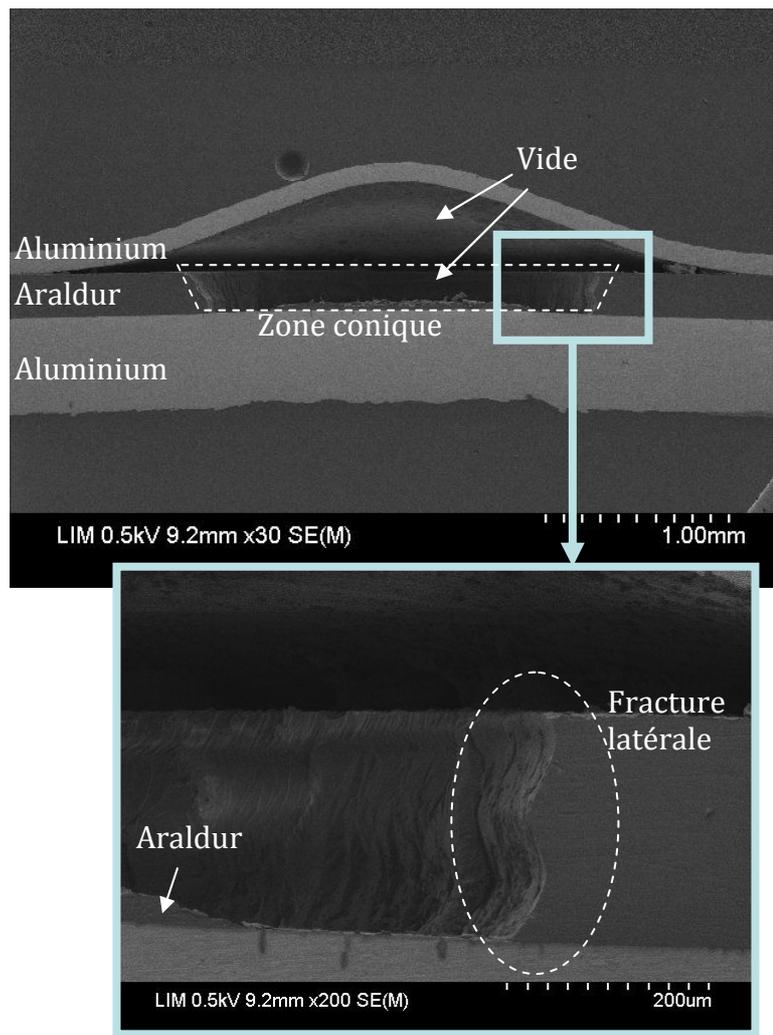


Figure 5.10 – Observation MEB de l’échantillon Alisé79 ( $E = 136 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 2 \text{ mm}$ )

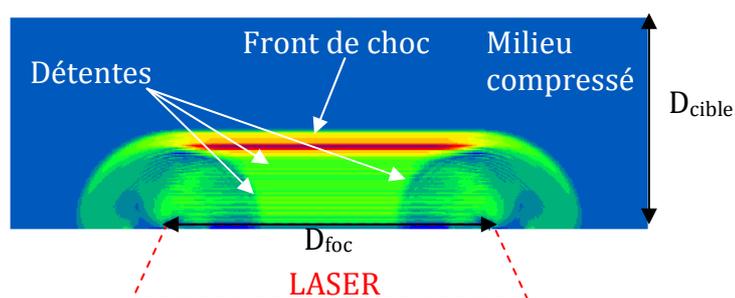


Figure 5.11 – Propagation des ondes de détente latérales dans la cible

Il est très probable que ces détente latérales aient une influence sur l’allure du signal de vitesse de face arrière mesuré. En effet, pour ces premières expériences, les détente latérales atteignent rapidement le centre de la cible, et contribuent certainement aux mécanismes d’endommagement.

Dans le prochain paragraphe, nous allons tenter de nous affranchir des effets 2D en augmentant le diamètre du faisceau laser.

### B – Expériences avec un diamètre focal de 4 mm

Nous choisissons d’augmenter le diamètre focal à 4 mm afin de retarder l’arrivée des ondes de détente latérales. En parallèle, des configurations expérimentales ont été définies afin de favoriser la mise en traction de la première interface (aluminium ~ 400 µm/colle ~300 µm/aluminium ~100 µm) ou de la couche de colle (aluminium ~700 µm/colle ~300 µm/aluminium ~100 µm).

Lors de la préparation de ces expériences, nous avons rencontré des problèmes d’usinage, car nous devons partir d’assemblages d’épaisseurs millimétriques (plaques d’aluminium d’épaisseur 2 mm chacune) pour réaliser les assemblages à tester face au laser. Ceci a entraîné de fortes incertitudes sur les dimensions réelles des plaques, et a certainement un peu fragilisé certaines interfaces. Les observations au MEB et au microscope optique (MEF3) ont permis de mesurer les épaisseurs des différentes couches et ainsi de réduire les incertitudes.

Ces difficultés n’ont pas permis d’évaluer l’influence du traitement de surface sur la réponse des empilements au choc laser. En effet, la plupart des empilements utilisant des plaques d’aluminium non traitées ont été altérés, et les résultats sont inexploitable. Il faudra à l’avenir rechercher à usiner les plaques en aluminium avant la phase d’assemblage et non le contraire.

Les configurations des essais dont les échantillons ne semblaient pas présenter d’endommagement initial sont présentées dans le Tableau 5.2.

N° tir	Aluminium avant	Araldur	Aluminium arrière	Diamètre de la tâche focale	Energie	Pression estimée
Alisé 10	625 µm	400 µm	160 µm	4 mm	106 J	15,3 GPa
Alisé 11	580 µm	370 µm	150 µm	4 mm	146 J	20 GPa
Alisé 12	650 µm	410 µm	80 µm	4 mm	155 J	16 GPa

*Tableau 5.2 – Configurations des essais Alisé avec limitation des effets 2D*

La

Figure 5.12 compare les mesures de vitesse de face arrière obtenues pour les tirs Alisé10, 11 et 12.

La partie des signaux comprise entre 500 ns et 1000 ns présente une allure similaire à celle observée sur le tir Alisé84, à savoir deux pics principaux (A et B) à 600 ns et 900 ns incluant des pics secondaires. Nous retrouvons donc pour les trois tirs un profil de vitesse de face arrière assimilable à une absence de rupture au sein de l’empilement.

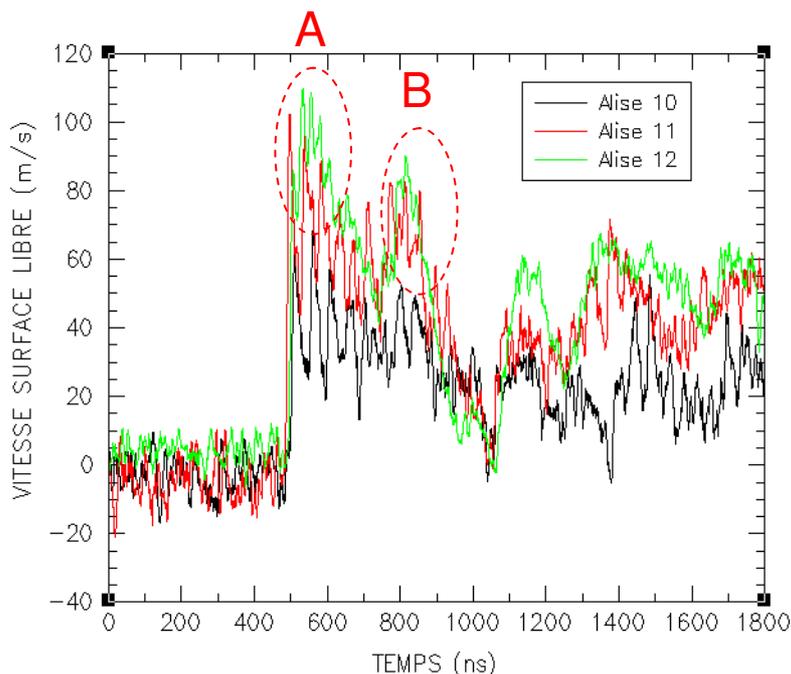


Figure 5.12 – Vitesses de face arrière mesurées lors des essais Alisé10, 11 et 12

La vue après découpe de l'échantillon Alise 10 apporte la confirmation que l'empilement est intègre (Figure 5.13).

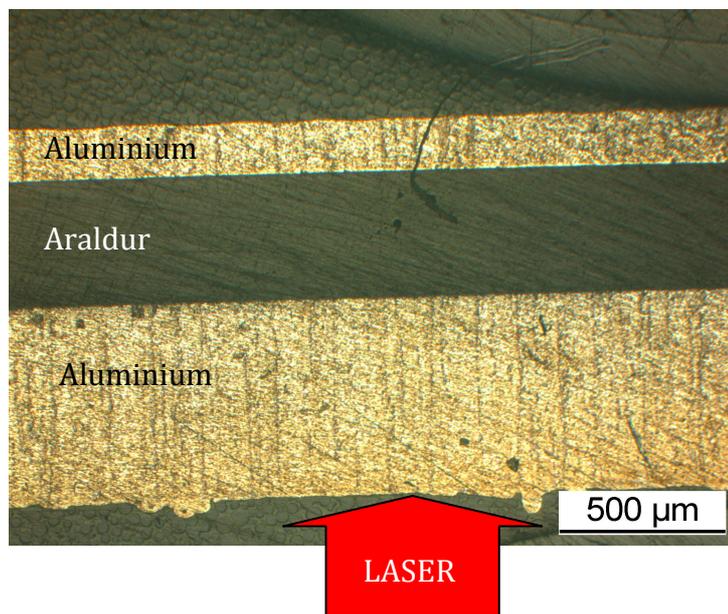


Figure 5.13 – Vue en coupe de l'échantillon Alisé10 (image MEF3) ( $E = 106 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 4 \text{ mm}$ )

Les coupes des échantillons Alisé11 et 12 révèlent par contre un endommagement de la première interface aluminium/colle (Figure 5.14 et Figure 5.15). Ce résultat est a priori en contradiction avec les conclusions tirées des mesures VISAR. L'influence du décollement sur la vitesse de la face arrière pourrait alors intervenir sur le profil de vitesse au-delà de 1000 ns.

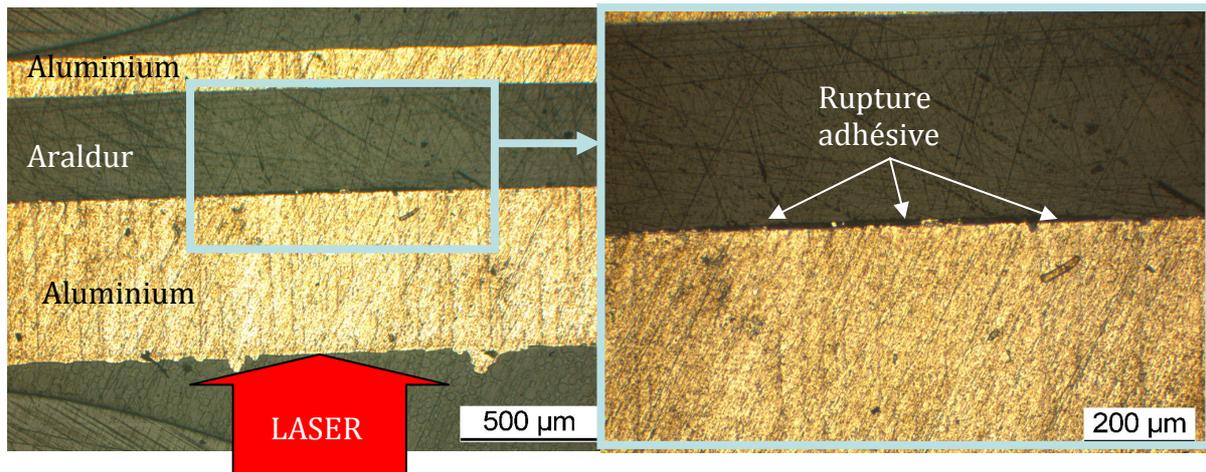


Figure 5.14 – Vue en coupe de l’échantillon Alisé11 (MEF3) ( $E = 146 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4 \text{ mm}$ )

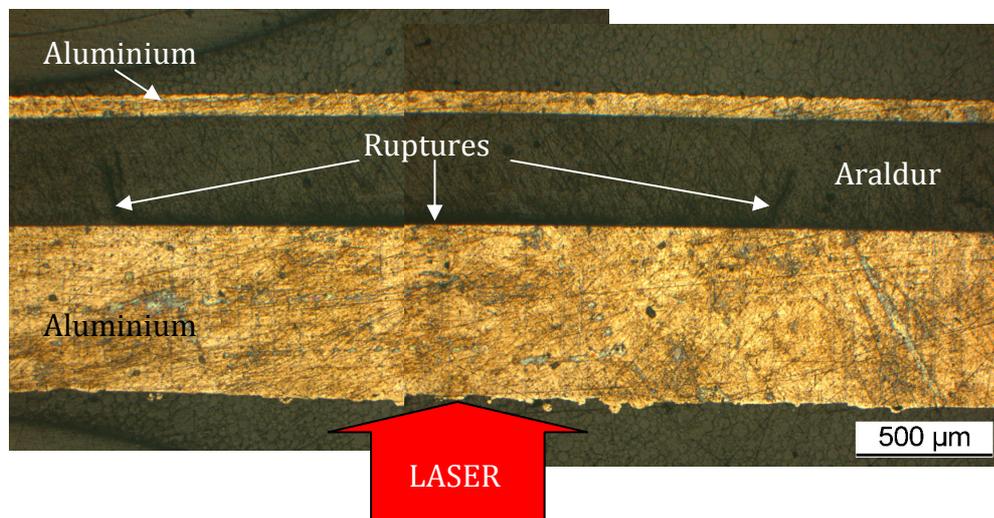


Figure 5.15 – Vue en coupe de l’échantillon Alisé12 (MEF3) ( $E = 155 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4 \text{ mm}$ )

Nous comptons réaliser des simulations numériques pour lever cette ambiguïté. Il s’agira de déterminer si le décollement de l’interface 1 lors des tirs Alisé11 et 12 a lieu dans les premiers instants suivant l’interaction du faisceau laser avec la cible ou plus tardivement. Il faudra également identifier l’influence des effets 2D sur les signaux de vitesse mesurés. La réponse à ce problème sera obtenue sur la base de comparaisons entre les résultats numériques et expérimentaux.

### 5.2.3 – Essais Alisé sur assemblages RTV

#### Fabrication des cibles

Afin d’éviter les problèmes d’usinage rencontrés avec les assemblages Araldur, nous avons adopté un procédé de fabrication différent pour la fabrication des assemblages aluminium/RTV/aluminium (Figure 5.16). Un lamage est effectué dans une plaque d’aluminium d’épaisseur 2 mm jusqu’à obtenir une couche de 200 µm.

Une cale circulaire destinée à contrôler l’épaisseur de RTV est disposée au fond du lamage, et le RTV est coulé à l’intérieur de cette cale, avant la pose d’une seconde plaque d’aluminium d’épaisseur 400 µm. Cette méthode permet de ne pas usiner les plaques

d’aluminium après avoir été assemblées et évite une altération prématurée des interfaces aluminium/colle. Cependant, cette méthode n’est pas encore parfaite, car la présence de cales circulaires a entraîné la formation d’une bulle d’air (voir les radiographies X présentées plus loin). Il aurait fallu prévoir l’usinage de trous dans les cales ou encore disposer plusieurs cales espacées pour éviter ce problème.

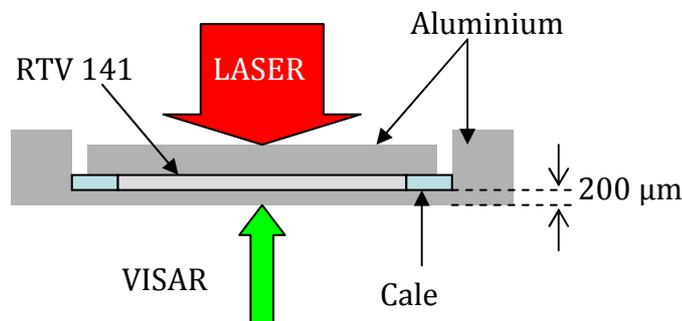


Figure 5.16 – Conception des assemblages RTV pour les tirs laser

Il faut noter qu’un primaire d’accrochage est impératif pour permettre l’adhésion du RTV et de l’aluminium. Il constitue une nouvelle couche de matière dont les propriétés sont différentes du RTV lui-même. Nous n’avons pas de données concernant ce primaire. Sa caractérisation pourra faire l’objet, si nécessaire de futurs travaux.

### **Configurations expérimentales**

Le Tableau 5.3 rassemble les configurations des tirs les plus représentatifs de la campagne d’essais. Un certain nombre de tirs, non présentés, était destiné à vérifier la reproductibilité des résultats.

L’énergie laser varie en théorie de 60 à 160 J et le diamètre de la tache focale est pris égal à 4,5 mm pour retarder au maximum les effets des détente latérales.

N° tir	Aluminium avant	RTV141	Aluminium arrière	Diamètre focal	Energie	Pression estimée
Alisé 08	400 µm	400 µm	200 µm	4,5 mm	153 J	12,2 GPa
Alisé 14	400 µm	400 µm	200 µm	4,5 mm	61 J	5,84 GPa
Alisé 17	400 µm	400 µm	200 µm	4,5 mm	116 J	9,76 GPa

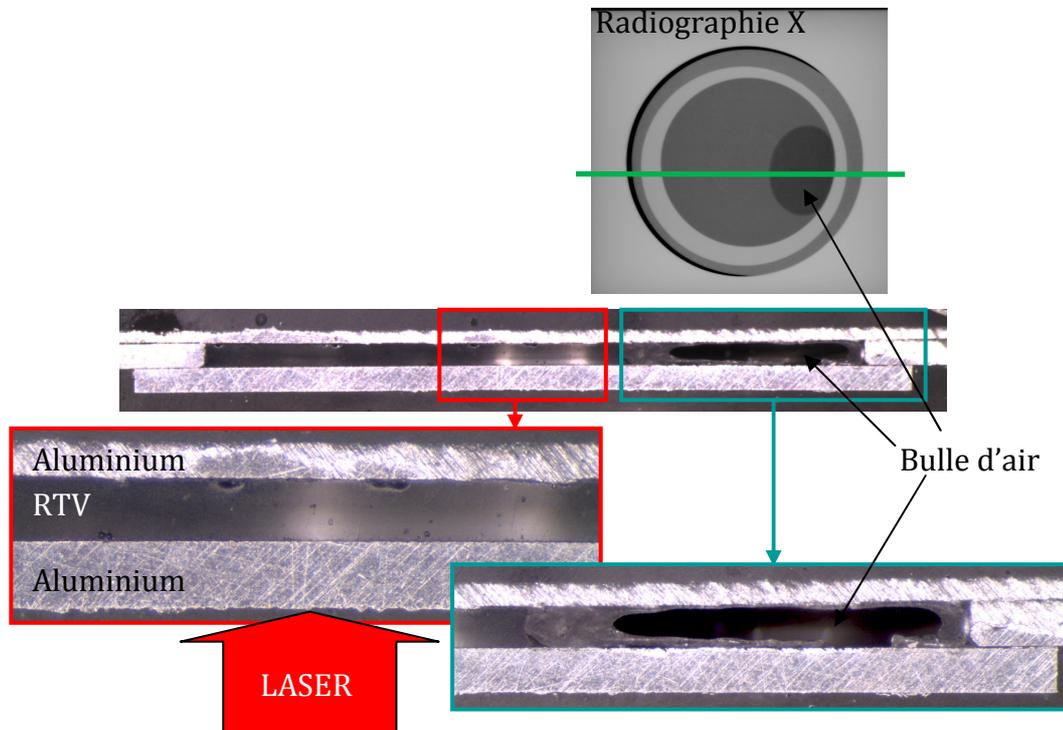
Tableau 5.3 – Configurations expérimentales des essais Alisé sur assemblages RTV

Des tirs sur cibles en aluminium seul ont également été réalisés avec pour objectif initial de caractériser le chargement appliqué. Malheureusement, l’exploitation des résultats a démontré que l’objectif initial ne serait pas atteint. En effet, les vitesses de surface libre mesurées sont deux fois inférieures à celles attendues (résultats de simulations numériques). Cet écart est trop important, pour être justifié par une méconnaissance du comportement de l’aluminium ou du chargement réel. La véritable raison vient d’une dégradation très importante du hublot de l’enceinte contenant la cible au fur et à mesure des tirs laser. La conséquence directe est que les valeurs d’énergie et de pression indiquées dans le Tableau 5.3 sont erronées. Pour cette campagne de tirs, la calibration du chargement a été réalisée tir par tir en confrontant les niveaux du premier pic de vitesse calculé à celui mesuré.

### **Résultats expérimentaux**

Les échantillons récupérés après les tirs ont été observés par microscopie et par radiographie.

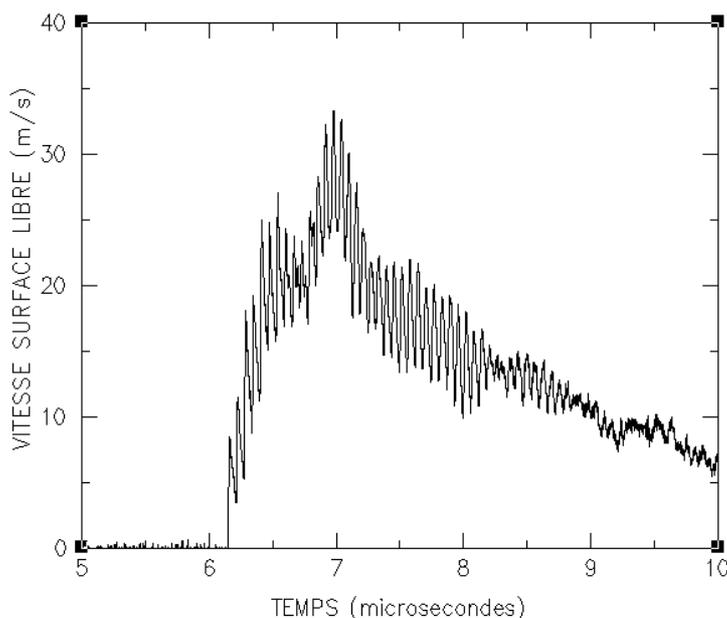
Dans le cas du tir Alisé14, aucun décollement des interfaces et aucun endommagement dans la colle ne sont observés (Figure 5.17). La bulle d’air observée par radiographie est un défaut de collage, qui existait avant le tir.



*Figure 5.17 – Micrographie et Radiographie X de l’assemblage Alisé14 ( $E = 61 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 4,5 \text{ mm}$ )*

Le profil de vitesse, représenté sur la Figure 5.18, est par conséquent sensé caractériser la réponse d’un assemblage RTV, qui ne se décolle pas. Les oscillations dites secondaires sont toujours visibles sur les signaux. Il s’agit des allers-retours d’ondes dans la plaque arrière d’aluminium.

Nous observons des différences par rapport aux tirs sur assemblage Araldur. Tout d’abord, il n’y a qu’un pic majeur suivi d’une décroissance de la vitesse. Ensuite, il est nécessaire d’enregistrer les signaux de vitesse sur des temps plus longs, sans doute à cause de la faible célérité des ondes dans le RTV.



**Figure 5.18 - Essai Alisé14 : vitesse de face arrière ( $E = 61 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4,5 \text{ mm}$ )**

L'énergie laser du tir Alisé17 n'est apparemment pas suffisante pour décoller l'interface ou endommager le RTV (Figure 5.19). Il y a toujours une bulle d'air mais pas de défaut apparent dans le joint de colle.

Par contre, nous constatons un changement sur le profil de vitesse (Figure 5.20) qui se traduit par une accélération de la face arrière de l'assemblage au bout de  $1.3 \mu\text{s}$ . Ce type d'accélération peut être dû à l'arrivée en surface libre d'une onde de recompression générée lors de l'ouverture de vides (fissuration ou décollement). Il est possible que ces vides ne soient pas observables sur les photos finales.

Cette hypothèse n'est pas contredite par les résultats du tir Alisé08. L'augmentation de l'énergie laser permet effectivement la création d'une zone endommagée et d'un léger décollement de l'interface (Figure 5.21), tout en conservant la forme du profil de vitesse du tir précédent (Figure 5.22).

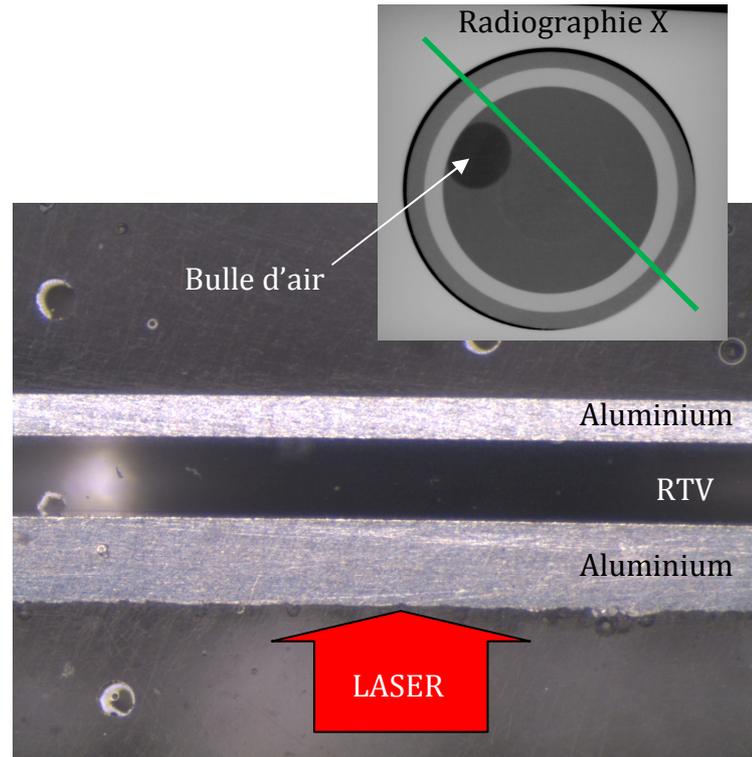


Figure 5.19 – Micrographie et Radiographie X de l’assemblage Alisé17 ( $E = 116 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4,5 \text{ mm}$ )

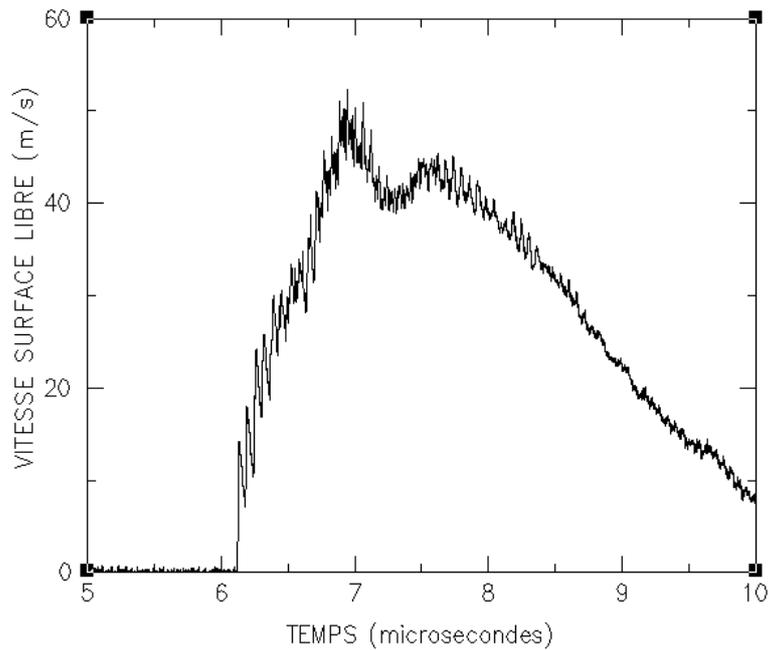


Figure 5.20 – Essai Alisé17 : vitesse de face arrière ( $E = 116 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4,5 \text{ mm}$ )

Nous vérifions également par radiographie la présence d’un tore d’air contre la cale indiquant un défaut de collage.

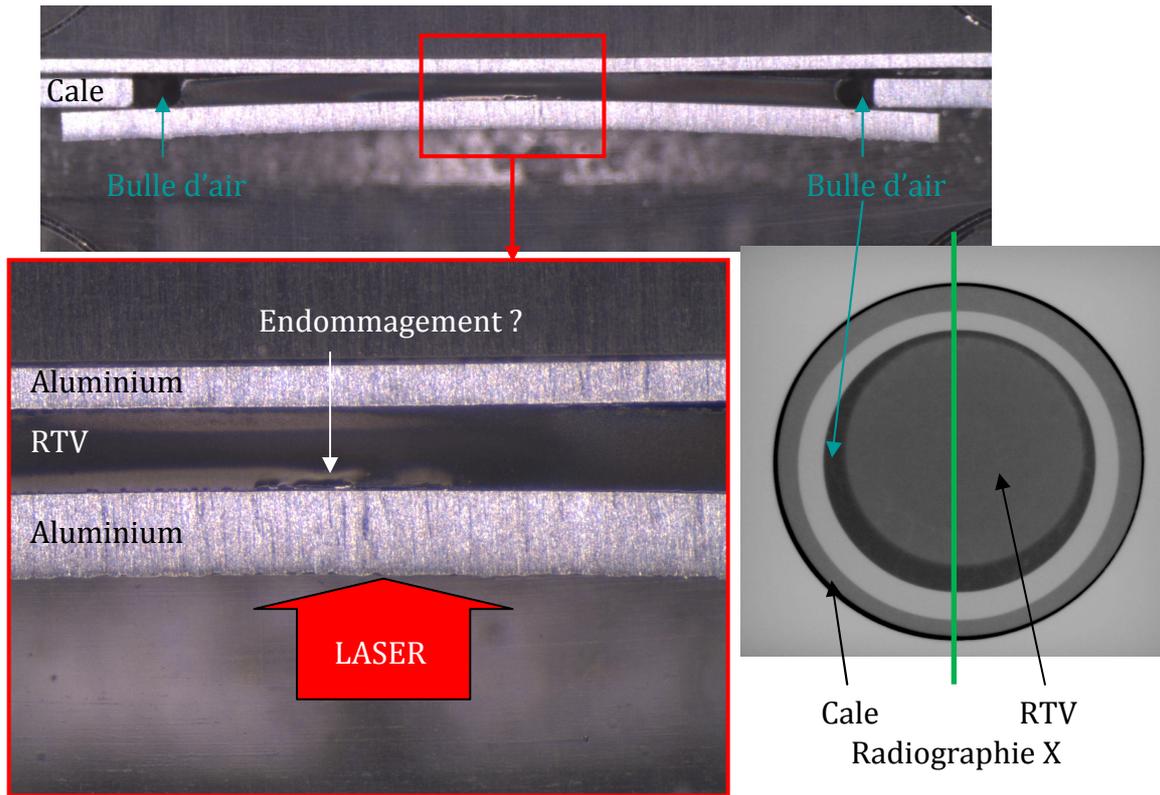


Figure 5.21 – Micrographie et Radiographie X de l’assemblage Alisé08 ( $E = 153 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 4,5 \text{ mm}$ )

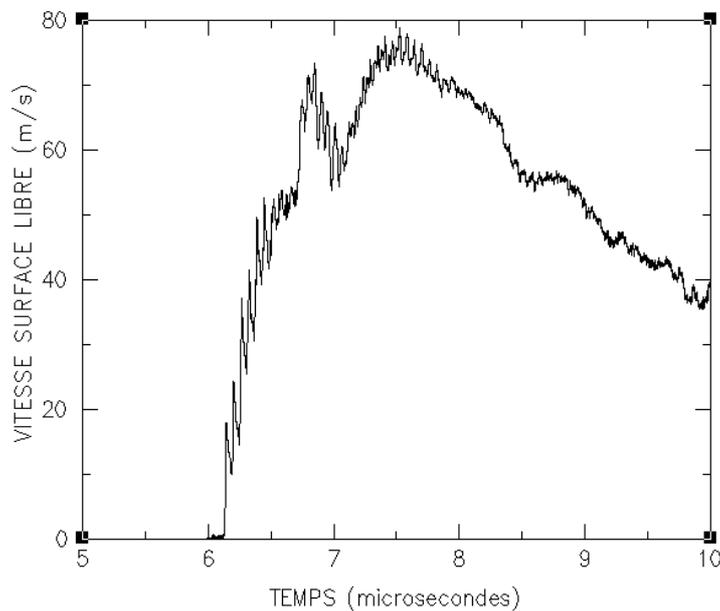


Figure 5.22 – Essai Alisé08 : vitesse de face arrière ( $E = 153 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 4,5 \text{ mm}$ )

### **Conclusion intermédiaire**

Comme pour les tirs sur assemblage Araldur, il semble que l’analyse des signaux de vitesse soit suffisante pour détecter une éventuelle dégradation de l’assemblage RTV. Toutefois, les observations microscopiques sont délicates du fait de la présence de bulles d’air et à cause de la nature « caoutchoutique » du RTV (retour à l’état initial après de grandes déformations).

## 5.3 – Impulsions brèves (50 ns)

### 5.3.1 – Dispositif expérimental

Les essais permettant d’imposer des durées d’impulsions plus longues (50 ns) sont réalisés sur l’installation laser de l’institut P’. Le principe et les outils d’analyse des essais sont les mêmes que pour les tirs Alisé (Figure 5.23).

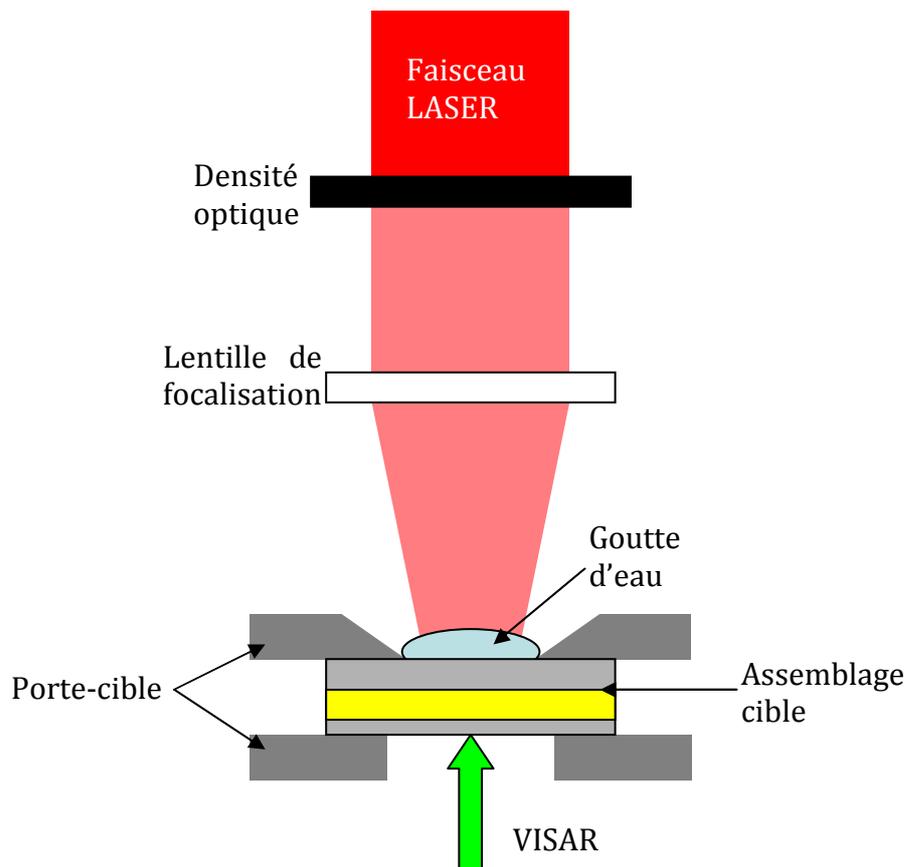


Figure 5.23 – Dispositif expérimental des essais laser de l’institut P’

Le diamètre focal du faisceau laser est réglé à 4 mm pour retarder l’arrivée des détentes latérales au centre des empilements. Nous espérons ainsi nous affranchir des effets des détentes latérales.

L’énergie du faisceau laser déposée sur la cible est calibrée à l’aide de densités optiques. L’énergie du faisceau en amont des densités est d’environ 20 J. Les trois densités que nous utilisons transmettent respectivement 69%, 54% et 32% de l’énergie fournie par le laser. L’énergie transmise est mesurée à l’aide d’un calorimètre.

La durée d’impulsion du laser P’ est de 25 ns à mi-hauteur. Nous pouvons accroître cette durée à environ 50 ns en recouvrant la cible d’un milieu transparent au rayonnement laser (eau, verre, air) [5.2] [5.3] [5.4] [5.5] (Figure 5.24). Les effets sur le chargement sont :

- Une augmentation de la pression d’un facteur 5 par rapport à l’ablation directe,
- Un accroissement de la durée du choc d’un facteur 2 à 3 environ.

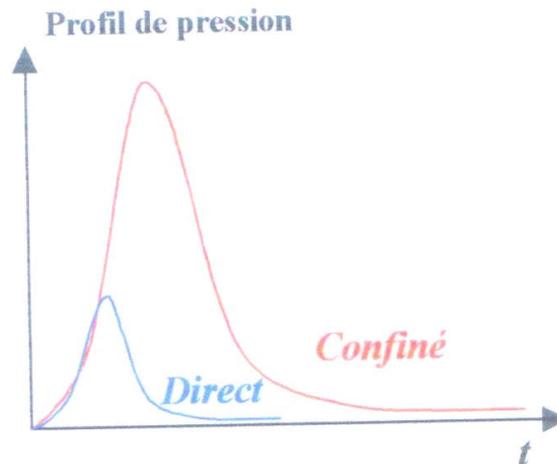


Figure 5.24 – Apport du confinement sur le profil de pression appliqué [5.3]

Il y a une saturation de la pression générée par ce mode d’ablation à partir d’un niveau de flux incident. Elle est associée à des phénomènes de claquage à la surface du milieu de confinement. Le flux limite dépend de la longueur d’onde laser, de la nature du milieu de confinement et de la durée d’impulsion [5.6]. Au-dessus de ce seuil, le matériau de confinement n’est plus transparent, et un plasma de claquage apparaît, absorbant une grande partie de l’énergie du faisceau, qui n’est alors plus disponible pour créer une onde de choc dans la cible [5.7][5.8]. Dans le cas d’un confinement avec de l’eau, les seuils de claquage pour un laser de 25 ns de largeur d’impulsion sont de 10 GW/cm<sup>2</sup> à 1066 nm et de 6 GW/cm<sup>2</sup> à 532 nm [5.6][5.7].

### 5.3.2 – Essais sur assemblages Araldur

Le Tableau 5.4 rassemble les configurations expérimentales des essais les plus représentatifs de la campagne.

Les épaisseurs des différentes couches ont été mesurées après découpe des échantillons (cf. problèmes d’usinage évoqués dans le paragraphe consacré aux essais Alisé).

N° tir	Aluminium avant	Araldur	Aluminium arrière	Diamètre focal	Energie	Pression estimée
LCD 27	1000 µm	350 µm	73 µm	4 mm	6,8 J	1,45 GPa
LCD 29	470 µm	250 µm	270 µm	4 mm	14,1 J	3 GPa
LCD 36	460 µm	300 µm	250 µm	4 mm	12,2 J	2,3 GPa
LCD 40	525 µm	210 µm	475 µm	4 mm	14,5 J	2,5 GPa

Tableau 5.4 – Configuration des essais laser P’ sur assemblages Araldur

La Figure 5.25 présente les signaux VISAR mesurés pour chacun des tirs.

Le résultat obtenu sur le tir LCD27 s’apparente à celui du tir Alisé84 qui n’avait pas mis en évidence d’endommagement ou de décollement. Les observations effectuées sur l’échantillon LCD27 le confirment (Figure 5.26).

