

**Thèse de doctorat**

Pour obtenir le grade de :  
**Docteur**

Discipline/ Spécialité : Mécanique des Matériaux

Présentée par :  
**Tristan Camalet**

soutenue le 28 septembre 2020

Caractérisation et modélisation du comportement  
dynamique des matériaux constituant  
une structure de protection céramique-composite

**THÈSE dirigée par :**

Mme BAHLOULI Nadia  
Mme ESPINOSA Christine

Pr. ICUBE - Université de Strasbourg  
Pr. ICA - Université fédérale Toulouse Midi-Pyrénées

**PRESIDENT :**

M. GRANDIDIER Jean-Claude

Pr. PPRIME – ISAE-ENSMA – Université de Poitiers

**RAPPORTEURS :**

M. ARRIGONI Michel  
M. LAURO Franck

Pr. ENSTA Bretagne  
Pr. LAMIH - Université de Valenciennes

**EXAMINATEURS :**

Mme DEMARTY Yaël  
M. FORQUIN Pascal

Dr. Institut franco-allemand de recherches de Saint-Louis (ISL)  
Pr. 3SR - Université de Grenoble

**INVITE :**

M VIVIEN Bernard

Ing. Direction Générale de l'Armement (DGA)



Je remercie la Direction Générale de l'Armement ainsi que l'Institut franco-allemand de recherche de Saint-Louis pour avoir financé ces travaux de thèse.

# Sommaire

INTRODUCTION .....	1
1. CHAPITRE 1 : ÉTAT DE L'ART .....	7
1.1 Les systèmes de protection balistique du combattant .....	9
1.2 Description des mécanismes mis en jeu lors de l'impact .....	19
1.3 La céramique en tant que protection balistique .....	25
1.4 Le composite en tant que protection balistique .....	47
1.5 Conclusion du chapitre .....	57
2. CHAPITRE 2 : ÉTUDE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DE LA CERAMIQUE .....	59
2.1 Description du matériau .....	61
2.2 Étude du comportement mécanique de l'oxyde d'aluminium .....	64
2.3 Modélisation du comportement mécanique de la céramique .....	86
2.4 Conclusion du chapitre .....	100
3. CHAPITRE 3 : ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU COMPOSITE .....	103
3.1 Description du matériau .....	105
3.2 Analyse du comportement à l'impact .....	109
3.3 Caractérisation du comportement quasi-statique d'un stratifié bidirectionnel .....	127
3.4 Modélisation du comportement mécanique du composite .....	137
3.5 Conclusion du chapitre .....	159
4. CHAPITRE 4 : ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU BLINDAGE DOUBLE DURETÉ .....	161
4.1 Essais balistiques sur blindage double dureté .....	163
4.2 Simulation des essais balistiques sur blindage double dureté .....	189
4.3 Conclusion du chapitre .....	196

CONCLUSION GENERALE .....	199
Bibliographie .....	204
Liste des Figures .....	210
Liste des Tableaux .....	217
Liste des acronymes .....	218
Annexe 1 : Mécanismes lésionnels.....	222
<b>1.1. Thorax</b> .....	<b>222</b>
<b>1.2. Types d'impacts</b> .....	<b>222</b>
<b>1.3. Échelles, critères et mécanismes lésionnels</b> .....	<b>223</b>
Annexe 2 : Caractérisation micromécanique de la céramique .....	225
<b>1.4. Types d'analyses de dureté</b> .....	<b>225</b>
<b>1.5. Mécanismes d'endommagement lors d'une indentation</b> .....	<b>228</b>
Annexe 3 : Méthode d'optimisation par analyse inverse.....	229

# INTRODUCTION

---

## Contexte de l'étude

De nos jours, l'un des principaux enjeux rencontrés dans le domaine de la défense est le développement de structures légères performantes pour la protection de personnel, plus spécifiquement dans le cadre de la protection de combattants. En effet, depuis toujours l'Homme a connu des conflits dans lesquels il a dû se protéger des menaces extérieures pour survivre. Les premières armures occidentales retrouvées datent de 500 ans avant J-C dans l'actuelle Grèce et étaient faites de bronze et de cuir. Elles avaient pour but de se protéger des armes tranchantes et assommantes dans des combats au corps à corps. Ces protections ont évolué au cours des siècles afin de s'adapter à l'évolution de l'armement.



Figure 0-1 : Cuirasse mycénienne datant de 500ans av J-C [1].

Aujourd'hui, les menaces auxquelles font face les soldats lors de conflits sont majoritairement de type balistique (munition d'arme à feu, shrapnel, ...). Les protections pour ce type de menaces sont des gilets pare-balles. Un gilet pare-balles est un équipement de protection balistique, destiné à protéger les organes vitaux de la cage thoracique contre les effets terminaux d'un projectile, en s'opposant à sa pénétration et en absorbant l'énergie délivrée par le projectile à l'impact.

Dans la recherche actuelle [2, 3], l'optimisation des matériaux constituant les gilets pare-balles s'oriente non plus uniquement sur des matériaux homogènes mais depuis quelques décennies vers des structures multi matériaux en associant habilement des matériaux aux propriétés et aux caractéristiques mécaniques différentes. L'idée est de coupler un matériau ayant une dureté élevée en face avant susceptible d'endommager le projectile, à un matériau « souple » en face arrière susceptible de dissiper l'énergie résiduelle et d'amortir les fragments du projectile et de la face avant. On appelle ce type de protection balistique un blindage double dureté (BDD) représenté Figure 0-2. La conception optimale d'une telle structure et la volonté de réduire sa masse, obligent la prise en compte des interactions dans les mécanismes de dégradation des couches et nécessitent la prise en compte des non-linéarités de réponse de chaque couche, et de leurs interactions.

La conception de protections balistiques s'appuie donc sur des compromis de dimensionnement entre l'objectif fonctionnel de la structure et les inconvénients inhérents aux choix des matériaux la composant (disponibilité, masse, ...). Par exemple, une épaisseur élevée du gilet pare-balles entraînera une meilleure protection du combattant mais en réduisant sa mobilité du fait de sa masse, tout comme l'augmentation de la surface corporelle protégée alourdira la protection balistique. En termes d'efficacité, une réduction des effets arrière nuisibles à l'utilisateur guidera le choix du matériau de la face arrière vers une solution plus rigide.

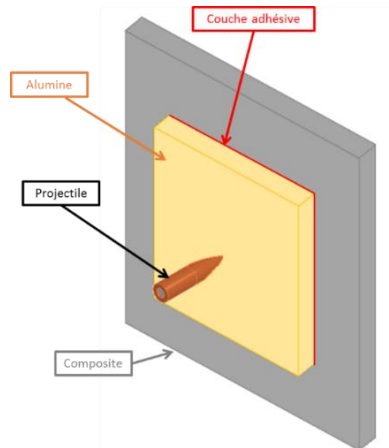


Figure 0-2 : Illustration d'un blindage double dureté

## Objectifs et démarche

Dans le cadre de cette thèse, nous nous intéressons à un système de protection double dureté composé d'une face avant en alumine et d'une couche support arrière en composite appelée « backing ».

La présente thèse, cofinancée par la DGA et l'Institut Franco-Allemand de Saint Louis est une étude en collaboration avec le laboratoire ICube de l'Université de Strasbourg, et l'Institut Clément Ader de l'Université de Toulouse. Cette collaboration entre les équipes de recherche permet d'aborder les questions relatives aux mécanismes d'endommagement à différentes échelles des deux matériaux choisis, une céramique de type oxyde d'aluminium et un stratifié composite de type thermoplastique, sous des charges hydrodynamiques transitoires rapides de type impact balistique. Cette thèse s'appuie sur les compétences acquises par les partenaires dans les études antérieures qu'ils ont pu mener. L'accès limité aux études confidentielles de la DGA nous a menés à concevoir des montages spécifiques pour réaliser certaines campagnes d'essais nécessaires à l'identification des paramètres des modèles, et à développer des programmes utilisateurs pour réaliser les simulations numériques.

**Dans cette thèse, le principal objectif est le développement d'un outil et de modèles de simulation numérique (utilisant Abaqus® / Explicit) permettant d'évaluer d'une manière prédictive la réponse mécanique dynamique d'une structure multicouche céramique / composite soumise à l'impact balistique d'une munition perforante de calibre 7,62 x 51 mm AP P80 (Armor Piercing).**

Dans un premier temps, nous proposerons d'identifier et de caractériser expérimentalement le comportement des deux éléments principaux de la protection : la céramique, et le backing en composite puis l'assemblage du système bicouche pour des chargements dynamiques rapides caractéristiques du domaine balistique. L'interface collée céramique/composite ne sera pas étudiée dans ce travail. Le but étant de modéliser le comportement mécanique précédemment identifié, une analyse de la littérature sera réalisée avec pour objectif de proposer des modèles de comportement pour chaque matériau, susceptibles de reproduire les comportements observés lors des essais balistiques, qui s'inscrivent dans la continuité des études menées par la DGA. Cette analyse bibliographique mettra en évidence une limite des modèles existants pour notre application balistique, compte tenu des très fortes vitesses de déformations et des hautes pressions de confinement en jeu. Nous proposerons donc ensuite des évolutions de ces modèles que nous développerons sous la forme de lois de comportement utilisateurs pour le code de calcul ABAQUS® / Explicit qui a été choisi conjointement par la DGA et l'ISL.

Des campagnes de simulations numériques seront réalisées afin de décrire les comportements élémentaires de chaque couche, observés lors des essais de caractérisation. D'autres essais, parmi les essais réalisés, seront dédiés à la validation des modèles. Pour réaliser les calculs de développement et de validation, nous avons eu accès aux calculateurs de l'ISL, de l'ISAE, et du Centre de Calcul de Midi-Pyrénées CALMIP (10.000 h).

Finalement, un modèle numérique permettant d'évaluer la réponse mécanique dynamique d'une structure multicouche céramique / composite soumise à l'impact d'une munition perforante de calibre 7,62x51 mm AP P80 (Armor Piercing) sera développé. Deux vitesses d'impact seront choisies pour évaluer les performances de l'outil de simulation intégrant les deux modèles de comportement sur une situation d'impact perforant et une situation d'impact non perforant. Le modèle de comportement de la céramique sera enrichi et adjoint à l'utilisation d'éléments SPH afin de représenter la création de fissures, et d'autoriser la génération de fragments. Les résultats des simulations seront comparés aux résultats d'essais afin d'évaluer la capacité du modèle à reproduire et de prédire les phénomènes significatifs de manière fiable et robuste. L'outil ainsi développé sera analysé au regard de ses capacités à reproduire les mécanismes d'endommagement qui se produisent lors d'un impact balistique, et ainsi à évaluer la performance d'une protection balistique double dureté pour différentes configurations d'impact et différentes conceptions de structures bicouches en vue d'un pré dimensionnement des futurs systèmes.

## Organisation du mémoire

Ce manuscrit se divise en quatre chapitres.

Le **premier chapitre** est dédié à l'analyse de l'état de l'art. Il a pour but d'introduire les notions élémentaires des besoins de conception d'une structure légère de protection balistique. Il propose une analyse bibliographique portant sur l'évolution des solutions de protection et des matériaux utilisés avec l'évolution de la menace, ainsi que des moyens d'évaluation de la performance des protections. Cette partie se conclue par une synthèse des paramètres importants de performance pris en compte pour la conception de ces structures et qui conduit aux formes bicouches actuelles. Nous analysons ensuite dans la littérature les caractéristiques essentielles des différents matériaux composant ces protections double-dureté pour une application balistique, à partir de la description des mécanismes élémentaires mis en jeu lors d'un impact dans chaque couche. La démarche finalement retenue pour cette thèse est présentée en synthèse de cette analyse.



Le **chapitre 2** se concentre sur l'étude du comportement mécanique de la céramique. Une première phase d'essais de caractérisation mécanique est menée. Les résultats obtenus permettent d'identifier les paramètres élémentaires du modèle de comportement choisi. Ce dernier est implémenté dans une routine codée en fortran afin de pouvoir simuler les essais réalisés et valider les paramètres identifiés. Une attention particulière est portée à la représentation de la réponse aux fortes sollicitations de compression, en termes de niveau et de vitesse de sollicitation.

Le **chapitre 3** est consacré à l'étude du comportement du composite stratifié. Une analyse du matériau et du mode de fabrication est conduite afin de déterminer les hypothèses simplificatrices qui peuvent être faites quant à la modélisation de cette structure composite complexe. Une campagne d'essais d'impacts est menée afin d'étudier la réponse mécanique dynamique du matériau et d'observer les mécanismes d'endommagement mis en jeu. À partir de ces résultats et observations, un modèle est identifié et implémenté dans une routine codée en fortran. Les caractéristiques mécaniques et les paramètres du modèle sont identifiés par une analyse inverse. Enfin, une comparaison entre les valeurs expérimentales et numériques, obtenues pour les différentes configurations d'essais est proposée.

Le **dernier chapitre** s'intéresse aux campagnes d'essais balistiques sur les structures complètes double dureté. Ce chapitre présente l'influence de l'épaisseur des différents composants sur les mécanismes d'endommagement et notamment sur la contribution du backing composite. La simulation de ces essais est présentée et la robustesse du modèle est analysée relativement à la performance de protection.

Le mémoire se termine par une **conclusion** qui synthétise la démarche générale et reprend les principaux éléments développés et analysés.

# CHAPITRE 1 : ÉTAT DE L'ART

---

<b>1.1</b>	<b>Les systèmes de protection balistique du combattant .....</b>	<b>9</b>
1.1.1	Évaluation des protections balistiques et normes associées .....	9
1.1.1.1.	Critères lésionnels.....	9
1.1.1.2	Niveaux NIJ de protection balistique .....	10
1.1.1.3	Substituts au thorax.....	11
1.1.2.	Les matériaux utilisés.....	13
1.1.2.1.	Pare-éclats composite .....	14
1.1.2.2.	Céramique.....	17
1.1.3	Les structures double dureté.....	18
<b>1.2.</b>	<b>Description des mécanismes mis en jeu lors de l'impact.....</b>	<b>19</b>
1.2.1.	Description phénoménologique de la pénétration d'une protection double dureté .....	19
1.2.2.	Mécanismes mis en jeu.....	23
<b>1.3.</b>	<b>La céramique en tant que protection balistique .....</b>	<b>25</b>
1.3.1.	Caractérisation expérimentale du matériau intact.....	25
1.3.1.1.	Détermination probabiliste de la rupture de matériau fragile .....	25
1.3.1.2.	Caractérisation dynamique de matériau fragile.....	29
1.3.2.	Caractérisation expérimentale d'une céramique fragmentée.....	40
1.3.3.	Modélisation du comportement (intact et fragmenté) .....	41
1.3.4.	Céramique : Synthèse .....	47
<b>1.4.</b>	<b>Le composite en tant que protection balistique .....</b>	<b>47</b>
1.4.1.	Caractérisation expérimentale .....	47
1.4.2.	Modélisation du comportement .....	50
1.4.2.1.	Modélisation du comportement élastique .....	50
1.4.2.2.	Modélisation simple de la rupture .....	51
1.4.2.3.	Mécanique des dommages continue (CDM).....	52
1.4.2.4.	Modèle de Matzenmiller-Lubliner-Taylor (MLT) .....	54
1.4.3.	Synthèse, besoins et choix du modèle composite.....	56
<b>1.5.</b>	<b>Conclusion du chapitre .....</b>	<b>57</b>



Cette étude bibliographique est décomposée en quatre parties afin de présenter les éléments nécessaires à la compréhension de ces travaux de thèse. Nous commencerons par présenter les solutions de protections balistiques existantes de nos jours. Nous exposerons les caractéristiques qui définissent l'efficacité d'un gilet pare-balle et les normes qui englobent les essais balistiques. Une partie sera dédiée à la balistique lésionnelle ainsi que sur les critères et mécanismes lésionnels rencontrés lors de chocs dynamiques localisés.

Dans un second temps, une revue bibliographique des mécanismes d'arrêt d'un projectile par une structure double dureté sera réalisée. La succession des sollicitations imposées à la structure et des phénomènes existants sera également présentée. Nous terminerons par l'étude des solutions existantes pour la modélisation d'un blindage double dureté complet.

Les deux dernières parties seront consacrées aux méthodes de caractérisation du comportement mécanique des matériaux. La partie 3 de ce chapitre s'intéresse au comportement mécanique de la face avant du blindage double dureté (BDD). Le matériau qui la compose est la céramique. Nous aborderons les différents essais capables de caractériser la céramique pour chaque sollicitation que le matériau peut rencontrer lors d'un impact balistique. Nous étudierons ensuite quelques lois existantes pour la représentation du comportement d'une céramique. La caractérisation et la représentation d'un matériau granulaire et les différentes approches possibles pour modéliser son comportement mécanique seront discutés pour clore cette partie.

En ce qui concerne la face arrière du système de protection étudié, nous débuterons par le comportement mécanique du composite stratifié. Bien que de nombreux essais permettant la caractérisation d'un composite soient communs aux métaux (traction, compression, flexion, ...) et ne nécessitent pas un rappel détaillé, il existe des essais spécifiques à ce type de composite qui méritent que l'on s'attarde dessus. Nous concluons ce chapitre par le choix de la loi de comportement parmi les différents types de modèles existants pour modéliser la réponse balistique de ce type de stratifié.

## 1.1 Les systèmes de protection balistique du combattant

### 1.1.1 Évaluation des protections balistiques et normes associées

#### 1.1.1.1 Critères lésionnels

Les protections sont dimensionnées pour prévenir les lésions provoquées par des sollicitations balistiques, et lutter contre les mécanismes qui génèrent ces lésions. Ces aspects sont traités par la balistique lésionnelle. La balistique lésionnelle est fondée sur l'étude de l'interaction projectile/tissus vivants (IPV). De nombreux critères ont pu être définis en accidentologie automobile et en balistique lésionnelle, pour lesquels une analyse détaillée est proposée en Annexe 1.

Un des critères fréquemment rencontrés dans la littérature, le Viscous Criterion ( $VC_{max}$ ), correspond au produit du taux de compression thoracique par la vitesse de compression. La vitesse et les enfoncements maximums sont des données cruciales qu'il est ainsi nécessaire de quantifier. Le taux de compression est obtenu en divisant le déplacement de la paroi thoracique par l'épaisseur du thorax. La valeur maximale du Viscous Criterion  $VC_{max}$  est obtenue à partir de l'équation ci-dessous.

$$VC_{max} = \max \left( \frac{C(t)}{ET_0} \cdot V(t) \right) \quad \text{Eq. 1-1}$$

$C(t)$  et  $V(t)$  représentent respectivement les évolutions temporelles du déplacement de la paroi thoracique en m et sa vitesse en  $m \cdot s^{-1}$ .  $C_0$  est l'épaisseur du thorax, estimée à 0,236 m pour le 50ème percentile masculin [4]. VC tient compte de la vitesse à laquelle le thorax se déforme. Cette considération est essentielle pour l'application de ce critère dans le domaine balistique dans la mesure où ce paramètre influe fortement sur les lésions infligées aux combattants. La Figure 1-1 décrit les tendances des composantes intervenant dans le calcul du *Viscous criterion*.

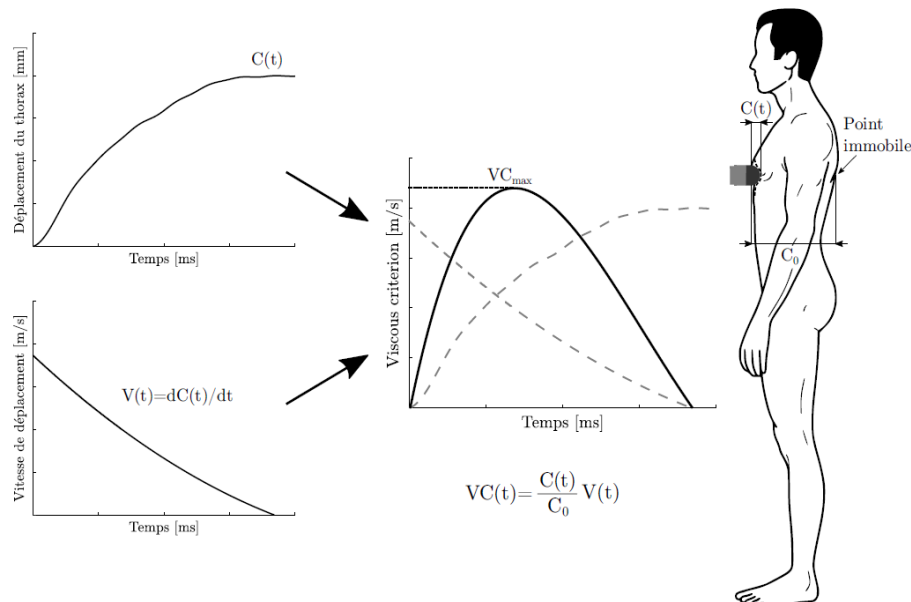


Figure 1-1 : Description des mécanismes intervenant dans le calcul du *Viscous criterion* [5].

Seul le Viscous criterion est utilisé en balistique non pénétrante. En effet, il considère la vitesse de déformation de la paroi corporelle ainsi que la vitesse à laquelle la paroi thoracique s'enfoncé. D'autres critères seront présentés dans l'annexe 1.

### 1.1.1.2 Niveaux NIJ de protection balistique

L'objet de cette partie consiste à présenter la norme qui permet de définir les prescriptions de performances minimales et les méthodes d'essai pour évaluer la résistance balistique des gilets pare-balles individuels destinés à protéger le torse contre les coups de feu. Nous nous concentrerons sur la norme NIJ 0101.06, plus précisément sur la révision générale d'août 2005. Cette norme clarifie les critères d'acceptation, les munitions d'essais, les procédures, et autres points intervenant dans la normalisation de protections balistiques personnelles. Le domaine d'application de cette norme est limité à la résistance balistique seulement ; la norme ne couvre pas les menaces provenant d'armes blanches, qui constituent des types différents de menace.

La menace balistique constituée par une balle dépend, entre autres, de sa composition, de sa forme, de son calibre, de sa masse, de l'angle d'incidence et de la vitesse d'impact. En raison de la grande variété de cartouches disponibles dans un calibre donné, les protections qui supporteront un tir d'essai standard peuvent ne pas supporter d'autres charges dans le même calibre.

L'Institut National de la Justice Américain (NIJ) a commencé à tester et à déterminer les critères de résistance aux balles et aux coups de couteau pour les gilets pare-balles au milieu des années 1970. La norme établie par le NIJ est aujourd'hui largement connue et acceptée par les services de police du monde entier. Ainsi, la norme NIJ fournit le niveau de performance pour la plupart des gilets résistants aux balles.

Les niveaux de protection :

- **Niveau I** (>300joules) : premières générations de matériaux pare-balles en fibres qui peuvent arrêter des projectiles de calibre .22 & du calibre .38 à faible vitesse ; ce niveau de protection est devenu désuet.
- **Niveau IIA** (>700joules) : arrête la plupart des munitions d'armes de poing (.357 Magnum, 9mm, etc.) à faible vitesse.
- **Niveau II** (>800joules) : munitions à vitesse intermédiaire tirées par des armes de poing (canon de 6 pouces maximum).
- **Niveau IIIA** (>1300joules) : arrête les calibres d'armes de poing jusqu'au 44 magnum balle plomb, certains projectiles multiples (chevrotines cal 12) et les rafales de pistolets mitrailleurs.
- **Niveau IIIA+** : correspond à l'arrivée en Europe de munitions soviétiques à hautes performances tirées par des armes sub-compactes (taille Walther PPK) conçues pour perforer les gilets IIIA classiques en dotation en occident.
- **Niveau III** (>3400joules) : conjonction de plaques souples IIIA et de plaques en céramique et composites, permet d'arrêter les munitions de fusil d'assaut standards et premier niveau d'armes de longues portées.
- **Niveau IV** (>4000joules) : niveau maximal de protection, conjonction de plaques souples IIIA avec des plaques de protection dures en céramique et feuilleté de matériaux composites contre les munitions perforantes et à très haute vitesse (réservé aux professionnels) [1].

Cette norme précise pour les différents types de munitions, une vitesse d'impact initiale et le nombre d'impacts que la protection doit soutenir. Cependant le critère lésionnel précisé dans cette norme consiste en une profondeur de pénétration maximum dans le support sur lequel repose le gilet par balle. Quel que soit la catégorie de la protection, cette limite de déflexion de la face arrière est de 44 mm dans un support de type plastiline Roma Plastilina® nr. 1.

Nous allons voir dans ce qui suit que la déflexion du gilet pare-balles n'est pas la seule composante à prendre en compte lors d'un impact. La vitesse à laquelle la face arrière fléchit est également une composante primordiale. Afin de tenir compte de la réponse du thorax du combattant lors de l'impact, différents matériaux de substitution sont utilisés dans les essais balistiques.

#### 1.1.1.3 Substituts au thorax

##### **La plastiline**

Dans le cadre de la normalisation des protections balistiques, la norme du *National Institute of Justice* (NIJ Standard No. 0101.04) [6] présentée précédemment précise le support sur lequel le système de protection doit s'appuyer. Dans cette norme, le matériau préconisé pour la certification des gilets de protection est la plastiline (*Roma Plastilina No. 1*). Le critère de validité repose sur la mesure de la déformation résiduelle sur la plastiline. En effet, la déformation arrière du gilet, après un retour élastique plus ou moins important, laisse une empreinte dont les dimensions sont mesurables.



Figure 1-2 : Empreintes moulées dans la plastiline® des déformations arrières après impacts d'une balle de 7,62 NATO sur plaque de polyéthylène 23 kg.m-2 (3300 J) [7]

Cette norme impose une déformation maximale de 44 mm [6]. Au-delà, le gilet pare-balles est jugé inutilisable. La Figure 1-2 illustre des empreintes dans la plastiline provoquées par des déformations arrière de gilets pare-balles. Ce matériau est employé dans de nombreuses études portées sur les performances des gilets de protection [8, 9, 10]. Elle est utilisée du fait de la simplicité du protocole expérimental. Cependant, il est à noter que les caractéristiques mécaniques de la plastiline ne correspondent pas à celles des tissus humains [11]. De plus, le matériau étant opaque, aucune mesure de la déformation dynamique ne peut être effectuée. C'est pourquoi, afin d'avoir une meilleure compréhension des effets arrière nommés « Behind Armor Blunt Trauma », de nouveaux matériaux ont été développés.

### La gélatine balistique

La gélatine balistique est connue pour son emploi en tant que substitut des tissus mous du corps humain [12]. Ces dernières années, quelques études se sont penchées sur les impacts balistiques non pénétrants par le biais de la gélatine [13, 14]. Les cavités temporaires ou encore les déformations dynamiques arrières créées lors de la propagation de l'onde de choc et la déformation de la protection balistique sont examinées à l'aide d'imagerie rapide. La transparence du matériau et ses propriétés mécaniques simulant celles des tissus humains en font une cible pertinente pour analyser les impacts balistiques.

Bien que l'utilisation de ce matériau puisse apporter des mesures du phénomène produit lors d'un impact, il ne reste à ce jour qu'un moyen de comparaison dans l'évaluation des gilets pare-balles. En effet, un essai d'impact sur la gélatine ne permet pas de mener directement à un risque lésionnel. Il est important de souligner que la gélatine balistique présente des inconvénients notables rendant son utilisation complexe. En effet, elle admet une dépendance à la température, au vieillissement ainsi qu'à l'humidité [15].

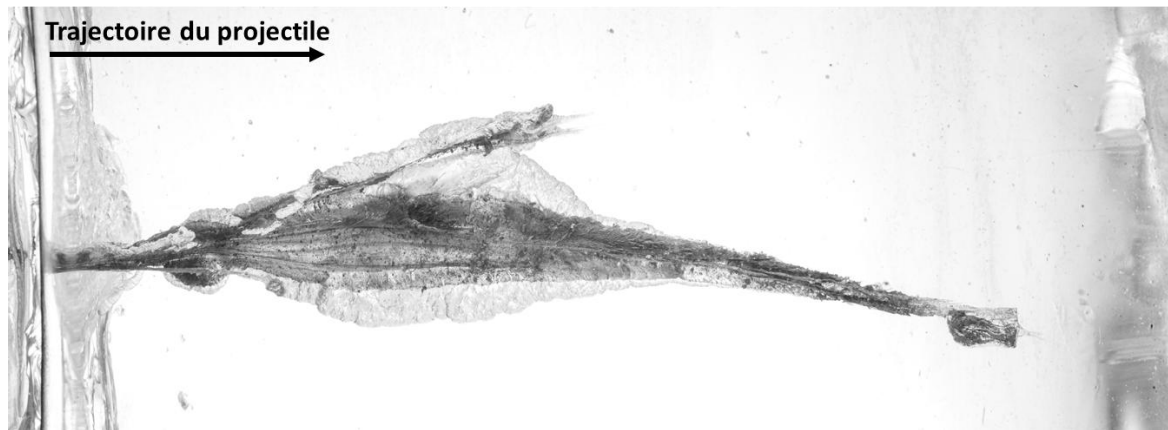


Figure 1-3 : Trajectoire après impacts d'une balle de 7,62 NATO sur un blindage double dureté (3300 J).

La modélisation de matériaux mous dans un contexte balistique, comme la gélatine, nécessite des essais de caractérisation mécanique couvrant une large gamme de vitesses de déformation. L'isotropie de ce type de matériau réduit l'étude expérimentale par l'unique besoin d'essais uni axiaux.

Pour se placer au plus près des conditions réelles d'utilisation de ces systèmes, nous avons utilisé ce type de matériau. Suivant les normes, la gélatine est composée de 10 à 20% de poudre de gélatine et d'eau. Le matériau est transparent et possède des propriétés mécaniques proches de celles des tissus humains. L'étude de ce type de matériau ne constitue pas l'objet de cette thèse mais de plus amples détails peuvent être trouvés dans la littérature [16, 17].

### 1.1.2. Les matériaux utilisés

Pour faire face aux menaces balistiques, les matériaux composant un gilet pare-balles peuvent être divisés en deux catégories selon la manière dont ils convertissent l'énergie du projectile : « perturbateurs » ou « absorbateurs » [18]. L'évolution des solutions de protection a consisté à choisir de manière optimale des assemblages de matériaux pour répondre à ces deux exigences.

Les composants perturbateurs ont tendance à être fabriqués à partir de matériaux à haute résistance, tels que des aciers à haute résistance ou de céramiques. L'intérêt de cette haute résistance est d'émousser le projectile ou de l'éroder rapidement voire de le fragmenter. Un matériau dur a tendance à disperser les fragments de manière radiale et, par conséquent, l'énergie cinétique du projectile est déviée et dispersée dans les fragments. Certains matériaux perturbateurs à surface dure, tels que les céramiques ou les verres, sont susceptibles de se fracturer de manière fragile. Il est donc nécessaire de les contenir de manière à ce que les fragments restent en place après perforation afin de maintenir une fonction de protection même si amoindrie.

Un composant absorbateur, quant à lui, absorbe l'énergie cinétique du projectile ou de ses fragments par le biais de déformations plastiques ou viscoplastiques. Il peut être composé d'acier [19], d'aluminium [20] ou bien en composite [21, 22]. Ces composites sont le plus fréquemment constitués de fibres d'aramides, de polyéthylène ou de verre [23]. Dans le cas d'utilisation de matériaux au comportement viscoplastique, l'énergie cinétique est convertie en une forme d'énergie inférieure telle que la chaleur.



### 1.1.2.1. Pare-éclats composite

Les matériaux utilisés dans les composants absorbeurs, consistent en des couches multiples de matière textile composées de fibres à hautes résistances mécaniques. Les structures fibreuses dont ces textiles sont constitués, font leur apparition dans les premiers gilets pare-balles inventés par Casimir Zeglen à la fin du 19<sup>ème</sup> siècle avec l'utilisation de la soie [24]. Ces protections étaient efficaces contre des revolvers à poudre noire dont l'énergie d'impact représentait à l'époque environ 255 J. De nos jours, l'énergie cinétique des projectiles est bien supérieure : 3300 J pour une cartouche de 7,62 x 51 mm P80 [25]. L'amélioration de l'armement force alors le progrès des structures de protections balistiques. Jusque dans les années 1950, les équipements de protection souples sont principalement constitués de coton, d'un mélange de fibres de verre et de plastique appelé « Doron ». Dans les années 1950, les fibres de nylon, créées par la société DuPont de Nemours en 1935, sont utilisées dans les gilets pare-balles avec le modèle T52-1 (Figure 1-4) durant la guerre de Corée. En Algérie, les pilotes français d'avion d'appui T6 recevront le même type d'équipement.



Figure 1-4 : Gilet T52-1 entièrement composé de toiles de nylon tressées datant de la guerre de Corée [26].

Avant les années 1970, l'importante masse et la faible praticité des solutions existantes ont limité leur diffusion. Le Kevlar est découvert en 1965. Reconnu pour son excellente capacité d'arrêt de projectile, ce matériau léger composé de fibres d'aramide a révolutionné le domaine de la protection balistique contre les menaces de petits et moyens calibres. Par la suite la recherche s'est développée et d'autres matériaux de faible masse volumique et de grande résistance à la pénétration ont été découverts.

Depuis 1970, plusieurs nouvelles fibres et méthodes de fabrication des gilets pare-balles ont fait leur apparition, en parallèle au Kevlar. On distingue deux grandes familles de fibres dans la fabrication des gilets pare-balles modernes. Premièrement, les para-aramides (Poly-para-phénylène téréphtalamide) qui regroupent principalement le Kevlar®, le Twaron® et le GoldFlex®. Le Twaron® et le Kevlar® sont des matériaux similaires au niveau des performances. Le second type de fibre comprend les fibres polyéthylène à haute résistance comme le Spectra®, le Dyneema® et le Zylon®. Ces fibres élémentaires peuvent également être enrobées dans une résine. En 1975, apparaissent les premiers gilets pare-balles composés de fibres Kevlar® : les gilets K-15. Peu de temps après, dans les années 1980, arrivent les gilets PASGT-V (Personnel Armor System for Ground Troops Vest) (Figure 1-5). Ces gilets remplacent alors les versions améliorées des gilets en nylon des années 1960.



Figure 1-5 : Gilet de protection “Interceptor Multi-Threat Body Armor”, standard de l’armée américaine [27].

Jusqu' à la première guerre du Golfe, en 1991, les équipements de protection en dotation ne protègent pas contre les tirs directs d’arme d’infanterie (calibres 5,56 mm et 7,62 mm) mais uniquement contre des tirs d’armes légères et les éclats. Depuis les années 2000, le nouvel Interceptor Multi-Threat Body Armor System est le standard de l’armée américaine. Le gilet Interceptor, à base de Kevlar, offre une protection contre les shrapnels, les tirs automatiques de 9 mm ou de calibre inférieur. Ces fibres présentent d’excellentes propriétés mécaniques, telles qu’une forte ténacité et une forte rigidité, tout en conservant une faible masse volumique (ex :  $\rho_{\text{para-aramide}}=1,440 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$ ). Leur utilisation a permis de réduire fortement la masse des équipements de protection personnelle tout en apportant une meilleure performance balistique [28].

Tous les exemples de fibres présentés ci-dessus suffisent à arrêter des projectiles de faible énergie et sont considérés comme des gilets souples. L’utilisation de fibres a orienté la recherche sur les propriétés optimales conférées au gilet à partir de la propriété des fibres élémentaires.

La Figure 1-6 représente la résistance à la traction quasi-statique et le module de Young de nombreux matériaux. Cependant, le graphique des propriétés des matériaux ne traite pas du rôle de la masse volumique des fibres, qui est critique dans certaines applications, ni de l’influence de la déformation à la rupture, qui régit le travail mécanique qui peut être stocké.

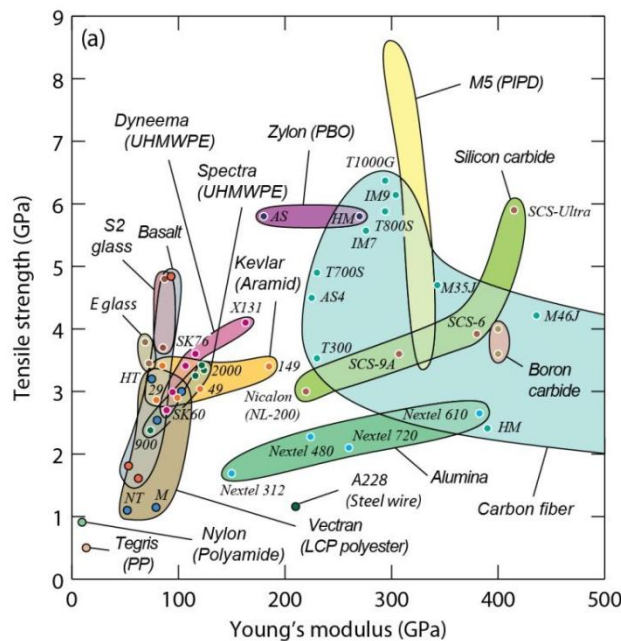


Figure 1-6 : Résistance en traction en fonction du module de Young pour différents matériaux [29].

Cunniff [30] a développé une formule pour comparer les propriétés balistiques des fibres. Cunniff avance que la limite balistique d'une fibre et des pare-éclats correspondants, augmente linéairement via un paramètre appelé indice de Cunniff,  $c^*$ , de dimensions  $[m] [s]^{-1}$ . La limite balistique est définie comme la vitesse d'impact minimale pour perforer complètement une cible. Pour les fibres ayant un comportement élastique linéaire, l'indice peut être exprimé par :

$$c^* = \left( \frac{\sigma_f \cdot \varepsilon_f}{2 \cdot \rho} \cdot \left( \frac{E}{\rho} \right)^{\frac{1}{2}} \right)^{\frac{1}{3}} \quad \text{Eq. 1-2}$$

Où  $\sigma_f$  est la contrainte à rupture,  $\varepsilon_f$  la déformation à rupture, E le module de Young en traction et  $\rho$  la masse volumique de la fibre.

L'indice est reporté sur le graphe qui donne l'énergie d'absorption spécifique de différentes fibres en fonction de la vitesse d'onde longitudinale  $C_L$  (Figure 1-7). Les matériaux dont l'indice est le plus grand sont considérés comme les plus performants. Les fibres SK76 Dyneema® (fibre UHMWPE) sont d'après l'indice de Cunniff, un des matériaux à la limite balistiques la plus élevée. Les fibres UHMWPE sont donc un choix judicieux dans la composition d'un blindage double dureté.

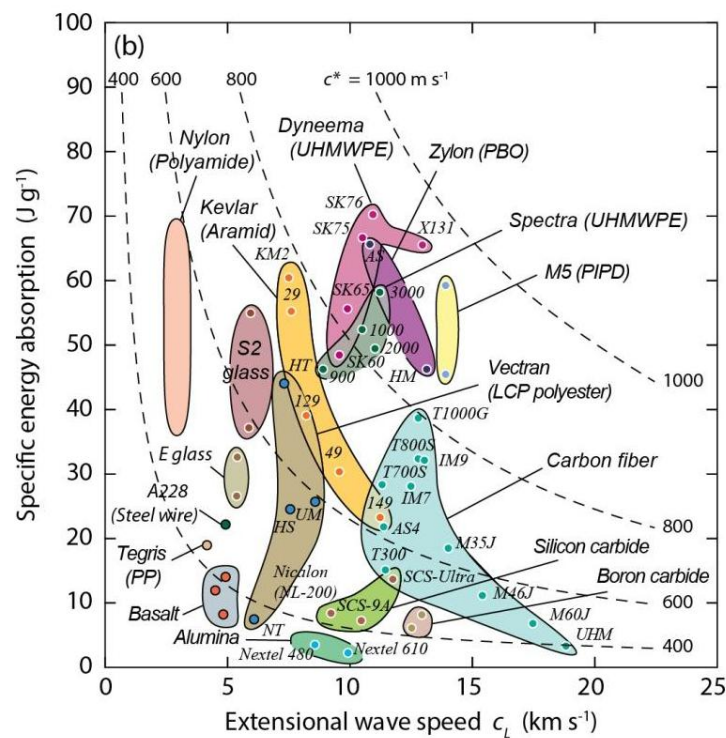


Figure 1-7 : Énergie spécifique d'absorption en fonction de la vitesse de propagation d'onde longitudinale pour différents matériaux [29].

Ces fibres sont présentes dans les gilets pare-balle sous deux formes qui sont les stratifiés et les tissés. Les structures stratifiées correspondent à la superposition de plusieurs couches de fils accolés les uns aux autres sans enchevêtrement appelées « Unidirectionnels » (UD) avec une variation de l'angle d'orientation des fils entre deux couches allant de  $0^\circ$  à  $90^\circ$ .

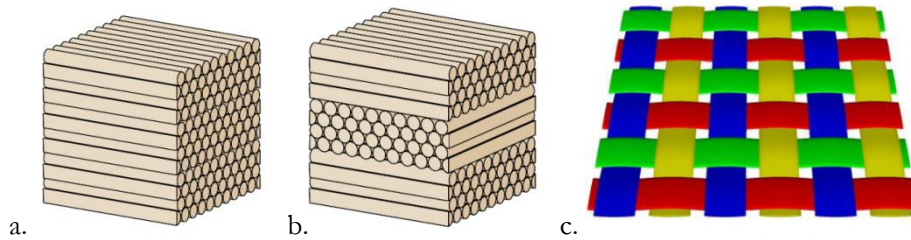


Figure 1-8 : Illustration (a) d'un composite UD, (b) d'un stratifié  $[0/90^\circ]^n$ , et (c) d'un tissé de type taffetas [31].

L'imprégnation par une résine ou encore l'enduction d'un empilement de structures stratifiées apportent une bonne cohésion entre les fils et ses différentes couches superposées. Ces structures sont présentes sous forme rigide ou souple suivant leur épaisseur [32]. Nous étudions dans cette thèse un composite stratifié  $[0/90]^\text{n}$  composé de fibre UHMWPE et d'une résine en polyuréthane.

### 1.1.2.2. Céramique

Du fait de l'augmentation des menaces rencontrées sur les différents théâtres d'opération, et afin de conserver une bonne mobilité, les céramiques ont fait leur apparition comme matériau de blindage, avec une fonction perturbatrice, en complément d'une sous-couche ayant la fonction d'absorbeur.

C'est au cours des années 1960, que les blindages multi matériaux firent leurs apparitions. En plus d'être résistantes à l'oxydation, non magnétique, et chimiquement stable, les céramiques techniques sont peu denses. Du fait que la technique de production est maîtrisée, le coût des céramiques techniques est acceptable. En effet, des plaques rigides en céramique peuvent être ajoutées pour stopper des projectiles d'armes de guerre (ex : 7,62 x 51 mm OTAN) à très haute énergie (environ 3 kJ) [33].



Figure 1-9 : Illustration de gilet de protection configuré pour des inserts céramiques [34].

Les céramiques les plus fréquemment utilisées sont le carbure de bore ( $B_4C$ ) [35], le carbure de silicium ( $SiC$ ) [36], le diborure de titane ( $TiB_2$ ) [37, 38], le nitrure d'aluminium ( $AlN$ ) [39] et l'alumine ( $Al_2O_3$ ) [18, 22].

La hiérarchie des différentes céramiques dans le domaine de la protection balistique n'est pas clairement définie puisqu'elle dépend de la menace. Le carbure de bore ou  $B_4C$  présente les meilleures caractéristiques mécaniques et la plus faible masse volumique parmi les différentes céramiques techniques. Devant la menace étudiée pour cette thèse, une munition de 7,62 mm dont le noyau est en acier, le carbure de bore est le plus

performant vis-à-vis du critère massique comparé au carbure de silicium et à l'alumine [38, 40]. Cependant son coût est plus élevé. Pour des munitions à cœur en carbure de tungstène, le SiC est cette fois plus efficace et pour les petits calibres, le diborure de titane se révèle le meilleur choix [41].

De nombreuses études ont montré que de nombreux paramètres jouent un rôle important sur la performance d'un blindage double dureté.

- La dureté de la céramique [40]
- Sa résistance à la traction [41]
- Son module de Young [42]
- Sa résistance à la compression [43]
- Sa masse volumique [37]

Un compromis en termes de coût / performance est trouvé dans le choix de l'alumine au vu de la menace en jeu.

### 1.1.3 Les structures double dureté

Dans un blindage double dureté (BDD) les différents composants (Figure 1-10) ont chacun un rôle propre et se complètent pour obtenir un pouvoir d'arrêt supérieur comparativement à un blindage monocouche de mêmes dimensions. Les critères de performance pour un système de protection personnelle sont par ordre d'importance :

- Le **pouvoir d'arrêt** du **projectile**.
- Le pouvoir d'arrêt des **ondes de choc**.
- La **limitation de la déflexion** de la face arrière à un seuil admissible.
- La **plus faible masse** du système.
- Le **coût** d'approvisionnement et de mise en œuvre.

Les paramètres connus les plus importants agissant sur ces performances sont : l'épaisseur relative de chaque composant [44], l'épaisseur de la couche adhésive [45] ainsi que les conditions aux limites. En effet pour protéger une grande surface, une multitude de carreaux de dimensions réduites est utilisée [46]. Ces dimensions sont choisies d'une part pour une raison de fabricabilité, et d'autre part pour la performance du blindage. En effet, la réalisation de grands carreaux n'est pas possible en raison du procédé de fabrication. De plus, lorsqu'un carreau est impacté, les faibles dimensions des plaques de céramiques limitent la propagation de fissures et donc l'endommagement à ce seul carreau. La résistance du blindage à des impacts multiples successifs est donc préservée.

Le confinement latéral de chaque carreau imposé par les carreaux de céramique voisins influe également sur le comportement mécanique de la céramique impactée [47] et sur la performance balistique du BDD [43], mais de manière minime. Lors d'un impact, des fragments de céramique sont éjectés vers l'avant du blindage [48]. L'utilisation d'une plaque de « recouvrement », située devant la face avant du blindage, permet d'éviter l'éjection de ces fragments, ce qui a pour résultat d'accroître la résistance globale du système de protection, et ainsi d'améliorer la performance balistique [49].

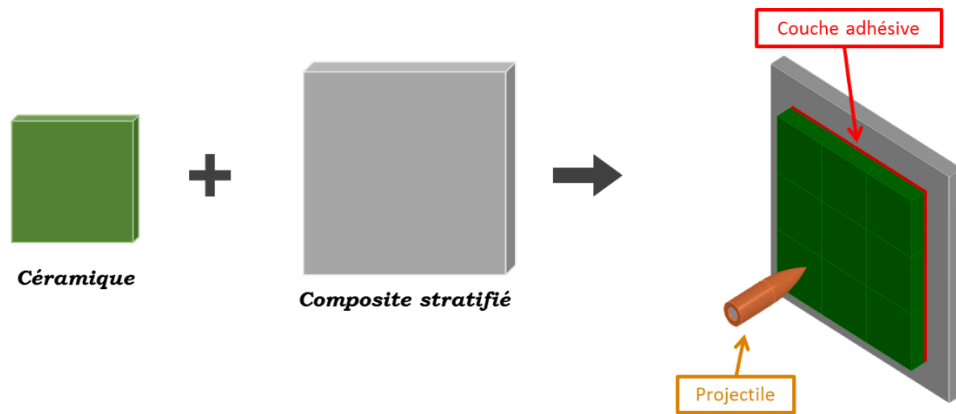


Figure 1-10 Composition d'un système de protection double dureté.

Certaines protections personnelles ne contiennent que la couche absorbante, appelée alors gilet pare-éclats. Pour assurer la performance de ces blindages monocouche pour des petits calibres, il s'avérait nécessaire d'augmenter considérablement l'épaisseur de matière au détriment de la masse totale du système [45]. Le concept d'assemblage céramique/composite (Figure 1-10) tend à remplacer ces monocouches.

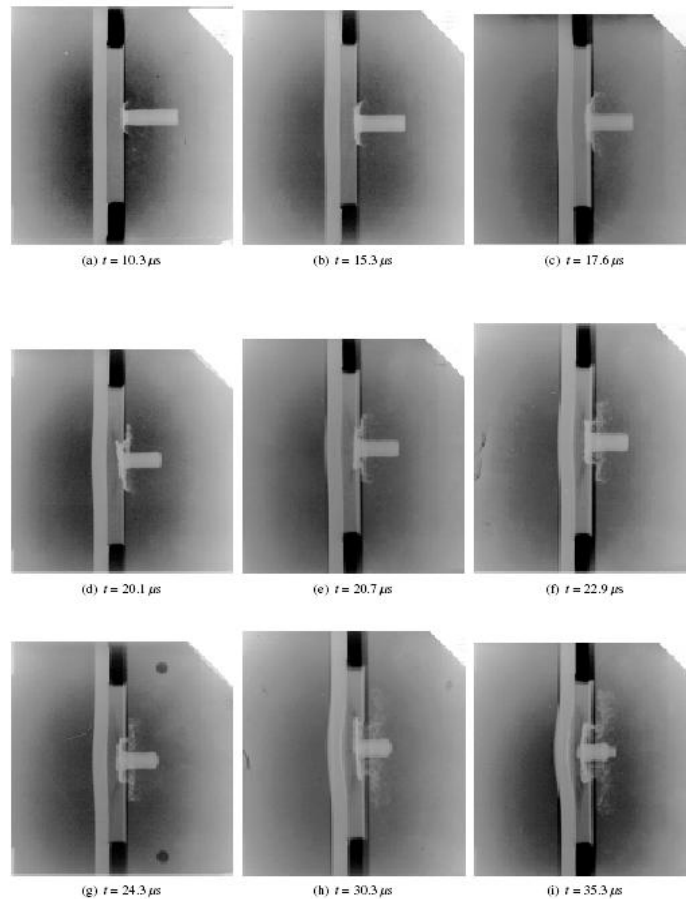
## 1.2. Description des mécanismes mis en jeu lors de l'impact

Afin de modéliser au mieux le comportement dynamique à l'impact des matériaux composant un blindage double dureté, il est nécessaire de comprendre la succession des événements se produisant lors d'un impact balistique. La réponse du BDD face à un impact est divisée en deux parties principales, la réponse choc et la réponse structurelle [50] dont nous allons détailler les mécanismes dans ce qui suit.

### 1.2.1. Description phénoménologique de la pénétration d'une protection double dureté

Durant la réponse choc, qui dure quelques microsecondes, des ondes se propagent dans le blindage [51, 52], [53] provoquant la fragmentation du carreau de céramique [53, 54] ainsi que le décollage de la céramique [55], [3]. Lors des premières microsecondes après l'impact d'un projectile, la céramique va se fragmenter [51] perdant alors une grande partie de sa résistance à la pénétration. La vitesse de propagation de l'onde précurseur dans l'alumine est de l'ordre de  $10\,000\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  [56]. Ces phénomènes se produisent avant même la première acquisition Figure 1-11.

La réponse structurelle fait suite à la réponse choc. Le projectile s'écrase sur la céramique sans pénétration significative [37]. Ce phénomène appelé « Dwell » par Hauver en 1987 est illustré Figure 1-11 sur la deuxième image.



**Figure 1-11 : Illustration de l'effet « Dwell » par imagerie aux rayons X d'un projectile impactant un blindage bicouche céramique-composite [57].**

Le projectile pousse ensuite le cône de céramique fragmentée contre le backing. La plaque arrière fléchit alors et l'érosion du projectile se poursuit [58]. Au fur et à mesure de la pénétration, des fractures « coniques » de cisaillement se forment et remontent de l'interface vers le projectile. La répétition de cette fissuration a pour effet de diminuer la surface de sollicitation du backing. En fonction de l'épaisseur des composants du blindage, le projectile va perforer ou non la protection balistique.

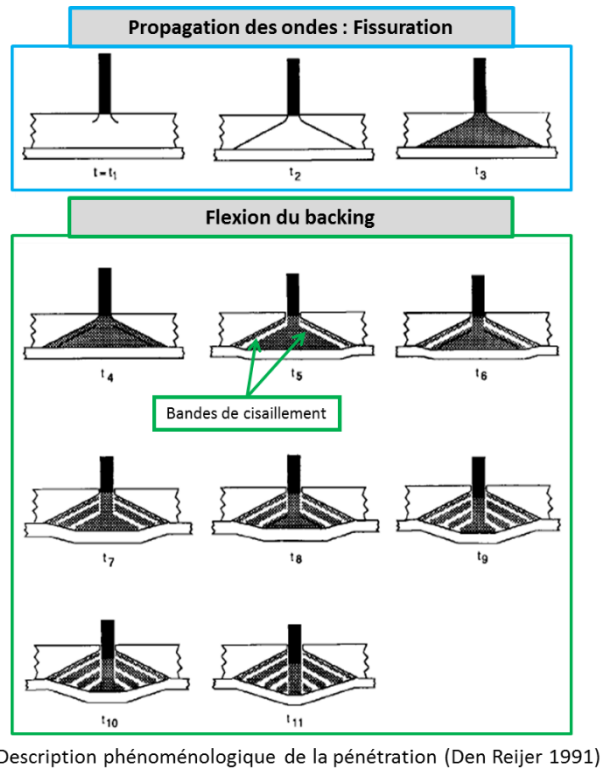


Figure 1-12 : Description phénoménologique de la pénétration d'un projectile dans un BDD [50].

La fragmentation de la céramique en elle-même est visible entre les états  $t_5$  et  $t_{11}$  de la Figure 1 -13. Elle consomme peu d'énergie et ne confère pas à la céramique endommagée un comportement amortissant nécessaire à l'arrêt des ondes de choc et des éclats de projectile qui caractérisent la performance du système. Lors d'un impact, il a été estimé que seulement 0,2% de l'énergie cinétique initiale du projectile est dissipée via la fissuration du carreau de céramique et 45-70% de l'énergie est transmise lors de la mise en mouvement des débris de céramique [58].

Nous pouvons observer Figure 1 -14, les principaux phénomènes et caractéristiques qui régissent la performance d'une protection balistique multi-matériaux. Afin de modéliser au mieux la réponse d'un blindage double dureté face à une munition perforante de petit calibre, il est nécessaire de comprendre comment ces paramètres agissent sur la réaction de la structure.

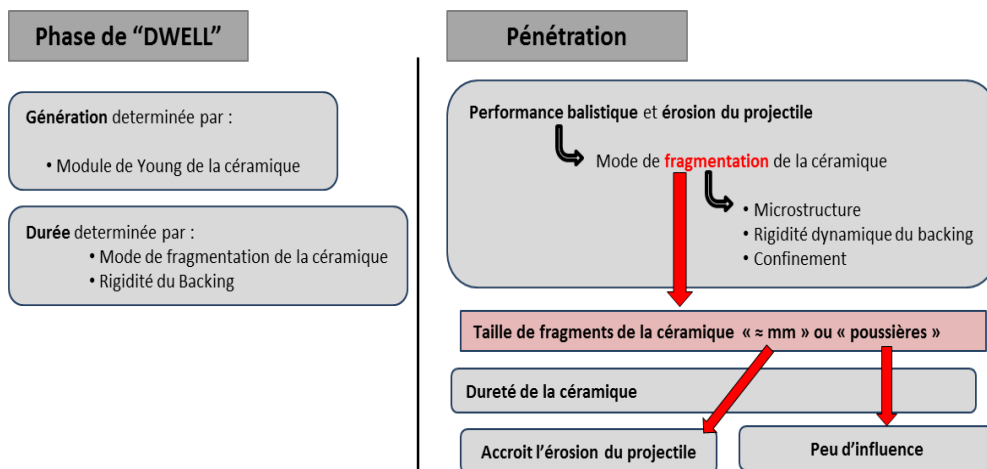


Figure 1-13 : Facteurs dominant la réponse balistique [205].



Les nombreuses années au cours desquelles les céramiques ont été étudiées ont permis de faire ressortir quelques paramètres qui semblent gouverner le comportement d'une céramique à l'impact.

Shockey et al. [59] a déclaré que la résistance initiale d'une céramique à la pénétration est essentiellement fournie par la **résistance en compression** de la céramique. La valeur de ce paramètre va déterminer la rupture et la déformation du projectile. Si la résistance en compression du projectile est faible devant celle de la céramique alors celui-ci sera entièrement fracturé. Ce cas est valable pour les projectiles ayant un ratio longueur sur diamètre  $L/D$  assez faible. Pour des projectiles plus longs, l'avant du projectile sera fracturé mais l'arrière continuera sa pénétration à travers le blindage. Par conséquent, la résistance en compression de la céramique peut aider à vaincre un projectile seulement dans une certaine mesure.

Woodward et al. [60] ont remarqué, sur la base des travaux effectués par Rosenberg et Yesherun, que l'érosion du projectile peut gravement diminuer son pouvoir pénétrant dans le matériau en face arrière. Si la céramique possède une **dureté** suffisante pour émousser ou fracturer la pointe du projectile, la performance balistique du blindage est améliorée. Cette observation est renforcée par Den Reijer [50] qui a déclaré que la dureté de la céramique doit être supérieure à celle du pénétrateur. Cependant, aucune augmentation supplémentaire au-dessus de cette valeur n'est nécessaire ou bénéfique à la performance du blindage double dureté.

La **masse volumique** de la céramique constituant la face avant de la protection joue également un rôle. Ce paramètre n'intervient pas concrètement dans la performance du blindage mais au niveau de la structure, il est possible d'augmenter l'épaisseur d'une céramique avec une masse volumique plus faible tout en conservant la même masse volumique. Cet ajout de matière permettra d'accentuer l'érosion du projectile.

Les **modules d'élasticité et de cisaillement** de la céramique ont aussi leur influence lors d'un impact. La résistance de la céramique à la déformation est importante pour contrer un projectile. Plus la valeur de ces modules sera élevée plus la résistance de la structure à la pénétration sera bonne.

Une résistance élevée au cisaillement est également avantageuse pour stopper un projectile. Cependant, la céramique doit être suffisamment épaisse par rapport aux dimensions du projectile pour être efficace, car la **résistance au cisaillement est sensible au volume sollicité**. D'importants gradients de contrainte existent entre la zone située directement sous le noyau du projectile (compression) et la zone sollicitée en tension à la périphérie. Une limite en cisaillement élevée aide le matériau à résister aux grandes contraintes de cisaillement générées près du site d'impact [61]. Selon la nature de la structure, les sollicitations générant de fortes tensions dans le matériau peuvent amener une rupture **dynamique en tension, autre résistance** qui participe à la performance balistique.

Pour finir, la **limite élastique d'Hugoniot** (LEH) prend son importance dans le début de l'impact ; des pressions transitoires au-dessus de la LEH sont atteintes près du point d'impact [62]. La limite élastique d'Hugoniot est définie comme la limite d'élasticité d'un matériau sous chargement dynamique uniaxial [63]. Ceci est important car les matériaux chargés dynamiquement au-dessus de la LEH peuvent présenter une perte d'élasticité significative.

En ce qui concerne la face arrière, de nombreuses études [64, 65] sur l'impact transversal des fibres suggèrent que pour maximiser les performances des structures de protection, les fibres utilisées doivent posséder un équilibre ou un compromis acceptable entre leurs propriétés mécaniques comprenant :

- Une faible masse volumique,
- Une résistance à la traction élevée pour résister à la déflexion de la protection,
- Une déformation à rupture accrue afin d'absorber l'énergie cinétique des débris,

- Un module d'élasticité élevé pour réduire les déplacements dynamiques hors-plan (transversaux).

### 1.2.2. Mécanismes mis en jeu

Les fonctions principales de chaque couche étant identifiées, il devient ensuite nécessaire de mener une analyse détaillée de la sollicitation vue par chaque couche et des interactions entre elles et avec le projectile, et de déterminer les propriétés mises en œuvre pour résister à la menace. C'est ce que nous proposons dans ce paragraphe.

Nous avons vu dans la partie précédente, les deux grandes étapes composant un impact sur un BDD. Continuons à considérer l'interaction entre un projectile de type 7,62 x 51 mm perforant et un blindage en céramique. La réponse choc en elle-même peut-être divisée en une suite de différents états de contrainte [56, 66, 67].

Dans les premiers instants de l'interaction, une onde sphérique divergente précurseur prend naissance au point d'impact et se propage dans le carreau de céramique. Pour la menace à laquelle nous nous intéressons, la vitesse d'impact est de l'ordre de  $810 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  et l'énergie cinétique est d'environ 3.3 kJ. Les contraintes véhiculées par l'onde sphérique divergente précurseur ont une valeur pouvant atteindre le GPa. Étant donné la vitesse de propagation de l'onde précurseur dans l'alumine que nous étudions, cette onde de contrainte interagit avec la céramique avant toutes interactions entre le projectile et l'alumine.

Prenons en compte un élément de volume isolé d'un carreau de céramique situé sous la zone d'impact Figure 1-14. Au temps  $t=t_1$ , l'élément de volume en céramique est au repos et l'impact du projectile sur la céramique vient d'avoir lieu.

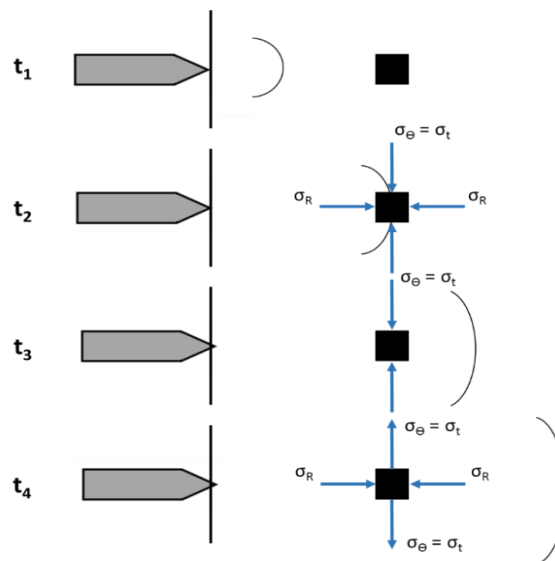


Figure 1-14 : Succession d'états de contraintes subis par un élément situé sous la zone d'impact [56].

La première sollicitation (à  $t=t_2$ ) à laquelle est soumise la céramique est une compression hydrostatique, caractérisée par de très fortes pressions et des vitesses de déformation élevées (plusieurs milliers par seconde). On attribue ce premier stade de chargement au passage de l'onde de compression sphérique divergente sur un élément de matière de la céramique. La déformation uniaxiale qui en résulte est due à l'absence d'ondes de détente lors des premières centaines de nanosecondes après l'impact. La contrainte axiale vue par la céramique au cours de cette phase peut alors dépasser la limite élastique d'Hugoniot et des mécanismes d'endommagement en compression peuvent être activés (sous forme de micro-plasticité et/ou de

microfissuration [66]. C'est également au cours de cette phase qu'intervient le début de l'endommagement du projectile.

La seconde phase de chargement (à  $t=t_3$ ) s'apparente à un chargement de compression/bi-traction et est caractérisée par une durée de plusieurs microsecondes (voir Figure 1-14). Cette étape est consécutive au passage de l'onde de compression. Le déplacement radial de la matière (engendré par le caractère sphérique divergent de l'onde de compression) va générer des contraintes de traction orthoradiales dans la céramique de l'ordre de quelques centaines de MPa [67]. Ces contraintes de traction vont induire dans la céramique une multi fissuration intense et orientée.

La troisième et dernière phase de chargement (à  $t=t_4$ ) est caractérisée par une durée de plusieurs dizaines de microsecondes. Elle consiste en une pénétration du projectile (ou de ses fragments) dans la céramique fragmentée (voir Figure 1-14). Ce stade de chargement, du fait de sa durée, joue un rôle non négligeable dans la résistance à la pénétration d'une céramique et plusieurs paramètres comme la taille et la mobilité des fragments (de la céramique et du projectile).

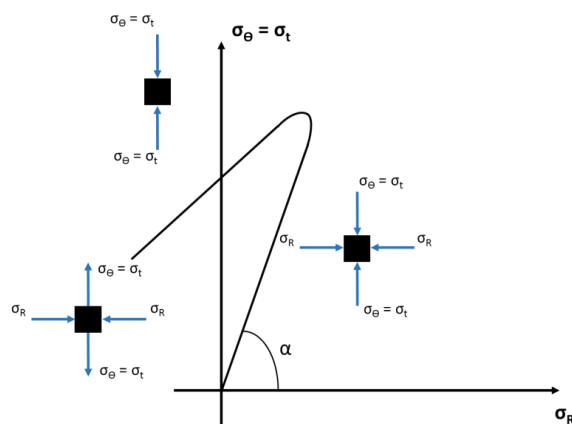


Figure 1-15 : Historique de l'état de sollicitation d'un élément lors d'un impact dynamique,  $\tan(\alpha) = \frac{1-\nu}{\nu}$  [56] et nu le coefficient de Poisson du matériau.

La Figure 1-15 représente l'historique des sollicitations qu'une onde longitudinale sphérique divergente impose à un élément de volume situé sous la zone d'impact. Nous pouvons observer la complexité de ce chargement ainsi que sa diversité. L'histoire du chargement influence sur les caractéristiques mécaniques du matériau (plasticité, endommagement, ...). On en conclut donc qu'à un temps donné « t », l'état du matériau dépend non seulement des caractéristiques mécaniques du matériau intact mais également de l'ensemble des sollicitations subies auparavant. Le Tableau 1 établit un bilan des sollicitations qui viennent d'être détaillées.

Tableau 1 : bilan des propriétés mécaniques sollicitées dans la 1<sup>ère</sup> couche d'un BDD lors d'un impact balistique

Durées	0 – 10 <sup>1</sup> ns	10 <sup>1</sup> ns – 10 <sup>2</sup> ns	10 <sup>2</sup> ns – 10 <sup>3</sup> ns
Sollicitation	Compression hydrostatique Vitesse de déformation : 10 <sup>3</sup> s <sup>-1</sup>	Onde sphérique divergente	Pénétration de la céramique et du composite
Propriétés sollicitées	<ul style="list-style-type: none"> <li>Module d'Young</li> <li>Module de cisaillement</li> <li>Coefficient de Poisson</li> <li>LEH</li> <li>Résistance à la compression</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Résistance à la traction</li> <li>Résistance au cisaillement</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Taille des fragments</li> <li>Mobilité des fragments</li> <li>Dureté</li> <li>Rigidité du backing</li> </ul>

En ce qui concerne le composite, les mécanismes de rupture les plus souvent rencontrés dans un panneau composite UHMWPE lors d'un impact sont la rupture de fibres et le délaminage. En fonction de l'épaisseur de céramique, un ou alors ces deux modes seront présents. Pour une forte épaisseur de céramique, les interactions entre le projectile perforant et le panneau composite seront minimales. L'endommagement principal observé sera du délaminage. Si, en revanche, l'épaisseur de céramique est trop faible, nous pourrions observer la déformation du projectile (champignons). Le projectile pénètre dans le composite et la dissipation de l'énergie cinétique se fait par délaminage et par rupture de fibre en traction.

Les modes de rupture fondamentaux dans le scénario de cette étude sont la rupture des fibres et le délaminage. Il a été remarqué que les fibres UHMWPE subissent une rupture fragile à des vitesses de déformation élevées et une rupture ductile à faible déformation [29].

Afin d'obtenir un outil de modélisation robuste dans la représentation des phénomènes observés lors d'un impact sur une protection double dureté, il est important d'analyser les besoins de représentation des mécanismes élémentaires dans les modèles de comportement qui alimenteront les paragraphes 1.3.3 et 1.4.2.

### **1.3. La céramique en tant que protection balistique**

#### **1.3.1. Caractérisation expérimentale du matériau intact**

Pour caractériser le comportement mécanique d'une céramique, une multitude d'essais sont réalisables. Ces essais permettent d'extraire des paramètres mécaniques propres à la céramique d'étude. Cependant les différentes lois de comportement existantes intègrent un certain nombre de paramètres, et ces paramètres ne sont pas les mêmes d'un modèle à l'autre. Il faut dès lors, caractériser le matériau dans un régime de sollicitations et de vitesse de déformation équivalents à ceux rencontrés lors des phénomènes que l'on souhaite représenter. Il est également nécessaire de choisir méticuleusement la loi de comportement afin qu'elle permette la représentation des phénomènes. Pour décrire la fragmentation d'un matériau fragile depuis les premiers instants de l'impact jusqu'à la distribution finale de taille de fragments, il convient de clairement identifier la séquence d'évènements que subit le matériau céramique, depuis les premiers instants où la munition entre en contact avec le carreau de céramique jusqu'aux temps où la distribution de taille de fragments n'évolue plus comme nous l'avons vu précédemment.

##### *1.3.1.1. Détermination probabiliste de la rupture de matériau fragile*

La grande dispersion de taille de fragments que l'on remarque lors de la rupture d'une céramique est une caractéristique propre aux matériaux fragiles. En effet, l'endommagement des matériaux soumis à diverses sollicitations mécaniques est un phénomène complexe, résultat de l'action combinée de plusieurs mécanismes et conduisant à la rupture. Si l'on impose une déformation à un échantillon, celui-ci possède d'une manière générale six façons de l'accommoder :

- Déformation élastique,
- Déformation plastique homogène,
- Changement de phase,
- Formation et croissance de bandes de cisaillement,
- Formation et croissance de micro-trous,
- Formation et croissance de micro fissures.

L'existence de ces mécanismes dépend du matériau étudié, de la température, de la vitesse de déformation. Dans un régime dynamique, ils peuvent apparaître simultanément et interagir.

Dans un régime statique, ces interactions sont limitées. Cependant pour un matériau fragile, la variation de la contrainte critique de rupture d'éprouvettes identiques peut parfois dépasser de 100% la valeur moyenne. Ce phénomène de dispersion des résultats a incité plusieurs auteurs à examiner le problème de la rupture en combinant les concepts de la mécanique probabiliste et les lois de la mécanique de la rupture, c'est ce que nous allons étudier dans cette partie.

### Paramètres probabilistes du modèle DFH avec un essai de flexion quatre points

Lors d'un essai de flexion quatre points, la partie inférieure de l'éprouvette est sollicitée en traction. Lors de cette sollicitation, exercée dans un régime quasi-statique, la fissuration intervient avant la rupture d'un matériau fragile et est liée à l'amorçage d'une fissure unique. Cette fissure trouve son origine à partir d'un défaut initialement présent dans le matériau. La population de défauts étant aléatoire d'une céramique à l'autre, il est difficile de pouvoir prévoir la réponse macroscopique exacte pour les matériaux fragiles. Le défaut à partir duquel la fissure s'initie n'est pas nécessairement celui de plus grande taille. Cela dépend de la sollicitation subie par le matériau et de l'emplacement du défaut par rapport à la direction de sollicitation.

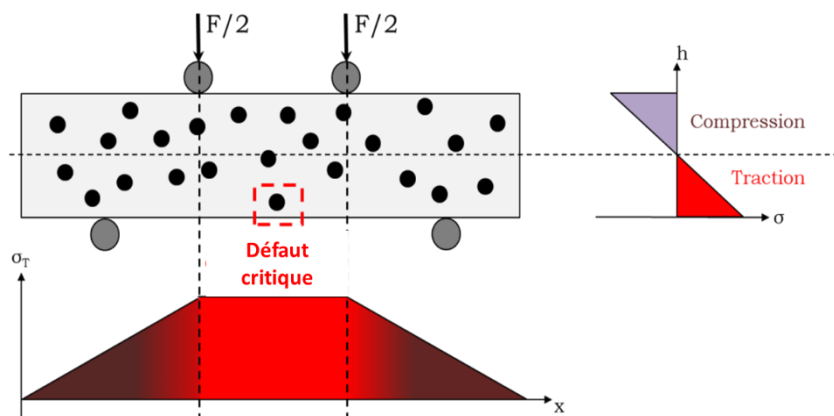


Figure 1-16 : Illustration du principe d'essai de flexion 4 points et représentation des sollicitations de l'échantillon.

Pour prévoir la rupture d'un matériau fragile, Weibull [68, 69] a proposé une loi probabiliste reposant sur une loi de Poisson et a abouti à une fonction de distribution de manière purement heuristique.

L'analyse de Weibull repose sur les hypothèses suivantes :

- Le matériau est homogène et isotrope de façon statistique,
- La rupture est amorcée à partir d'un défaut unique considéré comme le plus critique. Ce défaut est en quelque sorte "le maillon de la chaîne" le plus faible.

La probabilité  $P_k$  d'apparition de  $k$  événements dans un volume  $V$  est donnée par :

$$P_k = \frac{N^k}{k!} \exp(-N) \quad \text{Eq. 1-3}$$

Avec  $N = \lambda V$ ,  $N$  étant le nombre moyen d'évènements et  $\lambda$  la masse volumique moyenne d'évènements.

On détermine la probabilité qu'aucun évènement ait lieu comme :

$$P_{k=0} = \exp(-N) = \exp(-\lambda N) \quad \text{Eq. 1-4}$$

Soit un volume  $V$  de céramique, et notons  $\lambda_c$  la masse volumique de défauts critiques dans ce volume. La probabilité de survie  $P_s$  de la structure est égale à la probabilité de non-amorçage d'un défaut de ce matériau. On en déduit la probabilité de rupture  $P_r$  comme :

$$P_r = 1 - P_s = 1 - \exp(-\lambda_c V) \quad \text{Eq. 1-5}$$

La masse volumique de défauts critiques est supposée dépendante de la contrainte appliquée  $\sigma$  :

$$\lambda_c(\sigma) = \lambda_0 \left( \frac{\langle \sigma \rangle}{\sigma_0} \right)^m \quad \text{Eq. 1-6}$$

Où  $\sigma_0$  et  $\lambda_0$  sont respectivement la contrainte de référence et la masse volumique de défauts critiques de référence. Le symbole  $\langle . \rangle$  représente les crochets de Macaulay, c'est-à-dire la partie positive.

Le paramètre « m » est appelé module de Weibull. Si m est faible le comportement de la céramique est probabiliste et si m est élevé, le matériau possède un comportement déterministe. Le paramètre  $\frac{\lambda_0}{\sigma_0^m}$  est appelé paramètre d'échelle. L'équation (1-6) est valable uniquement dans le cas où la contrainte est uniforme dans le volume [70].

Davies [71] a introduit la notion de volume effectif  $V_{eff}$  pour prendre en compte les cas où le chargement n'est plus parfaitement uniforme.  $V_{eff}$  est défini comme le volume qu'aurait la structure si la contrainte y était uniforme et est donné par :

$$V_{eff} = \int_{\Omega} \left( \frac{\langle \sigma_i(x) \rangle}{\sigma_m} \right)^m d\omega \quad \text{Eq. 1-7}$$

Avec  $\sigma_i(x)$  la contrainte principale maximale en un point  $x$ .

La probabilité de rupture "généralisée" s'écrit :

$$P_r = 1 - \exp \left( -V_{eff} \lambda_0 \left( \frac{\langle \sigma_m \rangle}{\sigma_0} \right)^m \right) \quad \text{Eq. 1-8}$$

La contrainte moyenne à rupture et l'écart type sont donnés par :

$$\sigma_w = \sigma_0 (V_{eff} \lambda_0)^{\frac{-1}{m}} \cdot \Gamma \left( \frac{m+1}{m} \right) \quad \text{Eq. 1-9}$$

$$\sigma_{sd}^2 = \sigma_0^2 (V_{eff} \lambda_0)^{\frac{-2}{m}} \cdot \Gamma \left( \frac{m+2}{m} \right) - \sigma_w^2 \quad \text{Eq. 1-10}$$

Où  $\Gamma$  est la fonction Eulérienne de seconde espèce (ou fonction factorielle généralisée) définie par :

$$\Gamma(1 + X) = \int_0^1 \ln\left(\frac{1}{1-Y}\right)^X dY \text{ et } \Gamma(1 + X) = X! \forall X \in \mathbb{N} \quad \text{Eq. 1-11}$$

Cette théorie repose sur quelques hypothèses fondamentales : le solide peut être considéré comme la juxtaposition d'éléments parfaitement indépendants du point de vue de la rupture, et c'est celle de l'élément le plus faible qui entraîne la rupture du solide en entier.

### Distribution de fragments avec l'expansion du cylindre de Mott

Mott [72] a également été l'un des premiers à développer une théorie d'après ses études de la fragmentation d'un anneau en expansion. En considérant que le processus de fragmentation est un processus discret. Même si les paramètres que Mott extraits de son analyse sont purement théoriques, le caractère aléatoire du phénomène de fissuration ressort clairement de l'analyse de la distribution des fragments.