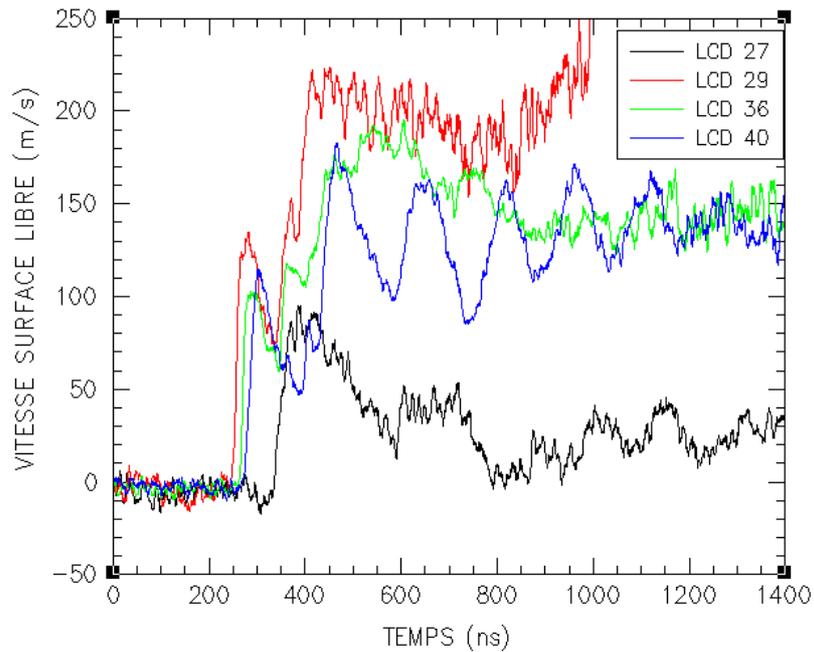


Figure 5.25 – Vitesses de face arrière mesurées lors des tirs laser P'

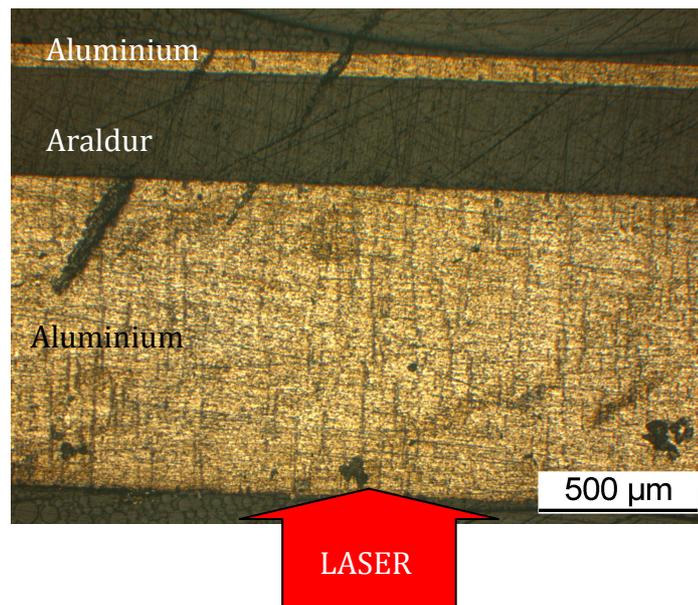


Figure 5.26 – Vue en coupe de l'échantillon LCD27 (MEF3) ( $E = 6,8 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

Les profils de vitesse mesurés lors des tirs LCD29 et LCD36 sont assez similaires. Par comparaison avec ce qui a été fait sur Alisé, la forme des signaux est synonyme de décollement ou d'endommagement. La vue en coupe de l'échantillon LCD29 révèle effectivement un léger décollement au niveau de la première interface, et la présence de fissures coniques dans la couche d'Araldur (Figure 5.27). Il y a également des preuves de dégradation de l'assemblage sur les micrographies du tir LCD36 (Figure 5.29).

Le nombre de fissures coniques est plus important que pour les tirs Alisé. Une des raisons est sans doute la déformation excessive de la plaque avant en aluminium, induisant des contraintes de cisaillement plus grandes dans la couche de colle. La sollicitation de l'assemblage est par conséquent plus complexe que prévu, et

certainement pas en mode I. Les observations MEB réalisées sur l’empilement LCD36 montrent des facies de rupture en « escalier » confirmant plutôt un mode II de rupture (Figure 5.28).

Contrairement aux observations faites pour les tirs Alisé, la déformation finale (« cloque ») de la plaque arrière en aluminium n’est pas toujours accompagnée d’un décollement de la seconde interface (différence notable à ce sujet entre les tirs LCD36 et LCD29). Le diamètre de cette cloque est par ailleurs égal à celui du trou arrière du porte-cible.

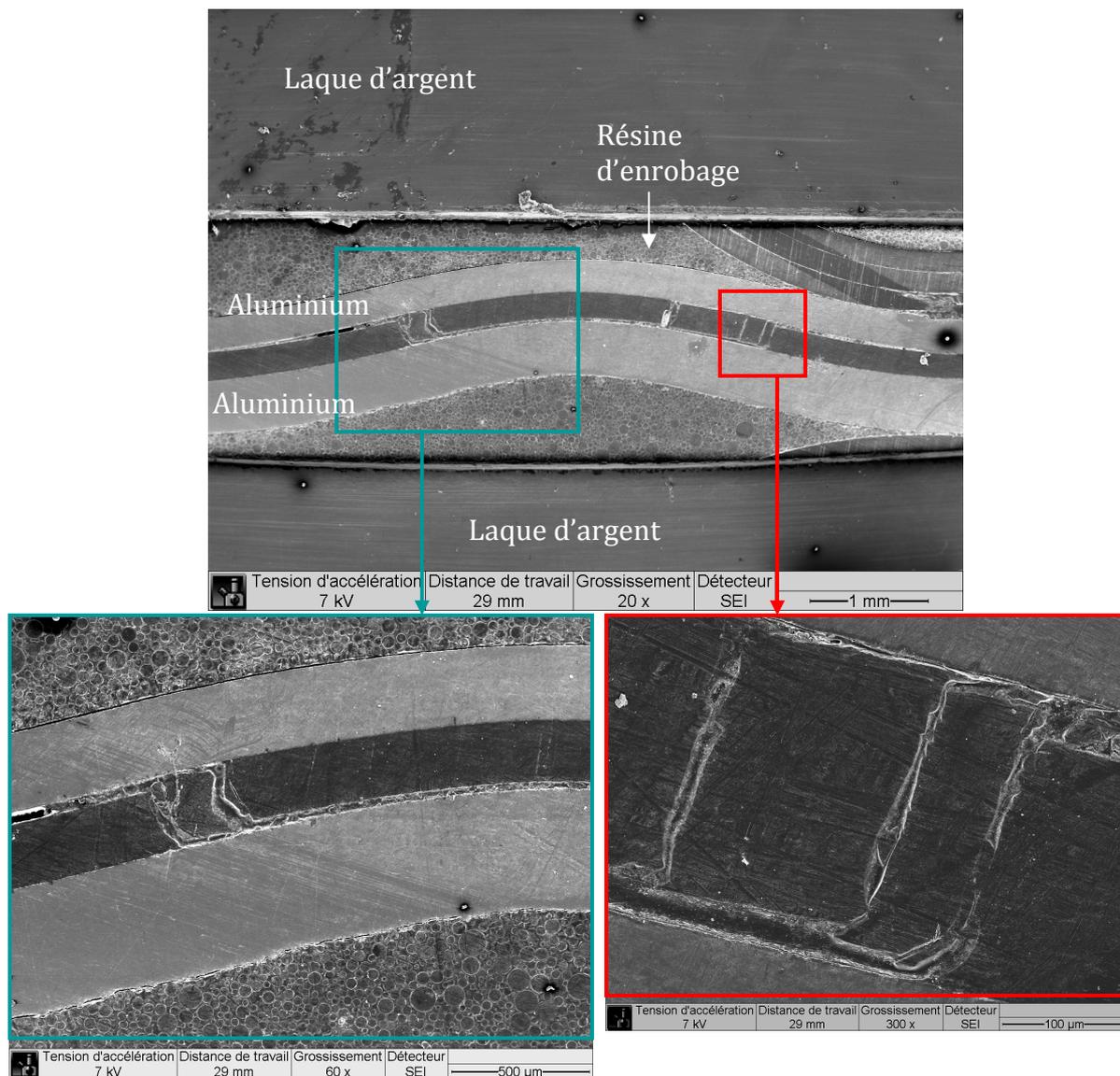


Figure 5.27 – Vue en coupe de l’échantillon LCD29 (MEB) ( $E = 14,1 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

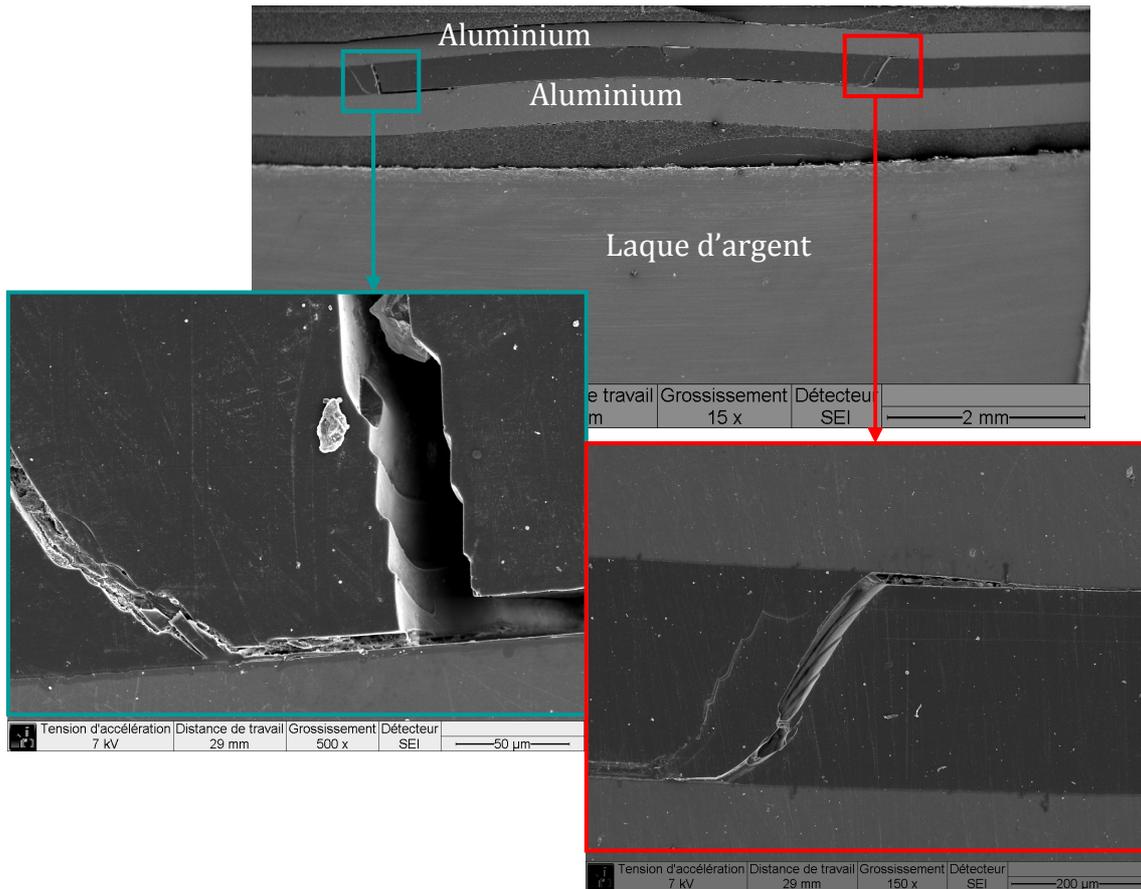


Figure 5.28 – Vue en coupe de l’échantillon LCD36 (MEB) ( $E = 12,2 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

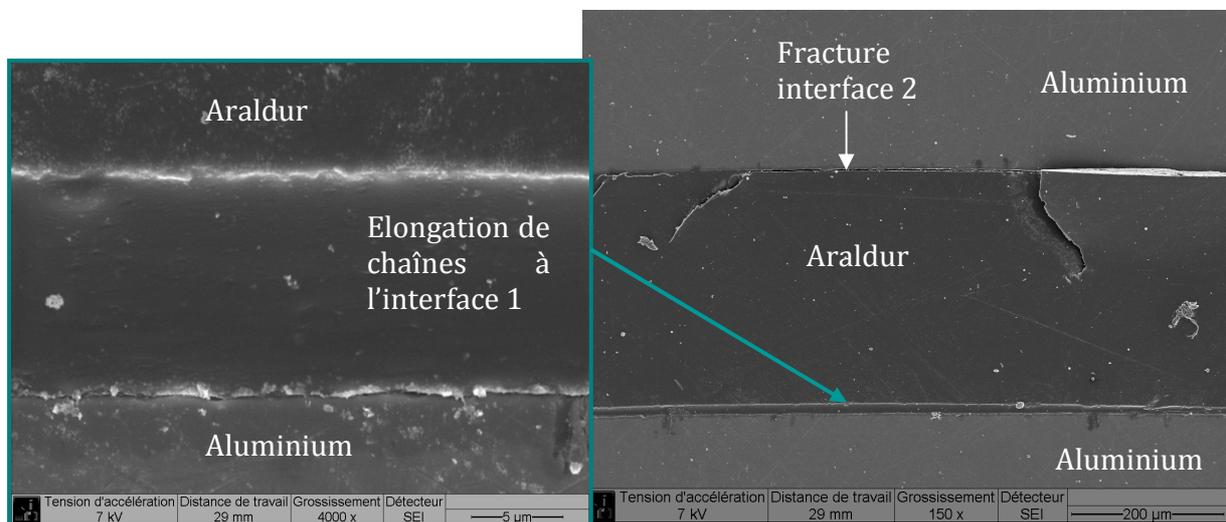


Figure 5.29 – Mise en évidence des ruptures adhésives sur l’assemblage LCD36 (MEB) ( $E = 12,2 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

Concernant le tir LCD40, la vue en coupe de l’échantillon montre qu’il y a une rupture adhésive aux deux interfaces, et qu’elle est plus prononcée sur la seconde que sur la première. La Figure 5.30 met également en évidence que des chaînes de polymère se sont étirées sans casser assurant toujours une liaison partielle entre l’aluminium et la couche massive de colle.

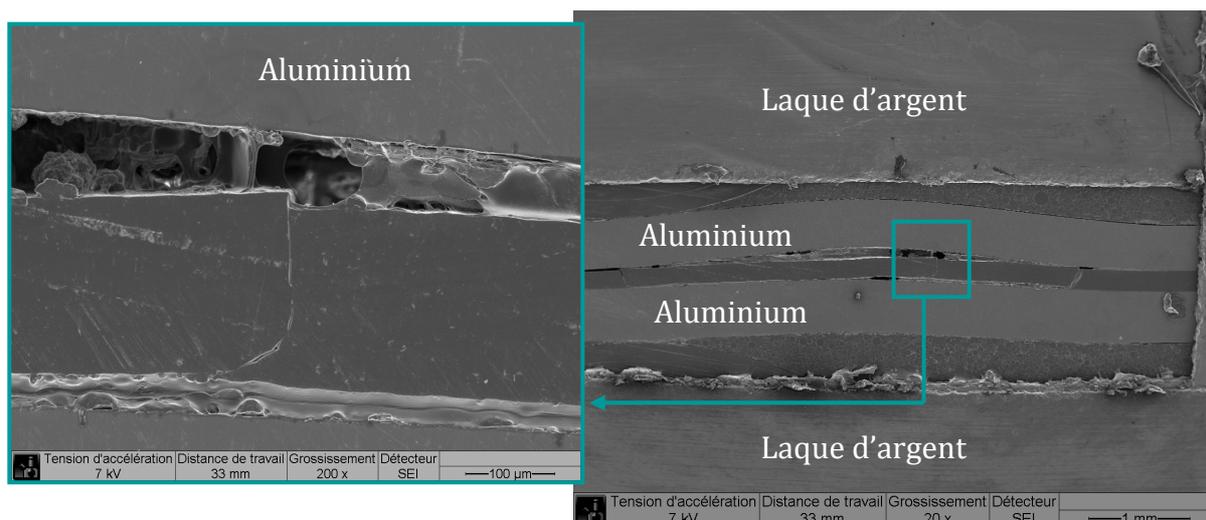


Figure 5.30 – Vue en coupe de l’échantillon LCD40 (MEB) ( $E = 14,5 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4 \text{ mm}$ )

En conclusion, ces essais mettent en évidence la prédominance de la rupture adhésive des assemblages en mode I (décollement), et une rupture cohésive en mode II (fissures coniques).

Les simulations numériques devraient permettre de déterminer la chronologie des événements conduisant à la rupture et d’estimer surtout la contrainte à la rupture des liaisons.

### 5.3.3 – Essais sur assemblages RTV

Les configurations de quelques tirs réalisés sur des assemblages RTV sont présentées dans le Tableau 5.5. Pour chaque géométrie d’échantillons, plusieurs tirs avec la même énergie ont été réalisés afin de vérifier la reproductibilité des résultats, par comparaison des mesures VISAR (cf. Annexe C).

N° tir	Aluminium avant	RTV141	Aluminium arrière	Diamètre focal	Energie
LCD 54	400 µm	400 µm	200 µm	4 mm	13,9 J
LCD 56	400 µm	400 µm	200 µm	4 mm	6,5 J
LCD 59	800 µm	400 µm	200 µm	4 mm	15,4 J
LCD 60	800 µm	400 µm	200 µm	4 mm	7,2 J

Tableau 5.5 – Configuration des essais P’ sur assemblages RTV

Les micrographies des assemblages LCD54 et LCD59 (Figure 5.31 et Figure 5.32) montrent clairement que la rupture des assemblages RTV est exclusivement adhésive. L’interface 1 est totalement décollée, et cela est indépendant de l’épaisseur de la première plaque d’aluminium.

Nous observons quelques fissures à proximité de la seconde interface dans le RTV pour l’échantillon LCD54. Elles restent parallèles à l’interface. D’autres fissures dues à

une forte élongation dont la localisation coïncide avec la forme du porte-cible sont observées sur les échantillons LCD54 et LCD59.

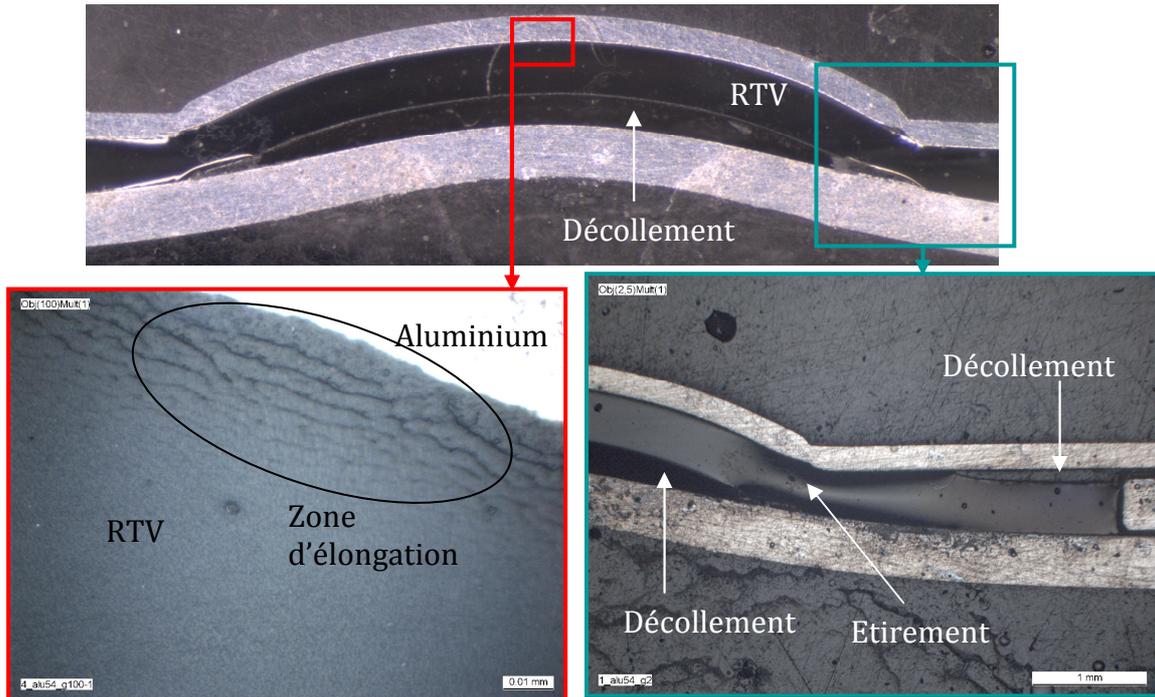


Figure 5.31 – Micrographie de l’assemblage LCD54 ( $E = 13,9 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

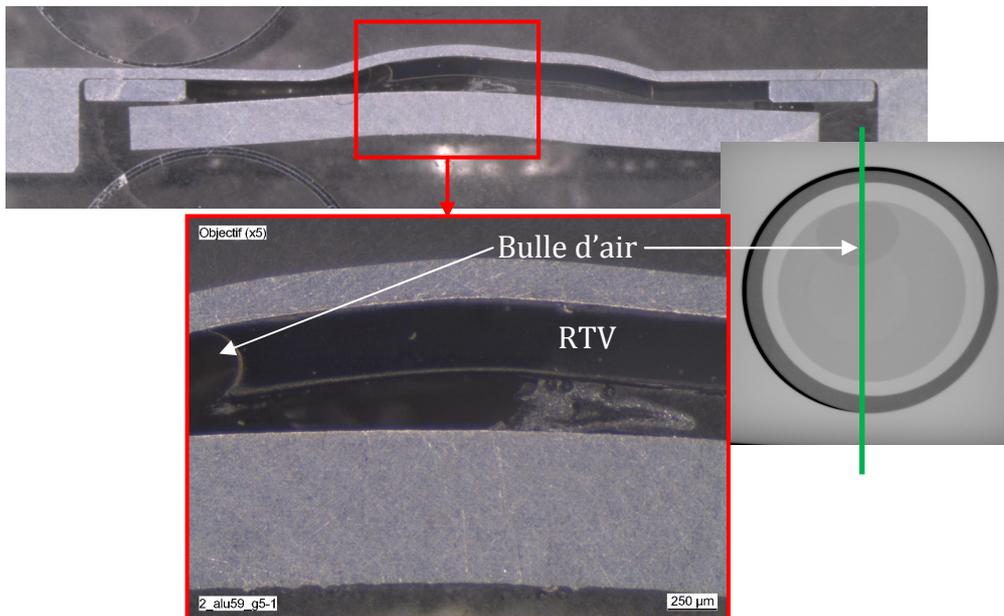
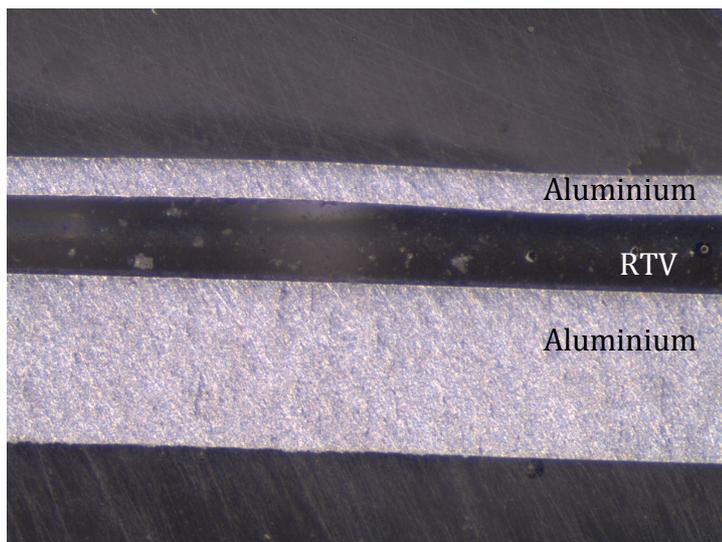


Figure 5.32 – Micrographie et Radiographie X de l’assemblage LCD59 ( $E = 15,4 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

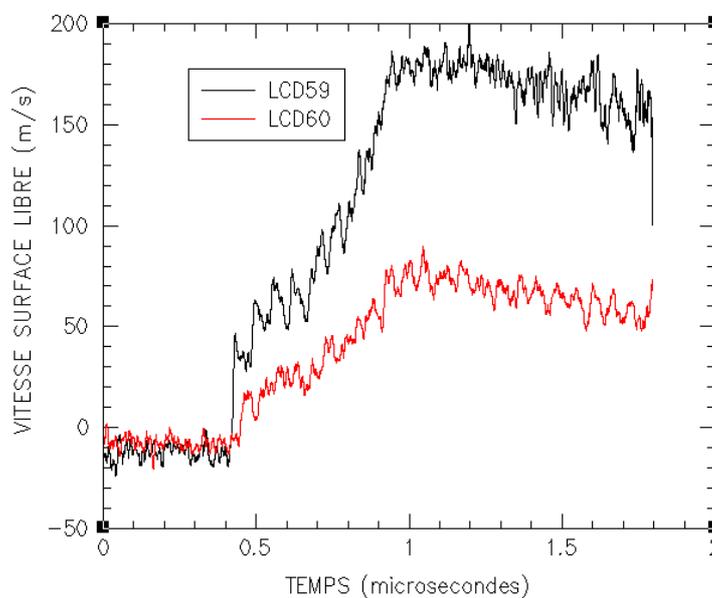
L’empilement LCD60 est le seul à être resté intact (Figure 5.33).



**Figure 5.33 - Micrographie de l'assemblage LCD60 ( $E = 7,2 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 4 \text{ mm}$ )**

La Figure 5.34 confronte les vitesses de face arrière obtenues sur les tirs LCD59 (rupture) et LCD60 (pas de rupture).

Comme les allures des deux profils sont similaires, nous pouvons penser que la manifestation du décollement sur la vitesse mesurée intervient au-delà du temps de mesure. Nous verrons dans le prochain chapitre que l'influence du décollement intervient plus tôt, mais qu'il est difficile de détecter son action sur un profil de vitesse sans réaliser des simulations numériques.



**Figure 5.34 – Vitesses de face arrière mesurées lors des tirs LCD59 et 60 ( $E = 15,4 \text{ J}$  et  $7,2 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 4 \text{ mm}$ )**

Contrairement aux assemblages joints par l’Araldur, la détermination de la contrainte à la rupture des interfaces à partir des mesures de vitesse de face arrière s’annonce plus difficile pour les assemblages avec RTV.

Ces essais laser mettent par ailleurs en évidence la grande différence de réponse entre un joint de RTV et un joint d’Araldur. Les endommagements constatés sont uniquement de nature adhésive, contrairement à l’Araldur qui présente des fractures cohésives.

## 5.4 – Impulsions longues (>500 ns)

Nous caractérisons la réponse d’assemblages collés sous l’effet d’impulsions plus longues à l’aide d’expériences d’impacts de plaques. L’utilisation de ce type d’expérience dans ce contexte est tout à fait nouvelle.

### 5.4.1 – Impacts de plaques sur assemblages Araldur

#### Configurations expérimentales

Les essais ont été réalisés à l’aide du lanceur DEMETER de CEA-CEG. Les configurations expérimentales sont données dans le Tableau 5.6.

Outre l’étude de l’influence de la durée d’impulsion, nous cherchons par ces essais à évaluer l’influence d’un traitement de surface des plaques d’aluminium sur la tenue au choc des empilements. Les plaques d’aluminium des deux premiers échantillons ont subi une anodisation, et les autres un simple dégraissage.

N° Tir	Impacteur (épaisseur)	Cible Nature (Epaisseur)	Traitement de surface	Vitesse Impact
D1739	Alu (2.015 mm)	Alu/Araldur/Alu (2 mm/395 µm/2 mm)	Oui	55 m/s
D1740	PMMA (1.185 mm)	Alu/Araldur/Alu (2 mm/332 µm/2 mm)	Oui	55 m/s
D1741	PMMA (1.185 mm)	Alu/Araldur/Alu (2 mm/402 µm/2 mm)	Non	56 m/s
D1742	PMMA (1.185 mm)	Alu/Araldur/Alu (2 mm/370 µm/2 mm)	Non	87 m/s

*Tableau 5.6 – Configurations des essais DEMETER sur assemblages Araldur*

Le principe des expériences d’impact de plaques est rappelé sur la Figure 5.35.

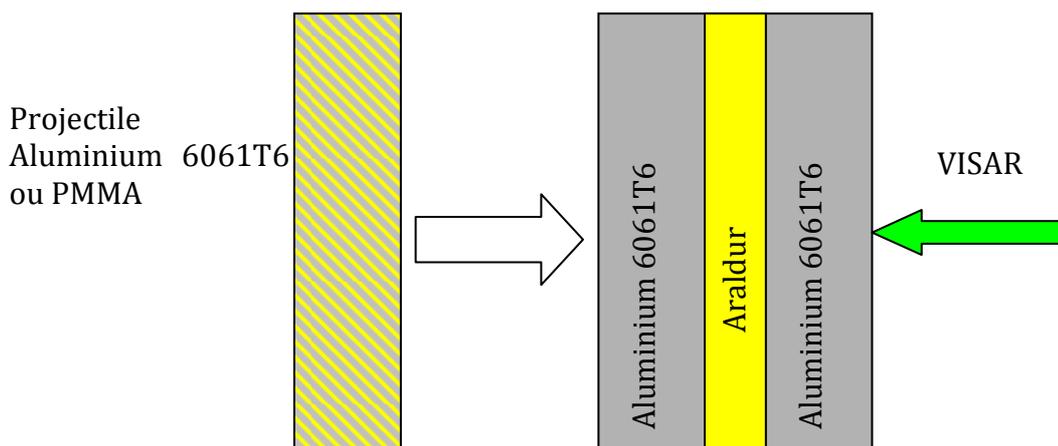


Figure 5.35 – Schéma de principe des essais d’impact de plaques sur assemblages Araldur

Même si les vitesses d’impact pour les essais D1739 et D1740 sont identiques, la pression générée dans l’empilement est plus grande pour l’essai D1739 du fait de la nature de l’impacteur.

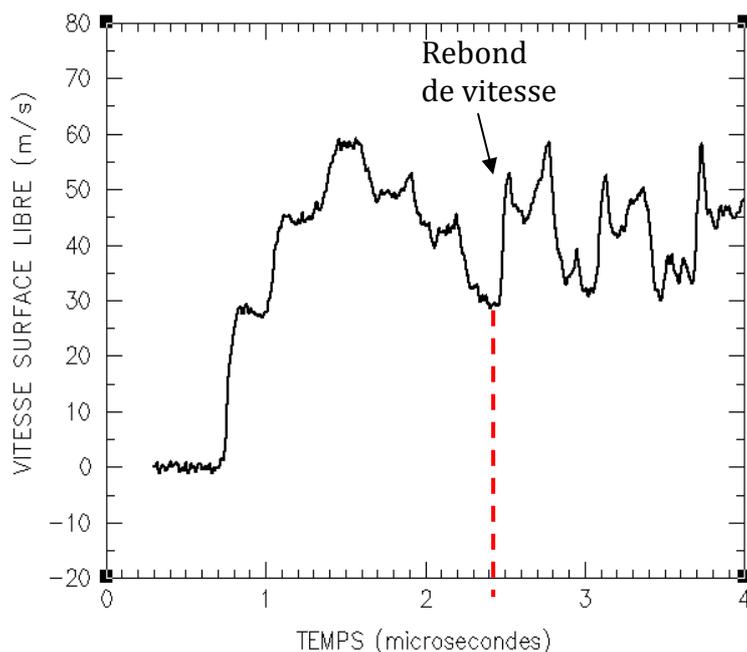
La réponse des assemblages est analysée à partir des seuls profils de vitesse mesurés à l’aide du VISAR. Les essais d’impact de plaques ne permettent pas en effet la récupération des échantillons. Des configurations expérimentales spécifiques sont nécessaires, et n’ont pas pu être mises en place dans le cadre de ce travail.

### **Résultats expérimentaux**

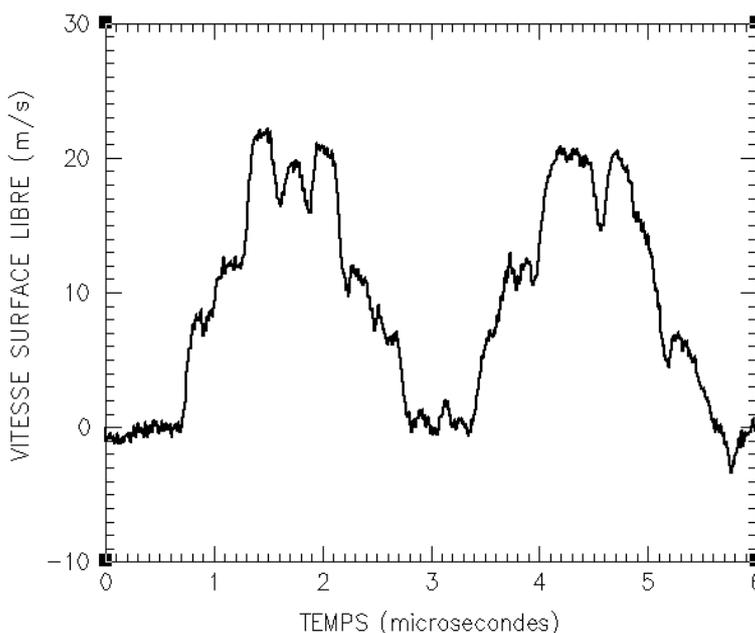
Les profils de vitesse mesurés sur la face arrière des assemblages D1739 et D1740 sont présentés sur la Figure 5.36 et la Figure 5.37.

Comme pour les tirs Alisé, nous pouvons noter la différence d’allure entre les deux profils : diminution de la vitesse jusqu’à zéro dans un cas et une accélération dans l’autre à  $t = 2,45 \mu\text{s}$ . Sur les tirs laser, cette accélération traduisait l’activation d’un endommagement au sein de l’empilement. Par analogie avec ces résultats, nous pouvons raisonnablement déduire que l’assemblage D1739 s’endommage et pas l’assemblage D1740 (du moins jusqu’à  $t = 6 \mu\text{s}$ ).

Nous devons nous appuyer sur des simulations numériques pour savoir si l’endommagement est de type adhésif ou cohésif.

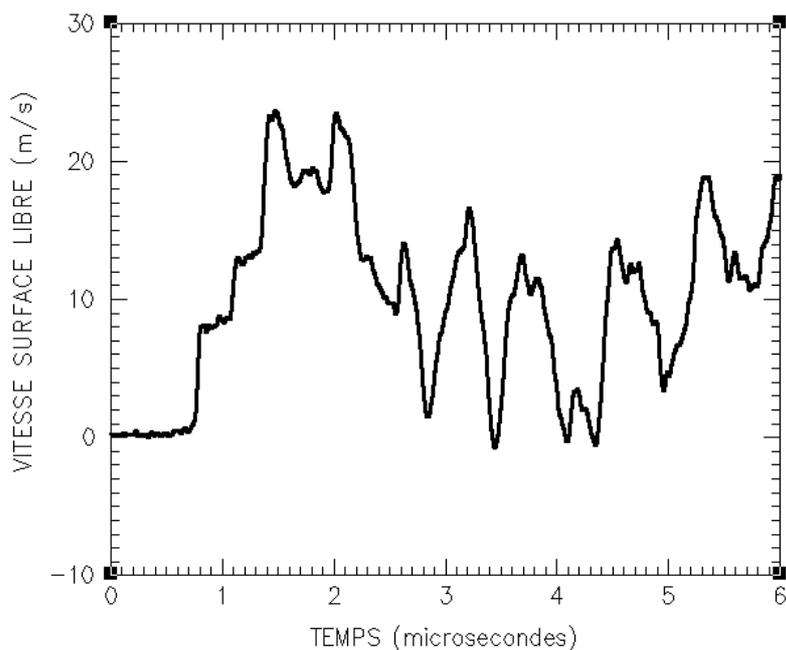


**Figure 5.36 – Vitesse de face arrière mesurée lors du tir D1739**  
*( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)*



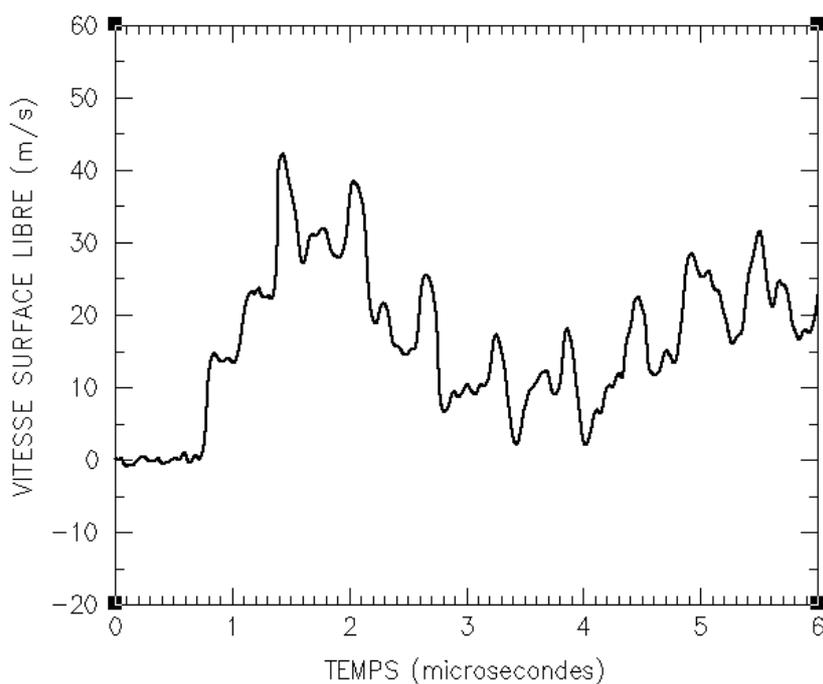
**Figure 5.37 – Vitesse de face arrière mesurée lors du tir D1740**  
*( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)*

Afin d’évaluer l’influence du traitement de surface sur la tenue des assemblages, l’essai D1741 a été réalisé sous les mêmes conditions que le D1740. La forme du profil de vitesse mesuré est caractéristique de l’activation d’un endommagement lors de l’essai D1741 (Figure 5.38). Ce résultat tendrait à mettre en évidence une diminution de la tenue au choc des assemblages lorsque ceux-ci n’ont pas subi de traitement de surface.



**Figure 5.38 – Vitesse de face arrière mesurée lors du tir D1741 ( $V_{\text{impact}} = 56 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)**

Nous avons effectué un essai supplémentaire sur le même type d’échantillon en augmentant la vitesse d’impact. Le profil de vitesse mesuré lors de l’essai D1742 est aussi révélateur de l’activation d’un endommagement (Figure 5.39). Le seuil de rupture semble moins élevé, lorsqu’il n’y a pas de traitement se surface.



**Figure 5.39 – Vitesse de face arrière mesurée lors du tir D1742 ( $V_{\text{impact}} = 87 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)**

### 5.4.2 – Impacts de plaques sur assemblages RTV

Parmi les essais réalisés sur des assemblages aluminium 6061T6/RTV141/aluminium 6061T6, nous avons retenu les résultats des essais 1006-1 et 1006-2 réalisés avec le lanceur SYLEX (Figure 5.40).

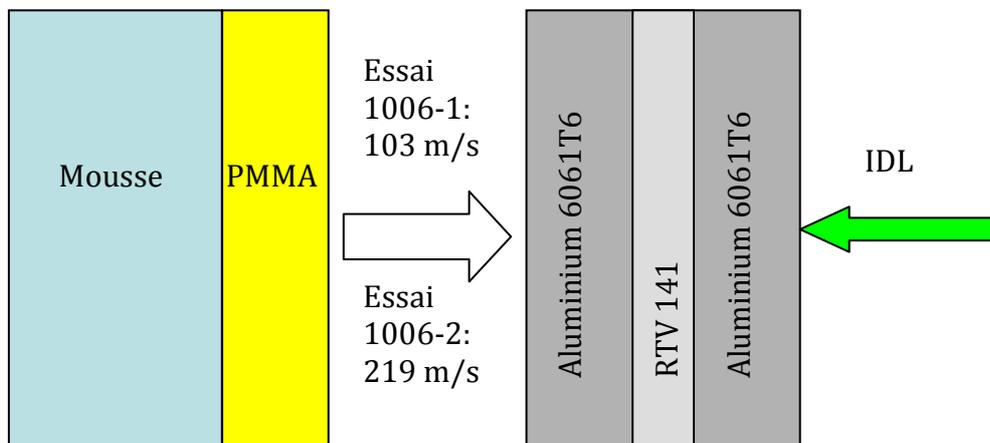


Figure 5.40 – Configurations des essais d’impacts de plaques sur assemblages RTV

Les mesures de vitesse de face arrière sont réalisées cette fois à l’aide d’un dispositif d’Interférométrie Doppler Laser (IDL). Les profils de vitesse sont présentés sur la Figure 5.41 et la Figure 5.42.