Le cylindre de Mott est un essai qui consiste en l'expansion radiale d'un anneau, via l'emploi d'une charge explosive placée en son centre. Cette expérience est applicable à la fragmentation dynamique de divers matériaux fragiles comme ductiles. C'est à partir de ces résultats que Mott a développé une théorie statistique de la fragmentation, qui est toujours l'une des principales théories disponibles [73].

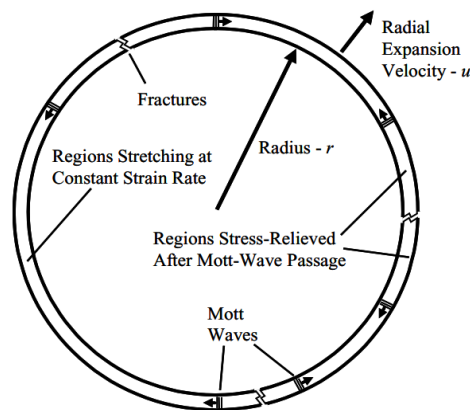


Figure 1-17 : Illustration du cylindre de Mott et représentation de l'ouverture de fissure menant à la fragmentation statistique de l'éprouvette [73].

La théorie tente de prévoir l'espacement circonférentiel caractéristique des fractures ainsi que leur distribution statistique. Elle n'est pas destinée à prendre en compte la propagation axiale et l'interaction des fissures dans un cylindre de longueur finie. Le cylindre de Mott est un corps en expansion avec une vitesse radiale  $u$  et un rayon  $r$  au moment de l'apparition des fractures multiples. À l'instant précédent la rupture, le corps du cylindre est en tension circonférentielle et subit une sollicitation uniforme à une vitesse de déformation de :

$$\dot{\epsilon} = u / r \quad \text{Eq. 1-12}$$

Avec  $u$  le déplacement radial et  $r$  le rayon du disque.

Dans son modèle, Mott propose que la fragmentation se déroule aléatoirement dans l'espace et dans le temps et s'intéresse essentiellement à la distribution en longueur ou en masse des fragments. Les ondes de détente se propagent loin des sites de fracture, excluant la possibilité de création de nouvelle fracture.

Ainsi, dans le modèle de fragmentation dynamique proposé par Mott, deux problématiques physiques ont été soulevées ; quand et où les fractures se créées sur le cylindre de Mott, et quelle est la nature des ondes de traction (appelées ondes de Mott) qui se propagent loin des sites de fracture.

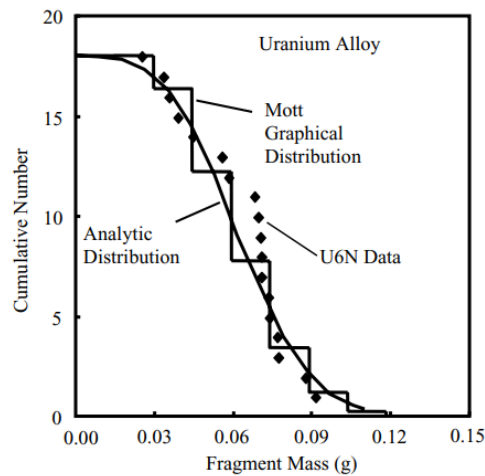


Figure 1-18 : Comparaison de la distribution cumulée des fragments d'anneau d'uranium après essai avec la distribution théorique en taille de Mott [73].

Le modèle énergétique de Mott permet ainsi de prévoir le nombre de points de fracture ainsi que la masse ou la longueur des fragments produits lors de l'expansion de l'anneau. Mott a proposé que l'apparition de fractures dans un corps soit régie par une fonction de probabilité  $\lambda(\epsilon)$  dépendant de la déformation  $\epsilon$ . L'expression  $\lambda(\epsilon)d\epsilon dl$  est la probabilité qu'une fracture se produise dans une longueur  $dl$  pour une déformation  $\epsilon$  dans un intervalle  $d\epsilon$ .

Tout comme Weibull dans le domaine quasi-statique, Mott tente avec ce modèle de prévoir la rupture d'un matériau pour des sollicitations dynamiques à partir d'un raisonnement statistique. Cependant il faut rappeler que dans un régime de sollicitation dynamique, plusieurs des phénomènes énoncés en début de cette partie peuvent apparaître et interagir. Les techniques expérimentales utilisant le chargement par train d'ondes permettent d'étendre la gamme de vitesses de déformations étudiée.

### 1.3.1.2. Caractérisation dynamique de matériau fragile

Nous avons pu observer dans le chapitre 1.2 la succession d'évènements que subit la céramique lors d'un impact avant même la pénétration du projectile. La céramique subit différents états de contrainte qui chacun ont des répercussions sur son comportement. Il est dès lors intéressant d'isoler les différentes réponses du matériau pour différents états de contraintes donnés ; ceci dans le but d'intégrer la phénoménologie du comportement tout au long de l'impact balistique. Dans le chapitre suivant nous nous intéresserons aux moyens d'essais permettant d'appliquer les différentes sollicitations lors d'un impact balistique dans un ordre chronologique.

### Essais par impact de plaques

Nous avons vu précédemment les méthodes statistiques permettant la prévision de la rupture des matériaux céramique à partir de défauts présents dans la matière. Cependant il s'avère que le comportement quasi-statique des céramiques techniques n'obéit pas à la même loi dans un régime dynamique.



L'essai d'impact de plaques permet l'étude du comportement d'un matériau en déformation dynamique uniaxiale. Il est possible d'atteindre des niveaux de contrainte de plusieurs dizaines de GPa dans certains matériaux comme les céramiques. Lors de cet essai, les vitesses de déformation mises en jeu sont de l'ordre de  $10^5 \text{ s}^{-1}$ .

Cette expérience consiste à impacter une plaque nommée « impacteur » sur une autre plaque, nommée « cible », dans le but de générer un choc. La plaque constituée du matériau dit « impacteur » est installée sur le projectile, tandis que la cible constituée du matériau à caractériser est fixée sur un support. Au moment de l'impact, un chargement de compression triaxiale caractérisé par un état de déformation uniaxiale est généré et se propage dans le matériau cible et dans le matériau « impacteur ». Des ondes de détente, issues des surfaces libres vont également naître et perturber l'état de sollicitation. La configuration de cet essai nous permet aisément de réguler la sollicitation appliquée au matériau en contrôlant le niveau de choc initial. En effet, l'intensité du chargement en déformation uniaxiale dans le matériau cible est fonction de la vitesse d'impact et du choix du matériau impacteur tandis que sa durée est fonction de l'épaisseur de la plaque impacteur. La mesurande de cet essai est la vitesse de la surface arrière de la plaque cible, à l'interface avec un matériau fenêtre transparent. La mesure était initialement réalisée par une technologie d'interférométrie laser de type VISAR [74], puis par des capteurs de type IDF-IVF [75]. Aujourd'hui on rencontre des systèmes de vélocimétrie hétérodyne (VH) ou Photon Doppler Velocimeter (PDV) en anglais [76], technologie moins onéreuse. La mesure de vitesse permet de remonter à la contrainte longitudinale  $\sigma_x$  vue par le matériau. L'utilisation d'un matériau fenêtre (généralement en fluorure de lithium (LiF)) permet de minimiser les retours d'ondes dans le matériau cible pouvant perturber le signal de vitesse mesuré [77].

De nombreuses études utilisant cet essai ont été réalisées pour caractériser la réponse des céramiques sous chargement de compression dynamique. L'un des paramètres auquel cet essai permet d'accéder est la limite élastique d'Hugoniot du matériau. Ce paramètre peut être facilement déterminé à partir des signaux de vitesse obtenus par interférométrie par la formule :

$$\sigma_{LEH} = \rho_0 \cdot C_L \cdot \frac{U_{LEH}}{2} \quad \text{Eq. 1-13}$$

Avec  $\sigma_{LEH}$  la LEH (en Pa),  $\rho_0$  la masse volumique initiale du matériau (en  $\text{kg}/\text{m}^3$ ),  $C_L$  la célérité des ondes longitudinales (en  $\text{m}/\text{s}$ ) et  $U_{LEH}$  la vitesse particulière du matériau (également appelée vitesse matérielle) au passage de la LEH (en  $\text{m}/\text{s}$ ), c'est-à-dire la vitesse à laquelle intervient la transition entre le domaine élastique et le domaine inélastique. Elle est identifiée sur un signal de vitesse par le premier changement de pente succédant le précurseur élastique (voir Figure 1-19) [78].

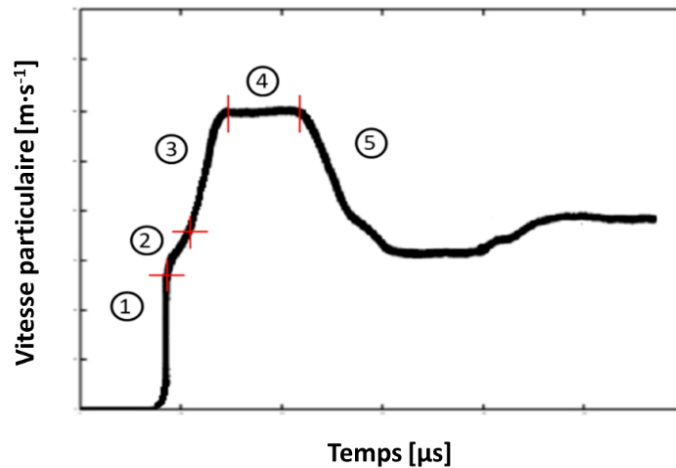


Figure 1-19 : Signal typique de vitesse de la surface arrière du matériau d'étude lors d'un essai d'impact de plaques.

Différentes phases peuvent être identifiées lors d'un essai d'impact de plaque,

1. Précurseur élastique
2. Durcissement post LEH
3. Onde plastique
4. État d'Hugoniot
5. Détente

$U_{LEH}$  correspond à la vitesse particulaire du matériau au niveau du changement de pente entre le précurseur élastique et la phase de durcissement post LEH.

La technique d'impact de plaques est la technique la plus couramment utilisée pour caractériser la réponse des céramiques sous chargement de compression dynamique. Cette technique permet de remonter à plusieurs informations. Couplée à l'utilisation de jauges de contrainte ou de mesures de vitesse, elle permet de mesurer les contraintes longitudinales et latérales vues par le matériau et ainsi pouvoir déterminer sa LEH et sa résistance. L'utilisation d'un boîtier de récupération permet une analyse microscopique des fragments récupérés et ainsi une étude des modes d'endommagement. Cependant, l'un des principaux inconvénients de la technique d'impact de plaques est qu'il est nécessaire de réaliser plusieurs essais à des niveaux de choc différents pour étudier l'évolution de la résistance du matériau avec le niveau de chargement ou pour déterminer les paramètres de l'équation d'état.

La mesure de vitesse s'effectuant à une interface (avec un matériau fenêtre ou avec de l'air ou du vide dans le cas d'une surface libre), la vitesse particulaire  $U_p$  est calculée à partir de la vitesse mesurée à l'interface  $U_{int}$  grâce à la relation :

$$U_p = \frac{Z_c + Z_f}{2Z_c} \cdot U_{int} \quad \text{Eq. 1-14}$$

Avec  $Z_c$  l'impédance mécanique du matériau cible (correspondant, dans le domaine élastique, au produit de la masse volumique initiale par la célérité des ondes longitudinales) et  $Z_f$  l'impédance mécanique du matériau fenêtre (valeur nulle dans le cas d'une surface libre) [79].

D'autres techniques de métrologie peuvent également être employées lors d'essais d'impacts de plaques. Par exemple, l'utilisation de jauges de contrainte de type Manganin R ou ytterbium permet la mesure *in situ* des

contraintes longitudinales (pour déterminer la LEH du matériau) et/ou transverses pour remonter à sa résistance au cisaillement [80].

Cet essai permet de soumettre le matériau à l'état de compression uniaxiale pour un régime de sollicitation similaire à ce que voit la céramique aux premiers instants de l'impact. Le système d'essai d'impacts de plaques peut également permettre l'étude du comportement en traction de la céramique en modifiant quelques paramètres de l'installation comme nous allons le détailler dans le paragraphe suivant.

### Essais d'écaillage

Cet essai est en principe le même que l'essai d'impact de plaque précédemment expliqué. En modifiant les vitesses d'impact et en supprimant le matériau fenêtre à l'arrière du matériau cible il est possible d'appliquer au matériau d'étude une sollicitation de traction dynamique. L'absence du matériau fenêtre permet la réflexion totale de l'onde de compression créée dans le matériau d'étude par le choc plan de l'impacteur. Différents types d'essais existent : le premier permet, par des impacts à niveau de contrainte croissant, de déterminer la contrainte minimale pour laquelle le matériau fragile se fragmente en traction triaxiale dynamique : c'est le seuil d'écaillage. Le deuxième type d'essais se réalise à des niveaux de choc élevés et permet de déterminer la résistance à la tri-traction dynamique du matériau après avoir été parcouru par une onde de contrainte de tri-compression élevée : c'est la résistance à l'écaillage. Dans les deux cas, la contrainte est donnée par la relation [81, 82, 83].

$$\sigma_{ec} = \rho_0 \cdot C_L \cdot \frac{\Delta U_{ec}}{2} \quad \text{Eq. 1-15}$$

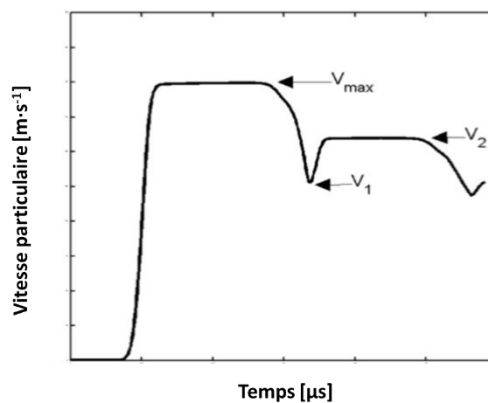


Figure 1-20 : Signal typique de vitesse de la surface arrière du matériau d'étude lors d'un essai d'écaillage [84].

Sur la Figure 1-20 on peut observer le signal typique enregistré lors d'un essai d'écaillage,  $\Delta U_{ec}$  est défini comme :

$$\Delta U_{ec} = V_{max} - V_1 \quad \text{Eq. 1-16}$$

Si l'on veut obtenir une réponse représentative du comportement du matériau, il faut réaliser des expériences permettant l'identification de la réponse du matériau pour les différents états de contraintes. Grâce à cet essai la phase de détente que subit la céramique après sa réflexion à l'interface céramique/backing peut être appliquée au matériau.

Différentes techniques expérimentales sont utilisées pour appliquer d'autres sollicitations au matériau, comme nous avons pu le voir auparavant. Citons à présent la plus ancienne : les barres de Hopkinson [85]. Le dépouillement de cet essai est sujet à controverse, mais ce moyen d'essai peut fournir des informations sur la phénoménologie du comportement macro et microscopique des céramiques en compression dynamique uniaxiale.

## Essai de compression dynamique

### Principes fondamentaux des barres d'Hopkinson

Cette technique expérimentale a été développée par l'ingénieur britannique en électricité Bertram Hopkinson en 1914 dans le but de mesurer l'intensité d'une contrainte se propageant dans une barre métallique. Par la suite, Herbert Kolsky [86], en 1949, a repris cette technique en montant deux barres en série permettant de mesurer non seulement la contrainte mais également la déformation. Le terme anglophone pour désigner cette installation est Split Hopkinson Pressure Bar. Le système de barres de Hopkinson constitue un dispositif d'essais maintenant courant dans les essais de caractérisation mécanique dynamique des matériaux. Contrairement aux machines d'essais quasi statiques, des barres de Hopkinson permettent de déterminer les propriétés mécaniques des matériaux dans des conditions dynamiques, c'est-à-dire à hautes vitesses de déformation supérieures à quelques  $100 \text{ s}^{-1}$ .

L'échantillon de matériau est placé entre deux barres, la barre d'entrée et la barre de sortie, l'ensemble constituant le système Split Hopkinson. Une autre barre, le projectile, le plus fréquemment projetée par de l'air comprimé, impacte la barre d'entrée. L'ensemble constituant le système Split Hopkinson. Si les barres sont constituées de barres métalliques sollicitées à des niveaux de contraintes les gardant en élasticité, l'onde créée est une onde de compression élastique.

L'onde élastique de compression, induite par le choc, se propage le long de la première barre, créant une onde incidente  $\varepsilon_I(t)$ . À l'interface barre/échantillon, une partie de l'onde est réfléchie dans la barre d'entrée  $\varepsilon_R(t)$ , l'autre partie se propage dans l'échantillon du matériau à tester pour se propager dans la barre de sortie, pour donner une onde transmise  $\varepsilon_T(t)$ . Afin que le signal soit analysable, il est nécessaire de veiller à ce que l'impédance de l'échantillon soit plus faible et de l'ordre de grandeur de celles des barres.

Des jauges de déformation sont collées sur les surfaces de la barre d'entrée et sur la barre de sortie afin de mesurer les déformations provoquées par l'onde de choc. En utilisant ces mesures, les forces et les déplacements peuvent être calculés sur chaque face de l'échantillon.

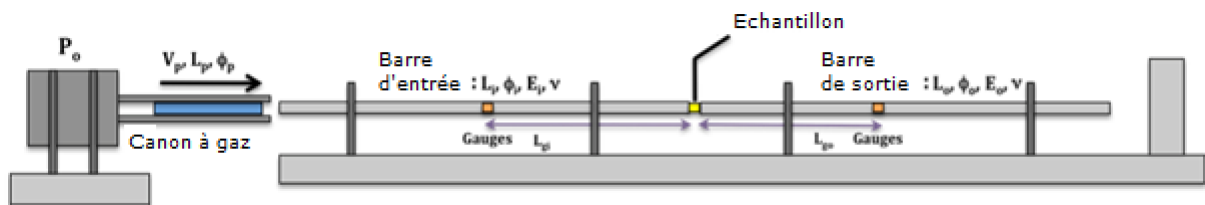


Figure 1-21 : Illustration schématique des composantes de l'essai des barres de Hopkinson.

### Calculs des forces

Nous visualisons Figure 1-22 l'allure des ondes élastiques incidente, transmise et réfléchie, mesurées lors d'un essai. Ces courbes peuvent ensuite être traitées au moyen d'un logiciel intégrant les équations qui suivent.

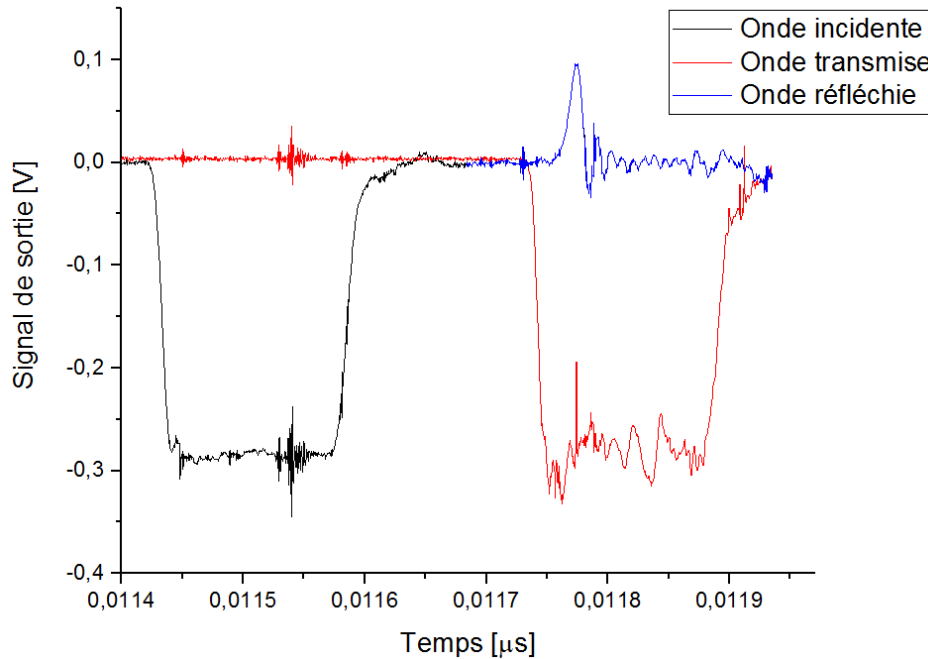


Figure 1-22 : Illustration des ondes obtenues pour un essai à vide en fonction du temps.

Pour un dispositif ayant des barres d'entrée et de sortie de même diamètre et composées du même matériau, les vitesses particulières aux faces entrantes et sortantes de l'échantillon s'écrivent respectivement :

$$Ue(t) = -C_0(\varepsilon_I(t) - \varepsilon_R(t)) \quad \text{Eq. 1-17}$$

$$Us(t) = -C \cdot \varepsilon_T(t) \quad \text{Eq. 1-18}$$

Avec  $C$  la célérité des ondes de compression dans les barres (de l'ordre de 5 000 m/s pour l'acier),  $\varepsilon_I(t)$ ,  $\varepsilon_T(t)$  et  $\varepsilon_R(t)$ , respectivement les ondes de déformation « incidente », « réfléchie » et « transmise » enregistrées au niveau de la barre entrante (pour les deux premières) et de la barre sortante (pour la troisième).

Les forces aux faces entrantes et sortantes s'écrivent respectivement :

$$Fe(t) = A_0 \cdot E_b(\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t)) \quad \text{Eq. 1-19}$$

$$Fs(t) = A_0 \cdot E_b \cdot \varepsilon_T(t) \quad \text{Eq. 1-20}$$

Avec  $E$  module d'Young du matériau constituant les barres (250 GPa pour notre acier),  $A_0$  leur section.

Pour des essais traditionnels visant à caractériser le comportement mécanique de matériaux métalliques, on vérifie la quasi-égalité des forces entrante et sortante. On admet alors généralement que les états de contrainte et de déformation dans l'échantillon sont homogènes et on déduit simplement les grandeurs mécaniques des mesures globales.

Considérant l'équilibre des forces sur les faces de l'échantillon, la quantité de mouvements ainsi que la conservation énergétique, la contrainte nominale moyenne imposée à l'éprouvette peut être définie par [87, 88, 89, 90] :

$$\sigma_n(t) = \frac{A_0}{A_S} \cdot E_b \cdot \varepsilon_T(t) \quad \text{Eq. 1-21}$$

Avec  $A_0$  et  $A_S$  respectivement la section des barres d'Hopkinson et de l'échantillon,  $E$  le module de Young des barres.

En utilisant la théorie des ondes élastiques, la déformation nominale moyenne peut-être calculée par :

$$\varepsilon_n(t) = \frac{-2 \cdot C_0}{h_0} \cdot \int_0^{t_{loading}} \varepsilon_R(t) dt \quad \text{Eq. 1-22}$$

Avec  $C_0$  la célérité de l'onde élastique et  $h_0$  la longueur initiale de l'échantillon.

Comme le démontre Gérard Gary [91], la proportionnalité entre les grandeurs mécaniques associées à une onde, dans une barre sur laquelle la technique des barres de Hopkinson est fondée, ne s'applique qu'à une onde se propageant dans une seule direction, ce qui oblige à mesurer séparément l'onde incidente (se propageant dans un sens) et l'onde réfléchie (se propageant dans l'autre sens). Cela limite la durée de mesure  $\Delta T$  fonction de la longueur des barres :

$$\Delta T = \frac{2 \cdot L}{C} \quad \text{Eq. 1-23}$$

Avec  $C$  la célérité des ondes dans la barre,  $L$  la longueur de la barre entrante.

La longueur de la barre sortante est choisie pour que l'onde transmise ne soit pas perturbée par sa réflexion à l'extrémité pendant ce temps de mesure. Par conséquent, pour un essai de compression, la déformation totale ne pourra excéder le produit de la vitesse de déformation moyenne par  $\Delta T$ .

On peut également déterminer la durée du chargement. La durée du chargement élastique  $T_c$  correspond au temps mis par le son à parcourir deux fois la longueur du projectile  $L_p$  (soit à un aller-retour d'onde) :

$$T_c = \frac{2 \cdot L_p}{C} \quad \text{avec} \quad C = \sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}} \quad \text{Eq. 1-24}$$

Avec :

- $L_p$  en m,
- $T_c$  en s,
- $E_b$  = module élastique du matériau du projectile (250 GPa pour notre installation),
- $\rho_b$  = masse volumique du matériau du projectile (7800 kg·m<sup>-3</sup> pour de l'acier),
- $C$  = vitesse du son à exprimer en m/s (soit 5380 m·s<sup>-1</sup> pour notre installation).

## Essais de compression dynamique pour les matériaux fragiles

Plusieurs problèmes, intrinsèques au système des barres d'Hopkinson limitent la caractérisation des matériaux fragiles. Les barres d'Hopkinson ont été dimensionnées pour l'étude à grande vitesse de déformation du comportement de matériaux ductiles.

Le système des barres d'Hopkinson trouve ses limites dans la caractérisation de matériaux à haute limite l'élasticité en compression telles que les céramiques. En effet, les éprouvettes doivent être de dimensions très réduites afin de générer une onde de compression suffisamment grande pour atteindre la limite élastique du matériau. De plus, en l'absence de système de confinement, l'endommagement du matériau se fait principalement par fissuration empêchant l'étude du comportement plastique de la céramique [92]. Enfin, les déformations très faibles dans l'éprouvette rendent difficile d'atteindre un équilibre mécanique et une mesure précise de l'état de contrainte vu par le matériau. Cet essai peut toutefois être utilisé pour déterminer la résistance en compression simple des céramiques, à l'instar des travaux de Coscolluela (1992). Cependant, d'après Forquin et al. (2003a), la rupture en compression simple des céramiques est probablement due à des défauts de rugosité engendrant, durant un essai de compression simple, des contraintes de traction dans l'éprouvette.

La deuxième limitation rencontrée pour la caractérisation en compression dynamique des céramiques concerne la propagation d'ondes lors de ces essais. Ce phénomène étant le principe fondamental des essais via les barres de Split-Hopkinson. L'impédance mécanique dans un problème de propagation d'onde à une dimension est définie comme :

$$Z = \rho \cdot C \cdot A \quad \text{Eq. 1-25}$$

Avec «  $\rho$  » la masse volumique du matériau, «  $C$  » la vitesse de propagation d'onde dans le matériau et «  $A$  » la surface de la section perpendiculaire à la direction de propagation de l'onde.

Quand l'échantillon est composé d'un matériau fragile, l'onde de compression incidente peut-être réfléchi en onde de compression si  $(\rho CA)_{\text{échantillon}} > (\rho CA)_{\text{barre}}$ , ou en onde de traction si  $(\rho CA)_{\text{échantillon}} < (\rho CA)_{\text{barre}}$ .

Lorsque les impédances de la barre incidente et de l'échantillon sont égales, l'impulsion incidente est transmise complètement à travers l'échantillon sans réflexion [93]. Même si le diamètre de l'échantillon est assez petit pour assurer la réflexion d'une onde de traction, il est très difficile d'obtenir une mesure précise de la déformation de l'échantillon (typiquement 1 à 2%). Il est particulièrement délicat d'extraire l'impulsion réfléchi car il s'agit d'un signal de courte durée qui a été dispersé [94]. Le calcul de la vitesse de déformation est de ce fait compliqué dans le cas de la caractérisation d'un matériau fragile. Lorsqu'une telle impulsion est utilisée comme impulsion incidente pour des essais sur des matériaux fragiles, l'échantillon se déforme élastiquement proportionnellement au niveau de contrainte appliqué ou atteint la rupture. Lors du plateau de chargement, la contrainte restera constante jusqu'à ce que le déchargement se produise si l'échantillon reste élastique. Si la contrainte est suffisante pour provoquer la nucléation et la propagation des micro fissures, l'échantillon va se fracturer et il ne serait pas possible de caractériser le mécanisme de rupture du matériau. Si un matériau fragile est testé avec un dispositif SHPB conventionnel et que la déformation à rupture  $\epsilon_f$  est atteinte dans le temps de montée de l'impulsion  $t_r$ , la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  de l'échantillon est de l'ordre de  $\frac{\epsilon_f}{t_r}$ .

Pour des valeurs de déformation à rupture de 1 à 2% et des temps de montée de  $10\mu\text{s}$ , la vitesse de déformation dans l'échantillon peut atteindre  $2 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ . Pendant le court temps de montée, il n'est pas possible que la contrainte s'équilibre dans l'échantillon [95]. L'équilibre est une condition essentielle pour interpréter correctement les signaux réfléchis et transmis obtenus avec les barres d'Hopkinson. C'est pourquoi la

caractérisation de matériaux fragiles n'est pas toujours possible mais des solutions ont été développées pour améliorer l'équilibre des forces.

Une alternative a été trouvée, la réalisation d'essai de compression confinée sur des matériaux fragiles. Cette technique développée originellement par Bridgman [96], [92] a suscité un intérêt considérable. L'application d'un confinement radial à l'échantillon de céramique a permis d'observer différents phénomènes, comme nous allons le voir par la suite.

### Principe de l'essai de compression confinée

Deux techniques de confinement existent. La première technique, dite de confinement actif, consiste à entourer l'échantillon par un fluide : de l'eau ou de l'huile pouvant être comprimée jusqu'à 50MPa ou éventuellement de l'air pouvant être comprimé jusqu'à 10MPa. Cette configuration permet d'effectuer des essais triaxiaux, où l'on peut piloter la pression hydrostatique en jouant sur la pression du fluide. Ces essais ont été réalisés depuis plusieurs décennies sur les bétons [97], sur les roches calcaires [83] et sur la céramique [98]. Tous ces rapports indiquent que les matériaux connus pour leur comportement fragile ou quasi-fragile sous une compression uni axiale ont un comportement ductile sous enfouissement à haute pression. Un point à noter est que lorsque la déformation axiale dépasse environ 1-2%, la différence des contraintes axiales et radiales atteint un seuil et est maintenue à peu près constante tandis que la contrainte axiale augmente jusqu'à 6-10% (ce point correspondant habituellement à une localisation de la déformation dans le spécimen). Ce comportement a été observé dans les matériaux céramiques [98] ainsi que dans les roches [83] pour une large gamme de pressions hydrostatiques supérieures à quelques 10 MPa.

La seconde technique, dite de confinement passif, consiste à emprisonner un échantillon cylindrique du matériau à tester dans un tube rigide métallique comme illustré Figure 1-23. La pression de confinement est obtenue en plaçant l'échantillon dans une bague métallique. Il y a deux façons d'effectuer l'essai de compression : la bague métallique peut ou non être comprimée avec l'échantillon [93, 99, 100].

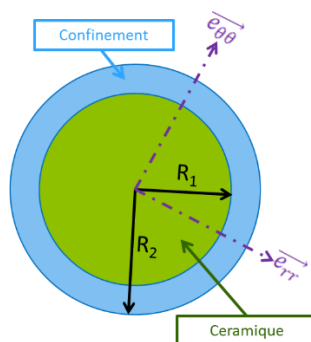


Figure 1-23 : Vue en coupe d'un pion de compression confinée

Nous allons nous concentrer sur la technique du confinement passif. L'échantillon est comprimé axialement, ce qui tend à le faire gonfler radialement. Or, le tube rigide s'oppose à ces contraintes radiales. Il exerce alors une pression radiale sur l'échantillon. À partir de la mesure des forces axiales et de mesures de jauges de déformation collées sur la face externe du tube, il est possible de remonter au comportement mécanique de l'échantillon. Ce type d'essai peut être mené sur un système de barres de Hopkinson car l'équilibre des forces est amélioré dans ce cas [71, 101]. Sous des chargements à faible pression hydrostatique, ces matériaux sont quasi-fragiles et les déformations d'extension génèrent alors de la fissuration. Il a alors été établi que sous des chargements à haute pression hydrostatique, les deux matériaux subissent des écoulements plastiques lorsque que leur seuil d'élasticité est atteint ; les contraintes maximales atteintes lors des essais triaxiaux sont assimilées au seuil. [102].



Nous venons de voir que pour caractériser le comportement du matériau sous confinement, des essais avec un anneau de confinement peuvent être utilisés. Cette technique a été développée dans les années 90, la Figure 1-24 détaille la procédure de confinement.

L'anneau impose une pression de confinement latérale fonction de  $\delta$ , la différence entre le diamètre interne de l'anneau et le rayon de l'échantillon ( $r_1$ ). L'équation 1-26 [103] permet de pré-dimensionner  $\delta$  et la pression imposée en fonction des dimensions et des caractéristiques des matériaux.

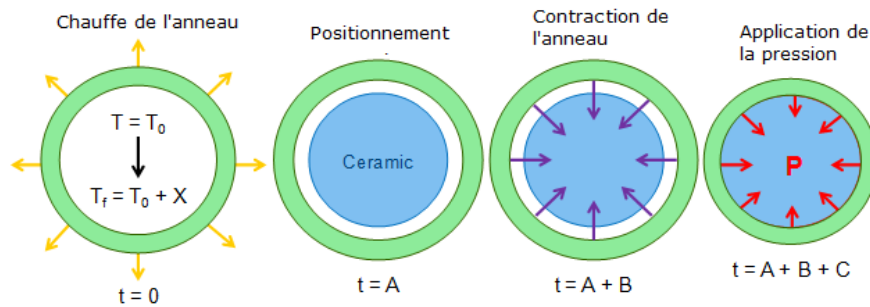


Figure 1-24 : Assemblage d'un spécimen en céramique dans un manchon en métal

$$\frac{\delta}{2} = \frac{(1 - 2\nu_2)(1 + \nu_2)}{E_2} \sigma_y \left[ r_1 \ln r_1 - \left( 2 \ln \rho + 1 - \frac{\rho^2}{r_2^2} \right) \frac{r_1}{2} \right] + \frac{(1 - \nu_2^2)}{E_2} \sigma_y \frac{\rho^2}{r_1^2} + \frac{(1 - \nu_1)}{E_1} r_1 \sigma_y \left[ \ln \frac{\rho}{r_1} + \frac{1}{2} \left( 1 - \frac{\rho^2}{r_2^2} \right) \right] \quad \text{Eq. 1-26}$$

$$p = \sigma_y \left[ \ln \frac{\rho}{r_1} + \frac{1}{2} \left( 1 - \frac{\rho^2}{r_2^2} \right) \right] \quad \text{Eq. 1-27}$$

Où  $\nu$ ,  $r_2$ ,  $\rho$ ,  $\sigma_y$ ,  $E$  et  $p$  désignent respectivement le coefficient de Poisson, le rayon externe de l'anneau, le rayon de la frontière élasto-plastique dans le manchon, la limite d'élasticité du matériau de l'anneau, le module d'Young et la pression latérale. L'indice 1 désigne l'échantillon, et le 2 l'anneau.

On peut également approximer la pression de confinement provoquée par un anneau à l'aide de l'équation 1-28, si l'épaisseur de l'anneau est plus faible que le diamètre de l'échantillon [104].

$$p = \frac{\sigma_y (r_2 - r_1)}{r_1} \quad \text{Eq. 1-28}$$

L'utilisation de cette méthode permet de soulever plusieurs spécificités du comportement de la céramique sous une pression de confinement. De nombreux auteurs ont utilisé cette méthode, Heard et Cline [98] par exemple ont observé une transition d'une rupture fragile à un écoulement plastique sous confinement radial élevé.

Il est accepté depuis de nombreuses années que la résistance en compression est un paramètre essentiel dans la résistance d'un blindage lors d'un impact balistique. La résistance en compression du matériau intact régit la résistance initiale d'une céramique à la pénétration. La valeur de ce paramètre détermine la rupture et la déformation du projectile.

Les essais dynamiques présentés précédemment permettent de caractériser le matériau sous différentes sollicitation (traction, compression, ...). Ils permettent d'obtenir des paramètres physiques propres au comportement du matériau. D'autres essais ont été développés par la suite afin de reproduire les configurations d'impact [105, 106, 107]. Ces essais font appel à des moyens d'observation ultra rapides et permettent d'effectuer des mesures de champs de fissuration dont les résultats peuvent être comparés qualitativement à des simulations numériques.

### Essais par impact sur la tranche

Dans le but de comprendre les dommages et la rupture des céramiques lors d'impacts balistiques, des essais simplifiés ont été développés. Un de ces essais est celui d'un impact sur la tranche. Au cours de cette expérience, un projectile cylindrique vient impacter le côté d'une fine plaque rectangulaire. La cinétique de fragmentation, ses origines ou encore la vitesse du front d'endommagement en fonction de la vitesse de l'impacteur sont ainsi visibles sur la face latérale et peuvent être enregistrés à l'aide d'une caméra haute vitesse (Figure 1-25).

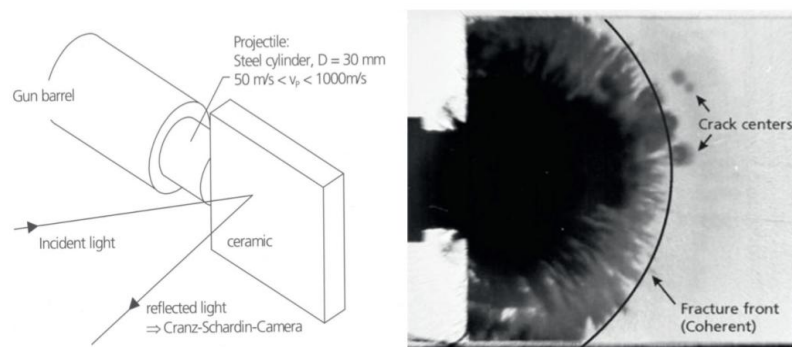


Figure 1-25 : Schéma de principe d'un essai d'impact sur la tranche [105].

Différents types de fissures et différentes vitesses de fissuration sont visibles lors d'un essai et pour une vitesse d'impact. Strassburger a ainsi pu démontrer que la vitesse d'impact du projectile avait une influence sur la vitesse du front d'endommagement. Le processus d'amorçage des fissures est également visible comme sur la Figure 1-25. Cette expérience a permis de comprendre que la fragmentation n'est pas constituée d'une unique fissure radiale comme lors d'une rupture dans un régime quasi-statique mais résulte de la coalescence de nombreuses fissures initiées au passage des ondes de chargement. On peut également différencier l'évolution du front de chargement (en gris foncé) précédant le front d'endommagement (en noir).

On retrouve deux configurations pour cet essai : la configuration ouverte présentée précédemment et la configuration fermée. La configuration fermée repose sur le même principe, mais dans ce cas le carreau de céramique est placé dans un sarcophage rigide. L'ensemble des fragments est ainsi maintenu en place. L'ajout d'une résine hyper fluide dans le sarcophage permet de maintenir les fragments ensemble et de réaliser une étude post mortem par la suite. Le faciès d'endommagement peut être étudié et la densité de fissuration mesurée. Il est apparu que la densité de fissuration est dépendante de la vitesse d'impact du cylindre métallique [108].

Ces informations telles que l'évolution de la vitesse du front de fissuration dans la céramique permettent de discriminer les modèles d'endommagement isotrope et anisotrope. Cet essai a permis d'identifier des grandeurs comme la densité locale de fissuration ainsi que leurs formes permettant de qualifier différents critères d'amorçage [109] et les lois d'évolutions de l'endommagement.

### 1.3.2. Caractérisation expérimentale d'une céramique fragmentée

Les céramiques sont des matériaux complexes. Leur comportement mécanique, leur endommagement et leur rupture dépendent de nombreux paramètres, propre au matériau en lui-même mais également aux conditions d'essais. On remarque que l'état de l'art jusqu'ici a concerné le matériau intact ou étant macroscopiquement homogène. Cependant lors d'un essai balistique, une fragmentation dense se produit en amont du projectile avant même la pénétration de la munition. Un matériau fragmenté se retrouve donc sollicité pour donner suite aux premiers instants de l'impact. On se propose ici, de donner des éléments en vue de permettre une caractérisation du comportement mécanique de la céramique fragmentée.

Ce n'est qu'assez récemment, à partir de la fin des années 90 [2, 110, 111], que la céramique fragmentée par impact balistique a été étudiée via des essais mécaniques. En effet, auparavant, les paramètres décrivant son comportement étaient obtenus par analyse inverse en essayant de corrélérer une simulation numérique avec les résultats expérimentaux d'essais balistiques (profondeur de pénétration, vitesse résiduelle du projectile après perforation, etc..).

Il existe ainsi dans la littérature plusieurs manières d'aborder le problème de la céramique fragmentée :

- Une description comme un matériau céramique admettant des caractéristiques réduites [112].
- Une description en termes de micromécanique des fragments entre eux.
- La transposition de résultats sur la poudre d'alumine.
- Une description comme un matériau homogène à part.

La difficulté majeure remarquée par Zinszner [106] est de pouvoir obtenir un matériau dans le même état de fragmentation que celui de la céramique fragmentée par l'onde de choc de l'impact. Afin d'améliorer la compréhension puis la simulation d'un phénomène balistique sur un BDD il est essentiel de pouvoir déterminer des caractéristiques mécaniques équivalentes d'un matériau considéré comme homogénéisé nommé « céramique fragmentée ». La majorité de la littérature concernant les céramiques techniques et leurs applications militaires se concentrent sur le comportement de la céramique intacte. Il existe ainsi un faible nombre d'approches du milieu fragmentaire à l'issue de la réponse chocs. [113, 114, 115]. On notera deux éléments essentiels lors de cette caractérisation [116]:

- Obtenir un matériau fragmenté analogue à celui présent après la réponse choc. Or, à la suite d'un essai balistique, les fragments récupérés ne sont plus dans leur état précédant la pénétration : ils sont dispersés, non confinés et endommagés par le contact du projectile. Ils sont donc impropres à la caractérisation. [106]
- Identifier quels paramètres vont se révéler pertinents à caractériser au regard des modèles de comportement adaptés pour modéliser le comportement mécanique de la céramique fragmentée. Ceci est non trivial au regard de la difficulté présentée ci-dessus et des importantes vitesses de déformation associées à des temps caractéristiques d'existence relativement courts.

Les méthodes de caractérisation mécaniques sur la céramique fragmentée se révèlent assez limitées dans la mesure où la cohésion des fragments est un facteur critique. Cela aboutit donc à des contraintes spécifiques quant au mode de fragmentation. L'agencement des fragments doit rester identique entre la phase de fragmentation et les tests mécaniques qui suivent. La friction entre les fragments et la pression de confinement sont primordiaux tant pendant la fragmentation que dans sa réponse mécanique. Il est peu réaliste de générer des éprouvettes à partir de fragments dispersés. Une éprouvette doit être fragmentée in situ dans la géométrie et les conditions qui permettront le test pour lequel elle est envisagée. Il est nécessaire de pouvoir accéder à

une quantification de cette fragmentation pour pouvoir établir une analogie entre les différentes méthodes de fragmentation.

Il est reconnu dans la littérature [117, 118], que, dans le cas de céramiques techniques, l'endommagement et la fragmentation induisent une détérioration des propriétés mécaniques. Toutefois, cette relation n'est pas réciproque : il existerait différentes formes de fragments qui possèdent les mêmes propriétés mécaniques détériorées. La détermination de caractéristiques mécaniques ne suffit pas à caractériser la céramique dans un certain état de fragmentation. On envisagera donc, préalablement à certains tests mécaniques, une caractérisation géométrique de la fragmentation. Cela permet de discuter de la répétabilité d'un processus de fragmentation. Une fois obtenue une céramique dans un état de fragmentation connue, on se propose d'établir ses propriétés mécaniques en compression alors que ses fragments sont maintenus agrégés les uns aux autres par un confinement.

Il a été constaté que le comportement de la céramique fragmentée divergeait du comportement de la céramique intacte et pouvait supporter l'analogie avec la mécanique des sols [114]. La céramique fragmentée, vue comme milieu continu, admet certaines propriétés mécaniques identiques à celles d'un milieu continu homogène. Lors d'une sollicitation en traction, ce milieu n'admet aucune résistance et s'écoule librement. Lors d'une sollicitation en compression (qui nous intéresse plus particulièrement dans le cadre de cette étude), la céramique fragmentée se comporte comme un milieu homogénéisé élastique linéaire isotrope. Toutefois son module d'Young apparent diverge de celui de la céramique intacte, on parle de phénomène d'endommagement qui dégrade les propriétés mécaniques. Ce milieu admet une limite d'élasticité, qui est dépendante du niveau de fragmentation, de la vitesse de déformation et de la pression. Cela aboutit donc à un comportement élasto-plastique dépendant de la pression [119]. Les modèles décrivant la pénétration du projectile dans le milieu fragmentaire ne sont pas détaillés ici. Il existe une compilation des modèles analytiques récents faite par Charles E. Anderson Jr. [120].

### **1.3.3. Modélisation du comportement (intact et fragmenté)**

Les paragraphes qui suivent présentent une synthèse des différentes approches et lois de comportement disponibles pour reproduire le comportement des matériaux fragiles sous sollicitations dynamiques. Nous différencierons l'endommagement en compression et l'endommagement/rupture en tension même si l'interprétation physique qui en est faite peut être parfois proche (fragmentation en compression par exemple).

#### **Lois de comportement élastique jusqu'à rupture**

Ce type de lois est généralement simples et n'incluent pas l'endommagement. Dans le modèle de Riou [51], le matériau est considéré comme purement élastique en supposant que la rupture en compression est due à la fissuration. Dans les modèles de type Weibull, le matériau peut également être considéré comme élasto-plastique avec la prise en compte des déformations permanentes. C'est également le cas du modèle phénoménologique de Cagnoux [121] ou du modèle de Johnson et Holmquist pour les céramiques et verres [122]. Pour ces lois de comportement une limite d'élasticité constante est définie, parfois avec une variation en fonction de la pression. Griffith établit une relation directe entre la taille du défaut et la contrainte à rupture. Il formule ainsi à partir du premier principe de la thermodynamique, une théorie de la rupture : un défaut devient instable et conduit à la rupture du matériau lorsque la variation d'énergie liée à une propagation du défaut atteint l'énergie spécifique du matériau. Cette théorie prévoit correctement la relation entre la contrainte à rupture et la taille du défaut dans les matériaux fragiles.

### Modélisation micromécanique

Dans le modèle de Rajendran-Grove, basé sur la micromécanique, les constantes élastiques de la céramique se dégradent au fur et à mesure que les dommages s'accumulent sous forme de micro fissures. Les dommages par micro fissures sont mesurés en termes de densité de micro fissures sans dimension. La loi d'évolution pour la croissance des micro fissures est dérivée de la mécanique de la rupture basée sur la propagation d'une seule fissure dans un régime dynamique. Lorsque la densité de micro fissures atteint une valeur critique, le matériau admet une rupture totale. Avant la fragmentation, le modèle permet également l'affaissement des pores afin de tenir compte de la porosité initiale dans la céramique intacte.

### Le modèle de Keita et al. [123]

Ce modèle considère une population initiale et localement périodique de microfissures dans le matériau. En considérant  $\epsilon$  la distance entre le centre de deux fissures voisines et  $l$  la longueur locale des microfissures, une variable d'endommagement est déterminée par :  $d = \epsilon/l$ .

Un critère énergétique est utilisé pour l'évolution de l'endommagement. Cependant, ce modèle nécessite un endommagement initial différent de zéro (présence de microfissures à l'état initial) et une distance entre chaque fissure ( $\epsilon$ ) ne pouvant être déterminée que par une analyse inverse d'après les résultats d'essais d'écaillage.

### Modèle de Johnson-Holmquist

Dans ce modèle le matériau est considéré comme élasto-plastique avec endommagement en fonction de la déformation. Différentes versions de ce modèle existent. La première version notée JH1, décrit le comportement des céramiques intactes et fragmentées en utilisant une loi d'endommagement faisant le lien entre ces deux états. L'évolution JH-2, propose une évolution de l'endommagement progressive permettant de décrire un adoucissement du comportement du matériau notamment en fonction de la déformation plastique. La dernière version du modèle, le J-H-B permet de prendre en compte les changements de phases créés lors d'un impact.

Les versions 1 et 3 (JH1 et JHB) sont mieux adaptées pour décrire la phase de pénétration, la fissuration ainsi que la phase de « Dwell » que le modèle JH2 [124, 125].

Cependant ce modèle ne permet pas de prendre en compte l'endommagement provoqué par la propagation d'ondes divergentes dans le matériau [54]. Son critère de rupture fait intervenir la pression et par conséquent ne peut reproduire l'endommagement provoqué par la traction ortho-radiale [109]. Ce modèle est utilisé par de nombreux auteurs pour le comportement des blindages double dureté [61, 126, 127].

L'intérêt spécifique du modèle JH2 [128] est qu'il décrit un état intermédiaire entre intact et pulvérisé au moyen d'une variable d'endommagement.

$$D = \sum \frac{\Delta \epsilon^p}{\Delta \epsilon_f^p} \quad \text{Eq. 1-29}$$

Avec  $\epsilon_f^p$  la déformation plastique maximale à rupture et  $\epsilon^p$  la déformation plastique.

On définit une pression normalisée :

$$P^* = \frac{P}{P_{HEL}} \quad \text{Eq. 1-30}$$

Avec  $P_{HEL}$  la pression à la limite élastique d'Hugoniot.

Pour la céramique intacte, le critère d'écoulement s'écrit :

$$\sigma_i^* = A (P^* + T^*)^N (1 + C \ln \dot{\epsilon}) \quad \text{Eq. 1-31}$$

Avec  $T^*$  la pression hydrostatique en traction maximale de la céramique intacte,  $P^*$  la pression normalisée,  $T^*$  la température normalisée, A, N et C des constantes matériaux.

Une forme similaire est définie pour la céramique complètement fragmentée :

$$\sigma_f^* = B (P^*)^M (1 + C \ln \dot{\epsilon}) \quad \text{Eq. 1-32}$$

Avec B, M et C des constantes matériaux.

On note que  $M = 1$  est une valeur souvent choisie dans la littérature. Le critère est alors linéairement dépendant à la pression, comme dans le cas du modèle de Drucker-Prager.

Le critère d'écoulement pour la céramique endommagée s'écrit :

$$\sigma^* = \sigma_i^* - D(\sigma_i^* - \sigma_f^*) \quad \text{Eq. 1-33}$$

Cela nécessite donc de caractériser le comportement de la céramique intacte pour déterminer les états intermédiaires. Cependant les paramètres ne sont pas directement mesurables et nécessitent une analyse inverse pour la détermination des paramètres.

Ce modèle a été adapté par Y. Michel [129] pour simuler le comportement d'une silice fondue. Il faut aussi remarquer que Y. Michel a utilisé la méthode Smooth Particle Hydrodynamics pour ses simulations numériques, afin de permettre la création de fissures d'orientation quelconque. En effet, lorsque la sollicitation est très rapide et génère des éclats et fragments, il s'avère nécessaire d'ajouter au modèle de comportement une méthode de création des fissures en plus de la dégradation continue de la matière. C'est particulièrement vrai pour les modèles inspirés de JH2, ou Cap model, qui consistent non seulement à introduire un abattement continu pour représenter l'effet de microfissurations, mais aussi une contrainte de compression sphérique maximale au-delà de laquelle la matière est dans un état de tel endommagement qu'elle n'a plus de résistance mécanique.

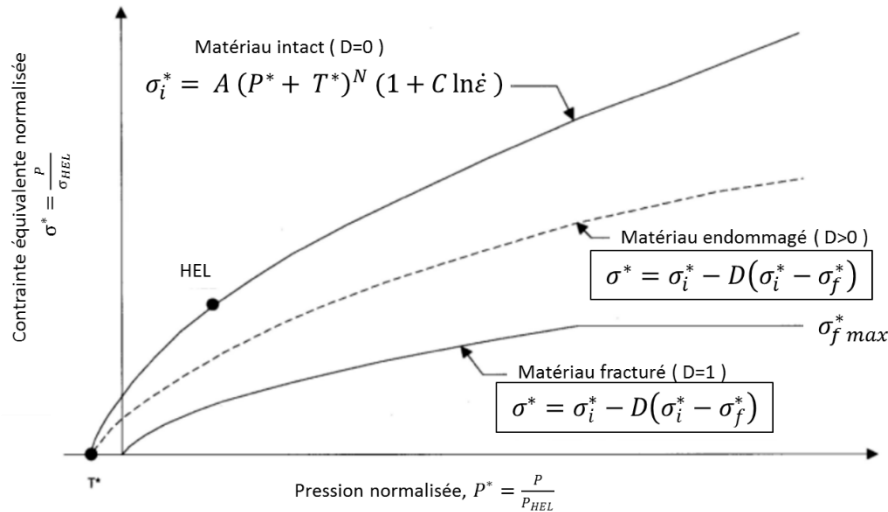


Figure 1-26 : Enveloppe élastique ( $p, \tau$ ) de la deuxième version du modèle Johnson-Holmquist [122].

### Le modèle d'endommagement anisotrope DFH (Denoual-Forquin-Hild)

La fragmentation dynamique dans les matériaux fragiles est le résultat de l'initiation et de la propagation de fissures à partir de défauts existants. [107, 130]. Le processus de fragmentation est gouverné par trois types de paramètres :

- Les paramètres liés à l'initiation des défauts (paramètres de Weibull).
- Les paramètres liés à la propagation de fissures (vitesse de propagation de fissure).
- Les paramètres liés à la vitesse de sollicitation.

L'hypothèse fondamentale de ce modèle concerne la densité de défauts, la population de défauts est considérée être la même sous sollicitations quasi-statique et dynamique.

La fragmentation dynamique correspond à une compétition entre l'initiation de fissures à partir des défauts et l'occultation de zone où des fissures pourraient s'initier à partir de défauts critiques existants. Cette occultation est due au relâchement de contraintes au voisinage des fissures existantes.

L'occultation est définie comme une relaxation des contraintes ( $\sigma < 0$ ) dans un domaine de taille  $Z_0 \cdot (T-t)$  au voisinage d'une fissure, empêchant l'activation de défauts critiques potentiels.  $T-t$  correspond à l'intervalle de temps entre l'initiation de la fissure au temps «  $t$  » et le temps actuel «  $T$  ». On suppose que la zone de relaxation des contraintes est centrée sur le point d'initiation de la fissure et croît de façon homogène dans toutes les directions.

$$V_0(T - t) = s[k \cdot C_0(T - t)]^n \quad \text{Eq. 1-34}$$

Avec :

- $s$  le paramètre de forme du volume d'occultation égal à  $4\pi / 3$  en supposant que les volumes d'occultation sont similaires à des sphères en 3D ( $n = 3$ ).
- $k$  est un paramètre constant supposé égal à 0,38 [131].
- $C_0$  est la vitesse d'onde longitudinale.

La loi d'interaction entre les défauts critiques du matériau et les fissures déjà créées est donnée par le concept de probabilité de non-obscurcissement  $P_{no}$  ou « hypothèse du maillon le plus faible local » [131] :

Oberg et al [132] ont mesuré lors d'essai d'impact la vitesse de propagation de fissure pour deux aluminés différentes (ayant des puretés de 97 et 99.7%). De cette étude il est ressorti que la vitesse de propagation de fissure est dépendante de la vitesse initiale d'impact. Cette différence est cependant faible. Bien qu'instable il en a conclu que la vitesse de propagation de fissures est communément égale à :

$$v_{crack} = \frac{1}{2} \cdot C_S \quad \text{Eq. 1-35}$$

Avec  $C_S$  la vitesse de propagation des ondes de cisaillement définie par :

$$C_S = \sqrt{\frac{E}{2\rho(1+\nu)}} \quad \text{Eq. 1-36}$$

Avec  $E$  le module de Young du matériau,  $\rho$  sa masse volumique et  $\nu$  son coefficient de Poisson.

Dans le cas d'une fragmentation multiple, la probabilité de non occultation à un point donné dans un volume sollicité est égale à [107] :

$$P_{NO} = \exp\left(-\int_0^T \frac{d\lambda_t(t)}{dt} V_0(T-t) dt\right) \quad \text{Eq. 1-37}$$

En considérant que la population de défauts activés est la même sous un chargement quasi statique et dynamique,  $\lambda_t$  est la densité de défauts critique donnée par l'équation 1-41.

La variable d'endommagement  $D$  est définie à partir de la probabilité de non-occultation et peut également être écrite comme le ratio entre le volume occulté et le volume total comme précisé par Denoual [107] :

$$D = 1 - P_{NO} \simeq \frac{V_0}{V_{total}} \quad \text{Eq. 1-38}$$

Dans ce modèle, l'endommagement est considéré comme anisotrope et la variable d'endommagement est définie pour chaque direction principale. Le tenseur de déformation total est relié au tenseur de contrainte total dans le matériau endommagé via la matrice de souplesse donnée par la relation (33) de la référence [107]. Les déformations dans les directions principales s'expriment des contraintes principales à partir du premier bloc de cette matrice de souplesse (eq. (13) de [231]) :

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{E} \begin{bmatrix} \frac{1}{1-D_1} & -\nu & -\nu \\ -\nu & \frac{1}{1-D_2} & -\nu \\ -\nu & -\nu & \frac{1}{1-D_3} \end{bmatrix} \bar{\Sigma} \quad \text{Eq. 1-39}$$



Dans le cas d'une fragmentation multiple, l'accroissement de chaque variable d'endommagement  $D_i$  est défini par [130, 231] :

$$\frac{d^{n-1}}{dt^{n-1}} \left( \frac{1}{1-D_i} \frac{dD_i}{dt} \right) = n! s \left( \frac{1}{2} C_s \right)^n \lambda_t(\sigma_i(t)), \text{ Lorsque } \frac{d\sigma_i}{dt} > 0 \text{ et } \sigma_i > 0 \quad \text{Eq. 1-40}$$

En considérant que de nouvelles fissures s'ouvrent en dehors des zones occultées, l'augmentation de la densité de fissuration donnée par Forquin et al. [130] est :

$$\frac{\partial \lambda_{crack}}{\partial t} = P_{NO} \frac{\partial \lambda_t}{\partial t} \quad \text{Eq. 1-41}$$

Le processus de fragmentation se termine quand tous les volumes sont occultés. Denoual et Hild [133] ont obtenus les paramètres caractéristiques pour ce modèle incluant  $t_c$ . Ce temps caractéristique correspond au moment auquel chaque fissure occulte un volume égal au volume total divisé par le nombre total de fissures. Ce paramètre est égal à :

$$t_c = \left( \lambda_0^{-\frac{1}{m}} \cdot \sigma_0 \right)^{\frac{m}{m+n}} \cdot \sigma'^{\frac{-m}{m+n}} \cdot \left( \frac{1}{\frac{1}{s^n} \cdot v_{crack}} \right)^{\frac{n}{m+n}} \quad \text{Eq. 1-42}$$

De plus, la variable d'endommagement peut aussi s'écrire comme une fonction du temps caractéristique lorsque l'accroissement des contraintes est supposé constant [133].

$$D = 1 - \exp \left( \frac{-m! n!}{(m+n)!} \cdot \left( \frac{T}{t_c} \right)^{m+n} \right) \quad \text{Eq. 1-43}$$

La quasi-totalité du processus d'endommagement se réalise entre les instants  $t_c$  et  $2 t_c$  [133]. Le temps caractéristique donne une indication sur la durée du phénomène d'endommagement dans le matériau pour un taux de déformation constant.

En considérant la contrainte ultime  $\Sigma_u$  comme la contrainte macroscopique maximale dans le matériau lorsque  $\frac{d\Sigma(t)}{dt} = 0$ ,  $\Sigma_u$  s'écrit [231] :

$$\begin{aligned} \Sigma_u &= \sigma_c \left( \frac{1}{e} \cdot \frac{(m+n-1)!}{m! n!} \right)^{\frac{1}{m+n}} \\ &= \left( \lambda_0^{-\frac{1}{m}} \cdot \sigma_0 \right)^{\frac{m}{m+n}} \cdot \left( \frac{\sigma'}{\frac{1}{s^n} \cdot v_{crack}} \right)^{\frac{n}{m+n}} \cdot \left( \frac{1}{e} \cdot \frac{(m+n-1)!}{m! n!} \right)^{\frac{1}{m+n}} \end{aligned} \quad \text{Eq. 1-44}$$

### **1.3.4. Céramique : Synthèse**

Le comportement des matériaux fragiles dans un régime quasi statique ou dynamique, qui font l'objet de cette étude, a été présenté. Les phénomènes de fragmentation et de compaction sous choc apparaissent particulièrement importants car ils interviennent à des niveaux de contraintes largement atteints au niveau d'impact traité dans ce travail et conditionnent, par conséquent, la pénétration du projectile dans la plaque de céramique. De même, le comportement en traction, à l'origine de l'essentiel de l'endommagement observé sur des cibles fragiles (cf. 1.3.1.2) a été présenté. Ces informations permettront une analyse complète des phénomènes physiques à l'origine des dommages et processus d'éjection présentés dans le chapitre 3 du manuscrit. Il est donc particulièrement important de caractériser les dommages et la matière éjectée qui en résulte.

Si les tendances du comportement des céramiques ont été décrites dans ce chapitre, il convient d'analyser plus précisément le comportement de la céramique étudiée dans ce travail, c'est-à-dire l'alumine.

Cette étude nécessite la détermination de l'élasticité non linéaire, la mesure de la limite élastique d'Hugoniot et la caractérisation du comportement au-dessus de la limite élastique (fragmentation et compaction). Ceci fera l'objet du chapitre 2. Enfin, dans l'optique d'une modélisation de l'endommagement et de l'éjection de matière lors d'impacts tridimensionnels, les informations présentées dans ce chapitre serviront de base au recalage et à l'enrichissement du modèle de comportement sélectionné permettant la reproduction des phénomènes présentés précédemment. Ces développements seront abordés au chapitre 3.

Dans ce chapitre, nous avons également souligné l'importance de prendre en compte le phénomène de propagation d'ondes dans l'analyse de la phénoménologie d'un impact à haute vitesse. Ceci est particulièrement utile pour les cibles en céramique pour lesquelles les chocs sont responsables de la fragmentation en compression, et les détentes, de la rupture en tension. Une présentation détaillée de la dynamique des ondes de choc et de leurs effets sur la céramique sera présentée par la suite.

Dans le cadre de cette thèse, nous utiliserons le formalisme du modèle Denoual-Forquin-Hild qui a été développé pour reproduire les dommages en traction, et l'adapterons pour prendre en compte différents taux de chargements et le comportement en compression, et en particulier au-delà de la LEH. Le modèle sera présenté au chapitre 2. Nous enrichirons également ce modèle afin de reproduire le comportement de la céramique fragmentée. Cette amélioration sera présentée au chapitre 4.

## **1.4. Le composite en tant que protection balistique**

### **1.4.1. Caractérisation expérimentale**

Les différentes méthodes d'essais « simples » permettant la caractérisation du comportement mécanique d'un pli ne seront pas exposées. Le lecteur pourra cependant se référer aux normes associées aux différents essais qui présentent avec précision toutes les conditions nécessaires.

Pour la caractérisation du pli en traction, il existe la norme ASTM D3039. Comme nous l'avons vu dans le paragraphe 1.1.2.1, la structure des composites varie et influe fortement sur les propriétés macroscopiques du matériau. Lors d'un essai de traction, la variation de la direction de sollicitation souligne l'anisotropie du matériau due à l'orientation des fibres. La rigidité du matériau dans le sens des fibres est apportée par la composition du composite et le pourcentage de fibres présentes dans le matériau. Cette méthode d'essai détermine la résistance à la traction quasi statique et les propriétés d'allongement des composites à fibres longues.

La norme ASTM D6641 quant à elle, détaille le protocole pour la caractérisation du pli en compression. Cette méthode d'essai détermine la résistance à la compression et les propriétés de rigidité des matériaux composites à matrice polymère.

La norme ASTM D7264 est conçue pour mesurer la rigidité en flexion et les propriétés de résistance des composites à matrice polymère. Cette méthode d'essai comprend deux procédures : un essai de flexion en trois points avec chargement central sur une poutre simplement supportée et un essai de flexion en quatre points avec deux points de chargement. Les deux procédures donnent des valeurs légèrement différentes car les emplacements du moment de flexion maximal et de la contrainte de flexion maximale sont différents.

D'autres essais existent afin d'évaluer l'endommagement et le délaminage d'un composite stratifié. On retrouve notamment l'essai d'indentation quasi statique. Dans un blindage double dureté le composite joue le rôle crucial d'absorber l'énergie par divers mécanismes d'endommagement inter et intra-laminaires tels que le délaminage, la rupture de fibre ou encore la fissuration matricielle, qu'il est nécessaire de caractériser.

Par conséquent, la prévision de ces dommages, l'absorption d'énergie et la résistance à la pénétration sont critiques dans ces phénomènes balistiques. Il a été proposé dans la littérature que les dommages mécaniques qui apparaissent lors d'un événement d'impact pénétrant à grande vitesse sont les mêmes que ceux d'un essai de cisaillement quasi statique [134, 135]. Le niveau de déplacement pour lequel chaque dommage est initié a été considéré comme comparable pour des domaines de vitesse de sollicitation statiques et dynamiques [136].

Cet essai consiste à poinçonner une plaque composite avec un poinçon considéré comme rigide, cette plaque est maintenue par un bâti possédant une ouverture circulaire au centre tel que présenté Figure 1-27.

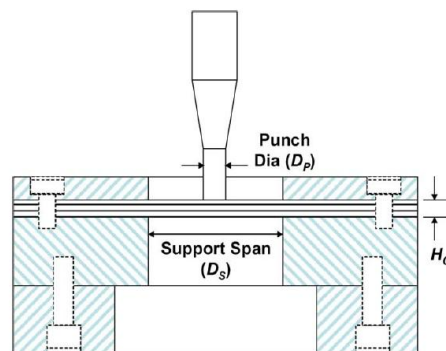


Figure 1-27 : Schéma de principe d'un essai d'indentation statique (Punch shear loading test) [136].

Les échantillons composites sont boulonnés entre les plaques de support et la plaque de couverture. Le poinçon est mis en mouvement à une vitesse de déplacement constante et les énergies absorbées à différents niveaux de dommages sont obtenues à partir des courbes de charge –décharge.

Les plaques stratifiées sont testées pour identifier les modes d'endommagement dominants. Après chaque essai, les plaques endommagées sont sectionnées pour visualiser l'étendue du délaminage et des dommages.

La Figure 1-28 présente les courbes typiques de force-déplacement pour différentes épaisseurs de plaque. La courbe montre une légère chute de force indiquant le début du délaminage. Quand la force augmente, un régime oscillatoire est visible lors de la propagation du délaminage. Après le pic, la charge chute rapidement à une valeur faible et reste constante. Cela correspond à la formation de bouchon où la friction peut se développer entre le poinçon et la plaque endommagée.

Dans cette étude de Xiao [135], la courbe force-déplacement a été simulée jusqu'à la formation de bouchons en réduisant progressivement le module de cisaillement du matériau dans leur simulation par éléments finis. La réduction du module de cisaillement se fait sur la zone endommagée identifiée dans les essais de cisaillement. Une fois le pic atteint, la simulation a été arrêtée. Ainsi il est possible d'obtenir un facteur de réduction de module qui peut être utilisé pour modéliser tout événement de pénétration balistique.

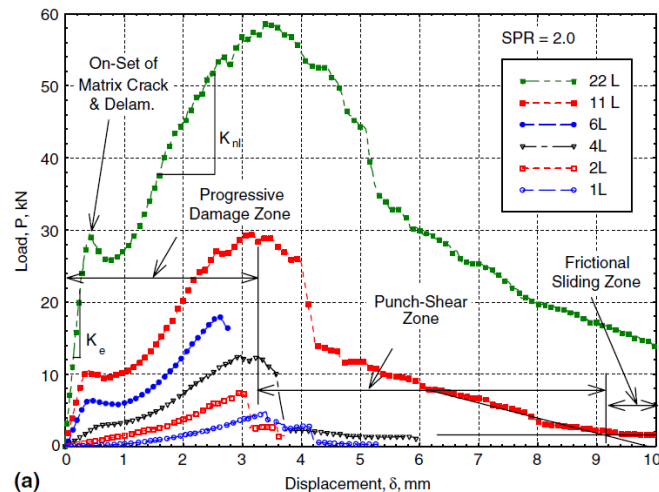


Figure 1-28 : Courbes force-déplacement d'un essai d'indentation statique (Punch shear loading test) [135].

Les courbes force déplacement montrent clairement un comportement bi-linéaire jusqu'à la charge maximale pour les stratifiés épais et un comportement linéaire pour les stratifiés minces.

La rigidité initiale de l'échantillon, notée  $K_e$ , peut être définie par la pente initiale de la courbe charge-déplacement. Plus loin le chargement à charge maximale présente un ramollissement non linéaire et correspond à la fissuration matricielle progressive et à la propagation du délaminage dans le stratifié.

La raideur dans la zone d'endommagement progressif notée  $K_{nl}$ , peut être déterminée à partir de la pente dans la partie bi-linéaire de la courbe charge-déplacement. Le cisaillement et l'écrasement locaux des fibres accompagnées de la flexion des fibres et de la chute progressive de la force dans la zone de cisaillement représente la traction à rupture pendant le processus de cisaillement. Le plateau de force correspond à la friction entre le stratifié et le poinçon.

Pour modéliser le cisaillement avec succès, il est nécessaire de comprendre l'évolution des dommages au cours des expériences et comment ils sont simulés dans les modèles de matériaux. Voici la séquence des modes de ruine observés pour un composite :

- Amorçage du délaminage,
- Propagation du délaminage,
- Compression des fibres et rupture par cisaillement,
- Tension des fibres et la rupture par cisaillement.

## 1.4.2. Modélisation du comportement

Afin de modéliser le comportement mécanique d'un composite, on distingue quatre échelles d'observation :

La première échelle, ou échelle macroscopique représente la structure dans son ensemble. Le composite est vu comme un système soumis à des chargements extérieurs, ici un torseur de résultante  $\vec{F}$  et de moment  $\vec{M}$ , la taille caractéristique de ce système est  $L$ .

L'échelle intermédiaire, ou échelle mésoscopique représente le comportement au niveau du volume équivalent. À cette échelle, les sollicitations extérieures sont vues comme des déformations et contraintes, homogènes sur le contour et/ou surface de taille caractéristique  $l$ .

L'échelle des constituants, ou échelle microscopique. Dans cette échelle les constituants sont vus comme des milieux continus de dimensions finies de taille caractéristique  $d$ . On peut se trouver alors à la limite de la représentation de la matière par un milieu continu  $d_0$ .

L'échelle du chargement, telle que la variation spatiale du chargement induise des chargements 'vus' comme constants à l'échelle du volume élémentaire représentatif (VER) ( $l \ll \lambda$ ).

À un niveau microscopique on différencie la matrice des fibres. En homogénéisant le milieu il en résulte un milieu homogène anisotrope à une échelle macroscopique.

Le cas qui nous intéresse dans cette étude est celui d'une couche renforcée par des fibres uniformément distribuées dans le corps de la couche.

### 1.4.2.1. Modélisation du comportement élastique

Nous avons vu précédemment la constitution des stratifiés et des plis unidirectionnels (cf. 1.1.2.1). Ces derniers sont en fait l'association de deux constituants qui sont des fibres longues disposées parallèlement entre elles et d'une résine permettant d'assurer la cohésion de l'ensemble. Cette résine possède un comportement isotrope à première vue, bien qu'il soit difficile de le vérifier expérimentalement. En effet, un essai sur un bloc de résine sans fibres n'est pas représentatif car la polymérisation est fortement influencée par la présence de ces dernières. La même approximation est couramment utilisée pour le comportement des fibres.

En conclusion le comportement global d'un pli unidirectionnel peut être considéré comme celui d'un pli de matériau homogène isotrope transverse. En effet, la rigidité dans la direction des fibres est sans aucun doute plus élevée que la rigidité transversale due à l'association fibres-résine. Cette dernière étant indépendante des deux directions ( $\vec{x}_2$  et  $\vec{x}_3$  orthogonaux au plan du pli).

L'observation des résultats de différents essais simples, qui seront exposés par la suite (cf. 3.3), fait apparaître le caractère élastique du comportement d'un pli jusqu'à des taux élevés de déformations dans le sens des fibres ; à l'opposé du sens transverse où l'inélasticité apparaît tôt. Dans une approximation le comportement de ce pli unidirectionnel constitué de fibres longues peut être représenté par un comportement élastique isotrope transverse. La matrice reliant le tenseur des déformations au tenseur des contraintes est donc invariante par rotation autour de l'axe parallèle aux fibres ( $0, x_1$ ) et seulement huit coefficients suffisent pour représenter le comportement du pli :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{22}} & -\frac{\nu_{31}}{E_{33}} \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{33}} \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{33}} \\ & & & \frac{1}{G_{12}} \\ & & & & \frac{1}{G_{23}} \\ & & & & & \frac{1}{G_{13}} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{Bmatrix} \quad \text{Eq. 1-45}$$

Avec :

- $E_{11}$  le module d'Young dans le sens des fibres
- $E_{22}$  le module d'Young dans le sens transverse
- $E_{33}$  le module d'Young hors plan
- $\nu_{12}$  le coefficient de Poisson dans le sens des fibres
- $\nu_{23}$  le coefficient de Poisson dans le plan transverse
- $\nu_{13}$  le coefficient de Poisson dans le plan transverse
- $G_{12}, G_{23}, G_{13}$  les modules de cisaillement

#### 1.4.2.2. Modélisation simple de la rupture

Pour la modélisation du comportement mécanique des composites, la connaissance des rigidités élastiques du matériau est nécessaire. Cependant, dans notre domaine d'étude la rupture du matériau doit également être connue. Dans le domaine balistique, il est impératif d'appréhender l'endommagement et la rupture du matériau composite. De nos jours, l'approche phénoménologique est la plus utilisée, le pli est considéré comme homogène. La rupture du matériau est traduite par un critère de résistance maximum ou un critère de déformation maximum. Ces valeurs limites sont issues d'essais simples (traction, compression, cisaillement, ...). Malheureusement, ces critères sont très optimistes et surestiment largement la résistance du pli soumis à un état complexe de contrainte. Très pratiques à utiliser, ces critères possèdent un inconvénient majeur : ils ne fournissent aucun renseignement sur les différents modes de rupture. Pour remédier à cela, H. Ashin [137] propose un modèle où il utilise en « parallèle » quatre critères de rupture fragile sous forme polynomiale, qui caractérisent respectivement quatre modes de rupture observables au cours d'essais sur des plis unidirectionnels soumis à des sollicitations simples :

- Rupture fragile des fibres en traction
- Rupture en traction de l'interface
- Rupture en compression des fibres
- Rupture en compression de la matrice

### 1.4.2.3. Mécanique des dommages continue (CDM)

Le principe de la mécanique des dommages continus est de traiter les micro-discontinuités (défauts, fissures, ...) à un niveau macroscopique en homogénéisant les dommages sur un volume d'éléments représentatifs (VER). Une variable d'endommagement  $d$  est introduite à l'échelle macroscopique pour décrire l'état d'endommagement du matériau dans le cadre de la thermodynamique irréversible.  $d = 0$  lorsqu'aucun dommage n'est présent dans le matériau et  $d = 1$  représente une rupture totale du matériau. Un état de dommage partiel correspond à  $0 < d < 1$ . Habituellement,  $d$  est directement lié à la surface cumulée de fissures. La zone effective qui soutient le chargement est écrite comme :

$$S_{eff} = S - S_d \quad \text{Eq. 1-46}$$

Où  $S$  est l'aire de la section transversale totale,  $S_d$  est la surface totale endommagée de la section transversale et  $S_{eff}$  est la surface restante non endommagée.

$d$  peut être défini comme :

$$d = \frac{S_{eff}}{S} = \frac{S - S_d}{S} \quad \text{Eq. 1-47}$$

La contrainte effective  $\hat{\sigma}$  est définie comme la contrainte transmise sur la surface intacte de la section transversale d'un volume d'élément représentatif. Basé sur la théorie des dommages isotropes proposée à l'origine par Matzenmiller [140], la relation entre les contraintes dans une configuration non endommagée et endommagée est notée comme :

$$\hat{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - d} \quad \text{Eq. 1-48}$$

La loi élastique sous chargement uni axial est écrite sous la forme :

$$\hat{\sigma} = E \epsilon^{elas} \quad \text{Eq. 1-49}$$

Avec  $E$  le module de Young initial du matériau non endommagé et  $\epsilon^{elas}$  la déformation élastique.