Dans les deux cas, l’allure du profil de vitesse témoigne apparemment de l’endommagement des deux empilements.

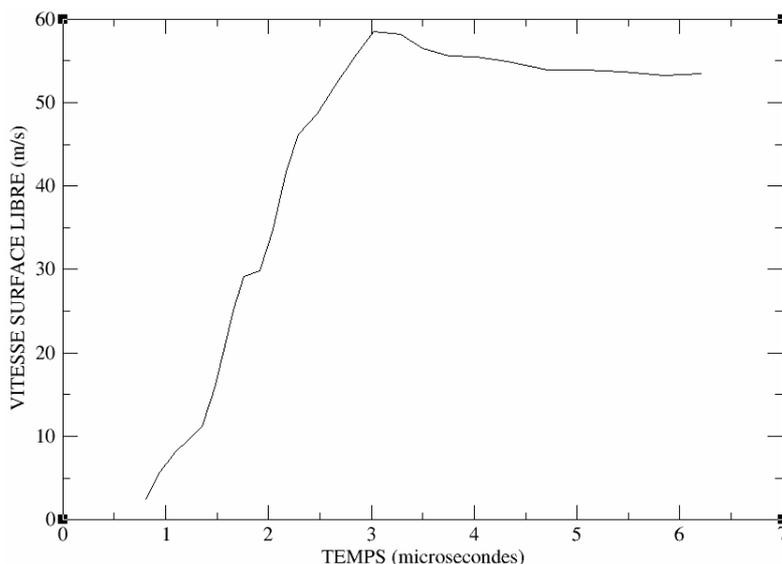


Figure 5.41 – Essai 1006-1 : vitesse de surface libre mesurée ( $V_{\text{impact}} = 103 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)

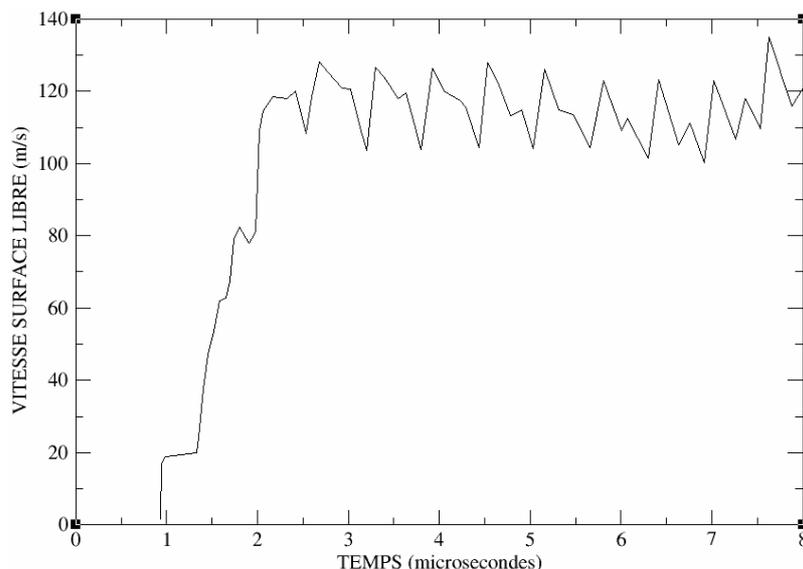


Figure 5.42 – Essai 1006-2 : vitesse de surface libre mesurée ( $V_{\text{impact}} = 219 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)

### 5.5 – Succession d’impulsions longues (GEPI)

Pour finir, nous avons testé les assemblages d’Araldur (seulement) face à la succession d’impulsions « longues » générée par le moyen GEPI de CEA-CEG. Il s’agissait d’analyser l’influence de la forme sinusoïdale de l’impulsion sur la réponse d’un assemblage collé, et aussi de voir le potentiel de ce moyen pour in fine développer un test d’adhérence.

Le profil de pression appliqué est présenté sur la Figure 5.43. Il est constitué d’une succession d’ondes de compression d’amplitudes décroissantes et de durée de l’ordre de 500 ns.

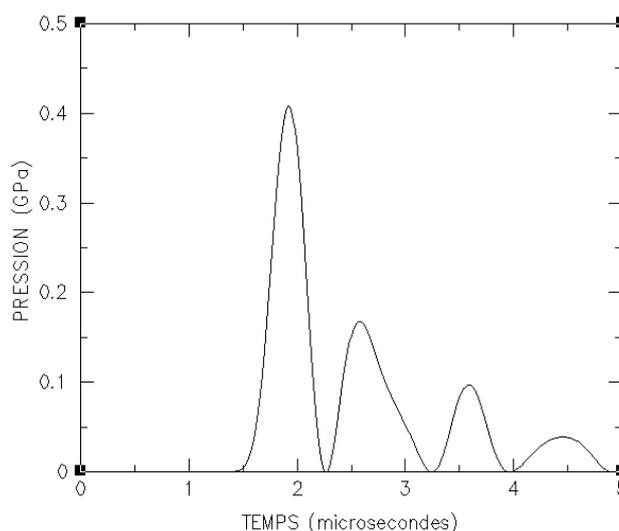


Figure 5.43 – Exemple de profil de pression appliqué lors d’essais GEPI

Les configurations des essais sont données dans le Tableau 5.7.

Comme pour les essais sur colle seule, le chargement est calibré à partir de l’interprétation de mesures de vitesse effectuées derrière une fenêtre en PMMA.

La réponse de l’assemblage est étudiée à partir de mesures de vitesse obtenues par un dispositif d’interférométrie laser et des observations macroscopiques des échantillons après tir.

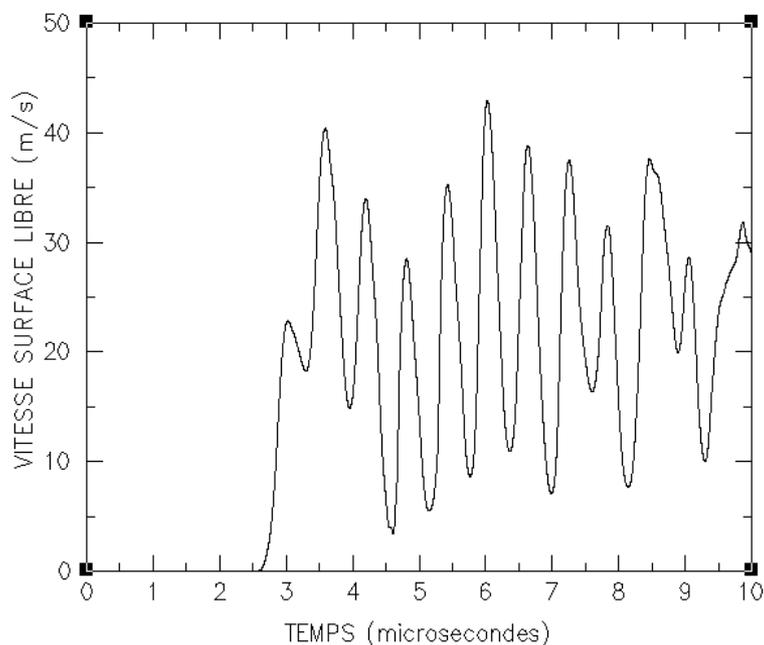
N° Tir	w électrode (mm)	Electrode haute Al6060 (mm)	Epaisseur échantillon (mm)	Electrode basse Al6060/PMMA (mm)	I <sub>max</sub> (MA)	P <sub>max</sub> (GPa)
G626	52	1,98	4,4	1,97 / 15	2,13	1,06
G627	52	1,97	4,34	1,96 / 15	1,33	0,4

*Tableau 5.7 – Configuration des essais GEPI*

L’essai correspondant au plus bas niveau de pression appliqué est le G627. L’échantillon n’est a priori pas endommagé.

La vitesse de face arrière mesurée lors de cet essai est présentée sur la Figure 5.44. A première vue, la vitesse s’annule presque vers 4.5  $\mu$ s, comme nous l’avions déjà noté pour les tirs laser ne mettant pas en évidence d’endommagement.

La vitesse ne descend pas aussi bas lors du tir G626 (Figure 5.45), et l’échantillon a été récupéré endommagé (décollement au niveau de la première interface) (Figure 5.46).



*Figure 5.44 – Essai G627 : vitesse de face arrière (I<sub>max</sub> = 1,33 MA)*

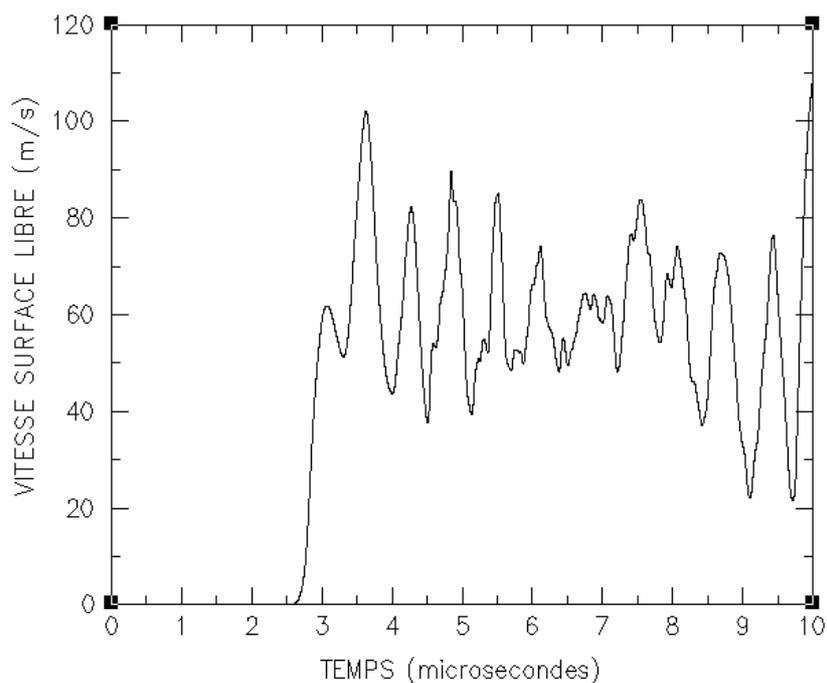


Figure 5.45 – Essai G626 : vitesse de face arrière ( $I_{max} = 2,13 \text{ MA}$ )

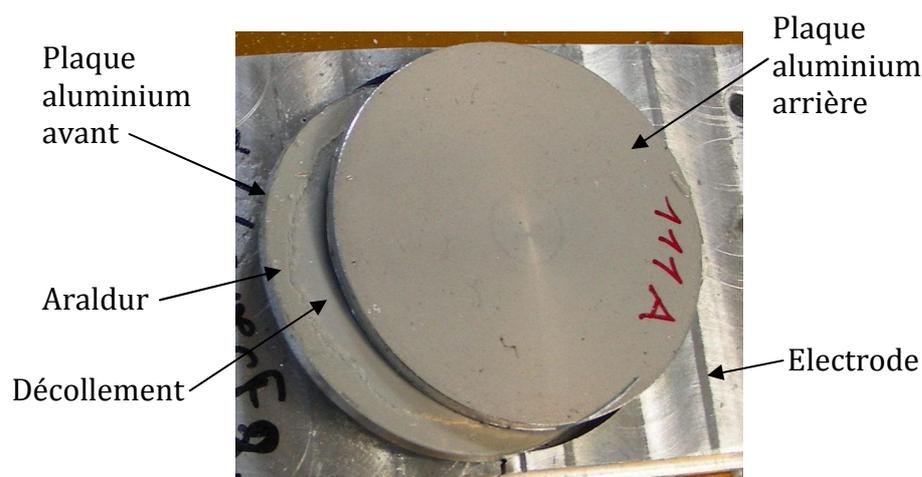


Figure 5.46 – Essai G626 : état post-mortem de l’assemblage ( $I_{max} = 2,13 \text{ MA}$ )

La détection de l’endommagement des assemblages à partir des profils de vitesse est plus difficile qu’avec les autres moyens d’essais. La simulation numérique est indispensable pour compléter l’analyse phénoménologique.

## 5.6 – Bilan

Dans ce chapitre, nous avons présenté les résultats des expériences dynamiques permettant d’étudier la réponse sous choc d’assemblages de plaques d’aluminium 6061T6 jointes par de l’Araldur ou du RTV 141. Une gamme assez large de durées d’impulsions a été balayée.

Les essais d’irradiation laser ont conduit à l’établissement d’une corrélation directe entre les profils de vitesse de face arrière mesurés et l’état d’endommagement.

Cette corrélation n’a pas pu être vérifiée sur les essais d’impact de plaques, car les échantillons ne sont pas récupérés. Toutefois, il semble qu’elle existe également.

L’endommagement observé lors des tirs laser est essentiellement au voisinage des interfaces. Ceci est vérifié quelque soit la nature de la colle. La rupture intervient à l’une ou l’autre des interfaces en fonction des configurations expérimentales testées.

Une fissuration conique est observée au sein des joints de colles de résine époxyde. Ils sont principalement dus à la déformation 2D (formation d’une cloque) des plaques d’aluminium sous l’effet de l’onde de choc. Les facies de ruptures traduisent plutôt un comportement fragile de la couche d’Araldur ainsi que des interfaces sous ce type de sollicitation.

L’influence du traitement de surface est analysée via des essais d’impacts de plaques. La première analyse des signaux de vitesse semble montrer une augmentation du seuil de rupture lorsque les plaques d’aluminium subissent une anodisation.

Enfin, les essais de compression isentropique sur les assemblages Araldur étaient destinés à évaluer la réponse des empilements face à un chargement complexe. Nous avons établi un premier lien entre les mesures VISAR et les observations post-mortem.

Dans le prochain chapitre, nous nous appuyerons sur la simulation numérique pour progresser dans l’analyse des phénomènes. Nous espérons ainsi remonter à la chronologie des événements, et déterminer la tension de rupture des interfaces et/ou des joints en fonction des durées d’impulsion.

### **5.7 – Références bibliographiques du Chapitre 5 :**

- [5.1] J.-P. Cuq-Lelandais, « Etude du comportement dynamique de matériaux sous choc laser sub-picoseconde », *Thèse de l’école nationale supérieure de mécanique et d’aérothermique de Poitiers*, (2010).
- [5.2] M. Boustie, L. Berthe, T. de Resseguier, M. Arrigoni, « Laser shock waves : fundamentals and applications », *1st International Symposium on Laser Ultrasonics : Science, Technology and Applications, Montreal, Canada*, (2008).
- [5.3] M. Boustie, « Chocs et matériaux », *cours ENSMA*.
- [5.4] R. Fabbro, J. Fournier, P. Ballard, D. Devaux, J. Virmont, « Physical study of laser-produced plasma in confined geometry », *J. Appl. Phys.*, **68** 775 (1990).
- [5.5] D. Devaux, R. Fabbro, L. TOLLIER, E. Bartnicki, « Generation of shock waves by laser-induced plasma in confined geometry », *J. Appl. Phys.*, **74** 2268 (1993).
- [5.6] 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 n°5256*, (1998).
- [5.7] C. Bolis, « Etude numérique et expérimentale de la séparation par chocs brefs d’interface de revêtements multi-couches. Application au test d’adhérence par choc laser », *Thèse de l’Université de Poitiers*, (2004).
- [5.8] A. Sollier, « Etude des plasmas générés par interaction laser-matière en régime confiné. Application au traitement des matériaux par choc laser. », *Thèse de l’Université de Versailles*, (2002).

# Chapitre 6

## Analyse des résultats expérimentaux à l'aide de simulations numériques

---

### Sommaire

6.1 – Introduction.....	180
6.2 – Modélisation des joints collés .....	180
6.3 – Analyse des essais d'impact de plaques .....	181
6.3.1 – Assemblage intact : Essai D1740.....	182
6.3.2 – Assemblage endommagé : Essai D1739.....	184
6.4 – Analyse des essais laser $P'(LCD)$ .....	191
6.4.1 – Calibration du chargement .....	191
6.4.2 – Assemblage récupéré intact : Essai LCD27.....	191
6.4.3 – Assemblage récupéré endommagé : Essai LCD36.....	193
6.4.4 – Assemblage récupéré endommagé : Essai LCD40.....	197
6.5 – Bilan.....	200
6.6 – Références bibliographiques du Chapitre 6 : .....	201

## **6.1 – Introduction**

Dans le chapitre précédent, nous avons présenté la base de données expérimentale constituée dans le cadre de ce travail de thèse, afin d'étudier la réponse sous choc d'assemblages collés. Des conclusions ont déjà pu être apportées, notamment sur les essais laser, car il était possible de récupérer et observer les échantillons après les expériences. Pour les essais d'impact de plaques, nous devons faire l'analyse à partir des profils de vitesse mesurés en face arrière des échantillons.

L'objectif de ce chapitre est de montrer sur les quelques essais d'impact de plaques et laser (P') comment il est possible de proposer une analyse des mécanismes de rupture d'un assemblage collé à partir des profils de vitesse expérimentaux et de simulations numériques complémentaires [6.1].

Pour l'instant, nous focalisons cette analyse sur les résultats des expériences obtenus avec les assemblages Araldur.

Nous serons amenés à distinguer les effets respectifs de l'endommagement de la colle, de la rupture aux diverses interfaces. Nous décrirons également comment déterminer les seuils de rupture à partir de confrontations expériences-calculs.

Nous commençons par rappeler les méthodes de représentation numérique des joints collés. Nous poursuivrons par une analyse détaillée des résultats des essais d'impacts de plaques réalisés sur les échantillons ayant subi un traitement de surface avant collage. Nous appliquerons ensuite cette méthodologie à l'analyse des résultats obtenus lors des tirs lasers.

## **6.2 – Modélisation des joints collés**

La représentation des joints collés dans les codes de calcul nécessite l'utilisation de méthodes numériques particulières, qui tendent à augmenter considérablement les temps de calculs.

Une des nombreuses méthodes consiste à utiliser des contacts virtuels pour idéaliser les liaisons réelles [6.2]. Les liaisons ne sont pas représentées par des éléments finis mais par des éléments rhéologiques de type « masse-ressort » [6.3][6.4]. Le joint, en tant que matériau et couche de structuration, est ainsi remplacé par une interface [6.5].

Un autre méthode impose de représenter le joint par une interface à l'aide d'éléments finis cohésifs [6.6][6.7]. Ces éléments n'ont pas de masse à part entière (épaisseur nulle), mais ils possèdent des seuils de rupture et permettent l'ouverture de vide dans le maillage.

Le code de calcul, utilisé dans le cadre de ce travail de thèse, utilise un schéma numérique aux différences finies. De plus, dans les configurations d'essais étudiées, l'épaisseur de la colle n'est pas suffisamment faible par rapport à celles des substrats d'aluminium. La mise en traction de l'assemblage dépend en grande partie des interactions d'ondes, qui ont lieu dans la colle. Par conséquent, nous devons modéliser entièrement la couche de colle [6.8].

Ceci explique en grande partie les efforts de compréhension et de modélisation de la réponse sous choc des matériaux adhésifs (partie B).

La représentation du collage nécessite également une description des liaisons aux interfaces. Là aussi, nous aurions pu définir un matériau propre aux interfaces, car les propriétés peuvent changer par rapport à celles déterminées sur des échantillons massifs. Nous avons choisi pour cette première approche de simplifier le problème en définissant des conditions de rupture aux interfaces à partir d'un seuil exprimé soit en contrainte, soit en déformation. La décohésion se traduit alors par la séparation virtuelle des nœuds ou mailles proches des interfaces entre l'aluminium et la colle.

Le choix du maillage est également primordial pour pouvoir capter correctement tous les allers-retours d'ondes intervenant dans les simulations numériques. Pour cela, une règle consiste à définir le maillage de telle sorte que la durée de traversée d'une maille par l'onde de choc soit égale dans tous les matériaux.

$$\Delta t = \frac{\Delta x}{C_L} \quad \text{Équation 6.1}$$

où  $\Delta x$  est la longueur d'une maille,  $C_L$  la célérité des ondes longitudinales dans le matériau traversé.

### **6.3 – Analyse des essais d'impact de plaques**

La première question qui se pose lors de l'étude de la réponse sous choc d'un assemblage collé est celle du type de rupture. L'endommagement peut avoir lieu au sein de la couche de colle (rupture cohésive) et/ou au niveau des interfaces aluminium/colle (rupture adhésive). Nous allons apporter des éléments de réponse à cette question grâce aux résultats issus de simulations numériques.

Pour cela, nous allons activer/désactiver les effets supposés des ruptures cohésives ou adhésives sur les calculs, puis confronter les résultats numériques obtenus avec les résultats expérimentaux de référence. L'analyse des différences entre les deux permettra de valider/invalides les hypothèses faites sur la phénoménologie.

Ce travail permet également la détermination des seuils de rupture par itérations successives à l'aide de confrontations expériences/calcul.

L'analyse ne portera dans un premier temps que sur les résultats des essais d'impacts de plaques D1739 et D1740, réalisés à l'aide du lanceur DEMETER (CEG). Nous rappelons que les assemblages Araldur testés lors de ces essais avaient été réalisés après un traitement de surface préliminaire des plaques d'aluminium.

Le comportement dynamique de l'Araldur est représenté à l'aide de la loi de comportement viscoélastique proposée et validée dans la partie B. Les modèles de comportement des autres matériaux intervenant dans les calculs sont donnés dans l'annexe D.

### 6.3.1 – Assemblage intact : Essai D1740

L'analyse préliminaire proposée dans le chapitre 5 montrait que l'assemblage D1740 était apparemment resté intact pendant quelques microsecondes (durée d'enregistrement du signal de vitesse).

La simulation numérique de l'essai D1740 tend à confirmer cette hypothèse (Figure 6.1). Le calcul est réalisé en considérant l'absence de tout endommagement : pas de décollement aux interfaces, pas de dégradation des propriétés de la colle. La forme du profil de vitesse de surface libre calculé est en très bon accord avec la mesure.

La simulation numérique permet d'expliquer la présence des premiers paliers de vitesse A, B, C et D.

Le premier palier de vitesse, noté A, correspond à l'arrivée en surface libre de l'onde de compression, notée  $c_1$ , générée à l'impact.

Le deuxième palier de vitesse B provient des réflexions successives en onde de recompression de l'onde de choc incidente à l'interface 2 (entre l'araldur et la plaque arrière d'aluminium), et à l'interface 1 (entre la plaque avant d'aluminium et l'araldur), puis de sa transmission jusqu'à la surface libre.

Le palier de vitesse C s'explique tout d'abord par la réflexion en un faisceau d'ondes de détente de l'onde de choc incidente sur la surface libre, puis la réflexion de ces ondes de détente en onde de recompression à l'interface 2.

Le palier de vitesse D est obtenu suite à un aller-retour dans la plaque arrière d'aluminium de l'onde de recompression  $c_3$ .

La mise en traction de l'assemblage intervient lors du croisement des ondes de détente  $d_2$  et  $d_5$ , représentées sur le diagramme de marche. L'araldur étant en contact de part et d'autre avec un matériau d'impédance de choc plus élevée, ces ondes de détentes se réfléchissent aux interfaces en ondes de détente qui amplifient la mise en traction.

Les contraintes de traction maximales calculées aux interfaces et dans la colle sont de 150 MPa (Figure 6.2). Elles sont appliquées de manière soutenue pendant une durée d'environ 600 ns.

Les représentations des ruptures aux interfaces ou d'un endommagement de la colle n'améliorent pas les corrélations expériences/calculs, bien au contraire. C'est pourquoi, nous pouvons confirmer que l'assemblage reste intact, et que la rupture des interfaces ou l'endommagement de la colle interviendront pour des contraintes de traction supérieures à 150 MPa.

Nous avons vu dans la partie B que la contrainte seuil d'initiation de l'endommagement dans l'araldur est évaluée à 140 MPa. La représentation de l'endommagement à l'aide du modèle de Kachanov conduit à un niveau d'endommagement de 1 % et n'a quasiment aucune influence sur le profil de vitesse. Nous confirmons que l'endommagement de la colle est négligeable en dessous de 150 MPa.

Nous remarquons déjà que la tenue de l'assemblage Araldur sous sollicitation dynamique sera largement supérieure à la tenue sous tests quasi statique d'arrachement qui n'est que de 10 MPa (cf. Annexe E).

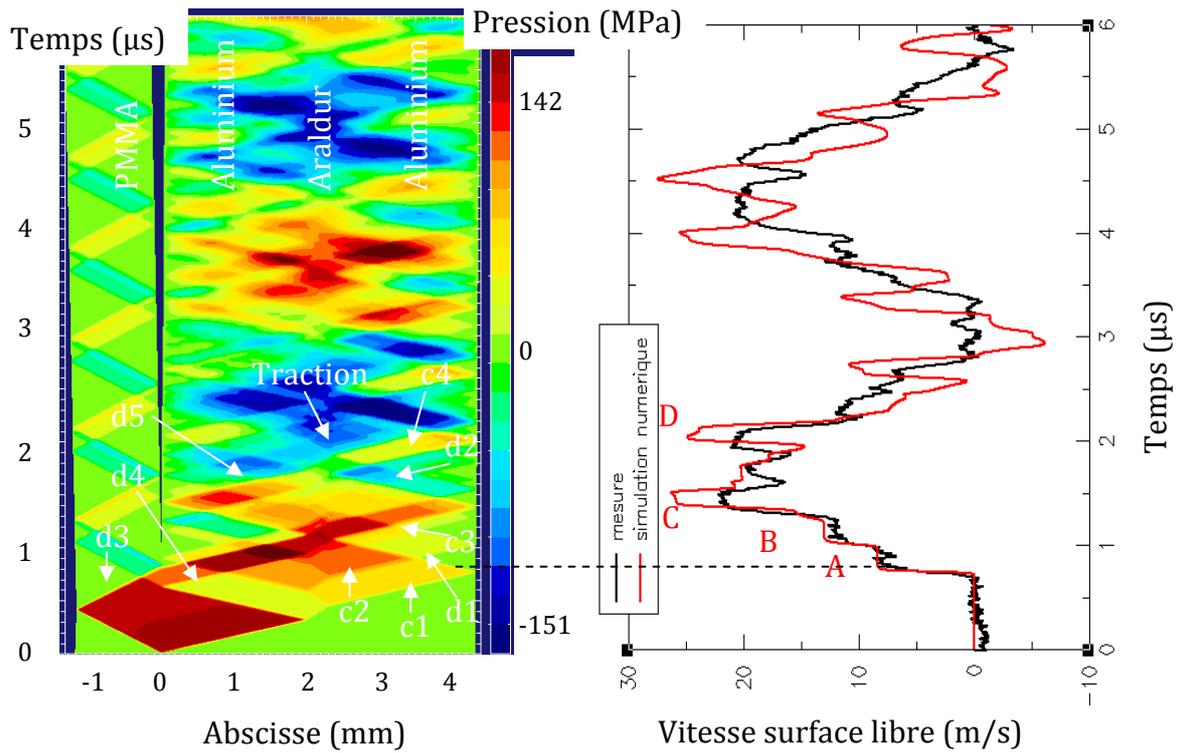


Figure 6.1 – Essai D1740 : Confrontation expérience/calcul et diagramme x-t associé ( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)

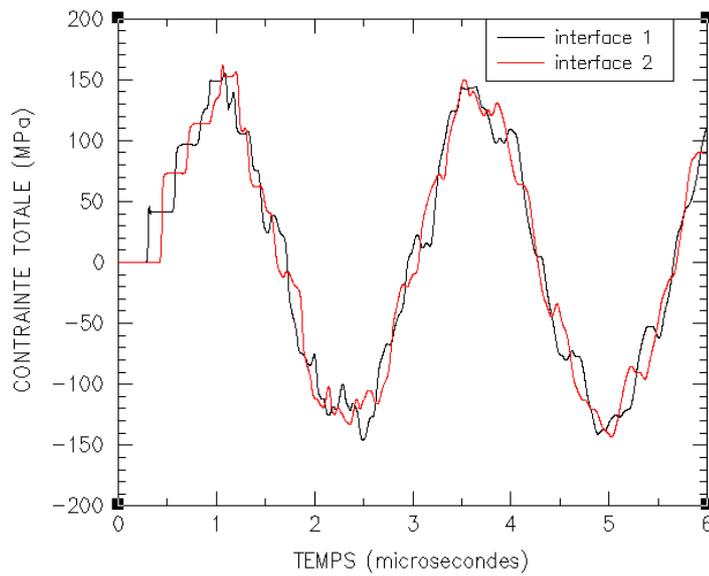


Figure 6.2 – Essai D1740 : Calcul des contraintes aux interfaces ( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)

### 6.3.2 – Assemblage endommagé : Essai D1739

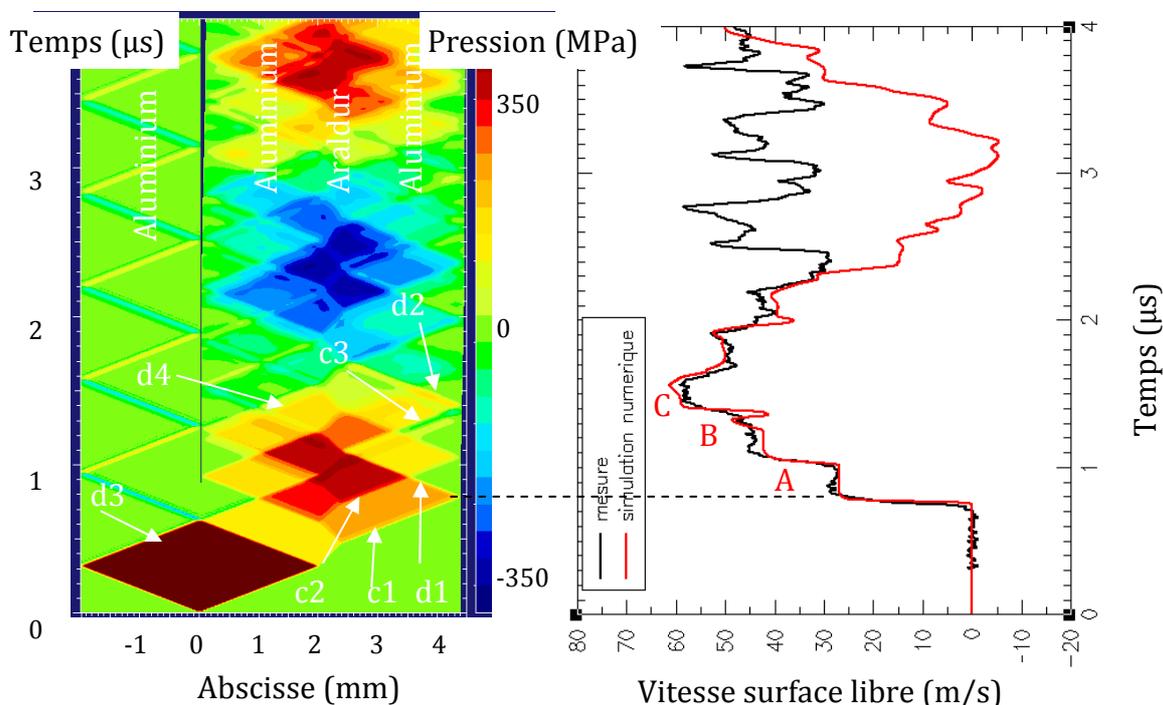
La sollicitation générée lors de l'essai D1739 est plus sévère que pour l'essai D1740, car l'impacteur est en aluminium.

#### Hypothèse d'un assemblage intact

Le profil de vitesse calculé en supposant que l'assemblage reste intact présente de nombreuses différences par rapport au profil de vitesse mesuré (Figure 6.3). Nous remarquons que la corrélation est tout de même excellente jusqu'à 2  $\mu$ s.

Les premiers paliers de vitesse A, B et C sont issus des mêmes interactions d'ondes de compression – recompression que pour l'essai D1740.

Comme pour l'essai D1740, l'impacteur rebondit sur l'assemblage, du fait de la réflexion en onde de détente de l'onde incidente à l'interface 1 et en face arrière de l'impacteur.



**Figure 6.3 – Essai D1739 : Confrontation expérience/calcul sans endommagement**  
( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)

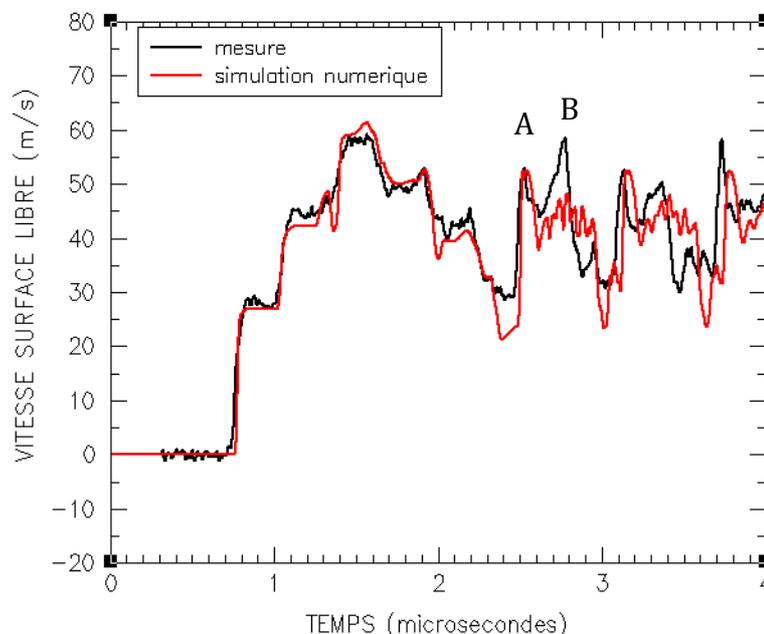
La mise en traction de l'assemblage intervient lors du croisement des ondes de détente d2 et d4. Les effets de la mise en traction de l'assemblage sur le profil de vitesse ne commencent qu'après 2  $\mu$ s, ce qui correspond à l'arrivée du faisceau d'ondes d4 au niveau de la surface libre. Le signal expérimental met en évidence une accélération de la surface libre, alors que la vitesse calculée diminue.

La contrainte de traction maximale calculée est de 350 MPa. Les seuils d'endommagement ou de rupture aux interfaces sont par conséquent inférieurs à cette valeur.

Afin de proposer une analyse phénoménologique plus précise, nous allons évaluer les effets sur le profil de vitesse d'une rupture cohésive ou d'une rupture adhésive.

**Hypothèse d’une dégradation progressive des propriétés de la colle : Rupture cohésive**

Pour tester cette hypothèse, Nous utilisons le modèle d’endommagement de Kachanov identifié dans la partie B pour décrire le comportement en traction de l’Araldur [6.9]. L’endommagement critique, à partir duquel il y a rupture, est de 30 %. Les confrontations expériences/calculs sont présentées sur la Figure 6.4.



**Figure 6.4 – Essai D1739 : Simulation numérique avec endommagement progressif de la colle ( $V_{impact} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)**

L’accélération de la surface libre (pic de vitesse A) est cette fois-ci bien restituée par le calcul. Comme nous avons pu le voir dans la partie B, la création d’une fissure permet la relaxation de l’état de contrainte, et génère une onde de compression (Figure 6.5). La représentation de l’endommagement et de la rupture pour un endommagement critique produit ces mêmes effets.

Le diagramme de marche représenté sur la Figure 6.6 montre que l’endommagement concerne toute l’épaisseur de la colle. Nous observons tout de même une plus forte concentration de fissures au voisinage des interfaces.

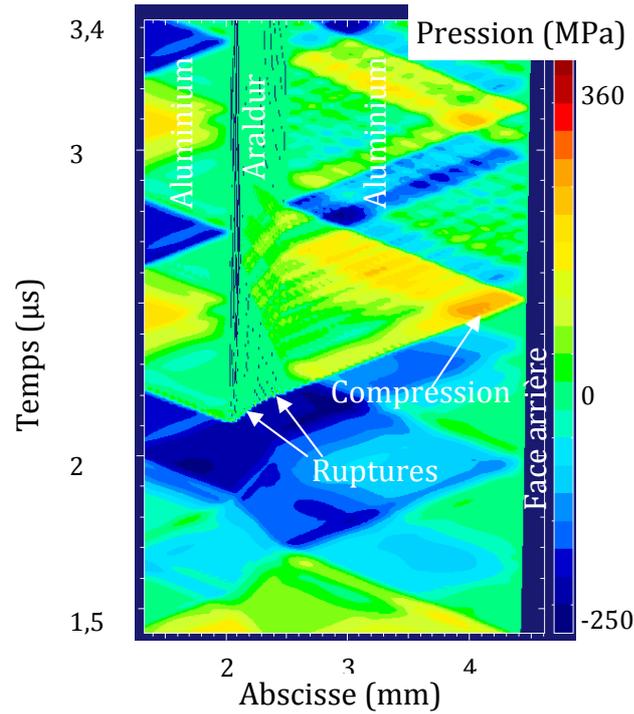


Figure 6.5 – Essai D1739 : Simulation numérique avec endommagement progressif de la colle - diagramme x-t en pression ( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)

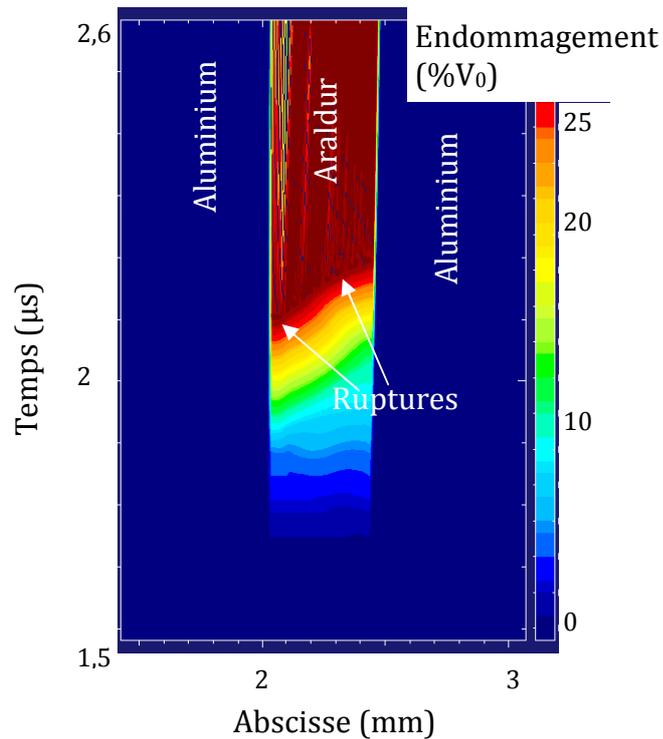


Figure 6.6 – Essai D1739 : Evolution de l'endommagement progressif ( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)

Nous allons dans la suite voir que l'activation de ruptures adhésives aux interfaces est susceptible d'expliquer la présence du pic B observé sur le profil de vitesse.

### **Hypothèse d’une rupture adhésive à l’interface 2**

Nous représentons une rupture à l’interface à l’aide d’un critère de type « cut-off » exprimé en fonction de l’état de contrainte imposé à l’interface 2, interface entre le joint en résine époxyde et la plaque arrière d’aluminium. Nous ne modélisons pas l’endommagement de la couche d’Araldur.

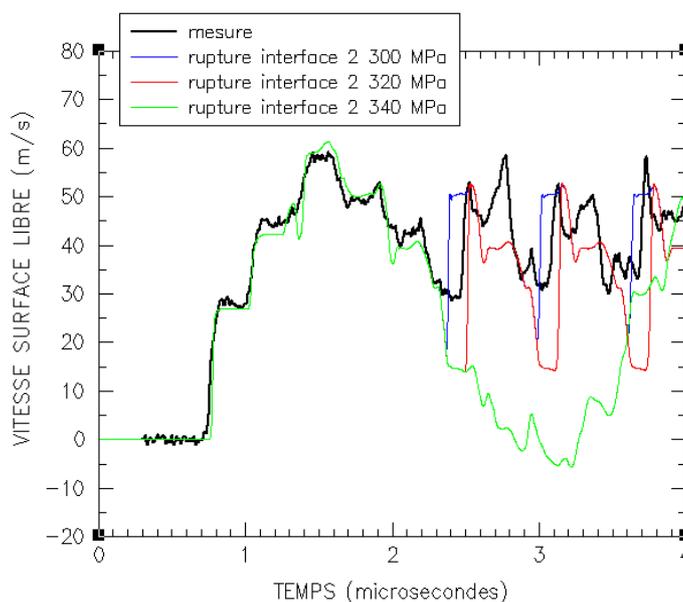
Nous commençons par déterminer le seuil de rupture de l’interface par itérations successives jusqu’à obtenir la meilleure corrélation expérience/calcul. Les résultats de cette analyse paramétrique sont présentés sur la Figure 6.7. La valeur retenue est de 320 MPa.