En introduisant l'équation 1-49 dans l'équation 1-50 la loi élastique peut être réécrite en termes de contrainte nominale basé sur un module effectif :

$$\hat{\sigma} = E(1 - d)\epsilon^{elas} = E_d \epsilon^{elas} \quad \text{Eq. 1-50}$$

Avec  $E_d$  module de Young du matériau endommagé.

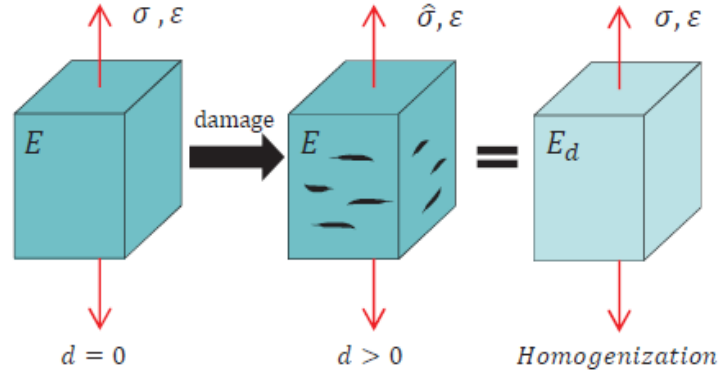


Figure 1-29 : Schématisation d'un élément de volume en fonction de son endommagement  $d$  [139].

Ainsi, un matériau contenant des fissures peut être traité comme un matériau homogène avec des constantes élastiques dégradées contrôlées par le dommage scalaire  $d$ .

### Loi de comportement 3D avec endommagement

Si on se place en trois dimensions, la relation entre la contrainte effective et la contrainte nominale définie dans l'équation 1-49 est exprimé par :

$$\begin{Bmatrix} \hat{\sigma}_{11} \\ \hat{\sigma}_{22} \\ \hat{\sigma}_{33} \\ \hat{\sigma}_{12} \\ \hat{\sigma}_{23} \\ \hat{\sigma}_{13} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/(1-d_1) & & & & & \\ & 1/(1-d_2) & & & & \\ & & 1/(1-d_3) & & & \\ & & & 1/(1-d_4) & & \\ & & & & 1/(1-d_5) & \\ & & & & & 1/(1-d_6) \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{Bmatrix} \quad \text{Eq. 1-51}$$

Avec  $d_i$  ( $i = 1, 2, 3, \dots, 6$ ) la variable d'endommagement.

En trois dimensions, la matrice de souplesse d'un matériau orthotrope exprimée en contrainte effective est telle que :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{22}} & -\frac{\nu_{31}}{E_{33}} & & & \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{33}} & & & \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{33}} & & & \\ & & & \frac{1}{G_{12}} & & \\ & & & & \frac{1}{G_{23}} & \\ & & & & & \frac{1}{G_{13}} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \hat{\sigma}_{11} \\ \hat{\sigma}_{22} \\ \hat{\sigma}_{33} \\ \hat{\sigma}_{12} \\ \hat{\sigma}_{23} \\ \hat{\sigma}_{13} \end{Bmatrix} \quad \text{Eq. 1-52}$$

En remplaçant la relation entre  $\hat{\sigma}$  dans  $\sigma$  dans l'équation 1-49, la matrice de souplesse contenant les variables d'endommagement s'écrit comme :



$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{12} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}^0(1-d_1)} & -\frac{\nu_{21}}{E_{22}^0} & -\frac{\nu_{31}}{E_{33}^0} & & & \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}^0} & \frac{1}{E_{22}^0(1-d_2)} & -\frac{\nu_{32}}{E_{33}^0} & & & \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{11}^0} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}^0} & \frac{1}{E_{33}^0(1-d_3)} & & & \\ & & & \frac{1}{G_{12}^0(1-d_4)} & & \\ & & & & \frac{1}{G_{23}^0(1-d_5)} & \\ & & & & & \frac{1}{G_{13}^0(1-d_6)} \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{pmatrix} \quad \text{Eq. 1-53}$$

Il est à noter que  $d_i$  n'affecte que les éléments diagonaux de la matrice de souplesse, tandis que les autres composantes de la matrice ne sont pas affectées.

La valeur des composantes non diagonales de la matrice de souplesse est indépendante des dommages et assure la symétrie de la matrice de souplesse.

$$\frac{\nu_{ij}(1-d_i)}{E_i(1-d_i)} = \frac{\nu_{ij}}{E_i} \quad (i, j = 1, 2, 3; i \neq j) \quad \text{Eq. 1-54}$$

#### 1.4.2.4. Modèle de Matzenmiller-Lubliner-Taylor (MLT)

Le modèle dit MLT de Matzenmiller-Lubliner-Taylor [140] est basé sur le principe de la rupture progressive de Hashin [137], et sur la mécanique d'endommagement de Matzenmiller [140]. Dans ce modèle, l'adoucissement de l'endommagement après rupture est intégré. Les modes de ruine sont déterminés grâce à des distributions de probabilité décrits par des lois de Weibull. Le formalisme peut être adapté à tous types de composites, en supposant que les dommages ne modifient pas la nature et les directions de l'anisotropie, et que le matériau endommagé conserve un comportement élastique jusqu'à rupture. La rupture est considérée comme l'état limite où le dommage remplit 100% du volume ( $d=1$ ). Une relation est écrite entre le taux de dommage pour chaque direction et la vitesse de ruine suivant les modes de ruine qui peuvent créer ces dommages. Cette formule écrite

Les six variables d'endommagement sont reliées à cinq modes de rupture par les fonctions de seuil  $r_j$  ( $j = 1, 2, 3, 4, 5$ ). Les régions en contrainte, où l'endommagement ne change pas sont délimitées par une série de surfaces  $f_j(\sigma, d_j, r_j) = 0$ . Pour un seuil donné  $r_j$ , le matériau n'accumule pas plus d'endommagement si  $f_j(\sigma, d_j, r_j) < 0$ .

Lorsque la condition  $f_j(\sigma, d_j, r_j) = 0$  est atteinte, un seuil actualisé  $r_j$  doit être déterminé en fonction de  $\sigma$  et de  $d_j$ .

$$f_j(\sigma, d_j, r_j) = f_j(\sigma, d_j) - r_j^2 = \sigma_T \cdot F_j \cdot \sigma - r_j^2 = 0 \quad \text{Eq. 1-55}$$

Pour chaque critère de rupture, une formulation spécifique de  $f(\sigma, d_i, r_i)$  est obtenue à partir d'essais mécaniques élémentaires. Les cinq critères de rupture utilisés ici sont ceux dérivés par Ilyas (où  $\langle \dots \rangle$  sont les braquets de Macaulay qui font référence à la valeur positive) :

### **Rupture de fibre en traction dans l'axe des fibres pour un pli unidirectionnel :**

$$f_1(\sigma, d_1, r_1) = \left( \frac{\langle \sigma_{11} \rangle}{X_T} \right) + \left( \frac{\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2}{S_{12}^2} \right)^2 - r_1^2 = 0 \quad \text{Eq. 1-56}$$

Avec  $X_T$  est la limite à rupture en traction dans la direction des fibres.

### **Rupture de fibre en compression dans l'axe des fibres pour un pli unidirectionnel :**

$$f_2(\sigma, d_2, r_2) = \left( \frac{\langle -2\sigma_{11} + \langle -\sigma_{22} - \sigma_{33} \rangle \rangle}{2X_C} \right)^2 - r_2^2 = 0 \quad \text{Eq. 1-57}$$

Avec  $X_C$  est la limite à rupture en compression dans la direction des fibres

### **Rupture du pli due à la compression sphérique pour un pli unidirectionnel :**

$$f_3(\sigma, d_3, r_3) = \left( \frac{\langle -\sigma_{11} - \sigma_{22} - \sigma_{33} \rangle}{3Z_C} \right)^2 - r_3^2 = 0 \quad \text{Eq. 1-58}$$

Avec  $Z_C$  la limite à rupture en compression sphérique.

Ce mode de rupture est lié à une sollicitation en compression sphérique, en raison de contraintes élevées dans la zone située en dessous du projectile lors d'un l'impact. Ce critère est essentiel en cas de pénétration de projectile jusqu'à la perforation.

### **Rupture du pli due à une sollicitation en cisaillement pour un pli unidirectionnel :**

$$f_4(\sigma, d_4, r_4) = \left( \frac{\langle \sigma_{22} \rangle}{Y_T} \right)^2 + \left( \frac{\langle -\sigma_{22} \rangle}{Y_C} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{12}}{S_{12} + \langle -\sigma_{22} \rangle \tan \varphi} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{23}}{S_{23} + \langle -\sigma_{22} \rangle \tan \varphi} \right)^2 - r_4^2 = 0 \quad \text{Eq. 1-59}$$

Ce critère représente la rupture due aux contraintes de cisaillement. Cette équation prend en compte la rupture due à la traction et à la compression pure dans les directions transverses via les paramètres  $Y_T$  et  $Y_C$ .

### **Délaminage (Rupture à l'interface) pour un pli unidirectionnel :**

$$f_5(\sigma, d_5, r_5) = \left( \frac{\langle \sigma_{33} \rangle}{Z_T} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{13}}{S_{13} + \langle -\sigma_{33} \rangle \tan \varphi} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{23}}{S_{23} + \langle -\sigma_{33} \rangle \tan \varphi} \right)^2 - r_5^2 = 0 \quad \text{Eq. 1-60}$$

Dans ce critère de rupture, un couplage est fait entre la contrainte normale  $\sigma_{33}$  et les contraintes de cisaillement transverses  $\sigma_{13}$  et  $\sigma_{23}$ , respectivement parallèle et perpendiculaire à la direction des fibres.  $Z_T$  est la contrainte à rupture en traction transverse.  $S_{12}$  et  $S_{23}$  et  $S_{13}$  sont les limites à rupture en cisaillement dans les plans 1-2, 2-3 et 1-3. Le critère de rupture prend en compte la variation du comportement mécanique due à

l'ouverture ou à la fermeture des fissures. Dans les équations 1-60 et 1-61, le terme  $\tan \varphi$  prend en compte les frictions associées au cisaillement une fois que les fissures transverses ont été ouvertes.

### Loi d'évolution de l'endommagement

La forme des variables d'endommagement  $d$  a été définie par Matzenmiller et al [140]. L'expression du dommage est :

$$d_i = q_{ij} \cdot \phi_j \text{ avec } (i = 1,2, \dots,6) \text{ et } (j = 1,2, \dots,5) \quad \text{Eq. 1-61}$$

$\phi_j$  est une fonction scalaire utilisée pour contrôler la quantité d'endommagement et  $q_{ij}$  est une fonction vectorielle qui relie des modes de rupture à la croissance des endommagements.

$$\phi_j = 1 - \exp\left(\frac{1 - r_j^m}{m}\right) \quad \text{Eq. 1-62}$$

Le paramètre  $m$  est un paramètre d'adoucissement des contraintes,  $r_j$  le seuil d'endommagement pour les différents modes de ruine. Ce paramètre est choisi pour améliorer la modélisation du comportement mécanique du composites issus d'essais de caractérisation élémentaire. Il peut également être défini en fonction de la vitesse de déformation et est responsable de la rupture fragile du matériau. Différentes valeurs de  $m$  peuvent être choisies, une pour chaque variable d'endommagement, mais il est alors difficile de déterminer les valeurs à travers de simples campagnes d'essais.

### 1.4.3. Synthèse, besoins et choix du modèle composite

La prévision des dommages de types ruptures des fibres et délaminages et celle de l'absorption d'énergie associée à ces mécanismes est nécessaire si l'on souhaite représenter et prévoir la résistance à la pénétration et à la perforation d'un projectile dans des phénomènes balistiques. Il a été proposé dans la littérature que les dommages mécaniques qui apparaissent lors d'un événement d'impact pénétrant à grande vitesse sont les mêmes que ceux d'un essai de cisaillement quasi statique [134, 135]. Le niveau de déplacement pour lequel chaque dommage est initié a été considéré comme comparable pour des domaines de vitesse de sollicitation statiques et dynamiques [136]. Par ailleurs Malaise [66] a observé un échauffement de 70°C lors de l'impact hyper vélocé d'un barreau métallique sur une céramique technique. Les conditions de nos essais étant moins sévères, la vitesse et la masse du projectile, considérées lors de notre étude, induisent donc un échauffement que nous pouvons considérer comme négligeable. Ainsi, l'utilisation d'une loi de comportement mécanique sans prise en compte des auto échauffements, et permettant de décrire ces comportements (ruptures de fibres, délaminages, reproduction d'un essai de cisaillement, énergie absorbée) est suffisante.

La loi de comportement de type « Diffuse Damage Model (DDM) » précédemment développée à l'ICA à partir des équations analytiques de Matzenmiller et adaptée aux matériaux composites aéronautiques a été choisie. Ce modèle est basé sur une mécanique continue d'endommagement et a montré son efficacité pour la représentation de phénomènes d'impact sur composite stratifié. Ce modèle matériau est choisi comme base du développement d'une routine codée en fortran dans le code commercial de calcul par éléments finis Abaqus® Explicit sous la forme d'une loi utilisateur. Les équations seront adaptées à notre matériau et à l'échelle élémentaire de représentation que nous choisirons au chapitre 3.

## 1.5. Conclusion du chapitre

Le chapitre s'est intéressé à l'étude des sources bibliographiques présentant les solutions de protections balistiques actuelles et les mécanismes de lésion qui motivent et orientent les critères de performance et donc de conception optimale. Les différentes normes ont été présentées. Les mécanismes d'arrêt des projectiles ont été décrits.

Il apparaît que les modifications apportées aux structures de protection balistique ont principalement pour but d'augmenter leur fiabilité tout en réduisant leur masse. Ainsi, le combattant peut bénéficier du meilleur niveau de protection balistique tout en conservant une bonne mobilité. Le niveau de protection balistique correspond à la puissance d'attaque à laquelle le gilet pare-balles peut faire face. Les niveaux les plus élevés peuvent protéger contre les attaques décrites pour les niveaux inférieurs mais ne protégeront quand même que jusqu'aux menaces décrites. Dans cette dynamique d'amélioration de l'existant, la recherche de solutions plus performantes, notamment pour les protections balistiques personnelles, est continue.

C'est dans cette optique que les premiers blindages multicouches à composante céramique ont fait leur apparition, en remplacement de l'acier ou de l'alliage monolithique. Les premières études sur ce type de blindage remontent à 1965 [37, 141], bien que l'avantage d'une face avant d'une grande dureté ait été remarqué dès la première guerre mondiale [3]. Ce concept bicouche est particulièrement adapté à des menaces de type projectiles, de faible calibre (éclats, balles perforantes de 7.52mm, 12.7 mm, ...). Comme on peut l'observer sur la Figure 1-30, le développement de nouveaux matériaux et la conception de structures composées de différents matériaux ont permis la réduction de la masse surfacique des gilets par balles par conséquent une meilleure mobilité du combattant.

Dans un blindage double dureté (BDD) les différents composants ont chacun un rôle propre et se complètent pour obtenir un pouvoir d'arrêt supérieur comparativement à un blindage monocouche de même masse surfacique. La conception d'une telle structure, et le souhait de réduire sa masse, entraînent des interactions dans les mécanismes de dégradation des couches qui rendent nécessaires la prise en compte des non-linéarités de réponse de chaque couche, et la prise en compte de l'interaction. Les carreaux de céramique sont collés sur le backing [49]. Si le collage influe fortement sur la performance balistique de la structure [55, 142], nous considérons ici que le système reste un système bicouche céramique/composite.

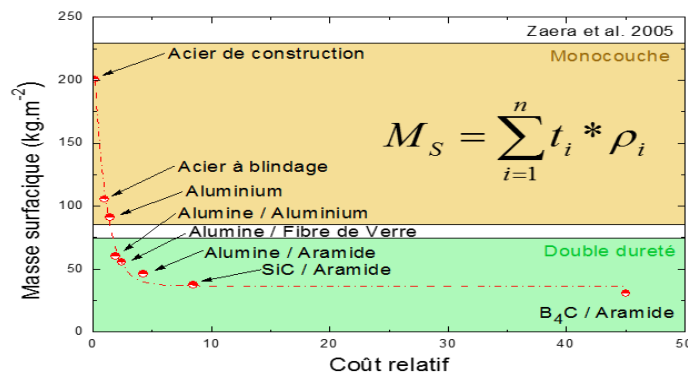


Figure 1-30 : Masse surfacique de protection balistique en fonction du coût relatif [117].

Nous avons ensuite concentré notre analyse sur les méthodes existantes pour caractériser le comportement et le pouvoir d'arrêt de la céramique, et sur les modèles de comportement qui peuvent reproduire ces comportements. Nous avons distingué essentiellement des approches et modèles déterministes comme le modèle de Johnson-Holmquist, et des approches probabilistes comme le modèle Denoual-Forquin-Hild et le

cylindre de Mott pour déterminer les fragments générés. Nous avons vu qu'il est nécessaire de reproduire le caractère aléatoire de l'amorçage des fissures à partir de la description statistique de défauts présents dans la céramique. Il est également nécessaire de décrire le comportement non linéaire sous sollicitations rapides de type choc notamment au passage de la limite d'Hugoniot et la capacité à propager les ondes de choc, si l'on souhaite reproduire la fragmentation et l'éjection de matière.

L'analyse bibliographique des études portant sur la résistance de panneaux composites à des impacts balistiques montre que les mécanismes d'endommagement et de rupture sont les mêmes que pour des sollicitations quasi-statiques de poinçonnement, à l'effet près des vitesses de déformations sur les valeurs des caractéristiques mécaniques élastiques ou de résistance à la rupture. La résistance à la pénétration et à la perforation est déterminée essentiellement par la prédominance des modes de ruines principaux que sont les ruptures des fibres et les délaminages. Les frottements ou glissements sur les fissures internes, les délaminages et les fissures translaminaires, modifient les proportions de ces mécanismes.

Afin de proposer un outil de calcul et des modèles qui représentent ces mécanismes élémentaires de manière générique, mais qui est adapté aux matériaux que nous utilisons dans cette thèse, notre démarche est organisée autour des trois problématiques visées :

- Problématique P1 : Identifier et comprendre les mécanismes d'endommagement des matériaux de chaque couche
- Problématique P2 : Proposer un outil de calcul qui reproduit les différents mécanismes dans un cas d'impact balistique
- Problématique P3 : S'assurer de la robustesse de l'outil de calcul pour des impacts balistiques sur blindage double dureté dans des situations d'impact perforant et non perforant

Cette démarche est illustrée ci-dessous :

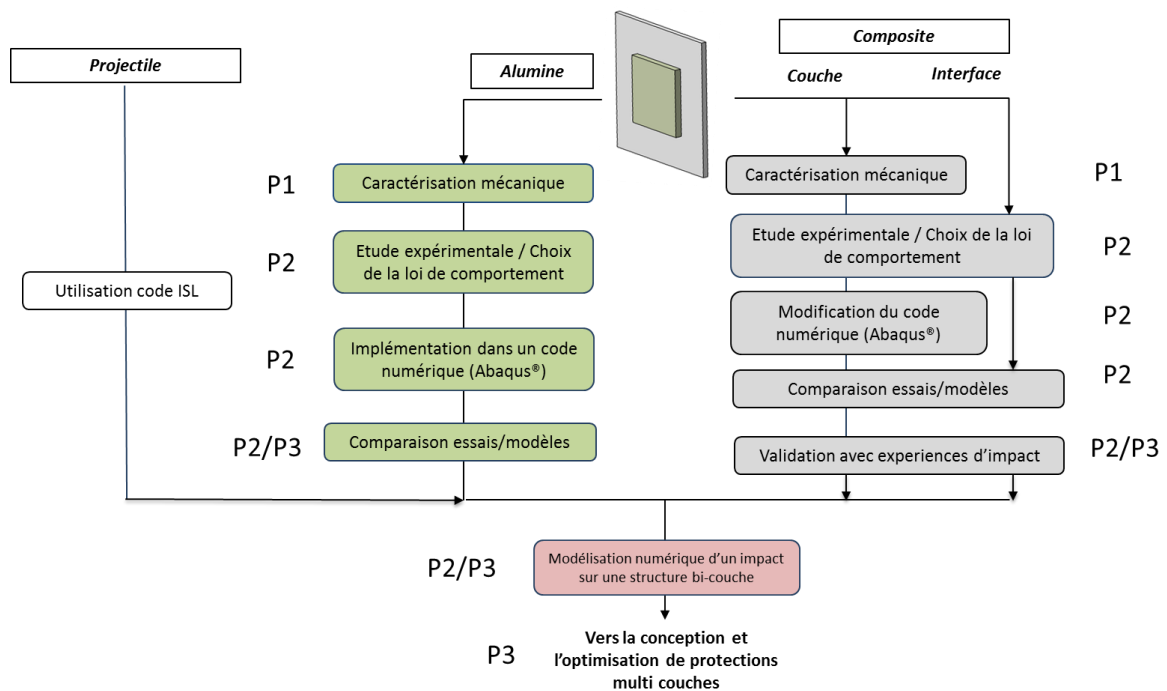


Figure 1-31 : Synopsis du déroulement de la thèse

# CHAPITRE 2 :

## ÉTUDE DU COMPORTEMENT

### MECANIQUE DE LA CERAMIQUE

---

<b>2.1. Description du matériau .....</b>	<b>61</b>
2.1.1. Propriétés physiques.....	61
2.1.2. Caractéristiques microstructurales.....	62
<b>2.2. Étude du comportement mécanique de l'oxyde d'aluminium .....</b>	<b>64</b>
2.2.1. Comportement mécanique quasi-statique.....	64
2.2.1.1. Modules élastiques .....	64
2.2.1.2. Rupture en flexion 4 points .....	65
2.2.1.3. Essais de compression confinée sur matériau intact .....	69
2.2.1.4. Essais de compression confinée sur matériau fragmenté .....	72
2.2.2. Comportement dynamique.....	78
2.2.2.1. Essais de compression confinée matériau intact.....	78
2.2.2.2. Essais par impact de plaques .....	81
<b>2.3. Modélisation du comportement mécanique de la céramique .....</b>	<b>86</b>
2.3.1. Endommagement et comportement en traction .....	87
2.3.1.1. Damage et rupture probabilistes.....	87
2.3.1.2. Distribution initiale de défauts et contrainte à rupture .....	88
2.3.2. Modèle proposé pour le comportement en compression dynamique.....	96
<b>2.4. Conclusion du chapitre .....</b>	<b>100</b>



## Objectifs

Le deuxième chapitre de ce mémoire est consacré à l'analyse du comportement du matériau composant la face avant de la protection balistique. Tout d'abord nous nous sommes attachés à caractériser la composition chimique et les propriétés physiques. Dans un second temps, nous avons étudié le comportement mécanique de l'alumine au travers d'essais expérimentaux élémentaires. Tous ces essais ont pour but par la suite de modéliser le comportement macroscopique du matériau observé expérimentalement. L'enjeu est de déterminer un modèle pertinent au regard de l'application balistique. En effet, le modèle doit être capable de reproduire fidèlement la succession de phénomènes et d'interactions entre les différents mécanismes de dégradation de la céramique lors d'un impact sur un blindage double dureté, au fur et à mesure de l'avancée du projectile et des ondes issues du choc. Nous avons choisi un modèle appelé CTC, différenciant les dégradations en tension et cisaillement, et les dégradations en compression. Ce modèle sera implémenté dans le logiciel Abaqus Explicit® sous la forme d'une loi utilisateur VUMAT, et validé grâce à la simulation numérique des essais réalisés, et d'essais spécifiques des différents modes de dégradation issus de la littérature. Le choix du modèle et son développement doivent être réalisés de façon à assurer la compatibilité avec le modèle qui sera utilisé pour le composite stratifié (chapitre 3), afin de permettre la simulation de blindages double dureté dans le chapitre 4.

## 2.1. Description du matériau

### 2.1.1. Propriétés physiques

Le matériau étudié est de l'oxyde d'aluminium ( $Al_2O_3$ ), communément appelé alumine, produit par Morgan Advanced Materials, sous la dénomination Sintox™ CL. On résume dans le Tableau 2 les propriétés données par le fabricant [131].

Tableau 2 : Caractéristiques fournies par le fabricant

<b>Pureté</b>	98,6 %
<b>Masse volumique</b>	$3,89 \cdot 10^3 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$
<b>Taille de grain</b>	4,0 $\mu\text{m}$
<b>Résistance en compression</b>	2000 MPa
<b>Résistance en flexion (3 points)</b>	410 MPa
<b>Porosité ouverte</b>	0%
<b>Module d'Young</b>	380 GPa
<b>Module de cisaillement</b>	150 GPa
<b>Coefficient de Poisson</b>	0,25
<b><math>C_0</math></b>	$10\,000 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$
<b>Conductivité thermique</b>	25 W m.K
<b>« Résilience thermique »</b>	200 °C



### 2.1.2. Caractéristiques microstructurales

L'alumine  $Al_2O_3$  est une céramique à liaison ionique prépondérante. La liaison ionique est essentiellement obtenue par un lien entre un métal et un non-métal. Les deux composants ont des charges électriques opposées. Les forces électrostatiques sont la principale cause de liaison. Du fait de la nature de ces liaisons, la plasticité ne peut pas se développer dans ce type de matériaux. Il n'emmagasine que très peu d'énergie, et a donc une faible résilience. Ceci conduit à un comportement fragile.

Les défauts présents dans le matériau, essentiellement des pores et cavités intergranulaires, sont dus au procédé de fabrication. Les céramiques techniques ayant des points de fusion très hauts (plus de 2000 K), les processus de fonderie ou de fusion ne sont pas envisageables. Comme ces matériaux ne présentent pratiquement pas de plasticité, on ne peut pas faire appel aux techniques de mise en forme et d'usinage utilisées pour les métaux. Ainsi les céramiques techniques sont élaborées à partir de poudres solides qui sont agglomérées et compactées, séchées et cuites de différentes manières. Ce procédé est appelé « frittage ».

Le frittage est directement lié au mécanisme de diffusion des atomes. Lors du frittage, les particules forment des liaisons appelées "cous" ou "ponts de raccordement" en réduisant les surfaces libres donc en densifiant le composant. Il subsiste néanmoins une porosité dite "porosité résiduelle". Lors du frittage la taille des grains formés augmente, si bien que la taille des grains est plus grande que la taille initiale des particules.

Pour augmenter la masse volumique et diminuer la taille des grains, afin de réduire la porosité résiduelle, on peut faire appel au procédé de pressage à chaud : on applique simultanément de fortes températures et pressions. La poudre est compactée soit dans une matrice (pressage uni axial à chaud) soit enfermée dans une enveloppe mince et compactée dans une enceinte sous pression (pressage isostatique à chaud).

De nombreuses céramiques ne sont pas entièrement denses. On observe des porosités ouvertes et fermées allant jusqu'à 20% du volume apparent. On appelle porosité fermée, les pores non ouverts sur le milieu extérieur, par opposition à la porosité ouverte. Les pores constituent autant d'amorces de fissures. D'autres défauts sont également présents aux joints de grains. Ils sont dus à des contraintes d'origine thermique ou mécanique (Figure 2-1) [143], [144], [145].

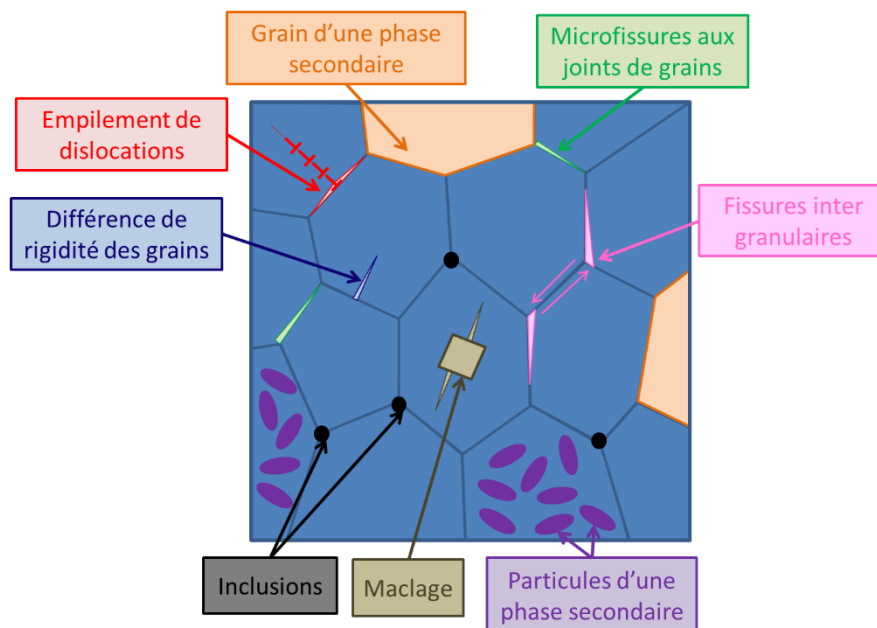


Figure 2-1 : Microstructure d'une céramique cristalline : grains, joints de grains, pores, micro fissures et phases secondaires [117].

Il peut apparaître des défauts de frittage sous forme de pores de plusieurs dizaines de microns ou d'inclusions.

La porosité ouverte du matériau utilisé dans la thèse a été mesurée à l'aide d'un porosimètre au mercure. Une pression absolue de 4,45 psis a été appliquée durant 10 secondes à un échantillon d'alumine. Un volume d'intrusion de 3.2  $\mu\text{L/g}$  a été mesuré. L'outil de mesure est capable de mesurer un diamètre de pore de 0.003  $\mu\text{m}$  à environ 1100  $\mu\text{m}$ . La porosité ouverte est nulle.

La masse volumique du matériau d'étude a également été mesurée en utilisant un pycnomètre à hélium de marque Micromeritics AccuPyc 1330. Cette mesure nous a permis de déterminer une masse volumique de 3856,2  $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$  qui s'oppose à 3890  $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$  annoncée par le fabricant.

Nous savons qu'une alumine dense à 100% possède une masse volumique théorique égale à 3970  $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ . En comparaison à la masse volumique mesurée de 3856,2  $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ , nous pouvons déterminer un pourcentage de porosité fermée équivalent à 2,9% du volume du matériau.

L'alumine est à 98 % de type alpha, soit une structure cristallographique rhomboédrique. Cela a été déterminé par une analyse de la diffraction de rayons X menée à l'aide d'un Brucker D8 Advance. La phase majoritaire déterminée à partir du diffractogramme (voir Figure 2-2) est le corindon. Les phases en présence ont été indexées par rapport aux fiches ICDD 01-073-1512 [146].

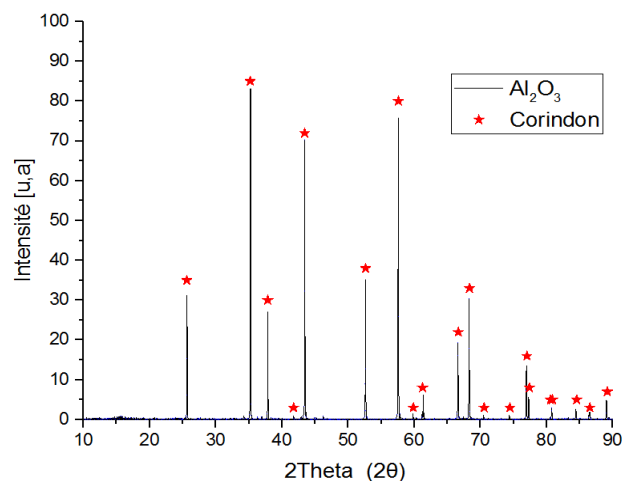


Figure 2-2 : Diffractogramme aux rayons X de l'alumine Sintox™ CL

L'échantillon a été préparé suivant un processus de polissage allant jusqu'à un grain de 0,5  $\mu\text{m}$ , afin d'obtenir une surface polie, sans rayure ni déformation. L'échantillon a été soigneusement rectifié et poli avant d'être examiné au microscope électronique à balayage avec un agrandissement x500. On remarquera sur la Figure 2-3 que si la porosité ouverte est considérée comme nulle, le matériau admet néanmoins des pores en profondeur (flèche bleue) et également des inclusions (flèches orange) qui peuvent aussi être des sites d'initiation de fissures ou de pièges à fissures selon leur rigidité. Les pores plus importants (flèche bleue) sont dus à l'arrachement de matière durant le processus de polissage lors de la préparation de l'échantillon.

La distribution de pores de grandes dimensions ne sera pas prise en compte dans le modèle de comportement mécanique. La porosité résiduelle et la présence d'inclusions réparties de manière homogène dans le matériau devront être prises en compte dans le modèle de comportement car ce sont des défauts susceptibles d'amorcer la création de fissures.

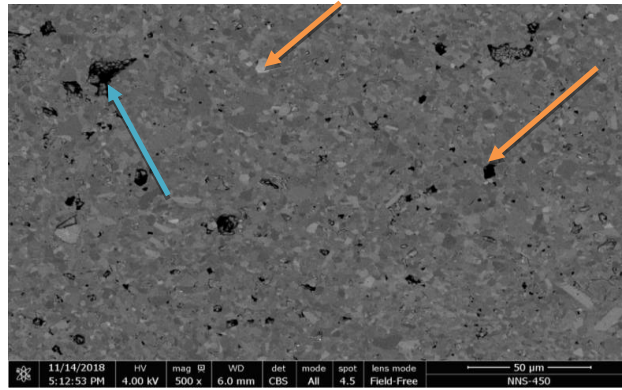


Figure 2-3 : Microscopie électronique à balayage  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , agrandissement X500

## 2.2. Étude du comportement mécanique de l'oxyde d'aluminium

Des essais mécaniques ont été effectués sur une céramique monolithique. Il s'agit d'une alumine du même lot que celle étudiée dans la section précédente. Ils ont pour but d'étudier l'influence du type de sollicitation et de la distribution initiale de défauts sur les contraintes à rupture, et sur les propriétés mécaniques influentes (section 1.2.1) sur la performance balistique. Ils sont listés ci-dessous :

- Résistance en traction et en compression
- Dureté
- Masse volumique
- Modules d'élasticité
- Modules de cisaillement
- Limite élastique d'Hugoniot

### 2.2.1. Comportement mécanique quasi-statique

#### 2.2.1.1. Modules élastiques

Dans un premier temps des essais de flexion sont réalisés, en relevant la contrainte à rupture de trente-cinq éprouvettes de forme parallélépipédique avec une dimension longitudinale de 45 mm et des dimensions de section  $b=4$  mm en largeur et  $h=3$  mm en hauteur, chanfreinées. Elles sont sollicitées en flexion quatre points selon la norme ASTM C1161-02c afin de déterminer la contrainte à rupture. Les échantillons sont polis sur le plan de traction, conformément à la norme. Les dimensions de l'essai sont reportées sur la Figure 2-4.

Tableau 3 : Caractéristiques mesurées comparées aux caractéristiques fabricants

	Mesurée	Fabricant
Masse volumique	$3856,2 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$	$3890 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$
Module d'Young	367 GPa	380 GPa
Module de cisaillement	150 GPa	150 GPa
Coefficient de Poisson	0,226	0,25
$C_L$ (Vitesse de propagation d'onde longitudinale)	$10\,472 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$	$10\,000 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$
$C_S$ (Vitesse de propagation d'onde transversale)	$6\,229 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$	∅

### 2.2.1.2. Rupture en flexion 4 points

Dans un premier temps des essais de flexion sont réalisés, en relevant la contrainte à rupture. Trente-cinq éprouvettes de forme parallélépipédique avec une dimension longitudinale de 45 mm et des dimensions de section  $b=4$  mm en largeur et  $h=3$  mm en hauteur, et sont chanfreinées. Elles sont sollicitées en flexion 4 points selon la norme ASTM C1161-02c afin de déterminer la contrainte à rupture. Les échantillons sont polis sur le plan de traction, conformément à la norme. Les dimensions de l'essai sont reportées sur la Figure 2-4.

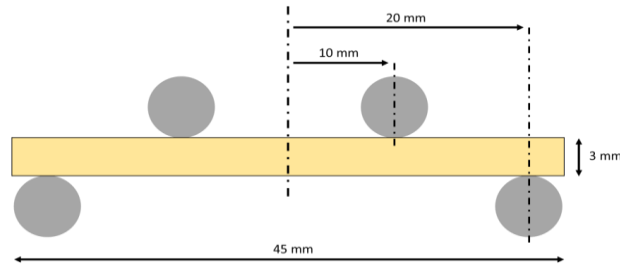


Figure 2-4 : Configuration pour essai de flexion 4 points sur céramique

Tous les appuis cylindriques doivent être parallèles afin de limiter les sollicitations de torsion dans l'éprouvette. Les cylindres sont reliés à l'ensemble du montage par une liaison pivot, leur laissant un degré de liberté dans la direction longitudinale de l'éprouvette, toujours dans l'optique de réduire les sollicitations de torsion.

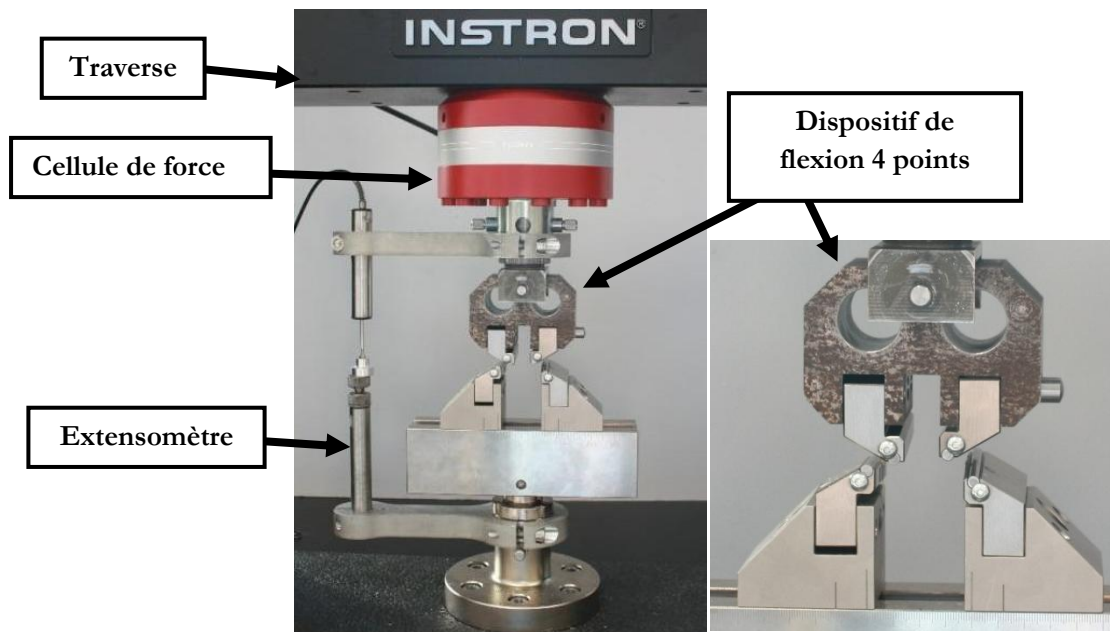


Figure 2-5 : Photographie de la machine d'essai Instron 5982R avec le dispositif de flexion quatre points sans éprouvette.

La contrainte à rupture  $\sigma_r$  pour chaque essai de flexion quatre points est donnée en fonction de la force maximale  $F$  avant rupture de l'éprouvette par la relation :

$$\sigma_r = \frac{3F(L-l)}{2bh^2} \quad \text{Eq. 2-1}$$

Avec  $L=40$  mm et  $l=20$  mm, les distances entre appuis inférieurs et appuis supérieurs, et  $b$  et  $h$  la largeur et l'épaisseur des éprouvettes données ci-dessus.

Les essais sont réalisés à déplacement imposé à l'aide d'une machine Instron 5982 équipée d'une cellule de force de 5kN, avec une vitesse de déplacement de la traverse de  $0,5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ . L'objectif est, d'après la norme, d'obtenir la rupture entre 5 s et 15 s après le début de la mise en charge. La cellule de force de la machine d'essai mesure l'effort avec un échantillonnage de 100 Hz et une incertitude de  $\pm 5$  N. Un essai est rejeté si la rupture a lieu à l'extérieur des appuis supérieurs comme schématisé sur la Figure 2-6.

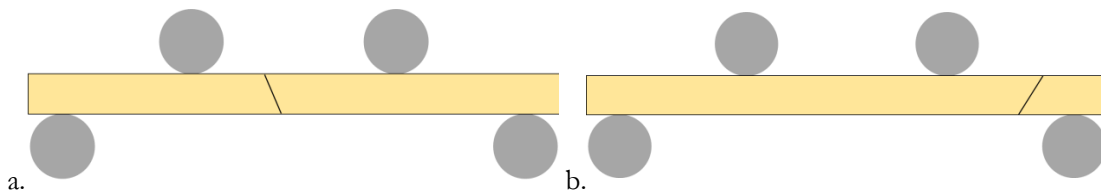


Figure 2-6 : Schémas (a) d'une rupture retenue (b) et d'une rupture rejetée.

Sur les 35 essais réalisés, six éprouvettes ont été écartées car la rupture s'est produite au niveau des points d'appuis. La Figure 2-7 donne les valeurs de la contrainte à rupture en flexion pour chacun des 29 échantillons retenus. L'incertitude de 5N sur les mesures de force permet de reporter une incertitude estimée d'environ 4 MPa sur la contrainte à rupture. Les valeurs de contrainte à rupture varient entre 200 MPa et 380 MPa. La valeur moyenne est de 304 MPa, et la valeur médiane est de 307 MPa.

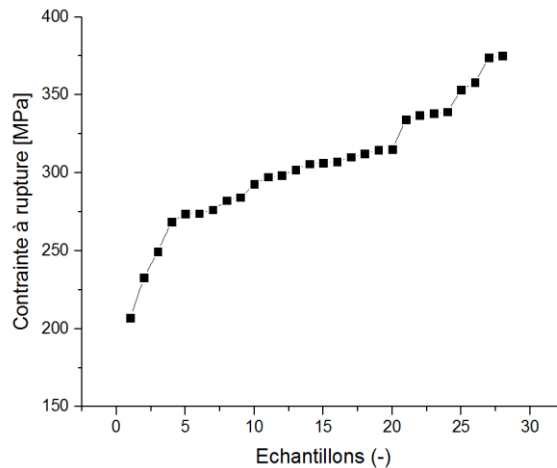


Figure 2-7 : Contrainte à rupture pour les différents échantillons de céramique Sintox™ CL lors des essais de flexion.

Afin d'analyser de manière plus approfondie les mécanismes de rupture, les essais ont été filmés. Afin de synchroniser l'acquisition de la caméra, une fine couche d'or a été déposée sur la face inférieure de chaque échantillon, zone à partir de laquelle la fissure menant à la rupture de l'échantillon doit s'amorcer. Ce dépôt d'or a été réalisé avec l'aide d'un métalliseur « Cressington Sputter Coater 208 ».

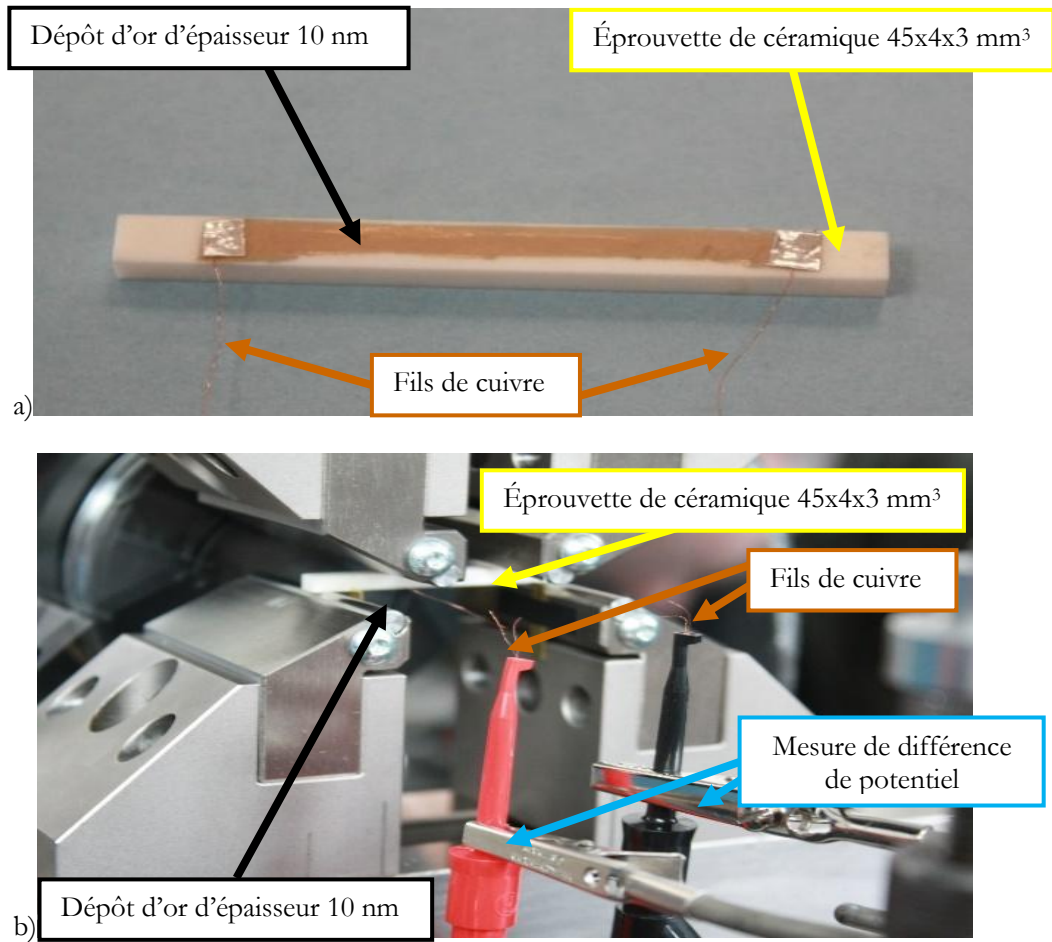


Figure 2-8 : Éprouvette de céramique pour la flexion 4 points et système d'essai.

Un courant électrique est induit par un générateur et traverse ce dépôt d'or via deux fils de cuivre représentés Figure 2-8. La baisse de tension inhérente à la rupture du dépôt conducteur a permis le déclenchement de l'acquisition vidéo de la propagation de fissure dans l'éprouvette. Il est à noter la complexité de cet enregistrement du fait du comportement aléatoire de la rupture de l'éprouvette, ce qui induit une dispersion importante sur les valeurs en termes de temps ainsi qu'en termes de force pour des éprouvettes identiques.

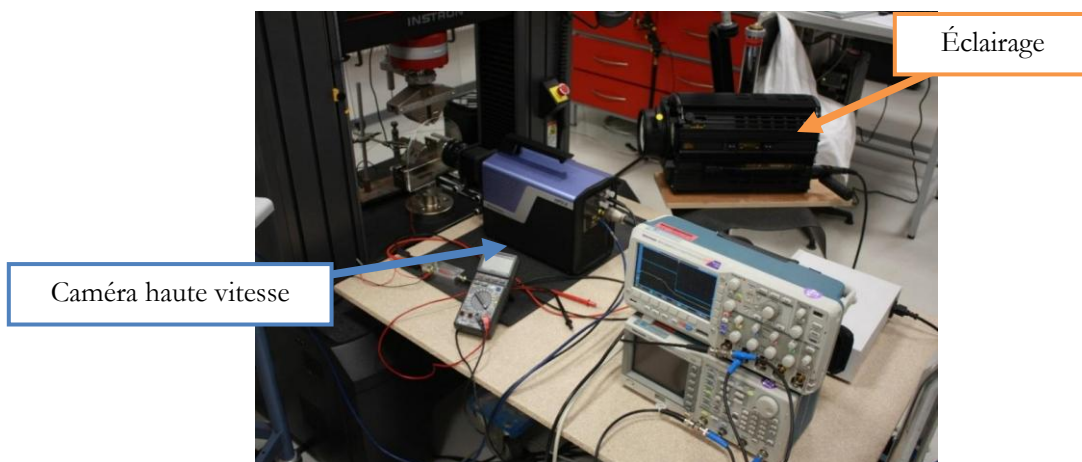


Figure 2-9 : Système d'acquisition pour la flexion 4 points.

Les enregistrements ont été obtenus à une fréquence d'échantillonnage d'environ 1,7 MHz soit une image toutes les 600 ns.

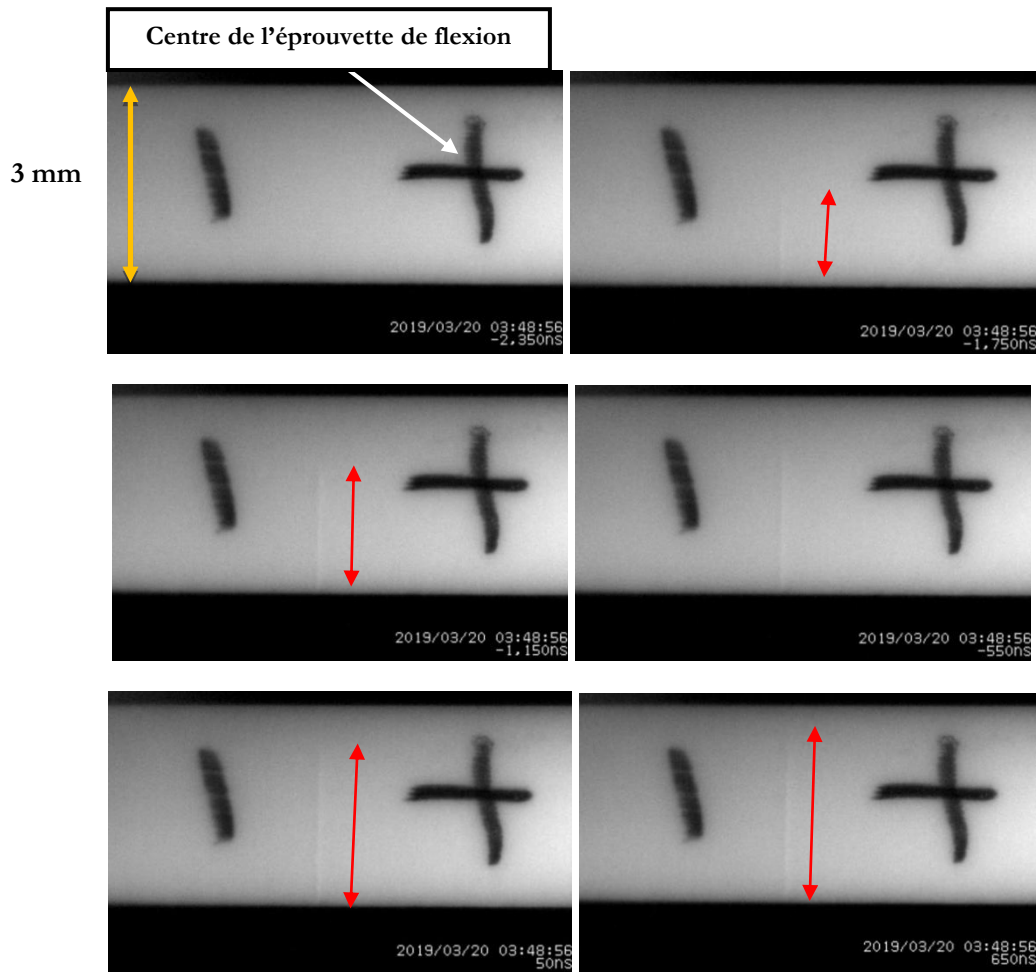


Figure 2-10 : Propagation d'une fissure (trait rouge) pour une éprouvette d'alumine sollicitée en flexion.

La vitesse de propagation des fissures a ainsi été évaluée entre  $3300 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  et  $4500 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  à partir des photos collectées, soit entre 0,35 et 0,48 fois la vitesse  $C_0$  de propagation des ondes dans le matériau de l'ordre de  $9375 \text{ m/s}$ . Cette valeur est supérieure à la mesure faite par Oberg et al [132] qui estime cette vitesse à  $\frac{1}{2} \cdot C_s$  soit  $3130 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , mais est tout fait comparable à [147, 148] qui estime une vitesse  $0,4 \cdot C_0$  soit  $3750 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ .

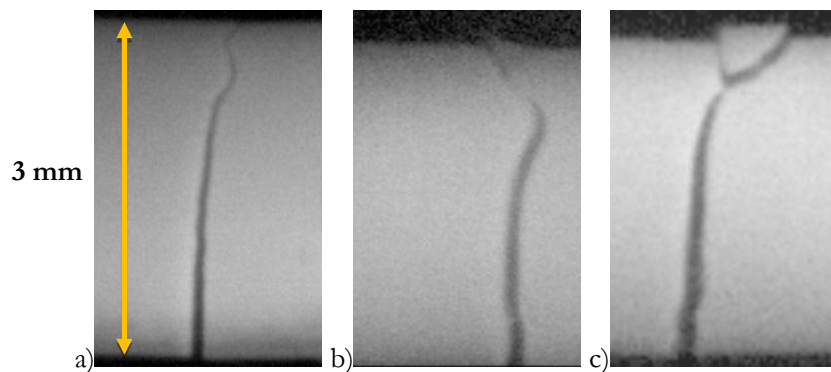


Figure 2-11 : Trajet d'une fissure pour différentes éprouvettes lors d'essai de flexion 4 points.

De plus nous avons pu observer plusieurs phénomènes comme la bifurcation de la fissure (Figure 2-11). Ce phénomène est justifié par l'avancée de la fissure le long des joints de grain. El Zogbi [149] a pu également observer lors de son étude, la création d'un réseau de micro fissures à l'avant de la pointe de fissure qui ferait écran à la fissure principale ainsi qu'un pontage dû à des grains non rompus à l'arrière de la pointe de fissure qui pourrait également être la cause d'une augmentation de la résilience.

### 2.2.1.3. Essais de compression confinée sur matériau intact

Des essais de compression quasi statique sur la céramique d'étude ont été réalisés. Pour cela des échantillons cylindriques d'alumine ont été confinés à partir de la méthode de confinement passif qui a été présentée dans la section 1.3.1.2. Des confinements en cuivre et en acier ont été réalisés et dimensionnés au sein de l'Institut de Saint-Louis en utilisant l'équation 1-26. Les matériaux utilisés et les dimensions des anneaux nous ont permis d'obtenir des pressions de confinement pour le manchon de cuivre (numéro 1) et celui en acier (numéro 2) de respectivement  $65\text{MPa} \pm 10\text{ MPa}$  et  $345\text{ MPa} \pm 30\text{ MPa}$  (cf. 1.3.1.2). Le confinement ainsi obtenu est un confinement circonférentiel uniquement, qui applique sur l'échantillon une pression radiale. L'incertitude observée sur la valeur de cette pression de confinement est principalement due à la tolérance provenant du procédé d'usinage des manchons. Le diamètre intérieur des manchons est situé entre 5,75 mm et 5,80 mm, le diamètre extérieur du manchon en cuivre est de 8mm, celui du confinement acier est égal à 7,5 mm. Les mêmes confinements ont été utilisés pour les caractérisations quasi-statique et dynamique.



Figure 2-12 : Confinement utilisés lors des essais de compression.

Comme évoqué dans la partie 1.3.1, afin de caractériser le comportement mécanique de la céramique seule, le dépouillement de cet essai consiste à soustraire la force nécessaire à la déformation du confinement de la force totale selon la formule [100], [150] :

$$\sigma_A = \frac{(F_T - F_C)}{A_S} \quad \text{Eq. 2-2}$$

Avec  $F_T$  la force axiale mesurée par la cellule de force pendant la compression d'une éprouvette de céramique confinée,  $F_C$  la force mesurée lors de la compression d'un confinement seul (cf. 1.3.1.2).



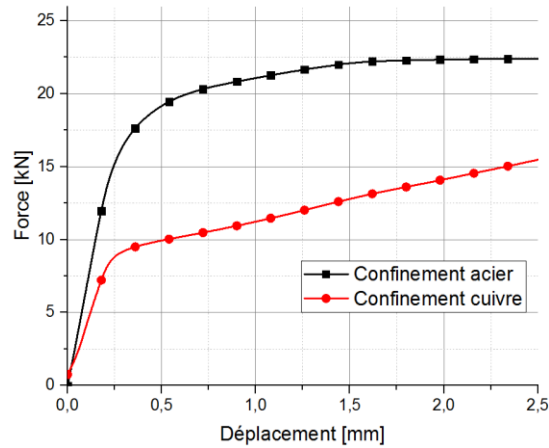


Figure 2-13 : Courbes force-déplacement obtenues pour la compression quasi-statique des confinements cuivre et acier.

Ces essais ont été réalisés sur une machine quasi-statique Instron de 250 kN. Les expériences ont été réalisées à une vitesse de déplacement de la traverse fixe de 0,36 mm/min afin d'obtenir une vitesse de déformation théorique de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  pour le régime quasi-statique. Les échantillons de céramique confinée ont été placés entre deux pastilles en carbure de tungstène de même diamètre afin d'éviter tout risque d'indentation des plateaux de la machine d'essai.

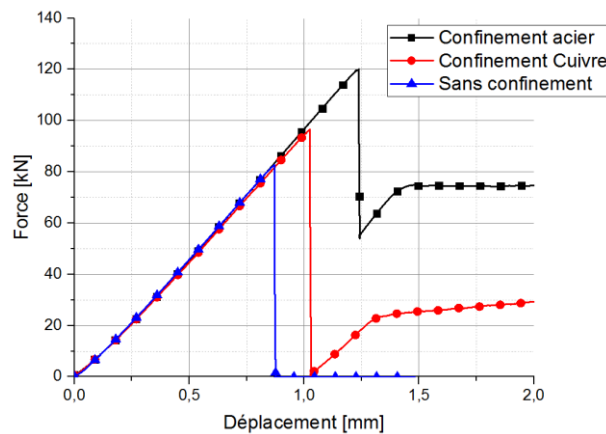


Figure 2-14 : Courbes force-déplacement obtenues pour la compression quasi-statique d'échantillons de céramique seule et confinée.

Lors de ces essais, le déplacement a été mesuré directement grâce à celui de la traverse. Cependant la raideur de la machine intervient dans les résultats de déformation obtenue. En effet, la machine se comporte comme un ressort de raideur  $K \text{ [N/m]}$  en série avec l'éprouvette. Si on considère que la force mesurée par la cellule de charge est  $F$ ,  $U$  le déplacement de la traverse,  $L_0$  la longueur initiale de l'éprouvette et  $\epsilon = \Delta L / L_0$  la déformation nominale, on peut écrire :

$$\frac{\Delta L}{L_0} + \frac{F}{K \cdot L_0} = \frac{U}{L_0} \quad \text{Eq. 2-3}$$

Le confinement ayant une longueur légèrement plus faible que la longueur de l'échantillon d'alumine de 0,5 mm, seul l'échantillon de céramique est sollicité en compression dans les premiers instants de l'essai. La force de compression sur le confinement seul est déduite du signal total (céramique et confinement). La rupture du

matériau intact se traduit par la chute brutale du signal de force. C'est à cet instant que l'hypothèse sur l'influence du confinement sur le signal total est faite. La force obtenue lors d'un essai sur le confinement seul est déduite de la force totale, une fois la correction de la rigidité de la machine faite, les courbes de la Figure 2-15 sont obtenues.

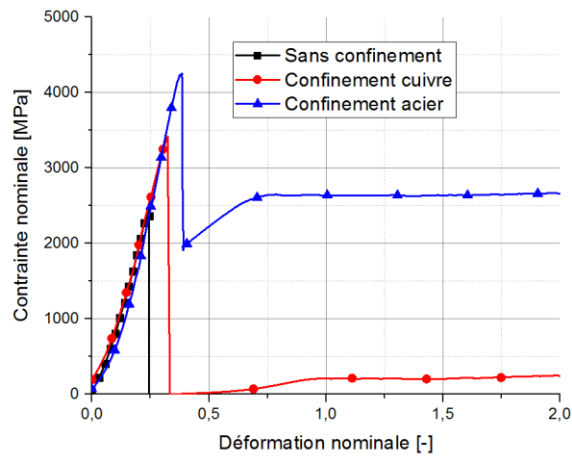


Figure 2-15 : Courbes moyennes de contrainte-déformation obtenues pour la compression quasi-statique d'échantillons de céramique seule et confinée.

Nous pouvons, sur la Figure 2-15, voir les contraintes obtenues dans un régime quasi statique ( $0,36 \text{ mm/min}$  correspondant à  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  pour des échantillons d'alumine libre (courbe noire), pour des échantillons d'alumine confinée avec un anneau de cuivre à 65 MPa (courbe rouge) et pour des échantillons d'alumine confinée avec de l'acier à 345 MPa (courbe bleue).

Lorsque le matériau est sollicité en compression sans confinement ou avec un confinement générant une pression radiale, son comportement est élastique fragile comme nous pouvons le voir sur la Figure 2-15. Quelle que soit la pression radiale appliquée, le module en compression est similaire, donné par la pente de la partie linéaire des courbes, soit environ 14 GPa. Cependant nous remarquons l'augmentation de la résistance à rupture avec la pression de confinement. Les valeurs sont synthétisées dans le Tableau 4 ci-dessous.

Tableau 4 : Propriétés mécaniques quasi-statique de l'alumine pour différentes pressions de confinement

Pression initiale de confinement	Contrainte ingénieur à rupture (matériau intact) [MPa]	Déformation ingénieur à rupture (matériau intact) [-]	Seuil de contrainte (matériau fragmenté) [MPa]
0 MPa	2700	0,24	0
65 MPa	3400	0,33	250
345 MPa	4300	0,38	2600

La contrainte à rupture est en moyenne de 2700 MPa, pour une alumine seule ; le fabricant donne une valeur de 2000 MPa. Cependant la céramique conserve son comportement aléatoire et des valeurs entre 2000 et 3000 MPa ont été trouvées pour les différents essais réalisés. On remarque également que pour une pression latérale appliquée de 65 MPa la contrainte à rupture moyenne passe à 3400 MPa, et atteint la valeur

moyenne de 4300 MPa pour la pression de confinement la plus élevée. On note également l'augmentation de 15% de l'allongement élastique de l'alumine avec la pression de confinement.

À la suite de la rupture du matériau, le comportement de la céramique fragmentée peut être caractérisé. Lorsque l'échantillon de céramique sans confinement rompt, les fragments de céramique produits sont projetés hors des plateaux de compression, l'essai n'est plus piloté et les courbes ne sont pas exploitables. Il est admis par de nombreux auteurs [151] que la densité de défauts est un paramètre essentiel dans la résistance en compression d'un matériau fragile. Les défauts génèrent un état de traction engendrant la formation de microfissures conduisant à la ruine de la structure. Suite à la rupture fragile de l'échantillon, nous sommes en présence d'un matériau fragmenté où le comportement est régi par le frottement des fragments les uns sur les autres [93]. La microfissuration engendre une diminution du module d'Young puis intervient la fissuration macroscopique qui définit la contrainte à rupture de la céramique.



Figure 2-16 : Échantillons de céramique dans son confinement en cuivre, (a) avant essai, (b) après essai et (c) dans son confinement en acier après une compression quasi statique.

En présence d'un confinement, après la rupture du matériau intact, le manchon métallique conserve les fragments en place. On peut dès lors caractériser ce matériau fragmenté correspondant à la zone centrale de l'échantillon (Figure 2-16). On remarque alors un comportement de type élastique-plastique parfait du matériau fragmenté. Avec un manchon en cuivre, la résistance du matériau en compression est de 250 MPa, tandis qu'avec le confinement en acier, la céramique fragmentée possède une résistance d'environ 2600 MPa soit la résistance du matériau intact non confiné. Cette valeur souligne la forte influence de la pression de confinement sur les propriétés de la céramique même fragmentée.

Cependant, les limitations de cet essai apparaissent rapidement. En effet, concernant la caractérisation du matériau intact, on remarque que la méthode de dépouillement consistant à soustraire la force obtenue lors de la compression d'un anneau de confinement seul est une hypothèse simplificatrice. Un effet de structure est impliqué vu que l'échantillon ne conserve pas une forme parfaitement cylindrique. La deuxième limitation de cet essai, concerne la caractérisation du matériau fragmenté. Comme les caractérisations du matériau intact et du matériau fragmenté se font au cours du même essai, les informations disponibles quant à l'état de l'échantillon après la rupture fragile du matériau intact sont méconnues. On peut aussi s'interroger sur la contribution de l'anneau métallique dans la réponse macroscopique. Il est donc nécessaire de mener une étude spécifique sur le comportement du matériau fragmenté.

#### 2.2.1.4. Essais de compression confinée sur matériau fragmenté

L'enjeu de cette partie de l'étude est d'obtenir un comportement macroscopique du matériau fragmenté car nous avons vu dans la section 1.2.2 que la céramique fragmentée contribue à la performance balistique du blindage. Il s'agit ici de se placer dans des états du matériau, analogues à ceux existants lors de la fragmentation dynamique par impact balistique. Les méthodes de caractérisation mécanique sur la céramique

fragmentée se révèlent assez limitées dans la mesure où la cohésion des fragments est un facteur critique. Dans la partie précédente, le comportement de la céramique fragmentée a pu être approché grâce à l'ajout de cylindres de confinement. Cependant peu d'informations sont disponibles s'agissant de l'état de fragmentation du matériau pendant le chargement car les cylindres masquent la vue et parce qu'il est très difficile de faire des essais arrêtés en nombre suffisant pour s'affranchir des effets de variabilité induits par le caractère aléatoire de la fissuration ; celui-ci étant contraint par le caractère aléatoire des amorces de fissuration sur les défauts de continuité de la matière. Obtenir des essais reproductibles, et représentatifs des états du matériau lors de l'impact balistique aboutit donc à des contraintes spécifiques quant au mode de fragmentation [116] :

- L'agencement des fragments doit rester identique entre la phase de fragmentation et les tests mécaniques qui suivent, du fait de l'importance des frictions entre les fragments et de la pression de confinement tant pendant la fragmentation que dans sa réponse mécanique.
- Il est peu réaliste de générer des éprouvettes à partir de fragments dispersés récoltés suite à un essai sur éprouvettes libres. Il est donc nécessaire de proposer une éprouvette et des conditions d'essai qui produisent une fragmentation in situ.
- Il est nécessaire de pouvoir accéder à une quantification de cette fragmentation pour pouvoir établir une analogie entre les différentes méthodes de fragmentation.

Une méthode permettant l'obtention d'un matériau qui pourrait être analogue au matériau présent sous le projectile juste après la réponse choc a été développée dans le cadre du stage de Master de Paul Durand Lupinski [102] effectué à l'ISL, que j'ai pu encadrer. Pour des questions de confidentialité, une partie des travaux n'est pas publiable et ne peut donc pas être décrite ici. L'idée principale des travaux a consisté à remplacer les chocs mécaniques qui sont à l'origine de la fragmentation lors d'un impact balistique, par des chocs thermiques.

### **Endommagement par choc thermique**

Le processus a été présenté par Danneman et al [113]. En alternant à plusieurs reprises des montées en température dans un four, et des refroidissements brutaux dans un bain fluide (trempe), de l'eau en l'occurrence, la céramique se fissure en conservant son intégrité. Deux trempes sont effectuées pour fissurer les éprouvettes et assurer une fissuration importante à la limite de la fragmentation, mais sans détérioration complète et sans perte de matière. Cette méthode permet donc de respecter la contrainte d'amorçage in situ des réseaux de fissuration préparant la fragmentation finale (Figure 2-17). Afin d'éviter la dispersion des fragments lors de la phase de compression, les échantillons sont équipés d'un manchon. À la suite de cette pré-fragmentation, les échantillons sont soumis à des cycles de charge/décharge en compression quasi-statique en aménageant le protocole de Danneman à notre céramique.

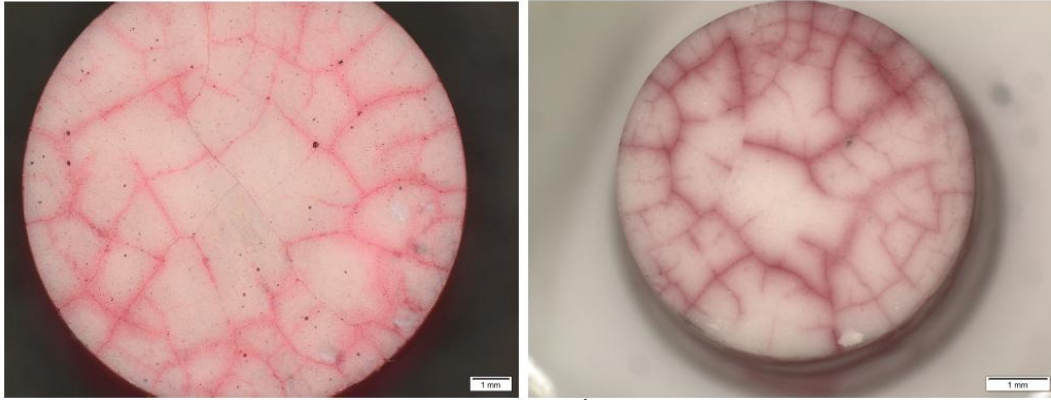


Figure 2-17 : a) Échantillon après un choc thermique et b) Échantillon après deux chocs thermiques.

120 échantillons ont été fabriqués et testés par ce procédé. Si la majorité des éprouvettes présentait des fissures distribuées dans le volume, dont des fissures débouchantes, une seule s'est détruite avant l'essai de compression. Les fissures présentent des ouvertures de l'ordre de 3 à 30  $\mu\text{m}$  mesurées par un microscope électronique à balayage (Figure 2-18). La distribution de fissuration ainsi créée est considérée similaire à ce qui serait constaté après les premiers instants d'un choc balistique sur un essai arrêté, c'est-à-dire à partir de la distribution d'une densité de défauts initiaux qui semblent activés ou pas selon le nombre de chocs thermiques. Ceci est conforme aux observations de Danneman [113].

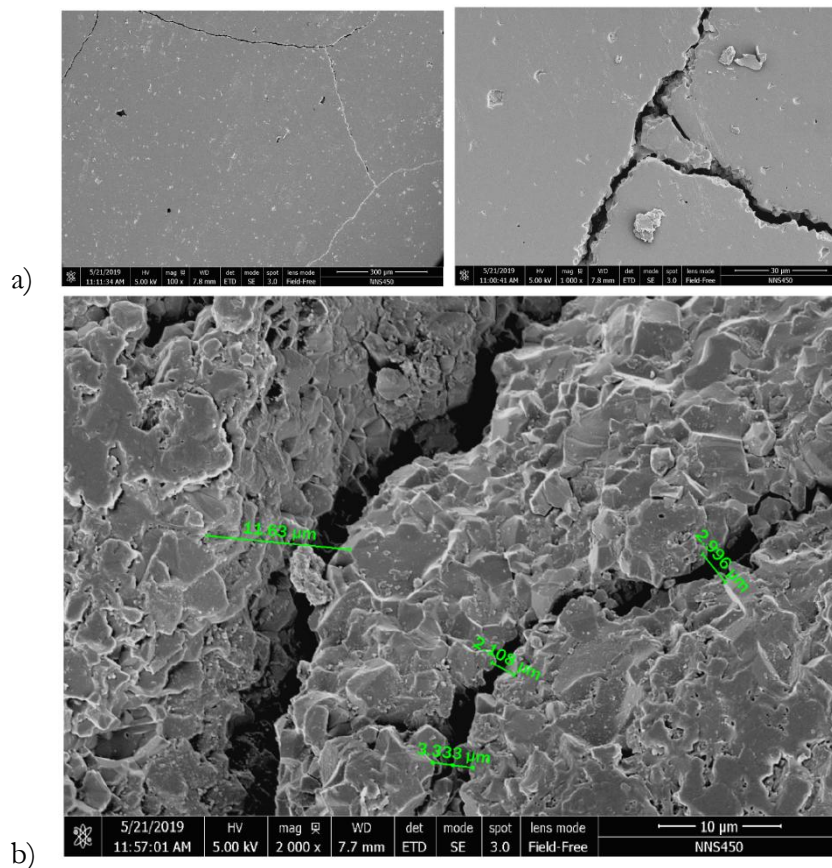


Figure 2-18 : a) Échantillon après 1 choc thermique poli : vue en coupe, b) Nœud de fissure après un choc thermique

Dans un premier temps, des essais de compression ont été réalisés sur les échantillons de céramique intacts, puis sur des échantillons après un choc thermique et des deux chocs thermiques. Tous les essais ont été réalisés sur des échantillons du même lot de matériau et sur des éprouvettes non confinées. Parmi les 120 échantillons, un lot de 10 éprouvettes n'a subi qu'un seul traitement thermique, et les 110 autres en ont subi deux.

- Lot Nr 1 : 10 échantillons, n'ayant subis qu'un seul choc thermique. Référencé par "1TS-1".
- Lot Nr 2 : 110 échantillons ayant subis 2 chocs thermiques. Référencé par "2TS-2".

La compression, comme pour la compression confinée sur échantillons non fragmentés, est pilotée en déplacement imposé à une vitesse de 0,04 mm/min. La Figure 2-19 synthétise les valeurs de contraintes à rupture obtenues pour les différents échantillons de compression confinée intacts et ayant subi 1 ou 2 traitements thermiques. On peut constater que la contrainte à rupture n'est pas sensiblement affectée par les traitements thermiques ni par la fissuration préalable avant mise en compression, si ce n'est une moindre dispersion pour les éprouvettes ayant subi 2 traitements. Nous retrouverons les valeurs à rupture pour un matériau intact évoqué dans la section précédente d'environ 2700 MPa.

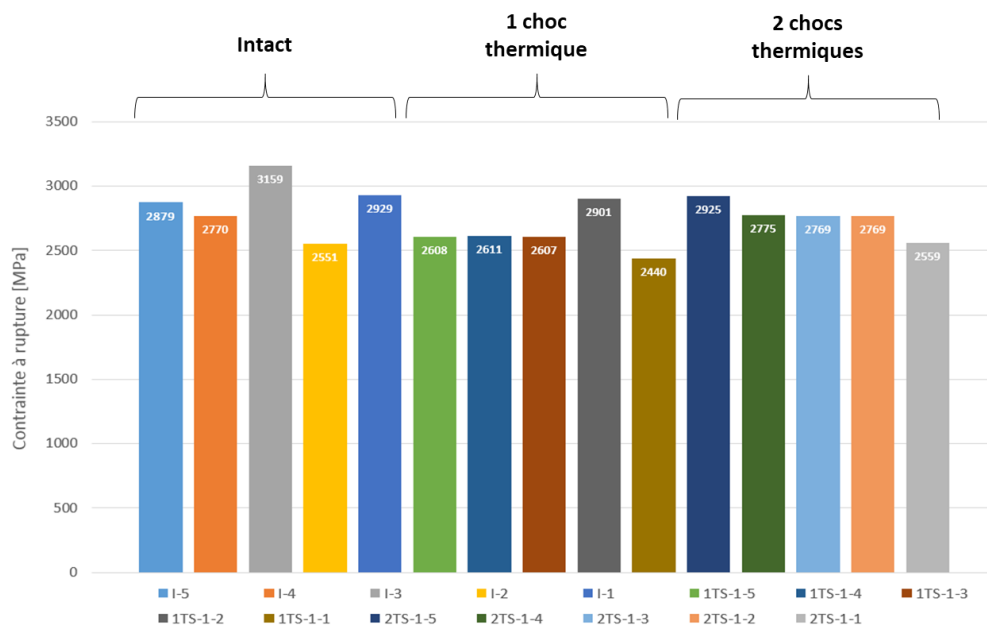


Figure 2-19 : Contrainte à rupture de différente éprouvette de céramique intacte (I) ou endommagé (1TS, 2TS)

Ces résultats prouvent que, bien que le réseau de fissures soit dense et visible sur les échantillons, il n'affecte pas de manière significative la valeur moyenne de la contrainte à rupture en compression de l'alumine, mais diminue la dispersion entre les caractéristiques des échantillons. Afin d'obtenir un matériau fragmentaire plus proche de celui visible sous la pointe du projectile, une étape supplémentaire est nécessaire.