Nous avons ensuite tracé le diagramme de marche correspondant au calcul optimisé pour mieux comprendre l’influence d’une rupture de l’interface 2 sur le signal de vitesse calculé (Figure 6.8).

Les résultats obtenus sont très proches de ceux obtenus en considérant une rupture cohésive (voir paragraphe précédent).

Cette hypothèse ne semble pas expliquer la présence du pic de vitesse B sur le profil de vitesse observé expérimental.

Nous allons maintenant étudier ce que donne une rupture à la première interface colle/aluminium.



**Figure 6.7 – Essai D1739 : Analyse paramétrique sur la tension de rupture de l’interface 2 ( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)**

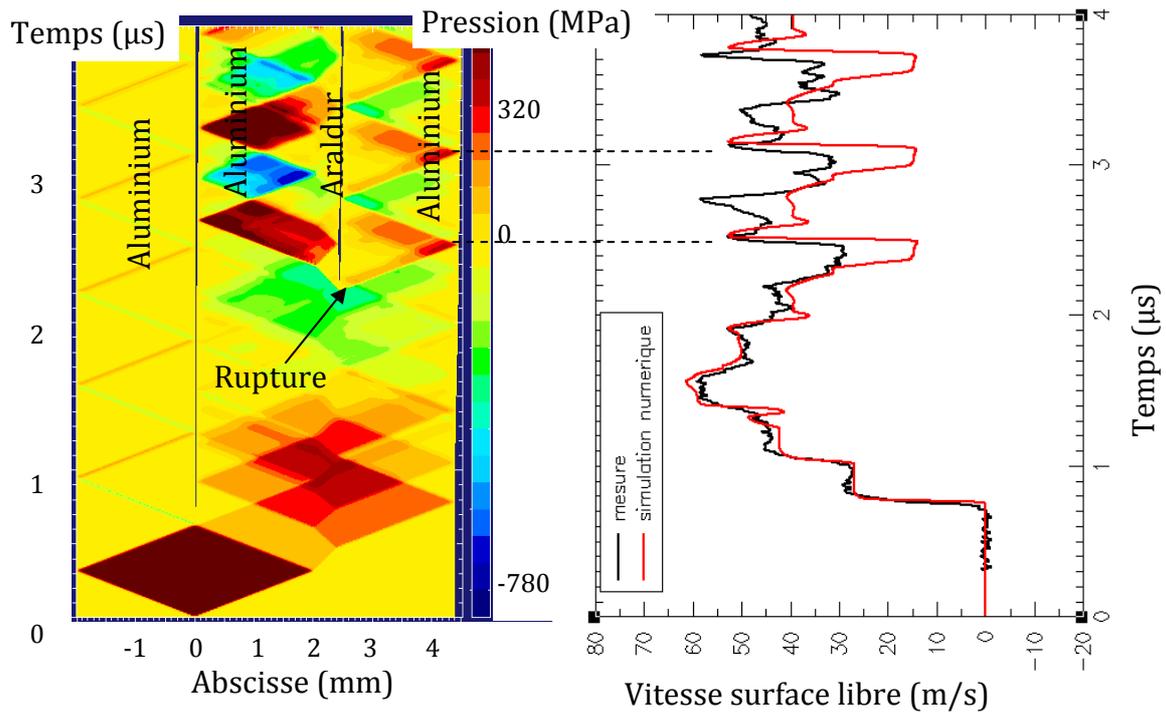


Figure 6.8 – Essai D1739 : Rupture de l'interface 2 à 320 MPa ( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)

### Hypothèse d'une rupture adhésive à l'interface 1

Comme pour le traitement de la rupture à l'interface 2, nous commençons par déterminer le seuil de rupture qui permet l'obtention des meilleures corrélations expérience/calcul (Figure 6.9). Nous obtenons la valeur de 270 MPa, qui est légèrement inférieure à celle obtenue précédemment pour l'interface 2.

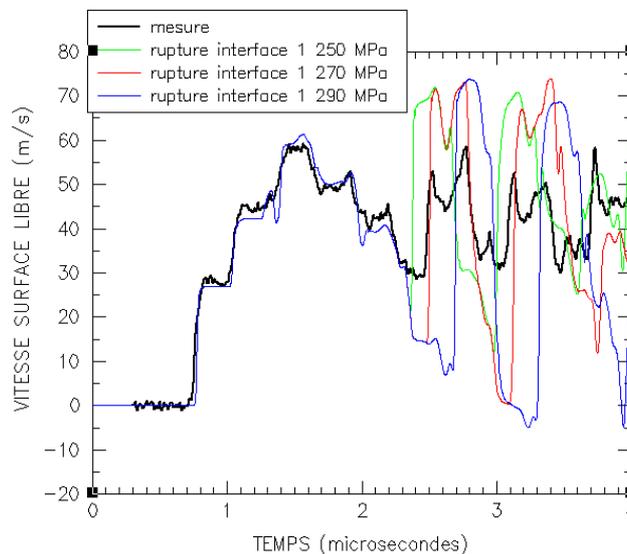


Figure 6.9 – Essai D1739 : Analyse paramétrique sur la tension de rupture de l'interface 1 ( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)

Nous constatons l'apparition d'un pic de vitesse semblable au pic B sur le profil calculé (Figure 6.9). La chronométrie du signal est parfaitement restituée par les calculs. Seule l'amplitude des oscillations calculées est un peu surévaluée.

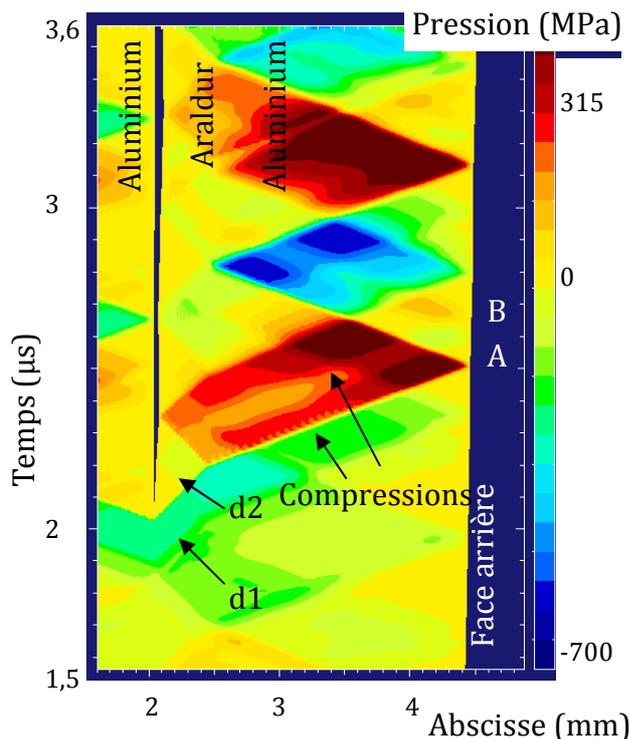


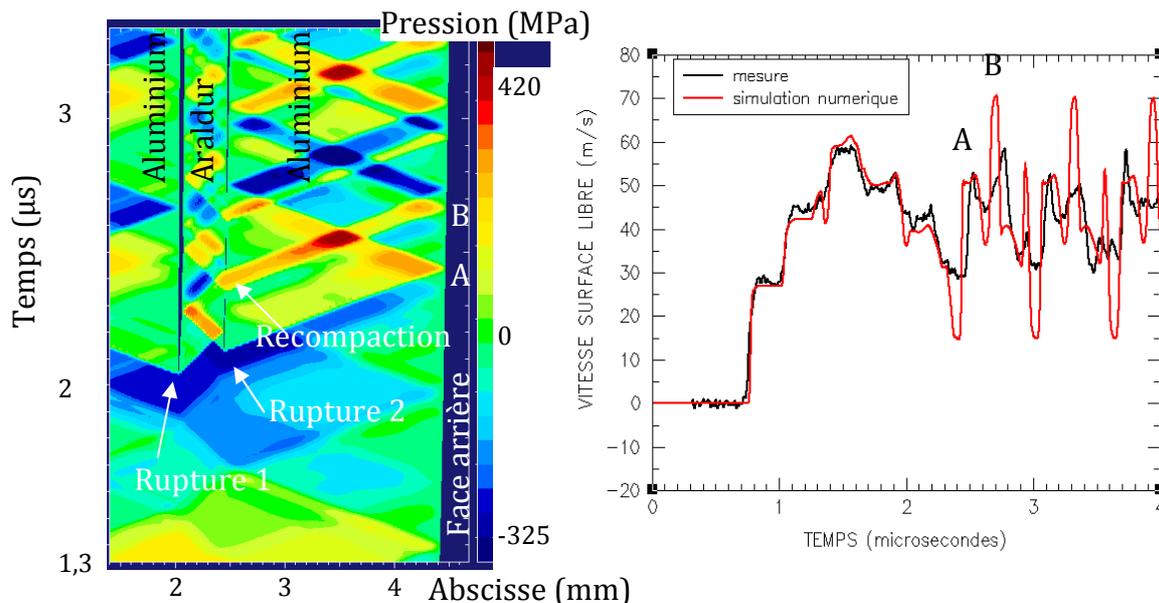
Figure 6.10 – Essai D1739 : Rupture de l’interface 1 à 270 MPa – diagramme x-t  
( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)

Sur la Figure 6.10, nous proposons un zoom du diagramme de marche au voisinage de la zone de rupture et dans les instants suivants la rupture. Nous voyons que le pic de vitesse A découle de l’arrivée de l’onde de recompression générée lors de la rupture de l’interface 1.

Le pic de vitesse B découle quant à lui des réflexions successives de cette onde de recompression sur l’interface 2, puis sur la surface libre générée suite à la rupture de l’interface 1.

### **Hypothèse d’une rupture adhésive aux interfaces 1 et 2**

La Figure 6.11 présente le diagramme de marche et la corrélation expérience/calcul obtenus en autorisant une rupture à l’interface 1 pour une contrainte de traction de 273 MPa et une rupture à l’interface 2 pour une contrainte de traction de 310 MPa.



**Figure 6.11 – Essai D1739 : Ruptures des interfaces 1 et 2**  
*( $V_{\text{impact}} = 55 \text{ m/s}$ , impacteur Al6061T6)*

Dans le cas présent, le pic de vitesse B apparaît suite à l'ouverture puis la fermeture d'un vide au niveau de l'interface 2. Le mécanisme de fermeture n'est possible que s'il y a également rupture à l'interface 1. Ceci explique pourquoi nous ne l'avons pas mis en évidence en activant seulement la rupture à l'interface 2 (Figure 6.8).

En résumé :

- la rupture adhésive de l'interface 2 génère une onde de recompression qui se traduit sur la vitesse de surface libre par le pic de vitesse A,
- la rupture adhésive de l'interface 1 génère également une onde de recompression, qui reconstitue l'interface 2 et explique la présence du pic de vitesse B.

Dans le cadre de ce travail, nous avons également étudié les effets d'une action couplée d'un endommagement progressif du joint de colle et des ruptures aux interfaces. De manière générale, le couplage de deux types de rupture dégrade la corrélation expérience/calcul. Cette hypothèse n'a par conséquent pas été retenue pour expliquer la phénoménologie de l'essai D1739.

### Discussion

L'analyse des résultats numériques indique que :

- soit la colle s'endommage progressivement à partir d'un critère en traction fixé à 140 MPa,
- soit les interfaces cassent pour des critères de rupture en traction fixés avec les résultats de l'essai D1739 à 270 MPa pour l'interface 1 et à 310 MPa pour l'interface 2.

La qualité des corrélations expériences/calculs obtenues avec ces deux hypothèses est considérée satisfaisante.

Il faudrait réaliser des expériences d'impact de plaques permettant la récupération des échantillons pour approfondir cette analyse.

Nous remarquons que les seuils de rupture des interfaces sont du même ordre de grandeur que la contrainte d'écaillage de l'Araldur déterminée dans la partie B. La liaison résine époxyde/aluminium est aussi résistante, voir plus résistante que le matériau lui-même.

## **6.4 – Analyse des essais laser P'(LCD)**

Nous venons de présenter une analyse phénoménologie de la réponse d'assemblages collés face à des chargements dynamiques soutenus. Il s'agit maintenant de faire cette analyse pour les tirs laser réalisés à l'Institut P' de Poitiers, c'est-à-dire face à des chargements non soutenus. L'objectif est d'identifier les différences en vue d'une étude de l'influence de la durée d'impulsion.

### **6.4.1 – Calibration du chargement**

Sur l'installation laser de l'Institut P', seules deux grandeurs sont mesurables : l'énergie maximale du faisceau laser et la durée de l'impulsion du laser.

Pour déterminer le profil de pression appliqué sur la face avant de l'empilement, nous utilisons alors un profil temporel type, qui tient compte du confinement du plasma par la goutte d'eau. Ce profil est déduit des résultats de campagnes expérimentales antérieures [6.10].

Ce profil est sous une forme adimensionnelle. Un facteur multiplicatif est appliqué en fonction des tirs. Ce facteur multiplicatif est déterminé pour chaque tir en calant par simulation numérique le premier pic de vitesse mesuré sur la surface libre des échantillons. Cette méthode permet de constituer une base de données regroupant les pressions maximales calculées pour chaque tir en fonction de l'énergie et de la durée d'impulsion. Des résultats de tirs sur des cibles d'aluminium seul sont également disponibles (cf. Annexe F).

Pour les simulations numériques des essais laser, nous avons été contraints d'augmenter la pseudo-viscosité numérique dans l'aluminium. Sinon, des oscillations numériques non physiques sont générées par le calcul et faussent totalement les résultats. Nous avons pris soin de vérifier que la viscosité numérique n'interférait pas avec la représentation de la viscoélasticité de la résine époxyde.

Comme aucune fissure autre que celles dues au cisaillement n'a été observée lors de ces essais dans le joint de colle, nous avons volontairement désactivé la représentation d'un endommagement progressif dans la résine époxyde. Nous ne considérons que les hypothèses de rupture aux interfaces.

### **6.4.2 – Assemblage récupéré intact : Essai LCD27**

Afin de vérifier la validité des modèles de comportement choisis pour traiter des problèmes de propagation de chocs brefs, la première confrontation expérience/calcul est effectuée sur le tir LCD27, pour lequel l'empilement est resté intact. Le profil de pression imposé dans l'échantillon est caractérisé par une pression maximale de 1,45 GPa.

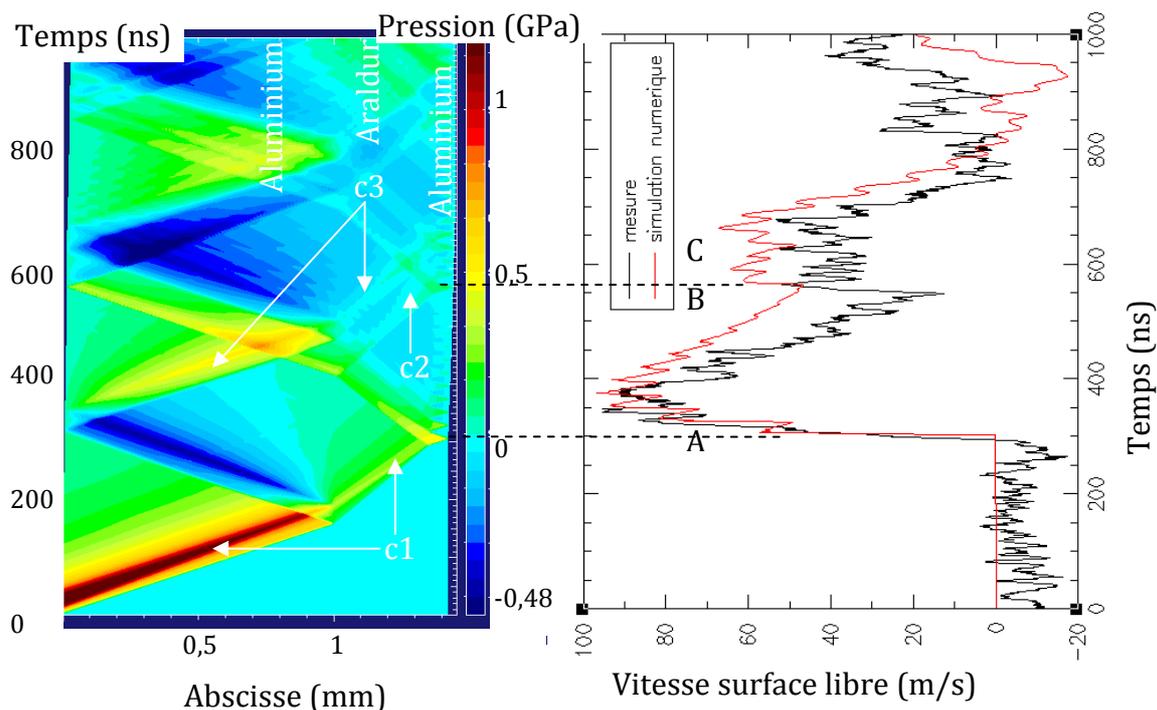


Figure 6.12 – Essai LCD27 : Confrontation expérience/calcul ( $E = 6,8 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

La

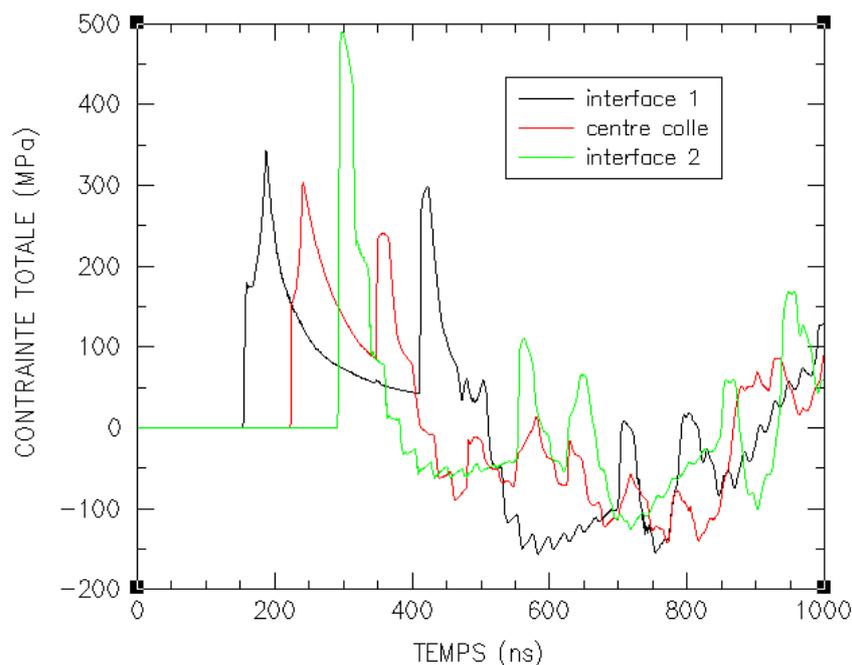
Figure 6.12 montre que le premier pic de vitesse A est engendré par la première onde de compression c1.

Le rebond de vitesse au point B provient de la réflexion de l'onde incidente c1 sur la surface libre, puis à l'interface 1 (entre la couche de colle et la plaque avant d'aluminium).

Enfin, le rebond de vitesse au point C vient d'un aller-retour dans la plaque avant d'aluminium.

L'accord entre la mesure et le calcul sur les premiers pics de vitesse est satisfaisant. Les différences observées pendant la phase de détente peuvent être dues à une surestimation de la phase de détente dans le profil appliqué. Une étude paramétrique de la forme du profil pourrait le démontrer. Nous validons ainsi les choix de modélisation concernant le comportement dynamique de l'aluminium et de la résine époxyde en état de compression.

Nous avons calculé les contraintes aux interfaces et au centre de la couche de colle (Figure 6.13). La traction maximale exercée sur les interfaces est de 160 MPa tandis que celle exercée dans la couche d'Araldur n'est que de 145 MPa. Nous confirmons que pour ces niveaux de contrainte, les assemblages restent intacts. Nous remarquons que les temps d'application du chargement en traction peuvent varier de 50 à 150 ns. Ils sont bien en dessous de ceux imposés lors des essais d'impact de plaques.



**Figure 6.13 – Essai LCD27 : Calcul des contraintes aux interfaces et au centre du joint ( $E = 6,8 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 4 \text{ mm}$ )**

### 6.4.3 – Assemblage récupéré endommagé : Essai LCD36

Nous allons maintenant analyser les profils de vitesse mesurés lors de tirs laser ayant conduit à la rupture des assemblages.

#### Hypothèse d'un assemblage intact

Une simulation numérique avec l'hypothèse d'absence d'endommagement a été réalisée afin d'évaluer la traction maximale à laquelle les interfaces sont susceptibles d'être soumises avec cette configuration de tir.

Le diagramme de marche et les profils de vitesse calculés sont représentés sur la Figure 6.14.

Les trois premiers paliers de vitesse calculés sont corrects, mais pas la suite du signal. Les raisons invoquées sont d'une part la dégradation de l'assemblage en cours d'usinage, et d'autre part une mauvaise calibration du chargement pendant la phase de détente. En effet, la forme du profil de pression en détente a une influence directe sur le niveau de vitesse maximal mesuré derrière l'assemblage.

Les profils temporels de contrainte calculés aux interfaces sont représentés sur la Figure 6.15.

La mise en traction de la seconde interface débute au bout de 400 ns. Comme pour les essais d'impact de plaques, cette mise en traction intervient après un aller-retour d'onde dans la plaque avant en aluminium. En effet, l'onde de compression-détente générée après un aller-retour d'onde dans la plaque avant en aluminium se propage dans tout l'empilement. Elle est réfléchiée en l'onde de détente  $t_1$  sur la face arrière de l'assemblage.

La mise en traction de la première interface commence lors de l'arrivée à 600 ns de l'onde de détente  $t_1$ . Cette valeur atteint 440 MPa à  $t = 630 \text{ ns}$ .

La contrainte de traction maximale appliquée à l'interface 2 est de 540 MPa et elle est atteinte à 750 ns, après la réflexion de l'onde de détente t1 en onde de détente t2 au niveau de l'interface 1.

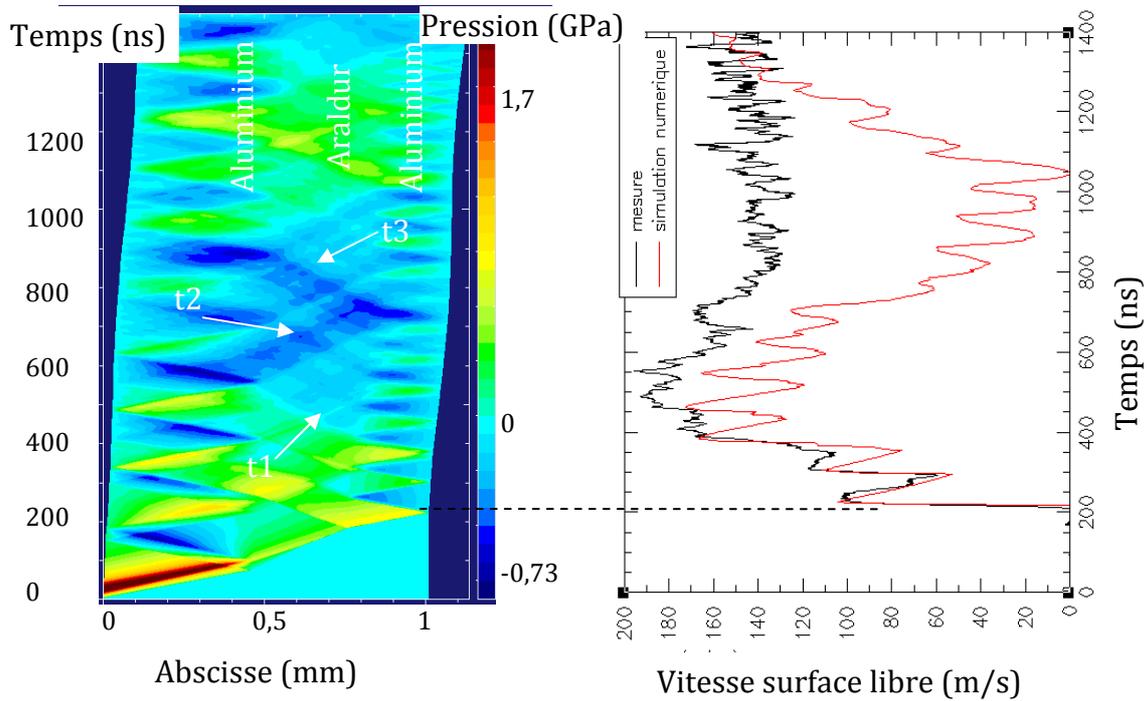


Figure 6.14 – Essai LCD36 : Simulation numérique sans endommagement ( $E = 12,2 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4 \text{ mm}$ )

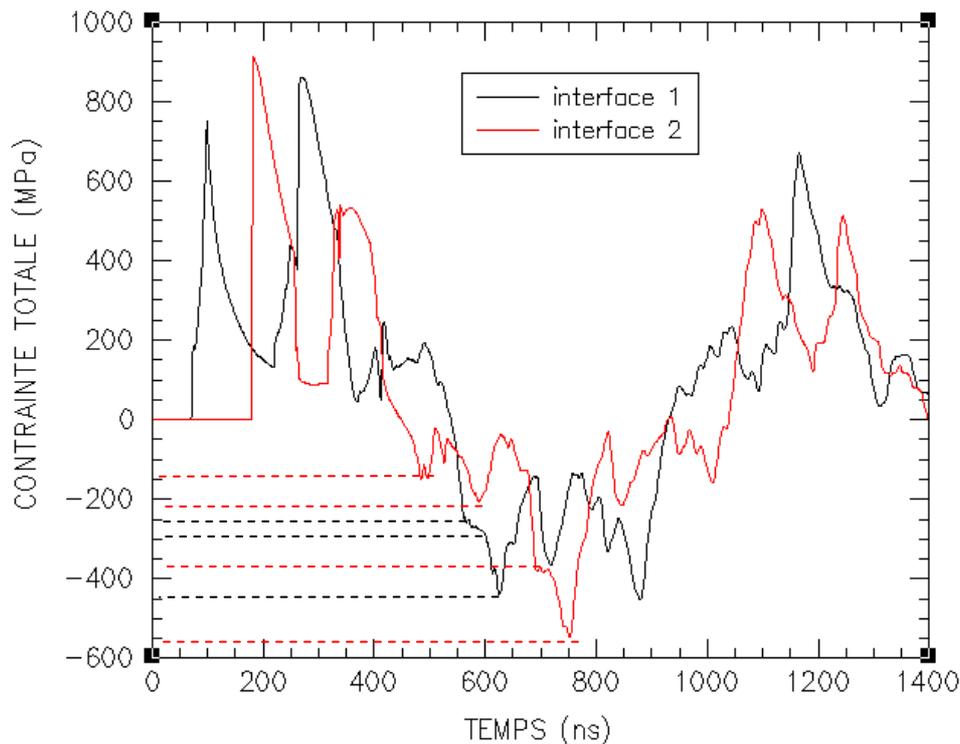
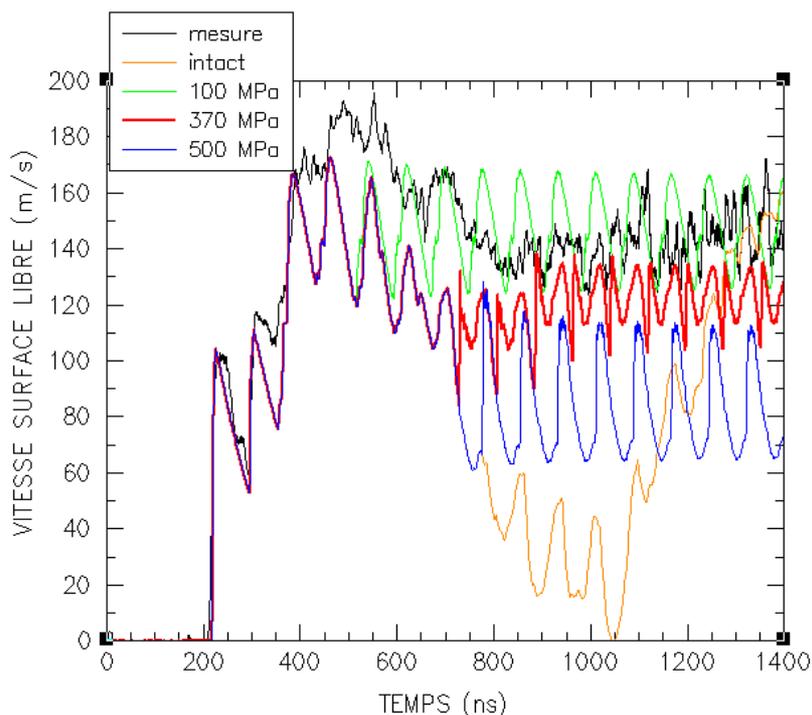


Figure 6.15 – Essai LCD36 : Calcul des contraintes aux interfaces ( $E = 12,2 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4 \text{ mm}$ )

### **Hypothèse de ruptures instantanées aux deux interfaces**

Nous avons vu dans les parties précédentes que l'allure du profil de vitesse de surface libre dépend de l'activation ou non de rupture. Les différences entre les calculs avec et sans représentation de la rupture dépendent de la contrainte à la rupture.

La Figure 6.16 représente les résultats numériques obtenus pour trois valeurs de contrainte à la rupture. Ces résultats ont été obtenus à la suite d'une analyse paramétrique qui nous a conduits à faire varier la contrainte à la rupture de 0 à 540 MPa. L'idée était d'activer la rupture à différents instants en fonction des contraintes calculées sur la Figure 6.15.



**Figure 6.16 – Essai LCD36 : Analyse paramétrique sur le seuil de rupture des interfaces  
( $E = 12,2 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )**

Pour un critère de rupture fixé à 100 MPa, la rupture intervient au niveau de l'interface 2 et les effets sur le profil de vitesse sont visibles au bout de 500 ns. Ce résultat est en contradiction avec le résultat expérimental qui montre plutôt une observation de la rupture vers 800 ns.

De notre point de vue, la meilleure corrélation expérience/calcul est obtenue en utilisant le critère de rupture à 370 MPa. Par conséquent, l'interface 1 commence à casser avant l'interface 2, comme nous pouvons le constater sur le diagramme de marche de la Figure 6.17.

Nous vérifions sur la Figure 6.18 que les contraintes de traction sont relaxées au niveau des interfaces. La conséquence de ces deux ruptures est la création d'ondes de compression qui atténuent également la mise en traction de la colle (Figure 6.18).

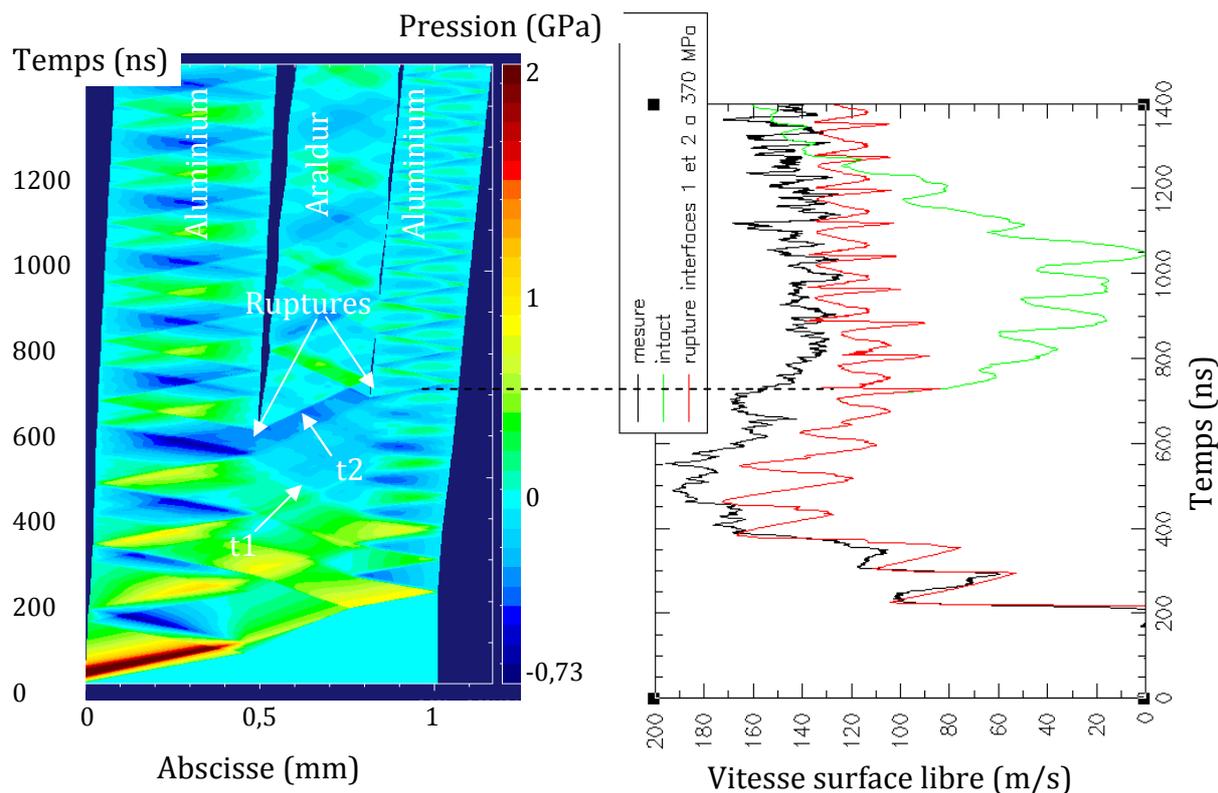


Figure 6.17 – Essai LCD36 : Rupture des deux interfaces ( $E = 12,2 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

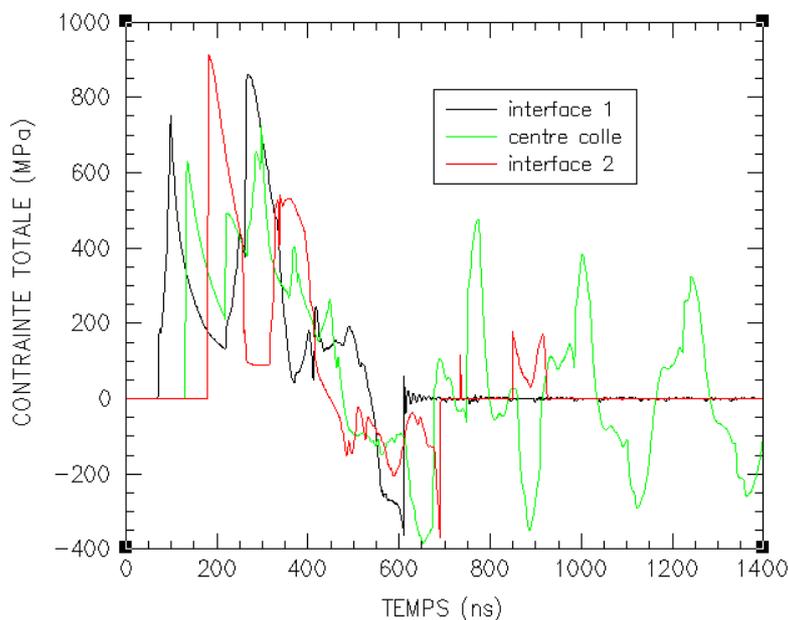


Figure 6.18 – Essai LCD36 : Calcul des contraintes aux interfaces et au centre du joint ( $E = 12,2 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

L'analyse des résultats du tir LCD36 a amené à une estimation de la contrainte à rupture des interfaces Araldur/aluminium d'environ 370 MPa, qui est une valeur supérieure à celle déterminée pour les essais d'impacts de plaques ( $\sim 280 - 310 MPa$ ).

### 6.4.4 – Assemblage récupéré endommagé : Essai LCD40

Nous appliquons le même raisonnement que sur le tir précédent.

#### Hypothèse d’un assemblage intact

Le diagramme de marche et le profil de vitesse calculé en supposant que l’assemblage reste intact sont représentés sur la Figure 6.19.

Les mécanismes de mise en traction de la colle et des interfaces sont similaires à ceux définis pour l’essai LCD36. Il y a simplement des décalages en temps du fait de la différence d’épaisseur des plaques arrière d’aluminium. Nous notons également que la fréquence des oscillations (allers et retours dans la plaque arrière d’aluminium) est plus petite.

Le premier pic de vitesse (A) est issu de la propagation dans l’empilement de l’onde de choc  $c_1$  générée par le dépôt laser.

Le palier de vitesse B s’explique par les réflexions successives de l’onde incidente sur l’interface 2 puis sur l’interface 1.

Le palier de vitesse C intervient après la réflexion de l’onde incidente sur la face arrière de l’assemblage.

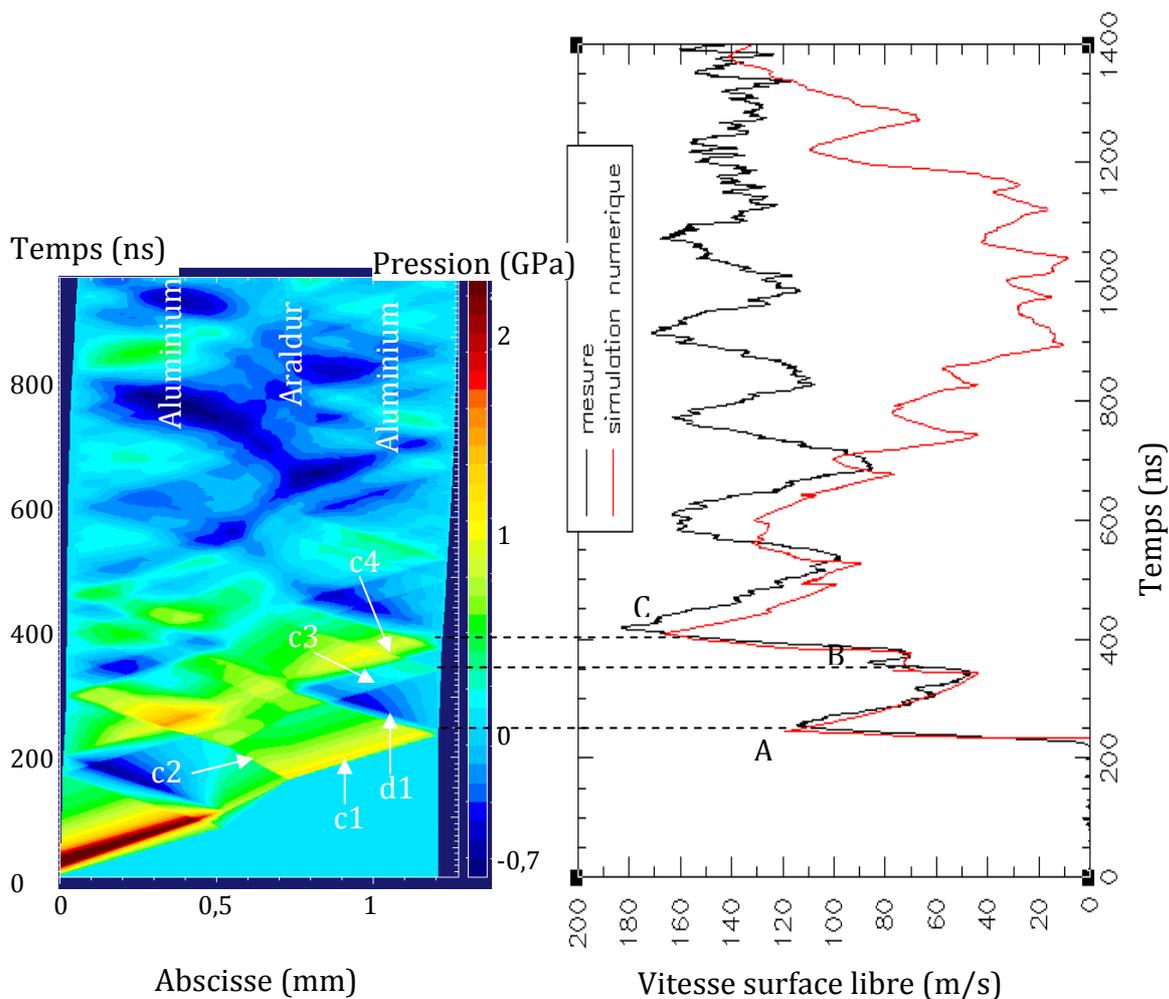


Figure 6.19 – Essai LCD40 : Simulation numérique sans endommagement ( $E = 14,5 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

Le calcul donne des valeurs maximales de traction de 650 et 700 MPa respectivement pour les interfaces 1 et 2 (Figure 6.20). Les durées d'application de ces contraintes sont de l'ordre de 50 ns.