Certains échantillons sont soumis à deux étapes de compression. La première permet d'augmenter la densité de fissuration dans l'échantillon maintenu par l'anneau de cuivre du confinement, jusqu'à atteindre un état fragmenté caractérisé par une chute de 75% de la force mesurée par la cellule de charge ; la seconde poursuit la compression pour déterminer le comportement après cette chute de résistance, qui s'avère être

brutale. La valeur de 75% a été choisie pendant le stage, par comparaison des états des échantillons sur des essais arrêtés.

Les échantillons, préalablement soumis à un choc thermique, admettent un comportement linéaire, élastique en dehors d'occasionnels décrochages de la force mesurée, inférieurs à 1 % jusqu'à la rupture, tel que précédemment. La valeur de force à « rupture » varie énormément entre les échantillons.



Figure 2-20 : Échantillon endommagé après chargement à rupture

L'état fragmenté est observé en ôtant l'enveloppe de cuivre qui constitue le confinement. La forme et la taille des fragments est mesurée en utilisant un tamis et grâce à des observations micrographiques.

Un gros fragment conique apparaît régulièrement. L'analyse et le comptage des fragments ont été réalisés avec différentes méthodes de traitement statistique : Mott, Mott généralisé, Grady, Grady généralisé, Weibull, loi log normale. Le détail des mesures est proposé en annexe. Retenons ici que cette étude détaillée nous a permis de constater que la fragmentation correspondait à une distribution uniforme de fragments représentative des modes de dégradation de notre céramique en compression.

### Caractérisation en compression

Les échantillons ainsi fragmentés ont été testés en compression uniaxiale comme les échantillons non fragmentés. Deux vitesses de chargement ont été utilisées, 0,04 mm/min (qui correspond à un taux de déformation de  $10^{-3}$ /s) et 4 mm/min (qui correspond à un taux de déformation de  $10^{-2}$ /s). Les pastilles de carbure de tungstène de diamètre 30 mm sont utilisées à nouveau pour éviter l'indentation des plateaux, et l'anneau de confinement est également comprimé. Les courbes sont présentées Figure 2-21.

La force mesurée permet de calculer la contrainte axiale à partir de la section initiale, et la déformation ingénieur (variation de longueur divisée par la longueur initiale) est obtenue à partir du déplacement de la traverse car l'utilisation de jauges de déformations ou de corrélation d'image s'avère impossible lors de l'écrasement des échantillons. Pour obtenir le comportement de la céramique seule, le protocole de traitement des mesures d'essais proposés pour les essais de compression confinée sur matériaux intacts est appliqué aux céramiques fragmentées : la force d'un essai sur une céramique seule est déduite de la force totale d'un essai sur céramique fragmentée et confinée selon l'équation 2-4.

Dans le cas des essais à 0,04 mm/min, pour certains échantillons, on a mesuré la température en surface latérale de l'anneau de cuivre de confinement à l'aide d'un thermocouple de type K. Une élévation maximale de la température de 1°C a été relevée en surface de la paroi externe du confinement. Cette mesure a permis de vérifier l'hypothèse de transformation isotherme qui définit une compression quasi-statique.

Nous avons tracé Figure 2-21, les courbes contrainte-déformation ingénieurs pour différents échantillons. On peut observer que les courbes sont linéaires jusqu'à atteindre un maximum suivi d'une décroissance et d'un plateau. Pour le chargement quasi-statique, les pentes linéaires de montée, que l'on peut considérer comme

représentatives d'un module d'Young en compression, se superposent dans les toutes premières déformations, puis se raidissent. C'est aussi le cas avec un chargement plus rapide, avec un raidissement avant d'arriver au pic de contrainte. Celui-ci s'élève en moyenne à 25,99 GPa, d'écart-type 8,3 GPa pour les essais à 0,4 mm/min. Pour les essais à 4 mm/min, les deux populations sont représentées équitablement. La rigidité apparente est plus importante et s'élève à 37,37 GPa, d'écart-type 4,6 GPa.

Les pics de contraintes présentent une grande variabilité quelle que soit la vitesse de chargement, mais atteignent des valeurs globalement plus élevées pour un chargement plus rapide. Ceci est attribué au comportement seul de la céramique et aux effets de frottement des fragments entre eux.

Sur les phases plateau, nous pouvons séparer, pour chaque vitesse de déformation, les échantillons en deux catégories. Une partie des éprouvettes présentent aussi une légère croissance de contrainte avec une pente plus faible caractéristique d'une phase de compaction ou de densification de la matière lorsque les mobilités relatives entre gros fragments se bloquent. D'autres ont une contrainte moyenne relativement constante avec une légère diminution de contrainte caractéristique d'un écoulement plus fluide ou des mobilités encore faciles entre fragments plus petits. Ces comportements peuvent être représentés, en compression, sous la forme d'une contrainte maximale globalement constante alors que la déformation permanente augmente, c'est à dire sous la forme d'un comportement de type élasto-plastique parfait.

Pour une caractérisation à une vitesse de 0,04 mm/min, seulement 25% des échantillons compose la population n°1, la majorité des échantillons a une contrainte plateau croissant.

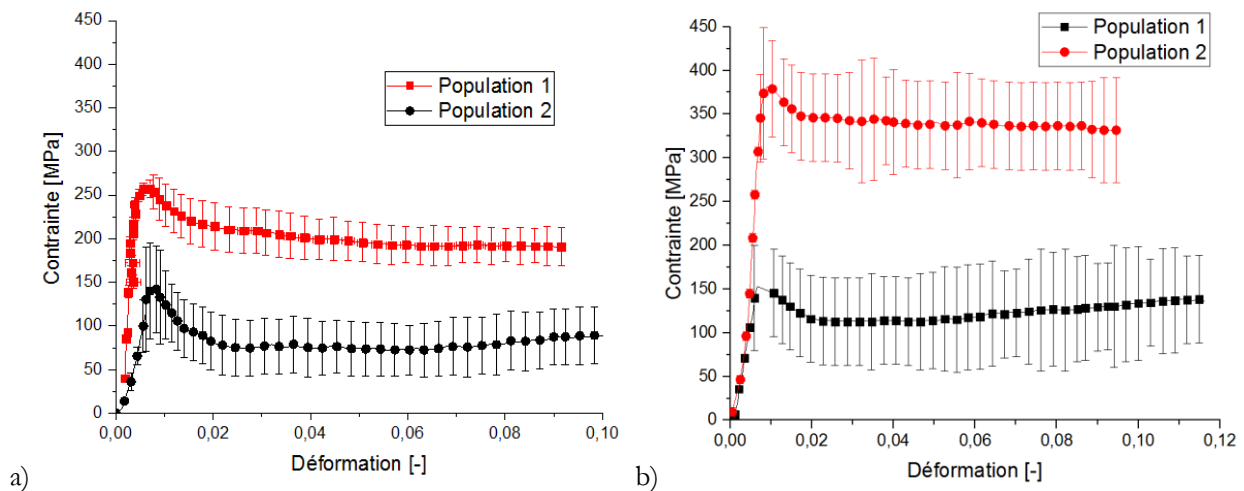


Figure 2-21 : Courbes de contrainte - déformation ingénierue pour des vitesses (a) de 0,04 mm/min et (b) de 4 mm/min.

On remarque que les caractéristiques mécaniques sont en moyenne supérieures lors de la sollicitation à 4 mm/min, avec une rigidité apparente et une contrainte d'écoulement plus élevées que lors d'une sollicitation à 0,04 mm/min. Un effet de vitesse est observé pour ces essais.



L'ensemble des données collectées est synthétisé dans le Tableau 5 ci-dessous :

Tableau 5 : Propriétés mécaniques de l'alumine fragmentée.

	Vitesse de déplacement de la traverse	
	0,04 mm/min	4 mm/min.
<b>Rigidité apparente</b>	25,99 GPa, d'écart-type 8,3 GPa	37,37 GPa, d'écart-type 4,6 GPa
<b>Contrainte axiale moyenne (population 1)</b>	253 MPa	349 MPa
<b>Contrainte axiale moyenne (population 2)</b>	132 MPa	167 MPa

La céramique fragmentée confinée admet un comportement qui s'apparente à l'échelle macroscopique à un comportement équivalent élasto-plastique qui dépend de la vitesse de sollicitation. En acceptant l'hypothèse de deux populations distinctes parmi les échantillons, il reste une très grande dispersion des résultats. Une part de celle-ci est héritée de ce même caractère aléatoire qui est associé aux céramiques intactes. La présence éventuelle de ces deux populations peut s'expliquer par une disposition aléatoire des fragments, qui n'aurait ainsi pas pu être révélée lors de la caractérisation structurelle.

Les essais de compression nous fournissent ainsi des valeurs de résistance à la compression de la céramique fragmentée, matériau analogue à la céramique après la réponse choc lors d'un impact balistique.

## 2.2.2. Comportement dynamique

### 2.2.2.1. Essais de compression confinée matériau intact

Afin de caractériser le comportement du matériau sous pression de confinement, des essais similaires à ceux présentés en section 2.2.1.2 ont été réalisés dans un régime de sollicitations dynamiques. Pour rappel les matériaux utilisés et les dimensions des anneaux ont permis d'appliquer aux échantillons des pressions de confinement de respectivement  $65\text{MPa} \pm 10\text{ MPa}$  pour le manchon de cuivre, et  $345\text{ MPa} \pm 30\text{ MPa}$  pour celui en acier.

Les essais de compression dynamique sont réalisés en utilisant le système des barres de Hopkinson disponible au sein de l'Institut franco-allemand de recherches de Saint-Louis (ISL). Pour chaque condition, 15 essais ont été réalisés.

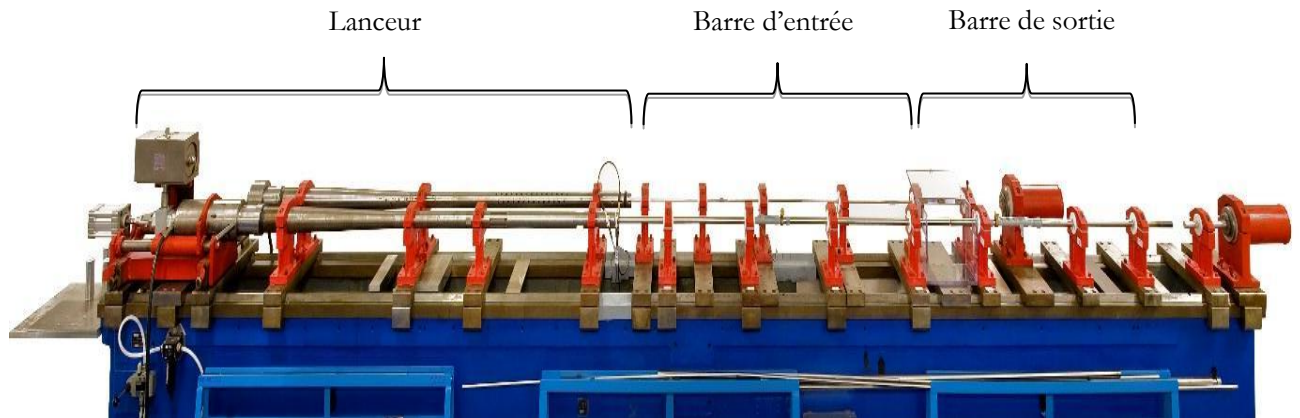


Figure 2-22 : Système des barres de Hopkinson disponible à l'ISL.

Afin de ne pas plastifier/indenter les barres, des plateaux en carbure de tungstène sont insérés entre les barres et l'échantillon. Ce matériau est souvent utilisé car il présente un module d'Young supérieur à 550 GPa largement supérieur aux échantillons testés pour limiter l'effet d'indentation des barres par l'échantillon. L'indentation entraînerait un phénomène de concentration de contraintes provoquant une rupture prématurée de l'échantillon. L'état de contrainte dans l'échantillon est également fonction du type de plateau utilisé [93]. La Figure 2-23 présente ce type de montage.

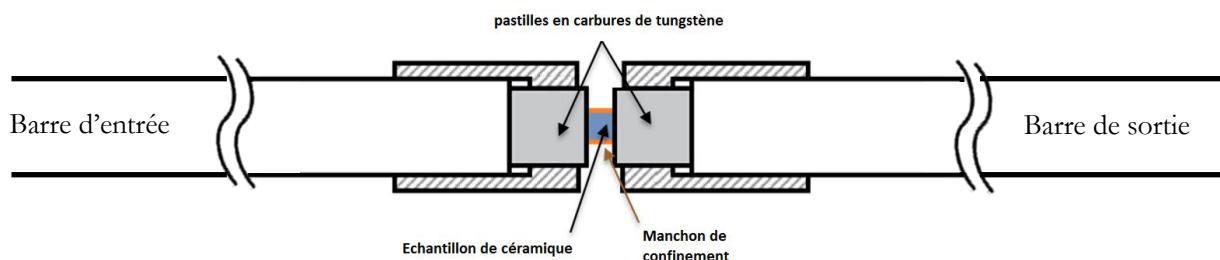


Figure 2-23 : Schéma de principe d'un essai de compression dynamique d'une céramique confinée.

Pour produire une onde avec peu d'oscillations (liées à l'inertie) avec un temps de chargement long, il est conseillé d'utiliser un conditionneur (« pulse shaper ») composé d'un matériau comme le cuivre interposé entre l'impacteur et la barre d'entrée [152; 153]. Le pulse shaper se présente sous la forme d'un disque d'une épaisseur inférieure à un millimètre [104, 154]. Ceci permet de diminuer le taux de déformation [155] en chargeant progressivement l'éprouvette [104]. Cette méthode est aussi préconisée pour éviter une rupture de l'échantillon trop rapide, et permettre que l'équilibre des forces soit atteint [52, 156, 157]. Le montage tient compte du fait que les propriétés mécaniques des céramiques en compression sont nettement supérieures à leurs propriétés en traction [43]. Lors d'une sollicitation en traction, la propagation d'une fissure à partir de défauts se fait de façon brutale. Lors d'une sollicitation de compression, l'endommagement constitué d'un réseau de fissures évolue plus lentement et est fonction du confinement.

Les résultats de ces essais ont été obtenus en suivant la démarche exposée en section 1.3.1.2. Les courbes de contraintes-déformations de compression dynamique sur l'alumine (Figure 2-24) ont été calculées à l'aide d'un programme Python développé pour cette étude en supposant l'équilibre des forces entre la barre d'entrée et la barre de sortie. On constate que ces essais présentent aussi un important écart entre les résultats, d'environ 500MPa pour les essais avec un confinement acier et d'environ 600 MPa pour les confinements en

cuivre. La Figure 2-24 ci-dessous reporte deux courbes d'essais moyennes pour chaque confinement, représentatives de toutes les courbes obtenues.

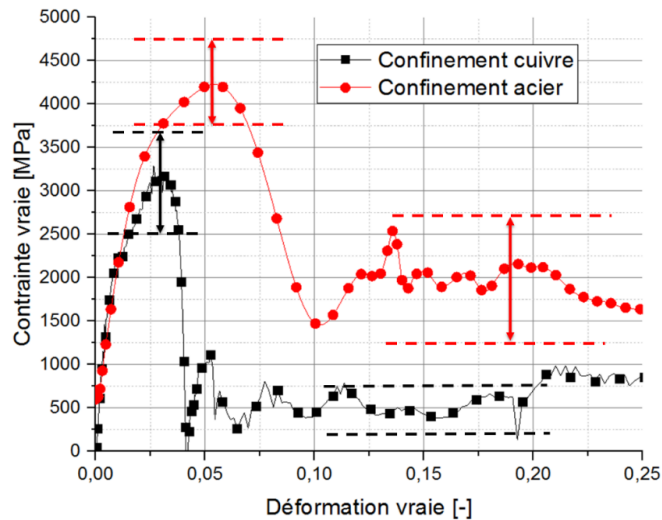


Figure 2-24 : Courbes moyennes contrainte-déformation d'un essai de compression dynamique sur des éprouvettes d'alumine confinée pour un confinement en cuivre (courbe noire) et en acier (courbe rouge).

Malheureusement ce type d'essais n'est pas réalisable sur une céramique non confinée, la rupture brutale de l'éprouvette empêche tout équilibre des forces et rend impossible l'acquisition de la contrainte à rupture du matériau à une pression de confinement nulle. Pour des pressions non nulles on peut voir l'évolution de la contrainte en compression dynamique en fonction du confinement et de l'endommagement.

La première partie de la courbe traduit le comportement élastique linéaire de la céramique (Figure 2-25 a), atteint ici en dessous d'une limite de contrainte d'environ 2000 à 2200 MPa. Ensuite, pour les deux confinements on observe une augmentation de la non-linéarité jusqu'à atteindre la contrainte seuil maximale. Durant la phase suivante (Figure 2-25 b) la fissuration augmente et la contrainte atteint son seuil avant de diminuer en raison de l'apparition de macro fissures (Figure 2-25 c), seuil qui définit la contrainte maximale (Figure 2-25 c).

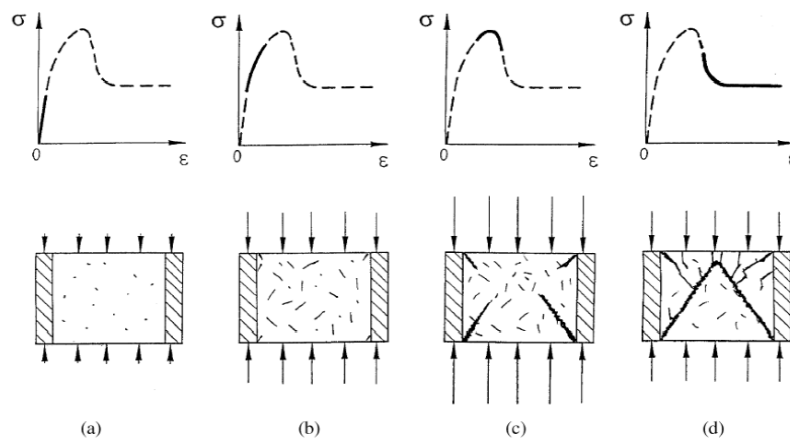


Figure 2-25 : Évolution du comportement en compression dynamique d'une céramique confinée en fonction de l'endommagement [158].

Par la suite, nous sommes donc en présence d'un matériau fragmenté où le comportement est régi par le frottement des fragments les uns par rapport aux autres [93]. La céramique confinée présente une contrainte admissible après fragmentation [99] qui représente une résistance mécanique après fragmentation (Figure 2-25 d). Comme présenté dans le Tableau 6, nous obtenons des valeurs de 500 MPa pour la céramique confinée au cuivre et 2000 MPa pour le confinement en acier, ce qui correspond à la résistance du matériau intact non confiné annoncé par le fabricant. La vitesse de déformation de ces essais est de l'ordre de 1500 s<sup>-1</sup>. Aucun poinçonnement n'a été remarqué sur la surface des barres par les cylindres en carbure de tungstène.

Tableau 6 : Propriétés mécaniques de l'alumine fragmentée.

	Confinement radial	
	Cuivre	Acier
Contrainte moyenne à rupture (Matériau intact)	3200 MPa	4200 MPa
Contrainte moyenne à rupture (Matériau fragmenté)	500 MPa	2000 MPa

### 2.2.2.2. Essais par impact de plaques

#### Principes fondamentaux d'un choc plan

L'essai d'impact de plaques permet l'étude du comportement de l'alumine en déformation dynamique uni axiale. Il est possible d'atteindre des niveaux de contrainte de plusieurs dizaines de GPa dans certains matériaux comme les céramiques. La majorité des études a été réalisée sur des alumines car elles nécessitent des niveaux de contrainte parmi les plus faibles pour initier un endommagement en compression. Un important travail a été réalisé par Longy [159] sur de l'alumine. Lors de cet essai les vitesses de déformation mises en jeu sont de l'ordre de 10<sup>5</sup> s<sup>-1</sup> sur le trajet de l'onde de compression générée par l'impact.

L'onde de compression dynamique qui nous intéresse, est la propagation dans un milieu matériel d'une perturbation ou discontinuité. Cette perturbation modifie les caractéristiques physiques du milieu et propage une brusque variation de pression qui peut être croissante dans le cas d'ondes de compression ou décroissante dans le cas d'ondes de détente. Les autres caractéristiques physiques du milieu (masse volumique, vitesse matérielle, énergie interne) subissent également des évolutions brutales au passage de la discontinuité. L'onde est décomposée en éléments d'amplitude infiniment petite qui se suivent et propagent ainsi une évolution continue et infinitésimale des caractéristiques physiques du milieu. Ces éléments de faible amplitude sont appelés ondes soniques [129]. La vitesse de propagation d'une onde sonique dans un milieu est la vitesse du son dans ce milieu. Elle est donnée par la relation :

$$c = \sqrt{\left(\frac{\partial P}{\partial \rho}\right)_S} = -V \sqrt{\left(\frac{\partial P}{\partial V}\right)_S} \quad \text{Eq. 2-4}$$

Avec P la pression,  $\rho$  la masse volumique, V le volume spécifique et S l'entropie du milieu.

La mesure par ultrasons effectuée sur notre céramique d'étude nous a permis d'obtenir la valeur de la vitesse de propagation d'onde de 7593 m·s<sup>-1</sup> sur le matériau intact comme il a été présenté dans la section 2.1.1.

La transformation thermodynamique liée à la propagation d'une onde sonore est considérée comme adiabatique et étant infinitésimale elle est également isentropique. L'entropie du milieu n'est donc pas modifiée par le passage d'un train d'ondes soniques. Le vecteur  $\vec{c}$  représente la vitesse relative de l'onde par rapport au milieu. Si le milieu est animé d'une vitesse  $u$ , la vitesse absolue de l'onde est  $c+u$ . D'après les équations de conservation, il existe une relation simple entre les variations de pression et de vitesse matérielle :

$$dP = \rho \cdot c \cdot du \text{ avec } du = c \cdot \frac{d\rho}{\rho} \quad \text{Eq. 2-5}$$

Si l'onde sonore est de compression ( $dP > 0$ ), le milieu est accéléré dans le sens de l'onde. La vitesse du son est une fonction croissante de la pression dans la plupart des cas classiques rencontrés.

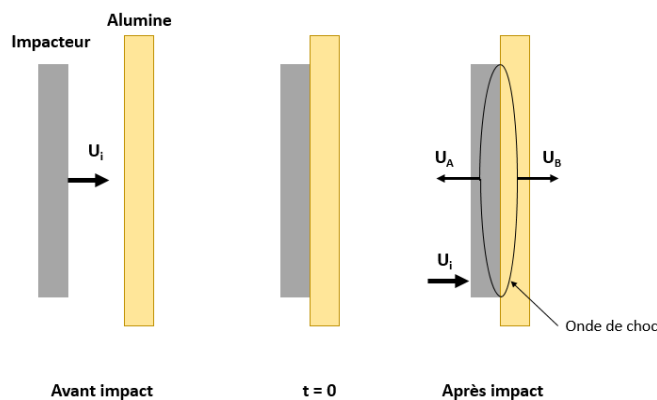


Figure 2-26 : Position des différents composants lors d'un essai d'impact de plaque

Dans le cas d'un essai d'impact de plaque, un train d'ondes de compression traverse l'échantillon. Chaque onde élémentaire va provoquer une élévation de la pression. La vitesse du son étant une fonction croissante de la pression, le milieu perturbé derrière le front d'onde aura une vitesse du son supérieure au milieu devant le front d'onde et  $dP > 0$  donc d'après [2-5],  $U_i$  et  $U_B$  sont orientés dans le même sens. Les ondes de compression vont tendre à se rejoindre pour former à terme une onde de choc.

Une condition essentielle à la formation d'une onde de choc est que la variation de masse volumique appliquée soit rapide, de façon à éviter qu'une succession d'états d'équilibre ait le temps de s'établir [160, 161, 162, 163].

Avant l'impact, toutes les particules matérielles de l'impacteur ont la même vitesse  $U_i$ . À  $t = 0$ , l'impact plan se produit ; les éléments matériels de la céramique atteignent une vitesse  $U_B$ . Les éléments de l'impacteur voient leur vitesse réduite de  $U_A$ . On retrouve la relation suivante :

$$U_i - U_A = U_B \quad \text{Eq. 2-6}$$

Pour déterminer la pression imposée à la céramique, on utilise l'équation de la conservation de mouvement.

$$P_B = \rho_{cer} \cdot U_B \cdot C_B \quad \text{Eq. 2-7}$$

Avec  $\rho_{cer}$  la masse volumique de la céramique,  $U_B$  la vitesse particulière de la céramique,  $C_B$  la vitesse de propagation d'onde dans le matériau.

## Moyens expérimentaux

Afin de générer ce choc, et comme énoncé au chapitre 1.3.1.2, nous avons propulsé un disque en métal en acier 35NCD16 sur un disque constitué de notre matériau d'étude, l'alumine Sintox™ CL, afin d'obtenir un impact plan.

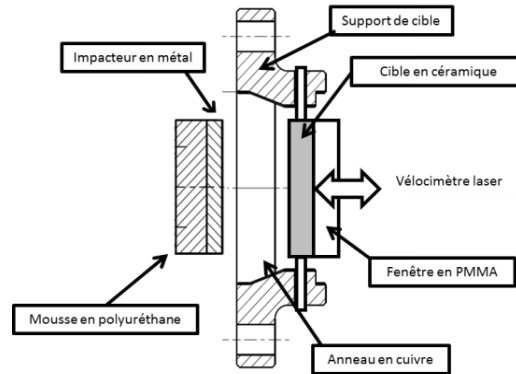


Figure 2-27 : Configuration du montage expérimental pour un essai d'impact de plaque

Pour obtenir les vitesses initiales souhaitées, nous avons utilisé un canon pyrotechnique de diamètre 50mm visible en Figure 2-28.

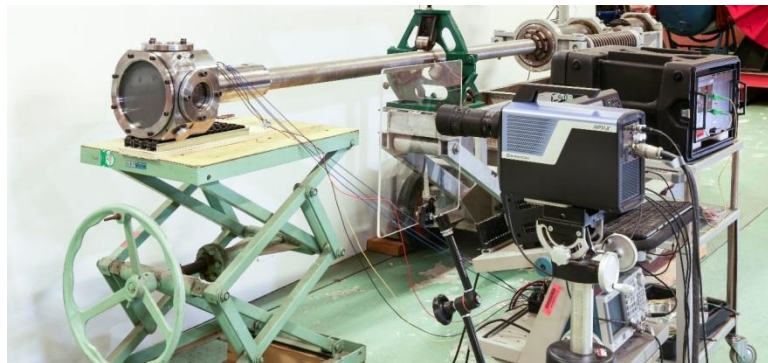


Figure 2-28 : Installation pour les essais d'impact de plaques disponible à l'ISL

La projection et le maintien de l'impacteur ont été réalisés à l'aide d'un sabot en polymère, dimensionné et réalisé au sein de l'ISL. L'anneau en cuivre visible sur la Figure 2-29 sert d'une part à synchroniser le démarrage de l'enregistrement des vitesses par le dispositif de vélocimétrie hétérodyne (VH) et d'autre part à mesurer les vitesses initiales. Sur cette même figure une enceinte a été fixée à la bouche du canon et dans laquelle l'éprouvette est placée. Un vide partiel a été réalisé lors des essais pour atteindre une pression dans la chambre d'environ 50 mbar, la plus basse possible avec notre matériel. Ce vide a pour but d'empêcher tout mouvement du disque de céramique avant l'impact. Le volume d'air présent en amont du projectile, dans le fut du canon peut en effet déplacer la cible ce qui empêcherait l'obtention d'un impact plan.

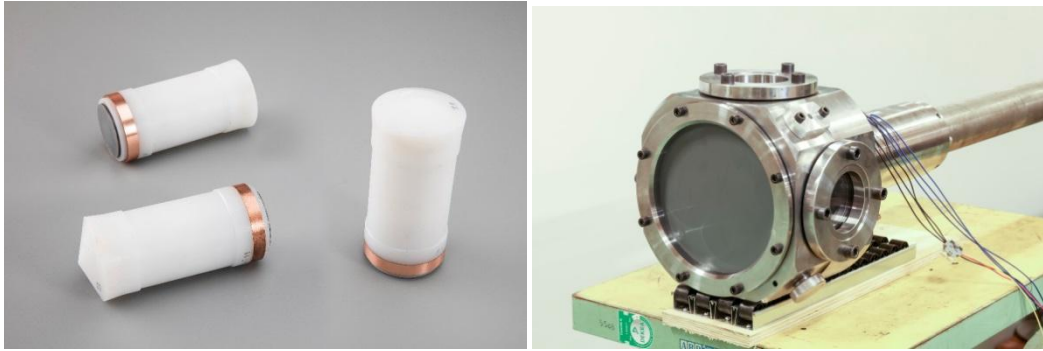


Figure 2-29 : Impacteurs pour les essais d'impact de plaques et montage disponible à l'ISL

La mesure en continu de la vitesse matérielle ou de la vitesse de surface libre se fait par une technique de vélocimétrie hétérodyne (Appareil IDIL). Un laser monomode éclaire un point d'une surface en mouvement via une fibre optique et une lentille. La sonde IDL collecte le flux de lumière ayant subi le décalage Doppler et l'injecte dans une fibre optique reliée à un interféromètre de Pérot-Fabry. Le signal reçu présente un décalage en longueur d'onde qui est proportionnel à la vitesse que l'on cherche à quantifier. Ce décalage est dû à l'effet Doppler.

Une caméra rapide a été placée latéralement à la chambre d'essai. Cette caméra perpendiculaire au plan d'impact permet de renseigner grossièrement sur le parallélisme entre le projectile et la cible. Les pins électriques situées vers la bouche du canon permettent de mesurer la vitesse du projectile ainsi que de démarrer l'acquisition de la caméra haute vitesse et de la VH.

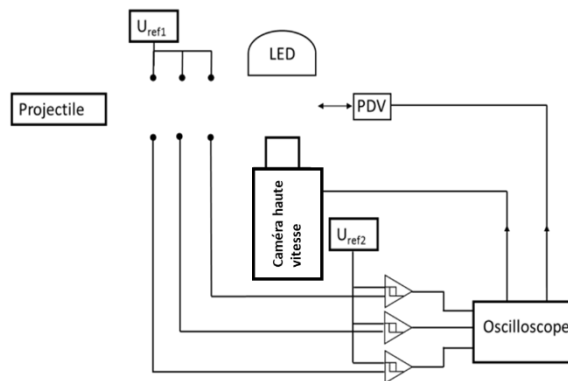


Figure 2-30 : Schéma électrique pour acquisition lors d'un essai d'impact de plaques

Un projectile (Figure 2-29) vient impacter une structure composée d'un disque d'alumine et d'un disque de PMMA de 50 mm de diamètre. Du fait de la complexité et du coût de mise en œuvre de ces essais, cinq essais ont été réalisés par conditions.

Afin d'obtenir la vitesse matérielle réelle de l'alumine, une correction de la vitesse mesurée est nécessaire en utilisant la formule 1-12 présentée au chapitre 1.3.1.2. On rappelle toutefois la formule permettant le calcul de l'impédance d'un matériau, de dimension  $[M \cdot T^{-1}]$  :

$$Z = \frac{p}{v} = \sqrt{\rho \cdot E} = c \cdot \rho \quad \text{Eq. 2-8}$$

L'impédance de l'alumine est de  $37,62 \times 10^6 \text{ N} \cdot \text{s} \cdot \text{m}^{-1}$ , celle du PMMA est de  $1,91 \times 10^6 \text{ N} \cdot \text{s} \cdot \text{m}^{-1}$ . Le facteur correctif  $\frac{Z_c + Z_f}{2Z_c}$  reliant la vitesse à l'interface à la vitesse matérielle mesurée est donc de 0,525.

### Mesures obtenues et analyses

Dans le cas de notre étude, nous avons déterminé trois vitesses d'impact qui nous permettent d'obtenir des pressions supérieures à la LEH estimée de l'alumine d'étude. Au moment de l'impact, la pression pour les différentes vitesses d'impact a été calculée en utilisant l'équation 2-7 avec  $\rho_{\text{Cer}}=3856 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  et  $C_B=10472 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , qui sont les valeurs que nous avons mesurées sur notre alumine (voir Tableau 3).

Tableau 7: Pressions d'impact pour les différentes vitesses initiales lors des essais d'impact de plaques

$U_i \text{ [m}\cdot\text{s}^{-1}]$	$P_b \text{ [GPa]}$
400	11,71
644	18,85
838	24,54

Ces pressions sont valables uniquement au moment de l'impact car certaines propriétés physiques (masse volumique, vitesse matérielle, énergie interne) varient à cause de la transformation thermodynamique liée à la propagation de l'onde sonique. La vitesse de propagation des ondes dans le matériau varie avec la vitesse matérielle du matériau cibles suivant l'équation 2-5.

Nous avons tracé dans un premier temps les profils de vitesses matérielles mesurées pour une même vitesse du projectile afin d'étudier la répétabilité des essais (voir Figure 2-31) Les courbes présentent une bonne similitude avec une stabilité de la vitesse à laquelle le changement de pente se produit.

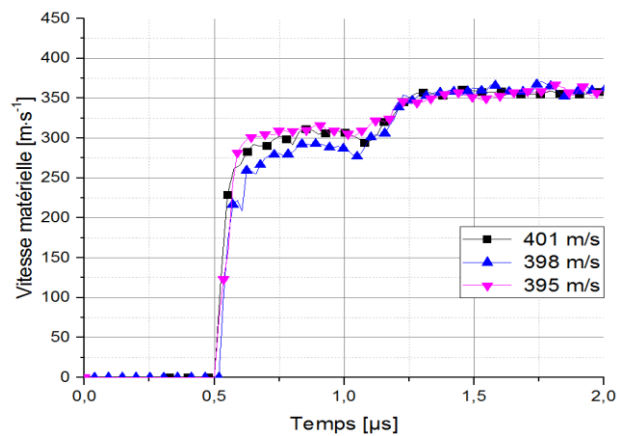


Figure 2-31 : Signaux typiques de vitesse à l'interface alumine/PMMA issu d'un essai d'impact de plaques pour une vitesse initiale de projectile d'environ 400 m/s.

La Figure 2-32 montre les profils des vitesses de surface libre par rapport au temps, relevés sur l'alumine d'étude pour différentes vitesses d'impact.



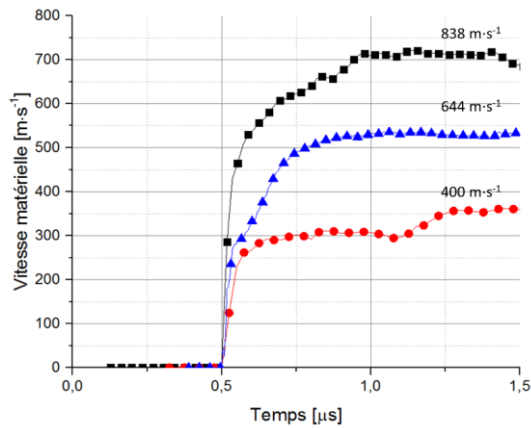


Figure 2-32 : Signaux typiques de vitesse à l'interface alumine/PMMA issu d'un essai d'impact de plaques pour différentes vitesses initiales.

Une particularité du comportement des aluminés sous choc est la formation d'une double onde caractéristique du changement de pente visible sur les Figure 2-31 et Figure 2-32 correspondant à la Limite Élastique d'Hugoniot (LEH) ; communément admise pour les aluminés [164]. Cette structure à deux ondes est tout à fait similaire à ce qui est observable sur les métaux et met en avant un comportement plastique ou assimilé fluide au-dessus de la limite élastique [165] : le front de choc se scinde en une onde de compression réversible et une onde de compression irréversible.

Le franchissement de la limite élastique peut être attribué à trois origines physiques distinctes pouvant être couplées : un comportement élasto-plastique, une densification permanente sous choc ou un changement de phase. L'hypothèse la plus vraisemblable consiste en une fragmentation couplée au phénomène de compaction.

La LEH représente l'amplitude de précurseur élastique. La détermination de la LEH se fait par la relation déjà formulée au chapitre 3.1.4. La valeur de la limite élastique d'Hugoniot (LEH) obtenue pour l'alumine Sintox™ CL est de 6.1 GPa.

Au-dessus de la limite élastique dynamique  $Y_0$ , le matériau se déforme plastiquement (de manière irréversible) et son comportement change. On distinguera la limite élastique dynamique  $Y_0$  et la limite élastique d'Hugoniot (LEH).

La limite élastique dynamique peut être définie comme suit :

$$Y_0 = LEH \cdot \frac{1 - 2\nu}{1 - \nu} \quad \text{Eq. 2-9}$$

Avec  $\nu = 0.225$ .

Une valeur de limite élastique dynamique  $Y_0$  de 4.32 GPa est calculée pour notre matériau.

### 2.3. Modélisation du comportement mécanique de la céramique

Comme vu au chapitre 1, plusieurs paramètres du comportement de la céramique influencent la performance balistique d'un BDD. Plusieurs modèles existent pour représenter le comportement et les modes de ruine qui se produisent selon la sollicitation. Les essais que nous avons menés, et l'expérience de la DGA dans le développement du modèle céramique DFH, nous ont conduits à privilégier l'utilisation d'un tel modèle. Ne disposant pas d'un programme en accès libre, nous avons donc choisi de développer un modèle

similaire pour tenir compte des dégradations de la céramique en tension. Toutefois, nous avons également démontré que la prise en compte de la LEH et du comportement à de forts niveaux de compression est indispensable pour représenter les profils de vitesses face arrière lors d'impacts plans issus de la combinaison d'ondes de traction et de compression. Par ailleurs, l'expérience de l'équipe d'encadrement dans les modèles de Johnson-Holmquist pour des applications d'impact à haute vitesse [129] nous a conduits à nous interroger sur la représentation de macro-fissures et la génération d'éclats. En effet, lorsqu'un fragment est arraché ou un éclat généré, les propagations d'ondes sont modifiées car la structure devient discontinue. Finalement, nous avons opté pour le développement d'un modèle de comportement capable de représenter un endommagement anisotrope en tension, et un comportement de type élasto-plastique en compression au-delà de la LEH, en nous attachant à représenter la discontinuité qui apparaît lorsque le matériau atteint des états ultimes. Nous appelons ce modèle CTC pour Camalet Traction Compression. Le développement est réalisé en trois étapes :

- Développement d'un modèle incrémental représentant l'endommagement anisotrope et s'inspirant du modèle DFH.
- Développement d'un modèle de comportement représentant le comportement de type élasto-plastique ou fluide en compression.
- Couplage des deux modèles.

Pour chaque étape, des tests d'identification sont réalisés pour déterminer les paramètres d'entrée, et des tests de validation sont réalisés et comparés à des essais réalisés pendant la thèse ou issus de la littérature.

### 2.3.1. Endommagement et comportement en traction

#### 2.3.1.1. Dommage et rupture probabilistes

Le modèle de comportement choisi comme base de notre modèle est le modèle DFH présenté dans la section 1.3.3. Ce modèle a été choisi pour plusieurs raisons. Premièrement le modèle s'appuie sur l'étude post-mortem d'échantillons de matériaux fragiles rompus et du réseau de fissures présent au cours du chargement et jusqu'à la rupture. Ce phénomène a essentiellement été remarqué à partir des essais d'impact sur tranche. Cet essai a permis de visualiser les phénomènes à l'origine de la création de fissures caractéristiques présents lors d'essais balistiques. Il fait intervenir essentiellement des sollicitations de traction, et une propagation cylindrique de l'onde issue de l'impact.

Le modèle utilise une description probabiliste qui décrit trois phénomènes [106, 107, 133, 70]:

- Une distribution de défauts considérés critiques, présents dans le matériau avec une densité déterminée à partir d'observations du matériau intact et en supposant une distribution de Weibull. Cette distribution de défauts est associée à une distribution de contrainte à rupture, mais le matériau est réputé avoir les mêmes propriétés élastiques nominales.
- L'amorçage des fissures lorsque la contrainte dépasse la contrainte à rupture et la propagation à une vitesse intrinsèque au matériau, de manière concomitante avec l'activation de nouveaux défauts critiques. Le modèle intègre le phénomène d'occultation qui traduit l'impossibilité d'activer des défauts ou de propager des fissures dans un volume proche de fissures existantes. Ce sont les fissures qui sont responsables de l'endommagement, pas l'activation de nouveaux défauts.

- Le modèle présente en outre l'avantage d'introduire un endommagement anisotrope dépendant du volume fissuré, qui suit la direction de la sollicitation de traction responsable de l'amorçage et de la propagation des fissures.

Ce modèle a été validé sur plusieurs matériaux et pour plusieurs sollicitations. Les exemples que nous avons principalement utilisés ici sont les comparaisons essais-calculs d'impacts sur tranche [105]. L'essai d'écaillage sur des céramiques a également permis de valider le modèle [106]. Des images au microscope électronique à balayage (MEB) permettant d'observer l'amorçage d'un nombre important de fissures horizontales (fissuration par écaillage) (Figure 2-33), comparées dans le modèle avec une densité de fissuration par Zinszner [106].

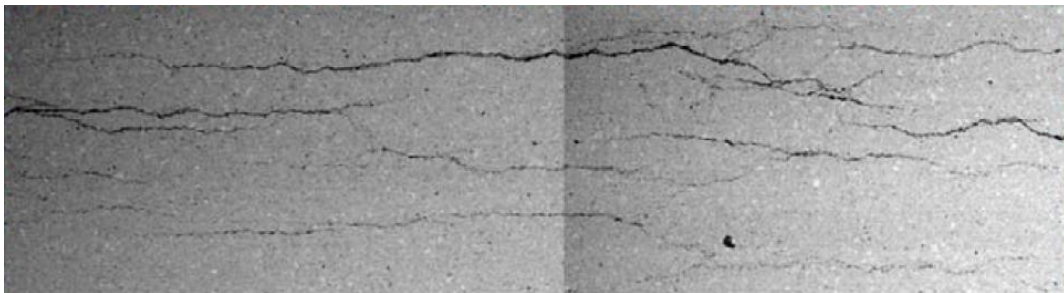


Figure 2-33 : Faciès d'endommagement (fissuration d'écaillage) d'un échantillon de céramique après un essai d'écaillage [106].

### 2.3.1.2. Distribution initiale de défauts et contrainte à rupture

Les paramètres d'entrée de cette loi sont pour la plupart déterminés à partir d'essais quasi-statiques de flexion, comme les paramètres de Weibull. Pour calculer le module de Weibull  $m$  associé, il est possible d'écrire, à partir de l'Eq. 2-10 et des résultats des essais de flexion 4 points présentés en section 2.2.1.2 :

$$\ln(-\ln(1 - P_r)) = m \cdot \ln(\sigma_r) + \ln\left(\frac{V_{eff}\lambda_0}{\sigma_0^m}\right) \quad \text{Eq. 2-10}$$

Comme indiqué par Zinszner [106], le module de Weibull  $m$  est déterminé en considérant que l'équation ci-dessus est celle d'une droite dont  $m$  est la pente. La valeur de  $P_r$  balaye l'ensemble des valeurs obtenues sur l'ensemble des  $n$  essais réalisés avec  $P_r = \frac{(i-0.5)}{n}$ , où  $i \in [1, n]$  est le numéro de l'essai et  $n$  est le nombre d'essais. Le diagramme de Weibull des essais de cette étude est présenté Figure 2-34.

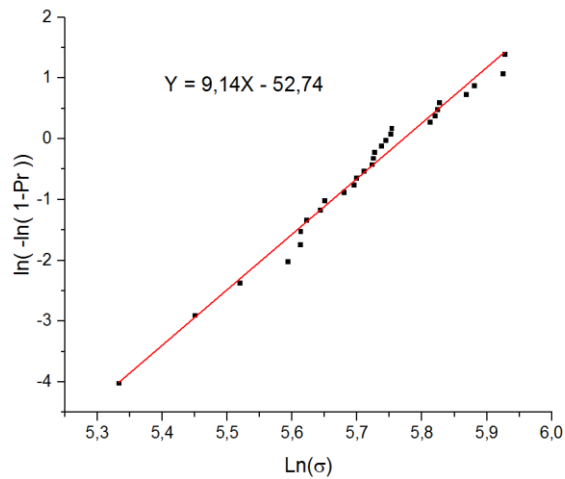


Figure 2-34 : Diagramme de Weibull associé de céramique Sintox™ CL.

Un module de Weibull de 9,14 a ainsi pu être déterminé par cette régression linéaire. Le paramètre  $m$ , est considéré caractéristique du matériau, mais comme l'a constaté Zinszner [106], il n'est pas intrinsèque et nécessite des recalages pour des vitesses de déformation élevées. Toutefois, il donne une idée de la dispersion des contraintes à rupture en fonction de la distribution des défauts pour un même essai, en partant du principe que la rupture est provoquée par la propagation d'une fissure amorcée sur un défaut parmi une famille de défauts critiques. La valeur de  $m$  augmente pour des matériaux ayant un comportement dit 'plus déterministe', soit parce que la population de défauts critiques augmente dans le volume sollicité (plus de porosités ou gros défauts), soit parce que la probabilité de rendre critique des défauts augmente, ce qui est le cas de sollicitations dynamiques. Dans les deux cas, la probabilité de trouver un défaut critique dans le volume sollicité augmente. Pour des conditions d'essais réputées identiques, le paramètre  $m$  qui représente la pente de la droite d'interpolation présente une grande variabilité constatée par plusieurs auteurs [106], et peut varier entre 1 et 20 pour les céramiques [133]. L'expression de la droite fait intervenir le volume effectif. Le volume effectif correspond au volume travaillant équivalent et est donc spécifique de l'essai, ici de flexion, et est donné par la même formule que celle utilisée par Zinszner pour des essais de flexion :

$$V_{eff} = \frac{bhl}{2(m+1)} + \frac{bh(L-l)}{2(m+1)^2} \quad \text{Eq. 2-11}$$

Dans notre cas il vaut  $13 \text{ mm}^3$ .

La contrainte moyenne à rupture est liée à  $V_{eff}$ . Un effet d'échelle a été mis en évidence par Rossi pour des bétons [166]. Rappelons que la rupture est ici pilotée par une méthode probabiliste. Ainsi si la probabilité de trouver un défaut critique augmente dans le volume travaillant, la contrainte à rupture correspondant à ce volume diminue. Ce n'est pas la valeur de la contrainte à rupture initiale qui est importante, mais la valeur du produit  $\lambda_0 \cdot \sigma_0^{-m}$ . Dans notre cas, ce facteur vaut  $1.33 \cdot 10^{-16} (\text{MPa}/\text{mm}^3)^{-m}$ .

### Amorçage et propagation des fissures –dommages et volume occulté

Le modèle initial DFH prévoit une augmentation croissante de la contrainte de traction et donc une accumulation positive constante de défauts et de fissures. Il est donc possible dans ce cas de déterminer un temps caractéristique au bout duquel tout le volume de référence est occulté par les fissures qui se créent et se propagent au fur et à mesure que la charge augmente [106]. L'endommagement, qui résulte de l'occultation progressive du volume, représente la probabilité de rupture qui, lorsque la vitesse de chargement est constante, se calcule avec :

$$D = 1 - \exp\left(-\frac{m!n!}{(m+n)!}\left(\frac{T}{t_c}\right)^{m+n}\right) \quad \text{Eq. 2-12}$$

Où T est le temps à partir duquel on amorce la fissuration et  $t_c$  le temps critique au bout duquel tout le volume est occulté. Dans notre cas d'impact, les ondes se propagent en 3D et subissent des réflexions multiples qui créent des chargements de tractions et de compressions complexes (voir chapitre 1). Il est donc nécessaire pour nous de comprendre comment décrire l'évolution du dommage lorsque la contrainte évolue à différentes vitesses de charge dans le temps et dans chacune des trois directions, et lorsqu'elle subit de fortes augmentations ou diminutions au cours du temps. L'endommagement ne doit augmenter que si la contrainte est une traction et si la sollicitation est globalement une montée en charge. A partir des équations génériques publiées par Zinszner et Bernard dans leur thèse, et tant que la charge augmente et le volume occulté n'atteint pas le volume total disponible, nous calculons de manière analogue le dommage de chaque volume de référence 'k' à un temps quelconque avec :

$$D(\text{temps courant}) = 1 - \exp(-A_0^{\text{temps courant}}) \quad \text{Eq. 2-13}$$

Où  $A_0^{\text{temps courant}}$  représente l'accumulation aux temps pendant lesquels la charge croissante provoque la continuation de l'occultation par la fissuration du volume. Cette accumulation peut tout aussi bien se calculer à partir du 1<sup>er</sup> instant T où la fissuration s'amorce, puisque rien ne se passe avant le 1<sup>er</sup> amorçage de fissure :

$$A_0^{\text{temps courant}} = A_T^{\text{temps courant}} = \int_T^{\text{temps courant}} \dot{\lambda}_k(t) \cdot V_{occ}(\text{temps courant} - t) dt \quad \text{Eq. 2-14}$$

Où

$$\dot{\lambda}_k(t) = \frac{\partial \lambda_k}{\partial t} = \lambda_0 \sigma_0^{-m} \cdot \frac{\partial (\langle \sigma_k^m \rangle)}{\partial t} \quad \text{Eq. 2-15}$$

et

$$V_{occ}(t - T) = s \cdot V_{fiss}^n \cdot (t - T)^n \quad \text{Eq. 2-16}$$

$V_{fiss}$  est la vitesse de fissuration intrinsèque au matériau qui se calcule en multipliant la vitesse acoustique de propagation des ondes  $C_0$  par un facteur de forme que nous avons choisi ici à 0,38 comme dans les travaux de Zinszner [106] et Erzar [167].  $\sigma_k$  représente le seuil de rupture courant et la parenthèse de Macaulay permet de ne considérer que la partie positive de la vitesse de charge. s est un facteur dimensionnel qui vaut  $4\pi/3$  si le volume de référence est une sphère,  $\pi$  pour un disque, et 2 pour une ligne. On obtient aisément l'accumulation des temps de chargement en sommant les contributions par intervalle de temps :

$$A_0^{\text{temps courant}} = A_T^{\text{temps courant}} = A_T^{\text{temps précédent}} + \Delta A_{\text{temps précédent}}^{\text{temps courant}} \quad \text{Eq. 2-17}$$

$$\Delta A_{\text{temps précédent}}^{\text{temps courant}} = \lambda_0 \sigma_0^{-m} \cdot s \cdot V_{fiss}^n \cdot \int_{\text{temps précédent}}^{\text{temps courant}} \frac{\partial (\langle \sigma_k^m \rangle)}{\partial t} \cdot (\text{temps courant} - t)^n dt \quad \text{Eq. 2-18}$$

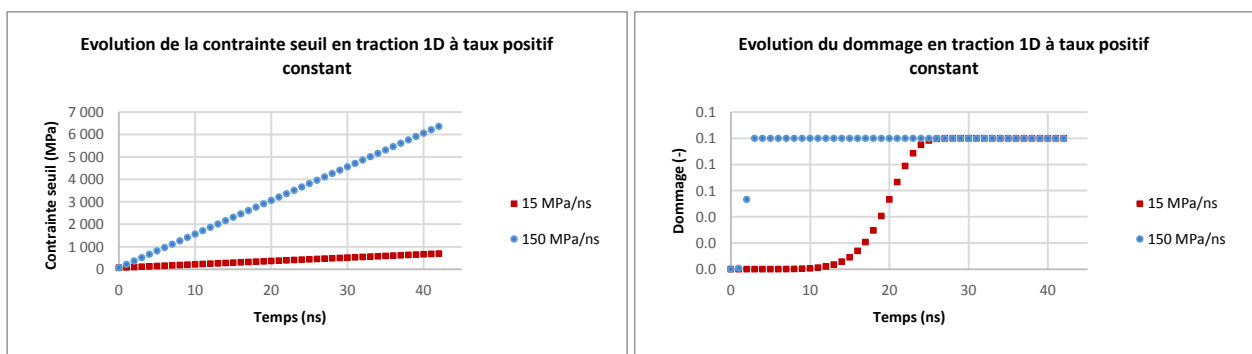
Cette formulation nous permet d'introduire un caractère incrémental en temps nécessaire au développement d'un modèle de comportement dans une loi utilisateur pour Abaqus Explicit. À chaque instant, et quelle que soit la discrétisation temporelle, ces formules permettent de déterminer le dommage  $D$  au temps courant, pour chaque direction principale. En appliquant ce principe à chaque direction, il est possible d'obtenir trois valeurs indépendantes d'endommagement, une pour chaque direction principale.

En parallèle, la densité de défauts critiques de chaque volume de référence 'k' est réévaluée à chaque instant si la charge appliquée entre l'instant précédent et l'instant courant dépasse le seuil de rupture courant  $\sigma_k$ , en utilisant les formules du modèle DFH :

$$\lambda_k(\text{temps courant}) = \lambda_0 \sigma_0^{-m} \cdot \langle \sigma_k(\text{temps courant}) \rangle^m \quad \text{Eq. 2-19}$$

En appliquant ce principe à chaque direction, il est possible d'obtenir trois valeurs indépendantes de taux de défauts critiques, une pour chaque direction principale. Ces défauts ainsi créés pourront créer de nouvelles fissures aux instants ultérieurs si la contrainte dépasse la limite à rupture.

Le modèle a été développé tout d'abord sous la forme d'une feuille Excel sous forme 1D, afin d'évaluer l'influence de la variation du taux de contrainte sur l'évolution de la contrainte à rupture avec celle de la densité de défauts, et simultanément sur l'évolution de la densité de défauts critiques, la densité de fissuration et l'endommagement associés. Les courbes ci-dessous comparent ces évolutions pour deux taux croissants constants de charge de 15MPa/ns (rouge) et 150MPa/ns (bleu). Le seuil de rupture augmente linéairement dans les deux cas puisque la charge est une traction imposée à vitesse croissante constante (courbe bleue). La rupture, atteinte lorsque le dommage vaut 1, est plus brutale pour un taux d'accroissement de charge plus élevé. Le taux de fissuration atteint rapidement sa limite car les fissures plus nombreuses occultent plus rapidement le volume de référence lorsque le taux de chargement est plus rapide. Le taux volumique maximum de fissuration est atteint lorsque le dommage vaut 1, ce qui est cohérent avec la définition du dommage associé à l'occultation totale du volume. Le dommage et la densité de fissuration atteignent très vite leurs valeurs maximales si le taux de contraintes en traction est élevé, et l'évolution est très rapide, passant de 0 à 1 quasi instantanément. Par conséquent dans l'analyse des résultats, il semble suffisant de considérer la distribution des valeurs de dommage égales à 1 seulement.



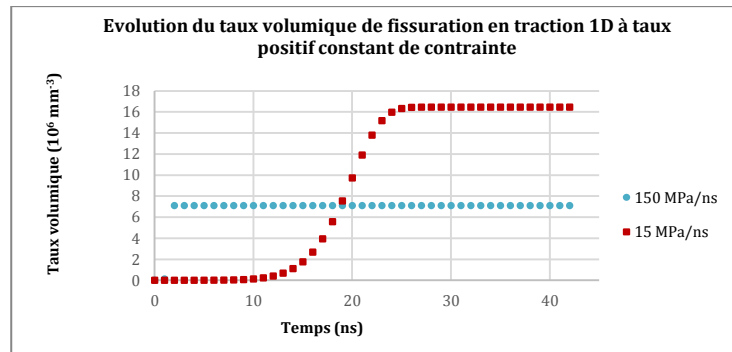


Figure 2-35 : Évolution des paramètres de la loi CTC (contrainte seuil, dommage et taux volumique de fissuration) pour deux vitesses de charges de traction 1D constantes choisies à 15 MPa/ns et 150 MPa/ns

Lorsque la contrainte évolue de manière non linéaire et non croissante, on constate ci-dessous que la densité de défauts, la densité de fissuration et l'endommagement n'augmentent que dans les phases de charge de traction. Pour tracer ces courbes nous avons choisi une évolution quelconque de la contrainte en imposant des phases variables de traction et de compressions à différentes vitesses d'évolution.

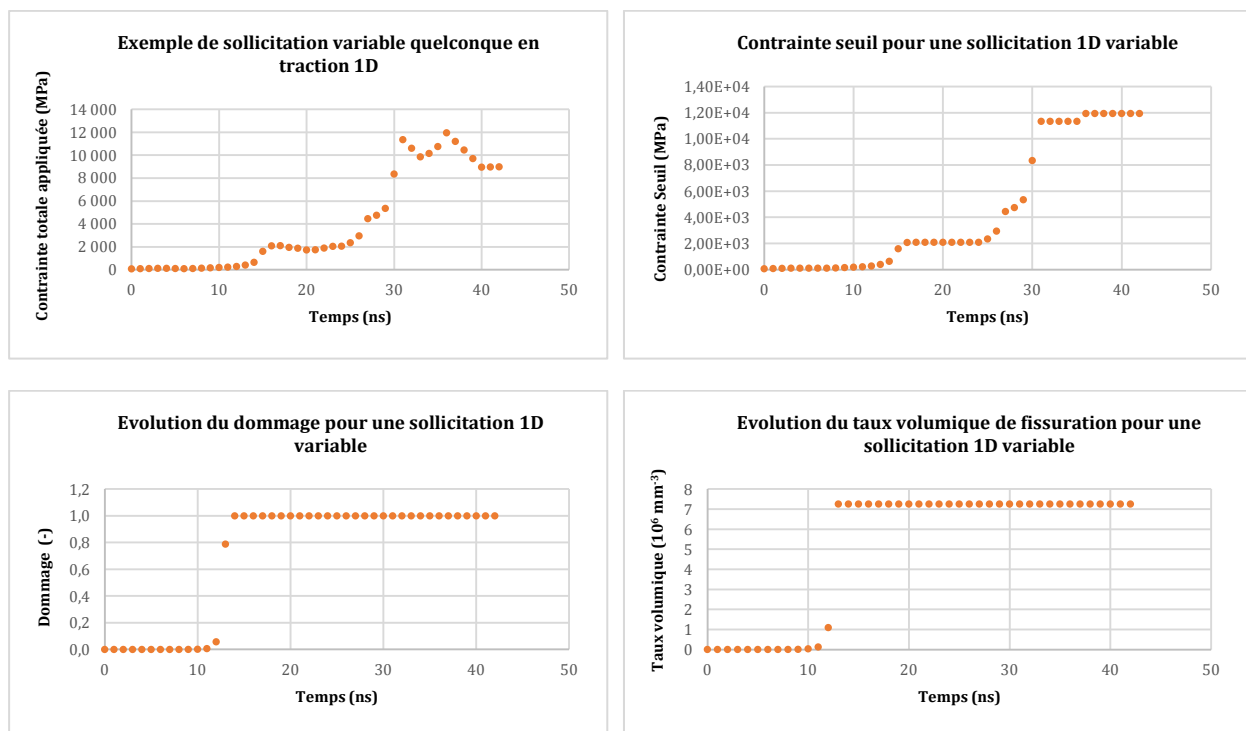


Figure 2-36 : Évolution des paramètres de la loi CTC (contrainte seuil, densité de fissuration et dommage) pour une sollicitation variable 1D quelconque (en haut à gauche)

### Validation du modèle d'endommagement céramique 3D anisotrope en traction

Afin de valider le modèle, nous avons développé une routine utilisateur 3D pour Abaqus Explicit. Les équations sont adaptées pour représenter une loi élastique avec endommagement, où les dommages de chaque direction sont indépendants les uns des autres et suivent chacun les équations 2-13 à 2-18. Le facteur S est choisi égal à  $4\pi/3$ . La matrice de souplesse reliant les déformations aux contraintes, tiré des études de Erzar [167] est la suivante :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{(1-d_1)} & -\nu & -\nu & & & \\ -\nu & \frac{1}{(1-d_2)} & -\nu & & & \\ -\nu & -\nu & \frac{1}{(1-d_3)} & & & \\ & & & \frac{1+\nu}{(1-d_2)^\nu(1-d_3)^\nu} & & \\ & & & & \frac{1+\nu}{(1-d_3)^\nu(1-d_1)^\nu} & \\ & & & & & \frac{1+\nu}{(1-d_1)^\nu(1-d_2)^\nu} \end{bmatrix} \cdot \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{Bmatrix} \quad \text{Eq. 2-20}$$

Nous avons comparé les résultats de nos simulations avec les essais et simulations proposés dans la thèse de Zinsner [106] pour un impact sur tranche. La taille du maillage n'a pas fait l'objet d'une étude de convergence. Comme pour les simulations de Zinsner [106] les mailles font 0,3 mm de côté. Le calcul est réalisé sur un quart de plaque. Des conditions de symétries sont imposées suivant la largeur et l'épaisseur du carreau de céramique. Nous avons utilisé les propriétés matériau de Zinsner présenté dans le Tableau 8. Le projectile à une vitesse initiale de  $180 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ .

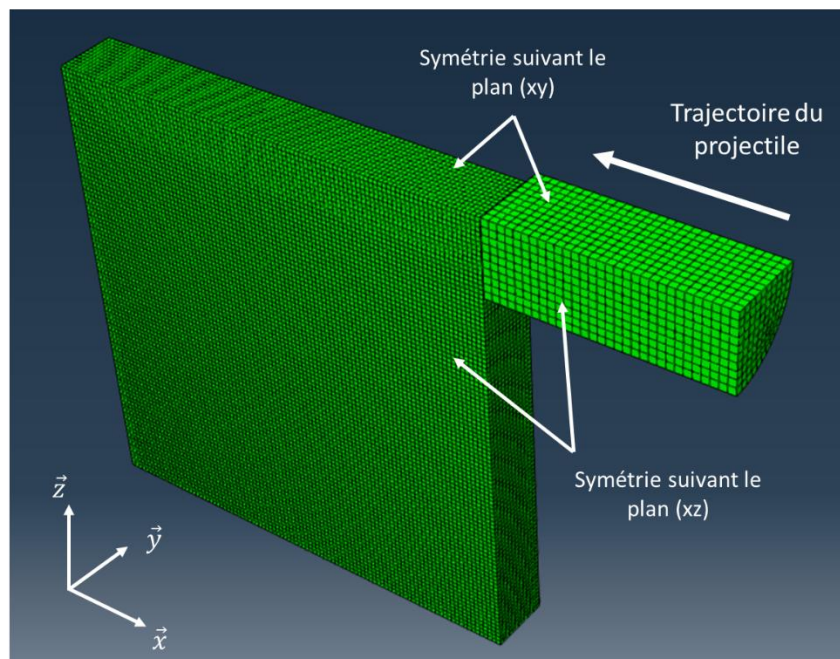


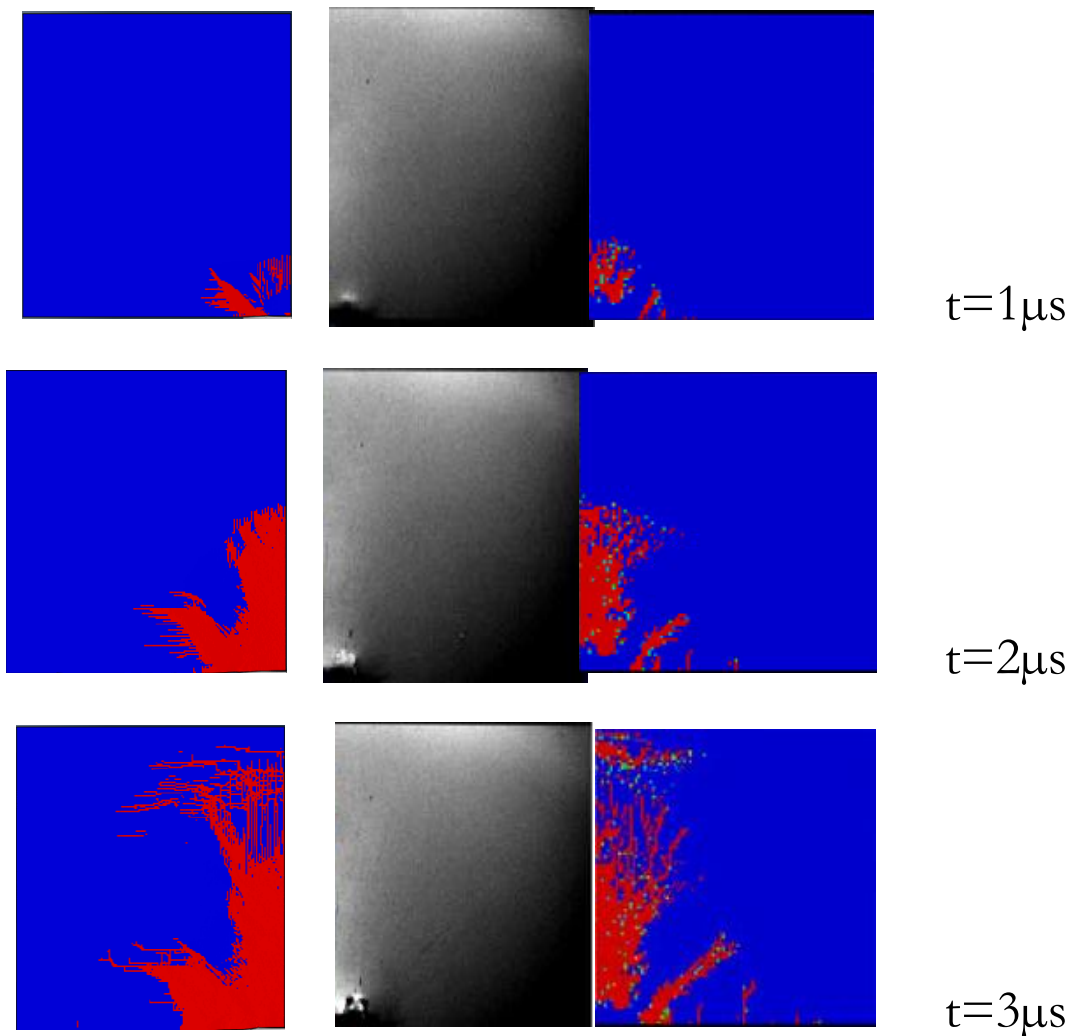
Figure 2-37 : Schéma de principe de l'essai d'impact sur tranche.



Tableau 8 : Propriétés mécaniques de la céramique pour la modélisation d'impact sur tranche.

	Céramique Hexoloy®
Masse volumique [kg m <sup>-3</sup> ]	3 145
Module de Young [GPa]	413
Coefficient de Poisson [-]	0,14
m	9,3
$\lambda_0 \cdot \sigma_0^{-m}$ [(MPa/mm <sup>3</sup> )- <sup>m</sup> ]	$1.15 \cdot 10^{-16}$
$C_L$ [m·s <sup>-1</sup> ]	11 600

Sur la figure ci-dessous, nous représentons en bleu les zones n'ayant pas atteint un dommage à 1, et en rouge les zones totalement fissurées, c'est-à-dire ayant un dommage égal à 1. Comme indiqué plus haut, l'évolution du dommage est quasi instantanée pour des taux de charge en traction élevés, ce qui est le cas pour l'impact sur tranche qui génère des tractions dans la céramique.



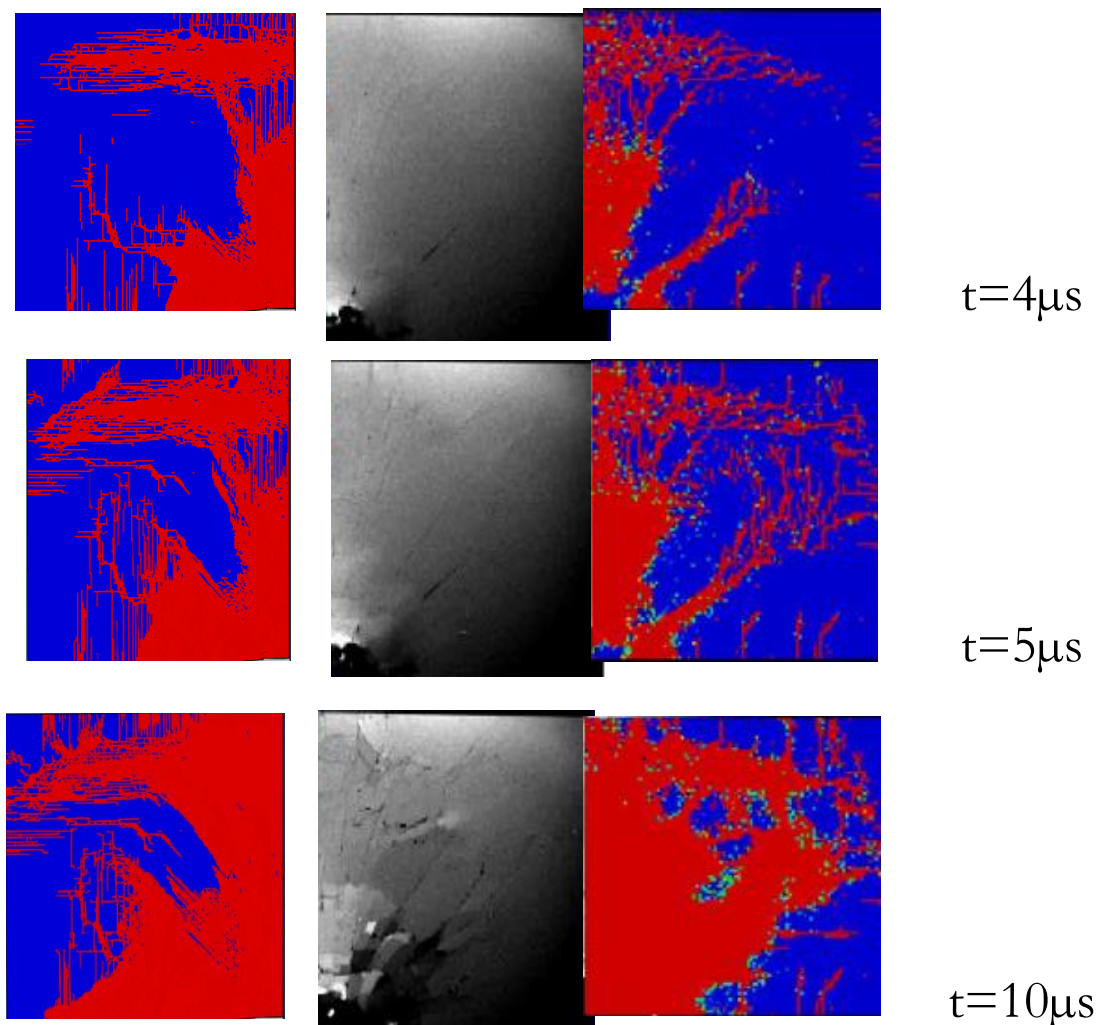


Figure 2-38 : Comparaison des dommages à différents instants entre (à droite) un essai d'impact sur tranche comparé au modèle DFH [106] et (à gauche) les résultats obtenus par la VUMAT CTC codée dans cette thèse .

Nous voyons que des fissures verticales se développent à la surface libre côté impact, de manière similaire à ce qui se passe dans les essais mais elles sont trop nombreuses comparativement au modèle DFH présenté dans la thèse de Zinszner. La zone fissurée dans l'axe de l'impact est de même diamètre et de même longueur et des zones d'occultation apparaissent dans notre modèle dans la même zone dans l'axe de symétrie. La forme arborescente de la fissuration est reproduite de même que la grande fissure à 45° depuis le point d'impact. En revanche la zone fortement fissurée de la face avant occulte le volume au centre de la plaque, ce qui n'est pas le cas du modèle DFH.

Globalement, le modèle n'ayant fait l'objet d'aucun recalage, nous considérons que le modèle basé sur le taux de fissuration donné par la formule 2.15 est correct et permet de reproduire visuellement la cinématique des fissurations et occultations. Cependant afin de pouvoir être utilisé dans le cas de cette thèse, une modification devra être apportée au modèle afin de prendre en compte le comportement en compression du matériau intact ainsi que le comportement d'un matériau fragmenté comme il l'a déjà été présenté en section 1.3.3.

### 2.3.2. Modèle proposé pour le comportement en compression dynamique

#### Avant et après la LEH

En compression le comportement est élastique simple avant la LEH. Au passage de la LEH le comportement devient élastoplastique et la pression est calculée avec l'équation d'état de Grüneisen.

Dans le chapitre 1 et dans le paragraphe précédent, nous avons vu que le DFH repose sur une modélisation du comportement gouverné par la fissuration du matériau, fissures engendrées par des contraintes en traction. Cependant le matériau céramique subit, notamment lors d'un impact balistique, de fortes sollicitations en compression pouvant dépasser la LEH dans les premiers instants de l'impact.

En compression le comportement est élastique simple avant la LEH. Au passage de la LEH le comportement devient élasto-plastique et la pression est calculée avec l'équation d'état de Grüneisen.

Ce comportement se traduit par une rampe de vitesse qui correspond à une modification du module de compressibilité [121, 168]. Ce comportement a été observé lors des essais d'impact de plaques présenté en section 1.3.1.2.

Afin de prendre en compte ces phénomènes, l'ajout d'une équation d'état a été nécessaire. L'équation d'état peut permettre de modéliser certains phénomènes comme la compaction observée après le passage de la LEH.

Les trois grandeurs introduites  $P$ ,  $\rho$  et  $E$  ne sont pas indépendantes mais sont reliées par une relation appelée équation d'état du milieu :

$$f(P, \rho, E) = 0 \quad \text{Eq. 2-21}$$

Si l'équation d'état est connue, un système de 4 équations à 5 inconnues ( $P$ ,  $\rho$ ,  $E$ ,  $D$  et  $u$ ) est obtenu. La détermination d'un paramètre supplémentaire sera donc nécessaire pour résoudre ce système. Parmi les différentes formes d'équations d'états, on peut citer celle de Grüneisen qui décrit de façon satisfaisante la propagation des ondes pour des pressions inférieures au Mbar. Elle s'écrit :

$$P(E, V) - P_{ref}(V) = \frac{\gamma}{V} (E - E_{ref}(V)) \quad \text{Eq. 2-22}$$

Où  $P_{ref}$  et  $E_{ref}$  sont respectivement la pression et l'énergie interne à l'état de référence. Le coefficient  $\gamma$ , appelé coefficient de Grüneisen, est propre au matériau et sa variation avec le volume massique est généralement supposée linéaire pour des pressions inférieures au Mbar ( $\frac{\gamma}{V} = \frac{\gamma_0}{V_0} = \text{constante}$ ).

L'équation d'état de Grüneisen peut être définie comme suit :

$$P = \frac{\rho_0 \cdot C^2 \cdot \mu \left( 1 + \left( 1 - \frac{\gamma}{2} \right) \mu - \left( \frac{\alpha}{2} \right) \mu^2 \right)}{\left[ 1 - (S_1 - 1)\mu - \frac{S_2 \cdot \mu^2}{(\mu + 1)} - \frac{S_3 \cdot \mu^3}{(\mu + 1)^2} \right]^2} + (\gamma + \alpha \cdot \mu) E_0 \quad \text{Eq. 2-23}$$

Avec  $P$  la pression,  $\mu = \frac{V_0}{V} - 1$ ,  $S_1$ ,  $S_2$ ,  $S_3$  les coefficients de la courbe,  $\gamma$  le coefficient de Grüneisen,  $E_0$  l'énergie interne par unité de volume et  $\alpha$  un facteur de correction volumique.

La Figure 2-39 illustre les courbes d'Hugoniot pour des alumines de différentes masses volumiques [164].

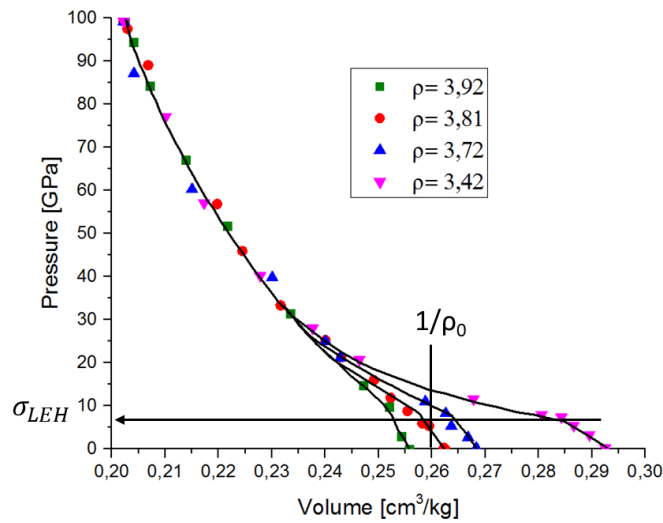


Figure 2-39 : Courbe d'Hugoniot pour différentes masses volumiques d'alumines [164].

Le modèle DFH ainsi que l'équation d'état ont été implémentés, durant cette thèse, en fortran dans une sous-fonction, appelée VUMAT (User defined material behavior subroutine) pour Abaqus® Explicit. Afin de valider le choix du modèle, les paramètres associés ainsi que l'implémentation, nous avons cherché à modéliser les essais mécaniques et comparer les résultats numériques et expérimentaux. Ceci fait l'objet de la partie ci-après.

Les essais d'impact de plaques vont permettre d'éprouver l'ajout de l'équation d'état dans la modélisation de ces mêmes essais.

### Validation par simulation d'essais d'impact de plaque

Nous avons réalisé la simulation des essais d'impacts de plaque afin de valider le modèle décrit précédemment. Il est nécessaire de préciser que la description adoptée du comportement sous choc des matériaux est hydrodynamique, c'est-à-dire qu'elle ne prend en compte ni le comportement élasto-plastique, ni l'endommagement. Au cours de la propagation d'une onde monodimensionnelle plane dans un solide isotrope homogène, la déformation est uniaxiale et l'état n'est pas hydrostatique donc la pression ne suffit plus pour déterminer l'état des contraintes. Dans le cas d'une déformation uniaxiale selon x, le tenseur des déformations s'écrit :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} \varepsilon_x & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{Eq. 2-24}$$

De la même manière, compte tenu de l'hypothèse isotrope, le tenseur des contraintes s'exprime sous la forme d'un tenseur sphérique  $\underline{\underline{\sigma}}_s$  et d'un tenseur déviatorique  $\underline{\underline{\sigma}}_D$ :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_x & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_y & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_z \end{pmatrix} = \underline{\underline{\sigma}}_s + \underline{\underline{\sigma}}_D = -p \underline{\underline{Id}} + \begin{pmatrix} S_x & 0 & 0 \\ 0 & S_y & 0 \\ 0 & 0 & S_z \end{pmatrix} \quad \text{Eq. 2-25}$$

$$p = -\frac{1}{3} \cdot \text{Trace}(\underline{\underline{\sigma}}) \quad \text{Eq. 2-26}$$

Comme le matériau est considéré isotrope, l'utilisation de la loi de Hooke est justifiée :

$$\underline{\underline{\sigma}} = 2\mu\underline{\underline{\varepsilon}} + \lambda \text{tr}(\underline{\underline{\varepsilon}}) \underline{\underline{Id}} \quad \text{Eq. 2-27}$$

Dans le cas du formalisme de von Mises, le milieu suit ce comportement tant que la contrainte de Von Mises n'atteint pas la limite élastique dynamique  $Y_0$ .

$$\frac{1}{2} [(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_x - \sigma_z)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2] < Y_0^2 \quad \text{Eq. 2-28}$$

Les simulations sont réalisées en conditions axisymétriques. Une plaque de métal d'épaisseur 5 mm et de diamètre 40 mm vient impacter un assemblage constitué d'une plaque d'alumine collée à un disque en PMMA, tous deux de diamètre 50 mm et d'épaisseur 10 mm, pour deux vitesses de 401 m/s et 644 m/s. Pour cette simulation la colle utilisée expérimentalement n'est pas représentée en tant qu'un matériau propre mais modélisée numériquement par une liaison collée (option « Tie » d'Abaqus). Le modèle utilise pour tous les composants des éléments finis à 4 huit nœuds et 3 degrés de liberté par nœud, à intégration réduite (1 pt), et de même taille sans épaisseur. Les plaques qui représentent la céramique et le PMMA sont composées de 11 000 éléments ; l'impacteur quant à lui est représenté par 4 500 éléments.

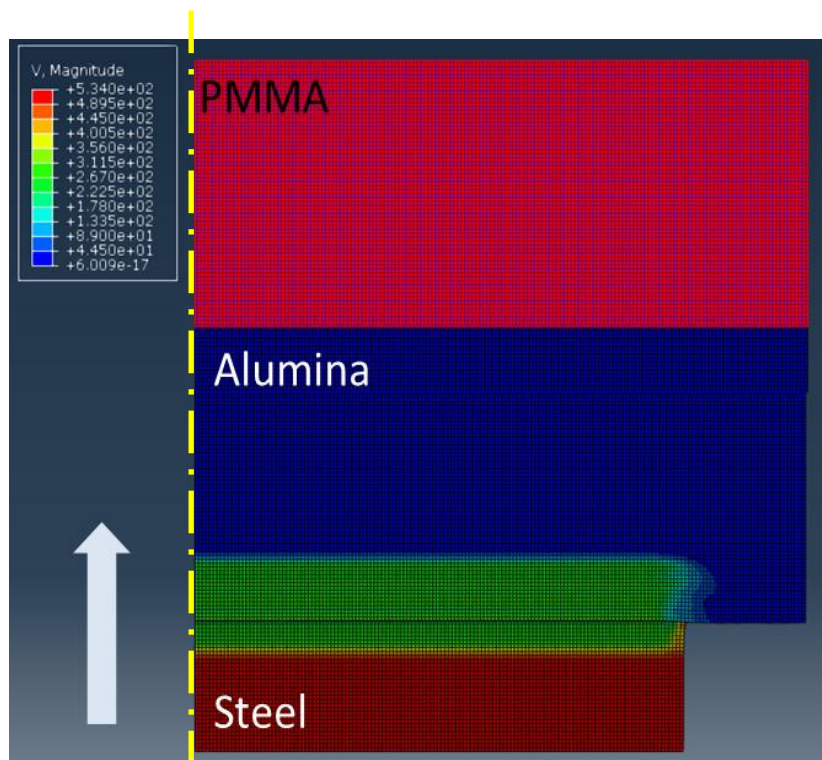


Figure 2-40 : Distribution des vitesses matérielles lors de la modélisation axisymétriques d'un essai d'impact de plaque.

L'acier [232] et le PMMA [169] sont supposés élastiques linéaires. Le comportement de la céramique est représenté à l'aide d'une VUMAT. Les propriétés de l'alumine sont celles déterminées dans notre étude. Le Tableau 9 résume les caractéristiques mécaniques des différents matériaux.

Tableau 9 : Propriétés mécaniques des matériaux

	Acier [232]	Alumine	PMMA [169]
Masse volumique [kg m <sup>3</sup> ]	7800	3856	1200
Module de Young [GPa]	210	367	3,3
Coefficient de Poisson [-]	0,27	0,225	0,35

Nous avons réalisé des simulations des essais d'impact de plaques effectués à 400 m·s<sup>-1</sup> et 644 m·s<sup>-1</sup>. Les caractéristiques de l'équation d'état ont été déterminées par méthode inverse pour recalibrer les courbes de la Figure 2-41. L'extraction des vitesses des nœuds situés à l'interface alumine/PMMA a permis de tracer les courbes Figure 2-41 et de pouvoir les comparer avec les données expérimentales.

Tableau 10 : Caractéristiques mécaniques de la céramique pour l'équation d'état de Grüneisen

Paramètres	Valeurs
$S_1$	-2,8
$S_2$	1,5
$S_3$	-0,3
$\gamma$	1

L'ajout de l'équation d'état a permis la prise en compte du dédoublement de l'onde au-dessus de sa limite élastique. L'implémentation de l'équation permet ainsi de rattraper l'accélération et de prendre en compte la hausse de vitesse D due à la compaction du matériau.

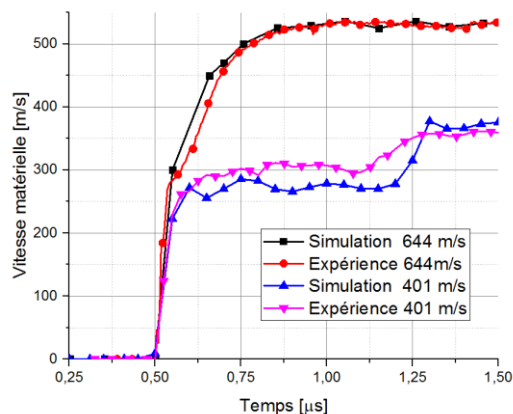


Figure 2-41 : Comparaison entre simulation et expérience pour les essais d'impacts de plaques.

On peut voir d'après les résultats, que l'équation d'état permet de se rapprocher des vitesses matérielles exactes relevées lors des essais d'impacts de plaques. D'un part, les vitesses simulées sont plus proches du seuil atteint expérimentalement. D'autre part malgré la durée plus longue pour l'essai à 400 m·s<sup>-1</sup> le seuil de vitesse stable au niveau de la LEH est respecté.

## 2.4. Conclusion du chapitre

Nous avons pu étudier dans ce chapitre le comportement de notre alumine d'étude. Une alumine commerciale connue sous la dénomination Sintox<sup>TM</sup> CL. Dans un premier temps les propriétés physico-chimiques du matériau ont été étudiées et différents essais de caractérisation ont révélé des écarts avec les données fournies par le fabricant en ce qui concerne les modules d'élasticité du matériau et une masse volumique plus faible que les valeurs annoncées ainsi que les vitesses de propagations des ondes dans le matériau plus élevées.

Par la suite, le comportement mécanique du matériau a été étudié dans un régime de sollicitation quasi-statique. Le comportement de la céramique étant fortement influencé par le confinement, des essais de compression confinée ont été mis en place et nous ont permis d'accéder au comportement du matériau et à la résistance mécanique pour différentes pressions de confinement. Ces mêmes essais réalisés dans un régime de sollicitation dynamique nous ont permis de montrer que l'influence de la vitesse de sollicitation qui augmente la résistance du matériau additionné à l'influence de la pression de confinement qui permet également d'accroître les propriétés mécaniques de l'alumine. Les résistances admissibles en compression pour les différentes conditions de vitesse de déformation et de pression de confinement sont résumées Figure 2-42.

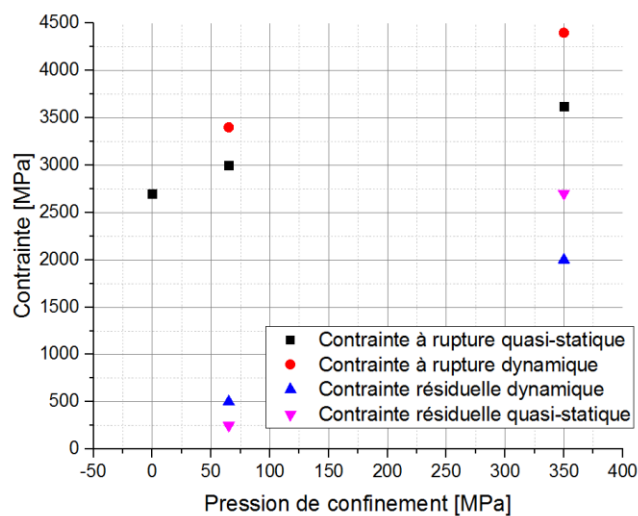


Figure 2-42 : Résistance des matériaux intacts et endommagé pour différentes pressions de confinement.

Afin d'investiguer plus précisément le comportement d'une céramique fragmentée et de réaliser des essais sur des matériaux dont les caractéristiques de départ sont établies plus précisément (état de fragmentation, granulométrie, etc.) une caractérisation du matériau fragmenté a été réalisée. Il est ressorti de cette étude que le comportement de la céramique fragmentée lors d'un essai de compression confinée est similaire au comportement constaté lors de la caractérisation d'une céramique pré-fragmentée. Nous avons également constaté l'existence de deux populations d'éprouvettes distinctes pour un même protocole de fragmentation.

Le comportement des matériaux sous choc a aussi été exploré et plus particulièrement les caractéristiques de l'alumine, qui fait l'objet de cette étude. Les phénomènes de fragmentation et de compaction sous choc

apparaissent particulièrement importants car ils interviennent à des niveaux de contraintes largement accessibles lors d'un phénomène balistique traité dans ce manuscrit et conditionnent, par conséquent, la pénétration du projectile dans la face avant de la protection double dureté. De même, le comportement en traction, à l'origine de l'essentiel de l'endommagement observé sur des cibles fragiles (cf. chapitre 1) a été présenté. Ces informations permettent une analyse complète des phénomènes physiques à l'origine des dommages constatés lors d'un impact et présentés dans le premier chapitre du manuscrit. Cette caractérisation nécessite la détermination de l'élasticité non linéaire, la mesure de la limite élastique d'Hugoniot et la caractérisation du comportement au-dessus de la limite élastique (fragmentation et compaction). Les informations présentées dans ce chapitre serviront de base au recalage et à l'enrichissement du modèle de comportement sélectionné permettant la reproduction des phénomènes présentés.

Afin de représenter le caractère fragile du comportement en traction de la céramique et sa fragmentation progressive jusqu'à la rupture complète, nous avons développé une routine de comportement en nous inspirant du modèle probabiliste DFH. Après une analyse de sensibilité 1D de notre modèle aux variations de contraintes et aux vitesses de déformation par le biais d'une feuille Excell®, nous avons développé une loi 3D de comportement utilisateur pour Abaqus Explicit®. Cette loi a pour vocation de traiter uniquement l'endommagement par fissuration de défauts critiques lorsque la sollicitation locale est une traction. Le comportement en compression au-dessus du seuil d'élasticité est quant à lui représenté par une équation d'état de Grüneisen associée à un comportement déviatorique élastique. Nous montrerons plus loin comment intégrer à cette loi le comportement de la céramique fragmentée en compression au-delà du seuil d'élasticité  $Y_0$ , et comment représenter topologiquement la rupture dans la céramique.





# CHAPITRE 3 :

## ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU COMPOSITE

---

<b>3.1.</b>	<b>Description du matériau .....</b>	<b>105</b>
<b>3.2.</b>	<b>Analyse du comportement à l'impact .....</b>	<b>109</b>
3.2.1.	Configuration d'essai.....	109
3.2.2.	Projectile conique.....	110
3.2.3.	Projectile hémisphérique.....	113
3.2.4.	Projectile cylindrique .....	119
3.2.5.	Mesures par ultrasons et rayons X.....	124
3.2.6.	Conclusion sur les essais d'impacts.....	126
<b>3.3.</b>	<b>Caractérisation du comportement quasi-statique d'un stratifié bidirectionnel.....</b>	<b>127</b>
3.3.1.	Comportement de la couche.....	127
3.3.1.1.	Traction du composite dans le sens des fibres.....	128
3.3.1.2.	Comportement en cisaillement sur un empilement +/- 45°.....	130
3.3.1.3.	Caractérisation du comportement hors plan du composite .....	133
3.3.2.	Comportement de l'interface .....	134
3.3.2.1.	Caractérisation expérimentale du comportement mécanique de l'interface .....	134
3.3.2.2.	Essai Double Cantilever Beam (DCB).....	136
3.3.3.	Conclusion .....	137
<b>3.4.</b>	<b>Modélisation du comportement mécanique du composite.....</b>	<b>137</b>
3.4.1.	Essai de traction dans le sens des fibres.....	141
3.4.2.	Essai de compression dans le sens des fibres.....	143
3.4.3.	Essai de traction hors plan .....	144
3.4.4.	Essai de traction à 45°.....	146
3.4.5.	Simulation numérique du comportement des interfaces.....	149
3.4.6.	Simulation des essais d'impacts .....	151
<b>3.5.</b>	<b>Conclusion du chapitre .....</b>	<b>159</b>



## Objectifs

L'objectif de ce chapitre est d'étudier, par le biais de caractérisations expérimentales et de modélisation numérique, le comportement mécanique d'un composite stratifié à fibres longues en polyéthylène à ultra haut module (UHMWPE) et matrice polyuréthane soumis à un impact balistique.

Cette section va nous permettre d'approcher le comportement mécanique des plis, des couches, des stratifiés, et finalement des plaques assemblées et de leurs interfaces. Le Dyneema HB26® est un matériau répandu dans le domaine de la balistique. La littérature est donc large en termes d'essais et permet de trouver des jeux de données correspondant aux différents modèles de comportement proposés par les auteurs. Ces propriétés sont toutefois très dépendantes des conditions de fabrication, et les stratifiés nous ont été fournis déjà fabriqués aux épaisseurs requises. Il s'est donc avéré nécessaire de faire des essais par nous-mêmes afin de compléter les données disponibles dans la littérature par des mesures propres (essentiellement traction 0° et 45°) éalisées au sein de l'Institut Franco-Allemand de Saint-Louis. La caractérisation du comportement de l'interface située entre les couches est étudiée dans un second temps.

La dernière partie du chapitre est consacrée à la modélisation et la simulation des composites sous impact. Des essais d'impact réalisés à l'SIL avec trois types de projectiles nous permettent d'étudier les mécanismes d'endommagement et de rupture en situation d'impact de l'ensemble du stratifié, couches et interfaces. Ces essais nous permettent d'identifier les données d'entrée qui alimentent le modèle de comportement d'endommagement et de rupture choisi, afin de reproduire de manière optimale les performances balistiques observées expérimentalement. La description des essais d'identification et des simulations correspondantes est faite pas à pas. Les caractéristiques mécaniques élémentaires de la couche, de l'interface, et les paramètres des modèles choisis pour représenter leurs comportements sont finalement recensées en fin de chapitre.

### 3.1. Description du matériau

Le composite de cette étude est constitué de panneaux de Dyneema® HB26 en couches croisées [0°/90°] (fourni par DSM Dyneema®, Pays-Bas). Les matériaux fournis par l'entreprise DSM® se présentent sous forme de plaques de composite d'épaisseur 6 mm et 8 mm. Elles sont composées de 83% en masse de fibres de polyéthylène à haute masse moléculaire et de 17% en masse de polyuréthane qui compose la matrice. Ces fibres sont également fabriquées par DSM sous le nom SK76. Le matériau de ces fibres est de l'UHMWPE pour « Ultra High Molecular Weight Polyethylene ».

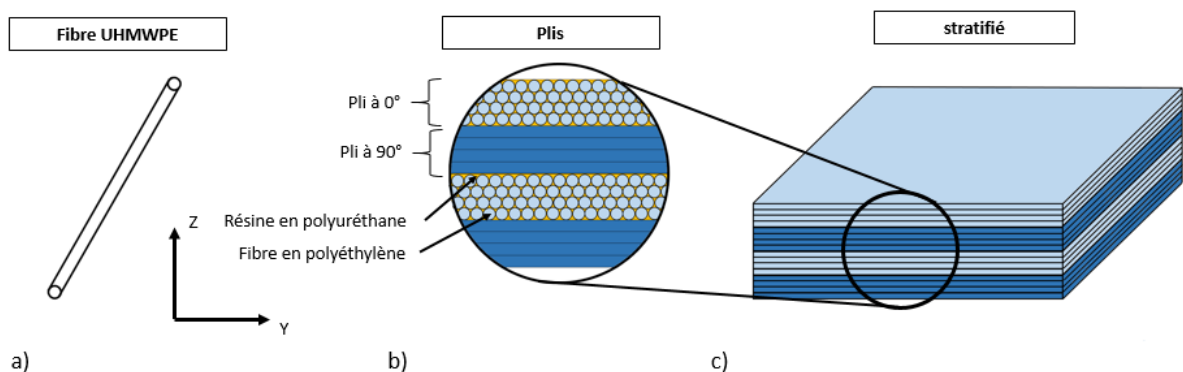


Figure 3-1 : Définition des différentes échelles d'étude d'un composite stratifié constitué de plis à 0°/90° de fibres en UHMWPE. A) échelle micro, b) échelle méso, c) échelle macro.

Plusieurs échelles de description sont identifiables dans le composite comme le montre la Figure 3-1. Tout au long de ce manuscrit, nous utiliserons la nomenclature suivante (figure 3.2) :

- Composite : terme générique désignant la constitution d'un matériau par assemblage de plusieurs constituants élémentaires, dans notre cas ;
- Pli ou pli UD : assemblage très fin de résines et de fibres dont toutes les fibres longues sont orientées dans une même direction et qui forme un pli ;
- Couche : empilement de deux plis UD à  $90^\circ$  l'un de l'autre, qui sera noté  $(0^\circ/90^\circ)$  ;
- Stratifié : assemblage de plusieurs couches  $(0^\circ/90^\circ)$ , qui sera noté  $(0^\circ/90^\circ)_n$ , n étant le nombre de couches ;
- Plaque : assemblage de couches successives jusqu'à l'obtention de l'épaisseur souhaitée pour constituer une éprouvette de tir, seule ou dans le blindage double dureté, noté  $[(0^\circ/90^\circ)_n]_m$  où m est le nombre de stratifiés de n couches chacun.

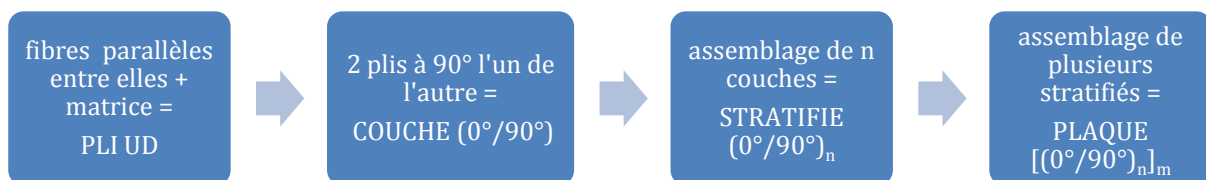


Figure 3-2 : organigramme de constitution d'un composite stratifié.

Les propriétés mécaniques de ce type de composite dépendent non seulement des propriétés mécaniques des constituants des fibres en UHMWPE et de la matrice, mais également du processus de fabrication [170]. Le processus de fabrication de ce type de composite stratifié  $(0^\circ/90^\circ)_n$ , est présenté sur la Figure 3-3.

Premièrement, les fibres sont produites par filage et étirage à chaud d'un gel UHMWPE [171]. La fibre de gel est étirée à une vitesse de déformation de l'ordre de  $1 \text{ s}^{-1}$  dans l'air chaud (à  $120^\circ\text{C}$ ), conduisant à une fibre hautement orientée et hautement cristalline (cristallisation induite par étirage à chaud). Cette étape correspond à ce qui est appelé Step I dans la figure 3.3.

Dans un deuxième temps, les fibres sont enduites d'une résine polyuréthane pour former un pli UD (Step II figure 3.3), avant d'être assemblées en couches  $(0^\circ/90^\circ)$  pour former un stratifié. Ce que nous appelons « stratifié » correspond à la terminologie « ply precursor » sur la figure 3.3. Enfin, la plaque est obtenue par accumulation de stratifiés afin d'obtenir l'épaisseur finale désirée.

Un processus de séchage élimine le polyuréthane excédentaire du pli. Le collage des couches est réalisé par fusion partielle du polyuréthane composant la matrice grâce à un pressage à chaud. La pression appliquée est appelée pression de consolidation

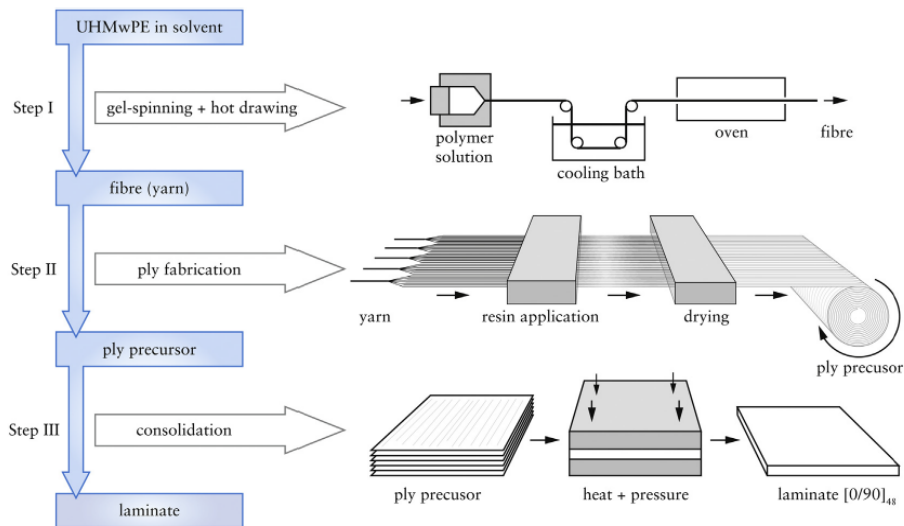


Figure 3-3 : Étapes de fabrication d'une plaque à fibre UHMWPE [172].

Le diamètre des fibres est inchangé par le pressage à chaud même si une partie des fibres voit sa forme, en coupe transversale, modifiée comme détaillé dans la Figure 3-4. Les propriétés mécaniques des fibres ne sont pas notablement affectées par une variation de la pression de consolidation, mais les inclusions d'air (pores), les pré-fissures de la matrice, la fraction de fibre-matrice ou même les liaisons fibre-fibre dépendent de la pression appliquée lors de la fabrication. L'effet de ces éléments sur les propriétés mécaniques des structures composites ont été intensivement étudiées dans la littérature [173, 174, 175, 176, 177] et spécifiquement pour les plaques UHMWPE [172, 178].

Les principales propriétés mécaniques des plaques étudiées dans cette thèse, fournies par le fabricant(\*) et trouvées dans la littérature sont présentées dans le Tableau 11. La couche présente une masse volumique faible, par rapport à des plis en carbone-époxy par exemple pour un module d'élasticité similaire. Le module de la couche ou du stratifié est identique dans les deux directions du plan du fait de sa conception.

Tableau 11: Propriétés du composite Dyneema® HB26 et des fibres SK76.

Propriétés	Masse volumique d'un pli*	Épaisseur d'un pli*	Module d'élasticité d'une plaque composite ( $E_{11}$ - $E_{22}$ ) [70]	Masse volumique des fibres*	Module d'élasticité des fibres*	Célérité longitudinale des fibres*
Unités	$\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	$\mu\text{m}$	GPa	$\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	GPa	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$
	970	60-70	130	970	110	12 000

La pression de consolidation a également un effet sur l'épaisseur d'un pli. La pression de consolidation appliquée lors de la fabrication de notre stratifié puis de la plaque a conduit à un pli unidirectionnel mince d'une épaisseur de l'ordre de 97  $\mu\text{m}$ , c'est-à-dire entre 1,4 et 1,7 fois l'épaisseur nominale fournie par le fabricant.

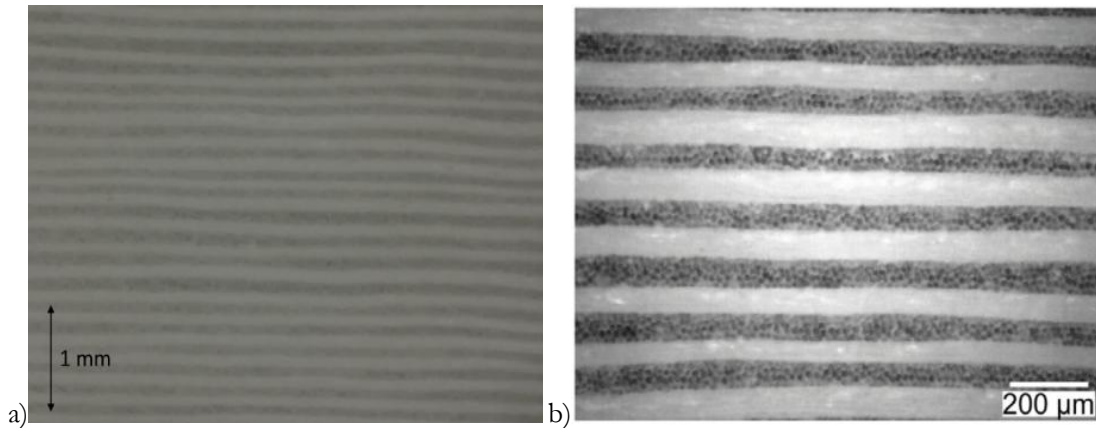


Figure 3-4 : Microscopies optiques de la tranche d'une plaque composite stratifiée, réalisées (a) à l'ISL et (b) en champ sombre dans la littérature [179].

Comme précisé dans le premier chapitre, nous avons fait le choix de considérer la plaque à une échelle qui la définit comme une superposition consolidée de stratifiés  $(0^\circ/90^\circ)_n$ , eux-mêmes réalisés par superposition et consolidation de plusieurs couches  $(0^\circ/90^\circ)$ . Il est apparu que les plaques utilisées pendant la thèse sont composées de « m » stratifiés d'un millimètre d'épaisseur, m étant choisi par le fabricant pour atteindre l'épaisseur totale demandée ; donc que les stratifiés sont composés de 10 plis, c'est à dire de 5 couches  $(0^\circ/90^\circ)$  :  $[(0^\circ/90^\circ)_5]_m$ . Les plaques que nous avons utilisées pour cette thèse ont été fabriquées spécifiquement, et nous ne pouvons pas supposer que toutes les plaques composites qui seront testées ultérieurement par l'ISL et la DGA seront fabriquées de la même manière. Par conséquent, afin de proposer une démarche générique plus large, et pour tenir compte de procédés de fabrication autres, nous avons fait le choix de considérer que les interfaces entre deux stratifiés ont le même comportement que les interfaces entre couches d'un même stratifié. Cette hypothèse d'une solidité identique pourra être remise en cause ultérieurement lors de l'analyse des dommages sur blindages double dureté car, comme indiqué dans le paragraphe précédent, le procédé de fabrication a une influence considérable sur les propriétés et la tenue mécaniques. En particulier, la pression appliquée est le facteur de premier ordre sur la consolidation des stratifiés, et sur la consolidation de leur assemblage pour constituer la plaque. Néanmoins, ne disposant pas de moyens de fabriquer par nous-même des échantillons dédiés à la caractérisation individuelle des plis, des couches, des stratifiés, et des interfaces, nous n'avons pas de moyen de caractériser proprement des comportements spécifiques. Ainsi, dans la modélisation proposée, nous choisissons de représenter les plaques par l'assemblage de couches toutes identiques, séparées par des interfaces toutes identiques représentées par des surfaces cohésives ayant les mêmes propriétés dans toute l'épaisseur de la plaque.

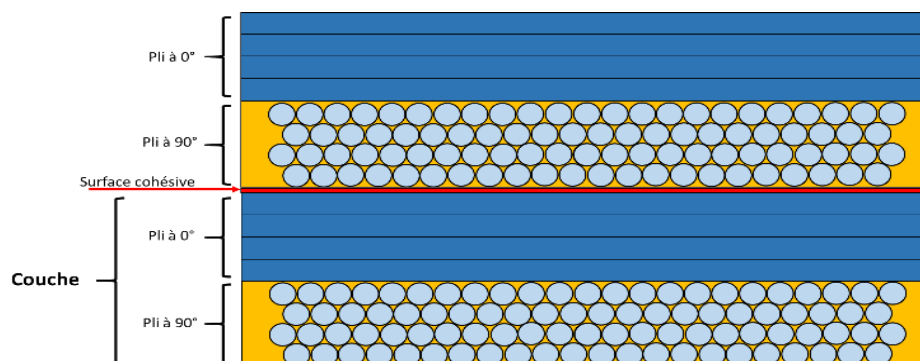


Figure 3-5 : Représentation schématique d'un composite stratifié.

Il apparaît nécessaire dans un premier temps de comprendre les mécanismes de dégradation des plaques lors d'impacts par des projectiles ayant différents embouts susceptibles de simuler aussi bien l'appui de fragments de céramiques que la percée du projectile lors d'impacts sur le blindage double dureté.

Dans un second temps, il sera nécessaire de choisir une modélisation spécifique pour le comportement dommageable pour lequel il est possible de conserver une représentation continue des couches et d'identifier les paramètres de ce modèle, et une représentation des mécanismes de rupture pour lesquels il est nécessaire d'introduire des discontinuités comme les délaminages d'interfaces et la perforation au passage du projectile.

## 3.2. Analyse du comportement à l'impact

### 3.2.1. Configuration d'essai

Il s'agit d'étudier le comportement à l'impact sur une plaque de composite stratifié à fibres longues en UHMWPE, pour cela des essais d'impacts ont été réalisés à l'ISL au sein du groupe PCE (Protection contre les explosifs et menaces balistiques). Des plaques carrées de composite de 200 mm de cotés et d'épaisseur 6 mm ont été placées et maintenues sur un bâti selon la configuration Figure 3-6. Le maintien des plaques est réalisé par quatre pinces crapauds dont le serrage est réalisé par des boulons à un couple fixe. Un couple de 50 N·m a été appliqué en utilisant une clé dynamométrique.

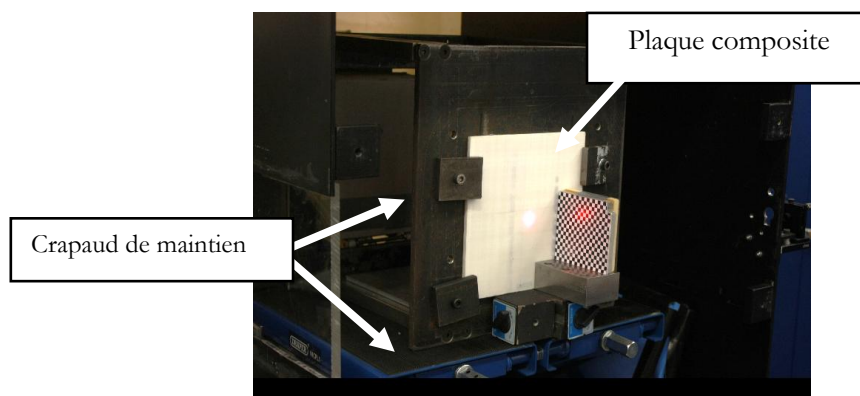


Figure 3-6 : Installations pour essais d'indentation sur composite.

La cible est disposée à deux mètres de la bouche du canon. Nous considérons dans cette section une vitesse en sortie de canon égale à la vitesse d'impact. Les projectiles utilisés sont en acier (Figure 3-7) et possèdent différentes formes. Leurs masses sont rappelées dans le Tableau 12.

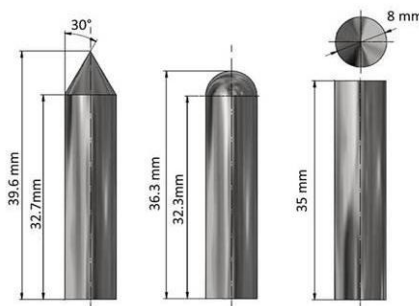


Figure 3-7 : Projectiles utilisés pour essais d'impact sur composite.



Tableau 12 : Détails des projectiles utilisés pour les essais d'impacts.

Formes	Masse (g)
Plat	13,72
Hémisphérique	13,71
Conique	13,72

La mesure de la vitesse de projection est effectuée via deux barrières optiques situées en bouche du canon à air comprimé, comme illustré sur la Figure 3-8. Pour la projection des projectiles, l'utilisation de sabot a été nécessaire. Les pressions d'hélium mises en œuvre lors de ces essais se situent entre 6 et 95bars. Nous considérons dans cette section une vitesse en sortie de canon égale à la vitesse d'impact.

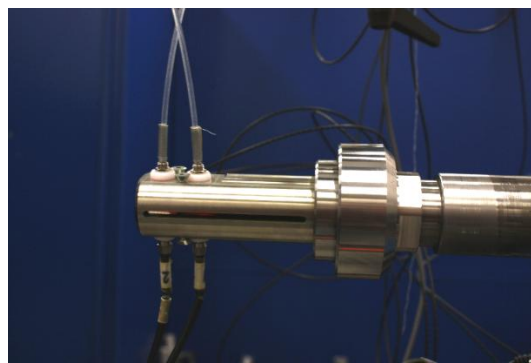


Figure 3-8 : Bouche du canon et vélocimètre pour les essais d'impacts.

Les vitesses du projectile en sortie de cible aussi appelées vitesses résiduelles, obtenues dans les cas perforants, ont été mesurées grâce à une caméra Shimadzu Hyper Vision HPV-X située perpendiculairement à la trajectoire du projectile à une fréquence d'acquisition de 100kHz. Ces images nous ont également permis de mesurer l'obliquité du projectile. L'obliquité correspondant à l'angle que fait le projectile avec la normale à la cible au point d'impact a également été mesurée sur les images.

### 3.2.2. Projectile conique

Dans un premier temps, nous nous intéressons aux essais d'impacts utilisant le projectile conique. Au cours de ces essais, les vitesses initiales ont été réduites au fur et à mesure afin de pouvoir déterminer la vitesse balistique limite correspondant à la transition entre perforation et non-perforation de la cible.

Tableau 13 : Détails des essais d'impacts pour les projectiles coniques.

Vitesses initiales [m·s <sup>-1</sup> ]	Obliquité [°]	Perforation	Vitesses résiduelles [m·s <sup>-1</sup> ]	ΔV [m·s <sup>-1</sup> ]
339	1	✓	308	31
306	2	✓	266	40
233	1,4	✓	176	57
170	0,4	✓	107	63
146	0,9	✓	29	117
119	1,8	✗	∅	∅

Le premier essai a été effectué à une vitesse initiale et maximale de 339 m·s<sup>-1</sup>. Il a abouti à une perforation de la cible. La non-perforation a été obtenue pour une vitesse d'environ 120 m·s<sup>-1</sup> avec une pénétration sans perforation du projectile dans la cible. Les vitesses résiduelles tracées en fonction des vitesses initiales permettent d'obtenir le graphique visible sur la Figure 3-9.

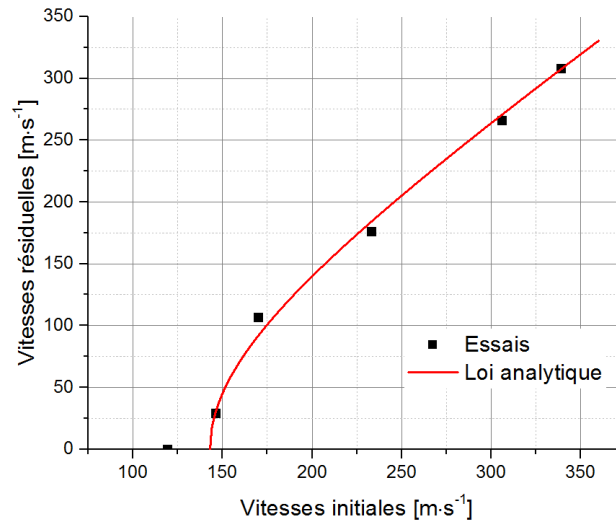


Figure 3-9 : Vitesse résiduelle en fonction de la vitesse initiale pour les essais avec un projectile conique.

Nous avons alors pu approximer les résultats par une loi de type Lambert-Jonas [180, 181]. Ce type de loi se présente sous la forme suivante :

$$V_{res} = a(V_{imp}^p - V_{bl}^p)^{\frac{1}{p}} \text{ avec } V_{imp} > V_{bl} \quad \text{Eq. 3-1}$$

Avec :

- $V_{res}$  la vitesse résiduelle du projectile
- $V_{imp}$  la vitesse d'impact du projectile sur la cible
- $V_{bl}$  la vitesse balistique limite du couple projectile/plaque
- $a$  et  $p$  sont des coefficients

Certains modèles phénoménologiques et semi-phénoménologiques décrivant le phénomène de pénétration impliquant l'équation 3-2 ont été suggérés dans Ben-Dor et al. [182, 180]. Cependant, seul le modèle avec  $p=2$  peut être justifié en supposant une énergie absorbée constante par une cible [183]. Ben-Dor et al. [180] ont alors proposé le modèle suivant :

$$V_{res} = a(V_{imp}^2 - V_{bl}^2)^{\frac{1}{2}} \text{ avec } V_{imp} > V_{bl} \text{ et } a = \frac{M}{(M+m)} \quad \text{Eq. 3-2}$$

Avec :

- $M$  : la masse du projectile
- $m$  : la masse de la matière éjectée

Dans le cadre de cette campagne de tirs, aucune quantité significative de matière n'a été éjectée de la cible. On peut dès lors supposer une valeur de « m » nulle et donc  $a = 1$ .

Tableau 14 : Paramètres utilisés pour la loi de Ben-Dor [180].

Coefficients	Valeurs
a	1
$V_{bl}$	143 m·s <sup>-1</sup>
p	2

En considérant ces paramètres, les points de la courbe rouge visible sur la Figure 3-9 ont été calculés. On peut dès lors remarquer la bonne corrélation de ce modèle analytique avec les données expérimentales.

Nous nous sommes intéressés à l'analyse des cibles post-mortem afin d'observer les dommages obtenus pour identifier les mécanismes d'endommagement. Des photographies correspondantes sont présentées Figure 3-10 à Figure 3-12. Lors de l'impact d'un projectile conique sur une plaque de composite stratifié à fibres longues en Dyneema® HB26, il semblerait que les mécanismes d'endommagement permettant la perforation de la plaque sont principalement dus à l'écartement de fibres d'un même pli visible Figure 3-10 et à la rupture de fibres observée en face arrière sur la Figure 3-11. Ces figures sont représentatives de toutes les éprouvettes impactées avec le projectile conique, pour lesquelles les faciès face avant et arrière sont similaires.

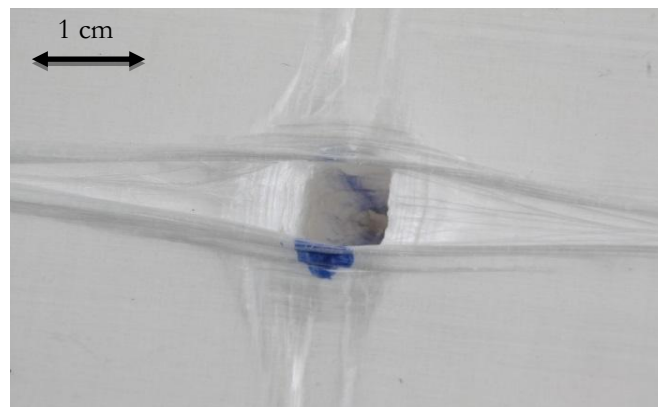


Figure 3-10 : Endommagement face avant d'un impact non perforant avec un projectile conique ( $V_0=119$  m·s<sup>-1</sup>).

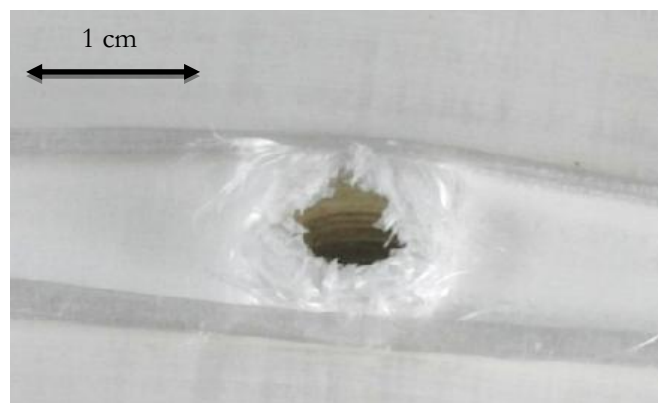


Figure 3-11 : Endommagement face arrière d'un impact perforant par un projectile conique ( $V_0=306$  m·s<sup>-1</sup>).

Dans le cas d'un impact perforant, nous avons procédé à une coupe transversale par une découpe au jet d'eau de la cible. La photographie associée (Figure 3-12) montre que le phénomène d'écartement des fibres est toujours visible sur la face avant. Concernant la face arrière, on remarque la rupture des fibres par traction (Figure 3-11).

Nous pouvons également noter l'élargissement de la cavité avec la profondeur de perforation. Ce phénomène est dû à la traction des fibres sur la face arrière de la cible. Bien qu'il n'y ait pas de plan de délaminage visible à cette échelle dans le matériau, on remarque la forte augmentation de l'épaisseur passant de 6 à 21 mm aux abords du canal de perforation.

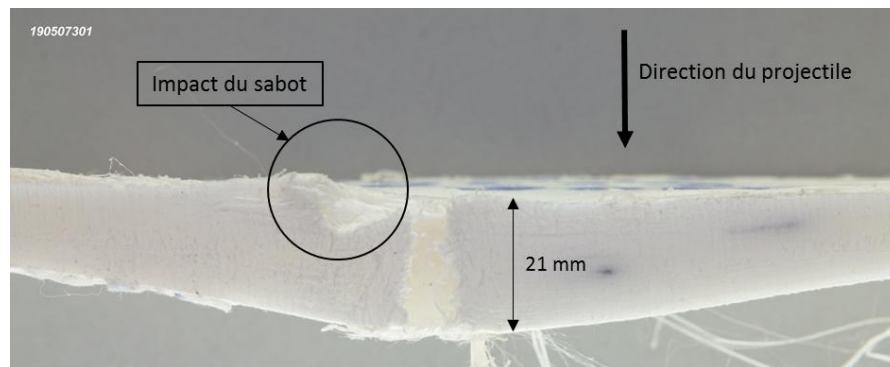


Figure 3-12 : Vue en coupe d'un impact perforant par un projectile conique ( $V_0=339 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ).

Les dommages autour du trou de perforation du projectile sont similaires au matage observable sur les matériaux composites percés et assemblés, ou aux dommages de composites lors de la perforation à haute vitesse [184, 185, 186].

### 3.2.3. Projectile hémisphérique

Concernant les projectiles hémisphériques, il a été décidé de répéter trois fois les essais à deux vitesses initiales différentes afin d'étudier la répétabilité des essais et des mécanismes observés. Les vitesses situées autour de  $220 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  et  $350 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  ont été choisies afin d'obtenir des cas perforants et non perforants. Nous avons ainsi obtenu deux domaines de vitesses initiales : un domaine dit « basse vitesse » à des vitesses comprises entre  $217$  et  $227 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  et un régime « haute vitesse » pour des vitesses entre  $342$  et  $356 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ .

Tableau 15 : Détails des conditions d'essais d'impacts pour les projectiles hémisphériques

Vitesses initiales [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]	Angle d'obliquité [°]	Perforation	Vitesses résiduelles [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]	$\Delta V$ [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]
217	4,3	✘	∅	∅
218	3,5	✘	∅	∅
227	2,8	✘	∅	∅
342	1	✔	269	73
342	0,5	✔	226	116
356	2	✔	300	56

Le Tableau 15 détaille l'ensemble des conditions de vitesses initiales et incidence des essais effectués. La variation des vitesses d'impact pour une même consigne de vitesse visée à de nombreuses origines parmi lesquelles on peut citer :

- La précision du réglage de la pression dans la chambre du lanceur, qui joue sur l'intensité de la vitesse en sortie de canon ;
- Le jeu existant entre le sabot et le tube du canon qui joue sur l'incidence en sortie de canon et l'axialité de la vitesse ;
- La distance entre la sortie du canon et la plaque cible qui joue sur la stabilisation de la trajectoire
- Le frottement dans le tube et l'état de surface du sabot et du tube.

On note que l'incidence d'impact présente une plus grande dispersion pour les essais dits à basse vitesse, entre 3° et 4,5 degrés d'angle environ. Ceci implique qu'au moment de l'impact l'arrière du projectile se trouve désaxé par rapport à la tête d'une distance entre 1,9 et 2,8 mm.

Pour les essais à des vitesses réduites, tous les cas sont non perforants. On constate la rotation importante du projectile une fois la pénétration commencée. Ce phénomène est bien connu des balisticiens sous le nom d'effet pinceau. On remarque également de nombreux plans de délaminage à grande ouverture dans le matériau (Figure 3-13). Les délaminages sont provoqués par la flexion des plis en face arrière en bout de course du projectile. Le phénomène est similaire aux délaminages provoqués lors du perçage de composites lorsque la vitesse d'avance n'est pas suffisante pour créer un trou net [187, 188]. Pour ces projectiles, et des vitesses basses, le mécanisme prépondérant est donc la rupture de fibres, associée à la flexion des plis arrière.

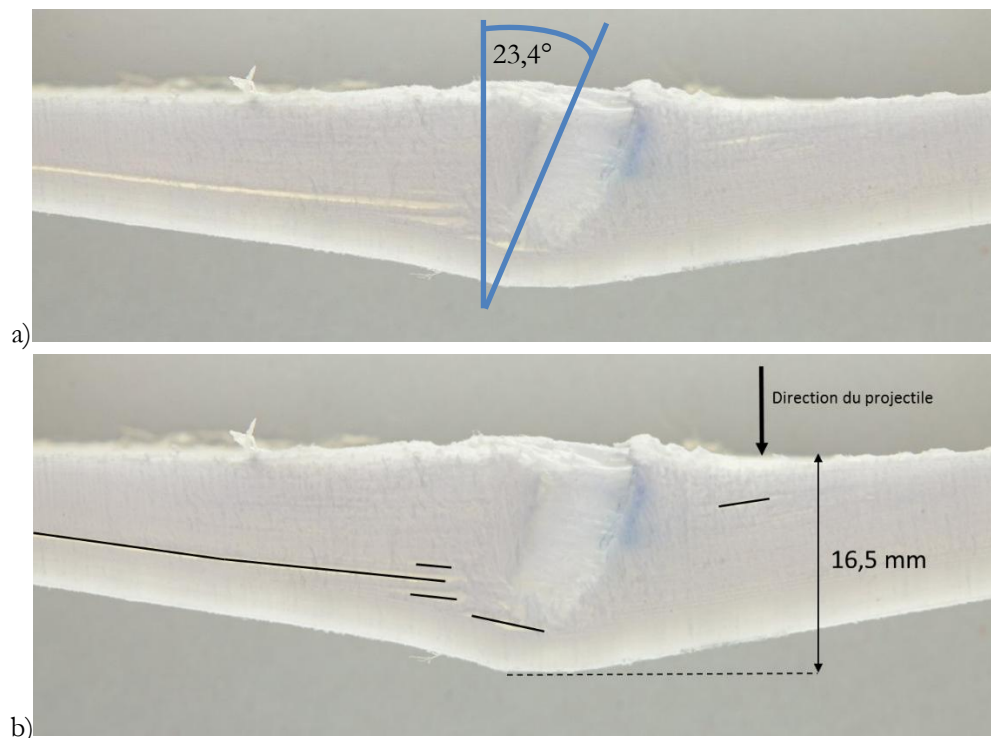


Figure 3-13 : Profil pour un essai non perforant avec un projectile hémisphérique, a) vue en coupe, b) localisation des délaminages.

L'observation des cibles post-mortem (voir Figure 3-14) met en évidence une flexion plus importante de la face arrière en comparaison au projectile conique. On remarque nettement des axes horizontaux et verticaux se croisant au point d'impact faisant apparaître des zones plus sollicitées. Sur la face avant le même phénomène est visible et se traduit par la création de bourrelets au niveau du point d'impact.

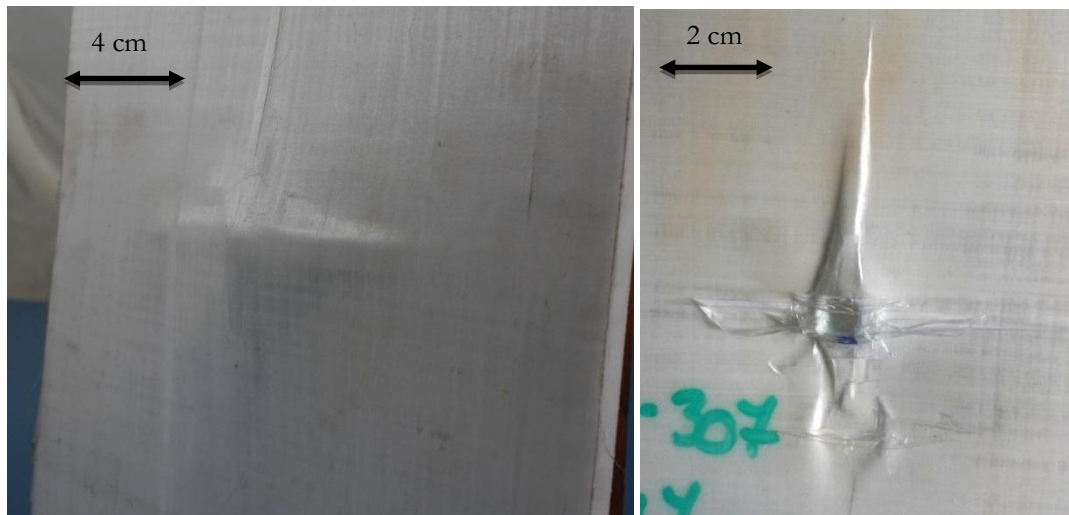


Figure 3-14 : Photographie de (a) la face arrière et de (b) la face avant du plaque composite après impact pour un projectile hémisphérique.

Ce phénomène de pénétration déviante peut également être amplifié par la méthode de projection des projectiles. La méthode à disposition consistant à projeter un ensemble sabot-projectile ne permet pas d'obtenir une trajectoire stable. C'est pour cette raison qu'il existe un angle d'obliquité entre la cible et la trajectoire du projectile conduisant à une déviation du projectile au contact, puis au sein de la cible à basse vitesse. Nous pouvons constater ce phénomène sur la Figure 3-15 qui reprend les images issues de la caméra rapide à différents instants. D'un angle initial de  $2^\circ$  au moment de l'impact, le projectile se retrouve incliné à un angle de  $25^\circ$ , 220  $\mu\text{s}$  après l'impact.

La mesure de l'épaisseur de la plaque composite, prise à l'endroit de déflexion maximale, a été reportée au Tableau 16 pour les différents tirs non perforants. On retrouve une valeur d'environ 14 mm pour les essais à 220  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  avec une épaisseur finale plus importante à 16,5 mm, pour la valeur de vitesse la plus élevée.

Tableau 16 : Épaisseur finale des composites pour les projectiles hémisphériques, dans le régime des basses vitesses.

Vitesses de tirs [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]	Épaisseur finale [mm]	Profondeur de pénétration [mm]
217	14.3	10,5
218	13.8	12,1
227	16,5	13,6

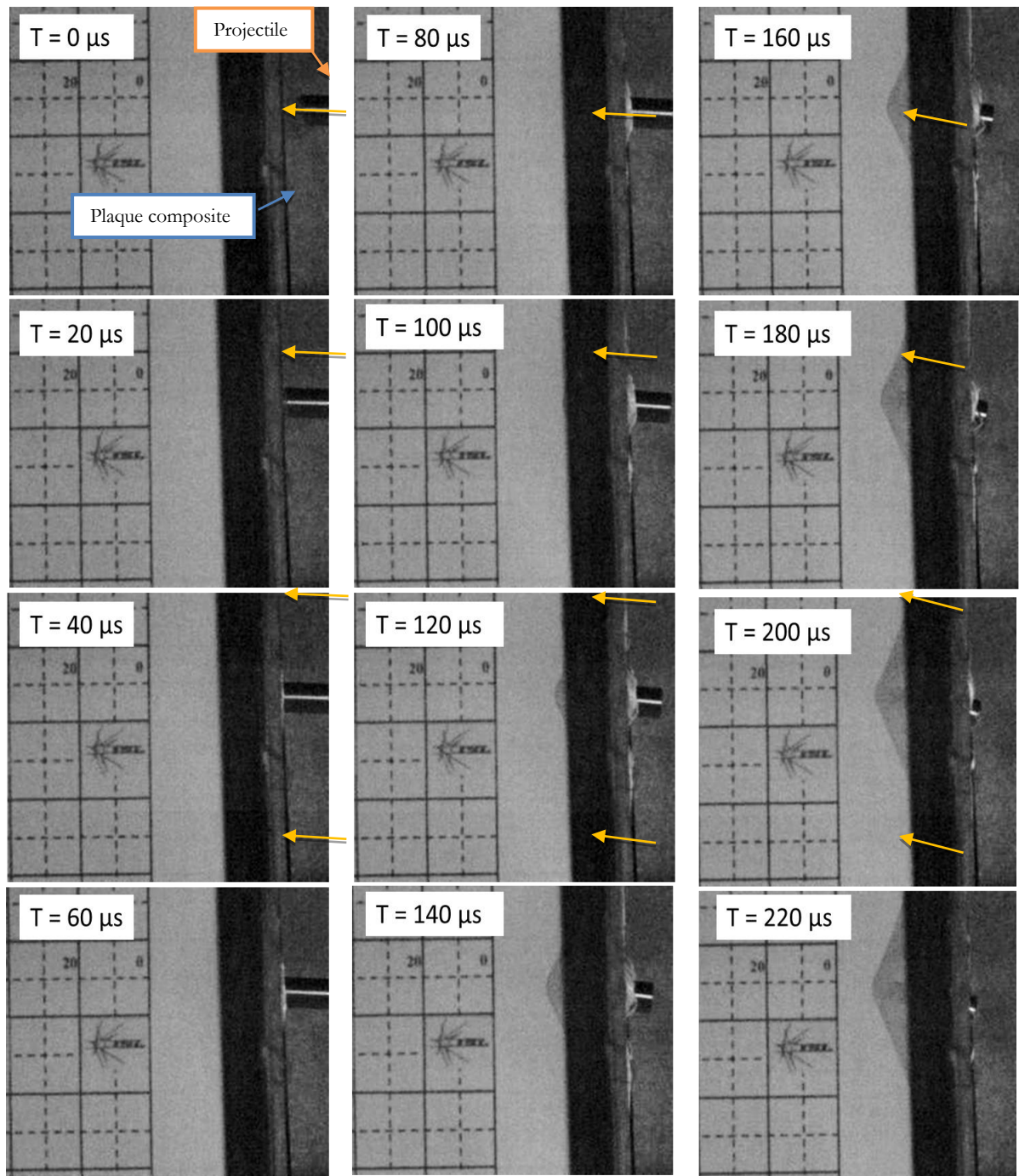


Figure 3-15 : Trajectoire et incidence (flèche orange) d'un projectile hémisphérique lors d'un essai non perforant sur composite (1 carreau = 10 mm).

L'acquisition d'images par caméra rapide, nous a permis d'obtenir la déflexion maximale en fonction du temps comme illustré à la Figure 3-16.

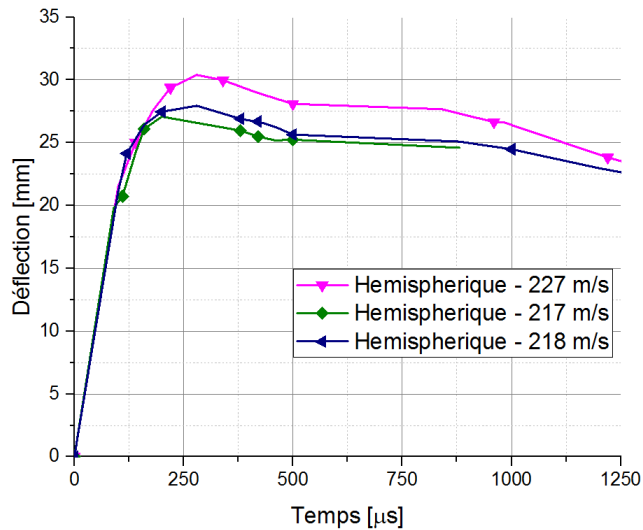


Figure 3-16 : Déflexion maximale en fonction du temps pour les essais non perforants avec projectile hémisphérique.

La déflexion du composite au cours du temps présente une bonne reproductivité entre les différents tirs, spécialement à des vitesses d'impact proches. La déflexion est plus élevée pour un impact plus rapide.

Pour les essais à plus hautes vitesses, autour de  $350 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , toutes les plaques testées ont été perforées. La vitesse résiduelle a été évaluée à partir des images de la caméra rapide. Les résultats de ces essais sont présentés dans le Tableau 17. La Figure 3-17 fait le lien entre les vitesses résiduelles et les vitesses initiales.

Tableau 17 : Détails des essais perforants avec un projectile hémisphérique.

Vitesses initiales [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]	Vitesses résiduelles [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]	Obliquité [ $^{\circ}$ ]
342	277	1,1
342	245	1,7
356	280	0,7

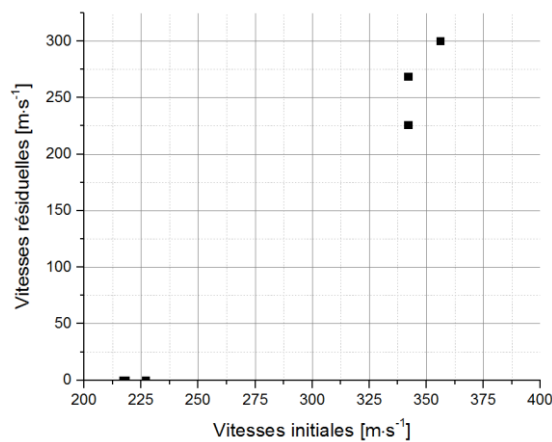


Figure 3-17 : Vitesse résiduelle en fonction de la vitesse initiale pour les essais avec un projectile hémisphérique.



L'augmentation de l'obliquité à vitesse égale réduit la vitesse résiduelle du projectile. On remarque également que pour une vitesse initiale aux alentours de  $340 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , le ralentissement du projectile est plus élevé avec un projectile hémisphérique qu'avec un projectile conique. La vitesse résiduelle du projectile diminue seulement de  $30 \text{ m/s}$  pour un projectile conique propulsé à  $340 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  alors que dans le cas d'un projectile hémisphérique la réduction de vitesse se situe aux alentours de  $70 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , soit plus du double. On retrouve un endommagement similaire mais moins marqué pour les cas non perforants.

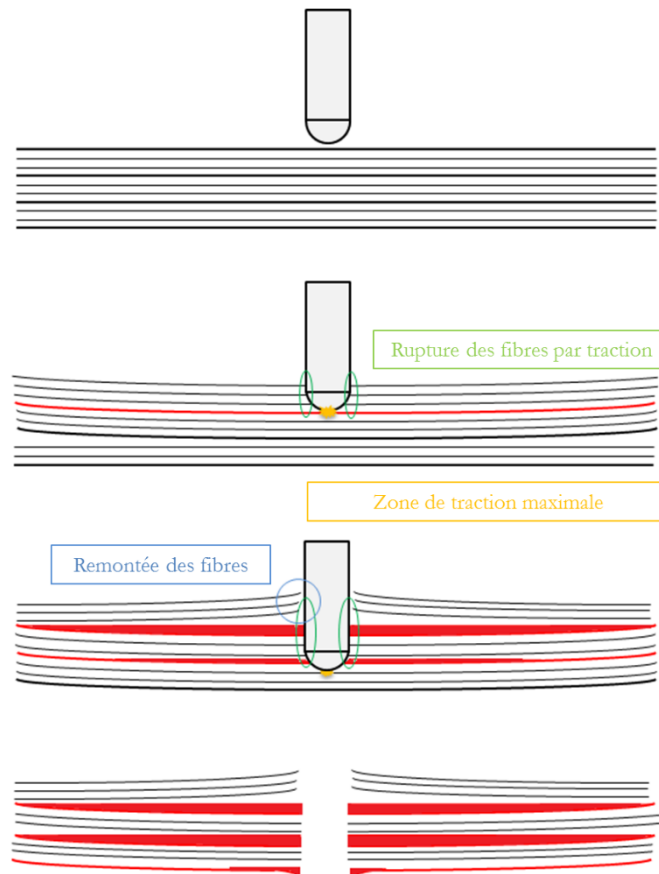


Figure 3-18 : Étapes lors d'un essai d'impact non perforant avec un projectile hémisphérique.

Comme pour les essais non perforants, pour ces essais la perforation se produit essentiellement par rupture des fibres au niveau du point de contact entre la tête du projectile et le composite, à l'endroit où la sollicitation en traction des fibres est la plus élevée, comme nous pouvons l'observer sur la Figure 3-19. Suite à la rupture des fibres on constate un délaminage entre les différents plis qui se traduit par un déplacement des fibres des plis supérieurs vers l'avant de la cible, et des plis arrières vers l'arrière. L'écartement des fibres est également apparent, mais n'est pas le mécanisme principal de réponse des cibles au passage du projectile.

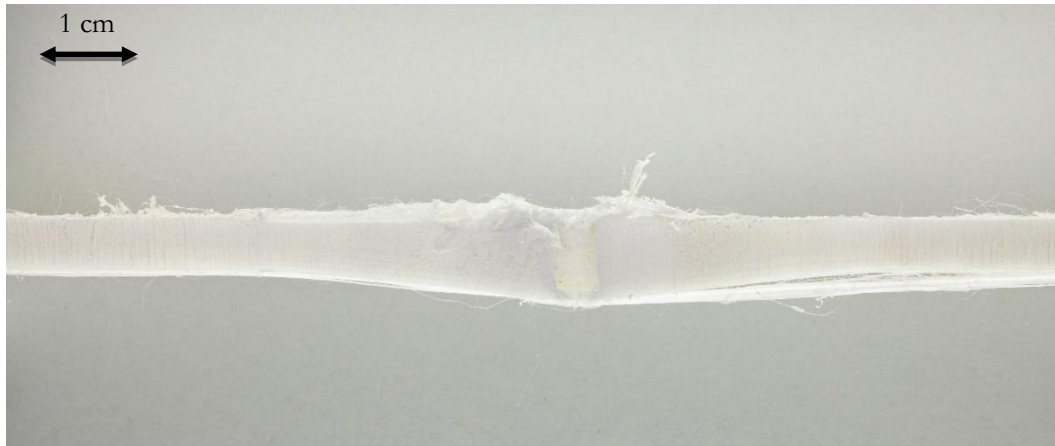


Figure 3-19 : Illustration d'une plaque composite (a) face avant et (b) face arrière, après un essai d'impact perforant avec un projectile hémisphérique ( $V_0=217 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ).

### 3.2.4. Projectile cylindrique

Pour finir, la campagne de tirs avec les projectiles cylindriques a été menée. Les détails se trouvent dans le tableau suivant. Une approche similaire à celle utilisée pour les projectiles coniques, avec des vitesses initiales variables, a été utilisée afin de déterminer la limite de perforation.

Tableau 18 : Détails des essais d'indentation pour les projectiles cylindriques

Vitesses initiales [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]	Angle d'obliquité [°]	Perforation	Vitesses résiduelles [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]	$\Delta V$ [ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ]
340	2,2	✘	∅	∅
348	2,3	✘	∅	∅
371	5,8	✔	152	219
375	2,4	✘	∅	∅
410	2,6	✔	281	129
413	3,6	✔	268	145

Pour finir, la campagne de tirs avec les projectiles cylindriques a été menée. Les détails se trouvent dans le tableau suivant. Une approche similaire à celle utilisée pour les projectiles coniques, avec des vitesses initiales variables, a été utilisée afin de déterminer la limite de perforation.

Tableau 18 récapitule les conditions d'essais ( $V_i$ ,  $V_R$ , obliquité, ...) pour la campagne avec les projectiles cylindriques. On remarque que pour des vitesses jusqu'à  $375 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , sauf 1 essai, l'obliquité est faible et les essais sont non perforants. Pour une même obliquité, le cas devient perforant à une vitesse de  $410 \text{ m/s}$ . Ce tableau souligne l'importance de l'angle d'incidence avec lequel le projectile impacte la cible. En effet un angle d'obliquité plus élevé permet de perforer une plaque à une vitesse plus faible ( $371 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ). L'obliquité confère au projectile un caractère perforant similaire à l'impact sans incidence d'un projectile conique.

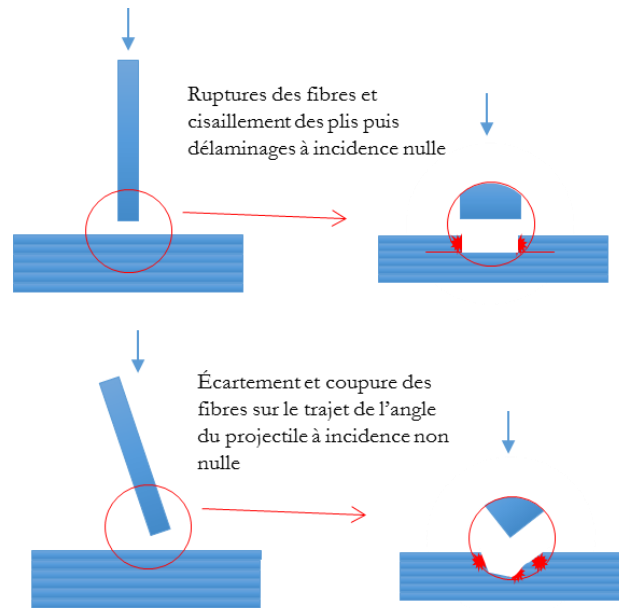


Figure 3-20 : Mécanismes de perforation pour un projectile cylindrique : ruptures de fibres (carrés rouges) et délaminages.

Nous avons tracé la vitesse résiduelle en fonction de la vitesse initiale du projectile sur la Figure 3-21.

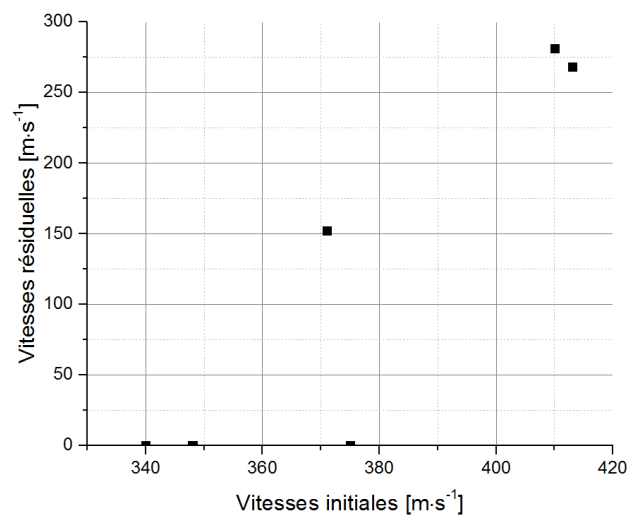


Figure 3-21 : Vitesse résiduelle en fonction de la vitesse initiale pour les essais avec un projectile cylindrique.

Concernant les cas non perforants, la Figure 3-22 fait apparaître les mêmes endommagements que ceux observés dans le cas des projectiles hémisphériques mais les formes sont plus marquées, c'est-à-dire présentent des angles plus anguleux témoins de ruptures franches de bande de fibres au sein des plis.

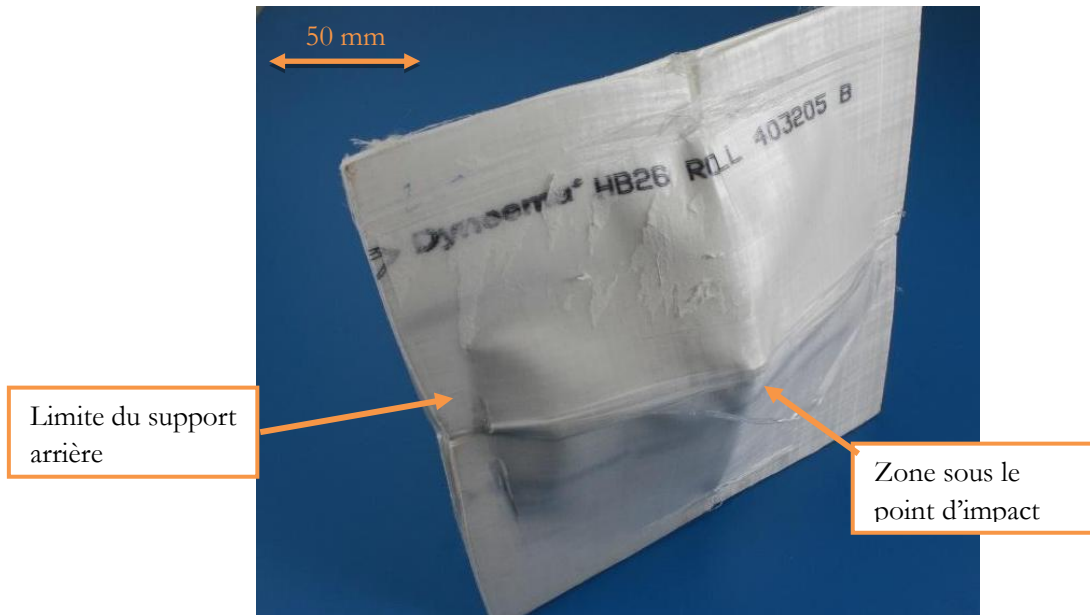


Figure 3-22 : Plaque composite après impact non perforant avec un projectile cylindrique ( $V_0=375 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ).

En effet, nous avons tracé la déflexion en fonction du temps pour les essais à 340 et 348  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ . La déflexion maximale est 35 % plus élevée pour l'essai à 348  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  que pour celui à 340  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ . De plus, la déflexion du composite est telle que la déformation de la face arrière est visible jusqu'au contour du bâti maintenant la cible.

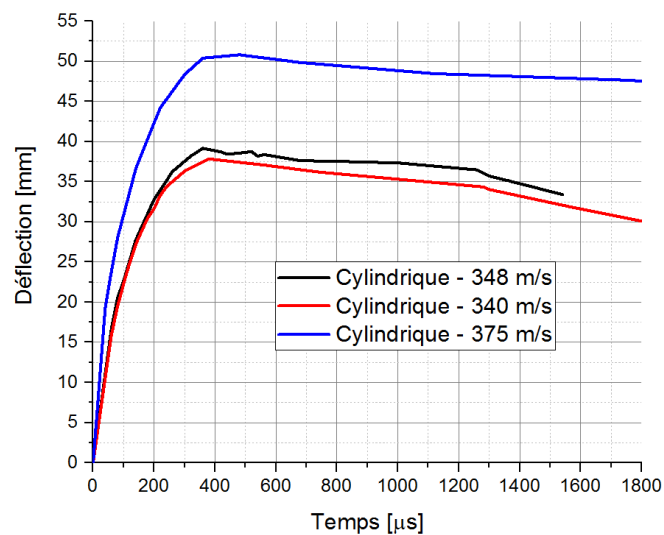


Figure 3-23 : Déflexion maximale en fonction du temps pour les essais non perforants avec projectile cylindrique.

Il est à noter que le tir perforant à 371  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  n'a pas été retenu dans l'analyse. En effet l'angle avec lequel le projectile arrive sur la cible est trop important pour que l'impact soit considéré comme plan. Le composite n'est donc pas sollicité de la même manière et les résultats ne sont donc pas comparables aux autres essais.

Que ce soient les cas perforants ou non, ce type de projectile sollicite le matériau en cisaillement et en traction. En effet, dans les premiers instants de l'impact (Figure 3-24), la rupture des plis supérieurs intervient.

Par la suite, les plis arrière travaillent en traction et retiennent le projectile. À ce stade la résistance en traction des fibres ainsi que l'adhésion des plis gouvernent la déflexion de la plaque composite.

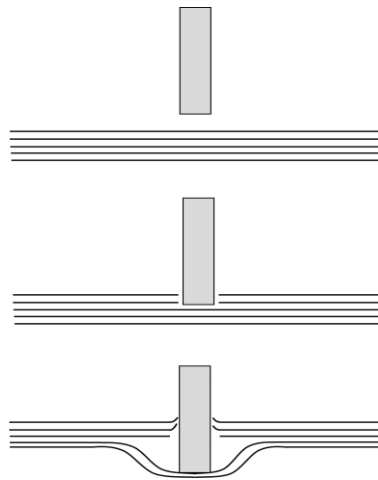


Figure 3-24 : Étapes lors d'un essai d'impact non perforant avec un projectile cylindrique.

Il a été constaté pour les cas non perforants que le projectile pivote une fois dans le composite et se retrouve coincé entre deux plis après rétractation viscoélastique (Figure 3-25).