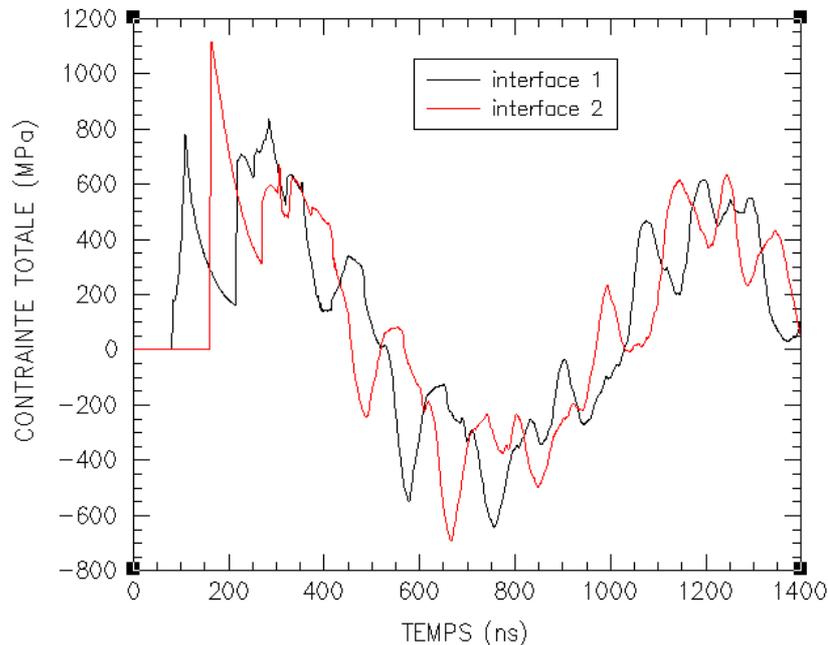


Figure 6.20 – Essai LCD40 : Calcul des contraintes aux interfaces ( $E = 14,5 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 4 \text{ mm}$ )

### **Hypothèse de ruptures instantanées aux deux interfaces pour une contrainte de 370 MPa**

Nous considérons une rupture aux interfaces pour une contrainte de 370 MPa.

La comparaison expérience/calcul et le diagramme de marche associé sont représentés sur la Figure 6.21.

Comme pour le tir LCD36, la rupture intervient en premier au niveau de la seconde interface. L'influence de cette rupture ne se traduit alors sur la vitesse de face arrière qu'à partir de 700 ns. Les temps d'arrivée des ondes de compression sur la surface libre sont en très bon accord avec la mesure.

Dans ce cas de calcul, la traction maximale appliquée dans la couche de colle ne dépasse pas 200 MPa (Figure 6.22).

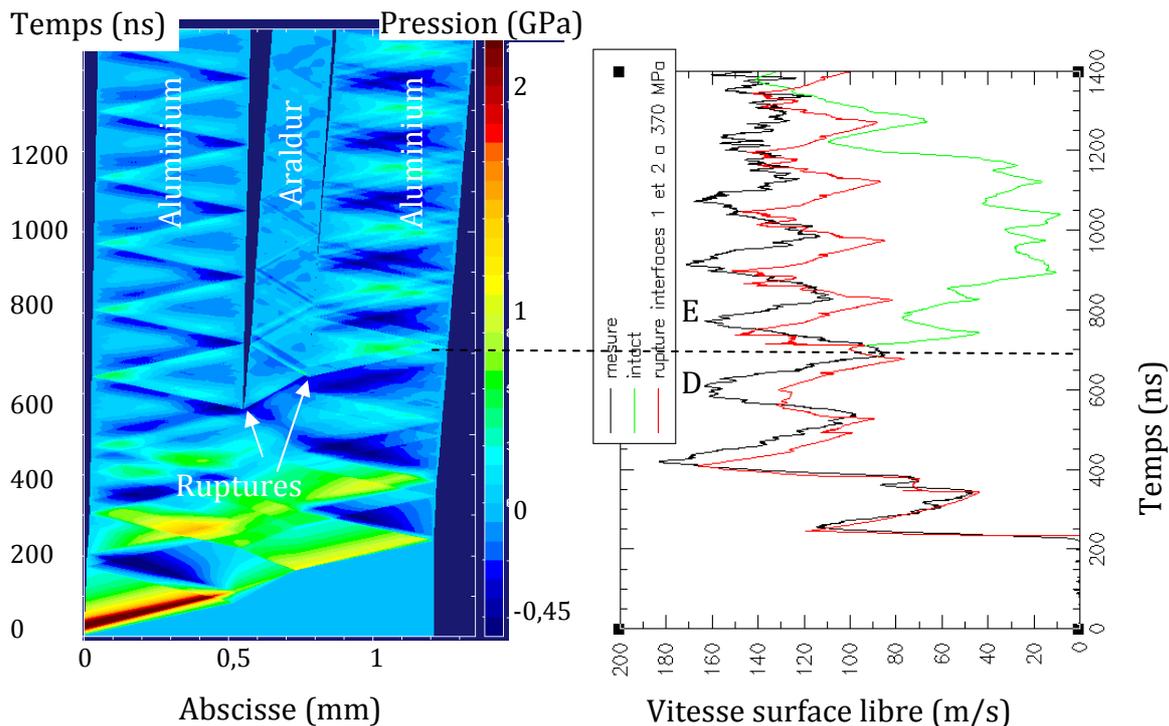


Figure 6.21 – Essai LCD40 : Rupture des interfaces à 370 MPa ( $E = 14,5 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

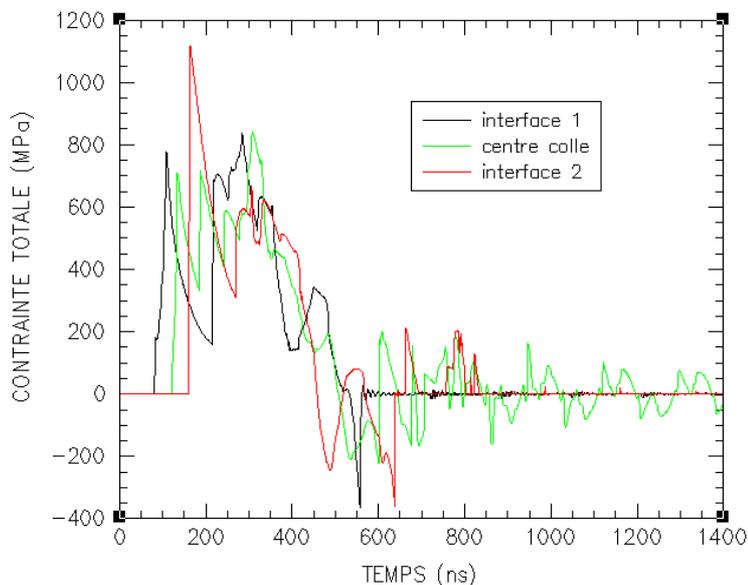


Figure 6.22 – Essai LCD40 : Calcul des contraintes aux interfaces et au centre du joint ( $E = 14,5 J$ ,  $D_{foc} = 4 mm$ )

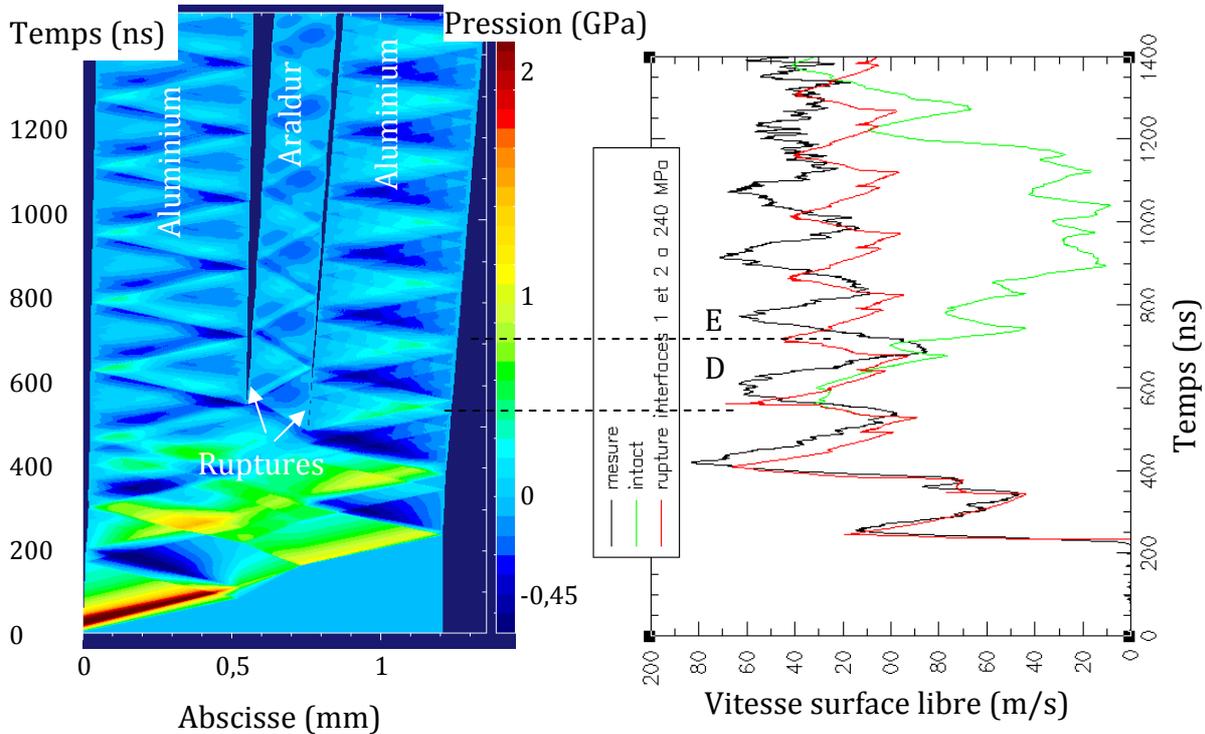
**Hypothèse de ruptures instantanées aux deux interfaces pour une contrainte de 240 MPa**

Dans le but d’initier une rupture au niveau de l’interface 2, nous avons réalisé une simulation numérique en considérant une contrainte à la rupture de 240 MPa, c’est-à-dire inférieure à la contrainte de traction appliquée initialement à l’interface 2 (Figure 6.23).

Le diagramme de marche présenté sur la Figure 6.23 montre effectivement que l'interface 2 est endommagée, comme prévu, avant l'interface 1.

La corrélation expérience/calcul est aussi satisfaisante que celle obtenue en utilisant le critère de rupture à 370 MPa.

Nous notons que l'hypothèse d'une rupture à 240 MPa permet de retrouver par le calcul le niveau du pic de vitesse D. La durée à mi-hauteur de ce pic reste cependant inférieure ( $\sim 30$  ns) à celle mesurée ( $\sim 80$  ns).



### **Conclusion intermédiaire**

L'augmentation de l'épaisseur de la couche arrière d'aluminium empêche la proposition d'une analyse fine des phénomènes de rupture. La tension de rupture est déterminée avec une moins bonne précision que pour le tir LCD36. Elle est comprise entre 240 et 370 MPa.

## **6.5 – Bilan**

Dans ce chapitre, nous montrons tout l'intérêt de l'utilisation de la simulation numérique pour compléter l'analyse des résultats expérimentaux obtenus sur des assemblages.

Par exemple, nous avons accès aux états de contrainte dans les assemblages et pouvons ainsi déterminer les critères de rupture aux interfaces.

L'avantage de la simulation numérique est de pouvoir également évaluer la pertinence de divers scénarii de rupture. La comparaison des profils de vitesse mesurés et calculés avec diverses hypothèses permet effectivement de proposer une analyse phénoménologique détaillée.

Il reste cependant des incertitudes concernant l'ordre d'activation des différentes ruptures (tir LCD40) et sur les mécanismes de rupture eux-mêmes (essai D1739). Pour cela, nous proposons de réaliser des expériences complémentaires d'impact de plaques permettant la récupération des assemblages, pour pouvoir faire des observations au microscope. Nous voyons également que la diminution de l'épaisseur de la couche arrière (tir LCD36) permet de proposer une analyse plus fine des mécanismes de rupture.

Le seuil de rupture des interfaces des assemblages aluminium/Araldur/aluminium a ainsi été estimé à environ  $300 \pm 60$  MPa. La variation de la durée d'application du chargement ne semble pas avoir d'effets sur ce seuil de rupture.

Nous allons voir dans le prochain chapitre si ces résultats sont confirmés par l'analyse des résultats des expériences laser Alisé.

### **6.6 - Références bibliographiques du Chapitre 6 :**

- [6.1] D. Laporte, F. Malaise, M. Boustie, J.-M. Chevalier, E. Buzaud, « Response of bonded assemblies under shock wave loading », *DYMAT 2009 proceedings, Bruxelles*, (2009).
- [6.2] L. Mazaleyrat, « Simulation numérique par éléments finis d'assemblages collés en utilisant des éléments cohésifs », *Rapport de stage CEA CESTA/ENSI de Bourges*, (2007).
- [6.3] V. Vlasie, S. de Barros, M. Rousseau, L. Champaney, H. Dufluo, B. Morvan, « Mechanical and acoustical study of a structural bond: comparison theory/numerical simulations/experiment », *Elsevier*, (2005).
- [6.4] B. Lombard, J. Piraux, « Modélisation numérique de la propagation d'ondes élastiques à travers un collage en 2D ».
- [6.5] S. de Barros, L. Champaney, « Modèle d'interface pour la prévision de la tenue des assemblages collés », *16<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique*, (2003).
- [6.6] N. Valoroso, L. Champaney, « A damage model for simulating decohesion in adhesively bonded assemblies », *European Congress on Computational Methods in Applied Sciences and Engineering*, (2004).
- [6.7] J.-Y. Cognard, R. Créac'hcadec, L. Sohier, P. Davies, « Numerical modelling of non-linear behaviour in adhesively-bonded assemblies », *Innovation in engineering computational structures technology*, ISBN 1-874672-27-X, **11** 225-247, (2006).
- [6.8] M. Rachik, « Simulation numérique des procédés numériques de mise en forme et d'assemblage », *Habilitation à diriger des recherches, UTC*, (2003).
- [6.9] L. M. Kachanov, « Introduction to continuum damage mechanics », *Martinus Nijhoff*, (1986).
- [6.10] 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 n°5256*, (1998).



# Chapitre 7

## Application à l'étude de la réponse sous choc d'assemblages collés

---

### Sommaire

7.1 – Introduction.....	204
7.2 – Influence du traitement de surface.....	204
7.2.1 – Hypothèse d'un assemblage intact.....	204
7.2.2 – Hypothèse de ruptures aux interfaces.....	206
7.2.3 – Conclusion intermédiaire.....	208
7.3 – Validation des modélisations face à un chargement complexe.....	208
7.3.1 – Calibration des chargements.....	208
7.3.2 – Assemblage intact : Essai G627.....	208
7.3.3 – Assemblage décollé au niveau de l'interface 1 : Essai G626.....	210
7.3.4 – Conclusion intermédiaire.....	210
7.4 – Influence de la nature de l'adhésif.....	212
7.5 – Réponse face à des impulsions ultra brèves de 3 ns (Alisé).....	213
7.5.1 – Assemblage intact : Tir alisé10.....	213
7.5.2 – Assemblage décollé : Tir alisé82.....	214
7.5.3 – Mise en évidence des effets 2D.....	215
7.6 – Bilan.....	217
7.7 – Références bibliographiques du Chapitre 7 :.....	217

## **7.1 – Introduction**

Dans le chapitre précédent, nous avons montré l'intérêt des simulations numériques pour l'analyse des résultats expérimentaux présentés dans le chapitre 5.

Dans ce chapitre, nous allons appliquer cette méthode pour étudier les influences respectives d'un traitement de surface et de la nature d'adhésif sur la tenue de l'assemblage.

Nous validerons la modélisation face à des chargements complexes comme ceux imposés lors des expériences GEPI. Ce processus s'inscrit dans le cadre général de la construction de standards de calcul pour la simulation de propagations d'ondes dans des assemblages collés.

Enfin, nous terminerons par une analyse des effets de la durée d'impulsion [7.1].

## **7.2 – Influence du traitement de surface**

La quasi-totalité des assemblages testés dans le cadre de ce travail ont été fabriqués à partir de plaques d'aluminium ayant subi un traitement de surface. Pour montrer l'intérêt de ce traitement de surface, des essais d'impact de plaques ont été réalisés sur des assemblages fabriqués à partir de plaques d'aluminium non traitées. Il s'agit des essais D1741 et D1742.

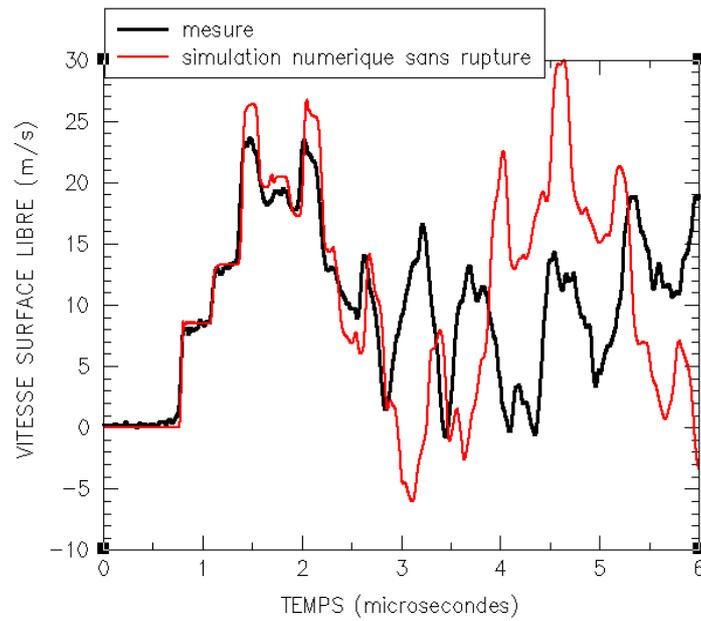
### **7.2.1 – Hypothèse d'un assemblage intact**

Nous avons commencé par réaliser des simulations numériques des essais D1741 et D1742 en supposant que l'assemblage reste intact.

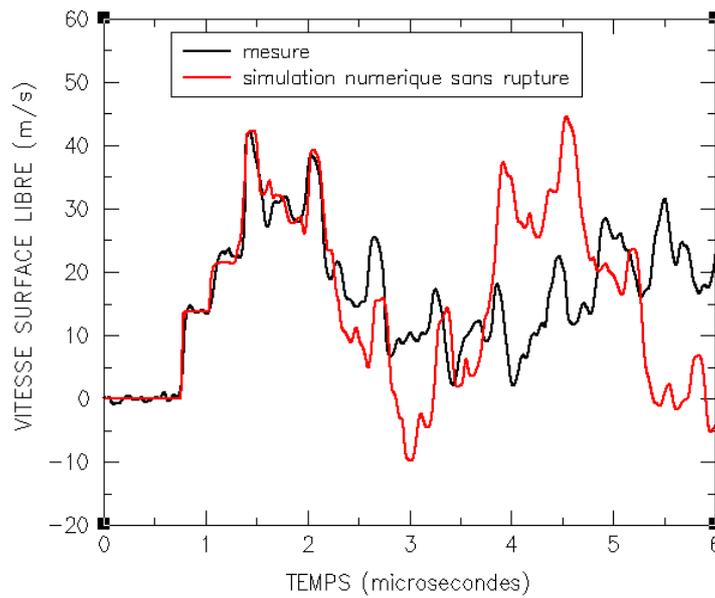
Les profils de vitesse sur la face arrière et les profils de contrainte aux interfaces ont été calculés.

Les différences entre les profils de vitesse mesurés et calculés confirment l'activation d'un endommagement ou de ruptures aux interfaces (Figure 7.1 et Figure 7.2).

Les contraintes maximales appliquées aux interfaces (Figure 7.3 et Figure 7.4) étant inférieures à 250 MPa, le seuil de rupture des assemblages sans traitement de surface est forcément plus petit que celui des assemblages ayant bénéficié de ce traitement. La contrainte de traction étant de 135 MPa pour l'essai D1741, le seuil de rupture sera beaucoup plus petit. Compte tenu des résultats présentés dans la partie B, ceci écarte la possibilité d'une rupture cohésive pour cet essai.



**Figure 7.1 – Essai D1741 : Confrontation expérience/calcul sans endommagement ( $V_{impact} = 56$  m/s, impacteur PMMA)**



**Figure 7.2 – Essai D1742 : Confrontation expérience/calcul sans endommagement ( $V_{impact} = 87$  m/s, impacteur PMMA)**

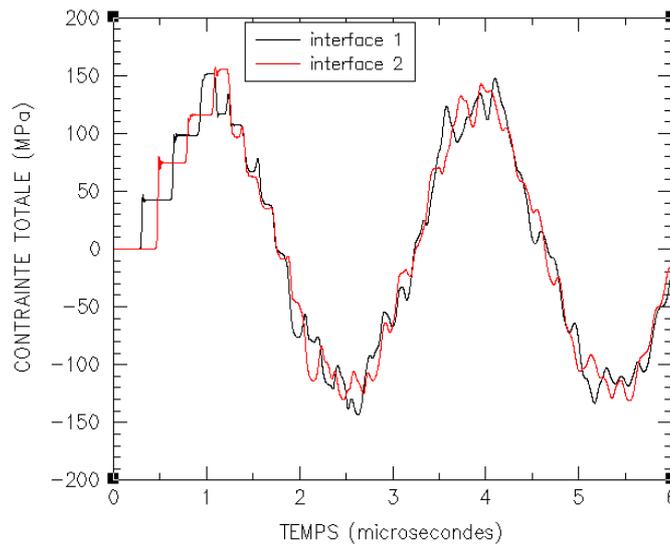


Figure 7.3 – Essai D1741 : Calcul des contraintes aux interfaces ( $V_{impact} = 56$  m/s, impacteur PMMA)

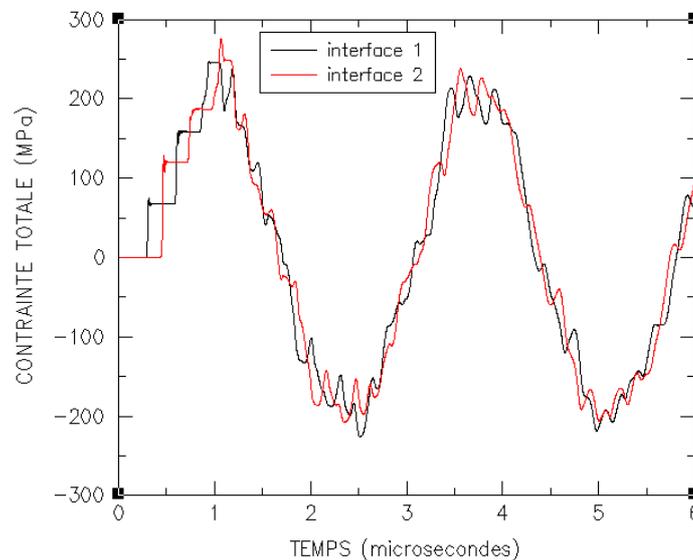


Figure 7.4 – Essai D1742 : Calcul des contraintes aux interfaces ( $V_{impact} = 87$  m/s, impacteur PMMA)

### 7.2.2 – Hypothèse de ruptures aux interfaces

Pour vérifier qu'il y a bien eu un décollement de l'assemblage lors des essais D1741 et D1742, nous avons pris en compte une rupture potentielle aux interfaces.

Pour l'essai D1741, le meilleur accord expérience/calcul est obtenu en définissant un critère de rupture de la première interface à 120 MPa (Figure 7.5). Nous en déduisons que les oscillations observées sur le profil vitesse à partir de  $t = 3 \mu s$  traduisent des allers et retours d'ondes dans la partie décollée (couche de colle + plaque arrière en aluminium) de l'assemblage.

Pour l'essai D1742, le meilleur accord expérience/calcul est obtenu en définissant un critère de rupture de la deuxième interface à 190 MPa (Figure 7.6). L'amplitude des oscillations de vitesse est, comme pour le tir précédent, surestimée par la simulation.

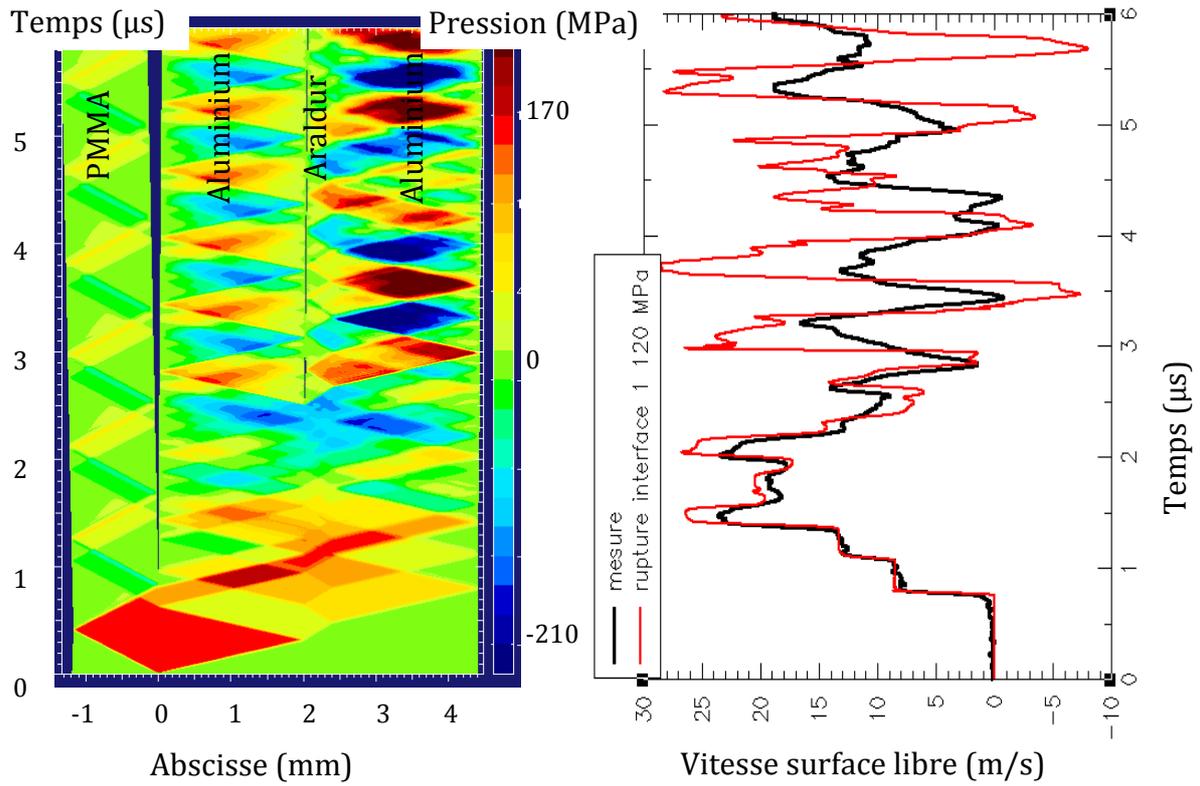


Figure 7.5 – Essai D1741 : Rupture de l'interface 1 ( $V_{\text{impact}} = 56 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)

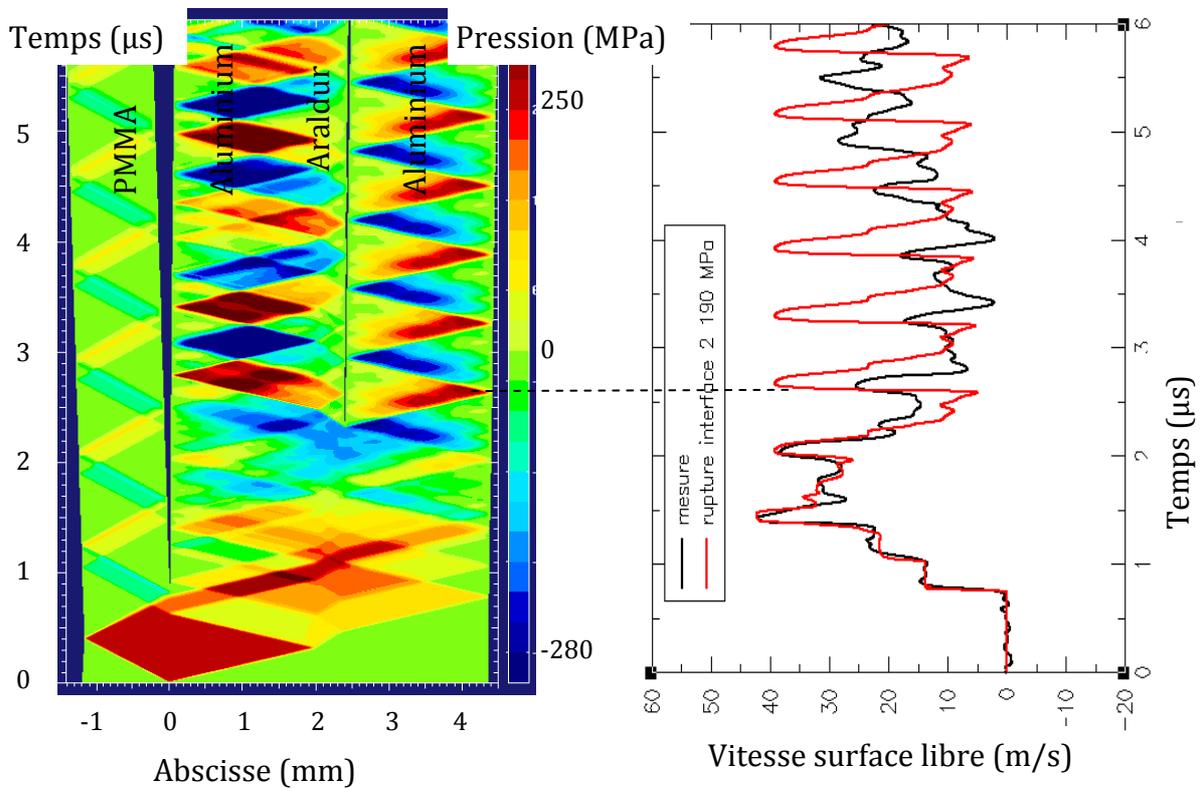


Figure 7.6 – Essai D1742 : Rupture de l'interface 2 ( $V_{\text{impact}} = 87 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)

### **7.2.3 – Conclusion intermédiaire**

Il ressort du dépouillement de ces deux essais que l'absence de traitement de surface de l'aluminium avant le collage diminue considérablement la tenue des interfaces en traction. Celle-ci est estimée entre 120 et 190 MPa, soit deux fois plus petite qu'avec des surfaces traitées.

## **7.3 – Validation des modélisations face à un chargement complexe**

Le chargement imposé lors des essais GEPI permet d'étudier la réponse d'un d'assemblage face à un chargement relativement complexe de compression isentropique. Le profil de pression appliqué aux électrodes est composé d'une succession d'impulsions de durée 500 ns et d'amplitudes décroissantes.

La récupération des échantillons avait mis en évidence une rupture de l'empilement G626 au niveau de l'interface 1, tandis que l'empilement G627 semblait intact.

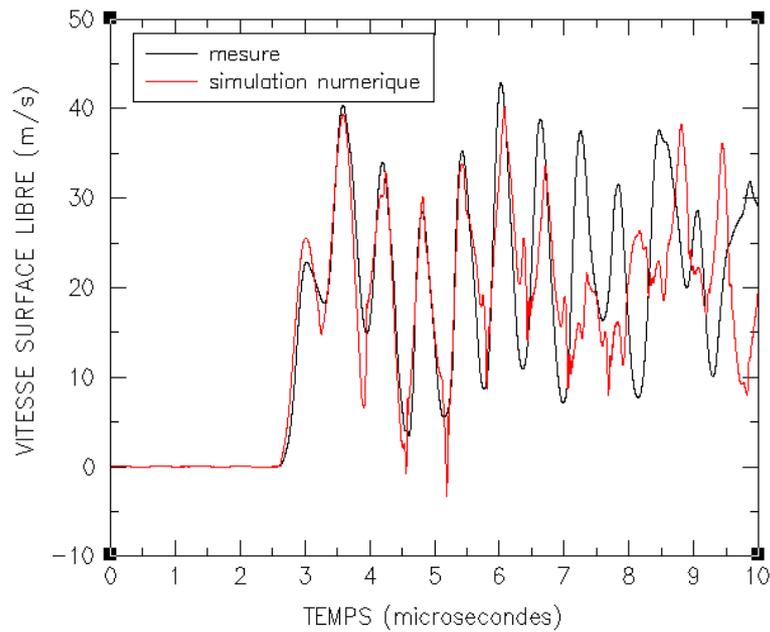
Les assemblages sont en simple contact avec l'électrode (tension de décollement nulle).

### **7.3.1 – Calibration des chargements**

La forme du profil de pression est déduite du signal de courant. Le niveau de la pression maximale appliquée sur l'électrode d'aluminium est déterminé à partir de confrontations expériences/calculs en utilisant les profils de vitesse mesurés derrière des fenêtres en PMMA comme nous l'avons décrit dans la partie B.

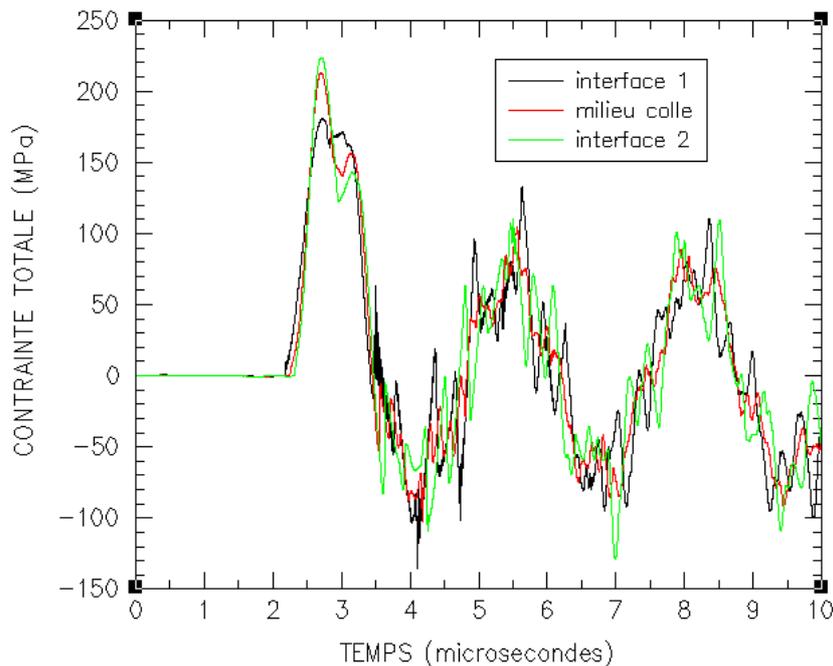
### **7.3.2 – Assemblage intact : Essai G627**

La simulation numérique de l'essai G627 sans prise en compte d'une quelconque rupture conduit à une très bonne corrélation expérience/calcul jusqu'au temps 6,5  $\mu$ s (Figure 7.7). Au-delà de ce temps, il est possible que les détentes latérales commencent à agir sur la vitesse mesurée.



**Figure 7.7 – Essai G627 : Simulation numérique sans endommagement ( $I_{max} = 1,33 \text{ MA}$ )**

La traction maximale calculée aux interfaces et dans la colle est de  $130 \pm 20 \text{ MPa}$  (Figure 7.8). Nous confirmons que la tension de rupture des interfaces est supérieure à  $130 \text{ MPa}$ .



**Figure 7.8 – Essai G627 : calcul des contraintes aux interfaces et au centre du joint ( $I_{max} = 1,33 \text{ MA}$ )**

Nous montrons pour ce tir que les outils de modélisations développés dans le cadre de ce travail de thèse permettent de simuler la propagation et les interactions d'ondes de contrainte dans un assemblage. Nous n'avons a priori pas besoin de développer des lois rhéologiques particulières pour représenter les interfaces.

### **7.3.3 – Assemblage décollé au niveau de l'interface 1 : Essai G626**

Comme la rupture de l'interface 1 a été mise en évidence lors de l'observation de l'échantillon après tir, nous allons considérer qu'il n'y a pas d'endommagement dans le joint de colle, et nous ne modélisons que les phénomènes de rupture pouvant intervenir au niveau de la première interface.

La simulation numérique de l'essai G626 sans activation de la rupture permet d'obtenir une corrélation expérience/calcul assez satisfaisante (Figure 7.9).

L'hypothèse d'une rupture de la première interface pour une traction de 280 MPa donne un meilleur résultat (Figure 7.10). Le niveau de vitesse calculé pour le 4<sup>ième</sup> pic est plus en accord avec l'expérience.

Les résultats obtenus pour l'essai G626 sont confirmés par l'essai G590 (cf. Annexe G).

### **7.3.4 – Conclusion intermédiaire**

Nous venons de valider les outils de modélisation des assemblages pour un chargement complexe appliqué sur les assemblages lors des essais GEPI,

Nous montrons que la résistance des interfaces est du même ordre de grandeur que pour tous les essais dynamiques présentés jusqu'à présent. La valeur est proche de 300 MPa.

Les profils de vitesse mesurés et calculés sont relativement proches quelles que soient les hypothèses retenues sur la rupture. Dans ces conditions, il apparaît difficile d'utiliser les configurations expérimentales testées sur GEPI dans le cadre d'un test d'adhérence.

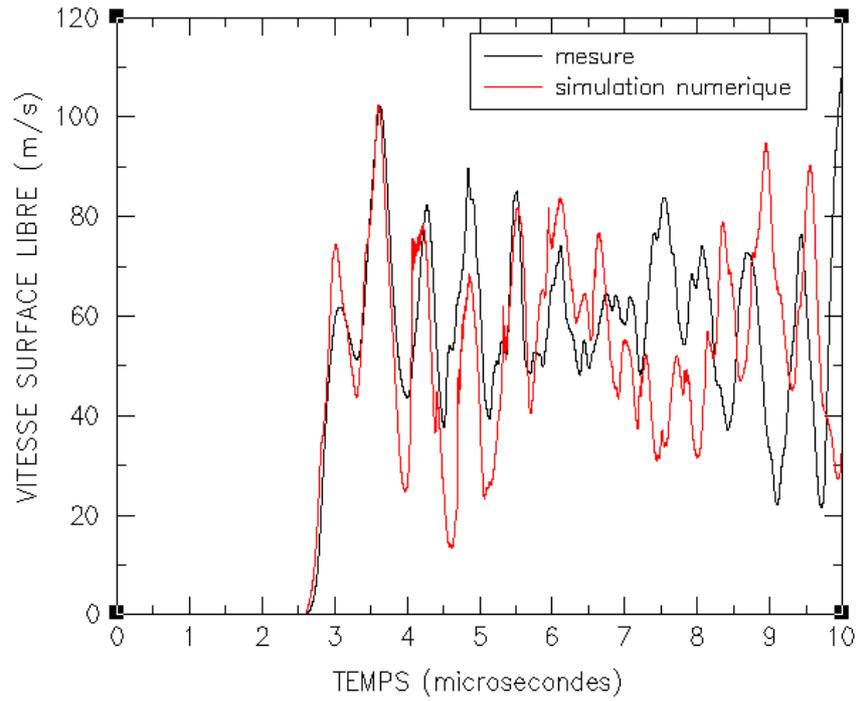


Figure 7.9 – Essai G626 : Simulation numérique sans rupture ( $I_{max} = 2,13 \text{ MA}$ )

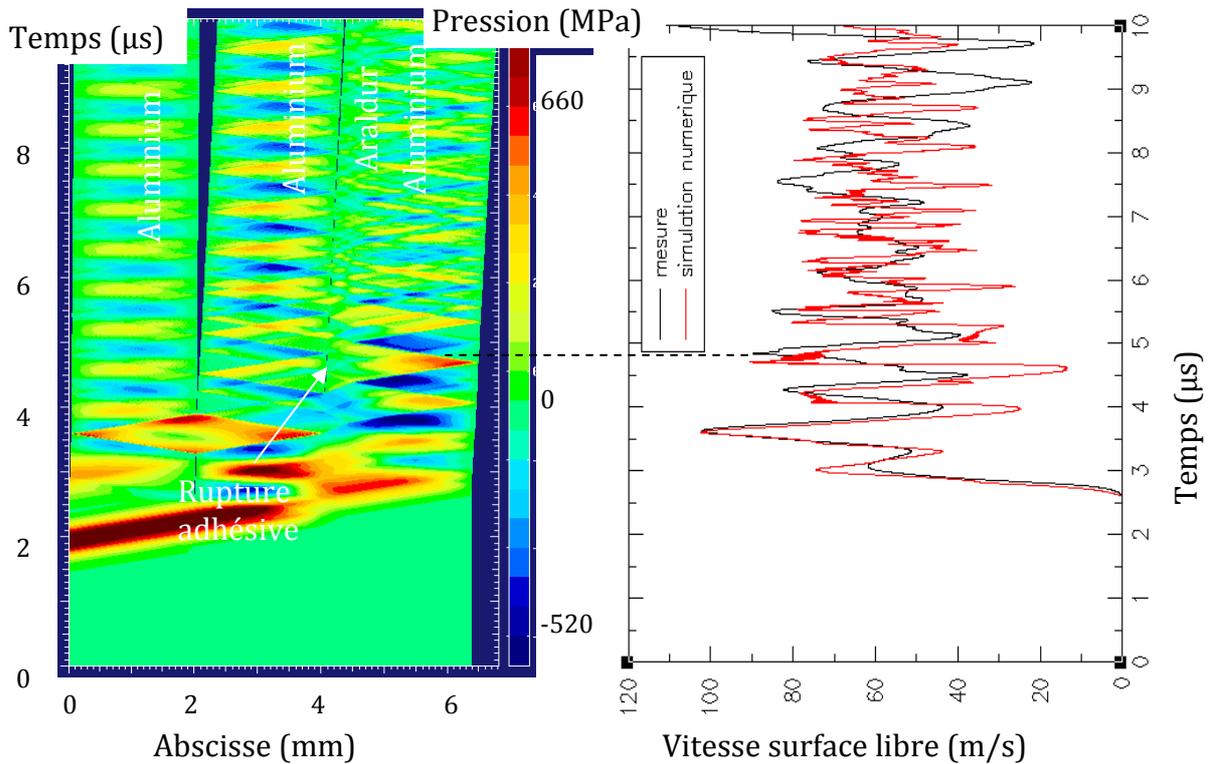


Figure 7.10 – Essai G626 : Simulation numérique avec rupture de l'interface 1 ( $I_{max} = 2,13 \text{ MA}$ )

### 7.4 – Influence de la nature de l'adhésif

L'objectif initial des expériences sur les assemblages comportant un joint en RTV141 était d'étudier l'influence de l'impédance de choc sur les mécanismes de ruine.

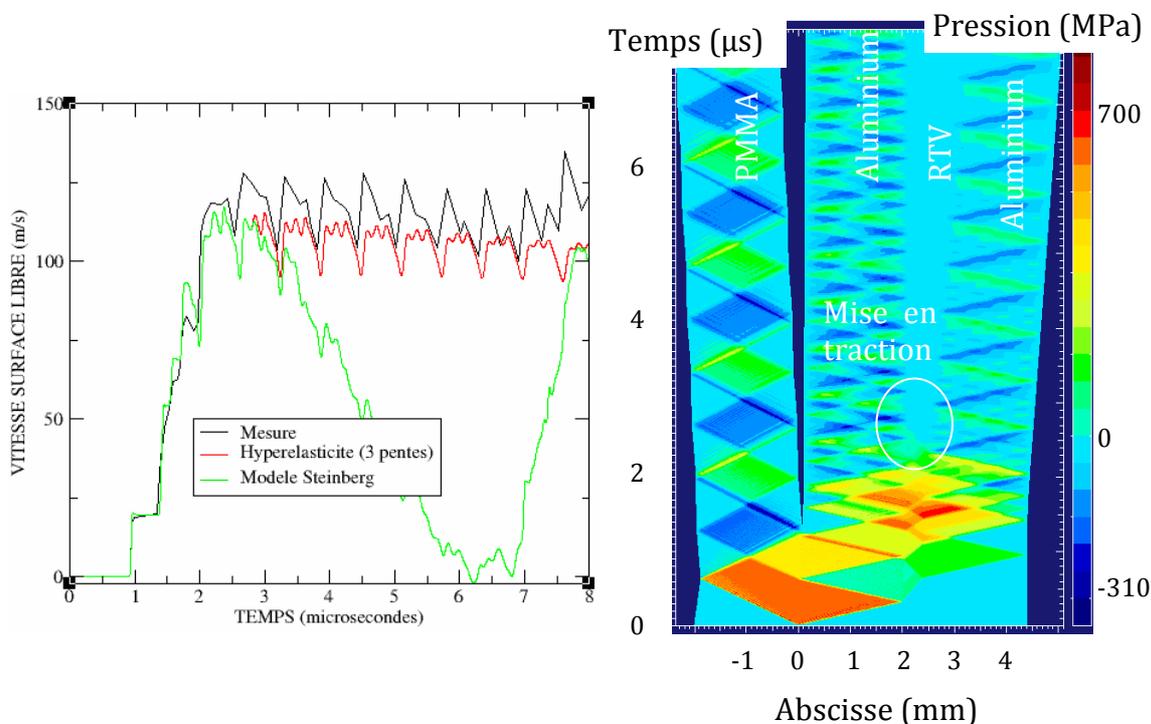
Pour expliquer la forme des profils de vitesse mesurés lors de l'essai d'impact de plaques n°1006\_2, nous avons considéré les hypothèses de réponse hyperélastique de la colle et de rupture aux interfaces.

La confrontation expérience/calcul présentée sur la Figure 7.11 montre que l'hyperélasticité permet de bien restituer le profil de vitesse mesuré.

Nous obtenons le même type de résultat numérique en considérant une rupture pour une contrainte de traction de 30 MPa au niveau de la seconde interface (Figure 7.12). Bien que nous ne l'ayons pas déterminé de manière précise, le seuil de rupture des interfaces (ou plutôt du primaire d'adhésion) est inférieur à celui déduit de l'analyse des essais sur les assemblages avec résine époxyde.

Dans les deux cas de figure, la forme du profil de vitesse résulte d'allers-retours d'ondes dans la seconde plaque d'aluminium. Il est ainsi difficile de préciser si le profil de vitesse mesuré est dû à la réponse hyperélastique du RTV ou à une rupture d'interface. Nous pourrions mettre en place un dispositif de récupération sur le lanceur GARANCE (CEA CESTA), pour confirmer cette hypothèse.

La présence de l'élastomère empêche la transmission des ondes de contrainte en traction. Cette couche agit comme un piège à détente.



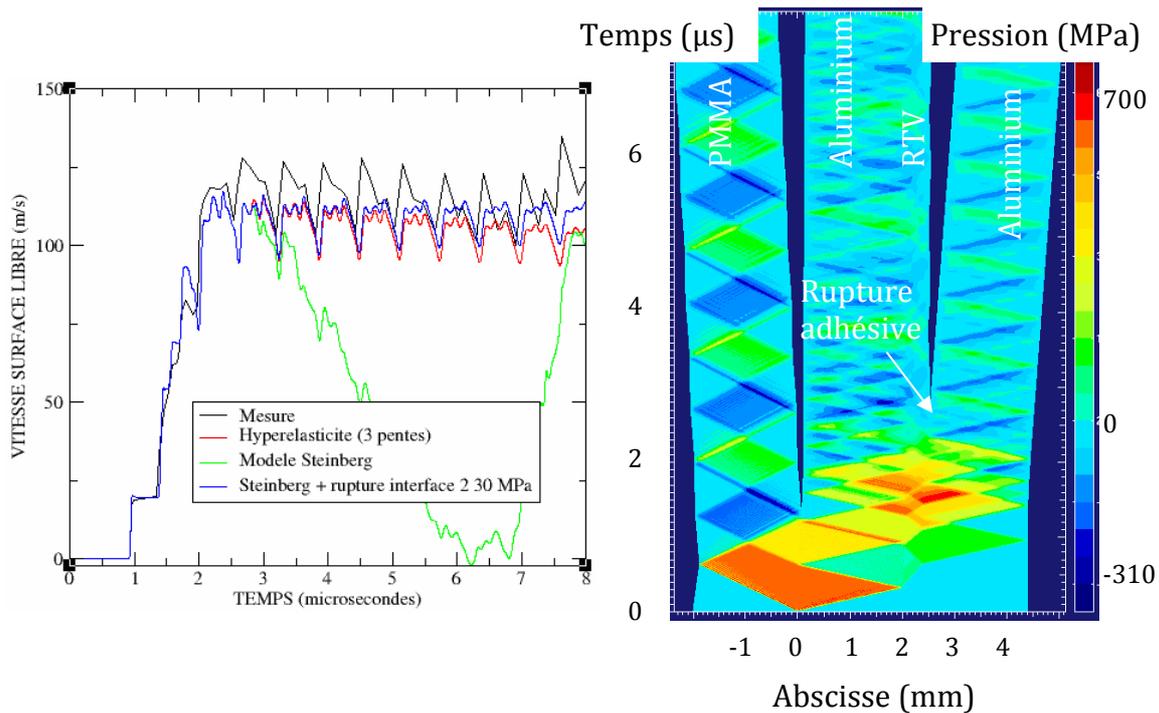


Figure 7.12 – Essai 1006\_2 : Rupture de la seconde interface à 30 MPa  
( $V_{\text{impact}} = 219 \text{ m/s}$ , impacteur PMMA)

## 7.5 – Réponse face à des impulsions ultra brèves de 3 ns (Alisé)

Nous avons mis en évidence précédemment que la durée de l'impulsion n'avait pas une grande influence sur la résistance des interfaces. Dans ce paragraphe, nous allons voir si ce principe est vérifié sur les tirs laser permettant de générer des impulsions ultra brèves de 3 ns.

Pour cela, nous avons suivi la méthode déjà mise en œuvre pour les autres résultats expérimentaux.

Dans la deuxième partie du paragraphe, nous allons mettre en évidence les effets 2D des détente latérales sur la forme du profil de vitesse. En effet, le diamètre du faisceau laser étant du même ordre de grandeur que l'épaisseur des empilements, des détente latérales se propagent et agissent rapidement sur le chargement.

### 7.5.1 – Assemblage intact : Tir alisé10

La coupe post-mortem de l'échantillon Alisé10 ne révélait pas a priori la présence d'une quelconque dégradation de l'empilement. Ce résultat est confirmé par la simulation numérique de l'essai Alisé10 (Figure 7.13). La corrélation expérience/calcul est excellente pendant les 700 premières nanosecondes. Au delà, nous estimons que des effets bidimensionnels interviennent sur la mise en vitesse de la face arrière compte-tenu du dimensionnement de cet essai.

La contrainte maximale calculée dans les interfaces est de l'ordre de 200 MPa (Figure 7.14). La résistance à la traction des interfaces est donc supérieure à 200 MPa. La contrainte maximale calculée dans la colle est de 165 MPa.

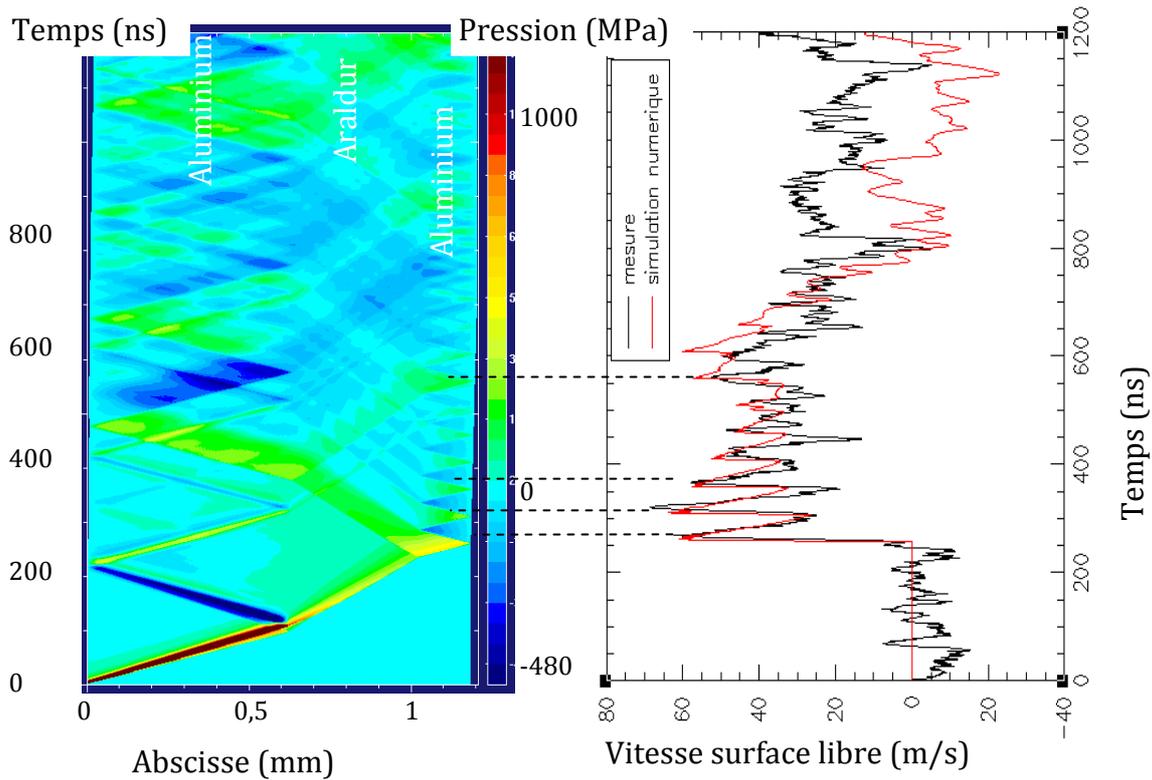


Figure 7.13 – Essai Alisé10 : Simulation numérique sans endommagement (échelle des pressions tronquée) ( $E = 106 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4 \text{ mm}$ )

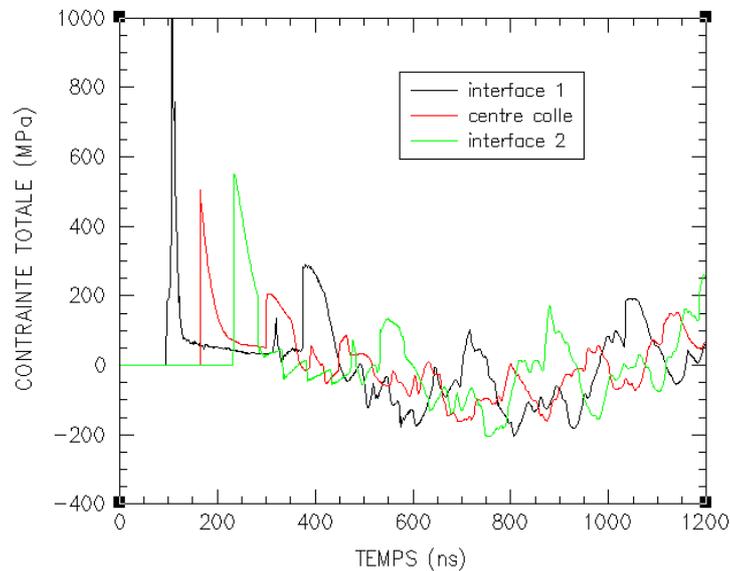
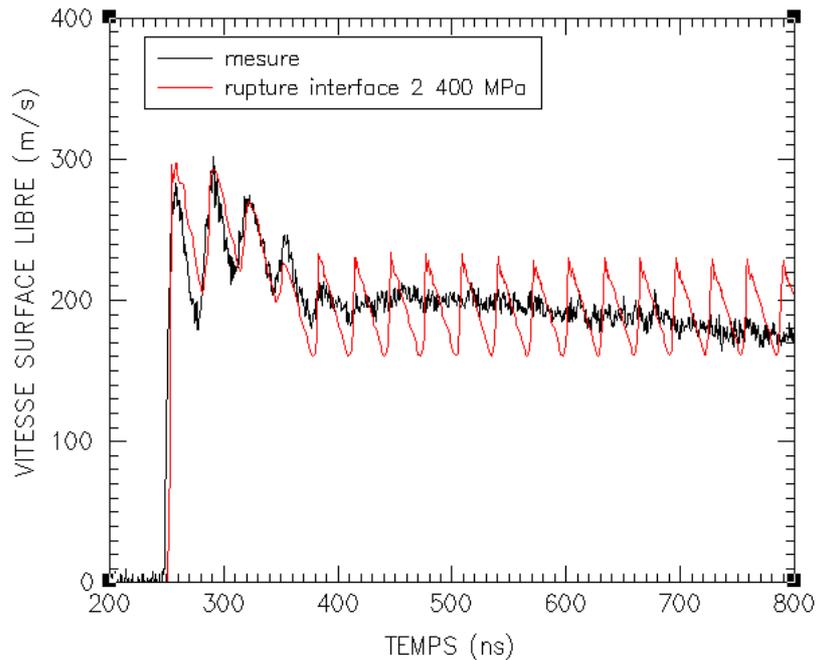


Figure 7.14 – Essai Alisé10 : Calcul des contraintes aux interfaces et au centre de la colle ( $E = 106 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 4 \text{ mm}$ )

### 7.5.2 – Assemblage décollé : Tir alisé82

La coupe post-mortem de l'échantillon Alisé82 révélait un décollement de la seconde interface. Nous montrons à l'aide d'une simulation numérique 1D que le seuil de rupture de la seconde interface est proche de 400 MPa. La corrélation expérience/calcul est excellente (Figure 7.15).



**Figure 7.15 – Essai Alisé82 : modélisation 1D, rupture de la seconde interface à 400 MPa ( $E = 136 \text{ J}$ ,  $D_{\text{foc}} = 2 \text{ mm}$ )**

Nous constatons une légère augmentation du seuil de rupture de l'interface Araldur/aluminium lorsque la durée d'impulsion (i.e. la durée d'application du chargement) diminue.

### 7.5.3 – Mise en évidence des effets 2D

Pour mettre en évidence les effets bidimensionnels liés aux détentes latérales, nous avons simulé le tir Alisé84 à l'aide de codes de calcul 1D et 2D. Nous rappelons que l'assemblage ne présentait pas de trace d'endommagement.

Les calculs 2D utilisent un code lagrangien aux volumes finis développé par le CEA.

Pour les calculs 2D, la répartition spatiale du dépôt laser est considérée homogène au centre du faisceau avec un gradient sur les bords. Nous avons modifié le code pour pouvoir définir un tel profil spatial (Figure 7.16). Cela permet de mieux représenter la réalité du faisceau et évite des problèmes numériques dans les mailles proches des bords du faisceau laser.

Nous avons rencontré un certain nombre de problèmes pour la réalisation des calculs 2D. Actuellement, la zone d'interface Araldur/aluminium est modélisé par un matériau de même nature que la colle d'une épaisseur de  $10 \mu\text{m}$ . L'une des pistes à explorer pourrait consister à ramener cette épaisseur à  $1 \mu\text{m}$  et de ne définir qu'une seule maille dans cette épaisseur.

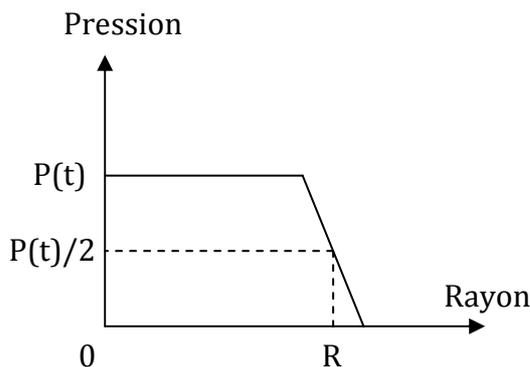


Figure 7.16 – Répartition spatiale du profil de pression

Comme le modèle viscoélastique non linéaire développé pour la résine époxyde n’est pas disponible dans le code 2D, nous effectuons les comparaisons en modélisant le comportement hydrodynamique de l’Araldur avec l’équation d’état de Mie-Grüneisen. Identifiée dans la partie B.

La Figure 7.17 montre les profils de vitesse de la face arrière calculée à l’aide des approches 1D et 2D. La simulation 2D restitue très bien la chute de vitesse observée sur le profil expérimental à partir de 350 ns. Il s’agit des effets des détente latérales.

Le retard de l’arrivée du front de choc est lié à la modélisation simplifiée du comportement de l’Araldur. Il faudrait représenter le comportement élastique de la résine pour résoudre ce problème.

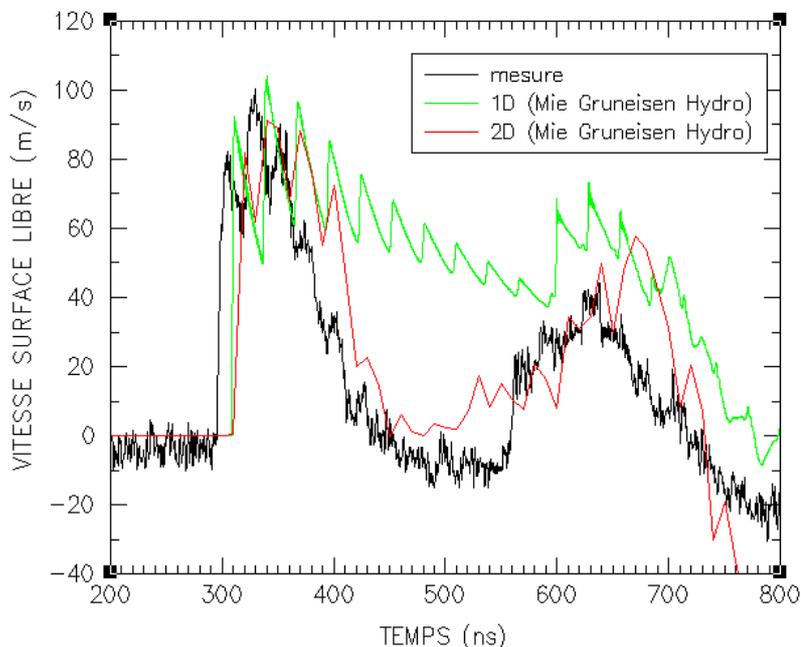


Figure 7.17 – Essai Alisé84 : comparaison 1D/2D des vitesses de face arrière ( $E = 38,5 \text{ J}$ ,  $D_{foc} = 2 \text{ mm}$ )

En conclusion, la prise en compte des effets des détente latérales via des modélisations 2D des phénomènes est incontournable pour analyser les profils de vitesse sur des temps longs. L’intérêt de calculs 2D pourrait également résider dans

l'obtention du critère de rupture à partir de la déformation finale des plaques d'aluminium.

Les calculs 2D permettrait d'analyser l'origine des fissures de forme conique observées lors des tirs laser. Pour cela, il faudra définir un critère de rupture exprimé en fonction de la contrainte de cisaillement.

## **7.6 – Bilan**

Dans ce chapitre, nous avons montré que la tension de rupture aux interfaces aluminium/Araldur est beaucoup plus faible (~150 MPa), s'il n'y a aucun traitement des surfaces en aluminium.

La forme de l'impulsion délivrée dans l'assemblage n'a apparemment pas d'influence sur la résistance des interfaces. Nous notons une légère augmentation de cette résistance en passant à des impulsions ultra brèves de 3 ns.

Bien que les travaux d'analyse sur les assemblages RTV ne soient pas achevés, nous pouvons affirmer que cet adhésif influe considérablement sur la propagation des ondes, et donc sur les mécanismes menant à la rupture. Les seuils de rupture sont d'ailleurs très faibles (quelques dizaines de MPa).

De manière générale, les résultats présentés dans ce chapitre prouvent l'intérêt de la simulation numérique pour analyser les profils de vitesse mesurés lors des expériences dynamiques. Nous avons établi pour la plupart des expériences des explications et des modélisations permettant de reproduire par le calcul les résultats expérimentaux. Ceci a été possible même pour des chargements relativement complexes comme ceux générés avec GEPI.

Tous ces éléments vont contribuer à la mise au point d'un test d'adhérence sur des assemblages collés par onde de choc.

## **7.7 – Références bibliographiques du Chapitre 7 :**

- [7.1] D.Laporte, F. Malaise, M. Boustie, J.-M. Chevalier, E. Buzaud, « Tensile strength of aluminium – epoxy resin composite structure under high strain rate conditions », *Proceedings of the APS Topical Conference on Shock Compression of Condensed Matter*, (2011), à paraître.



# Conclusions et perspectives

---

Ce travail de thèse avait pour but d'apporter une contribution dans l'analyse et la modélisation de la réponse d'assemblages collés face à des sollicitations dynamiques pour des gammes de vitesses de déformation de  $10^5$  à  $10^7$  s<sup>-1</sup>. La stratégie de recherche a consisté à développer et tester des méthodes expérimentales et numériques dans le cadre de l'étude de la réponse d'assemblages canoniques de type aluminium/colle/aluminium. Pour cela, il a été nécessaire de caractériser et modéliser le comportement dynamique de deux matériaux adhésifs « écoles » retenus : un polymère thermodurcissable et un élastomère. Ces modèles ont été implantés dans un code de calcul dynamique monodimensionnel et validés à l'aide de résultats d'expériences d'impact de plaque et de compression isentropique. L'objectif à terme est de disposer d'outils de prédiction dans le cadre plus général du développement d'un test d'adhérence, ou pour le dimensionnement de structures collées.

Nous avons orienté notre travail sur des empilements canoniques constitués de deux plaques d'aluminium 6061T6 jointes par un adhésif. Ce choix a été justifié par notre bonne connaissance du comportement dynamique de cet aluminium dans ce régime de sollicitation. Dans l'optique de tester l'influence de la nature de la colle, nous avons choisi d'utiliser deux matériaux de natures différentes en tant qu'adhésifs : une résine époxyde (Araldur) et une résine silicone (RTV 141). En régime statique et à température ambiante, ces deux polymères se distinguent par leurs comportements mécaniques respectifs. La résine époxyde est un matériau rigide, tandis que la résine silicone est souple. Les données de la littérature sur ces matériaux en dynamique rapide étaient en revanche peu abondantes, voire inexistantes (RTV141).

Nous avons consacré une partie de ce mémoire à la caractérisation expérimentale et à la mise en place des outils numériques nécessaires à la modélisation du comportement des deux adhésifs en dynamique rapide. Des essais d'impacts de plaques ont été réalisés sur des échantillons d'Araldur et de RTV 141. Les différentes configurations de ces essais ont permis de déterminer des états sous choc pour ces deux matériaux, d'identifier leur type de comportement et déterminer leurs seuils de rupture en traction. Ces expériences ont révélé des différences de comportement entre ces deux matériaux dans ce régime de sollicitations.

Pour des pressions supérieures à 300 MPa, nous avons choisi de modéliser le comportement de l'Araldur par un modèle viscoélastique non linéaire. L'absence de précurseur élastique sur les signaux de vitesse matérielle mettait en doute l'apparition de plasticité dans ce matériau dans la gamme de pression étudiée. La procédure d'identification des paramètres de ce modèle s'appuie sur une analyse lagrangienne et des confrontations expériences/calculs. L'étude du comportement en traction de l'Araldur met en évidence la forte augmentation de la contrainte à la rupture par rapport au régime quasi-statique. La modélisation d'un endommagement progressif, qui agit sur les propriétés élastiques du matériau, a permis d'obtenir des corrélations satisfaisantes entre les profils de vitesse mesurés et calculés.

Le RTV 141 est un élastomère qui reste dans l'état caoutchoutique à grande vitesse de déformation. Son comportement en compression est parfaitement représenté par un modèle purement hydrodynamique, en utilisant une équation d'état de type Mie-Grüneisen. La modélisation du comportement en extension avec cette équation d'état n'étant pas suffisante, une approche inspirée de modèles hyperélastiques de la littérature a été développée. Ce modèle phénoménologique (modèle à 3 pentes) permet une relaxation de l'état de contrainte au-delà d'une certaine extension.

Au cours de cette thèse, nous avons identifié les moyens expérimentaux les plus à même de générer des sollicitations dynamiques calibrées sur les assemblages collés. Les moyens expérimentaux retenus permettent d'appliquer des chargements dont les durées d'impulsions varient de 3 ns (Lasers) à plus de 500 ns (Lanceurs à gaz). La réponse des assemblages face à ce type de sollicitation a été étudiée à partir des profils de vitesse mesurés en surface libre. Pour cela, nous avons utilisé un dispositif de mesure de vitesse fonctionnant par interférométrie doppler laser. Nous avons établi une corrélation entre les profils de vitesse mesurés et l'endommagement des assemblages. Ce résultat est intéressant dans le cadre du développement d'un test d'adhérence par propagation d'ondes de choc. En effet, une analyse du seul signal de vitesse est souvent suffisante pour détecter le décollement ou l'endommagement de la liaison collée.

Les observations de l'état des assemblages après essai sont néanmoins irremplaçables dans certain cas. Les observations réalisées après les essais d'irradiation laser ont révélé que la rupture intervenait principalement au niveau des interfaces, quelle que soit la nature de la colle. Le mode de rupture des assemblages testés est par conséquent de type adhésif. Une fissuration conique est toutefois observée à l'intérieur des joints en Araldur, mais elle est due aux effets des détente latérales, et n'intervient selon nous qu'après le décollement. Quant aux joints en RTV 141, ils sont récupérés parfaitement intègres, du fait de leur aptitude à tolérer les grandes déformations.

L'analyse des résultats à l'aide de simulations numériques a permis non seulement de confirmer le caractère essentiellement adhésif de la rupture des assemblages, mais aussi de déterminer les seuils de rupture en contrainte des interfaces aluminium/colle, et les influences de la durée d'impulsion et de la nature de la colle. Pour cela, nous avons exploité l'ensemble des résultats expérimentaux. Avec la résine époxyde, il apparaît que l'influence de la durée d'impulsion est petite lorsque la vitesse de déformation dépasse  $10^5 \text{ s}^{-1}$ . L'ordre de grandeur à retenir pour le dimensionnement de structures collées face à ce type de sollicitation est de  $300 \pm 100 \text{ MPa}$ . Il existe une différence notable entre ce régime de sollicitation et le régime quasi-statique pour lequel le seuil d'arrachement est fixé à 10 MPa. Des expériences complémentaires dans des gammes intermédiaires de vitesse de déformation (technique des barres de Hopkinson) pourraient être intéressantes pour mieux décrire la transition.

Bien que l'analyse des expériences sur assemblages avec RTV141 ne soit pas terminée, nous pouvons tout de même considérer que les seuils de rupture aux interfaces sont bien plus faibles que ceux obtenus avec l'Araldur. Le choix de l'adhésif RTV141 associé à son primaire n'est pas une bonne solution technologique pour assurer une liaison collée. Par contre, cela peut présenter des avantages pour piéger des ondes de contrainte et protéger ainsi des couches de matériau fragile.

Le travail d'analyse des interactions d'ondes dans les assemblages que nous avons détaillé dans ce mémoire nous a apporté la maîtrise de la phénoménologie expliquant leur réponse sous une sollicitation par choc. Les outils numériques développés dans le

cadre de cette thèse ont été validés sur un grand nombre d'expériences. Cela montre la capacité des outils de modélisation à représenter les phénomènes physiques. Cette avancée constitue un grand pas vers l'optimisation du test d'adhérence par choc. Nous sommes en mesure de prévoir la réponse sous choc d'assemblages de plaques d'aluminium réalisés avec l'Araldur ou le RTV141. Le type d'essai peut ainsi être choisi en fonction des dimensions de l'assemblage. Les dimensions de l'assemblage peuvent être définies en fonction du moyen d'essai utilisé. Il est possible de configurer un essai en fonction de la zone d'intérêt : la colle ou les interfaces.

A l'issue de ces travaux, nous sommes en mesure de transposer cette démarche de caractérisation sur des assemblages de matériaux composites, céramiques ou poreux. Une étape préliminaire consistera toutefois à identifier et modéliser le comportement sous choc de ces matériaux. Sans cette étape, l'analyse détaillée d'expériences sur assemblages apparaît fort compromise. En effet, la simulation numérique est un outil indispensable pour reconstituer les événements menant à la rupture d'un assemblage. Grâce à elle, il est possible de retirer une grande quantité d'informations des essais.

L'utilisation de tests d'adhérence utilisant des méthodes expérimentales à caractère dynamique (impact de plaque, laser) pourrait se généraliser dans les prochaines années compte tenu de nombreux avantages. Tout d'abord, cette technique semble a priori applicable à tout type d'assemblage. Nous pouvons citer par exemple les travaux actuellement menés à l'ENSAM de Paris pour étudier la décohésion de plis de matériaux composites à l'aide de lasers. De plus, une analyse non destructive est possible en cours de test à condition de mesurer l'évolution de la vitesse d'une surface de l'assemblage. Enfin, il est possible de faire intervenir la rupture en premier à l'une ou l'autre des interfaces.



# ANNEXES

---

## Sommaire

<b>Annexe A</b>	<b>Autres essais d'adhérence .....</b>	<b>225</b>
<b>Annexe B</b>	<b>Caractérisation du comportement quasi-statique des adhésifs...</b>	<b>233</b>
<b>Annexe C</b>	<b>Reproductibilité des tirs laser P' .....</b>	<b>239</b>
<b>Annexe D</b>	<b>Modèles matériaux .....</b>	<b>245</b>
<b>Annexe E</b>	<b>Essais quasi-statiques sur assemblages Al/Araldur/Al .....</b>	<b>249</b>
<b>Annexe F</b>	<b>Tirs laser sur Aluminium 6061T6.....</b>	<b>253</b>
<b>Annexe G</b>	<b>Essai GEPI G590 .....</b>	<b>261</b>



# Annexe A

## Autres essais d'adhérence

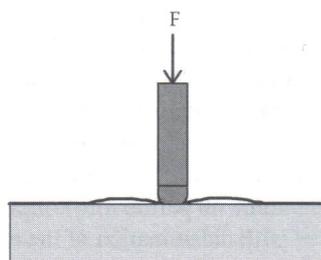
---

### Sommaire

<i>A.1 – Décollement par indentation.....</i>	<i>226</i>
<i>A.2 – Essai de rayage.....</i>	<i>226</i>
<i>A.3 – Essai de gonflement.....</i>	<i>227</i>
<i>A.4 – Essais de flexions de poutres.....</i>	<i>228</i>
<i>A.5 – Essais d'auto-chargement.....</i>	<i>230</i>
<i>A.6 – Références bibliographiques de l'Annexe A.....</i>	<i>231</i>

## ***A.1 – Décollement par indentation***

Dans un souci d'amélioration des procédures, un essai de décollement par indentation a été proposé. L'indenteur comporte une extrémité hémisphérique, dont le rayon est de l'ordre de grandeur de l'épaisseur du revêtement. Le revêtement est comprimé, et un champ de contrainte de traction est généré à la périphérie de cette zone de contact (Figure A.1).

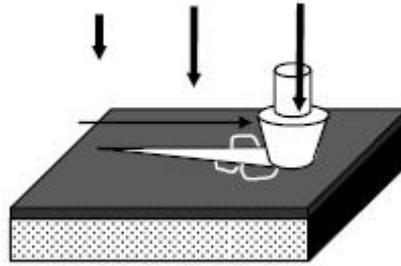


***Figure A.1 – Essai de décollement par indentation [A.1]***

Cette méthode dont la préparation est simple a l'avantage d'être applicable sur une grande variété de systèmes substrat/revêtement. Certains auteurs ont utilisé cette technique pour tester l'adhésion d'une couche d'époxy d'épaisseur comprise entre 25 et 300  $\mu\text{m}$  liée à un substrat métallique [A.2]. Les résultats obtenus sont à la fois qualitatifs et quantitatifs. Weppelmann et al. ont montré qu'il était possible d'estimer une tenue adhésive à partir des mesures de déformation de l'échantillon et d'une formule développée pour déterminer l'énergie de déformation induite [A.3].

## ***A.2 – Essai de rayage***

L'essai de rayage est mis en œuvre par un dispositif similaire au test d'indentation [A.4]. Comme le décrit la Figure A.2, le stylet exerce une compression sur le revêtement en se déplaçant latéralement à vitesse constante. Le principal avantage de ce test est sa simplicité de préparation. De plus, les nouveaux équipements commerciaux peuvent être fournis avec de nombreux dispositifs auxiliaires tels que des microscopes, des spectromètres acoustiques et des rugosimètres. Ainsi, un seul instrument suffit pour donner des informations sur la topographie de la surface, les propriétés mécaniques, et les modes de déformation et de délamination. Une information semi-quantitative peut être obtenue en enregistrant le chargement du stylet au moment de la fracture. Dans certains cas, il est possible d'estimer quantitativement l'énergie de fracturation à l'interface substrat/revêtement si une attention particulière est portée à la mesure de toutes les propriétés mécaniques pertinentes.

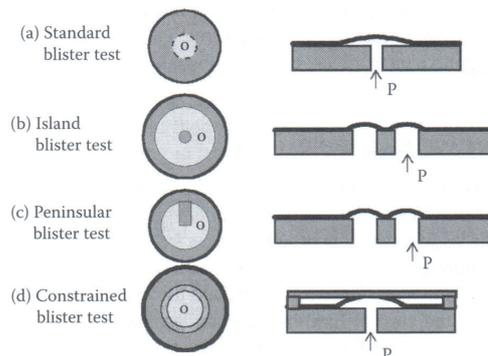


**Figure A.2 – Essai de rayage sous charge croissante [A.5]**

Il y a deux inconvénients majeurs dans l'utilisation du test de rayage en tant qu'outil de mesure d'adhésion. Ce test est essentiellement limité aux revêtements durs et fragiles, bien qu'il ait été utilisé avec succès sur des couches époxy. De plus, ce type d'essai est mécaniquement complexe : la poussée du stylet dans le revêtement génère de fortes contraintes et déformations aussi bien dans celui-ci que dans le substrat. Les modes de ruptures de l'interface sont donc encore mal compris.

### **A.3 – Essai de gonflement**

Le test de gonflement consiste à appliquer une pression sur la face arrière du revêtement au travers d'un orifice ménagé dans le substrat. La Figure A.3 décrit quatre configurations possibles [A.6].



**Figure A.3 – Tests de gonflement, vues de dessus et en coupe [A.1]**

Le test standard préconise d'appliquer une pression hydrostatique sous la zone centrale du revêtement, ce qui forme une cloque. Cette configuration comporte le risque d'une rupture de la membrane avant celle de l'interface. Une solution pour remédier à ce problème est l'essai gonflement en îlot. La force appliquée pour provoquer la délamination est plus importante au niveau de l'îlot central que sur la périphérie. Les chances d'obtenir une délamination avant la ruine de la couche est donc bien plus importante. Le test péninsulaire est une variante du test en îlot qui atténue encore le risque de rupture de la couche, et améliore ainsi la stabilité de l'essai. L'essai de gonflement contraint consiste à placer une plaque rigide et transparente au-dessus du dispositif pour contrôler la déformation du revêtement et éviter ainsi tout risque de rupture.

Le test par gonflement permet une analyse quantitative basée sur la mécanique de la rupture. En effet, ce test impose des déformations relativement faibles sur la

membrane, ce qui permet de s'affranchir du comportement viscoplastique non linéaire qui complique les méthodes telles que le test de pelage.

Ce type d'essai est réservé aux revêtements flexibles à cause du risque de rupture prématurée avant même le début de la décohésion. Le forage du substrat est par ailleurs complexe, dans le sens où il nécessite l'utilisation de décapants puissants pour enlever la matière restante sur la membrane, sans détériorer cette dernière. Cette méthode n'est donc pas recommandée si les données recherchées sont seulement qualitatives.