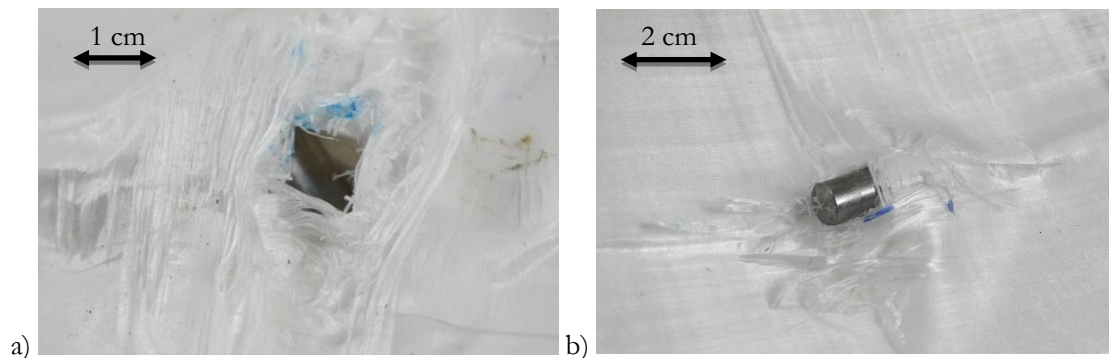


Figure 3-25 : Plaque composite après impact non perforant (face avant) pour les deux essais à basse vitesse avec un projectile cylindrique (a)  $V_0=348 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  et (b)  $V_0=340 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ .

Dans le cas d'un impact perforant, les étapes sont similaires. Cependant, les plis arrière ne suffisent pas pour retenir le projectile dont l'énergie cinétique est encore trop grande, comme illustré sur la Figure 3-26. On remarque les grandes surfaces de délaminage existant dans le matériau. On remarque l'influence du procédé de fabrication sur le processus d'endommagement du composite. En effet, comme il l'a été évoqué par Lässig [189], pour former une plaque de stratifié, quatre plis unidirectionnels sont utilisés et assemblés pour former un stratifié de l'épaisseur voulue. On voit dès lors sur la figure, que ces surfaces assemblées lors d'une seconde opération sont des sources de délaminage privilégiées.

Lors de ces essais la température n'a pas été relevée. Il serait pertinent de mesurer l'élévation de température inhérente au contact projectile-composite lors de l'impact au vu de l'allure des dommages.

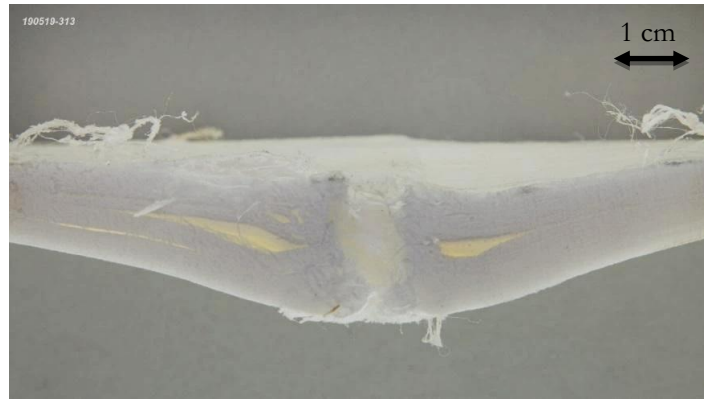


Figure 3-26 : Vue en coupe d'une plaque composite après impact perforant avec un projectile cylindrique ( $V_0=410 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ).

À l'arrière du composite, dans le cas du projectile cylindrique, la formation d'un bouchon a été observée comme sur la Figure 3-28. Celle-ci résulte des contraintes de cisaillement induites par les bords du projectile cylindrique sur le composite. [190, 191, 192, 193]. La Figure 3-26, qui est représentative de toutes les éprouvettes perforées, présente un faciès de rupture qui laisse penser que le délaminage s'est produit alternativement avec des étapes de pénétration successives illustrées sur la figure ci-dessous :

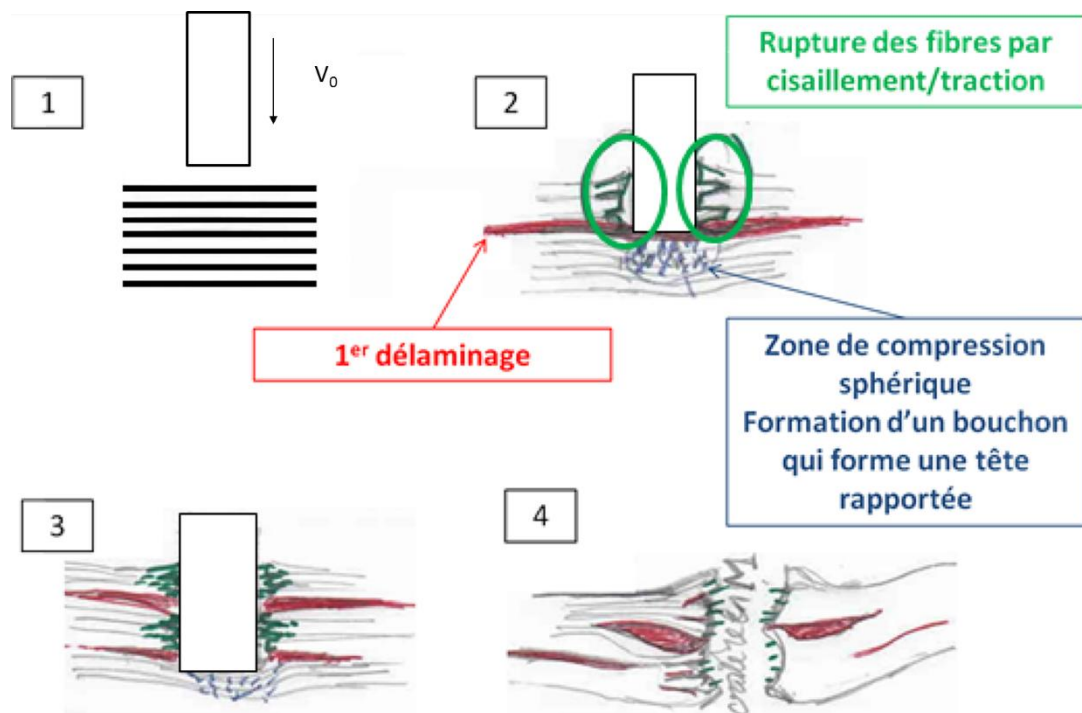


Figure 3-27 : Mécanismes de perforation avec un projectile cylindrique.

Les diamètres faces avant et arrière sont pour toutes les plaques de l'ordre de 6 mm. Il n'y a pas d'obliquité dans les cratères qui ont une forme en M traditionnelle, similaire aux dommages observables pour des tirs perforants à très grandes vitesses dans des composites spatiaux. On note que des bandes de fibres s'écartent sur le passage du projectile, jusqu'à la face arrière [185, 194].

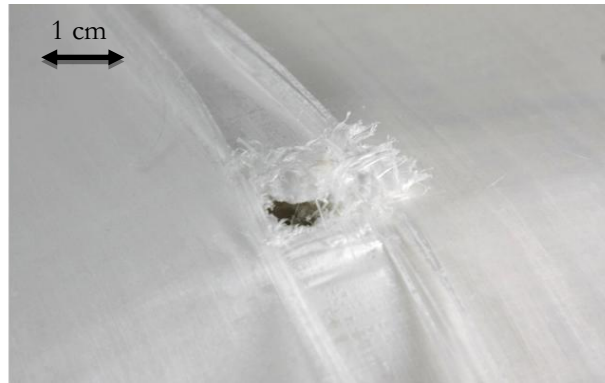
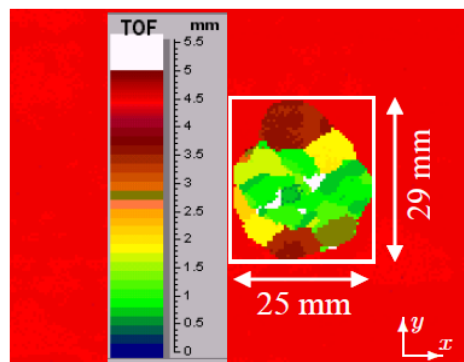


Figure 3-28 : Bouchon surface arrière après impact perforant d'un projectile cylindrique ( $V_0 = 410 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ).

### 3.2.5. Mesures par ultrasons et rayons X

Au cours de cette étude, la possibilité d'étudier plus en détail les zones délaminées dans le composite a été investiguée. En effet, les coupes étant destructives, l'analyse de la nature et de l'étendue des dommages est soumise à des limites de précision et de mise en œuvre des coupes et sont forcément réduites en nombre. De plus les délaminages visibles sur les coupes sont difficiles à mesurer à l'œil à cause des faibles contrastes de blancs et de gris. Il a donc été envisagé d'utiliser des logiciels d'analyse d'image sur des mesures non destructives. Nous avons effectué des mesures par ultrasons et des mesures au tomographe, deux moyens de l'ICA et à ICube.



(a)  $E_{imp} = 15 \text{ J}$

Figure 3-29 : Exemple d'une image C-Scan : mesure de l'onde réfléchie sur les obstacles dans l'épaisseur [195].

L'examen par ultrasons est une méthode très répandue pour obtenir une cartographie des zones délaminées provoqués par un impact dans une structure stratifiée [21]. Le système d'analyse par ultrasons (C-Scan) disponible à l'ICA a pu être utilisé pour cette étude. Les échantillons sont placés dans une citerne d'eau. Les zones de délaminage peuvent ainsi être détectées ainsi que leur localisation en profondeur, leur taille et leur forme dans l'épaisseur du matériau. Une onde ultrasonore est émise dans l'échantillon perpendiculairement à sa surface. La réflexion de cette onde due aux changements d'impédance du milieu sur les défauts internes ou les surfaces libres présents dans le matériau permettent de générer une image codée en couleur. Les couleurs correspondent à une échelle de profondeur. Cette image reporte spatialement en trois dimensions la présence de défauts comme le montre la Figure 3-29. Une première limitation de cette méthode réside dans la forme des éprouvettes vis-à-vis du sens d'observation. En effet, lorsque les éprouvettes sont fortement fléchies, la position dans l'épaisseur ne correspond plus à la position de l'interface, et il s'avère nécessaire de corriger la correspondance entre position de l'obstacle et position du délaminage inter-plis. Une

seconde limitation réside dans le réglage des portes de fréquence pour obtenir des échos suffisamment forts pour détecter l'obstacle.

Nous avons réalisé, après impact, des mesures C-Scan sur une plaque composite de 6 mm d'épaisseur initiale. Nous avons choisi une plaque peu fléchie et une plaque fortement fléchie pour évaluer les limites du moyen. Différentes acquisitions ont été réalisées, une première avec une tête ultra-sonique d'une fréquence de 4 MHz et une de 8 MHz. Malheureusement, quelles que soient les situations et tentatives de réglage, l'impédance du composite stratifié Dyneema® HB26 est trop élevée ce qui provoque la réflexion de l'onde sur la surface supérieure du stratifié; aucune réflexion d'onde sur un défaut présent dans le matériau n'a été mesurable. L'image résultante (Figure 3-30) n'est pas représentative des défauts internes du matériau mais plutôt de la variation de la réflexion de l'onde sur la surface supérieure du composite. Les données s'apparentent à une mesure de topographie de la surface.

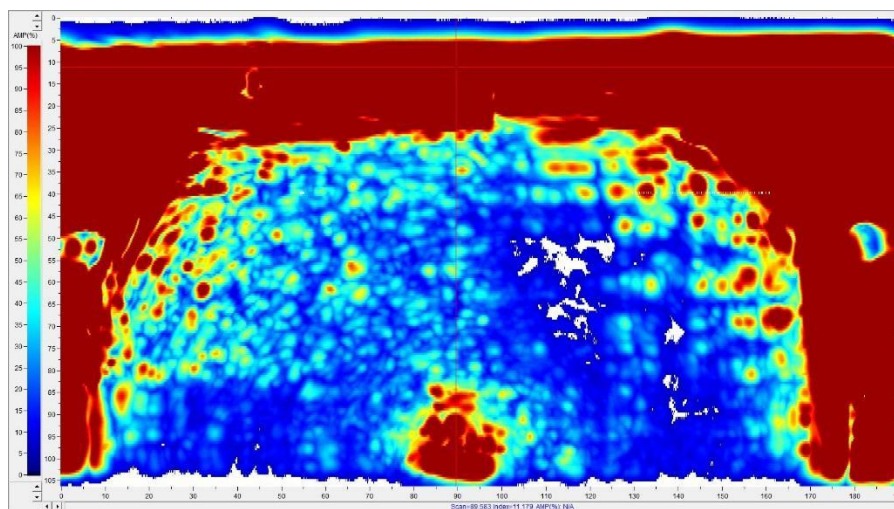


Figure 3-30 : Image obtenue par mesure ultrasonique au C-Scan sur une plaque de Dyneema® HB26.

D'autres mesures non destructives ont été effectuées en utilisant le tomographe de l'ICA et le tomographe de l'Université de Strasbourg. La Figure 3-31 ci-dessous a été réalisée avec le tomographe de l'Université de Strasbourg qui donne des images nettes. Le tomographe est un appareil de radiographie équipé d'une source RX et d'une plaque réceptrice, entre lesquels est placé l'échantillon à observer. Comme pour la mesure ultrasonore, la prise de vue nécessite des réglages selon la capacité de transmission des matériaux.

Les délaminages entre couches sont clairement visibles sur la photo. S'il est facile de repérer la position de la vue dans la profondeur, il est en revanche nécessaire de prendre plusieurs clichés dans un même plan et plusieurs clichés dans la profondeur. La mesure des distances n'est pas possible directement sur la photo comme on peut le faire avec un microscope par exemple. De plus, les équipements à notre disposition ne nous permettaient pas de reconstituer des enveloppes 3D, ou même des surfaces pour chaque interface par assemblage des photos à différentes profondeurs.



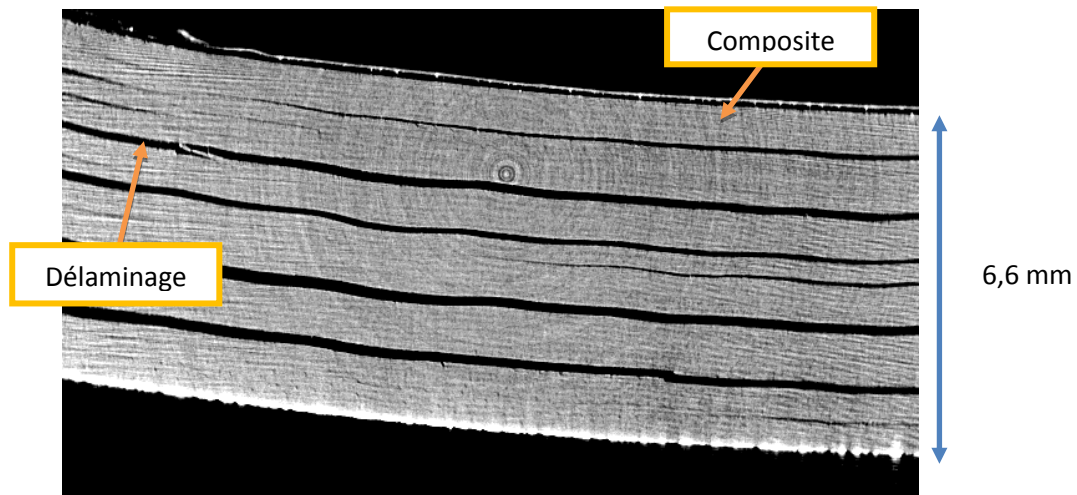


Figure 3-31 : Image obtenue par rayon X sur une plaque de Dyneema® HB26 d'une épaisseur initiale de 60mm (correspondant à un  $(0^\circ/90^\circ)_{30}$  après perforation par un projectile hémisphérique.

Pour ces mesures, nous nous sommes confrontés à la difficulté de traiter automatiquement les images, et, comme pour les C-Scans à la forte déformation résiduelle des plaques.

L'utilisation de ce moyen pour les prochaines études est une piste intéressante. Nous n'avons pas poussé plus avant l'utilisation du tomographe dans cette thèse car les mesures sont très longues et pas du tout automatiques, et seraient utiles essentiellement pour comparer les performances de blindages dans des plans d'expérience comparatifs précis incluant la mesure des dommages internes du backing. Nous avons choisi de nous concentrer sur les mesures externes de déplacements et vitesses de la face arrière qui interviennent dans la mesure de performance.

### 3.2.6. Conclusion sur les essais d'impacts

Ces essais nous ont permis de comprendre plus précisément les mécanismes mis en jeu lors d'un impact sur un composite stratifié à fibres longues  $[(0^\circ/90^\circ)_n]_m$ . Les mécanismes d'endommagement du composite en fonction de la forme et de la vitesse du projectile ont été étudiés et leur prise en compte s'avère essentielle pour l'étude des performances de la protection balistique. Bien que la détermination de la vitesse balistique limite n'ait été conduite que pour le projectile conique, il ressort clairement que la valeur identifiée de  $143 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  varie fortement en fonction de la forme des têtes des projectiles qui modifient la nature des sollicitations imposées.

Un projectile conique endommage le composite en écartant les fibres sur tout le trajet et crée un canal de perforation cylindrique de diamètre quasi constant. Autour de ce canal, de forme essentiellement cylindrique, on observe des fibres cassées en faible nombre, ce qui tend à prouver que le mécanisme d'écartement est prépondérant. Comme nous l'avons vu dans le cas du projectile conique, si l'incidence du projectile rigide est nulle, une énergie de 980 J a été dissipée par la plaque composite de masse surfacique de  $6 \text{ kg}/\text{m}^2$ . Cependant dans le cas du projectile conique, le composite est nettement moins résistant à la pénétration. L'endommagement par écartement des fibres nous permet de déduire que ce matériau est dans l'incapacité, à lui seul, de stopper une munition perforante, ce que nous allons voir au chapitre 4. Il est cependant utilisé seul face à des munitions à noyaux en plomb car dans ce cas, le projectile fait intervenir les mécanismes de déformation et de délaminage du composite, les fibres étant sollicitées en traction.

À l'opposé, un projectile à tête plate aura pour effet de cisailer les fibres des plis supérieurs, créant des ruptures de fibres essentiellement autour du canal de passage, et des délaminages aux angles des paquets de

stratifiés  $(0^\circ/90^\circ)_n$  qui se trouvent in fine perforés. Ces délaminages sont provoqués par la flexion de bandes de fibres entre plis d'orientations différentes de stratifiés. Le processus est similaire pour les cas perforants et pour les cas non perforants, ceux-ci semblant être des états intermédiaires ou arrêtés avant perforation. Pour les cas non perforants, le projectile pivote et est retrouvé en position horizontale coincé entre deux stratifiés. Pour les cas perforants, le canal a la forme classique d'un M et le processus de pénétration par ruptures de fibres suivies de délaminages semble se répéter dans l'épaisseur. Un bouchon apparaît à la sortie du canal dont on peut penser, à la vue de la forme du canal, qu'il se forme en même temps que le délaminage entre deux étapes de poursuite de trajet du projectile. Dès que les fibres du paquet de stratifiés suivant cassent en traction, le phénomène se répète. Ces alternances de dommages sont liées à la structure des plaques en paquets de stratifiés.

Un projectile à embout hémisphérique, quant à lui, présente une situation intermédiaire entre un projectile parfaitement pénétrant, comme c'est le cas d'une tête conique, et parfaitement cisailant, comme c'est le cas d'une tête plate. Une grande variabilité de réponse de la plaque apparaît qui dépend à l'ordre 1 de l'incidence, et en second de la vitesse d'impact.

En ce qui concerne les mesures effectuées lors de ces essais, comme nous l'avons vu les mesures en termes de déplacement dynamique au centre de la face arrière ou de vitesses résiduelles des projectiles perforants ont pu être effectuées. Les vitesses résiduelles suivent une loi recalée pour les projectiles à tête conique, mais il est extrêmement difficile de dégager une tendance pour les autres projectiles car le glissement du projectile sur le Dyneema® HB26 affecte la répartition des mécanismes de rupture ou de flexion simple. Ainsi, il apparaît que la couche de colle qui maintient la céramique sur le backing dans le blindage complet aura pour rôle non seulement de maintenir la céramique sur le backing, mais aussi d'éviter les glissements de projectile. Le comportement optimum de la couche de colle ne faisant pas l'objet de ces travaux de thèse, nous ne reviendrons pas sur cet aspect des interactions des deux couches du blindage complet.

**Tableau 19 : Mécanismes de perforation des plaques composite en fonction du projectile**

Forme du projectile	Mécanismes d'endommagement	Délaminage
Conique	Écartement de fibres - Rupture par traction	faible
Hémisphérique	Rupture par traction essentiellement	Important
Plat	Rupture par cisaillement/traction	Très important

### 3.3. Caractérisation du comportement quasi-statique d'un stratifié bidirectionnel

L'objectif dans cette section est de caractériser le comportement mécanique premièrement de la couche, et dans un second temps de l'interface inter couche, dans le régime quasi-statique.

#### 3.3.1. Comportement de la couche

L'objectif dans cette section est de caractériser le comportement mécanique premièrement de la couche, et dans un second temps de l'interface inter couche, dans le régime quasi-statique.

N'ayant pas à disposition le matériau se présentant sous la forme d'un pli unidirectionnel, la caractérisation en traction a été réalisée sur des morceaux de plaques fournies par DSM® de 6 mm et 8 mm. Nous admettons l'hypothèse que lors de la traction le comportement est piloté essentiellement par la résistance des fibres et que

la matrice n'influence pas de manière significative la réponse. Les échantillons sont obtenus par prélèvement dans les plaques fournies par le fabricant. La procédure est expliquée ci-dessous

Des éprouvettes de traction ont été usinées par découpe jet d'eau en suivant les dimensions préconisées par la norme ASTM-D638. Suivant la direction de prélèvement de l'éprouvette dans le stratifié, il est possible d'étudier le comportement en traction à  $0^\circ$  (identique à  $90^\circ$ ) dans le sens des fibres

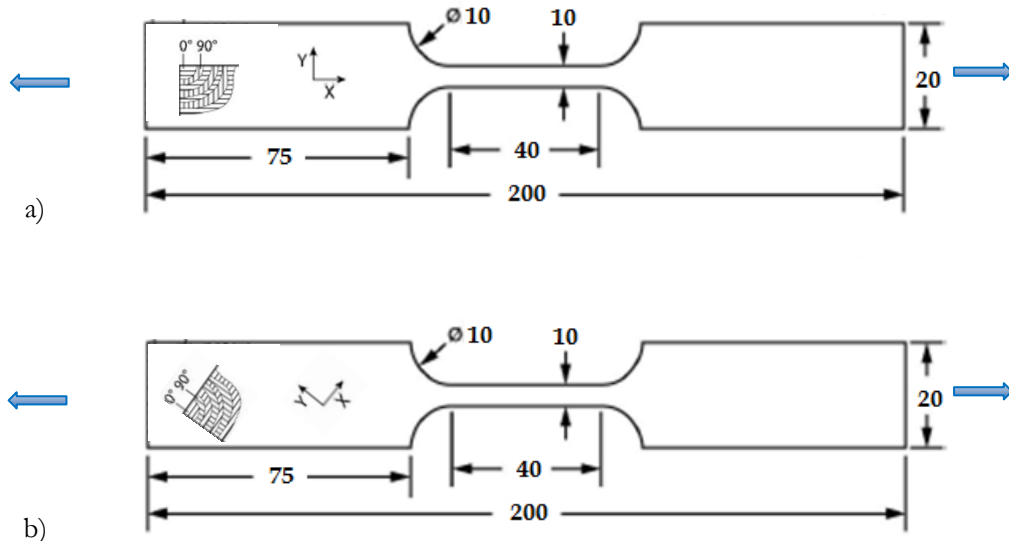


Figure 3-32 : Illustration d'éprouvette composite pour la caractérisation en traction avec les fibres orientées à a)  $0^\circ$  et b)  $45^\circ$  par rapport à la direction de sollicitation.

### 3.3.1.1. Traction du composite dans le sens des fibres.

Nous allons commencer par la caractérisation en traction du composite stratifié orienté à  $0^\circ$ . Ceci se traduit par le fait que la moitié des plis qui compose le stratifié a ses fibres orientées dans le sens du chargement (Figure 3-33-a).

Les essais de traction ont été réalisés sur une machine de traction quasi-statique Instron équipée de mors mécaniques. Un logiciel de pilotage et d'acquisition BlueHill a été utilisé. Les essais ont été réalisés à la vitesse de déplacement de la traverse de 0,1 mm/min à une température une température de  $20^\circ\text{C}$  et un pourcentage d'humidité de 40%. L'acquisition a été réalisée à une fréquence de 500Hz. Les dimensions des éprouvettes sont reportées Figure 3-33. Les déformations ont été mesurées à l'aide d'un extensomètre de marque AMETEK Solartron ACR15 offrant une précision de  $0,4\ \mu\text{m}$  pour un déplacement de 25 mm.

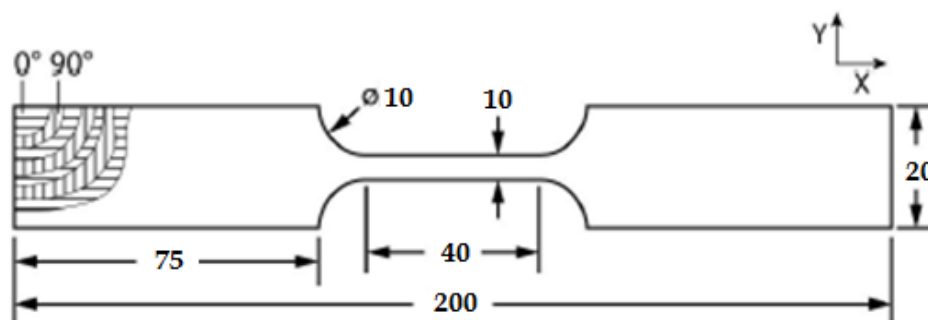


Figure 3-33 : Dimensions des éprouvettes stratifiées pour un essai de traction dans le sens des fibres.

Un problème a été rencontré avec les échantillons épais de 6 mm et 8 mm découpés directement dans les plaques fournies. Malgré la surface d'environ 60 mm x 20 mm pincée entre les mors de part et d'autre de l'éprouvette, les éprouvettes ont glissé ce qui a provoqué un pelage des plis proches des faces en contact avec les mors.

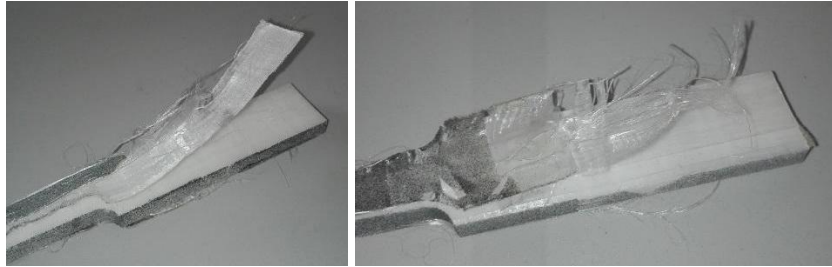


Figure 3-34 : Éprouvette composite d'épaisseur 6 mm d'un essai de traction orienté à 0°

La caractérisation en traction du matériau s'est avérée possible en pelant manuellement les éprouvettes pour obtenir des échantillons de même géométrie mais en diminuant l'épaisseur à 1 mm. Les essais n'ont pas été réalisés sur des morceaux de plaques, mais sur morceaux de stratifiés.

Les courbes contrainte/déformation ingénieurs Figure 3-35 ont été calculées à partir des forces et déplacements mesurés pendant l'essai par les formules suivantes :

$$\sigma_{traction} = \frac{F}{S_0} \quad \text{et} \quad \epsilon_{traction} = \frac{L-L_0}{L_0} \quad \text{Eq. 3-3}$$

Avec  $S_0=20\text{mm}^2$  et  $F$  l'effort enregistré sur la traverse mobile par le capteur et  $L_0=40$  mm. On observe que le comportement en traction du Dyneema® HB26, dans le sens des fibres est élastique linéaire suivie d'une rupture brutale à environ 800 MPa et 1,5%. Ce résultat se retrouve dans la littérature pour la majorité des auteurs [29, 172, 179].

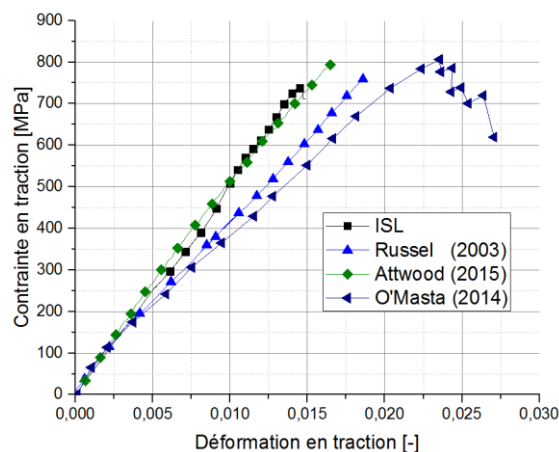


Figure 3-35 : Courbes contrainte-déformation ingénier d'un essai de traction sur une éprouvette de Dyneema® HB26 dans le sens des fibres

Comme précisé plus haut, en raison de la présence de nombreuses données sur le Dyneema dans la littérature et du nombre d'essais nécessaires pour la suite du travail, nous avons limité la caractérisation de notre composite à une seule vitesse de déformation en traction. Afin de compléter nos essais réalisés à une seule

vitesse de déformation, nous avons reporté les résultats d'essais de différents auteurs [29, 172, 196, 197, 189, 179] sur la Figure 3-36. Nous pouvons observer l'absence de sensibilité à la vitesse de déformation du Dyneema lors de sollicitations quasi statiques.

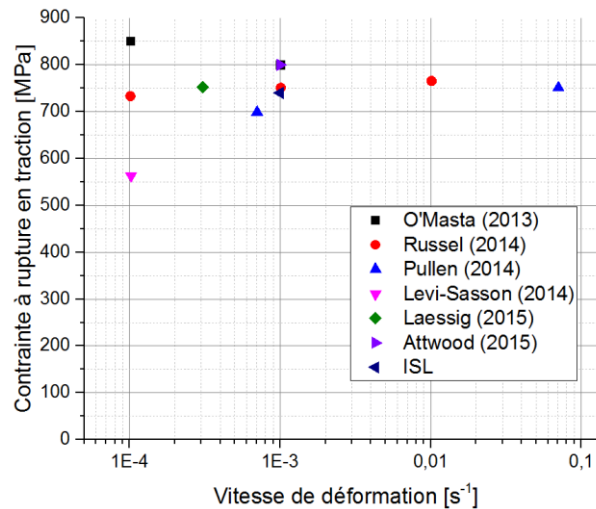


Figure 3-36 : Contrainte à rupture en traction de Dyneema® HB26 en fonction de la vitesse de déformation

### 3.3.1.2. Comportement en cisaillement sur un empilement +/- 45°

Nous nous sommes ensuite intéressés à l'étude des propriétés mécaniques des éprouvettes découpées suivant un angle à 45° par rapport à la direction des fibres. Nous avons donc des éprouvettes avec un empilement à +/- 45°. Nous avons appliqué le même protocole d'essais présentés pour les éprouvettes orientées à (0°/90°) et sollicitées par les essais de traction à 0°.

La Figure 3-37 présente les courbes de contrainte-déformation ingénierues pour deux vitesses de déformation pour les éprouvettes dont les fibres sont orientées à +45° par rapport à la direction de sollicitation. Le comportement mécanique est différent. En effet, le comportement présente cette fois ci une non-linéarité presque dès le début du chargement avec une pente qui se raidit par paliers lorsque le chargement augmente et en particulier lorsque la déformation dépasse 30%. Ce comportement macroscopique non linéaire peut être attribué à la réponse en cisaillement de la résine polyuréthane qui enrobe les fibres et qui constitue les surfaces inter plis.

L'allongement à rupture est plus de 25 fois plus importante que celui des éprouvettes sollicitées à 0° pour lesquelles le comportement macroscopique était piloté par la réponse des fibres essentiellement. La contrainte à rupture en revanche est environ entre 12 fois à 20 fois plus faible (environ 40 MPa à 10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup> et 68 MPa à 10<sup>-1</sup> s<sup>-1</sup>). Dans les courbes de traction des éprouvettes à ±45°, on constate plusieurs changements de pente à 10% puis 20% puis 30% d'allongement. La variation de pente est considérée suffisamment faible pour être négligeable jusqu'à 30% d'allongement. La contrainte atteinte à cette amplitude d'allongement est appelée  $\sigma_y$ . Cette contrainte est assimilée à une limite élastique. La modification de la pente au-delà de cette limite en contrainte et en allongement peut être attribuée au réalignement des fibres au fur et à mesure que le chargement augmente. Au-delà de cette élastique  $\sigma_y$ , les fibres tendent à s'aligner selon la direction de chargement, ce qui a pour effet d'augmenter la contribution des fibres dans la résistance de l'éprouvette jusqu'à la rupture fragile du composite.

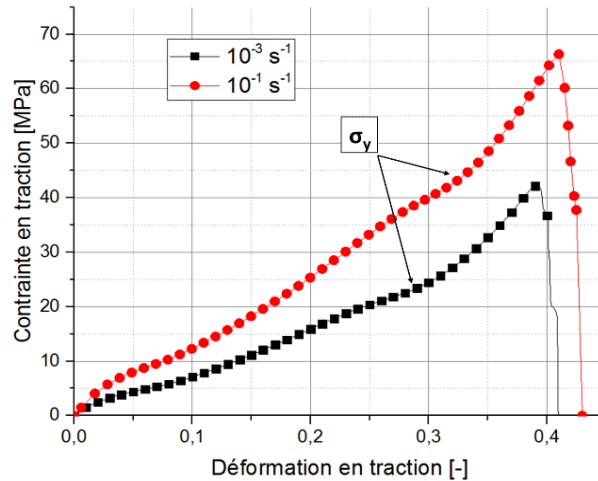


Figure 3-37 : Courbes contrainte-déformation d'un essai de traction de composite orientées à  $\pm 45^\circ$  à deux vitesses de déformation.

La Figure 3-38 présente les courbes contrainte-déformation ingénieries obtenues dans cette étude et par différents auteurs pour des plaques composites HB26 produit dans différentes conditions. On remarque que, quelles que soient les conditions de fabrication, le comportement global reste le même. Deux groupes se distinguent, nos essais et ceux de Ianucci qui sont très proches, Hazzard et Lässig également et Russel qui présente un comportement d'un composite avec des propriétés moins importantes par rapport aux deux groupes [172, 189, 198, 199]. L'analyse plus fine de ces courbes met en évidence la dispersion des valeurs obtenues pour les contraintes à rupture et l'allongement à rupture qui varient fortement de 15 à 43MPa et de 25% à 55% pour les déformations les plus fortes. Cette différence peut être expliquée par la différence des paramètres du procédé de fabrication. En particulier, la température et la pression appliquées à la superposition de pli unidirectionnelle lors de la fabrication, et la constitution de stratifiés intermédiaires potentiels, ce qui n'est pas détaillé par les auteurs.

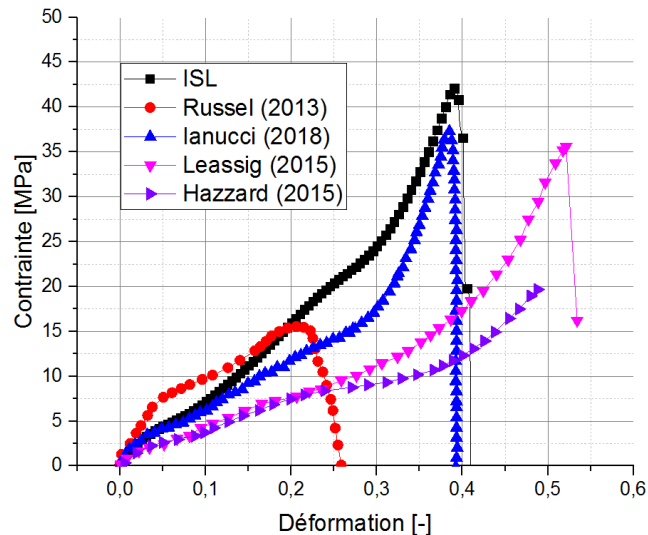


Figure 3-38 : Courbes contrainte-déformation ingénieries en traction à  $\pm 45^\circ$  pour différents auteurs à une vitesse de déformation de  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ .

Une image d'un pli après essai, réalisée au microscope électronique à balayage par Hazzard [199] (voir Figure 3-39) montre que la rupture de la matrice apparaît lorsque l'angle entre fibres passe de  $90^\circ$  à environ  $65^\circ$  [199, 189, 197]. On remarque également l'élongation de la matrice.

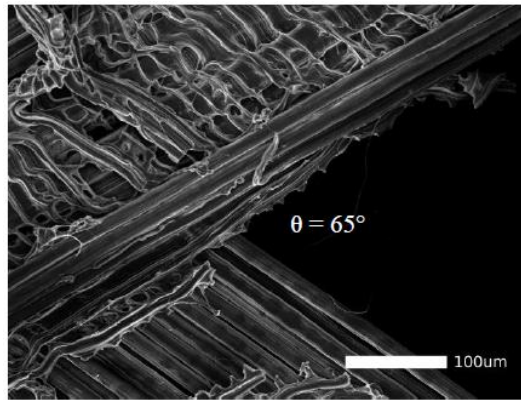


Figure 3-39 : Image au microscope électronique à balayage du faciès de rupture d'une éprouvette de traction [199].

Bien que la rotation maximale des fibres d'un pli à l'autre de part et d'autre de l'interface constituée de résine varie peu entre les auteurs (environ  $25^\circ$ ), il faut remarquer que les fibres restent parallèles entre elles dans chaque pli mais se désolidarisent, et le pli s'effiloche par endroits. La couche ne se désagrège pas car l'interface assure la liaison entre les plis et maintient l'angle final entre les fibres. Il est important de rappeler l'influence du procédé de fabrication évoqué précédemment sur la solidité de l'assemblage des plis dans une couche. En effet, comme présenté en section 3.1, la température et la pression de consolidation appliquées à la superposition des plis unidirectionnels lors de la fabrication d'une couche varie lorsqu'on passe à un empilement de plis qui constitue le stratifié, et encore plus lorsqu'on passe à une plaque, et influe fortement sur le comportement macroscopique du matériau.

L'analyse des paramètres de fabrication du Dyneema®HB26 sur les propriétés mécaniques a été étudiée par peu d'auteurs mais a révélé la sensibilité des caractéristiques mécaniques du matériau à la température de pressage.

Les résultats des tests effectués par Lässig [189] notamment, ont contribué à la détermination de la température de pressage optimale du Dyneema®HB26 pour la performance balistique des plaques composites à matrice polymère renforcée de fibres UHMWPE qu'il a testées. Les températures optimales de pressage du Dyneema®HB26 sont selon lui de  $130^\circ\text{C}$  en surface et de  $115^\circ\text{C}$  à cœur. Une température de pressage supérieure à  $130^\circ\text{C}$  en surface a un effet négatif sur les propriétés du stratifié et de la plaque, et cette dégradation augmente avec la température. La dégradation accélérée des matériaux évoquée, causée par une augmentation la température est indiquée par la réduction de la résistance balistique et des défauts de surface sur les échantillons, qui s'intensifient à mesure que la température augmente, réduisant le degré de cristallinité du polymère [182].

L'influence de la pression appliquée a été étudiée par Hazzard et al [199] comme illustré sur la Figure 3-40. Pour des pressions entre 10 et 30 MPa, Hazzard relève peu d'écart de comportement. La pression utilisée lors de la fabrication de notre composite est nettement supérieure aux 30 MPa utilisés pour le matériau caractérisé par Hazzard (les détails sont la propriété de DSM). On peut remarquer que l'utilisation d'une pression de consolidation plus grande provoque une nette augmentation de la contrainte à rupture même pour de faibles allongements, et une diminution de la déformation à rupture. Ce dernier constat nous conforte dans la proposition que les forts allongements sont produits par les glissements des plis UD de part et d'autre de l'interface lors du réalignement des fibres, et la rupture devient alors brutale et associée à la rupture des fibres

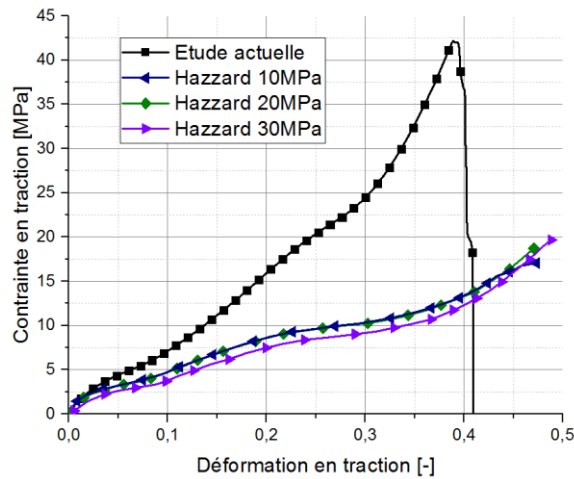


Figure 3-40 : Courbes contrainte-déformation en traction du Dyncema® HB26 à 45° pour différents auteurs à une vitesse de déformation de  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ .

La température et la pression ont une forte influence sur les propriétés et sur la tenue du matériau, comme l'ont montré différents auteurs. Nos essais amènent le même constat. La variation de ces conditions joue sur la tenue des liaisons internes et notamment des interfaces du stratifié et de la plaque. Cet effet est remarqué lors des essais de traction à 45° du stratifié mais également dans les essais d'ouverture de fissure en modes I et II. Ce dernier aspect sera abordé plus tard.

### 3.3.1.3. Caractérisation du comportement hors plan du composite

La caractérisation en traction dans la direction perpendiculaire au plan du stratifié consiste à caractériser le comportement dans la direction de l'épaisseur (voir Figure 3-41).

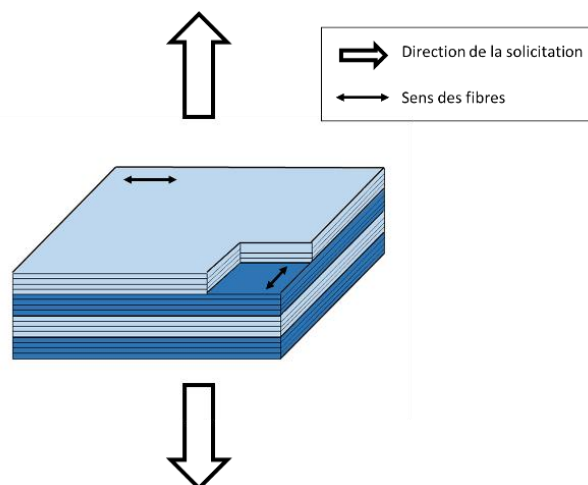


Figure 3-41 : Illustration d'un échantillon soumis à une sollicitation de traction hors plan.

Cette caractérisation n'a pas été réalisée lors de cette étude mais différents auteurs l'ont étudiée comme Lässig et al [189], par exemple. Pour effectuer cette caractérisation, Lässig a utilisé une machine de traction quasi statique avec des éprouvettes de forme cubique ayant un côté de longueur 26 mm. Les faces avant et arrière ont été rectifiées et collées entre deux cylindres de chargement utilisant une résine époxy bi-composants. Les courbes contrainte-déformation nominales sont visibles Figure 3-42.



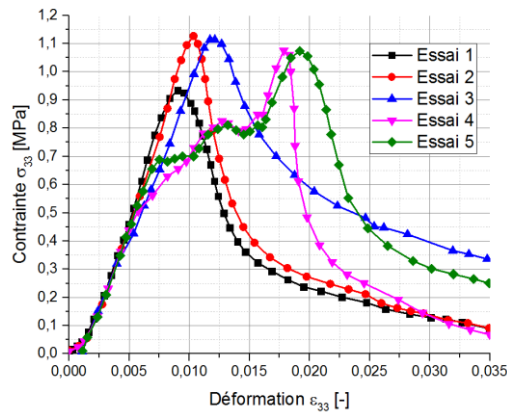


Figure 3-42 : Courbes contrainte-déformation en traction hors plan du Dyneema® HB26 à une vitesse de déformation de  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$  [189].

Les courbes obtenues présentent une forte dispersion. Cela a été fréquemment observé pour les essais de traction transverse sur des composites de toutes natures et est également mentionné dans les normes [200]. Ces tests dépendent fortement des propriétés de la résine, et donc du procédé de fabrication dans le cas du Dyneema®HB26 qui peut avoir une incidence sur la dispersion des mesures.

Dans ce cas, la dispersion des résultats obtenus par Lässig est particulièrement élevée. Ce phénomène est prononcé. La fraction volumique de résine étant seulement de 17% [172], la dispersion des valeurs est imputée à une hétérogénéité des propriétés de l'interface amplifiée par la faible quantité de matière. Le lecteur est invité à consulter la publication très intéressante de Lässig sur cette question de la variabilité des mesures en fonction des différents paramètres de fabrication et des différents modes de ruine observés. La question est fondamentale car le choix du mode de rupture et du seuil en contrainte ou en déformation pour la modélisation est forcément assujéti aux analyses de Lässig. Si de nouvelles investigations peuvent être proposées à l'issue de la thèse, retenons ici que les valeurs de ruptures présentent une grande variabilité sur la déformation, mais que la contrainte moyenne de rupture est de l'ordre de 0,9 à 1,1 MPa, c'est-à-dire très faible. En conséquence le comportement hors-plan sera surtout porté par la tenue de l'interface que nous supposons, faute d'avoir pu mesurer proprement des valeurs différenciées selon le procédé de fabrication, la même dans toute l'épaisseur des plaques.

### 3.3.2. Comportement de l'interface

#### 3.3.2.1. Caractérisation expérimentale du comportement mécanique de l'interface

Cette partie est consacrée à la caractérisation mécanique des interfaces présentes dans le Dyneema®. Le dommage qui nous intéresse ici est le délaminage entre plis adjacents (1.1.2.1). Pour ce faire, différents essais existent afin de quantifier la résistance d'une liaison en fonction de la sollicitation à laquelle elle est soumise. Trois modes de rupture élémentaires existent comme illustré Figure 3-43.

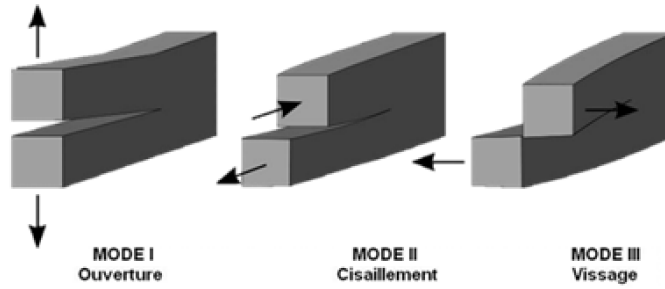


Figure 3-43 : Mode de rupture élémentaire d'interfaces [201].

- Le mode 1 d'ouverture correspond à une sollicitation en traction générée par un déplacement perpendiculaire au plan de délaminage.
- Le mode 2 de cisaillement correspond à une sollicitation en cisaillement dans le plan de délaminage. Ce cisaillement est dû à un déplacement dans le plan de la fissure et perpendiculaire au front de fissure.
- Le mode 3 de vissage correspond à une sollicitation en cisaillement. Cette fois le déplacement est dans le plan de la fissure et parallèle au front de fissure.

Certains essais mécaniques permettent de quantifier la résistance d'une interface selon un ou plusieurs modes de rupture. Des essais de caractérisation standards tels que le Double Cantilever Beam (DCB), Mixed-Mode Bending (MMB) et End Notch Flexure (ENF) sont ainsi pratiqués.

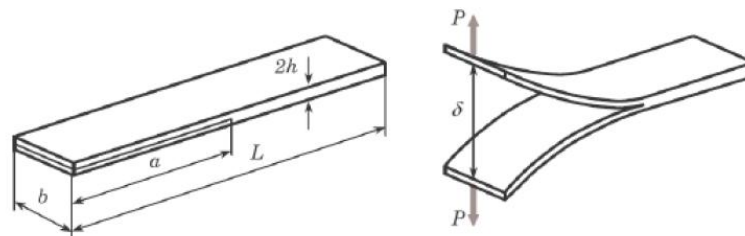


Figure 3-44 : Configuration DCB pour la caractérisation du mode I [195].

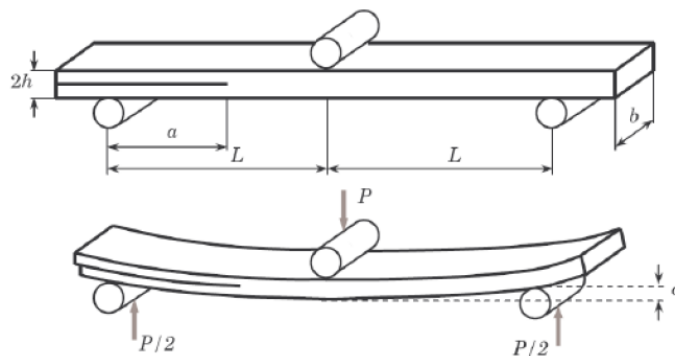


Figure 3-45 : Configuration ENF pour la caractérisation du mode II [195].

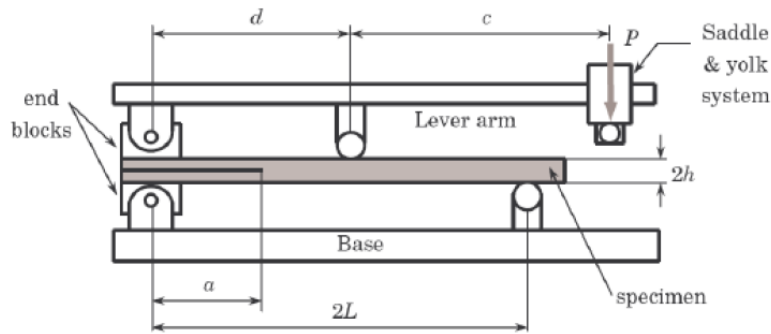


Figure 3-46 : Configuration MMB pour la caractérisation du mode I et II [195].

### 3.3.2.2. Essai Double Cantilever Beam (DCB)

Au cours de cette étude les plaques de composites à disposition ont été fournies directement par l'entreprise DSM®. Il n'a donc pas été possible de réaliser des éprouvettes pour la caractérisation de l'interface du composite. En effet, la réalisation de ces essais destinés à caractériser la résistance de l'interface à la propagation d'une fissure nécessite la réalisation d'une pré-fissure dans le matériau entre deux plis de même orientation. Cette opération se fait le plus souvent en utilisant une fine couche de téflon insérée avant la phase de consolidation du composite. Lors de cette étude, nous avons donc analysé les nombreuses études disponibles dans la littérature, en n'oubliant pas de s'intéresser aux conditions de fabrication. La ténacité à la rupture en mode I, notée  $G_{IC}$  est la propriété principale utilisée pour décrire la propagation du délaminage dans les matériaux composites. En règle générale, la ténacité à la rupture en mode I est mesurée à l'aide de la norme ASTM D 5528 [202]. Afin d'étudier la réponse de l'interface inter-plis, des essais DCB (double cantilever beam) dans la direction de l'épaisseur ont été effectués par Lässig et al [189] ou bien par May et al [203]. En raison de la faible rigidité à la flexion du Dyneema® HB26 dans l'épaisseur, Lässig a opté pour une épaisseur de l'échantillon de 26 mm. Les résultats des trois tests DCB quasi-statiques sont représentés en Figure 3-47.

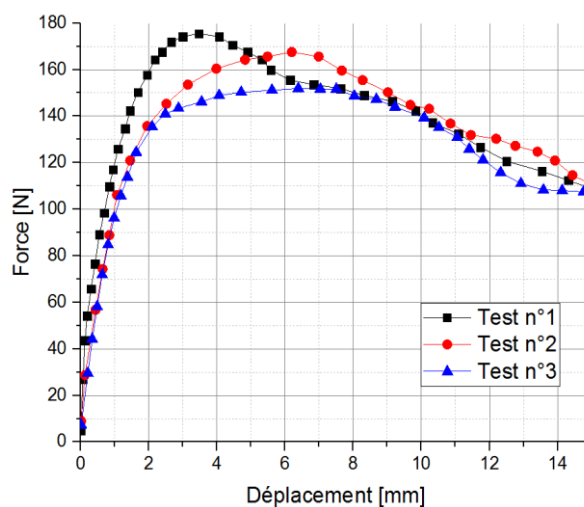


Figure 3-47 : Courbes force-déplacement obtenues lors d'essais DCB sur du Dyneema® HB26 [189].

Les détails de ces essais et du dépouillement de ces derniers sont disponibles dans la publication de Lässig [189]. Il en résulte une ténacité à rupture du mode I de  $0,79\text{kJ/m}^2$ . En ce qui concerne les autres modes de

rupture des interfaces, en raison du manque de données expérimentales, les valeurs de ténacités correspondantes ont été tirées de la littérature [189].

Tableau 20 : Détails des essais d'impacts pour les projectiles coniques [204].

Ténacité	Valeurs [kJ/m <sup>2</sup> ]
$G_{C11}$	0,790
** $G_{C22}$	0,030
** $G_{C33}$	0,030

### 3.3.3. Conclusion

Les résultats présentés dans cette section nous ont permis d'approcher plus précisément le comportement mécanique du matériau composite présent dans notre blindage double dureté. La forte anisotropie et la différence fondamentale de type de comportement du matériau a pu être analysée grâce à des essais réalisés sur des éprouvettes découpées selon différentes directions. Nous avons observé le comportement élastique fragile du composite lorsqu'il est sollicité dans le sens des fibres et mesuré la forte résistance à rupture des fibres UHWMPE. Nous avons également pu noter la faible variabilité des résultats entre les différents auteurs. Le comportement est considéré élastique fragile, piloté par une rupture des fibres. L'influence de ces paramètres est cependant tout autre concernant les propriétés du matériau lorsque les éprouvettes à  $+45^\circ$  sont sollicitées en traction selon l'axe des éprouvettes. En effet, une importante variabilité des résultats d'essais est obtenue. Le comportement à  $45^\circ$  est piloté par la réponse de la résine aux interfaces entre les plis. Une tendance logique a pu être observée qui se traduit par une augmentation des propriétés de tenue de la matrice et des régions inter plis avec l'augmentation de la pression de fabrication, améliorant ainsi la cohésion globale de la structure. Dans cette direction, le comportement peut être considéré élastique endommageable, mais il est important surtout de bien représenter le comportement des interfaces. C'est aussi aux interfaces que peuvent être définies les tenues suivant les trois modes de propagation des ruptures.

Pour conclure il s'avère donc nécessaire de choisir une représentation intrinsèque des interfaces car ce sont elles qui pilotent la résistance hors plan des plaques et des stratifiés, et les ténacités selon les trois modes de rupture. En revanche, il n'est pas nécessaire de représenter chaque pli individuellement car les essais de traction à  $0^\circ$  et à  $45^\circ$  ont démontré que l'échelle de représentation de la couche est suffisante pour représenter le comportement essentiellement élastique fragile en traction dans le sens des fibres. L'échelle de la couche est également suffisante pour reproduire l'effet de réorientation de fibres avant rupture dans les essais de cisaillement. Les différents essais et résultats obtenus et listés vont permettre d'étalonner la loi de comportement mécanique choisie pour la couche, dans le but de représenter la réponse mécanique du composite lors de phénomènes balistiques.

## 3.4. Modélisation du comportement mécanique du composite

Les essais présentés en section 3.1.1, réalisés au cours de cette étude ou exploités à partir d'autres projets, vont permettre de calibrer le modèle d'endommagement diffus choisi et présenté précédemment dans la section 1.4.2. Pour cela, certains essais de caractérisation quasi-statiques et dynamiques ont été simulés afin d'identifier les paramètres du modèle décrivant le comportement du matériau. Le logiciel Abaqus®/Explicit a

été mis en œuvre à cet effet. Afin de pouvoir simuler l'impact d'une munition sur le blindage double-dureté, nous avons utilisé une VUMAT de l'ICA pour modéliser le comportement mécanique du matériau. La version de VUMAT fournie par l'ICA est un modèle développé pour représenter l'endommagement de plis unidirectionnels. L'échelle de représentation choisie pour cette thèse étant celle de la couche ( $0^\circ/90^\circ$ ), nous avons adapté le modèle en faisant l'hypothèse que la couche a un comportement similaire à un tissu équilibré. Nous nous sommes pour cela inspiré des formes de critères proposés par Matzenmiller pour les tissus [140]. Afin de tenir compte du comportement spécifique mis en évidence lors des essais de traction à  $45^\circ$ , nous avons de plus introduit un comportement avec déformation permanentes et un seuil élastique qui augmente avec l'allongement. Les différentes équations régissant le comportement du composite seront rappelées au fur et à mesure ainsi que la définition des paramètres du modèle qui sont synthétisés dans le tableau suivant.

Tableau 21 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux du composite

Terme	Définition	Test d'identification	Chapitre
$E_{11}$	Module d'Young direction 1 [Pa]	Traction / compression*	3.4.1/3.4.2
$E_{22}$	Module d'Young direction 2 [Pa]	Traction / compression*	3.4.1/3.4.2
$E_{33}$	Module d'Young direction 3 [Pa]	Traction hors plan	3.4.3
$\nu_{12}$	Coefficient de Poisson [-]	[189]	3.4.4
$\nu_{23}$	Coefficient de Poisson [-]	[193]	3.4.4
$\nu_{31}$	Coefficient de Poisson [-]	[193]	3.4.4
$G_{12}$	Module de cisaillement [Pa]	Traction 45°	3.4.4
$G_{23}$	Module de cisaillement [Pa]	[199]	3.4.4
$G_{31}$	Module de cisaillement [Pa]	[199]	3.4.4
$\sigma_{11}^{RT}$	Résistance en traction dans le sens fibre [Pa]	Traction	3.4.1
$\sigma_{11}^{RC}$	Résistance en compression dans le sens fibre [Pa]	Compression	3.4.2
$\sigma_{22}^{RT}$	Résistance en traction dans le sens transverse [Pa]	Traction	3.4.1
$\sigma_{33}^{RC}$	Résistance en compression dans le sens transverse [Pa]	Compression	3.4.2
$\sigma_{33}^{RT}$	Résistance en traction hors plan [Pa]	Traction hors plan	3.4.3
$\sigma_{12}^R$	Résistance au cisaillement [Pa]	Traction 45°	3.4.4
$\sigma_{13}^R$	Résistance au cisaillement [Pa]	[199]	3.4.3
$\sigma_{23}^R$	Résistance au cisaillement [Pa]	[199]	3.4.3
$m_1$	Coefficient d'adoucissement en traction dans le sens fibre [-]	Traction	3.4.1
$m_2$	Coefficient d'adoucissement en compression dans le sens fibre [-]	Traction	3.4.1
$m_3$	Coefficient d'adoucissement en traction transverse [-]	Compression	3.4.2
$m_4$	Coefficient d'adoucissement en traction dans le sens fibre [-]	Compression	3.4.2
$m_5$	Coefficient d'adoucissement en traction hors plan [-]	Traction hors plan	3.4.3
$m_6$	Coefficient d'adoucissement en traction à 45° [-]	Traction 45°	3.4.4
$Y_{12}$	Limite élastique en traction à 45° [Pa]	Traction 45°	3.4.4
A	Paramètres d'écrouissage en traction à 45° [-]	Traction 45°	3.4.4
B	Paramètres d'écrouissage en traction à 45° [-]	Traction 45°	3.4.4
$\varphi$	Angle de frottement de Coulomb [°]	Traction hors plan	3.4.3

\* Les valeurs finales retenues sont fournies à la fin du chapitre

Comme le modèle sera utilisé pour des sollicitations dynamiques, nous avons choisi d'utiliser une VUMAT avec Abaqus®/Explicit directement, sans passer par une USERMAT. De manière classique, les propriétés de la loi contraintes-déformations 3D sont identifiées par comparaison de simulations de cas élémentaires sur un unique élément fini, représentatif du travail mécanique uniforme u volume travaillant dans les essais réels. Nous avons donc utilisé le modèle d'endommagement diffus présenté dans la section 1.4.2.3. Sur la base de ces simulations élémentaires, les différents mécanismes de ruine caractérisés par les variables d'endommagement  $d_i$  ( $i = 1$  à  $6$ ) ont pu être identifiés. Ces variables agissent sur les six modules élastiques définissant la matrice de rigidité  $C^{-1}$  (reliant la déformation  $\epsilon$  et la contrainte  $\sigma$  par  $\epsilon = C^{-1} \cdot \sigma$ ).

$$C^{-1} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}^0(1-d_1)} & -\frac{\nu_{21}}{E_{22}^0} & -\frac{\nu_{31}}{E_{33}^0} & & & \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}^0} & \frac{1}{E_{22}^0(1-d_2)} & -\frac{\nu_{32}}{E_{33}^0} & & & \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{11}^0} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}^0} & \frac{1}{E_{33}^0(1-d_3)} & & & \\ & & & \frac{1}{G_{12}^0(1-d_4)} & & \\ & & & & \frac{1}{G_{23}^0(1-d_5)} & \\ & & & & & \frac{1}{G_{13}^0(1-d_6)} \end{bmatrix} \quad \text{Eq. 3-4}$$

La forme des variables d'endommagement  $d$  a été définie par Matzenmiller et al [140] grâce à l'introduction d'un potentiel. L'expression du dommage est :

$$d_i = q_{ij} \cdot \phi_j \quad \text{Eq. 3-5}$$

$\phi_j$  est une fonction scalaire utilisée pour contrôler la quantité d'endommagement et  $q_{ij}$  est une matrice qui relie le vecteur des 6 composantes de dommages abattant les modules élastiques qui apparaissent sur la diagonale de la matrice de souplesse, et le vecteur des X modes de ruine responsables de l'amorçage et/ou de la propagation de ces dommages. Le nombre de critère est choisi selon la nature du matériau étudié. Dans la loi VUMAT de l'ICA, le nombre de critères utiles était de 3 pour un matériau unidirectionnel, les modes hors plans ayant été désactivés pour pouvoir utiliser les liaisons cohésives d'Abaqus [139]. On peut démontrer [206], que la matrice  $q_{ij}$  est très vide, et que ses seules composantes non nulles sont des « 1 » si le mode de ruine correspondant à la colonne « j » est supposé contribuer au dommage « i ». Cette démonstration fait appel à la description thermodynamique du potentiel du matériau. Les fonctions  $\phi_j$  sont des distributions de probabilité et représentent individuellement la probabilité que le mode de ruine correspondant soit activé au point d'intégration considéré de l'élément. Cette fonction vaut zéro au démarrage, et peut croître jusqu'à 1. La valeur de  $r_j$  est calculée individuellement pour chaque mode de ruine et représente la norme du dépassement des contraintes de l'enveloppe admissible, de manière similaire à une loi élastoplastique. Le paramètre « m » représente un facteur d'amplification qui permet d'augmenter la quantité de dommage produit (tendance fragile, m élevé) ou de le ralentir (tendance ductile, m petit) pour une valeur donnée du dépassement du seuil élastique.

$$\phi_j = 1 - \exp\left(\frac{1 - r_j^m}{m}\right) \quad \text{Eq. 3-6}$$

Le modèle d'endommagement diffus que nous proposons d'utiliser reprend le critère d'endommagement d'un tissé et non d'un UD. Ces critères seront énumérés au fur et à mesure des parties suivantes. Pour la modélisation du composite, il a été décidé de considérer une couche comme la superposition de deux plis. Le matériau devient isotrope transverse, ce qui porte le nombre de critères nécessaires pour modéliser les différents modes de ruine à 6, et ce qui implique les simplifications suivantes :

- $E_{11} = E_{22}$
- $\sigma_{11}^{RT} = \sigma_{22}^{RT}$
- $\sigma_{11}^{RC} = \sigma_{22}^{RC}$

### 3.4.1. Essai de traction dans le sens des fibres

Pour les essais de traction, la modélisation se présente comme illustré sur la Figure 3-48. Un élément continu cubique composé de huit nœuds et d'un point d'intégration a été choisi. Les déplacements de trois nœuds de la surface latérale dans le plan (y, z) ont été bloqués suivant l'axe  $\vec{x}$ , le quatrième nœud a été bloqué dans toutes les directions.

Pour chaque critère de rupture, une formulation spécifique de  $f(\sigma, d_i, r_i)$  est obtenue à partir d'essais mécaniques élémentaires. Pour un essai de traction dans le sens des fibres, le critère régissant le comportement du composite est le critère de rupture de fibres en traction dans l'axe des fibres, incluant le cisaillement transverse :

$$f_1(\sigma, d_1, r_1) = \left(\frac{\langle \sigma_{11} \rangle}{\sigma_{11}^{RT}}\right) + \left(\frac{\langle \sigma_{13} \rangle}{\sigma_1^R}\right) - r_1^2 = 0 \quad \text{Eq. 3-7}$$

Avec  $\sigma_{11}^{RT}$  la limite à rupture expérimentale en traction dans la direction des fibres et  $\sigma_{12}^R$  est la limite à rupture en cisaillement d'un pli. La valeur de résistance en traction  $\sigma_{22}^{RT}$  est supposée égale à la résistance en traction  $\sigma_{11}^{RT}$ . Un critère en traction  $f_2(\sigma, d_2, r_2)$  dans la direction 2 est aussi utilisé. Il s'écrit de la même façon que l'équation précédente, avec la direction 1 remplacée par la direction 2.

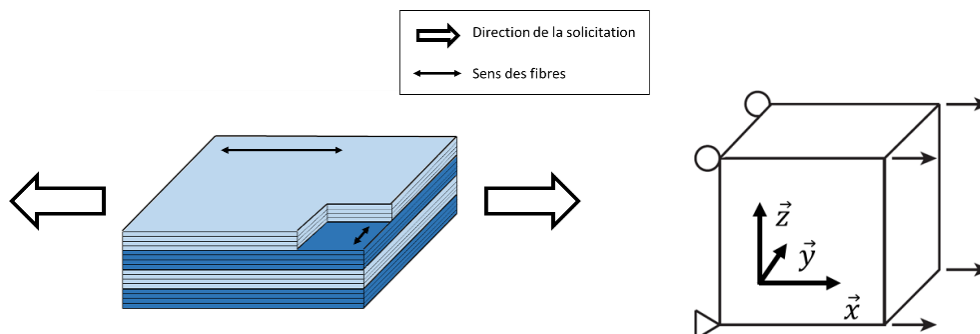


Figure 3-48 : Schéma pour une simulation de traction à 0°.

Le paramètre « m » de l'équation 3-7, est un paramètre d'adoucissement des contraintes. Une valeur de « m » élevée traduit un comportement fragile tandis que pour une valeur faible, un adoucissement de la



rupture sera visible. Nous avons étudié l'influence de ce paramètre sur la modélisation du comportement du matériau dans le cas de l'essai de traction à 0°. La Figure 3-49 représente les courbes de contrainte-déformation pour différentes valeurs de  $m$ , variant de 0,5 à 50. La contrainte à rupture est de l'ordre de  $\sigma_R = 750$  MPa. On constate effectivement que les valeurs élevées de  $m$  conduisent à une décroissance abrupte de la contrainte après le passage par  $\sigma_R$ .

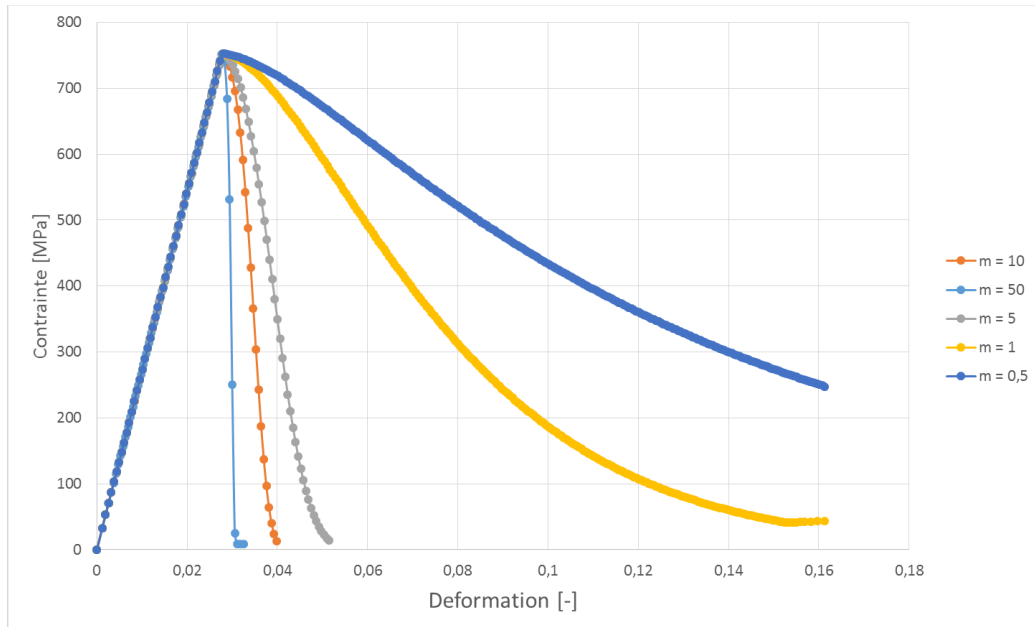


Figure 3-49 : Courbes contrainte-déformation pour un essai de traction à 0° ( $\sigma_R = 750$  MPa) pour différents  $m$ .

Les paramètres présentés dans le Tableau 22 ont été déterminés par une méthode d'analyse inverse tout comme l'ensemble des résultats présentés dans les sections 3.4.1 à 0. Pour ce faire les résultats expérimentaux présentés dans la section précédente (cf. 3.3) ont été utilisés. Les courbes contrainte/déformation ou force/déplacement sont entrées dans le logiciel LS-Opt® et des sorties similaires sont programmées depuis Abaqus®. La méthode d'analyse inverse présentée en Annexe 3 compare ces sorties et les résultats expérimentaux pour la détermination des paramètres optimaux.

Tableau 22 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de traction sens fibres.

	Terme	Valeur
Module d'Young sens fibres	$E_{11T} = E_{22T}$	44,5 GPa
Résistance à rupture	$\sigma_{11}^{RT} = \sigma_{22}^{RT}$	737,4 MPa
Paramètre d'adoucissement	$m_1 = m_2$	33

La Figure 3-50 établit la comparaison entre les résultats de la simulation numérique de la traction d'un élément avec les paramètres ci-dessus et les résultats expérimentaux d'un essai de traction obtenus sur un stratifié d'une épaisseur de 1 mm. Il est à noter que la simplification du modèle par la représentation d'une couche composée de deux plis nous permet de définir dans un même temps les caractéristiques matériaux suivant l'axe  $\vec{x}$  et le comportement suivant  $\vec{y}$ .

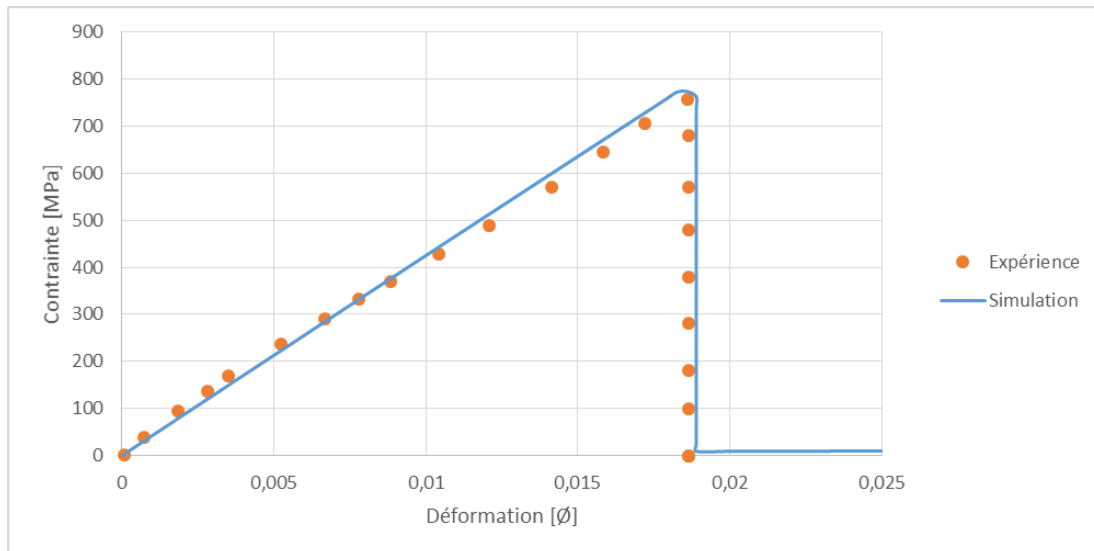


Figure 3-50 : Courbes contrainte-déformation ingénieur d'un essai de traction à 0° sur une éprouvette d'épaisseur 1 mm et comparaison avec la contrainte-déformation obtenue par simulation numérique à vitesse de sollicitation égale.

### 3.4.2. Essai de compression dans le sens des fibres

Les essais de compression ont été tirés de Nguyen et al [193]. Le critère d'endommagement contrôlant la compression dans le sens des fibres est le suivant :

$$f_3(\sigma, d_1, r_1) = \left( \frac{\langle -\sigma_{11} \rangle}{\sigma_{11}^{RC}} \right) - r_3^2 = 0 \quad \text{Eq. 3-8}$$

Avec  $\sigma_{11}^{RC}$  la limite à rupture en compression.

La Figure 3-51 représente la configuration qui a été utilisée en simulation et avec LS-OPT pour identifier les paramètres ( $\sigma_{11}^{RC}$ ,  $m$ , ...). Tout comme précédent, un seul élément est modélisé.

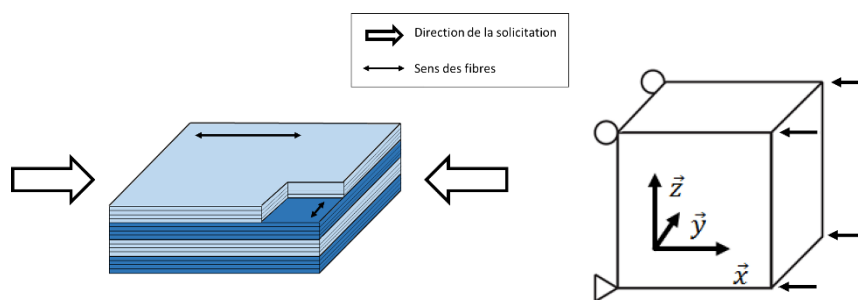


Figure 3-51 : Schéma d'un élément soumis à une sollicitation en compression dans le sens des fibres.

La Figure 3-52 représente les courbe contrainte-déformation pour un essai de compression dans le sens des fibres. Ainsi les paramètres de contrainte à rupture et d'endommagement ont pu être déterminés (voir Tableau 23). On observe la bonne similitude entre les courbes expérimentale et de simulation (Figure 3-52).

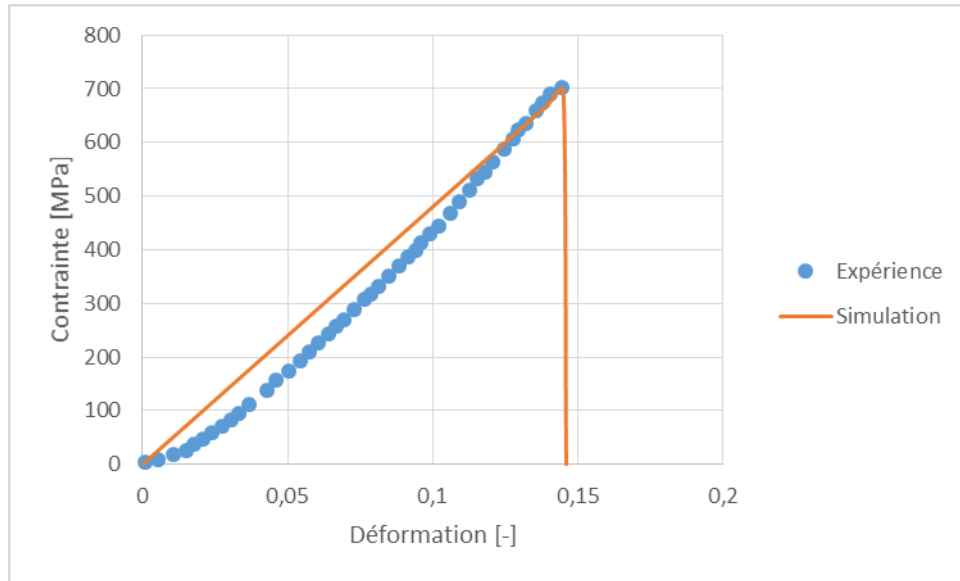


Figure 3-52 : Comparaison simulation-expérience pour un essai de compression dans le sens des fibres [193].

Tableau 23 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de compression sens fibres.

	Terme	Valeur
Module d'Young sens fibres	$E_{11c}$	4,8 GPa
Résistance à rupture	$\sigma_{11}^{RC}$	701,9 MPa
Paramètre d'adoucissement	$m_3$	31
Module d'Young sens fibres	$E_{22c}$	4,8 GPa
Résistance à rupture	$\sigma_{22}^{RC}$	701,9 MPa
Paramètre d'adoucissement	$m_4$	31

### 3.4.3. Essai de traction hors plan

Concernant les essais de traction hors plan, les résultats obtenus par Lässig, présenté dans la section 3.3.1.3 ont été utilisés. Nous pouvons observer le principe de cet essai (Figure 3-53.a) au niveau d'un stratifié et la simplification à l'échelle d'un élément ((Figure 3-53.b).

Pour ce cas, le critère de délaminage c'est-à-dire de rupture à l'interface a été utilisé comme suit :

$$f_5(\sigma, d_5, r_5) = \left( \frac{\langle \sigma_{33} \rangle}{\sigma_{33}^{RT}} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{13}}{\sigma_{13}^R + \langle -\sigma_{33} \rangle \tan \varphi} \right)^2 + \left( \frac{\sigma_{23}}{\sigma_{23}^{RT} + \langle -\sigma_{23} \rangle \tan \varphi} \right)^2 - r_5^2 = 0 \quad \text{Eq. 3-9}$$

Avec  $\sigma_{33}^{RT}$  la limite à rupture en traction dans la direction des fibres et  $\sigma_{13}^R$  et  $\sigma_{23}^{RT}$  sont les limites à rupture en cisaillement d'un pli.

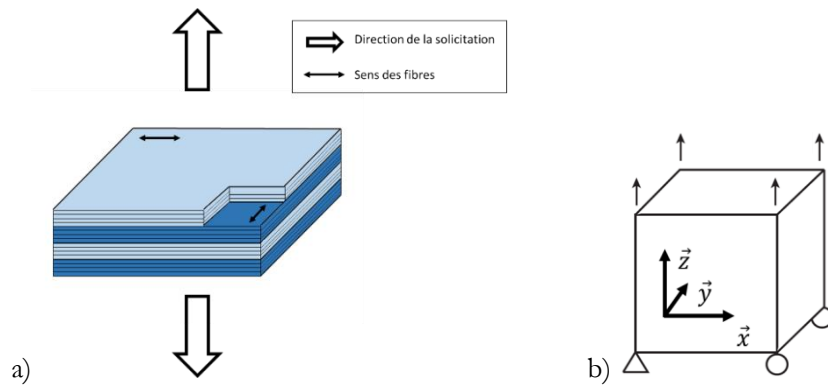


Figure 3-53 : Schéma d'un élément soumis à une sollicitation en traction transverse.

Tableau 24 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de traction hors plan

	Terme	Valeur
Module d'Young	$E_{33}^0$	125,1 MPa
Résistance à rupture	$\sigma_{33}^{RT}$	1,18 MPa
Paramètre d'adoucissement	$m_5$	16,3
Angle de frottement	$\varphi$	10°
Résistances à rupture	$\sigma_{13}^R = \sigma_{23}^{R*}$	30,7 MPa

(\* [199])

Les limites à rupture  $\sigma_{13}^R$  et  $\sigma_{23}^R$  ont été extraites de l'étude de Hazzard [199] sur notre matériau d'après les études. La modélisation d'un essai de traction hors-plan avec les paramètres obtenus concorde aux résultats expérimentaux (Figure 3-54) en ce qui concerne les valeurs de contrainte et de déformation maximale. Nous pouvons cependant noter l'écart existant pendant l'endommagement. L'adoucissement de la résistance du composite n'a pu être représenté parfaitement par le critère de délaminage. Nous introduirons des liaisons cohésives aux interfaces entre couches pour simuler le délaminage en complément.

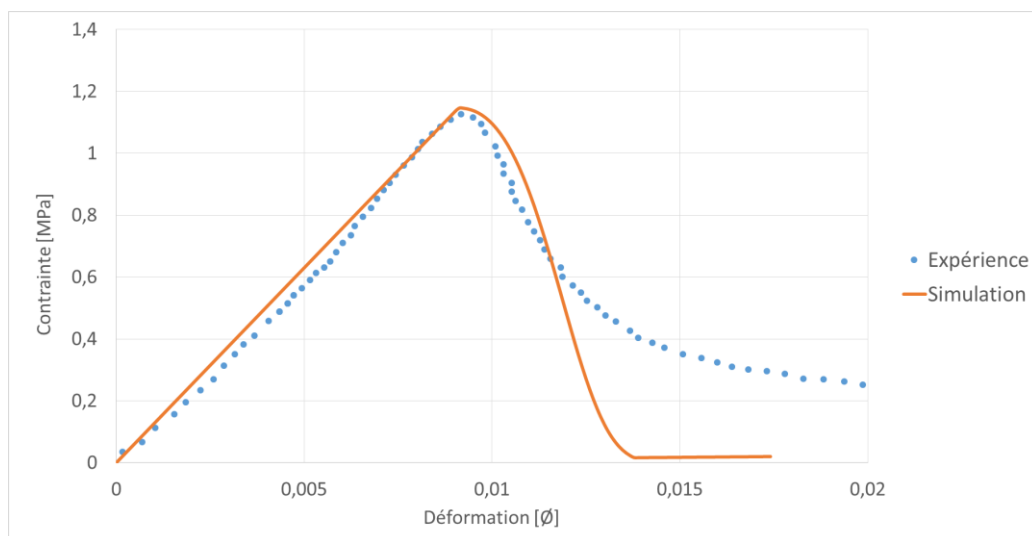


Figure 3-54 : Comparaison simulation/expérience pour l'essai de traction transverse.

### 3.4.4. Essai de traction à 45°

Pour les essais de traction à 45°, le comportement est différent, comme nous l'avons vu en section 1.1.1.1. Au-delà de la limite élastique, le matériau sollicité en traction présente un durcissement avant une rupture franche.

Le critère de rupture d'un pli due à une sollicitation en cisaillement est le suivant :

$$f_6(\sigma, d_4, r_4) = \left(\frac{\sigma_{12}}{\sigma_{12}^R}\right)^2 - r_6^2 = 0 \quad \text{Eq. 3-10}$$

Où  $\sigma_{12}^R$  est la contrainte limite à rupture en traction à 45°. Les conditions aux limites pour la modélisation de cet essai sont illustrées Figure 3-55.b.

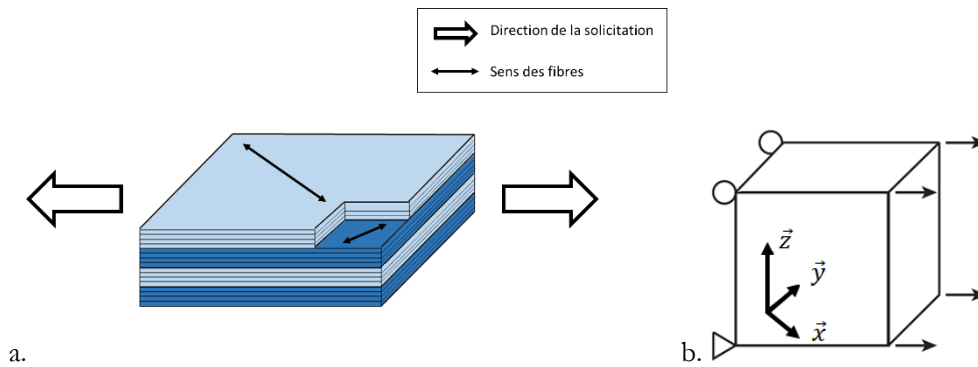


Figure 3-55 : Schéma pour une simulation de traction à 45°.

Un certain nombre d'approches ont été publiées pour modéliser le comportement en cisaillement non linéaire [206]. Ce type de comportement est communément modélisé soit par la théorie de la plasticité, soit par la mécanique des dommages continus, ou par une combinaison des deux méthodes.

Afin de reproduire le durcissement du matériau dû à la rotation des fibres, une variable a été ajoutée au terme  $C_{44}$  de la matrice de souplesse, de manière analogue à la démarche proposée par Chen [206].

$$\left[ \begin{array}{ccc} \frac{1}{E_{11}^0(1-d_1)} & -\frac{\nu_{21}}{E_{22}^0} & -\frac{\nu_{31}}{E_{33}^0} \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}^0} & \frac{1}{E_{22}^0(1-d_2)} & -\frac{\nu_{32}}{E_{33}^0} \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{11}^0} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}^0} & \frac{1}{E_{33}^0(1-d_3)} \\ & & \frac{1}{G_{12}^0(1-d_4)(1-d_m)} \\ & & \frac{1}{G_{23}^0(1-d_5)} \\ & & \frac{1}{G_{13}^0(1-d_6)} \end{array} \right]$$

Au-delà de la limite élastique du matériau le terme  $d_m$  est activé.

$$d_m = A \cdot \log\left(\frac{\sigma_{12}}{Y_{12}}\right) + B \quad \text{Eq. 3-11}$$

Avec  $Y_{12}$  la limite d'élasticité linéaire en cisaillement, A et B des paramètres.

La

Figure 3-56 représente la comparaison d'une courbe expérimentale et d'une courbe issue de la modélisation pour un essai de traction sur une éprouvette orientée à 45°.

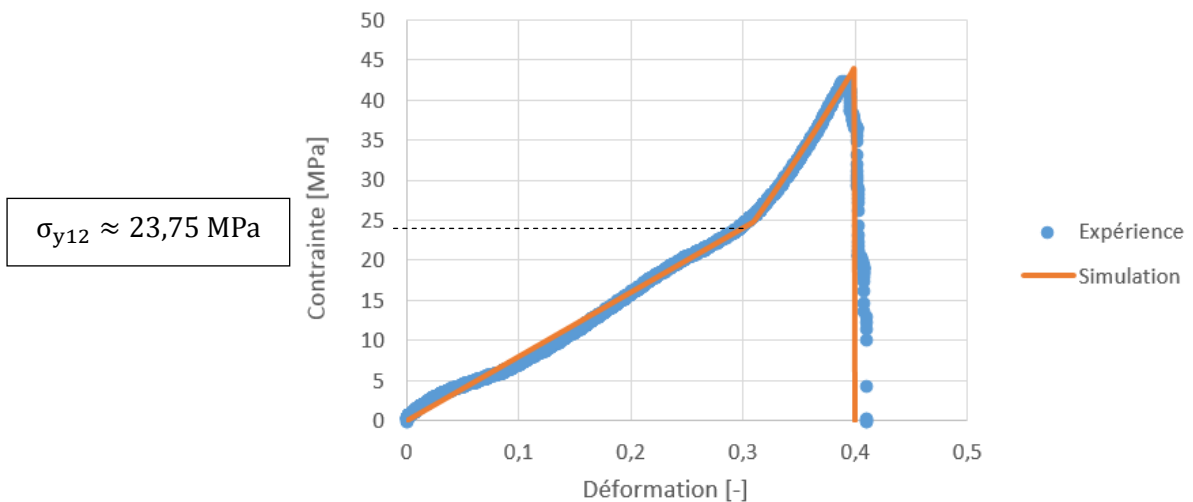


Figure 3-56 : Comparaison simulation expérience pour l'essai de traction à 45°.

Une analyse inverse menée en utilisant le code LS-OPT a permis de déterminer les paramètres du Tableau 25 permettant de reproduire le comportement du composite sous une sollicitation de traction à 45°. En utilisant ces paramètres il est possible de reproduire le phénomène de durcissement visualisé durant les essais. Le matériau est élastique jusqu'à une limite  $Y_{12}$ , le paramètre durcissant s'active alors jusqu'à la rupture du matériau. Le paramètre  $m_6$  contrôle l'endommagement du matériau.

Tableau 25 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de traction à 45°.

	Paramètres	Valeurs
Résistance à rupture	$\sigma_{12}^R$	42,15 MPa
Paramètre d'adoucissement	$m_6$	30
Module de cisaillement	$G_{12}^0$	40,10 GPa
Limite d'élasticité linéaire	$Y_{12}$	23,75 MPa
Résistance à rupture	A	1.46
Paramètre d'adoucissement	B	0.934

Les essais n'ont pas tous été réalisés comme il l'a été mentionné précédemment. Les paramètres du Tableau 26 synthétisent les valeurs obtenues par essais et les valeurs issues de la littérature.

**Tableau 26 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de traction à 45° issus de la littérature.**

Paramètres	Valeurs
$\nu_{12}$	0,013**
$\nu_{23}$	0,1*
$\nu_{31}$	0,5*
$G_{23}^0$	30,7 MPa***
$G_{31}^0$	30,7 MPa***

\*[193], \*\*[189], \*\*\*[199])

Comme il l'a déjà été évoqué, chaque critère d'endommagement présenté est défini dans cette section et relié à une des variables d'endommagement  $d_i$  ( $i = 1$  à 6).

On rappellera les différents critères de rupture :

- $r_1$  : Critère de rupture en traction direction 1
- $r_2$  : Critère de rupture en traction direction 2
- $r_3$  : Critère de rupture en compression direction 1
- $r_4$  : Critère de rupture en compression direction 2
- $r_5$  : Critère de rupture en traction transverse
- $r_6$  : Critère de rupture en cisaillement

La matrice  $[q_{ij}]$  relie donc les six variables d'endommagement aux six critères de rupture et est donnée en Eq. 3-11. À ce stade de l'étude, nous avons identifié la matrice suivante :

$$q_{ij} = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad \text{Eq. 3-12}$$

Nous obtenons alors l'opérateur  $[q_{ij}]$  qui contribue à la description des couplages micro-micro (interaction entre modes de rupture des fibres et de la matrice). Par exemple, la variable de d'endommagement  $d_1$  est fonction des dommages  $\phi_1$  et  $\phi_3$  (Eq 3-12).

$$d_1 = \phi_1 + \phi_3 \quad \text{Eq. 3-13}$$

La variable  $d_1$  est donc obtenue en sommant le dommage provoqué par la quantité de rupture en traction dans la direction 1 donnée par le dépassement du seuil de rupture et le dommage provoqué par la quantité de rupture donnée par le dépassement du seuil en compression dans la direction 1.

### 3.4.5. Simulation numérique du comportement des interfaces

Afin de valider la modélisation du comportement de l'interface, et des paramètres associés, au travers des surfaces cohésives, les essais DCB de Lässig [189] présentés en section 3.3.2.2 ont été simulés. Pour ce faire un modèle numérique représentant un essai DCB a été créé dans Abaqus Explicit® en utilisant du « mass scaling » (variable « Mass scaling » qui fixe un incrément de temps stable égale à 10  $\mu$ s) et en suivant les dimensions fournies dans la publication. L'option « mass scaling » a été utilisée car les simulations ont été réalisées avec une vitesse d'ouverture 100 fois plus élevée que la vitesse des essais afin de gagner du temps de calcul, ce qui génère des oscillations non physiques. Le modèle géométrique est composé de deux parties, une partie supérieure juxtaposée à une pièce inférieure, les deux composants étant joints par une surface cohésive comme illustré sur la Figure 3-57.

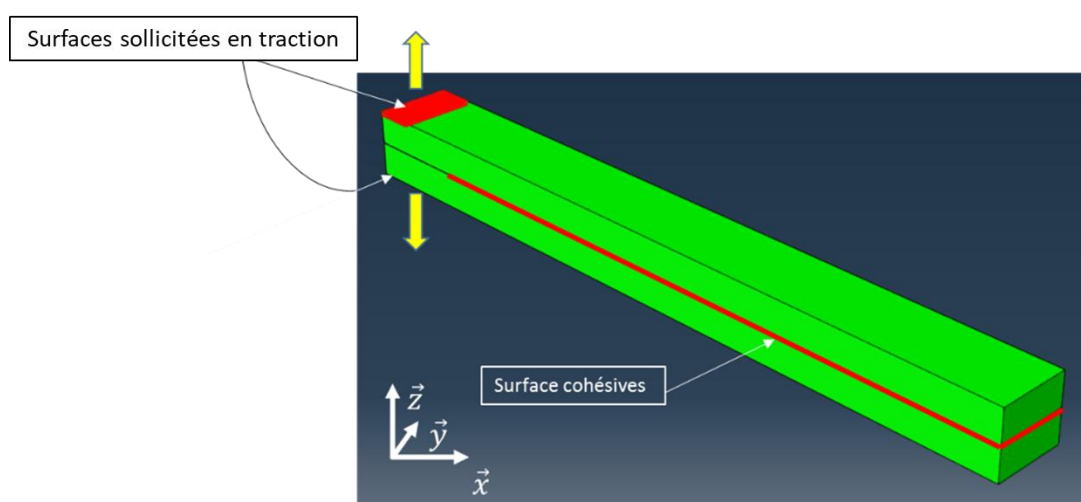


Figure 3-57 : Modèle numérique de l'essai DCB.

Les parties rouges identifiées sur la figure ci-dessus sont sollicitées en traction à une vitesse constante de 10 mm/min suivant l'axe z.

Le modèle de dommages cohésifs proposé dans Abaqus® est largement utilisé pour représenter le délaminage. Le modèle de zone cohésive (CZM) lié aux dommages cohésifs est utilisé pour modéliser la tenue de l'interface entre deux plis adjacents, et le délaminage par le développement d'une zone d'endommagement cohésive au niveau du front de fissure [207]. Les formulations CZM permettent de définir l'initiation et la propagation des fissures, et donc, la tolérance aux dommages et les analyses de la force de l'interface peuvent être effectuées. La CZM est établie en supposant que le transfert des contraintes entre les deux surfaces ne se supprime pas totalement à l'amorçage des dommages, mais croît de façon continue par une réduction progressive de la rigidité qui respecte une courbe contrainte d'ouverture-déplacement d'ouverture ou conforme au taux de restitution d'énergie obtenus par essais. Le comportement cohésif est décrit par des éléments avec nœuds opposés initialement coïncidents, qui peuvent se séparer en cas de contraintes de cisaillement ou de traction supérieures aux seuils imposés.

L'épaisseur initiale de l'interface étant choisie ici à zéro, l'état de déformation ne peut pas être présenté par la définition habituelle de contrainte. A la place de l'équation classique ( $\sigma - \epsilon$ ), des relations de séparation (mode I) ou de glissement (mode II & III) entre les faces reliées à travers la surface cohésive sont utilisées pour définir le comportement et ( $\sigma - \delta$ ). Pendant la déformation, la séparation entre les nœuds adjacents reliés par des surfaces cohésives est proportionnelle à la rigidité de la liaison.



Lorsque l'aire sous la courbe de séparation/traction est égale à la ténacité  $G_C$  de l'interface, la contrainte est réduite à zéro et de nouvelles surfaces de fissures se forment (Figure 3-58). Dans cette approche, l'énergie de rupture et l'énergie critique utilisée dans la mécanique de la rupture élastique linéaire sont les mêmes.

La liaison peut être visualisée comme un ressort entre les nœuds de faces initialement coïncidentes. Les nœuds initialement coïncidents s'ouvriront (mode I : ouverture) ou glisseront (mode II : cisaillement et III: déchirure) par rapport aux autres. Les surfaces cohésives utilisent une loi bilinéaire de cohésion. Le déplacement relatif entre les faces est noté  $\delta$  [208].

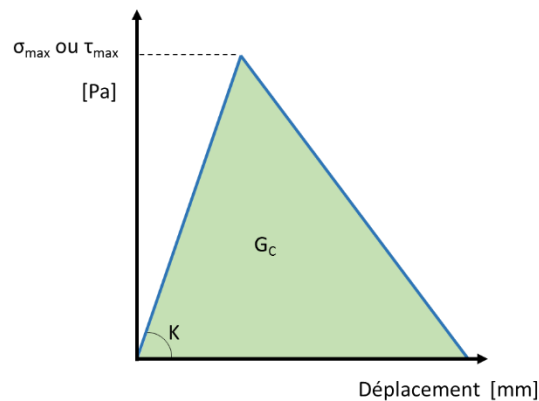


Figure 3-58 : Loi bilinéaire de traction-déplacement.

Le comportement élastique de traction-séparation peut être représenté comme :

$$\sigma_n = k_{nn} \cdot \delta_n + k_{ns} \cdot \delta_s + k_{nt} \cdot \delta_t \quad \text{Eq. 3-14}$$

Avec  $k$  la rigidité,  $\vec{n}$  la direction normale,  $\vec{s}$  la direction de cisaillement associée au mode II,  $\vec{t}$  la direction de cisaillement associée au mode III.

La fin de l'adhérence à l'interface et donc l'apparition du délaminage peut être modélisée en définissant un critère d'amorçage des dommages et une loi d'évolution. Selon la loi cohésive de traction-séparation bilinéaire, lors du chargement, la réponse de l'interface est linéaire jusqu'à une valeur maximale de contrainte. La fin du comportement élastique de la liaison cohésive est définie par le critère d'amorçage des dommages, qui est :

$$\left(\frac{\langle t_n \rangle}{t_n^{max}}\right)^2 + \left(\frac{\langle t_s \rangle}{t_s^{max}}\right)^2 + \left(\frac{\langle t_t \rangle}{t_t^{max}}\right)^2 = 1 \quad \text{Eq. 3-15}$$

Lorsque le critère d'amorçage des dommages est atteint, l'évolution de cet endommagement est régie en terme énergétique. Nous utilisons dans cette étude la loi d'évolution de type B-K définie comme :

$$G_{IC} + (G_{IC} - G_{IC}) \left(\frac{G_{shear}}{G_T}\right) = G_{TC} \quad \text{Eq. 3-16}$$

$$G_{shear} = (G_{II} - G_{III}) \quad \text{Eq. 3-17}$$

$$G_T = (G_I - G_{shear}) \quad \text{Eq. 3-18}$$

Les paramètres déterminés lors de cette étude permettant de définir la liaison cohésive sont les suivants :

Tableau 27 : Paramètres du modèle cohésif et ténacité déterminés à partir d'essais de traction à 45°.

Paramètres	Valeurs
$k_{nn}$	10 GPa
$t_n$	25 MPa
$G_{1C}$	790 J/m <sup>2</sup>

Les simulations menées avec ces paramètres ont permis d'aboutir aux résultats suivants (Figure 3-59 et Figure 3-60). Les profils observés présentent une très bonne corrélation (Figure 3-60). La force nécessaire pour obtenir une même ouverture est équivalente

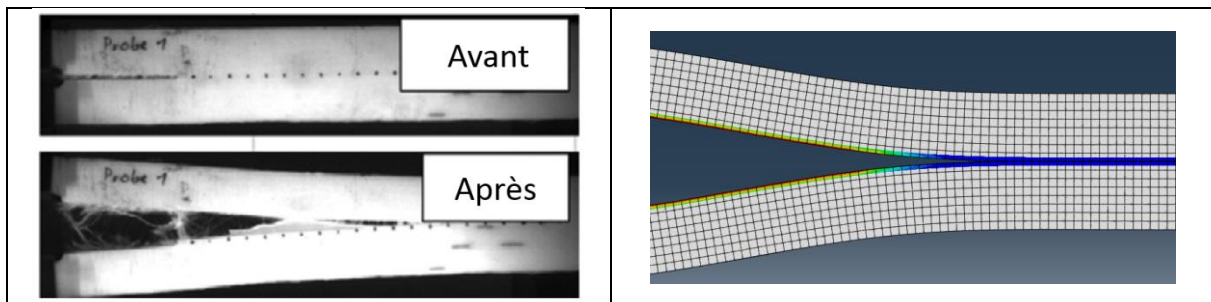


Figure 3-59 : Comparaison essai (images Lässig), calcul de l'essai DCB.

Avec ces paramètres, les valeurs expérimentales de Lässig [189] ont pu être modélisées.

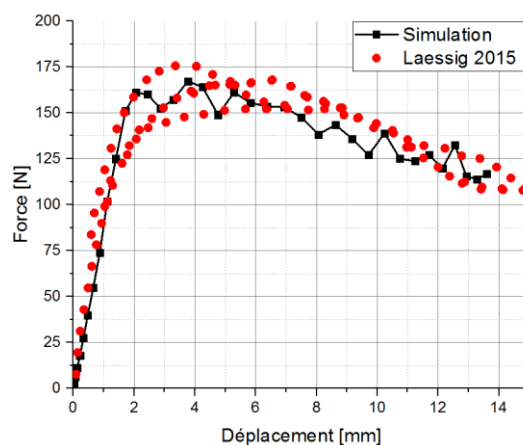


Figure 3-60 : Comparaison simulation-expérience pour les essais DCB.

### 3.4.6. Simulation des essais d'impacts

Afin de valider le modèle de comportement mécanique de l'ensemble de la plaque, défini et détaillé dans la section 3.1.1, les essais d'impact sur Dyneema® seul ont été simulés dans Abaqus®/Explicit. Un quart du modèle a été représenté (Figure 3-61) et des conditions de symétries ont été imposées sur les surfaces

inférieures et droites des couches et du projectile. Le support a été défini comme fixe et indéformable. Le déplacement des nœuds situés sous le crapaud de maintien lors des essais expérimentaux a été bloqué. Ils sont matérialisés par des points rouges sur la Figure 3-61.

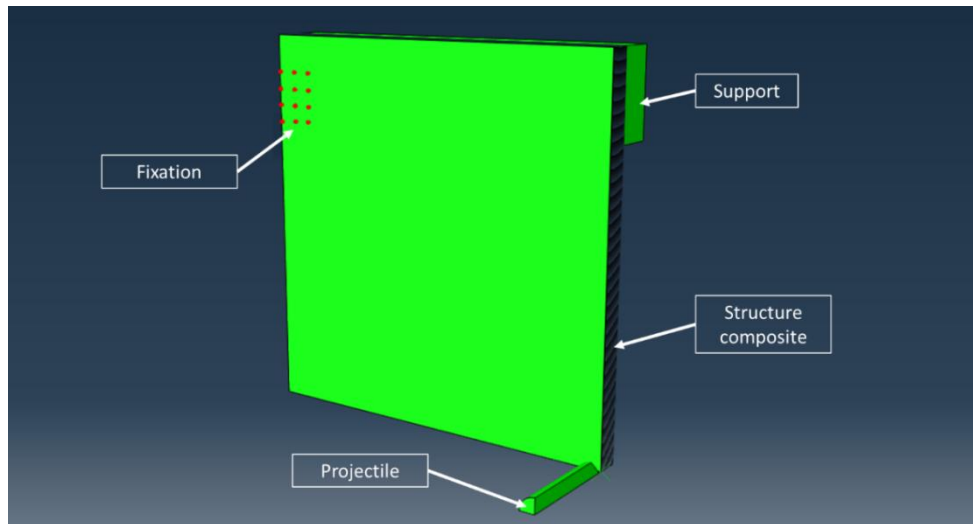


Figure 3-61 : Géométrie de la simulation d'un impact d'un projectile sur cible composite.

Pour ces simulations, les couches de composite sont modélisées avec des éléments volumiques à 8 nœuds et 3 ddls/nœuds (C3D8R) d'une dimension uniforme de 5mm de côté dans les deux directions du plan et de 200  $\mu\text{m}$  d'épaisseur (total de 4356 éléments par couche). Afin d'assurer un contact sans pénétration, le support est maillé avec les mêmes dimensions ce qui ne génère aucun coût de calcul car il est indéformable. Les différents projectiles sont constitués éléments volumiques à 8 nœuds et 3 ddls/nœuds de dimensions similaires adaptées à la forme de la tête de 0,3 mm de côté et de 0,6 mm de long. Le matériau acier dans lequel sont faits les projectiles a été déclaré avec les paramètres suivants :

Tableau 28 : Paramètres matériaux du projectile en acier.

Paramètres	Valeurs
$\rho$	7800 $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$
E	210 GPa
U	0,3

Le comportement des projectiles est considéré comme purement élastique. En effet, lors des expériences, quelles que soient la vitesse et la forme du projectile, aucune déformation permanente n'a pu être observée. Cependant, il est nécessaire de conserver un projectile déformable pour représenter les propagations d'ondes et donc pour mieux représenter la sollicitation appliquée. Aucune plasticité ou endommagement n'est donc requis pour la définition de son comportement. Concernant le composite, les paramètres matériaux définis dans la section précédente ont été utilisés et sont résumés dans le tableau qui suit :

Tableau 29 : Caractéristiques mécaniques du matériau équivalent à la couche

Termes	$E_{11}$	$\sigma_{11}^{RT}$	$E_{22}$	$\sigma_{22}^{RT}$
Valeurs	44,5 GPa	737,4 MPa	44,5 GPa	737,4 MPa

Termes	$\sigma_{11}^{RC}$	$\sigma_{22}^{RC}$	$\varepsilon_{11}^{RT}$	$\sigma_{22}^{RT}$
Valeurs	701,9 MPa	701,9 MPa	0,12	0,12

Termes	$G_{12}$	$Y_{12}$	$\sigma_{12}^{RT}$
Valeurs	40,10 GPa	23,75 MPa	42,15 MPa

Termes	$E_{33}$	$\sigma_{33}^{RT}$	$\sigma_{13}^{R*}$	$\sigma_{23}^{R*}$
Valeurs	103.1 MPa	0,802 MPa	30,7 MPa	30,7 MPa

Termes	$\nu_{12}$	$\nu_{23}$	$\nu_{31}$
Valeurs	0,013	0,1	0,5

#### Propriétés mécaniques de l'interface

Termes	$k_{nn}$	$t_n$	$G_{1C}$	$k_{tt}$	$t_t$	$G_{2C}$	$k_{ss}$	$t_s$	$G_{3C}$
Valeurs	10 GPa	25 MPa	790 J/m <sup>2</sup>	1 GPa	10 MPa	30 J/m <sup>2</sup>	1 GPa	10 MPa	30 J/m <sup>2</sup>

#### Paramètres matériaux d' de la couche

Termes	$m_1$	$m_2$	$m_3$	$m_4$	$m_5$	$m_6$
Valeurs	33	33	31	31	30	1,46

Termes	A	B	$\varphi$
Valeurs	1,46	0.934	10°

Afin d'étalonner le critère définissant la rupture des éléments finis constituant le composite (contrainte, déformation, valeur d'endommagement, ...), nous avons simulé et utilisé un essai d'impact sur une plaque de Dyneema® HB26 avec un projectile hémisphérique à une vitesse initiale de 342 m·s<sup>-1</sup> et une obliquité proche de 0°. Comme nous l'avons illustré dans l'étude expérimentale et le montrent de nombreuses études, la résistance à la pénétration d'un composite tissé ou stratifié dépend largement de la déformation à rupture des

fibres. En fixant cette déformation à rupture à une valeur de 0,12 ( $\epsilon_{11}^R$  et  $\epsilon_{22}^R$ ), nous avons pu retrouver la vitesse résiduelle du projectile de 270 m·s<sup>-1</sup>, mesurée expérimentalement.

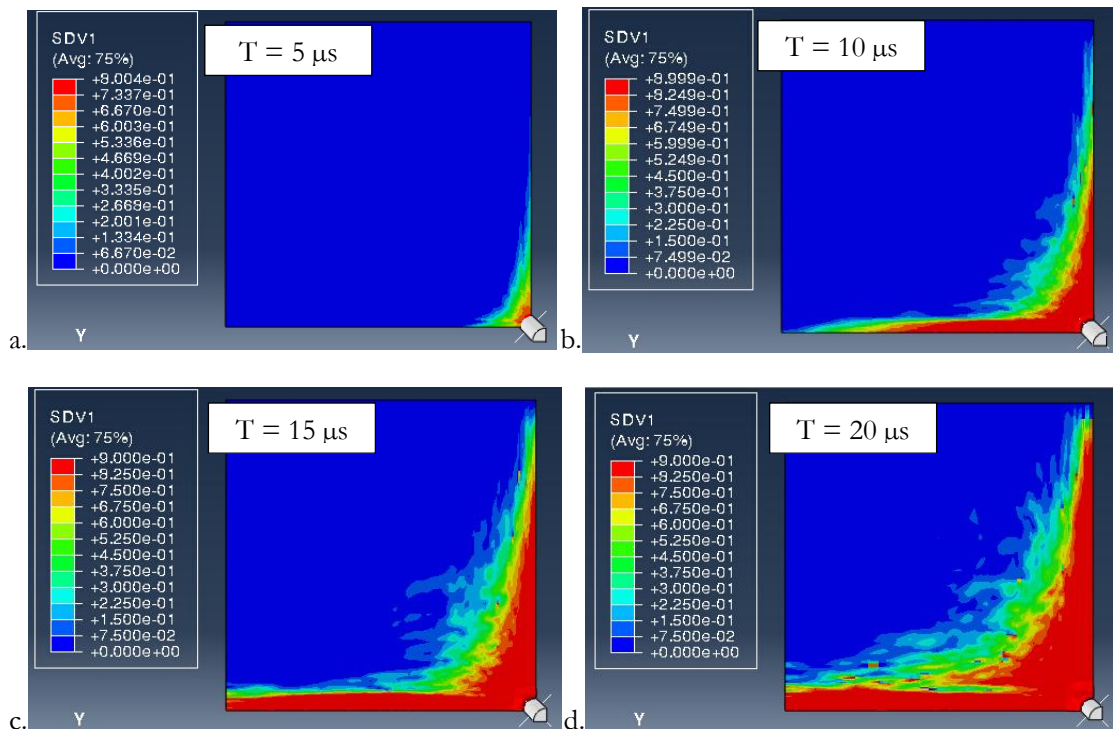


Figure 3-62 : Évolution de la variable d'endommagement  $D_1$  en fonction du temps pour un essai d'impact à 342 m·s<sup>-1</sup> avec un projectile hémisphérique.

Les résultats de simulation montrent le dommage  $D_1$  que le projectile impose au composite. Quel que soit le projectile, les fibres horizontales et verticales par rapport au projectile sont les plus sollicitées. La Figure 3-63 représente l'évolution de l'endommagement  $D_1$  lors de l'impact par un projectile conique à une vitesse de 339 m·s<sup>-1</sup>. Il est à noter la similitude entre les endommagements  $D_1$  et  $D_2$  à 90° près pour un même instant, ce qui est cohérent au regard des hypothèses de symétrie de la simulation et du modèle matériau.

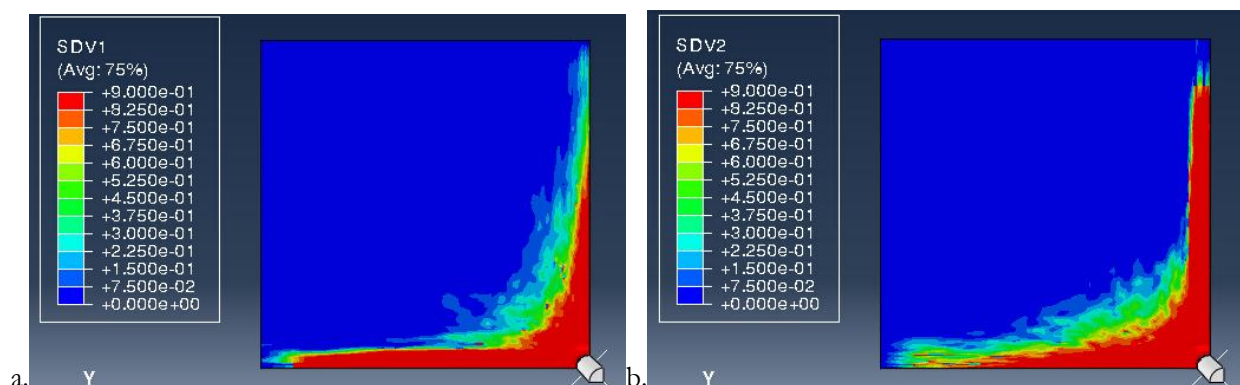


Figure 3-63 : Représentation des variables d'endommagement  $D_1$  et  $D_2$  pour un essai d'impact à 339 m·s<sup>-1</sup> avec un projectile conique. La distribution des dommages sur la face avant est conforme avec les observations expérimentales.

La distribution des dommages sur la face avant est conforme avec les observations expérimentales.

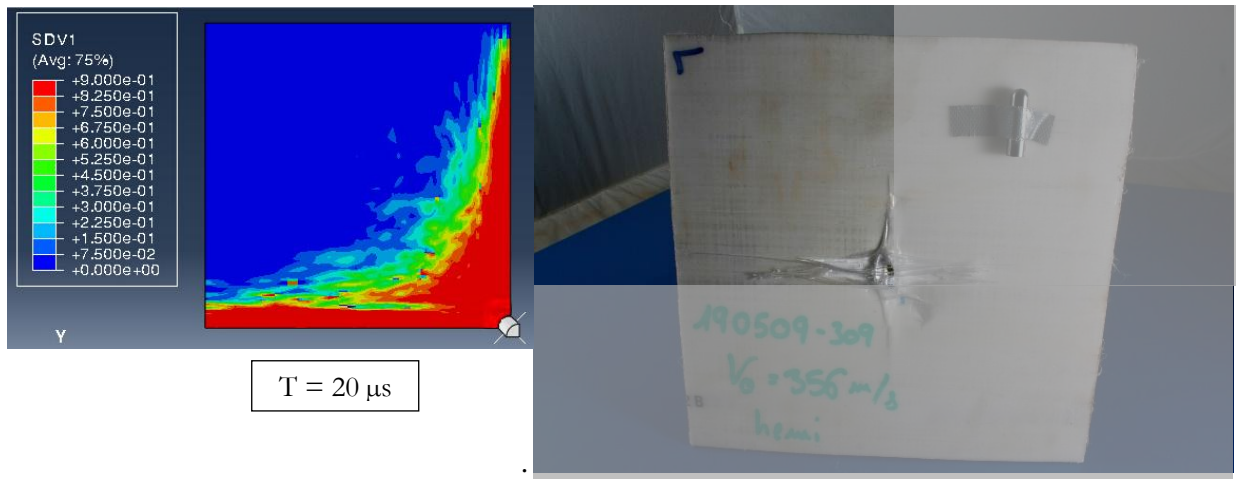


Figure 3-64 : Évolution de la variable d'endommagement  $D_1$  en fonction du temps pour un essai d'impact à  $342 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  avec un projectile hémisphérique.

Des délaminages apparaissent dans toutes les interfaces autour du trajet du projectile, comme illustré sur la Figure 3-65. La distribution des délaminages dans l'épaisseur et surtout leur extension dans chaque interface n'ont pas pu faire l'objet d'une comparaison avec des mesures expérimentales, car celles-ci n'ont pas pu être obtenues. Cependant, on peut noter que la distribution autour du projectile semble correspondre aux dommages observables, mais ne permettent pas de reproduire les sites de délaminage préférentiels dus au procédé de fabrication illustrés par les expériences. En effet, rappelons que nous avons utilisés des résistances à la rupture, uniformes dans toutes les interfaces, alors que nous avons démontré que les résistances dépendent du procédé de fabrication, et surtout de la pression, et que les images du tomographe illustrent la faiblesse des interfaces entre stratifiés par rapport aux interfaces entre couches, et des interfaces entre couches par rapport aux interfaces entre plis.

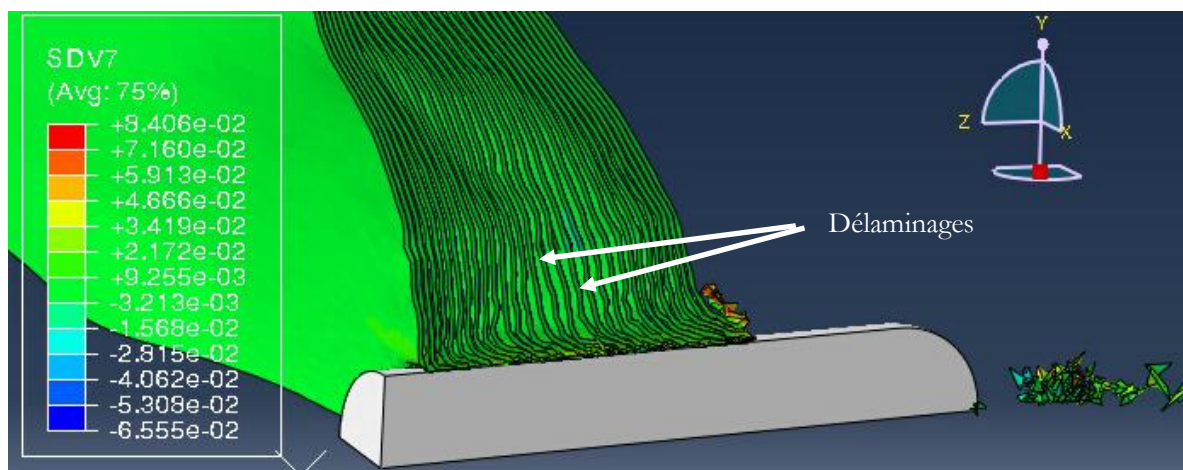


Figure 3-65 : Modélisation d'essai d'impact à  $342 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  avec un projectile hémisphérique (représentation de  $\epsilon_{11}$ ).

Par la suite nous avons simulé avec ce critère de rupture, un essai non perforant avec le même projectile hémisphérique. L'essai à une vitesse initiale de  $227 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  présenté en section 3.2 a donc été étudié. Nous avons bien obtenu la non-perforation en simulation. En revanche, la déflexion était trop importante comme illustré sur la Figure 3-66. Ne pouvant pas modifier les paramètres du délaminage, nous avons choisi de modifier les

modules d'élasticité. Ces simulations nous ont permis de constater que les modules d'élasticités  $E_{11}$  et  $E_{22}$  ont une valeur trop faible, ce qui a pour conséquence d'atteindre la déflexion maximum du composite au cours du temps plus rapidement par rapport à la durée constatée lors des essais expérimentaux. La valeur de ces modules a été déterminée lors des essais de traction quasi-statique de traction réalisés lors de cette étude et présentés en section 3.3.1.1.

Le module d'élasticité dynamique a été déterminé par Chen et al [206] dans un régime de sollicitation rapide. Il s'est avéré que le module d'élasticité démontre une dépendance significative à la vitesse de sollicitation. D'une valeur de 18 à 45 GPa dans un régime quasi-statique, le module d'élasticité voit sa valeur triplée dans un régime dynamique selon Chen. Les valeurs de  $E_{11}$  et  $E_{22}$  ont donc été ajustées à une valeur de 60 GPa issue des travaux de Chen. Nous avons comparé la déflexion de la face arrière du composite avec les mesures réalisées à partir des images de la caméra haute vitesse. La comparaison visible en Figure 3-66 nous permet d'observer une très bonne concordance des valeurs issues de la simulation avec la déflexion réelle du composite.

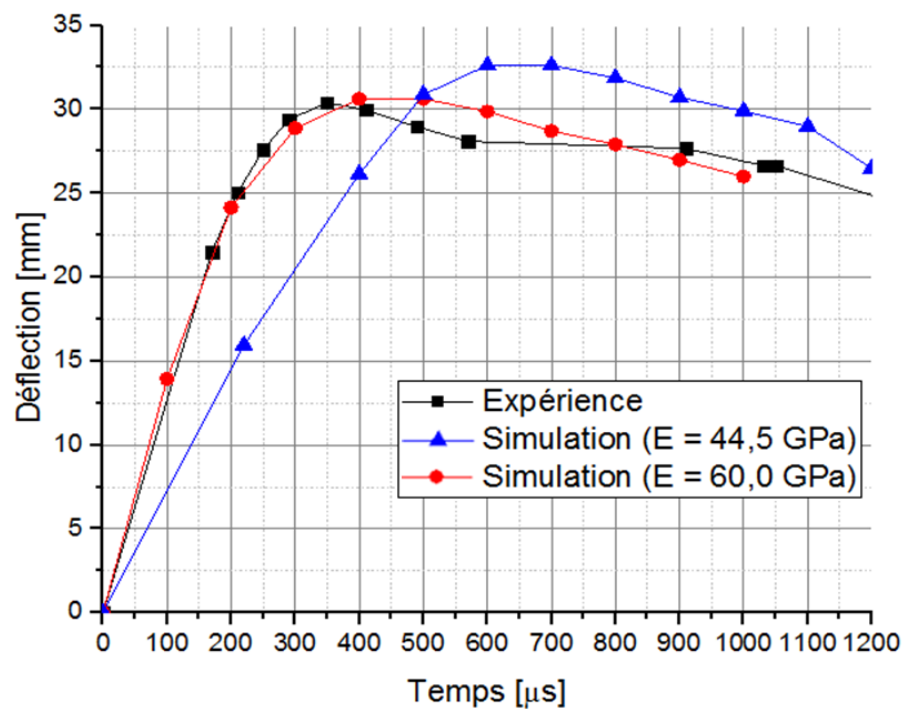


Figure 3-66 : Comparaison simulation/expérience de la déflexion au cours du temps pour un essai d'impact à  $227 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  avec un projectile hémisphérique.

Avec ce module plus élevé, le modèle reproduit parfaitement (Figure 3-66) l'évolution de la déflexion du composite au cours du temps. Nous constatons l'influence du module de Young à la vitesse de sollicitation.

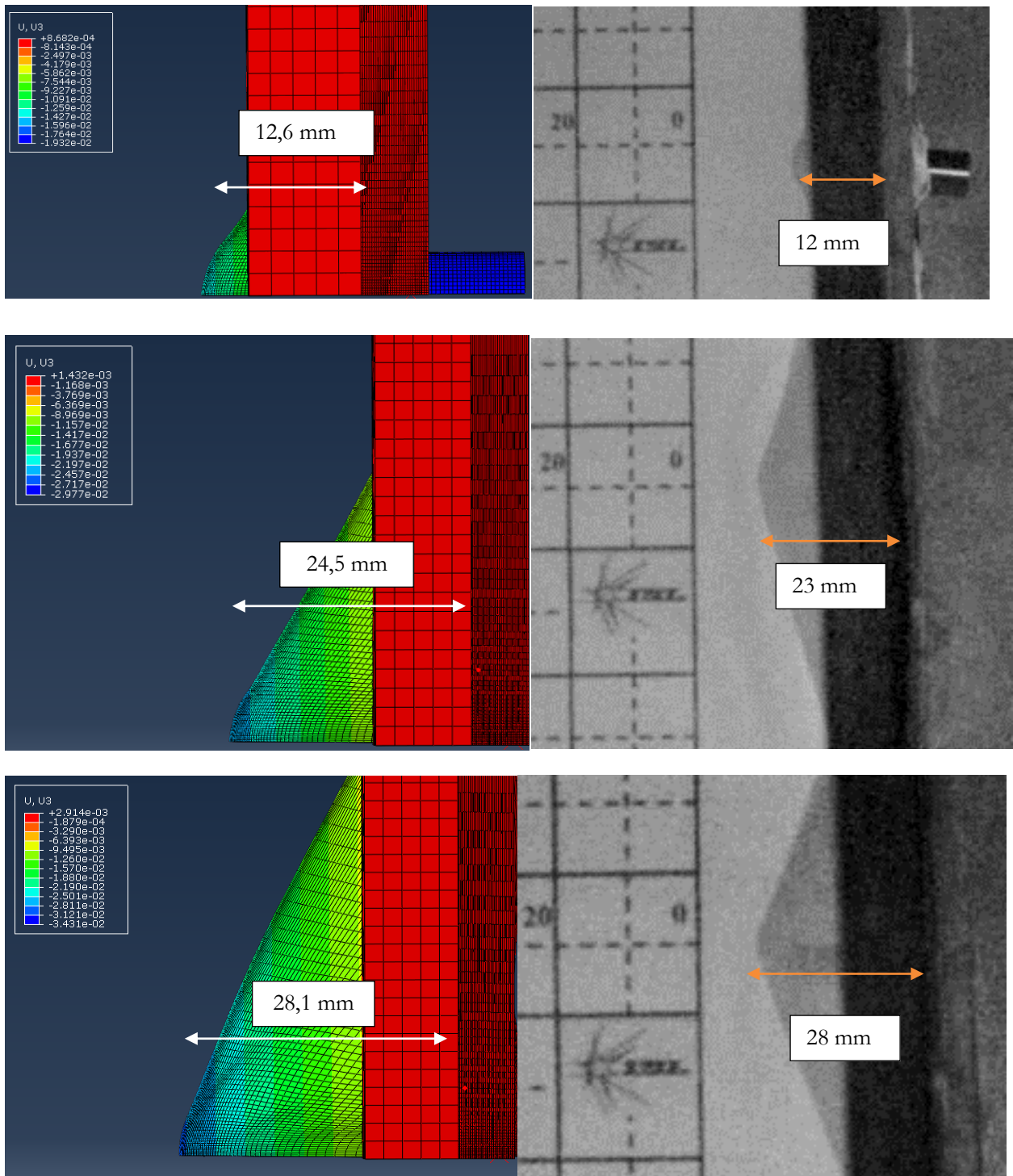


Figure 3-67 : Comparaison simulation expérience pour un essai d'impact à  $227 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  avec un projectile hémisphérique.

Enfin, nous avons également simulé les essais d'impacts avec un projectile conique avec le même jeu de paramètres du matériau. Les vitesses résiduelles obtenues lors des simulations sont comparées aux expériences sur la Figure 3-68. La concordance vitesses initiales-vitesses résiduelles, représentée montre la bonne corrélation expérience-simulation pour les impacts les plus rapides. Ainsi, en conservant le critère à rupture en déformation  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$ , à une valeur de 0,12, il apparaît que ce critère permet de retranscrire le comportement du matériau dans la gamme des hautes vitesses testées. Il se trouve que pour les essais à  $170 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  et à des vitesses inférieures, le projectile est fortement décéléré et l'impact est pénétrant sans être perforant. La valeur de la vitesse balistique limite n'est donc pas bien retrouvée en simulation. Cependant, il serait nécessaire



d'avoir un plus grand nombre de points expérimentaux et de cas simulés pour être en mesure d'établir une comparaison plus précise et quantitative.

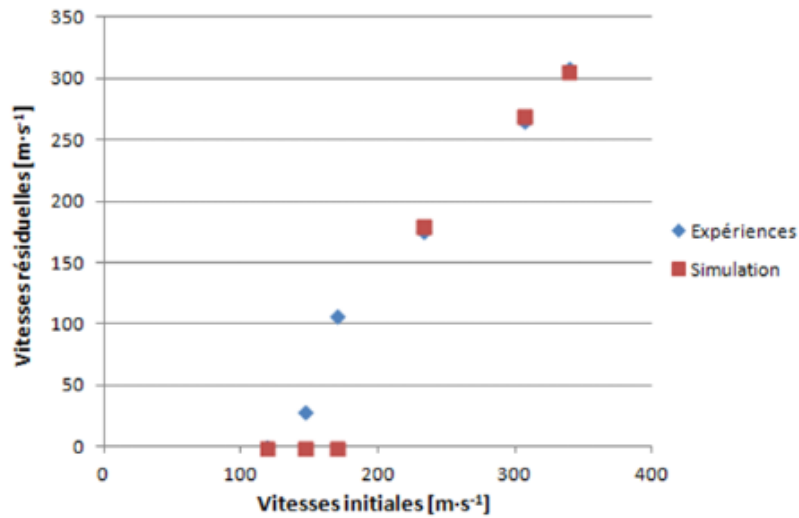


Figure 3-68 : Comparaison simulation-expérience pour les essais d'impact avec un projectile conique.

Tableau 30 : Propriétés mécaniques de la couche

Paramètres	$E_{11}$	$\sigma_{11}^{RT}$	$E_{22}$	$\sigma_{22}^{RT}$
Valeurs	60 GPa	737,4 MPa	60 GPa	737,4 MPa

Paramètres	$\sigma_{11}^{RC}$	$\sigma_{22}^{RC}$	$\epsilon_{11}^{RT}$	$\sigma_{22}^{RT}$
Valeurs	701,9 MPa	701,9 MPa	0,12	0,12

Paramètres	$G_{12}$	$Y_{12}$	$\sigma_{12}^{RT}$
Valeurs	40,10 GPa	23,75 MPa	42,15 MPa

Paramètres	$E_{33}$	$\sigma_{33}^{RT}$	$\sigma_{13}^R$ *	$\sigma_{23}^R$ *
Valeurs	103,1 MPa	0,802 MPa	30,7 MPa	30,7 MPa

Paramètres	$\nu_{12}$	$\nu_{23}$	$\nu_{31}$
Valeurs	0,013	0,1	0,5

Propriétés mécaniques de l'interface

Paramètres	$K_{nn}$	$T_{nn}$	$G_{1C}$	$K_{tt}$	$T_{tt}$	$G_{2C}$	$K_{ss}$	$T_{ss}$	$G_{3C}$
Valeurs	10 GPa	25 MPa	790 J/m <sup>2</sup>	1 GPa	10 MPa	30 J/m <sup>2</sup>	1 GPa	10 MPa	30 J/m <sup>2</sup>

#### Paramètres matériaux de la couche

Paramètres	$m_1$	$m_2$	$m_3$	$m_4$	$m_5$	$m_6$
Valeurs	33	33	31	31	30	1,46

Paramètres	A	B	$\varphi$
Valeurs	1,46	0.934	10°

### 3.5. Conclusion du chapitre

Ce chapitre s'est concentré sur l'étude du comportement mécanique d'un composite unidirectionnel stratifié, à fibres longues en polyéthylène à ultra haut module en UHMWPE et à matrice polyuréthane, le Dyneema HB26®, dont il a été démontré que la tenue mécanique est conditionnée par la tenue des interfaces qui dépend elle-même fortement du procédé de fabrication, et surtout de la pression de consolidation. Ne disposant pas de plis élémentaires mais directement de stratifiés multicouches aux épaisseurs commandées, nous avons choisi comme échelle représentative d'homogénéisation qui nous permet de représenter les différents modes de ruine se produisant pendant un impact, celle de la couche composée de l'assemblage supposé parfait d'un pli à 0° et d'un pli à 90°, et des interfaces entre couches.

Cette étude s'est tout d'abord focalisée sur la caractérisation du matériau. Les essais d'impact nous ont permis d'investiguer l'influence de la forme et de la vitesse des projectiles sur les modes d'endommagement et de rupture du composite. Bien que la valeur de la vitesse balistique limite n'ait été déterminée que pour un seul type de projectile, il est clairement ressorti de cette étude que la forme de l'impacteur avait une forte influence sur le pouvoir d'arrêt de la structure. Nous avons remarqué que la résistance d'un composite de type Dyneema HB26® est principalement régie par la résistance en traction des fibres SK76 qui le composent. Les projectiles hémisphériques et cylindriques ont ainsi pu être stoppés à des vitesses élevées (supérieures à 350 m/s). Cependant dès qu'une concentration de contraintes s'applique à la fibre ou que la couche (ou la plaque) est sollicitée en cisaillement, les mécanismes de déformation en traction n'ont plus le temps de se produire et le projectile passe au travers de la cible. Comme le montrent les tirs avec un projectile plat, la présence et l'augmentation de l'angle d'obliquité avec lequel le projectile arrive, a fait chuter la capacité du composite à retenir l'impacteur. Les essais d'impact montrent que les délaminages se produisent essentiellement entre les couches et entre les plis, et présentent une plus grande ouverture résiduelle entre les couches, voire entre les stratifiés. Ainsi, il s'avère nécessaire de caractériser la tenue mécanique des interfaces et de reproduire les modes de ruine en traction et en cisaillement des couches élémentaires.

La caractérisation mécanique s'est divisée en deux parties, d'une part le comportement d'une couche et d'autre part la représentation des ruptures de délaminage aux interfaces entre couches. Le comportement fortement orthotrope du stratifié a été mis en évidence sur les modules élastiques, et sur les seuils de contraintes admissibles par le matériau. Toutefois, ne disposant pas de plis élémentaires, mais directement de stratifiés multicouches, il ne nous a été possible que d'identifier des comportements moyens, sans distinction notamment des résistances pour des interfaces inter plis ou inter stratifiés pour constituer les plaques.

La simulation des essais DCB nous a permis de déterminer les données d'entrée d'un modèle cohésif bilinéaire en mode mixte pour décrire le comportement moyen des interfaces. Les essais de traction à  $0^\circ$  et  $\pm 45^\circ$ , et hors plan, nous ont permis de déterminer les résistances entrant dans l'expression des critères enveloppes de 5 modes de ruine des couches, et de choisir les contributions de ces modes de ruine dans les abattements des modules élastiques (les dommages). Un modèle de comportement a pu être identifié à partir des essais réalisés à l'ISL, et des résultats d'essais issus de la littérature. Une analyse inverse a permis d'en déterminer les paramètres. Enfin, afin de représenter la discontinuité des ruptures de couches lors du passage du projectile, un seuil d'érosion des éléments finis a été identifié par analyse inverse en utilisant un essai perforant avec un projectile hémisphérique.

Une bonne corrélation entre les simulations des essais et les valeurs expérimentales a pu être mise en évidence pour d'autres essais d'impact que celui qui a servi à l'identification des paramètres, et permet d'utiliser ce modèle pour la simulation de la structure bicouche céramique/composite, qui fait l'objet du chapitre suivant. Nous pouvons considérer que ce modèle « couche endommageable continûment et érosive + interface cohésive » est valide pour les cas d'impacts balistiques, spécialement au regard des critères de performance qui sont essentiels dans cette étude pour la protection du combattant que sont la déflexion maximale de la structure en face arrière et la vitesse à laquelle cette déformation a lieu.

# CHAPITRE 4 : ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU BLINDAGE DOUBLE DURETÉ

---

<b>4.1. Essais balistiques sur blindage double dureté .....</b>	<b>163</b>
4.1.1. Description des cibles .....	163
4.1.2. Description du projectile .....	164
4.1.3. Configuration des essais et métrologie associée.....	165
4.1.4. Étude des dommages subis par la structure .....	167
4.1.5. Influence de l'épaisseur de céramique .....	171
4.1.6. Influence de l'épaisseur de composite.....	179
4.1.7. Endommagement des munitions .....	182
4.1.8. Analyse et synthèse des campagnes d'essais balistiques.....	185
<b>4.2. Simulation des essais balistiques sur blindage double dureté .....</b>	<b>189</b>
4.2.1. Introduction.....	189
4.2.2. Description du modèle numérique .....	189
4.2.3. Résultats.....	191
4.2.3.1. Cas perforant.....	191
4.2.3.2. Cas non perforant .....	194
<b>4.3. Conclusion du chapitre .....</b>	<b>196</b>



## Objectifs

Ce dernier chapitre a pour objectif de valider les approches retenues dans les chapitres précédents pour chaque composant, afin de décrire le comportement mécanique de la structure céramique/composite assemblée lors de l'impact d'une munition de 7,62 mm x 51 mm perforante ou non perforante. Afin de comprendre précisément les phénomènes induits lors de cet impact sur le blindage double dureté, différentes campagnes d'essais balistiques ont été réalisées. Ces essais ont été menés à l'Institut Franco-Allemand de Saint-Louis avec l'aide du groupe PCE. En faisant varier les épaisseurs de céramique, de composite, la vitesse du projectile, et la présence face arrière d'un bloc de gel balistique ou pas, nous proposons dans ce chapitre d'investiguer l'influence de ces différents paramètres sur les mécanismes d'endommagements et de rupture observés et la performance du système. Dans un second temps, on s'intéressera à simuler les impacts avec les modèles numériques choisis. Nous comparerons les résultats des simulations et des essais expérimentaux afin d'évaluer la robustesse du modèle numérique.

### 4.1. Essais balistiques sur blindage double dureté

#### 4.1.1. Description des cibles

La couche avant de la cible est composée d'une alumine technique ( $Al_2O_3$ ) frittée pure à 99.5% étudiée au chapitre 2. Le composite est un stratifié  $[(0^\circ/90^\circ)_n]_m$  fabriqué par pressage à chaud de fibres UHMWPE chacune de diamètre 17  $\mu m$ , dans une matrice polyuréthane (17 %m de résine). Chaque pli a une épaisseur moyenne de 100  $\mu m$ . La plaque céramique et la plaque composite sont assemblées grâce à une résine époxy d'une épaisseur moyenne de 100  $\mu m$  (valeur moyenne à  $\pm 10 \mu m$  obtenue par mesure après séchage sur l'ensemble des BDD)

Les cibles, présentées en Figure 4-1, sont ainsi composées d'une plaque d'alumine de dimensions 100 mm x 100 mm et de différentes épaisseurs, collée sur une plaque de composite de 200 mm x 200 mm et d'épaisseur 6 mm ou 8 mm. Les configurations d'assemblage des couches sont définies dans le Tableau 31. Il est à noter que le type et l'épaisseur de colle n'ont pas été modifiés pour ces différentes configurations. Afin de garantir une épaisseur de colle constante d'un essai à l'autre, une masse répartie de manière homogène sur la plaque de céramique a été appliquée.



Figure 4-1 : Cible double dureté Alumine/Composite

Les essais ont été référencés avec la nomenclature suivante :

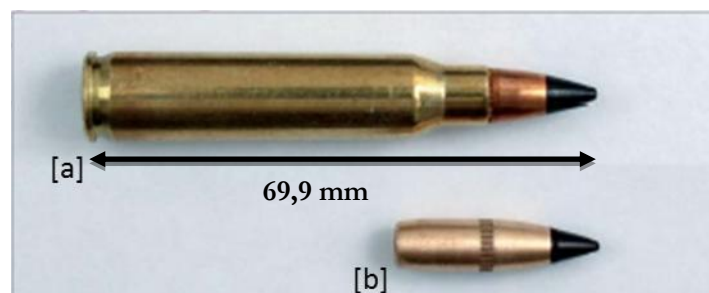
A [épaisseur d'alumine en mm] D [épaisseur de composite en mm]-[numéro de l'essai].

**Tableau 31 : Configurations des cibles bicouches.**

	Épaisseur céramique [mm]	Épaisseur composite [mm]	Masse surfacique [kg/m <sup>2</sup> ]
A15D6	15	6	63,8
A10D6	10	6	44,6
A75D8	7,5	8	36,7
A75D6	7,5	6	34,8
A5D8	5	8	27,0
A5D6	5	6	25,1

#### 4.1.2. Description du projectile

Le projectile utilisé lors des essais balistiques est une munition perforante de type 7,62 x 51 mm AP P80, comme illustré Figure 4-2. La valeur de 7,62 mm correspond au calibre de la balle et coïncide avec la mesure du diamètre du tube du canon de l'arme. La valeur de 51 mm est la longueur de la cartouche seule figure 4-2 a).



**Figure 4-2 : Munition de type 7,62x51 mm AP P80, a) cartouche et b) balle.**

Le calibre de la menace à laquelle fait face une protection balistique est un paramètre essentiel. Il est primordial de le prendre en compte pour la compréhension des mécanismes de pénétration d'un blindage. De plus, l'utilisation d'une munition par rapport à celle d'un barreau ou bien d'une bille fait fortement varier l'énergie cinétique initiale considérée, ainsi que la forme de l'onde induite dans la couche avant dès les premiers instants de l'impact. Les principales caractéristiques à considérer sont ainsi : la géométrie du projectile, sa vitesse, l'énergie cinétique initiale [49, 209] et le matériau composant le cœur de la munition [210].

Comme illustré Figure 4-3, la balle utilisée dans cette étude est composée de 3 matériaux : un cœur en acier dur, une enveloppe en laiton et une partie en arrière dite matériau de remplissage en plomb. La répartition de la masse de la balle est donnée dans le Tableau 32, ainsi que la nature, la dureté et la composition des différents matériaux.

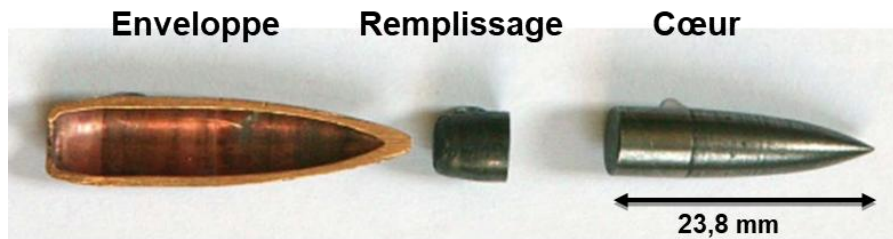


Figure 4-3 : Dissection d'un projectile de 7,62 mm x 51 mm AP P80 [211].

Tableau 32 : Caractéristiques de la munition 7,62 mm x 51 mm P80.

	Matériau	Masse [g]	Dureté
Cœur	Acier 102Cr6	3,9	750 (dureté HV30)
Enveloppe	Laiton : 70% Cu et 30% Zn	4,25	165 (dureté HV2)
Remplissage	Plomb	1,65	Ø

La vitesse du projectile en bouche de canon est d'environ  $810 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ . La masse totale du projectile est de 9,8 g.

#### 4.1.3. Configuration des essais et métrologie associée

Lors des essais, la plaque de céramique est confinée latéralement par un bâti en aluminium qui maintient également le backing composite en appui sur l'ensemble du support (cf Figure 4-4). Aucune pression n'est appliquée sur les parois latérales de la céramique qui se trouve seulement limitée dans ses déplacements latéraux vers l'extérieur de son volume, et peut glisser et s'écarter du cadre.

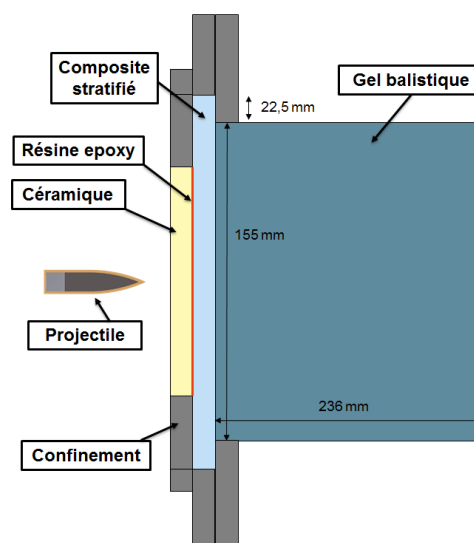


Figure 4-4 : Configuration d'essai pour impact balistique sur cible double dureté.



Une partie des essais a été réalisée en présence d'un bloc de gel balistique mis en contact (appui simple sans pression) avec la face arrière de la structure. L'utilisation de gel balistique a un double objectif. D'une part, les conditions d'essais sont plus représentatives des conditions réelles d'utilisation d'un gilet par balle en appui sur le thorax d'un soldat. L'épaisseur de 236 mm correspond à l'épaisseur du thorax du 50e percentile de la population [212]. D'autre part, il permet de restreindre la flexion libre de l'ensemble, donc de la plaque de céramique, ce qui diminue la fragmentation par flexion et évite une perte de confinement. Ceci signifie que le gel participe à la fragmentation de la céramique, et à l'absorption en général de l'énergie par le BDD.

Les autres essais sont réalisés sans gel balistique dans l'objectif de mesurer la vitesse résiduelle du projectile ou de ses fragments. Dans ce cas, une caméra haute vitesse Shimadzu Hyper Vision HPV-X située latéralement a été utilisée avec une fréquence d'acquisition de 1 MHz.

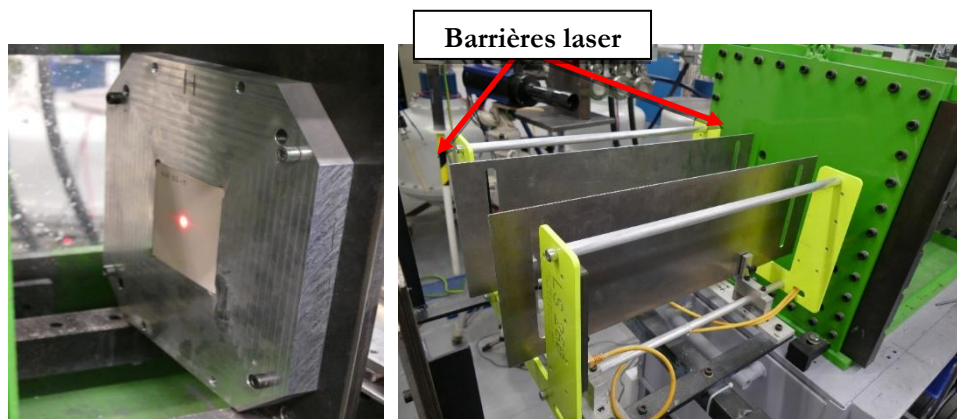


Figure 4-5 : Métrologie pour essai balistique sur BDD faces : avant (à gauche) et arrière (à droite)

Pour l'ensemble des essais, la vitesse initiale du projectile est mesurée à l'aide de deux barrières laser. Pour certains essais des images aux rayons X ont été prises (Figure 4-6) afin de quantifier l'obliquité du projectile avant impact sur la cible. Il est à noter que les rayons X et la caméra rapide ne peuvent être mis en œuvre simultanément en raison du rayonnement électromagnétique. Nous devons donc faire un choix pour chaque campagne suivant les grandeurs et phénomènes à observer.

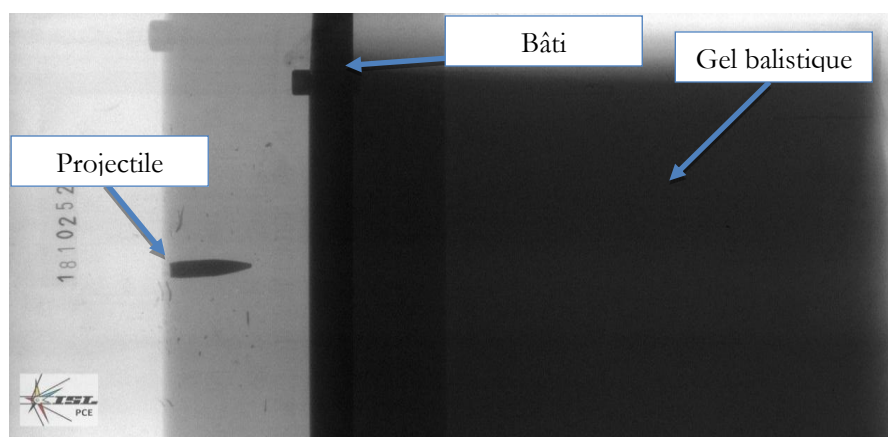


Figure 4-6 : Image aux rayons X avant impact sur la cible : vue latérale.

Dans le cas des essais non perforants, la déflexion de la face arrière du composite a été mesurée via la technique de stéréo-corrélation en utilisant deux caméras haute vitesse Phantom VEO 710 à une fréquence

d'acquisition de 15kHz. L'éclairage lors de ces acquisitions se fait en continu à l'aide de dispositifs LED. Le logiciel Gom Correlate® a permis la reconstitution de la surface arrière de la cible pendant l'impact. L'ensemble des acquisitions est déclenché à partir du signal de la barrière laser.

Les tirs sont réalisés à l'aide d'un canon fixe simulant une arme réelle, et avec des munitions standards. Les vitesses en sortie de canon présentent une légère variation du fait de la variabilité des projectiles.

#### 4.1.4. Étude des dommages subis par la structure

Une première campagne a été réalisée sur des configurations composées respectivement de 10 et 15 mm de céramique et d'un backing de 6 mm d'épaisseur (A10D6 et A15D6), comme indiqué sur la Figure 4-7. Lors de cette première campagne, un bloc de gel balistique a été placé à l'arrière de la structure de protection. Cette configuration est, comme mentionné précédemment, plus représentative d'un cas opérationnel. Elle présente néanmoins l'inconvénient de ne pas permettre la mesure de la déformation maximale de la face arrière du fait de la présence du gel. Bien que le gel soit transparent, nous n'avons pas utilisé de système de rétroéclairage pour ces essais. Il n'est donc pas possible de mesurer quantitativement la déformée ou la flèche.

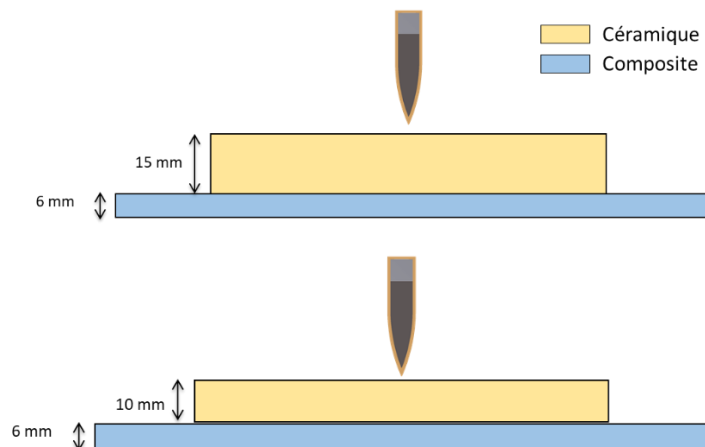


Figure 4-7 : Configurations d'essais pour les structures A15D6 et A10D6.

L'ensemble des cibles et des fragments ont été récupérés après chaque tir. La déflexion résiduelle de la face arrière du backing a été évaluée par stéréo-corrélation statique post-mortem. Lors de cette première campagne d'essai, une caméra haute vitesse Shimadzu Hyper Vision HPV-X a été utilisée pour observer les phénomènes induits lors de l'impact du projectile sur la face avant en alumine.

Le Tableau 33 regroupe les mesures de vitesses atteintes pour chaque essai et la déformation résiduelle calculée. La variation des vitesses incidentes est due à la variation des projectiles et de leur incidence.

Tous les cas se sont avérés non perforants. Nous pouvons observer la déflexion résiduelle de la face arrière du composite pour deux configurations différentes pour des vitesses d'impact comprises entre 800 et 818 m·s<sup>-1</sup>.

Tableau 33 : Résultats de la première campagne d'essais.

Identifiant de la cible	$V_0$ [m·s <sup>-1</sup> ]	$V_R$ [m·s <sup>-1</sup> ]	Déflexion résiduelle après essai [mm]	Perforation
A15D6-1	818	Ø	13,6	✗
A15D6-2	810	Ø	14,6	✗
A10D6-1	800	Ø	19,9	✗
A10D6-2	817	Ø	20,8	✗

Les cibles et fragments récupérés après chaque tir ont été soigneusement analysés. La Figure 4-8 présente ainsi les profils d'endommagement de la céramique après un impact sur les configurations A15D6 et A10D6 pour des vitesses de 817 et 818 ms<sup>-1</sup>. Les cibles ont été récupérées tel que présenté sur la figure et n'ont pas été reconstituées.

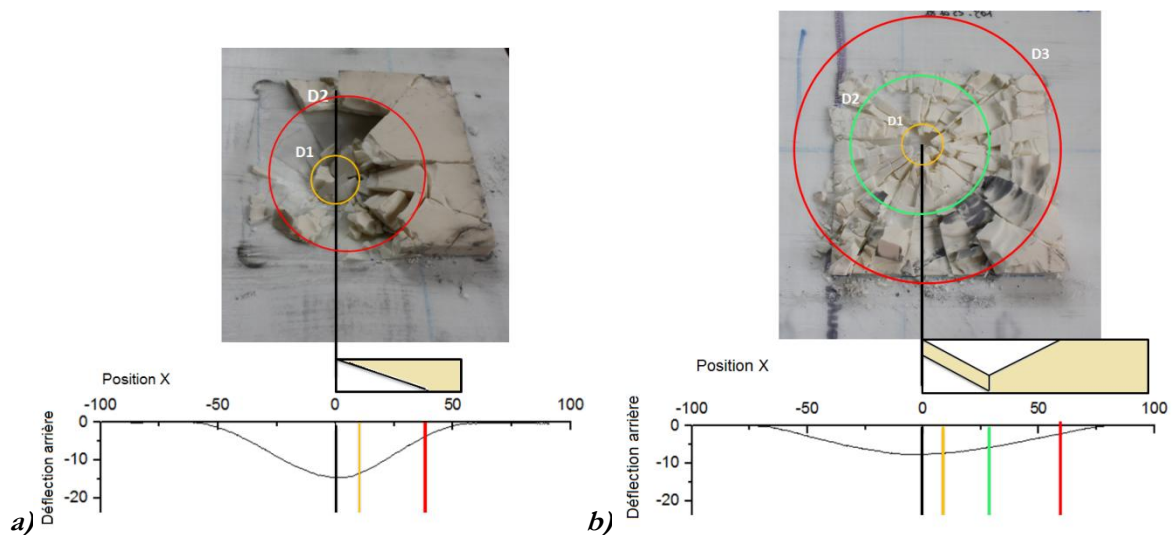


Figure 4-8 : Profil d'endommagement de la céramique après un impact sur les configurations (a) A10D6 et (b) A15D6.