## A.4 – Essais de flexions de poutres

Le principe de ces essais est de solliciter en flexion des échantillons initialement fissurés au sein de la liaison collée ou du revêtement suivant la configuration, et ainsi de mesurer la propagation de la fissure en fonction du chargement. Un grand nombre de configurations existent et sont décrites dans la Figure A.4.

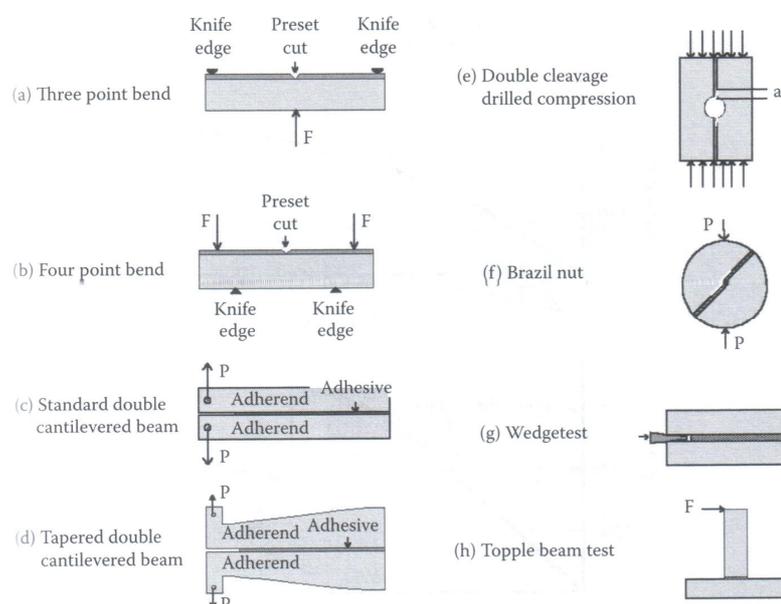


Figure A.4 – Essais de flexions de poutres [A.1]

La flexion trois points consiste à créer une entaille sur le revêtement, bloquer les extrémités de l'échantillon sur la membrane, et appliquer un chargement vertical directement sous cette entaille. Le délaminage a alors lieu à partir de l'entaille. L'information importante à en retirer est la valeur du chargement à partir de laquelle le délaminage débute. Une variante de ce type d'essai est la flexion quatre points : l'échantillon est bloqué en deux points sous le substrat et le chargement est appliqué sur le revêtement, de part et d'autre des points de blocage.

Le clivage standard est appliqué sur un assemblage collé symétrique [A.7]. Une fissure est initiée au bord de l'échantillon au sein de la couche de colle. Une double traction à l'extrémité de chacune des deux couches de substrat sollicite la liaison collée en traction et fait propager la fissure initiée. L'utilisation de la mécanique de la rupture et du critère de Griffith permet de calculer la résistance à la fracture du joint collé (Équation A.1).

$$\gamma_{Ic} = \frac{4F_c^2}{b^2 E} \left( \frac{2a^2}{h^3} + \frac{1}{h} \right) \quad \text{Équation A.1}$$

où

$F_c$  = chargement critique minimum requis pour initier la propagation de fissure

$\gamma_{Ic}$  = énergie critique de fracture en mode I pour la propagation de fissure

$a$  = longueur de fissure

$E$  = module de la poutre

$h$  = hauteur de la poutre

$b$  = largeur de la poutre

Nous définissons  $C$  par l'Équation A.2. L'utilisation du clivage conique permet de rendre  $C$  constante.

$$C = \left( \frac{2a^2}{h^3} + \frac{1}{h} \right) \quad \text{Équation A.2}$$

Le clivage foré en compression consiste à percer un trou dans l'assemblage au niveau de la liaison collée et d'appliquer un chargement en compression de part et d'autre de l'échantillon. La compression a ainsi pour effet de créer des fissures dans la zone de fragilité de la colle générée par le forage. La rupture a alors lieu en mode I. L'avantage de cette configuration est qu'elle permet de diminuer le taux de restitution de l'énergie lors de la croissance de la fissure [A.8]. L'introduction d'une fissure bien définie permet de mieux contrôler l'expérience.

Le test de la « noix brésilienne » consiste à coller deux demi-cylindres et d'y appliquer deux chargements en compression latéraux symétriques. L'orientation du joint de colle par rapport à la direction de ce chargement détermine le mode de fissuration, qui est généralement le mode II. Le cisaillement est en effet le type de contrainte prédominant dans le joint pour ce type d'essai.

L'essai de clivage en coin nécessite d'introduire une pré-fissure au bord d'un échantillon d'assemblage collé au sein de la liaison collée. Un poinçon force alors l'ouverture du sandwich à partir de cette pré-fissure. Ce test est principalement utilisé dans l'aéronautique pour les essais de durabilité des couches sandwich d'aluminium assemblées par collage [A.9].

Le test de la poutre renversée consiste à assembler deux poutres, l'une horizontale et la seconde verticale. La tenue du joint de colle est évaluée en appliquant un chargement en flexion de la poutre verticale. L'avantage de ce type d'essai est que le chargement est en flexion pure sur la poutre et en mode I sur le joint, ce qui simplifie l'analyse.

Le principal avantage des essais en flexion est qu'ils permettent une analyse quantitative aisée en utilisant les principes de la mécanique de la rupture. Le second réside dans la possibilité de réaliser un grand nombre d'échantillons relativement simples à tester dans des conditions très variées.

Le premier inconvénient de ce type de méthode est le choix limité de géométries d'échantillons qui ne reflètent pas forcément celles des pièces industrielles. Ces essais sont davantage destinés aux laboratoires. Le second réside dans la nature des

sollicitations : les causes de délaminage sont souvent les contraintes internes liées à l'expansion thermique par exemple alors que dans le cadre des essais, la source de dommage est externe et les déformations imposées ne reflètent pas forcément les conditions réelles de service des assemblages.

### A.5 – Essais d'auto-chargement

La majorité des causes de délamination d'un assemblage collé réside dans la présence de contraintes internes, générées par des facteurs environnementaux (température, humidité) ou la fabrication des pièces (usinage, défauts de réticulation). Les tests d'adhésion auto-chargeants s'inscrivent dans cette optique. Plusieurs configurations de ce type de test existent.

Le test du cercle taillé consiste à forer un trou circulaire de rayon  $R$  dans le revêtement au sein duquel il existe une contrainte interne  $\sigma_0$  générée par les conditions de fabrication (Figure A.5). Ce forage crée une singularité des contraintes à la périphérie du trou. Si l'adhésion du revêtement est relativement faible, le revêtement se détache du substrat sur une zone annulaire de rayon  $R+a$ . La connaissance de la contrainte interne et des propriétés élastiques du revêtement permet de calculer l'énergie de fracture surfacique critique.

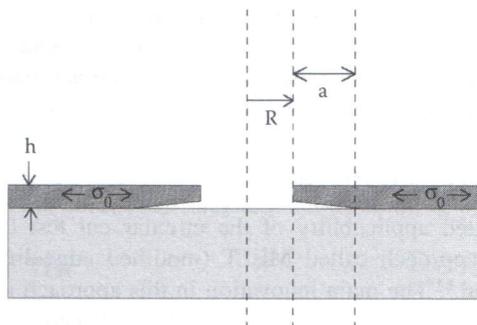


Figure A.5 – Essai d'auto-chargement : test du cercle taillé [A.1]

Le test de décollement au bord modifié consiste à utiliser une couche de matériau dont la contrainte interne est connue sur la couche de revêtement qui va ainsi appliquer un effort suffisant pour délaminer ce revêtement [A.10]. Une délamination est initiée entre le revêtement et le substrat. Certaines complications peuvent survenir, comme l'endommagement du substrat.

Le principal avantage de ces tests d'adhésion est la quasi-reproduction des conditions sous lesquelles les revêtements se décolent en termes de niveaux de déformation et de mixité des modes de sollicitation. Ils sont particulièrement adaptés aux structures microélectroniques, pour lesquelles les contraintes internes sont la principale cause d'endommagement.

L'inconvénient majeur est la nécessité de connaître la contrainte interne pour effectuer une analyse quantitative. Ce problème constitue un large sujet que nous ne développerons pas ici.

## A.6 – Références bibliographiques de l'Annexe A

- [A.1] R. Lacombe, « Adhesion measurement methods », *CRC Press, Taylor & Francis Group*, ISBN 0-8247-5361-5, (2006).
- [A.2] P. A. Engel, G. C. Pedroza, « Indentation-debonding test for adhered thin polymer layers », *Adhesion aspect of polymeric coatings*, K. L. Mittal Ed., (1983).
- [A.3] E. R. Weppelmann, X.-Z. Hu, M. V. Swain, « Observations and simple fracture mechanics analysis of indentation fracture delamination of TiN films on silicon », *Adhesion measurement of films and coatings*, K. L. Mittal Ed., (1995).
- [A.4] J. Ahn, K. L. Mittal, R. H. MacQueen, « Hardness and adhesion of filmed structures as determined by the scratch technique », *Adhesion measurement of thin films, thick films and bulk coatings, ASTM STP 640*, K. L. Mittal Ed., (1978).
- [A.5] M. Arrigoni, « Etude 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).
- [A.6] Y.-H. Lai, D. A. Dillard, « A study of the fracture efficiency parameter of blister tests for films and coatings », *Adhesion measurement of films and coatings*, K. L. Mittal Ed., (1995).
- [A.7] W. D. Bascom, P. F. Becher, J. L. Bitner, J. S. Murday, « Use of fracture mechanics concepts in testing of film adhesion », *Adhesion measurement of thin films, thick films and bulk coatings, ASTM STP 640*, K. L. Mittal Ed., (1978).
- [A.8] A. G. Evans, « Interface adhesion: measurement and analysis », *Adhesion measurement of films and coatings*, K. L. Mittal Ed., **2** (2001).
- [A.9] A. V. Pocius, « Adhesion and adhesives technology », *Carl Hanser Verlag, Munich*, (2002).
- [A.10] J. C. Hay, E. Lininger, X. H. Liu, « Measurement of interfacial fracture energy in microelectronic multilayer applications », *Adhesion measurement of films and coatings*, K. L. Mittal Ed., **2** (2001).



# Annexe B

## Caractérisation du comportement quasi-statique des adhésifs

---

### Sommaire

<i>B.1 – Araldur</i> .....	234
B.1.1 – Essais de traction quasi-statique .....	234
B.1.2 – Essais de compression quasi-statique.....	235
<i>B.2 – RTV 141</i> .....	237
<i>B.3 – Références bibliographiques de l'Annexe B</i> .....	238

## B.1 – Araldur

### B.1.1 – Essais de traction quasi-statique

Les essais de traction sont réalisés sur des éprouvettes haltères de 3 mm d'épaisseur, et dont la zone utile a une longueur de 60 mm et une largeur de 10 mm. La longueur totale est de 150 mm. La largeur des zones prises dans les mords est de 20 mm. Une première série d'essais est réalisée à température ambiante à des vitesses de sollicitations différentes. Une seconde série est réalisée à vitesse de sollicitation constante et à plusieurs températures.

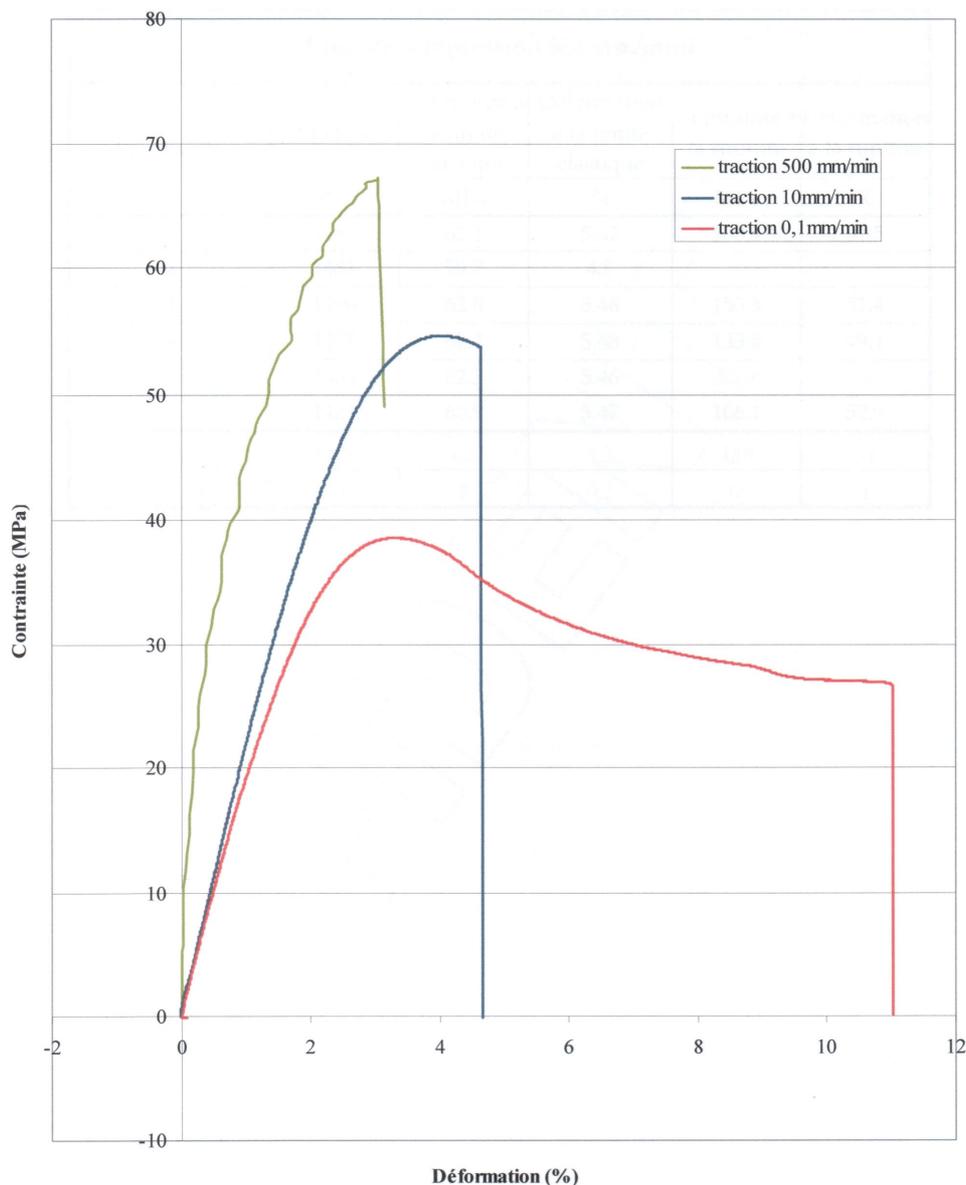


Figure B.1 – Essais de traction sur échantillons Araldite GY 784 BD + ARADUR 125 à 23°C [B.1]

Vitesse de sollicitation (mm/min)	Module (MPa)	Contrainte limite élastique (MPa)	Déformation limite élastique (%)	Contrainte rupture (MPa)	Déformation rupture (%)	Coeff. Poisson
0,1	2060	36,8	2,66	27	11	0,35
10	2200	52	3,3	49	6	0,43
500	13000	62	2	66	3	0,5

*Tableau B.1 – Caractéristiques mécanique de l’Araldur en traction à 23°C en fonction de la vitesse de sollicitation [B.1]*

Température (°C)	Module (MPa)	Contrainte limite élastique (MPa)	Déformation limite élastique (%)	Contrainte rupture (MPa)	Déformation rupture (%)	Coeff. Poisson
-35	2900	Pas de limite élastique		66	2,6	0,033
23	2290	54,2	4	48	4,9	0,42
50	860	8	6,5	12	33	0,045
80	16	Pas de limite élastique		2,3	14	0,046

*Tableau B.2 – Caractéristiques mécaniques de l’Araldur en traction pour une vitesse de sollicitation de 5 mm/min en fonction de la température [B.2]*

### B.1.2 – Essais de compression quasi-statique

Les essais de compression sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques de hauteur 15 mm et de diamètre 10 mm. Une première série d’essais est réalisée à température ambiante à des vitesses de sollicitations différentes. Une seconde série est réalisée à vitesse de sollicitation constante et à plusieurs températures.

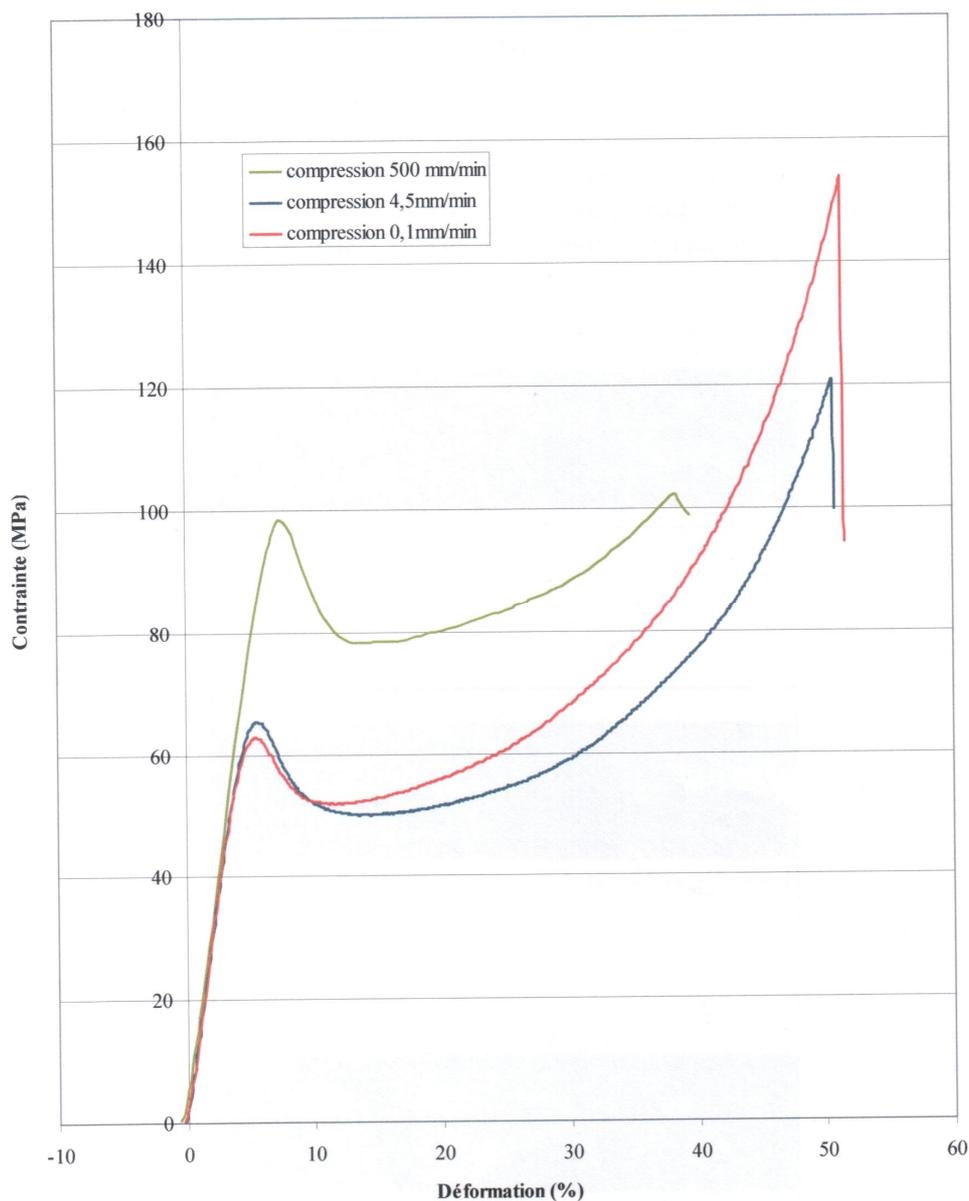


Figure B.2 – Essais de compression Araldite GY 784 BD + ARADUR 125 à 23°C [B.1]

Vitesse de sollicitation (mm/min)	Module (MPa)	Contrainte limite élastique (MPa)	Déformation limite élastique (%)	Contrainte rupture (MPa)	Déformation rupture (%)
0,1	1470	62	5,3	150	51
4,5	1510	68	5,8	120	51
500	1610	98	7,4	101	38

Tableau B.3 – Caractéristiques mécanique de l'Araldur en compression à 23°C en fonction de la vitesse de sollicitation [B.1]

Température (°C)	Module (MPa)	Contrainte limite élastique (MPa)	Déformation limite élastique (%)	Contrainte rupture (MPa)	Déformation rupture (%)
-35	2974	139	9	260	61
23	1966	79	6	Essais arrêtés avant rupture	
50	664	25	5,4	247	66
80	26	Pas de limite élastique		158	61

*Tableau B.4 – Caractéristiques mécaniques de l’Araldur en compression pour une vitesse de sollicitation de 5 mm/min en fonction de la température [B.2]*

## **B.2 – RTV 141**

Le Tableau B.5 réunit les données présentées par E. Coquelle [B.3] et obtenues lors d’essais mécaniques quasi-statiques en traction (vitesse de chargement non fournies) et de mesures par ultrasons réalisées par le CEA.

Méthode	$C_L$ (m/s)	$C_T$ (m/s)	Module d’Young (MPa)	Coefficient de Poisson	Module de compressibilité (GPa)	Module de cisaillement (MPa)
Essai mécanique	754	15	0,7	0,5	0,6	0,23
Ultrasons	1033	34	1,3	0,5	1,1	1,2

*Tableau B.5 – Evaluations des modules élastiques du RTV 141 à partir d’essais mécaniques et de mesures ultrasons*

Meunier et al. [B.4] ont réalisé des essais mécanique de traction simple et de traction plane sur du RTV 141 (Figure B.3). Les essais de traction simple sont réalisés sur des éprouvettes haltères dont la zone utile mesure 50 mm de long et 12 mm de large, pour une épaisseur de 2 mm. Les essais de traction simple sont réalisés sur des éprouvettes rectangulaires dont la zone utile mesure 70 mm de large et 10 mm de haut. La géométrie des éprouvettes et les serrages par les mors permettent de réduire au maximum la déformation latérale.

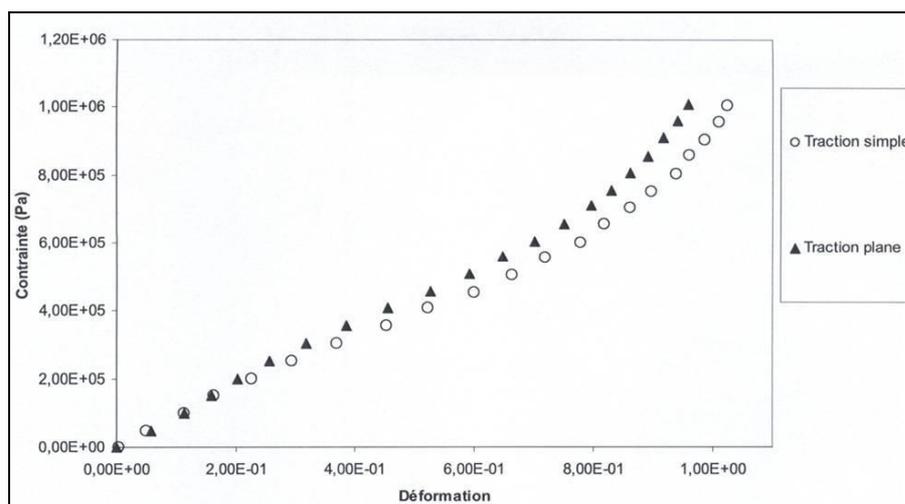


Figure B.3 – Essais mécaniques quasi-statiques sur échantillons de RTV141 [B.4]

### B.3 – Références bibliographiques de l'Annexe B

- [B.1] I. Coco, « Caractérisation du système époxyde Araldite GY 784BD + Aradur 125 », *Rescoll*, (2005).
- [B.2] I. Garraud, « Rapport final d'étude – Etude complémentaire d'une résine époxy Araldite 784 BD / Aradur 125 », *Rescoll*, (2007).
- [B.3] E. Coquelle, « Propriétés élastiques et viscoélastiques de matériaux composites adaptifs », *Thèse de l'Université de Nice Sophia-Antipolis*, (2004).
- [B.4] L. Meunier, G. Chagnon, D. Favier, L. Orgéas, « Caractérisation du comportement mécanique d'élastomères silicones chargés et non chargés », *18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, Grenoble*, (2007).

# Annexe C

## Reproductibilité des tirs laser P'

---

### Sommaire

<i>C.1 – Essais sur assemblages minces</i> .....	240
<i>C.2 – Essais sur assemblages épais</i> .....	242
<i>C.3 – Conclusion</i> .....	244

Dans cette annexe, nous avons sélectionné un certain nombre de tirs réalisés à l'institut P' sur des assemblages aluminium/RTV141/aluminium pour démontrer la reproductibilité des résultats.

Les configurations des tirs sélectionnés sont relativement proches les unes des autres. L'épaisseur de la couche de colle est de 400  $\mu\text{m}$ , et celle de la plaque arrière d'aluminium est de 200  $\mu\text{m}$ . La plaque avant en aluminium est de 400 (assemblages « minces ») et de 800  $\mu\text{m}$  (assemblages « épais »).

L'énergie déposée dans la cible est calibrée à l'aide de densités optiques.

### C.1 – Essais sur assemblages minces

N° Tir	Epaisseurs ( $\mu\text{m}$ )	Densité (%)	Energie (J)	Durée impulsion laser (ns)	Diamètre tâche focale (mm)
LCD54	400-400-200	69	13,9	25,8	4
LCD55	400-400-200	69	13,8	28,1	4

Tableau C.1 – Assemblages minces, densité 69%

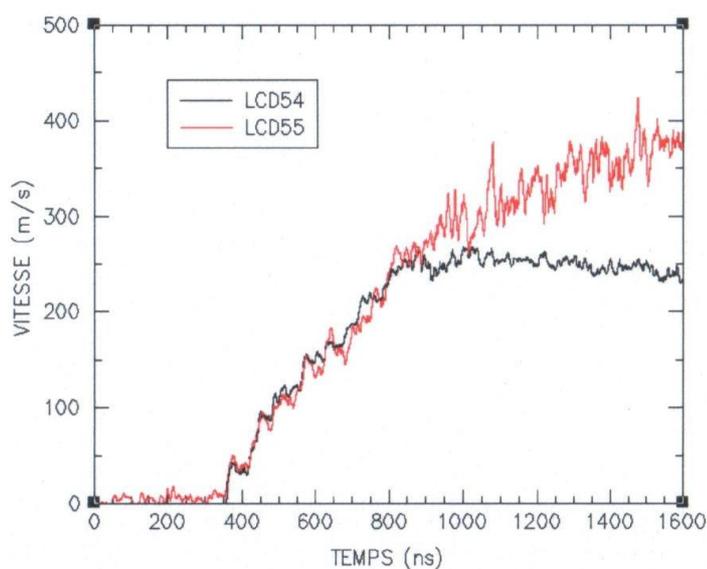


Figure C.1 – Vitesses faces arrière (Assemblages minces, densité 69%)

N° Tir	Epaisseurs ( $\mu\text{m}$ )	Densité (%)	Energie (J)	Durée impulsion laser (ns)	Diamètre tâche focale (mm)
LCD57	400-400-200	54	11,7	24,8	4
LCD69	400-400-200	54	13,2	32,8	4

Tableau C.2 – Assemblages minces, densité 54%

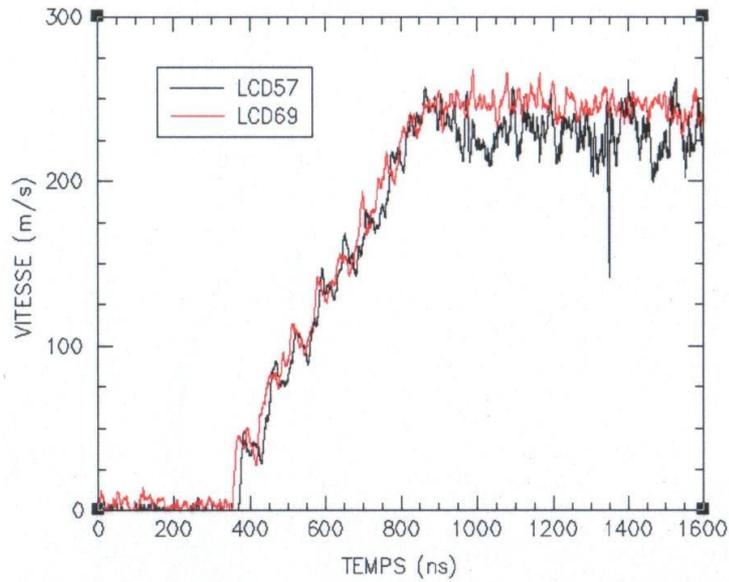


Figure C.2 – Vitesses face arrière (Assemblages minces, densité 54%)

N° Tir	Epaisseurs (μm)	Densité (%)	Energie (J)	Durée impulsion laser (ns)	Diamètre tâche focale (mm)
LCD56	400-400-200	32	6,5	27,4	4
LCD70	400-400-200	32	7,8	29,2	4

Tableau C.3 – Assemblages minces, densité 32 %

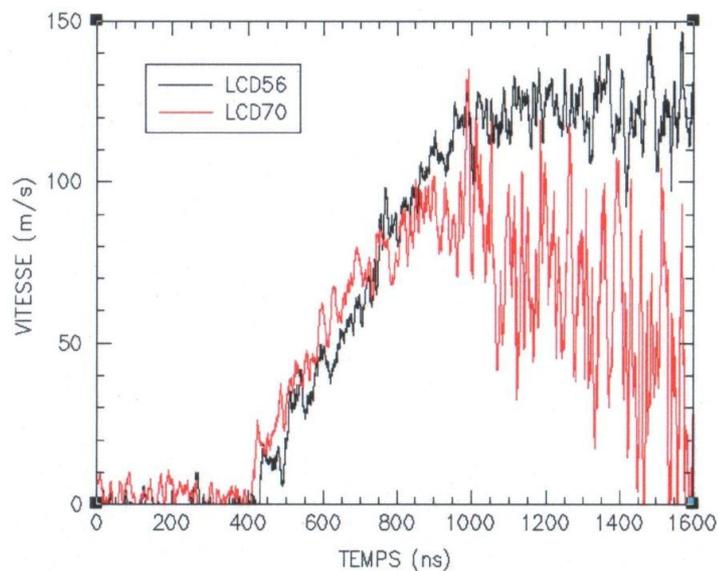
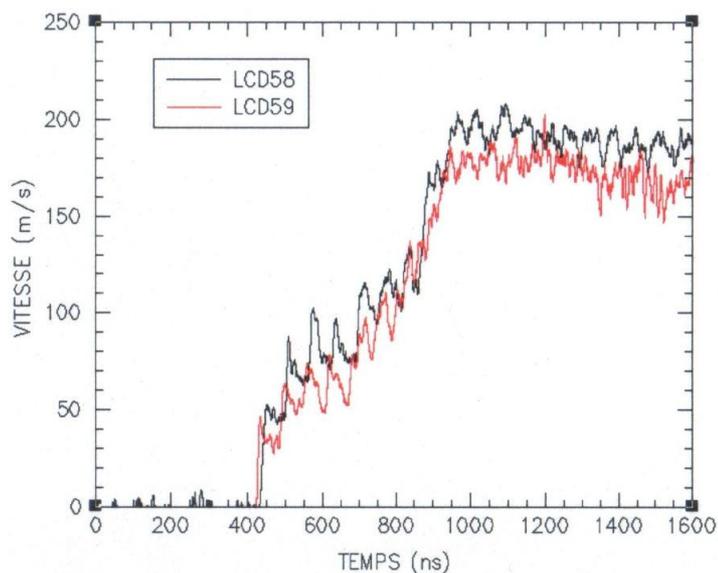


Figure C.3 – Vitesses faces arrière (Assemblages minces, densité 32 %)

**C.2 – Essais sur assemblages épais**

N° Tir	Epaisseurs (μm)	Densité (%)	Energie (J)	Durée impulsion laser (ns)	Diamètre tâche focale (mm)
LCD58	800-400-200	69	15,5	26,8	4
LCD59	800-400-200	69	15,4	27,3	4

**Tableau C.4 – Assemblages épais, densité 69%****Figure C.4 – Vitesses faces arrière (Assemblages épais, densité 69%)**

N° Tir	Epaisseurs (μm)	Densité (%)	Energie (J)	Durée impulsion laser (ns)	Diamètre tâche focale (mm)
LCD61	800-400-200	54	12,9	24,7	4
LCD73	800-400-200	54	13,2	27,9	4

**Tableau C.5 – Assemblages épais, densité 54%**

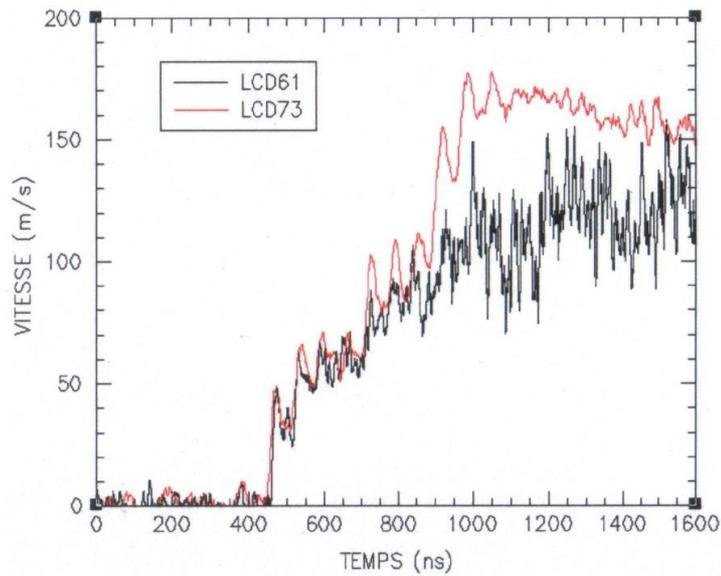


Figure C.5 – Vitesses faces arrière (Assemblages épais, densité 54%)

N° Tir	Epaisseurs (μm)	Densité (%)	Energie (J)	Durée impulsion laser (ns)	Diamètre tâche focale (mm)
LCD60	800-400-200	32	7,2	28,1	4
LCD72	800-400-200	32	7,8	26,8	4

Tableau C.6 – Assemblages épais, densité 32%

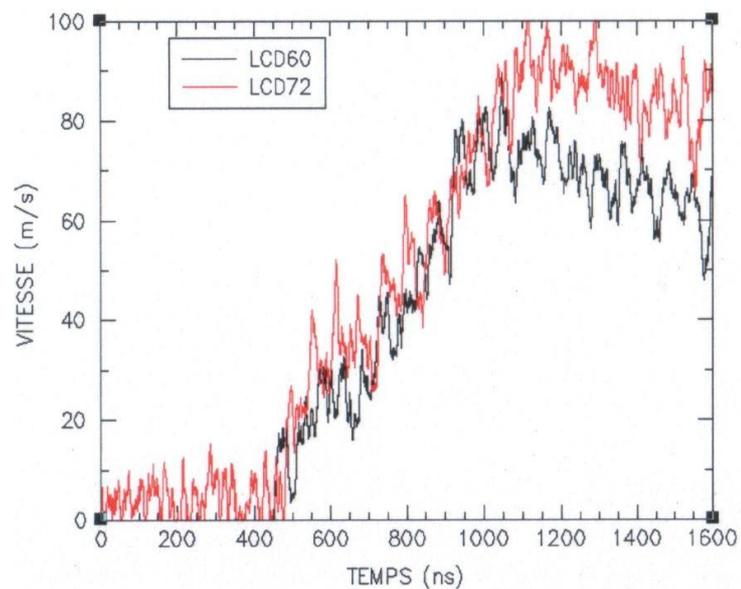


Figure C.6 – Vitesses faces arrière (Assemblages épais, densité 32%)

### ***C.3 – Conclusion***

Les comparaisons entre les profils de vitesse mesurés lors des différents tirs mettent en évidence une bonne reproductibilité de la première partie des signaux. Comme les assemblages sont sollicités en compression pendant cette phase, ils restent intègres et les phénomènes de propagation et d'interaction des ondes de contraintes ne changent pas d'un tir à l'autre.

Nous notons quelques différences dans la seconde partie des signaux, c'est-à-dire pendant la phase de mise en traction des assemblages. Durant cette phase, une dégradation de l'assemblage peut débuter et interférer avec la propagation des ondes de contrainte. Toutefois, les écarts restent minimes et nous pouvons conclure de manière générale à une assez bonne reproductibilité des résultats.

# Annexe D

## Modèles matériaux

---

### Sommaire

<i>D.1 – Aluminium 6061T6</i> .....	246
<i>D.2 – PMMA</i> .....	246
<i>D.3 – Polyéthylène</i> .....	246
<i>D.4 – Références bibliographiques de l'Annexe D</i> .....	247

### D.1 – Aluminium 6061T6

Le comportement dynamique de l'aluminium 6061T6 est représenté à l'aide d'une équation d'état multiphasés de type Bushman – Lomonosov – Fortov [D.1] et d'une loi élastoplastique de type Steinberg – Cochran – Guinan [D.2].

G	Y <sub>initial</sub>	Y <sub>max</sub>	β	n	$\left(\frac{dG}{dP}\right)_s$ G <sub>0</sub>	$\left(\frac{dG}{dT}\right)_s$ G <sub>0</sub>	T <sub>fusion</sub> initiale	Γ <sub>0</sub>	b	ε <sup>p</sup> <sub>initiale</sub>
27,6 GPa	300 MPa	400 MPa	5550	0,1	6,52.10 <sup>-11</sup> Pa <sup>-1</sup>	6,16.10 <sup>-4</sup> K <sup>-1</sup>	1220 K	1,97	1,5	0

Tableau D.1 – Paramètres du modèle Steinberg – Cochran – Guinan pour l'aluminium 6061T6

### D.2 – PMMA

Le comportement dynamique du polyméthylmétacrylate (PMMA) est représenté à l'aide du modèle viscoélastique non linéaire de Schuler et Nunziato [D.3].

$$\rho_0 = 1185 \text{ kg/m}^3$$

$$C_0 = 2350 \text{ m/s}$$

k <sub>E</sub> (GPa)	l <sub>E</sub> (GPa)	m <sub>E</sub> (GPa)	n <sub>E</sub> (GPa)	k <sub>I</sub> (GPa)	l <sub>I</sub> (GPa)	m <sub>I</sub> (GPa)	n <sub>I</sub> (GPa)	k (GPa)	τ <sub>0</sub> (ns)
8,979	70	-586,9	1965	9,031	141,4	-677,9	4160	0,08	250

Tableau D.2 – Paramètres du modèle Schuler – Nunziato pour le PMMA

### D.3 – Polyéthylène

Le comportement dynamique du polyéthylène est représenté à l'aide de la formulation de Steinberg de l'équation d'état de Mie – Grüneisen [D.4].

ρ <sub>0</sub>	C <sub>0</sub>	S <sub>1</sub>	S <sub>2</sub>	S <sub>3</sub>	b	Γ <sub>0</sub>
955 kg/m <sup>3</sup>	2401 m/s	4,5	-16	24	1.10 <sup>-6</sup>	0,67

Tableau D.3 – Paramètres du modèle de Mie – Grüneisen – Steinberg pour le polyéthylène

### ***D.4 – Références bibliographiques de l'Annexe D***

- [D.1] L A. Bushman, V. Fortov, I. Lomonosov, « Investigations of metals in the liquid and plasma states by use of shock waves », *Journal of non-crystalline solids*, **156-158** (1993).
- [D.2] D.J. Steinberg, S.G. Cochran, M.W. Guinan, « A constitutive model for metals applicable at high strain rate », *J. Appl. Phys.*, **51** (3) 1498-1504, 1980.
- [D.3] K. W. Schuler, J. W. Nunziato, « The dynamic mechanical behaviour of polymethyl methacrylate », *Rheol. Acta*, **13** 265-273 (1974).
- [D.4] D. J. Steinberg, « Equation of state and strength properties of selected materials », *rapport LLNL, Livermore, CA 94551* (510) 422-1670 (1996).



# Annexe E

## Essais quasi-statiques sur assemblages Al/Araldur/Al

---

### Sommaire

<i>E.1 – Essais de traction – arrachement .....</i>	<i>250</i>
<i>E.2 – Essais de cisaillement .....</i>	<i>250</i>
<i>E.3 – Références bibliographiques de l'Annexe E .....</i>	<i>251</i>

### E.1 – Essais de traction – arrachement

Les essais de traction – arrachement ont été réalisés à une vitesse de 0,2 mm/min selon le schéma présenté par la Figure E.1. Le joint de colle a une épaisseur de 300  $\mu\text{m}$  et un diamètre de 10 mm. Les plaques d'aluminium 6061T6 ont une épaisseur de 6 mm et un diamètre de 40 mm.

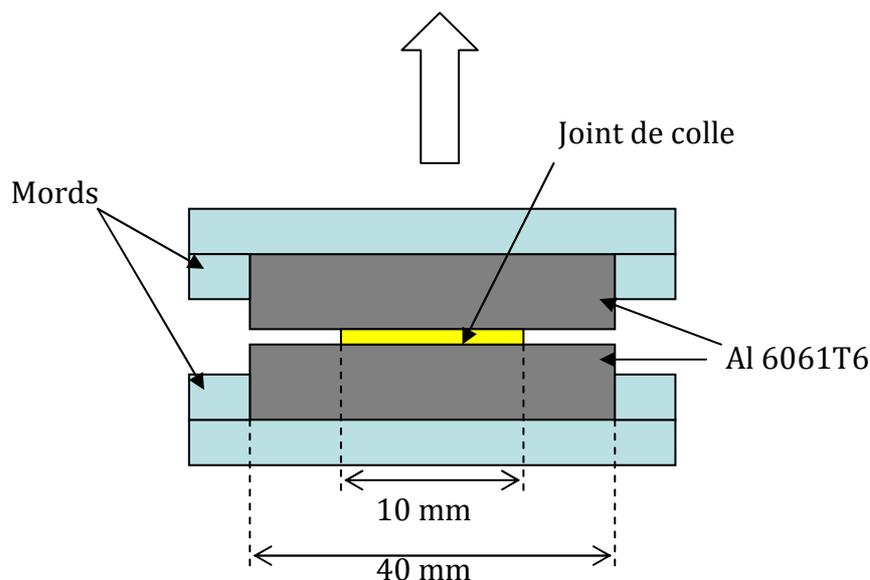


Figure E.1 – Schéma de l'essai de traction – arrachement

Contrainte à la rupture (MPa)	Type de rupture obtenu
<b>Aluminium anodisé (adhésion dite forte)</b>	
10	Rupture adhésive
<b>Aluminium dégraissé (adhésion dite faible)</b>	
6	Rupture adhésive

Tableau E.1 – Résultats des essais de traction – arrachement sur assemblages Al/Araldur/Al [E.1]

### E.2 – Essais de cisaillement

Les essais de cisaillement ont été réalisés à une vitesse de 1 mm/min. La Figure E.2 schématise la géométrie des éprouvettes testées. La longueur de recouvrement  $L$  est de 12,5 mm et la largeur  $l$  est de 18 mm.

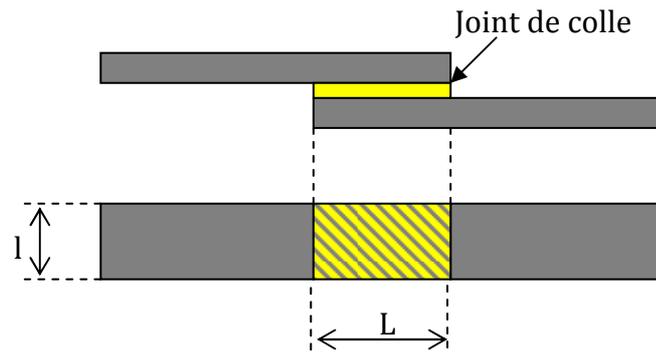


Figure E.2 – Epreuve testée lors d'un essai de cisaillement

Contrainte à la rupture (MPa)	Type de rupture obtenu
<b>Aluminium anodisé (adhésion dite forte)</b>	
19	Rupture adhésive
<b>Aluminium dégraissé (adhésion dite faible)</b>	
9	Rupture adhésive

Tableau E.2 – Résultats des essais de cisaillement sur assemblages Al/Araldur/Al [E.1]

### E.3 – Références bibliographiques de l'Annexe E

- [E.1] W. Faure, « Caractérisation mécanique de la résine époxyde Araldite 784 BD / Aradur 125 », Rescoll, (2004).



# Annexe F

## Tirs laser sur Aluminium 6061T6

---

### Sommaire

<i>F.1 – Essais P'</i> .....	254
<i>F.2 – Essais Alisé</i> .....	258

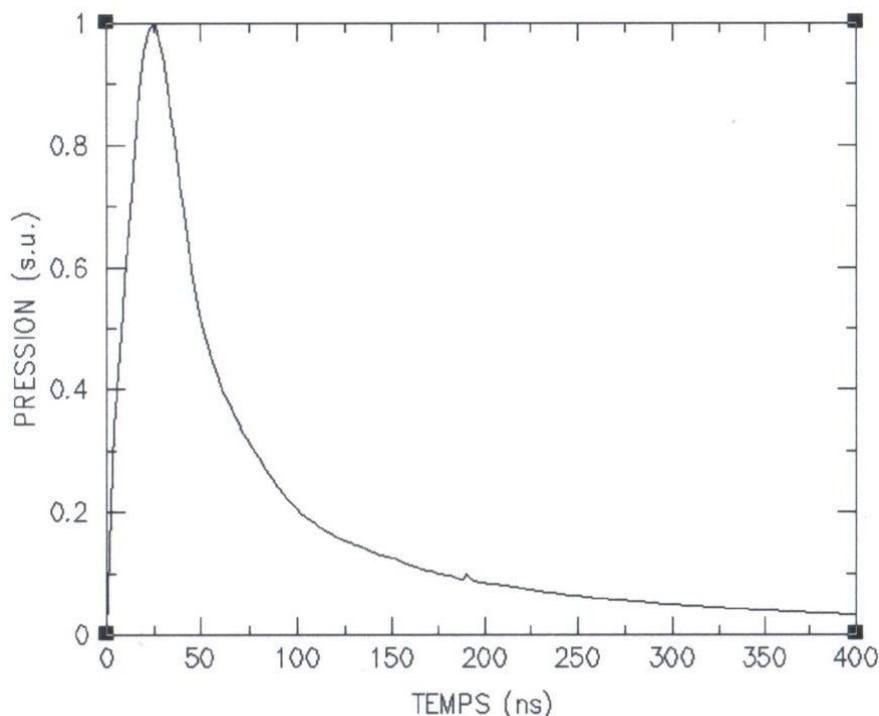
Nous présentons dans cette annexe les profils de vitesse mesurés en face arrière d'échantillons d'aluminium 6061 lors d'expériences utilisant les lasers Alisé et P'.

Pour chaque essai, nous avons calibré le chargement à partir d'un profil de pression adimensionné sur lequel nous avons appliqué un facteur multiplicatif. Ce facteur est déterminé à l'aide de confrontations expériences/calculs en supposant que le comportement de l'aluminium 6061T6 est connu. Nous constituons ainsi une base de données reliant cette pression maximale à l'énergie déposée par le laser et la durée de l'impulsion.

### ***F.1 – Essais P'***

N° Tir	Epaisseur (µm)	Energie (J)	Durée impulsion laser (ns)	Diamètre tâche focale (mm)	Pression maximale (GPa)
LCD06	400	15,0	24,4	4	3,6
LCD07	435	8,1	29,8	4	1,6
LCD08	500	12,5	28,8	4	1,8
LCD12	411	12,4	28,2	4	3,2
LCD52	450	6,7	27,5	4	1,3
LCD53	385	13,5	27,6	4	2,2
LCD67	400	16,8	39,8	4	1,5

*Tableau F.1 – Configurations des essais P' sur Aluminium 6061T6*



*Figure F.1 – Profil de pression adimensionnée appliqué lors des tirs P'*

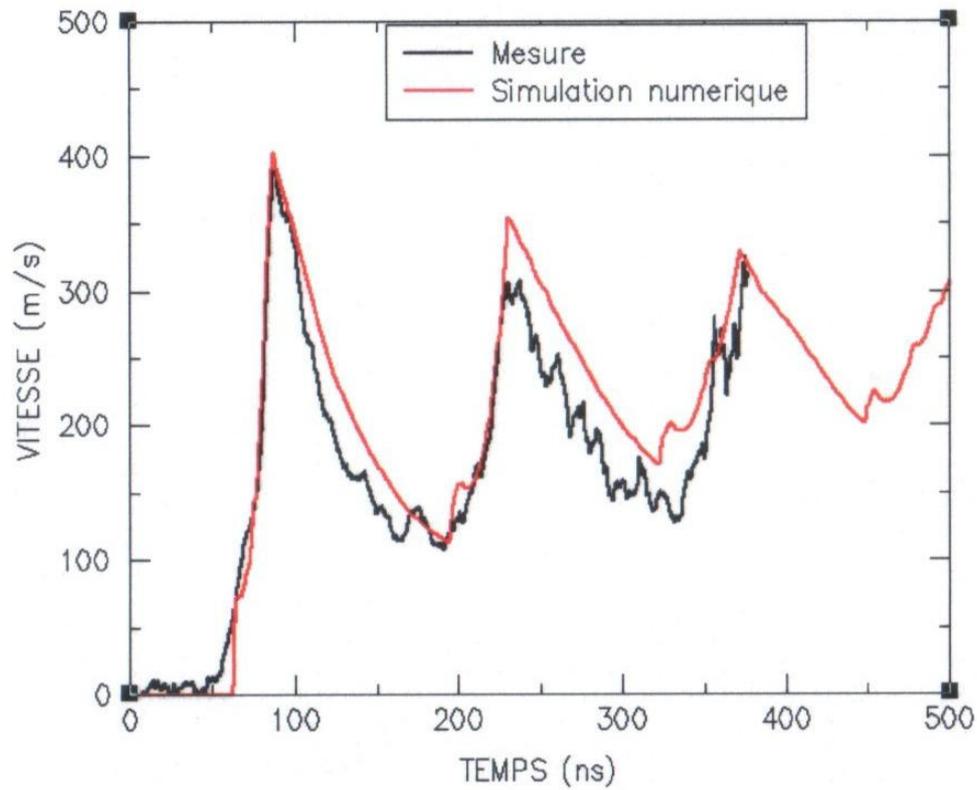


Figure F.2 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir LCD06

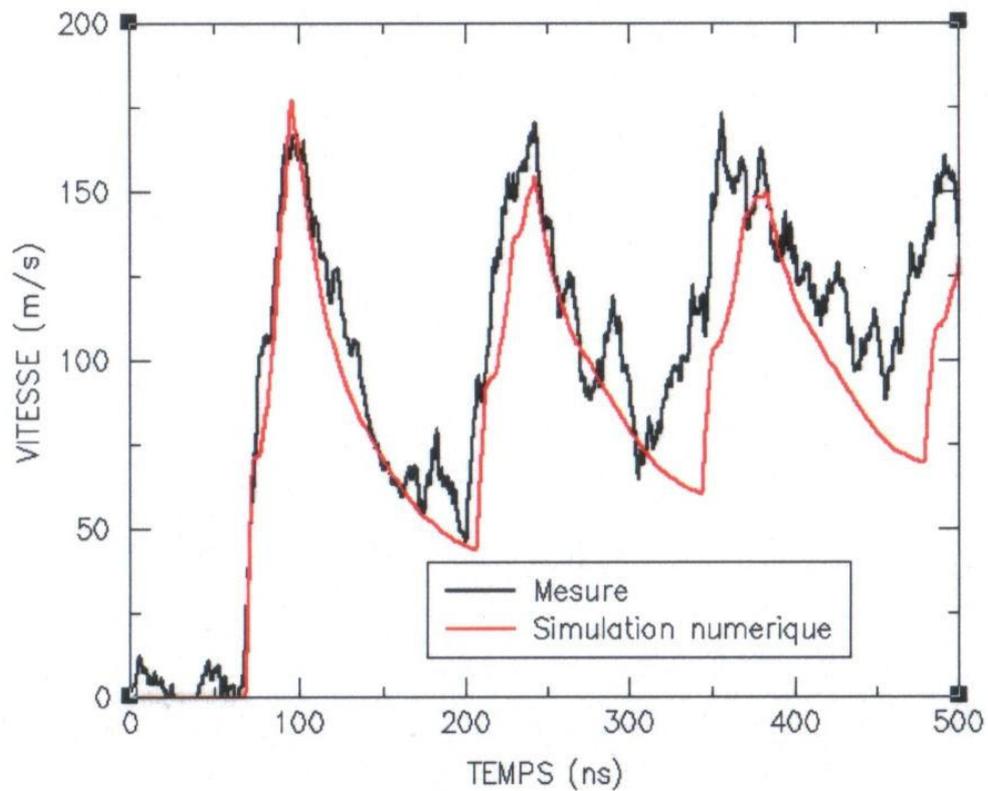


Figure F.3 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir LCD07

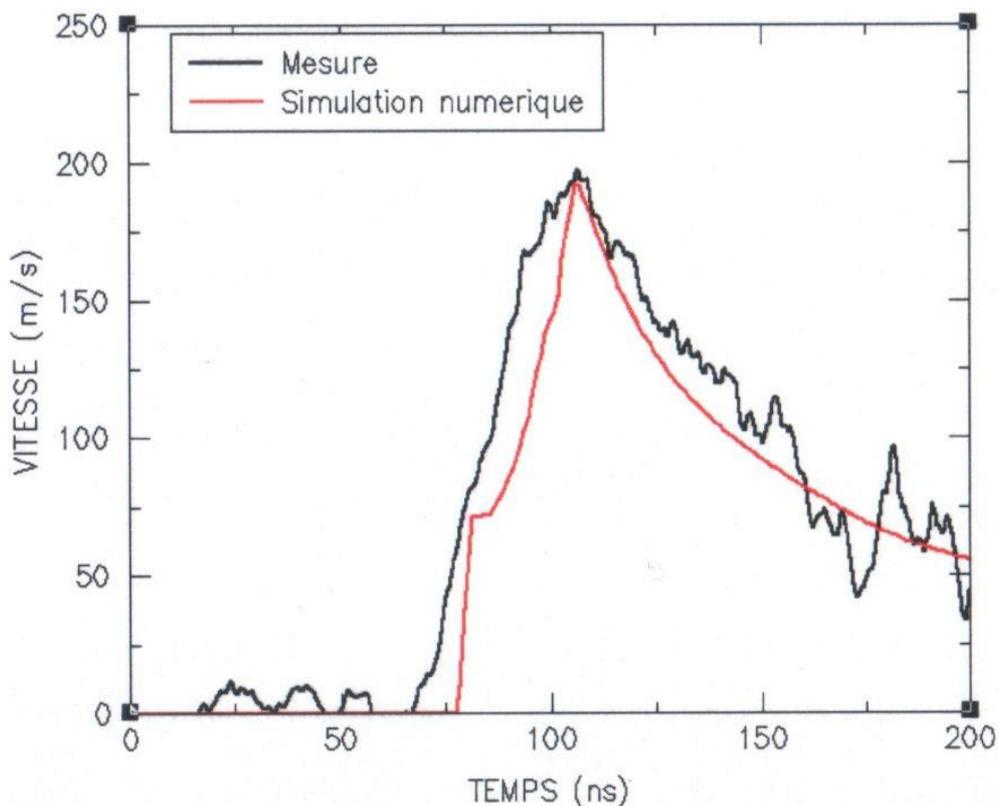


Figure F.4 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir LCD08

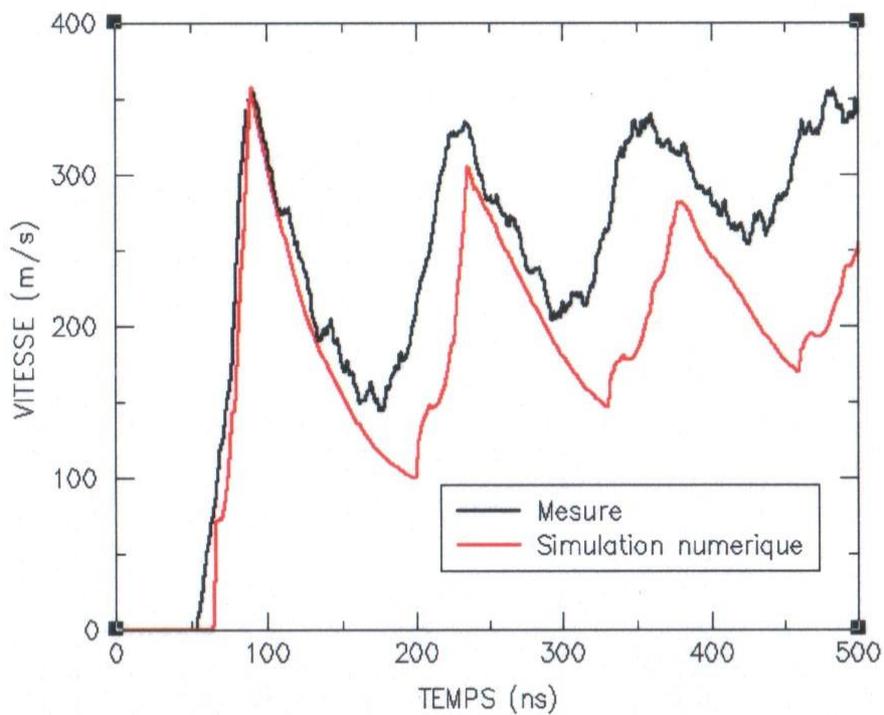


Figure F.5 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir LCD12

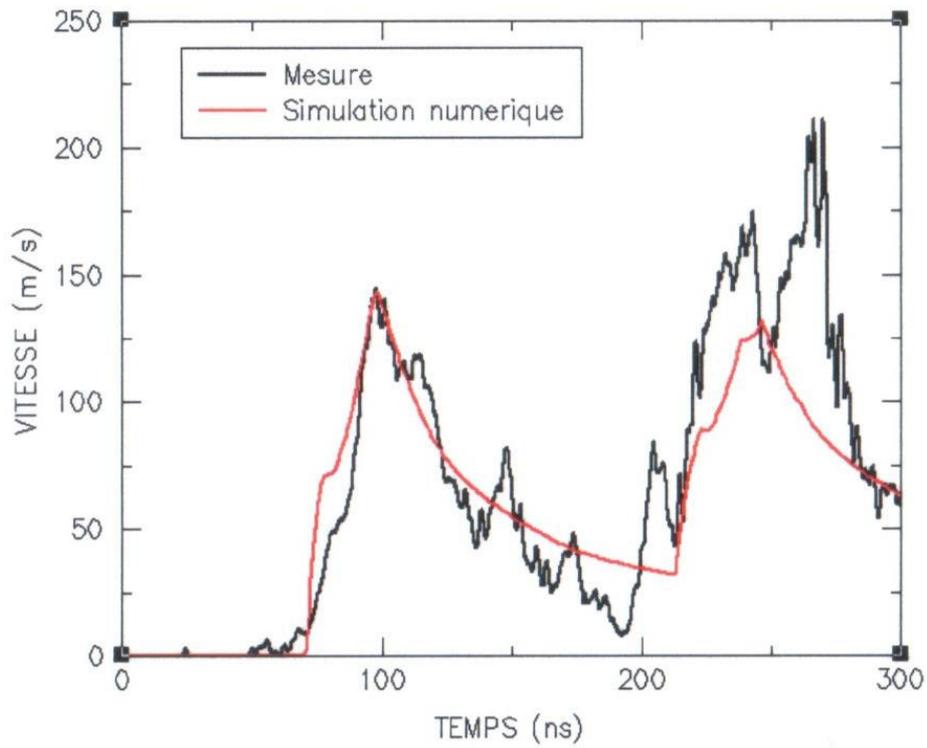


Figure F.6 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir LCD52

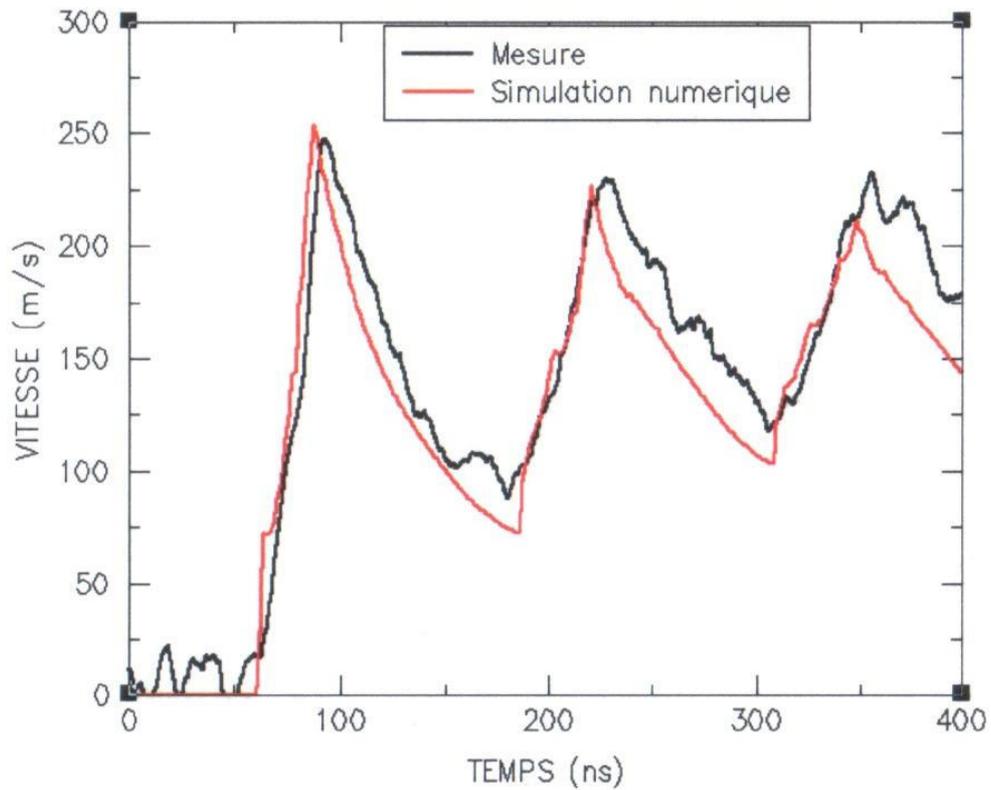


Figure F.7 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir LCD53

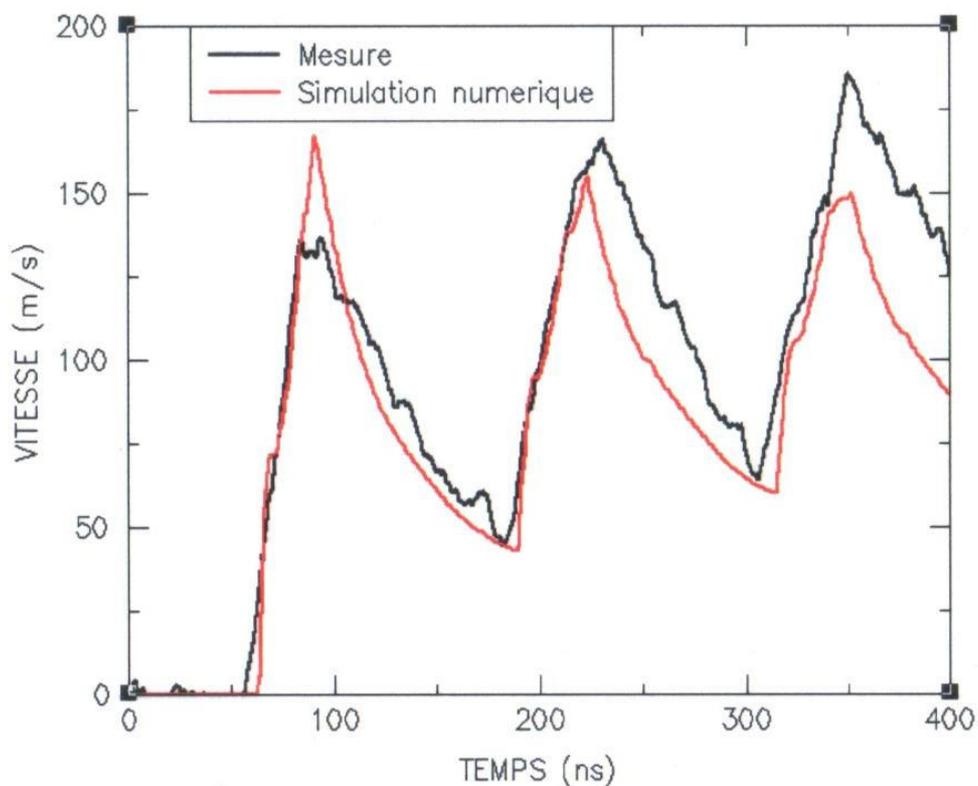


Figure F.8 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir LCD67

## F.2 – Essais Alisé

N° Tir	Epaisseur (µm)	Energie (J)	Durée impulsion laser (ns)	Diamètre tâche focale (mm)	Pression maximale (GPa)
Alisé24	830	73	3	4	8
Alisé25	720	126	3	4	11
Alisé26	740	184	3	4	15

Tableau F.2 – Configurations des essais Alisé sur Aluminium 6061T6

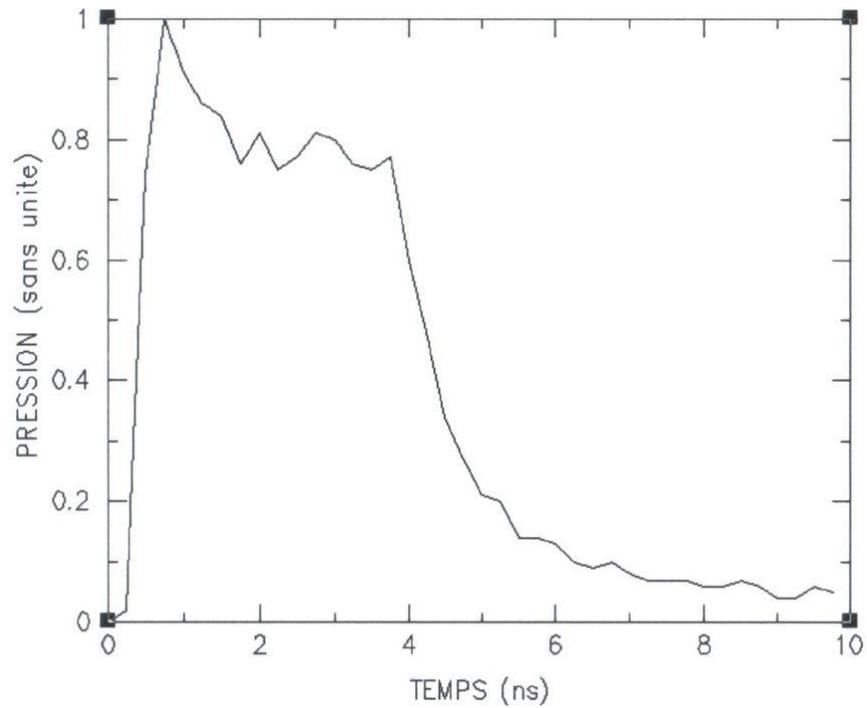


Figure F.9 – Profil de pression adimensionné appliqué lors des tirs Alisé

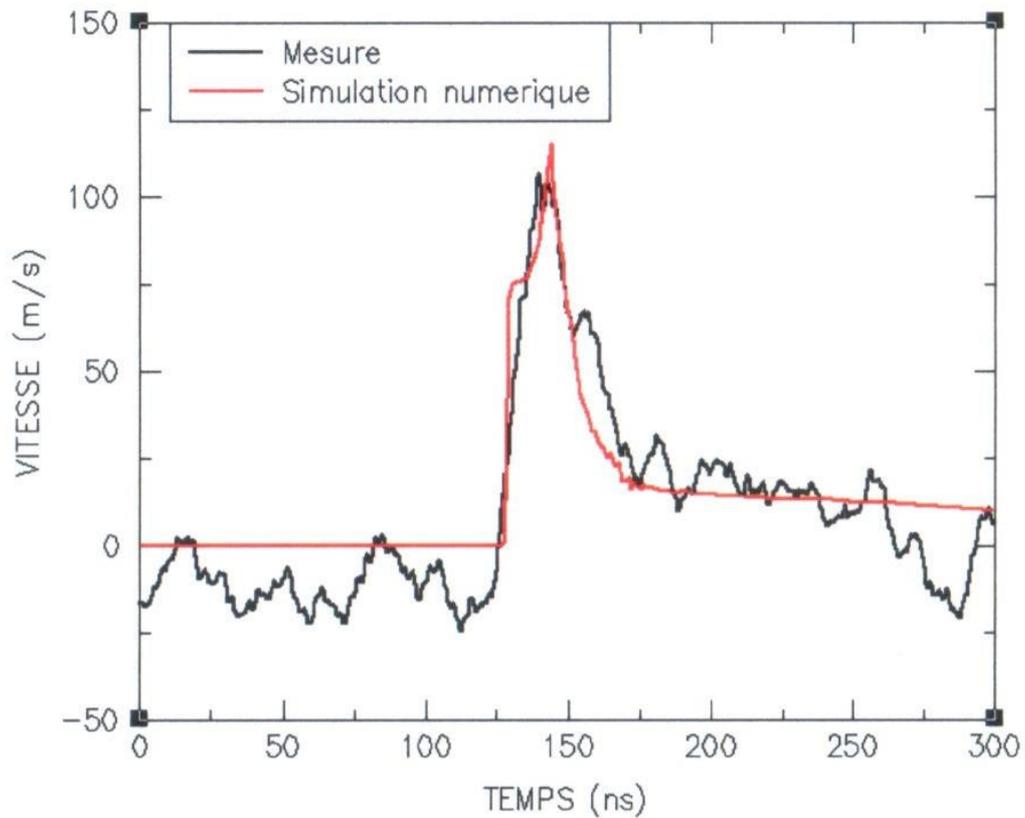


Figure F.10 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir Alisé24

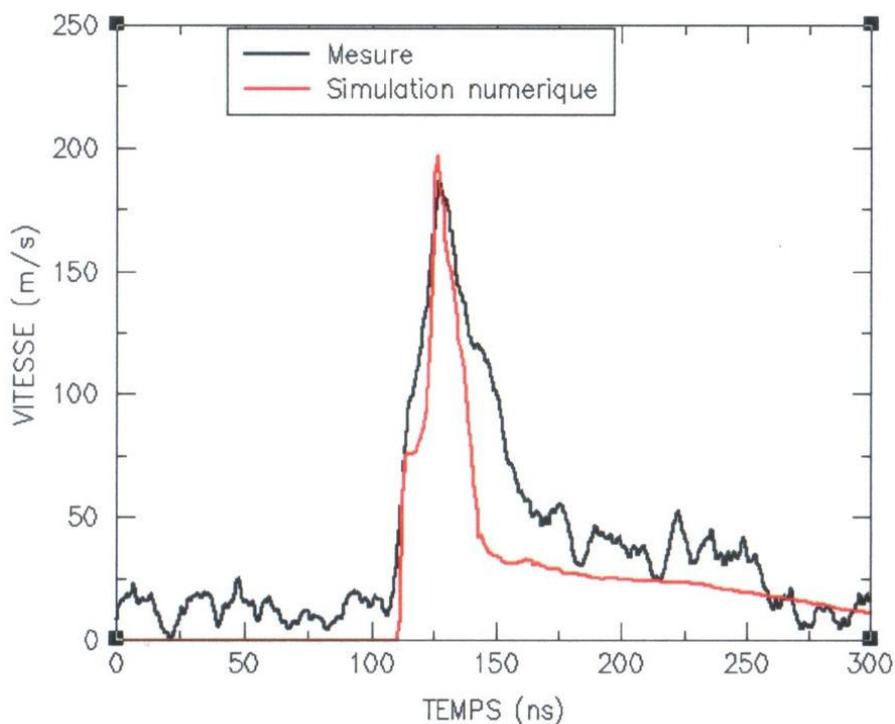


Figure F.11 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir Alisé25

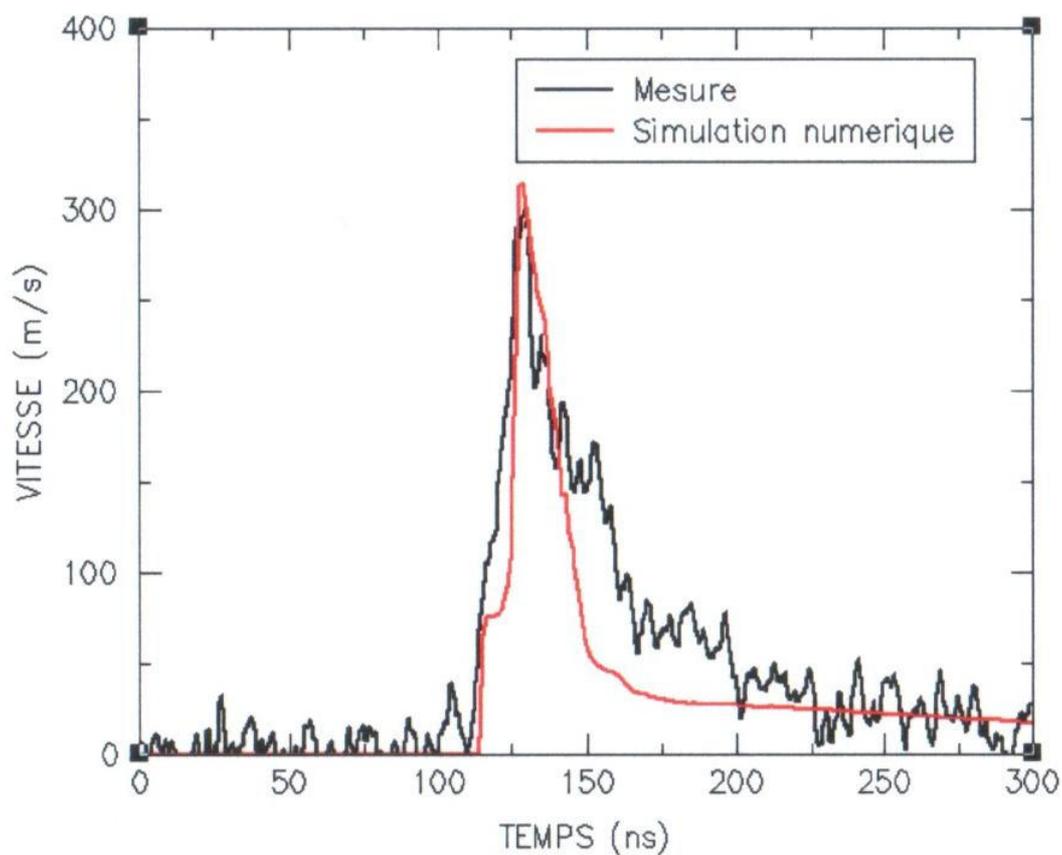


Figure F.12 – Comparaison des profils de vitesse mesuré et calculé relatifs au tir LCD26

# **Annexe G**

## **Essai GEPI G590**

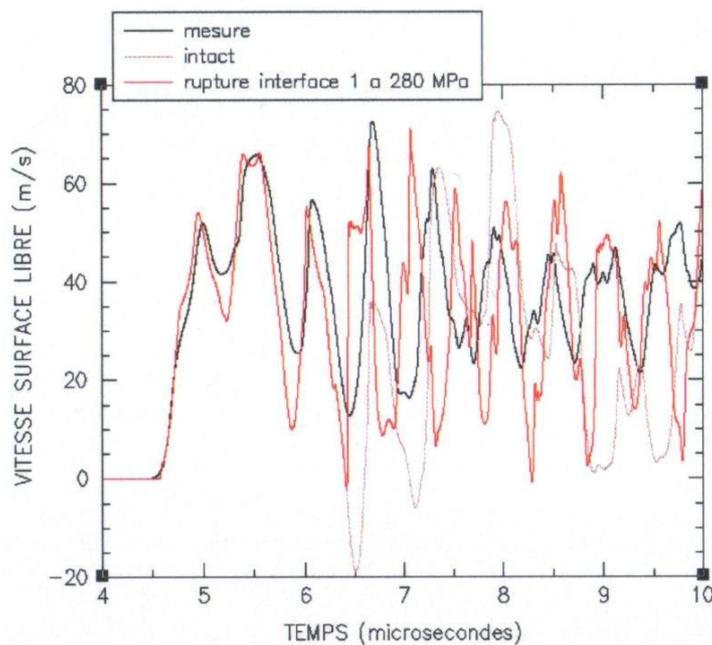
---

D'autres essais de compression isentropique ont été réalisés sur les assemblages aluminium/Araldur/aluminium. Le Tableau G.1 présente la configuration de l'essai G590, ayant donné lieu à un endommagement de la première interface.

N° Tir	w électrode (mm)	Electrode haute Al6060 (mm)	Epaisseur échantillon (mm)	Electrode basse Al6060/PMMA (mm)	I <sub>max</sub> (MA)	P <sub>max</sub> (GPa)
G590	52	15	4,33	15,01 / 15	2,04	0,76

*Tableau G.1 – Configuration de l'essai GEPI G590*

La simulation numérique de l'essai G590 nous mène à la même conclusion que G626 quant à la rupture de la première interface pour une traction de 280 MPa (Figure G.1).



*Figure G.1 – Essai G590 : confrontation expérience/calcul*



## Résumé

Cette thèse apporte une contribution à la compréhension et à la modélisation de la réponse d'assemblages collés sous des sollicitations en dynamique rapide générant des vitesses de déformation comprises entre  $10^5 \text{ s}^{-1}$  et  $10^7 \text{ s}^{-1}$ . L'analyse présentée porte sur des assemblages aluminium/colle/aluminium. L'influence de la nature de la colle est étudiée par le biais de l'utilisation de deux types d'adhésifs : une résine époxyde et une résine silicone. Ces deux matériaux font l'objet d'une caractérisation expérimentale en régime dynamique et des approches de modélisation de leur réponse sous choc sont proposées. La réponse sous choc des assemblages collés est caractérisée à l'aide d'une grande diversité de moyens expérimentaux (laser, GEPI, lanceurs). L'influence de la durée de sollicitation et de la vitesse de déformation sur les seuils de rupture des empilements est ainsi investiguée sur une gamme de 3 ns à plus de 500 ns. Les essais laser permettent une récupération des échantillons pour des observations post-mortem. Le lien entre l'état final de l'empilement et la vitesse de face arrière mesurée est alors établi. Sur les essais d'impact de plaques et de compression isentropique, le couplage entre les mesures et la simulation numérique permet de mettre en évidence le caractère essentiellement adhésif des ruptures des empilements. La simulation numérique permet également de déterminer les seuils de rupture sur chacun des types d'essais et d'évaluer l'influence de la durée de sollicitation sur ces seuils. L'ensemble de ces résultats est destiné à être utilisé dans le cadre de l'optimisation d'un test d'adhérence par choc sur des assemblages millimétriques.

## Mots – clés

Choc (mécanique), Impact, Ondes de Choc, Contraintes (mécaniques), Polymères, Elastomères, Assemblages Collés, Endommagement – Mécanique de l' (milieux continus)

## **Analysis of the response of bonded assemblies under shock wave loading – Experiments and modelling**

### Abstract

Our work gives a contribution to the analysis of bonded assemblies' behaviour under high strain rates in a range from  $10^5 \text{ s}^{-1}$  to  $10^7 \text{ s}^{-1}$ . We investigate the response of assemblies of aluminium 6061T6 substrates bonded with an adhesive material. The influence of the adhesive materials' nature is studied by using two kind of glue: an epoxy resin and a silicon resin. The behaviours of these materials under shock wave loading are characterized and modelling approaches are proposed. The response of bonded assemblies under shock wave loading is characterized with several experimental techniques (lasers, GEPI, gas-guns). The influence of the pulse duration on the tensile strength of the structure is investigated on a range from 3 ns to 500 ns. Laser tests help us to make microscopic observation of samples after experiments. The link between damage and rear surface velocity is established. Comparisons of measures and numerical computations with plate impact or isentropic compression experiments show that the mode of failure is mainly adhesive. Over more, the numerical computations help us to determine the tensile stress threshold with each kind of experiments and to evaluate the pulse duration influence on this threshold. These results will be used for the optimization of a shock adhesion test.

### Keywords

Shock (mechanics), Impact, Shock Waves, Stresses (mechanics), Polymers, Elastomers, Bonded Assemblies, Damage