La formation d'une fissure conique dans la céramique et la dissipation de l'énergie du projectile par la déformation de la plaque composite constituent les mécanismes principaux d'absorption de l'énergie cinétique du projectile par la structure conformément aux observations de la littérature [20]. La rupture de la plaque en céramique a pour épicycle l'interface céramique / composite ou plus précisément céramique / adhésif à l'extrémité arrière du carreau de céramique comme dans la littérature [40]. En effet, les ondes de compression générées par le contact du projectile sur la surface de la céramique traversent l'épaisseur du carreau de céramique et une grande partie de celle-ci est réfléchi par le matériau de support qui a une impédance inférieure à celle de la céramique comme nous l'avons constaté au chapitre 3, section 3.2.5. Le caractère divergent des ondes provoque la génération d'une fissure conique à partir du point d'impact et progresse vers l'interface céramique / backing où la base du conoïde est formée conformément à la littérature [40].

Comme nous pouvons le voir Figure 4-8, l'endommagement de la céramique est dépendant de l'épaisseur du carreau d'alumine. L'étude post mortem de la structure A10D6 nous permet de visualiser les frontières d'un seul cône de fragmentation proche de l'interface céramique/backing. Le matériau se trouvant dans ce cône a été fragmenté intensément résultant en des fragments d'une taille millimétrique voire micrométrique.

Pour la configuration A15D6, les dommages subis par la céramique sont tout autres (Figure 4-8). Nous pouvons observer la formation de plusieurs zones concentriques présentant des niveaux de fragmentation différents. Ceci est dû au nombre d'allers retours des ondes dans la couche de céramique, rendus possibles par l'épaisseur plus grande de la configuration A15D6 par rapport à la configuration A10D6. Du fait de l'absence de plaque de recouvrement, les couches de céramique qui se sont écaillées dans les premiers instants ont été éjectées de la structure. Cependant comme pour la première configuration, le matériau situé dans ce cône de fragmentation a également subi une fragmentation intense, que nous attribuons à une compression confinée par le matériau de remplissage en plomb, situé à l'arrière du projectile. Pour les deux configurations nous pouvons observer que la zone sous l'impact (zone orange) est, comme nous pouvions nous y attendre la plus détériorée. C'est dans ce diamètre que le backing présente un enfoncement maximal en face avant et une déflexion maximale en face arrière. Pour les deux configurations, le diamètre le plus grand, qui se place au niveau de la base du plus grand cône de fragmentation, se trouve au niveau où la déflexion du backing redevient nulle.

Nous avons reporté dans le Tableau 34 les différents diamètres correspondant aux différentes zones d'endommagements que nous venons de décrire ainsi que la déflexion arrière résiduelle maximale. On note que les diamètres d1 et d2 sont similaires pour les deux types de cibles. La différence se situe dans la présence de la zone de plus gros fragments caractérisée par d3 pour la cible d'épaisseur plus importante. La déflexion arrière est beaucoup moins marquée pour cette configuration car l'énergie cinétique du projectile a été absorbée de manière plus importante par la fragmentation de la céramique. Ainsi l'énergie résiduelle transférée à la face arrière en composite est atténuée par rapport à la configuration à plaque céramique fine.

Tableau 34 : Caractéristiques des cibles après essais balistiques.

Identifiant de la cible	$V_0$ [m/s]	d1 [mm]	d2 [mm]	d3 [mm]	Déflexion arrière résiduelle [mm]
A15D6-1	810	19,0	65,8	126,7	7,64
A10D6-2	800	20,0	65,0	∅	13,25

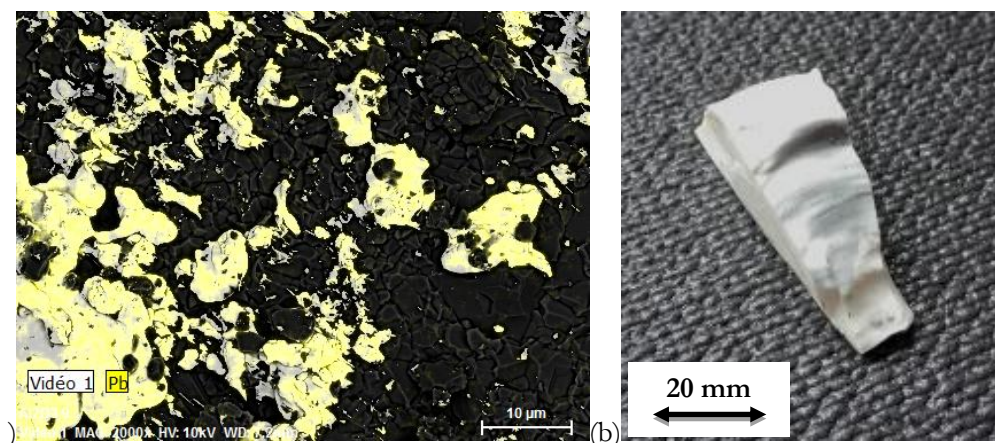
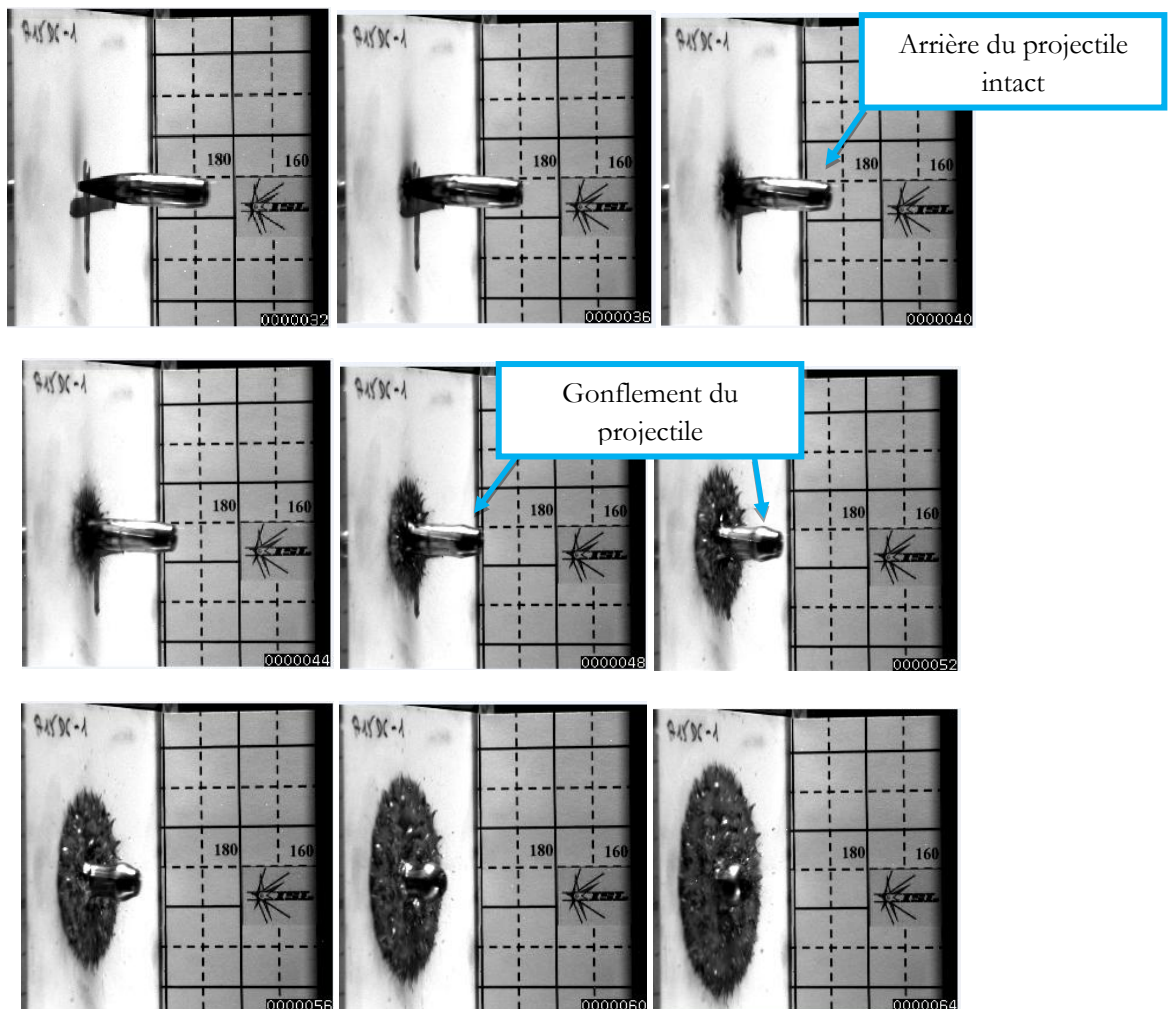


Figure 4-9 : Microscopie électronique à balayage avec sonde EDS et b) photographie d'une surface d'un fragment de céramique périphérique au cône de fragmentation.

Nous nous sommes également intéressés à la surface des fragments en contact avec le bord extérieur du cône de fragmentation. La Figure 4-9 présente une photographie d'un fragment et une image obtenue par

microscopie électronique à balayage. Après une analyse par spectrométrie Figure 4-5.a, on observe que la surface du fragment de céramique est recouverte de plomb (zone grisée Figure 4-5.b), ce qui suppose que le matériau s'est infiltré dans les fissures provoquées par le cœur en acier.

Lors de cette première campagne d'essais, une caméra haute vitesse Shimadzu Hyper Vision HPV-X a été utilisée pour observer la pénétration du projectile dans la face avant en alumine. On peut observer sur la séquence d'images Figure 4-10, l'impact d'un projectile sur une cible de configuration A10D6. La durée en microseconde est reportée en bas à droite de l'image. Il semble que dans les premiers instants de l'impact la pointe du projectile (enveloppe et cœur) se fragmente et ces morceaux sont projetés sur la plaque. Lorsque la pénétration continue, le projectile devenu plat et est décéléré. Ce phénomène est visible dès 18  $\mu$ s après l'impact. En effet un gonflement de la partie arrière du projectile est visible jusqu'à la projection du plomb sur les flancs du projectile 52  $\mu$ s. La mesure est difficile à cause de la perspective. Aussi, nous ne retenons pas les mesures effectuées.



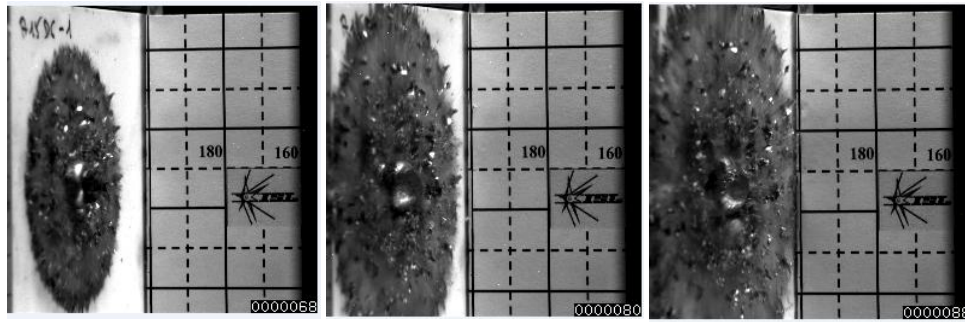


Figure 4-10 : Images de caméra haute vitesse d'un impact d'une munition de 7,62x51 mm AP sur une cible composée de 15 mm de céramique et 6 mm de composite.

Les études post mortem des structures impactées nous ont permis de définir différentes zones d'endommagement dans la céramique selon la distance au point d'impact, en fonction de l'épaisseur du carreau d'alumine. Les dommages majeurs observés schématisés sur la Figure 4-8 sont : (Figure 4-8) :

- Formation d'un réseau de fissures radiales attribuées à une rupture en traction loin de l'impact.
- Existence d'un cône de fissuration caractéristique d'une rupture dominée par le cisaillement.
- Fragmentation et écrasement d'un amas de fragments coniques de petites dimensions en zone proche du point d'impact.

#### 4.1.5. Influence de l'épaisseur de céramique

Une deuxième campagne a ensuite été réalisée sur les deux mêmes configurations A15D6 et A10D6 ainsi que sur les configurations A75D6 et A5D6. L'objectif de ces essais est de pouvoir quantifier les déformées arrières 3D à l'aide de la technique de stéréo corrélation d'images numériques et d'étudier l'influence de l'épaisseur de céramique sur celles-ci ainsi que sur la réponse mécanique dynamique de la cible à l'impact.

Nous avons vu que pour les configurations A15D6 et A10D6, les impacts sont non perforants. Ceci a permis la mise en œuvre de deux caméras hautes vitesses et du logiciel Gom Correlate® afin d'évaluer les déformations de la face arrière du composite. Il est à noter qu'à cet effet, le gel balistique a été retiré. La configuration des caméras disposées pour faire de la stéréo corrélation est présentée sur la Figure 4-11. Un éclairage continu par LED est nécessaire pour obtenir des images exploitables et est synchronisé grâce à la barrière optique. Les essais ont été réalisés dans une gamme de vitesses de 804 à 824 m·s<sup>-1</sup> comme indiqué dans le Tableau 35.



Figure 4-11 : Système d'acquisition de stéréo corrélation d'images.

Tableau 35 : Caractéristiques et mesures pour les différents essais balistiques.

Identifiant de la cible	$V_0$ [m·s <sup>-1</sup> ]	$V_R$ [m·s <sup>-1</sup> ]	Déflexion arrière maximale pendant l'essai [mm]	Déflexion arrière résiduelle après essai [mm]	Déflexion arrière résiduelle après 1 jour [mm]
A15D6-3	824	Ø	24,45	16,3	10,1
A15D6-4	815	Ø	23,00	15,8	9,6
A10D6-3	823	Ø	45,01	31,2	25,0
A10D6-4	804	Ø	42,18	33,5	27,3

Lors de cette campagne, on remarque que l'évolution de la déflexion résiduelle après essai de la face arrière est plus importante que pour la première campagne à configurations identiques. Nous constatons une augmentation de 35% pour la mesure de la déflexion un jour après l'essai pour la configuration A10D6 en l'absence de gel balistique. Pour la configuration A10D6, cette augmentation est de 30 à 40%. On constate également que cette déflexion résiduelle est très sensible au temps de repos après impact puisqu'elle diminue de manière significative, d'environ 5 mm pour toutes les configurations, après une journée, les plaques étant positionnées avec le bulbe d'enfoncement vers le bas, en appui sur leurs quatre coins. Ceci est dû au comportement viscoélastique du composite stratifié. Ce phénomène est à prendre en compte pour la suite de l'étude. Nous avons tracé sur la Figure 4-12 et la Figure 4-13, les évolutions du profil de la face arrière du composite en fonction du temps pendant les essais, pour deux épaisseurs de céramiques différentes.

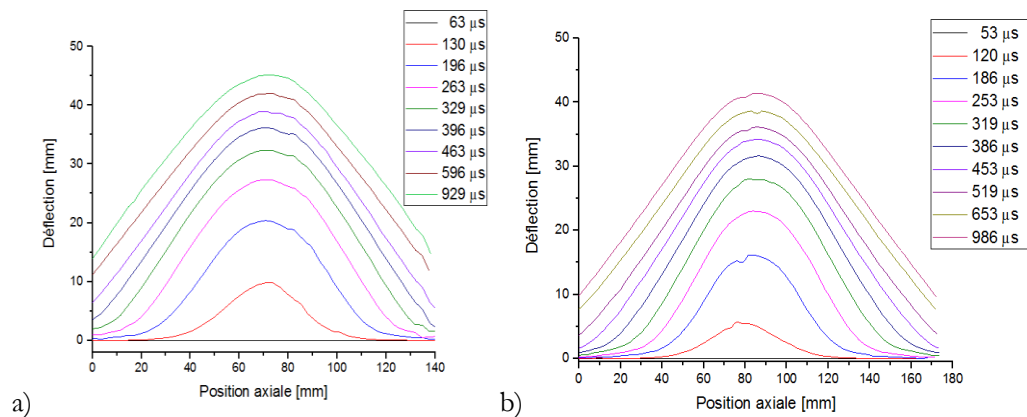


Figure 4-12 : Déflexion de la face arrière du composite en fonction du temps pour les essais (a) A10D6-3 et (b) A10D6-4.

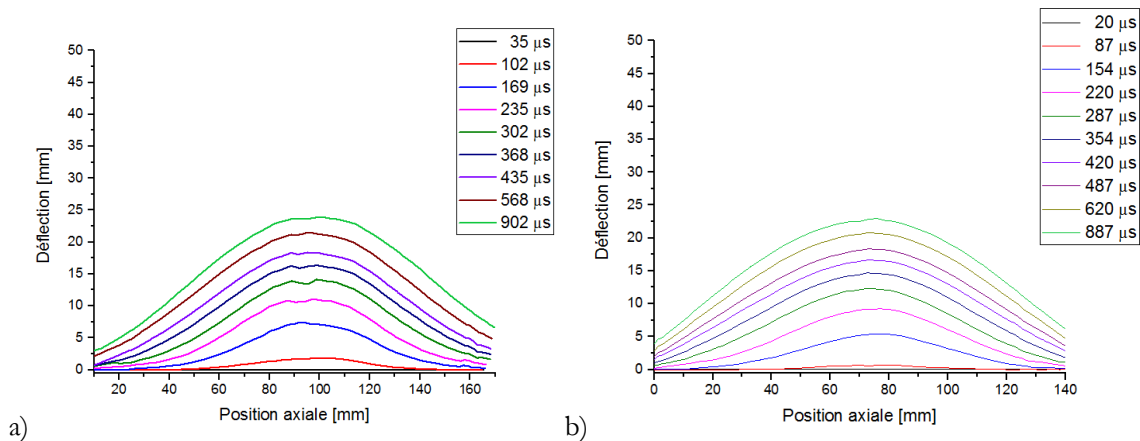


Figure 4-13 : Déflexion de la face arrière du composite en fonction du temps pour la cible (a) A15D6-3 et (b) A15D6-4

Nous pouvons noter la décélération complète de la munition perforante dans la configuration A10D6 dans un intervalle autour de  $950 \mu\text{s}$  et une amplitude d'environ 44 mm (Figure 4-12). Pour la configuration A15D6 (Figure 4-13), composée d'une plaque d'alumine de 15 mm, l'intervalle de temps est légèrement plus faible et la déflexion maximale est presque réduite de moitié à 23 mm. Les déformations plus importantes relevées lors de ces essais sont dues à l'absence de gel balistique qui participe à la réponse globale du système de protection et donc à la performance balistique. Ces plus grandes déformations ont eu des effets sur la tenue des fragments. En effet l'analyse du profil de la plaque d'alumine n'a pas pu être réalisée lors de cette campagne car un nombre trop réduit de fragments restait en place après impact comme illustré sur la Figure 4-14.



Figure 4-14 : Face avant d'une structure double dureté après impact et sans gel balistique

Une étude plus précise du composite a pu être réalisée. Après usinage de la plaque composite par une machine de découpe jet d'eau, nous avons pu observer sa section transversale à la lunette binoculaire, (Figure 4-15).

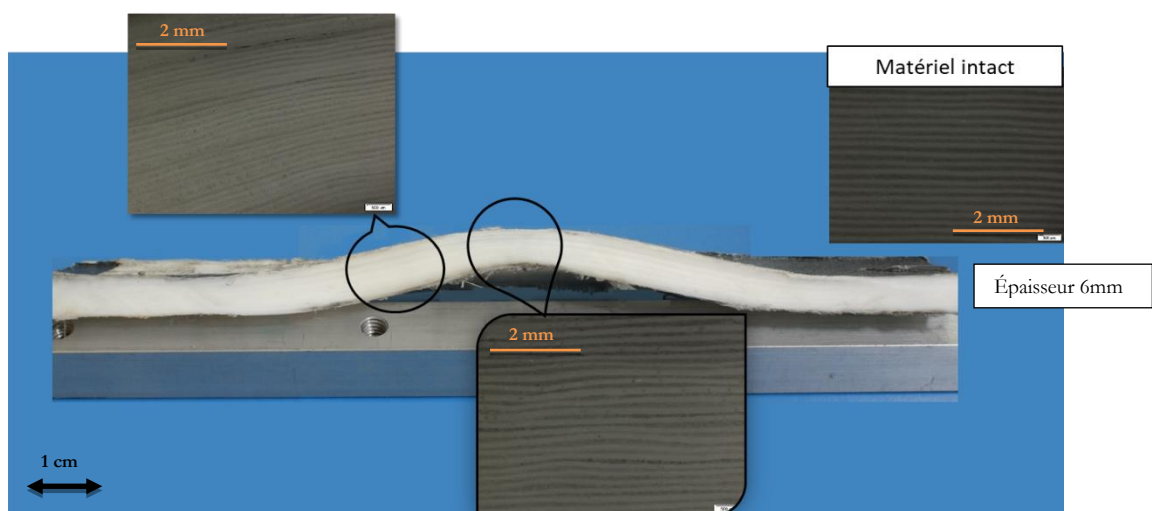


Figure 4-15 : Section d'une plaque composite après impact (configuration A10D6)

Sur les bords de la plaque, on mesure 6 mm correspondant à l'épaisseur initiale de la plaque intacte. Nous pouvons observer une compression des plis dans la zone située sous le point d'impact car l'épaisseur des plis est diminuée. Dans les parties adjacentes à cette zone, une augmentation de l'épaisseur a été relevée par rapport aux 6 mm originaux. Les sollicitations de traction que subissent ces zones entraînent un délaminage inter couche.



Afin d'étudier l'influence de l'épaisseur de la plaque de céramique, nous avons poursuivi les essais avec les configurations A75D6 et A5D6. L'épaisseur de composite est inchangée, la plaque d'alumine en face avant est réduite à 7,5 mm (configuration A75D6) et 5 mm (configuration A5D6), voir Figure 4-16

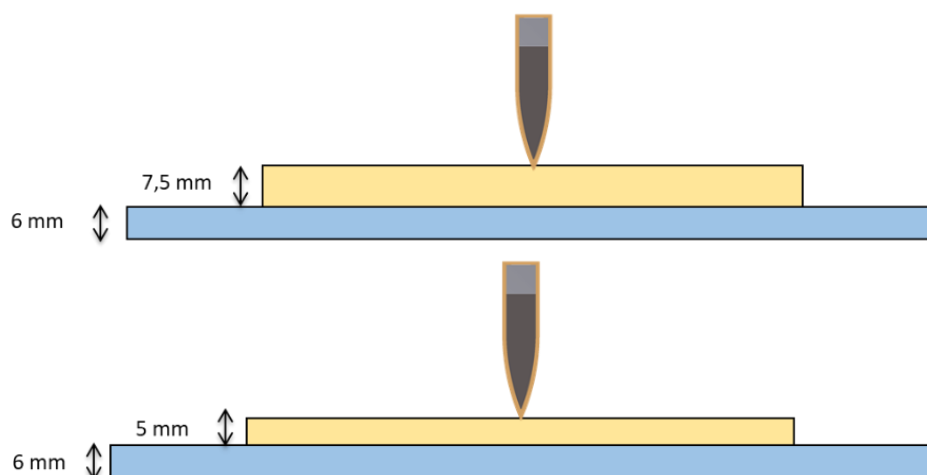


Figure 4-17 : Configuration A75D6 et A5D6 pour essais balistiques.

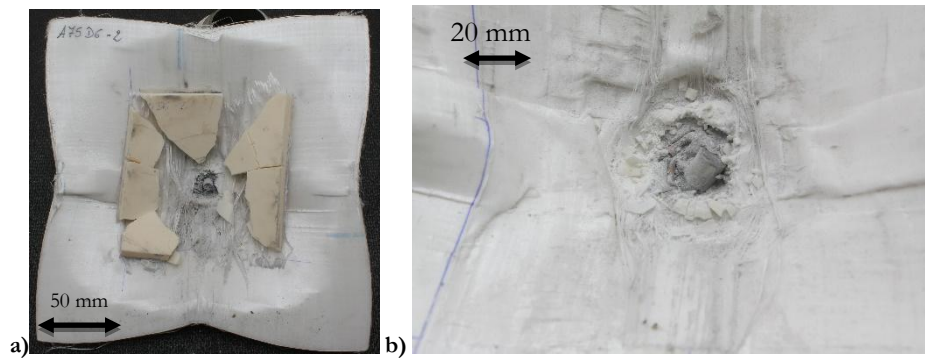
Les essais sur ces configurations ont été réalisés afin de comprendre plus précisément l'influence de l'épaisseur de céramique. Pour ce faire plusieurs tirs ont été réalisés sans gel balistique. Les détails de cette campagne d'essais sont visibles dans le Tableau 36.

Tableau 36 : Caractéristiques et mesures pour les différents essais balistiques.

Identifiant de la cible	$V_0$ [m·s <sup>-1</sup> ]	$V_R$ [m·s <sup>-1</sup> ]	Déflexion arrière maximale [mm]	Déflexion arrière résiduelle après 1 jour [mm]	Perforation
A5D6-2	804,1	Non mesurable	Ø	Ø	✓
A5D6-3	822,9	Non mesurable	Ø	Ø	✓
A5D6-4	818,6	Non mesurable	Ø	Ø	✓ ✓
A75D6-2	815	Ø	57,7	54,9	✗
A75D6-3	812,1	Ø	60,75	55,4	✗
A75D6-4	822	Ø	61,09	56,7	✗

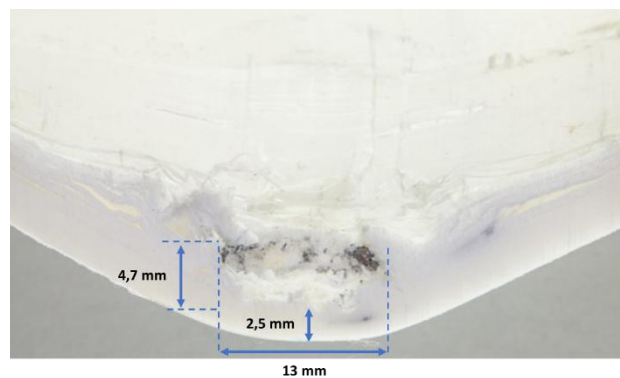
L'ensemble des essais réalisés sur la configuration A75D6 se sont avérés pénétrants mais non perforants. Dès que l'épaisseur de la plaque de céramique est réduite à 5 mm les essais deviennent perforants. Nous pouvons observer sur la Figure 4-18 une structure de protection de la configuration A75D6 après impact. La céramique présente une fissuration radiale caractéristique des impacts sur céramique et déjà observée précédemment. L'onde de choc créée par la munition tirée à 815 m/s a fissuré intensément la céramique

située sous le point d'impact. Cet amas de fragments de céramique et de projectile a été retenu par le backing en composite.



**Figure 4-18 : Face avant d'une cible (configuration A75D6) après impact (a) vue d'ensemble et (b) grossissement sur la zone de pénétration.**

Les débris issus de la fragmentation du projectile ont poursuivi leur trajectoire dans le composite comme sur la Figure 4-19 qui présente une photographie de la section d'une plaque composite après impact. Nous pouvons également observer la rupture des plis les plus proches de la couche de céramique. Les plis situés derrière ont, quant à eux, permis de dissiper l'énergie cinétique des fragments par déformation viscoplastique. En effet, la déformation de la zone sous le point d'impact (Figure 4-19) se présente sous une forme ovoïde d'un diamètre de 13 mm et d'une hauteur de 4,7 mm. Une épaisseur de 2,5 mm de composite sur les 6 mm d'épaisseur présents originellement a résisté à l'impact, indiquant que plus de la moitié de l'épaisseur de composite a rompu. Les plis supérieurs semblent présenter une rupture des fibres par traction tandis que les couches inférieures ont subis une forte pression et une abrasion par les fragments de céramique et de projectile. Le profil de la section se rapproche du faciès d'une plaque composite impactée par un projectile cylindrique à embout plat comme observé dans le Chapitre 3.



**Figure 4-19 : Section d'une cible (configuration A75D6) après impact**

En ce qui concerne la face arrière du composite (Figure 4-20), nous constatons la déformation de la plaque jusqu'aux limites du bâti composant le support. Il est à noter la forte rétractation du composite aux centres des côtés du stratifié. Cette rétractation due à la sollicitation de flexion imposée par l'impact a résulté en un fléchissement hors plan des plis extérieurs de la plaque. La déflexion arrière mesurée dépend donc des dimensions de la cible et des conditions aux limites lors des essais balistiques.

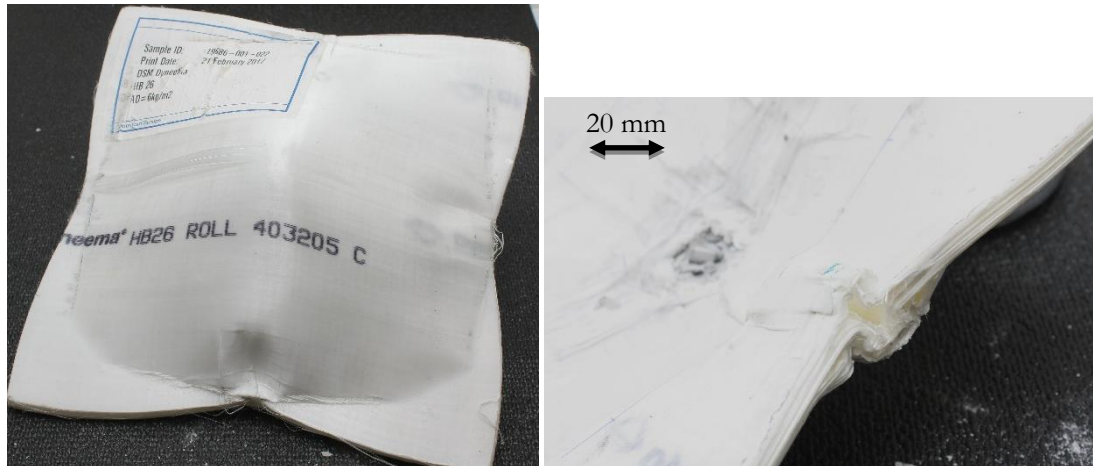


Figure 4-20 : Vues des faces arrière et latérale de la cible (configuration A75D6) après impact

Les images issues de la caméra haute vitesse située perpendiculairement à la trajectoire du projectile nous ont permis de tracer sur la Figure 4-21 avec le logiciel Tracker, le déplacement maximum de la face arrière en fonction du temps. Nous pouvons noter la reproductibilité des déplacements pour trois cibles tirées à des vitesses initiales autour de  $816 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1} \pm 5 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ . Il est à noter que la courbe de la déflexion expérimentale en fonction du temps débute à 10 mm cet écart correspond à l'épaisseur du support arrière de la cible.

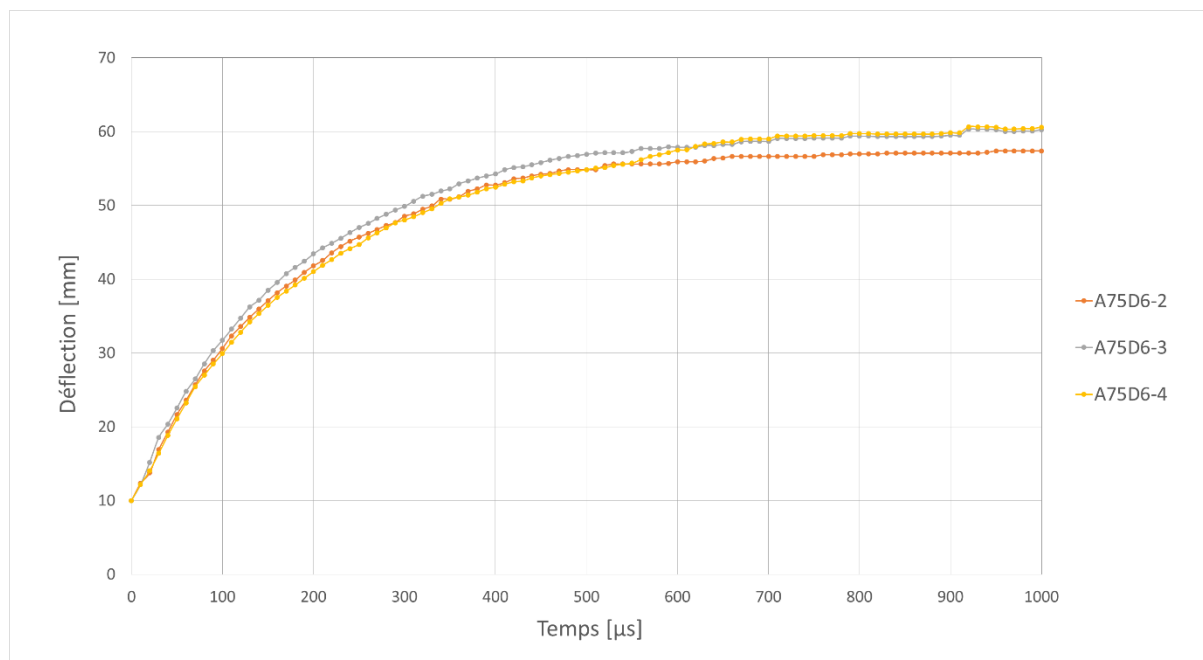


Figure 4-21 : Déflexion de la couche de composite en fonction du temps, pour 3 essais balistiques, configuration A75D6.

Nous pouvons observer un plateau aux alentours de 900  $\mu\text{s}$  avec une amplitude atteignant 61 mm. Ceci correspond à l'arrêt du projectile. Nous retrouvons les mêmes durées que celles mesurées avec les configurations A15D6 et A10D6. La déflexion maximale est supérieure de 17 mm par rapport à la configuration A10D6 et de 38 mm par rapport à la configuration A15D6. Ceci est dû à la plus faible épaisseur de céramique de la configuration A75D6. L'énergie transférée, et donc à absorber par le composite, est plus importante comme nous l'avons vu entre les configurations A15D6 et A10D6.

Nous pouvons observer sur la Figure 4-22 les photographies d'une cible A5D6 après impact d'une munition perforante. Tous les tirs réalisés sur cette configuration se sont avérés perforants.

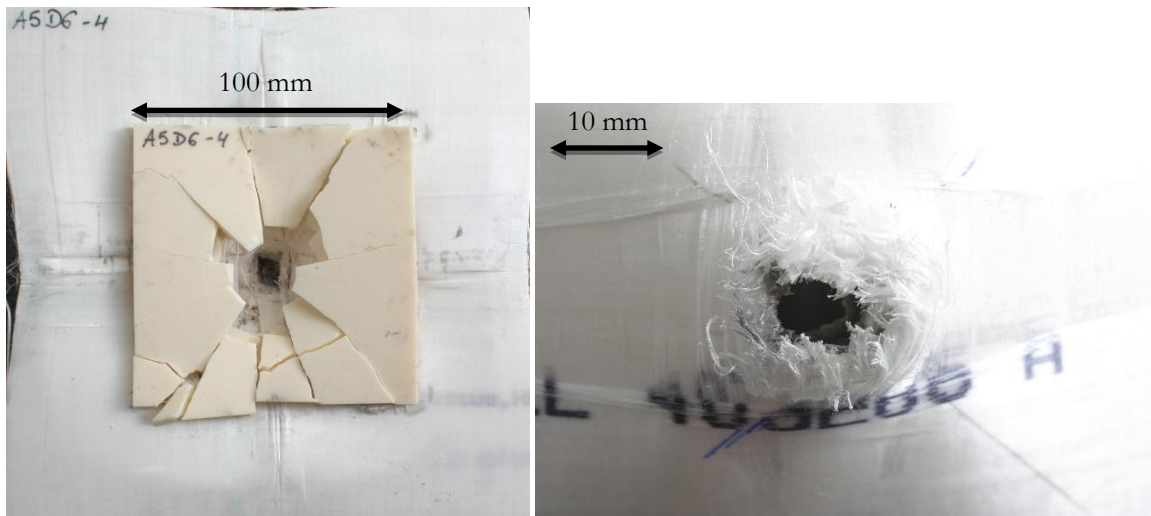


Figure 4-22 : Vues des faces avant et arrière de la cible (configuration A5D6) après impact

L'endommagement de la céramique est similaire aux tirs précédents (configurations A10D6 et A75D6) avec une fissuration radiale par rapport au point d'impact et deux zones de fragmentation. Le profil du carreau est différent de celui observé pour des plaques céramiques plus épaisses (configuration A15D6). En effet, le cône de fragmentation est présent mais on observe également un second cône inversé sur la surface avant de la céramique (Figure 4-23). Le profil du trou ressemble à celui créé par un projectile hémisphérique vu Chapitre 3.

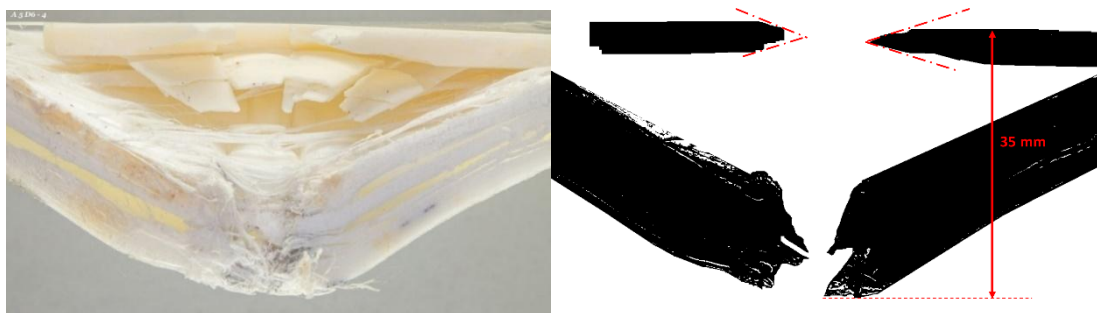


Figure 4-23 : Section d'une cible (configuration A5D6) après impact

Concernant le composite, l'endommagement s'est produit sous forme de rupture des fibres sous la zone d'impact. La sollicitation du composite en flexion peut aussi être constatée. Nous pouvons aussi observer de manière très nette le délaminage qu'a subi la plaque composite pour cette configuration. On peut remarquer qu'il existe des sites préférentiels de délaminage. En effet, sur le côté gauche de la Figure 4-24, on remarque un délaminage principal situé au centre de la plaque. Sur le côté droit de l'image, nous observons deux sites de délaminage préférentiels : un au centre de la plaque et un situé au milieu de la partie supérieure. La déflexion résiduelle de la plaque composite s'élève à 24 mm par rapport à la position initiale du composite.

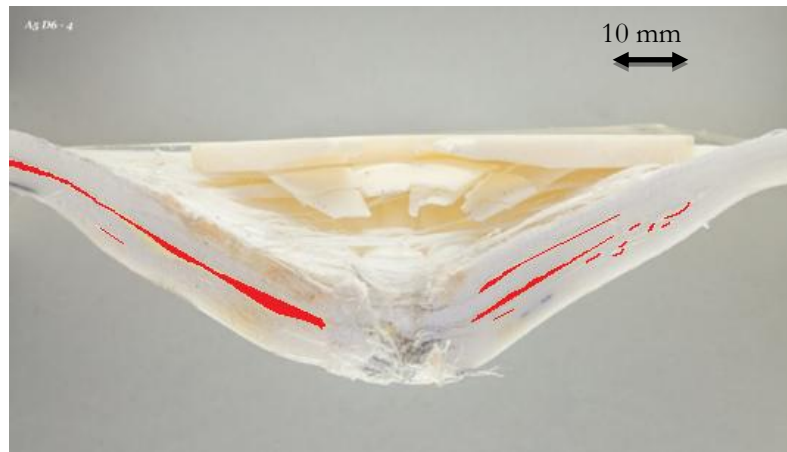


Figure 4-24 : Section d'une cible (configuration A5D6) après impact.

Les images prises par la caméra haute vitesse nous ont permis de visualiser les phénomènes à l'arrière de la structure. Nous pouvons ainsi observer Figure 4-25, la déformation puis la perforation du backing par un éjecta composé de fragments de projectile et de céramique. La taille des fragments varie de plusieurs millimètres à une poussière micrométrique. Dans ce contexte et au vu de la fragmentation du noyau du projectile, la mesure d'une vitesse résiduelle s'est avérée impossible. Nous pouvons cependant évaluer que la perforation du backing a lieu environ 105  $\mu$ s après l'impact. L'éjecta correspond à un ensemble de fragments de projectile et de céramique.

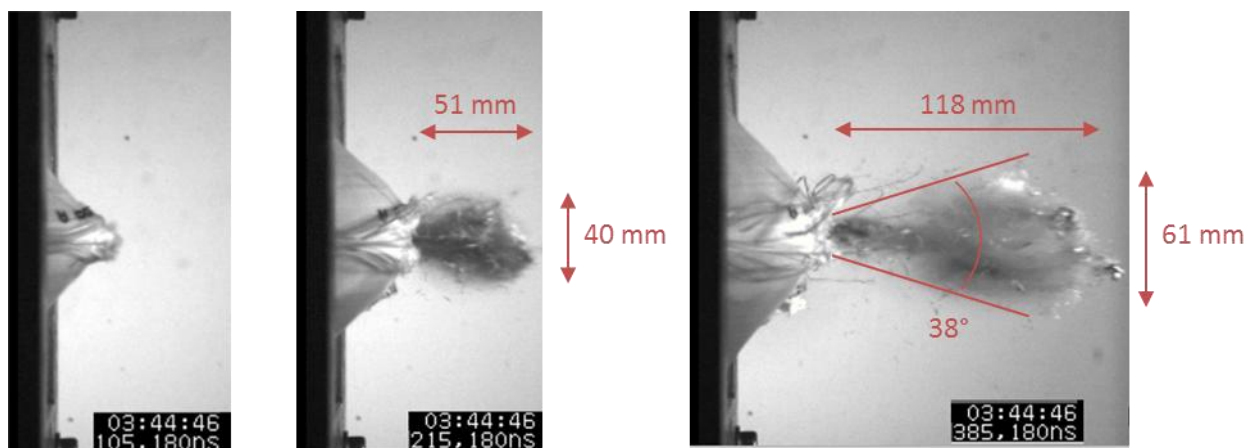


Figure 4-25 : Images prises en face arrière de la cible (configuration A5D6) lors d'un impact d'une munition perforante

Nous pouvons donc conclure sur l'influence conséquente de l'épaisseur de céramique sur la performance d'un blindage double dureté, et sur le type de sollicitation vue par le backing. En effet pour un backing similaire ce paramètre régit la performance de la protection et le processus itératif de ruptures de fibres, délaminages, formation de bouchons. Comme nous venons de le voir l'épaisseur de céramique gouverne plusieurs aspects d'une protection. D'une part sa perforation, d'autre part la déflexion de la face arrière ainsi que la vitesse de déflexion sont directement impactées par l'épaisseur de la face avant. L'échauffement provoqué par l'impact de la munition sur la céramique n'a pas été investigué et semble négligeable. En effet, Malaise [66] a observé un échauffement de 70°C lors de l'impact hyper vélocé (de l'ordre de 2000ms<sup>-1</sup>) d'un barreau métallique sur une céramique technique. Les conditions de nos essais étant moins sévères, nous admettons que l'auto-échauffement est négligeable.

#### 4.1.6. Influence de l'épaisseur de composite

Dans le but d'étudier à présent l'influence de l'épaisseur de composite sur la réponse mécanique dynamique d'une structure céramique/composite, des essais balistiques ont été réalisés sur les configurations A75D8 et A5D8 (voir Tableau 37). L'architecture de ces configurations est reprise sur la Figure 4-26. Comme pour la partie précédente, la face arrière en composite est une surface libre sauf l'encastrement sur les bords avec un appui de 22,5mm en face arrière, puisqu'il n'y a pas de gel balistique.

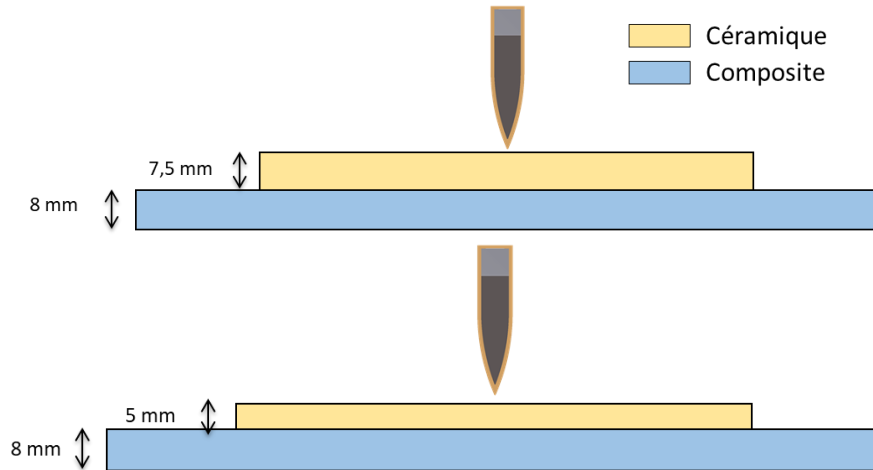


Figure 4-26 : Configuration A75D8 et A5D8 pour essais balistiques.

Les essais réalisés dont les choix de configurations sont visibles dans le Tableau 37, complétés des résultats des essais obtenus précédemment (Tableau 36) vont permettre une étude de l'effet de l'augmentation de l'épaisseur de composite sur le comportement d'un blindage double dureté.

Tableau 37 : Caractéristiques et mesures pour les différents essais balistiques.

Identifiant de la cible	$V_0$ [m·s <sup>-1</sup> ]	$V_R$ [m·s <sup>-1</sup> ]	Déformation arrière maximale [mm]	Perforation
A75D8-1	823,8	∅	44,42	✗
A75D8-2	839	∅	44,88	✗
A75D8-3	830,3	∅	45,27	✗
A5D8-1	820,5	Non mesurable	∅	✓
A5D8-2	842,2	Non mesurable	∅	✓
A5D8-3	814,9	Non mesurable	∅	✓
A75D6-2	815	∅	57,7	✗
A75D6-3	812,1	∅	60,75	✗
A75D6-4	822	∅	61,09	✗
A5D6-2	804,1	Non mesurable	∅	✓
A5D6-3	822,9	Non mesurable	∅	✓
A5D6-4	818,6	Non mesurable	∅	✓

\*(fond vert, campagne précédente)

Nous pouvons observer sur la Figure 4-27 la face avant d'une structure de la configuration A75D8 après impact. Comme nous pouvons le constater sur la figure et dans le tableau, cette configuration est capable d'arrêter la munition puisqu'il n'y a pas de perforation. Nous pouvons remarquer au fond du cratère d'impact la présence de fragments de céramique et de projectile qui se sont incrustés dans le composite. Nous observons à nouveau la présence de fissures radiales sur la plaque de céramique avec deux zones de fragmentation.

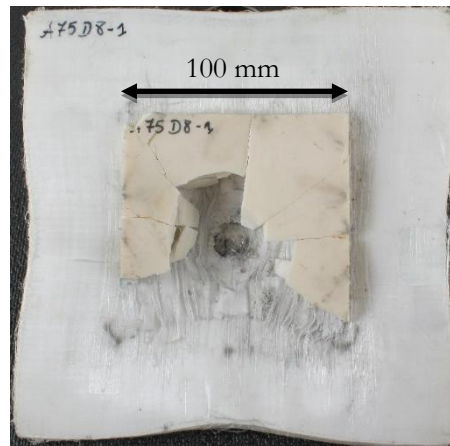


Figure 4-27 : Face avant d'une cible (configuration A75D8) après impact.

La structure a été usinée par découpe au jet d'eau. La section représentée Figure 4-28 nous permet d'étudier plus précisément l'endommagement de la plaque composite. On remarque la rupture des fibres des plis au voisinage de la céramique. Le mode de rupture semble être le même que pour la configuration A75D6, nous remarquons une rupture des fibres en traction des plis supérieurs et une forte 'abrasion' de la matière des plis inférieurs dans le cratère, qui forment une épaisseur restante de plus d'environ 6 mm sur les 8 mm initiaux, indiquant que 25% de l'épaisseur composite a rompu. Les plis des couches arrières ont été déformés mais n'ont pas rompu. La déformée résiduelle s'élève à 13 mm. Cette valeur est obtenue en soustrayant l'épaisseur initiale (8mm) de la flèche maximale de la face arrière.

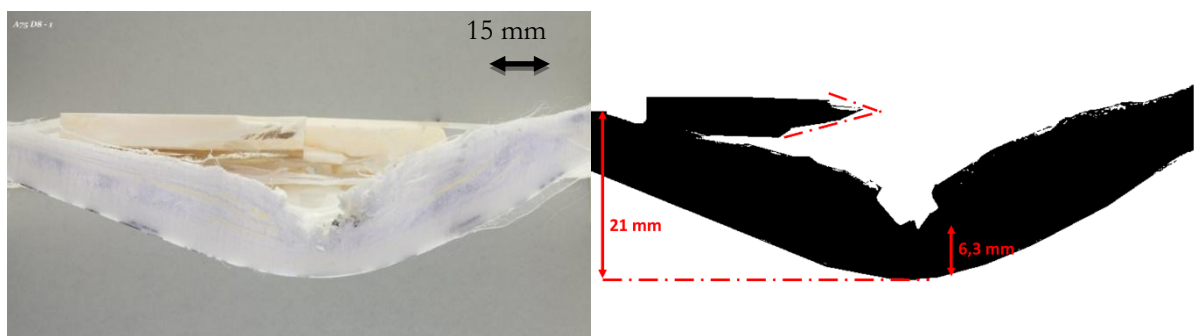


Figure 4-28 : Section d'une cible (configuration A75D8) après impact.

Dans cette configuration, le délaminage se concentre au interfaces entre les couches des stratifiés supérieurs comme on peut le voir sur la Figure 4-29. Les stratifiés inférieurs ne souffrent que de peu de délaminage.

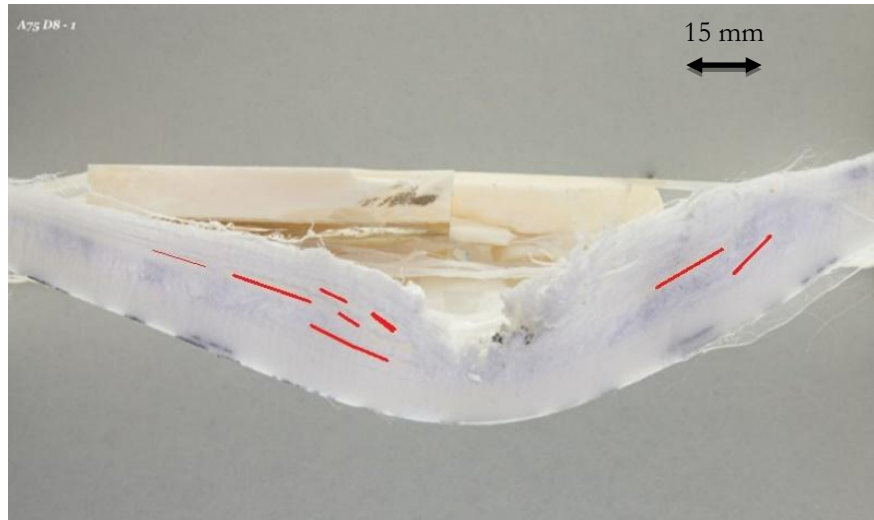


Figure 4-29 : Section d'une cible (configuration A75D8) après impact.

Nous avons pu tracer, Figure 4-30, la déflexion maximale de la face arrière du composite en fonction du temps pour les tirs sur la configuration A75D8. Bien que les vitesses initiales des projectiles varient de  $815 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  à  $842 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , nous pouvons voir que les courbes se superposent quasi parfaitement. Pour cette configuration, la déflexion maximale est de 45mm autour de  $700 \mu\text{s}$ .

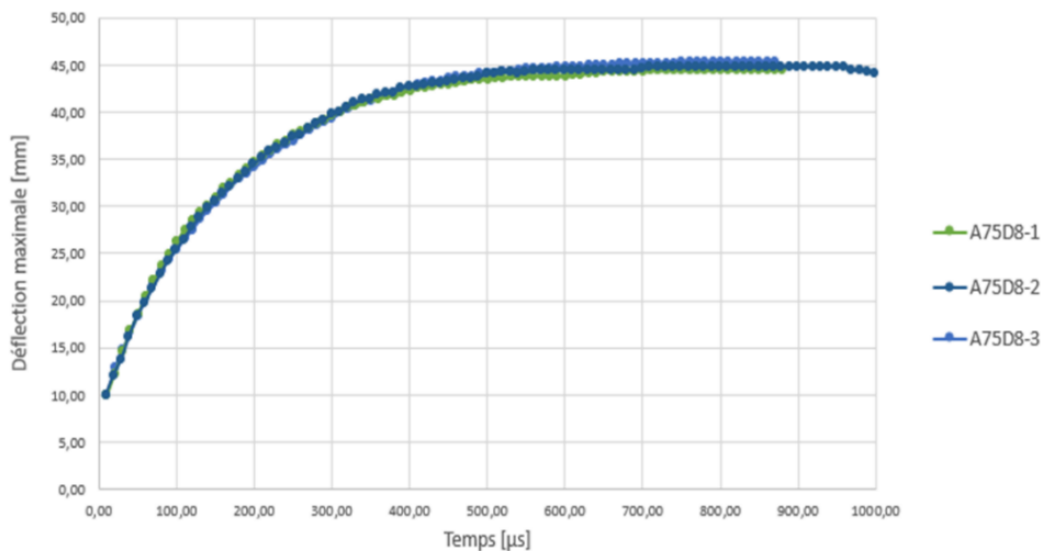


Figure 4-30 : Déflexion maximale en fonction du temps (configuration A75D8).

La dernière série d'essais a été réalisée sur la configuration A5D8, composée, nous le rappelons, de 5 mm de céramique et de 8 mm de composite. Cette configuration a conduit à des cas perforants. Comme nous pouvons le voir Figure 4-31, le cône de fragmentation, toujours observé jusqu'ici, est très réduit pour ce cas. Les fissures radiales de la céramique se rejoignent vers un orifice aux bords francs. En effet, l'épaisseur de céramique étant réduite nous ne constatons pas ce phénomène de va et vient des ondes dans la céramique qui provoque le cône de fragmentation typique observé précédemment.



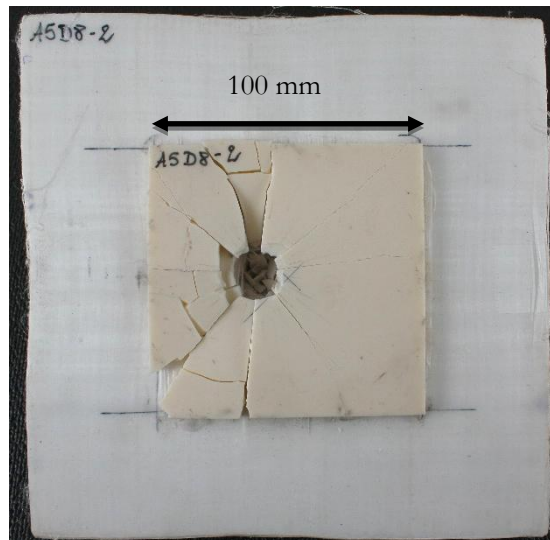


Figure 4-31 : Face avant d'une cible (configuration A5D8) après impact.

La Figure 4-32 représente la section du composite après perforation. Nous remarquons la rupture de tous les plis ainsi qu'un plus faible délaminage que celui constaté avec les autres types de configurations. La perforation est nette et l'on retrouve sur les bords de l'orifice d'entrée, un agrégat de poussières de céramique et de fibres.

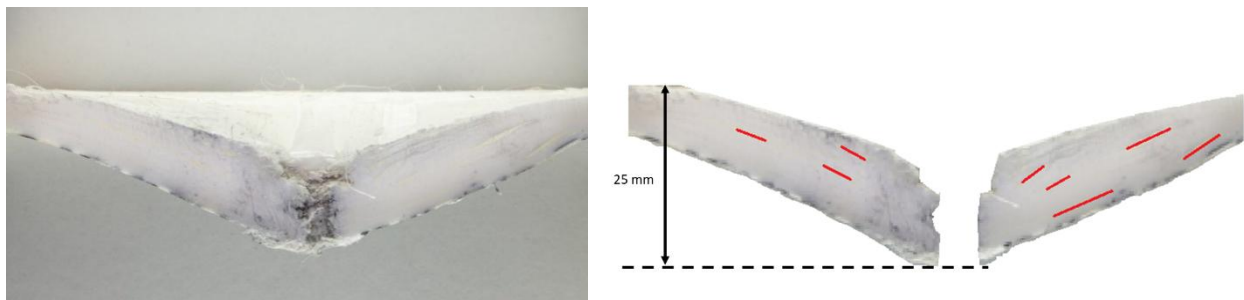


Figure 4-32 : Section d'une cible (configuration A5D8) après impact.

Après avoir traversé les 5 mm de céramique, le projectile et les divers fragments ont pu perforer les 8 mm d'épaisseur du composite. La déflexion maximale résiduelle s'élève à 17 mm.

#### 4.1.7. Endommagement des munitions

Dans cette section nous étudions l'endommagement des projectiles après impact. D'après l'étude des impacts sur composite seul, présentés en section 3.2 nous avons pu constater que le projectile en acier à haute limite d'élasticité ne subit aucune déformation. Nous pouvons donc poser ici l'hypothèse que les endommagements observés sur les munitions dans cette partie relèvent des interactions avec la céramique et entre les fragments de projectile, et de la structure du projectile. Lors des différents essais, la majorité des fragments de munition ont pu être récupérés. Nous pouvons observer Figure 4-33 les débris du cœur en acier et de l'enveloppe du projectile après un impact sur une cible de type A15D6. Il s'avère que pour l'ensemble des essais sur les configurations A15D6 et A10D6, les fragments de projectiles étaient de taille millimétrique.

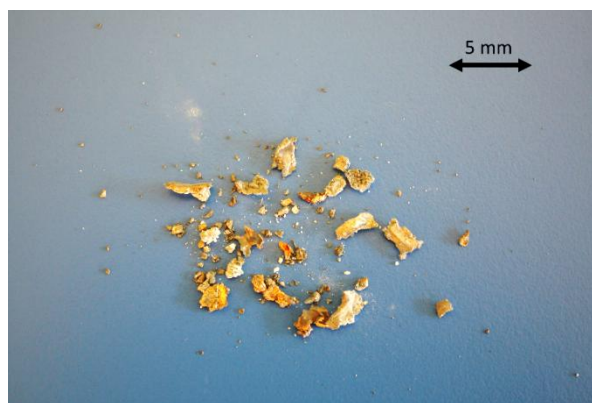


Figure 4-33 : Fragments de projectile après impact sur une configuration A15D6.

Les fragments issus des tirs sur les configurations A15D6 et A10D6 n'ont pas été récupérés, comme la récupération de l'ensemble des fragments n'est pas assurée, et que les fragments sont trop petits. Nous nous sommes intéressés dans cette étude à la masse des fragments de projectile qui ont pu être récupérés pour les tirs sur les autres configurations. La récupération de toutes les parties d'enveloppe n'étant pas assurée, les pesées concernent uniquement la masse des fragments du cœur de la munition. Ces fragments proviennent de la partie arrière du cœur ; l'avant fortement fragmenté n'a pu être récupéré. Nous pouvons observer sur le Tableau 38, la masse des fragments de cœur des projectiles après un impact balistique.

Tableau 38 : Masses résiduelles des munitions après impact sur différentes configurations.

Configuration	Cible	Masse résiduelle [g]	Perforation (rappel)
A75D8	A75D8-1	1,95	✗
A5D8	A5D8-1	3,18	✓
	A5D8-2	3,24	✓
	A5D8-3	3,23	✓
A75D6	A75D6-1	1,76	✗
	A75D6-2	2,73	✗
	A75D6-3	2,43	✗
A5D6	A5D6-2	2,7	✓
	A5D6-3	2,98	✓
	A5D6-4	2,51	✓

Nous comparons dans un premier temps les différents débris de la munition après impact sur les configurations A75D6 et A5D6. L'analyse de ces résultats permet d'étudier l'influence de l'épaisseur du carreau de céramique sur le projectile.

Lors des essais, non perforants, sur la configuration A75D6, le projectile a été récupéré dans le cratère d'impact (Figure 4-34). Bien que la munition semble avoir subi une forte déformation plastique, il s'agit en fait de l'arrière du noyau de projectile aggloméré à un amas de fragments. Les noyaux de projectile après impact ont une masse qui varie fortement entre 1,76 et 2,73 grammes.

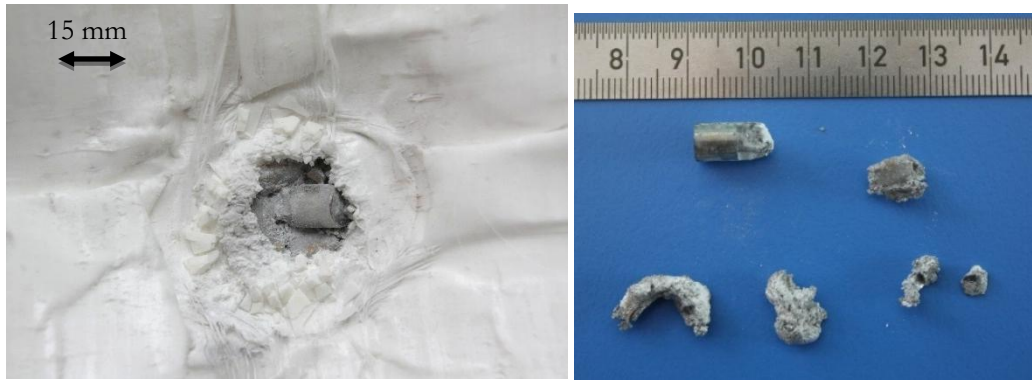


Figure 4-34 Cratère d'impact (gauche) et fragments de projectile (droite) après impact (configuration A75D6).

Intéressons-nous à la configuration A5D6, la Figure 4-35 montre le point d'impact et le projectile après impact. Nous remarquons clairement l'endommagement moins prononcé de la pointe du noyau de projectile par rapport à la configuration A75D6. Dans la configuration précédente, les fragments du noyau du projectile ont une longueur de 12 mm, pour la configuration A5D6 la longueur du cœur du projectile intact est de 14 mm. La diminution de l'épaisseur de céramique entraîne une diminution de l'endommagement subi essentiellement sur la pointe du noyau en acier. La masse des fragments est plus élevée et varie de 2,51 à 2,98 grammes.

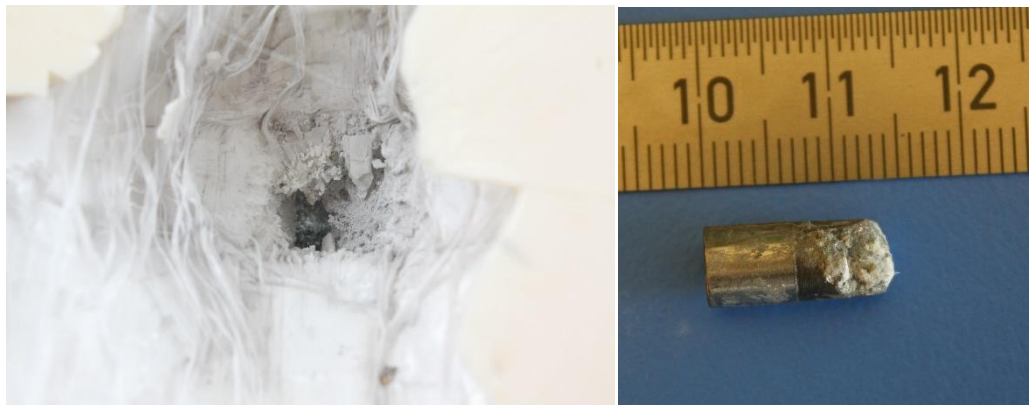


Figure 4-35 Cratère d'impact et fragments de projectile après impact sur une configuration A5D6.

Lors des essais sur les configurations A75D8, nous pouvons observer sur la Figure 4-36 que le noyau du projectile s'est divisé en trois fragments. C'est en effet pour cette configuration que la masse du projectile est la plus faible. Les fragments d'un seul tir ont été récupérés, la fragmentation a été trop importante lors des autres essais. Ces trois fragments ont une masse totale de 1,95 gramme.

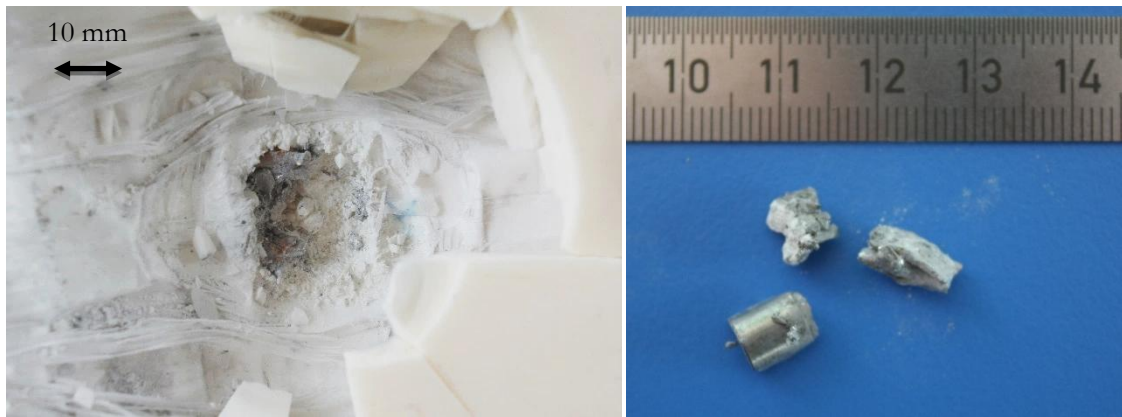


Figure 4-36 Cratère d'impact et fragments de projectile après impact sur une configuration A75D8.

Pour la dernière structure, la configuration A5D8 est composée de 5 mm de céramique et de 8 mm de composite. L'endommagement du projectile est le plus faible. C'est pour cette configuration que les masses des trois noyaux varient le moins et sont les plus élevées. Elles fluctuent de 3,18 à 3,24 grammes.

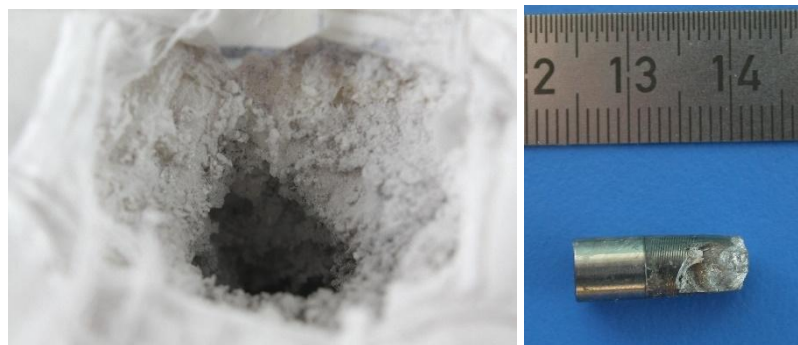


Figure 4-37 Cratère d'impact et fragments de projectile après impact sur une configuration A5D8.

En conclusion plus la plaque composite est épaisse et la plaque céramique est fine, plus les morceaux de projectile récupérés sont gros et lourds.

#### 4.1.8. Analyse et synthèse des campagnes d'essais balistiques

Nous avons réalisé, dans cette première partie de chapitre, différentes campagnes d'essais balistiques sur des structures de type blindage double-dureté. Ces essais ont eu pour objectif d'étudier l'influence des épaisseurs des différentes couches et des conditions aux limites arrière par la présence ou non d'un bloc de gel balistique, sur la réponse mécanique dynamique de la cible. Comme nous l'avons vu en section 1.1.1.1, les paramètres cruciaux d'une protection personnelle sont l'amplitude de la déflexion de la face arrière et sa vitesse. En effet, cette déformée arrière est directement appliquée au thorax du combattant. Un premier élément important est que le gel balistique modifiant la réponse, il participe de fait à la sollicitation vue par le système BDD. Nous allons maintenant comparer les différentes configurations au regard de ces critères.

En ce qui concerne l'influence de l'épaisseur de céramique, les résultats ont été obtenus avec un backing d'une épaisseur de 6 mm. Nous avons fait varier l'épaisseur de la céramique de 15, 10, 7,5 et 5 mm. La Figure 4-38 représente la déflexion dynamique maximale mesurée en face arrière du backing composite lors des essais balistiques. On constate qu'elle semble suivre une loi exponentielle décroissante ( $y = 161,2e^{-0,13x}$ ) en fonction de l'épaisseur de céramique. L'épaisseur de céramique a donc une influence prépondérante sur ce paramètre ainsi que sur l'érosion et la fragmentation du noyau de la munition comme nous l'avons vu dans la section précédente.

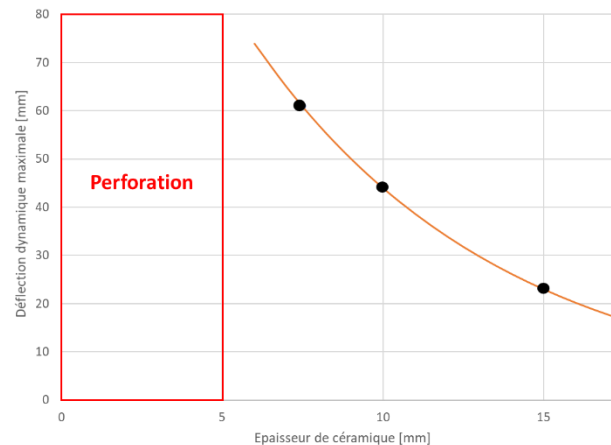


Figure 4-38 : Déflexion dynamique maximale en fonction de l'épaisseur de céramique en face avant sans gel balistique.

Il est à noter que cette déflexion est surestimée dans ces essais car la face arrière du backing est en espace libre. Dans le cas opérationnel, le thorax joue un rôle dans la réponse dynamique de la cible bicouche qui a pu être évalué dans cette étude grâce aux essais avec gel balistique. On peut lire dans le Tableau 39 les mesures de déflexion avec et sans gel balistique. Pour les configurations A10D6 on remarque une différence d'au moins 25% entre les mesures en fonction de la présence de gel balistique ou non. Pour les mesures de A15D6 la différence se situe entre 35 et 50%.

Tableau 39 : Comparaison des déflexions sur deux différentes configurations avec et sans gel balistique.

Identifiant de la cible	$V_0$ [m·s <sup>-1</sup> ]	Déflexion arrière résiduelle après essai [mm]	Déflexion arrière résiduelle après 1 jour [mm]	Gel balistique
A10D6-1	800	Non mesuré	19,9	Oui
A10D6-2	817	Non mesuré	20,8	Oui
A10D6-3	823	31,2	25,0	Non
A10D6-4	804	33,5	27,3	Non
A15D6-1	818	Non mesuré	13,6	Oui
A15D6-2	810	Non mesuré	14,6	Oui
A15D6-3	824	16,3	10,1	Non
A15D6-4	815	15,8	9,6	Non

Nous pouvons observer sur la Figure 4-39, l'évolution de la vitesse moyenne de déplacement de la face arrière du backing en fonction de l'épaisseur de céramique. Comme pour les relevés de la déflexion maximale nous constatons une diminution de la vitesse de déflexion avec l'augmentation de l'épaisseur de céramique.

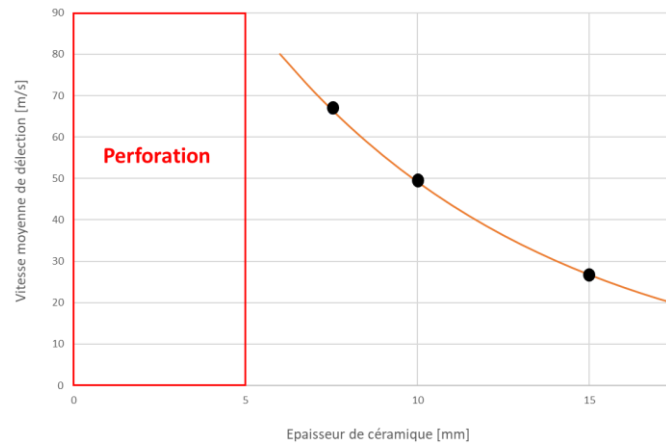


Figure 4-39 : Vitesse moyenne de déflexion en fonction de l'épaisseur de céramique en face avant sans gel balistique.

La vitesse de la déflexion de la face arrière du composite semble également suivre une loi exponentielle décroissante ( $y = 166,5 e^{-0,122 x}$ ) en fonction de l'épaisseur de céramique. Cette dernière est donc un paramètre essentiel pour évaluer les performances et l'efficacité du système de protection.

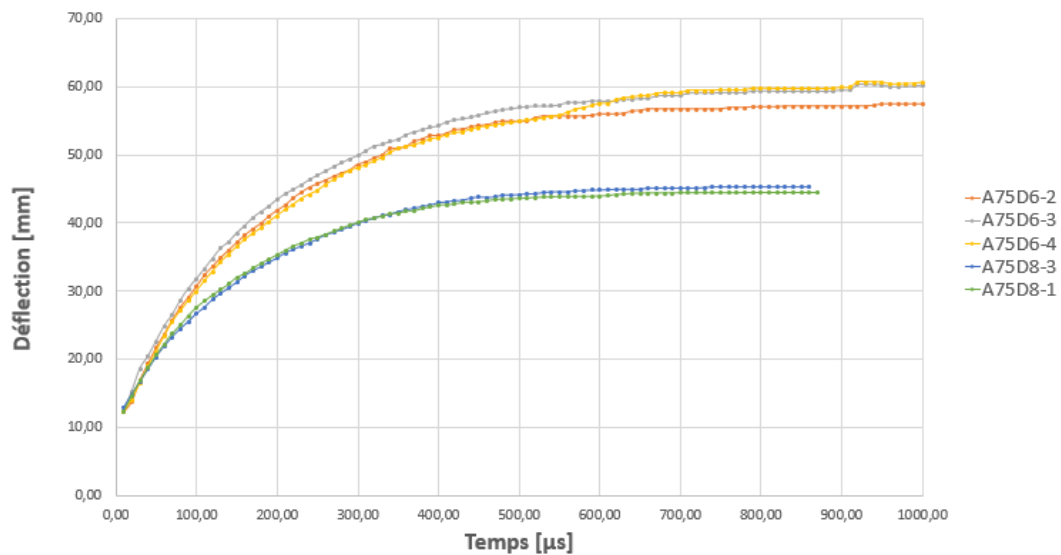


Figure 4-40 : Section et point d'impact d'une protection balistique (configuration A5D6 et A5D8) après impact, sans gel balistique.

Concernant l'influence de l'épaisseur de composite, nous avons repris sur la figure 4-39, la déflexion du backing en fonction du temps pour les différentes épaisseurs de composite considérées et pour une épaisseur de céramique constante de 7,5 mm (configurations A75D6 et A75D8). Pour l'épaisseur de céramique considérée, les deux structures ont conduit à une non-perforation. Nous pouvons observer deux allures de courbes. Pour la structure avec 6 mm de composite, la déflexion arrière maximale est de 61 mm pour une vitesse de déplacement moyenne de la face arrière de  $66 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ . L'augmentation de l'épaisseur de composite de

+2 mm (configuration A75D8) a permis de réduire la valeur de la déflexion arrière maximale de 25% avec une valeur de 45 mm. Cependant comme la durée pour atteindre cette déformation maximale est plus courte, passant de 850  $\mu$ s à 750  $\mu$ s, la vitesse de déflexion moyenne est similaire pour les deux configurations, avec une valeur de 64  $m \cdot s^{-1}$ .

Pour les essais sur les configurations avec 5 mm de céramique (A5D6 et A5D8), tous perforants, l'augmentation de l'épaisseur de composite n'a pas permis de dissiper l'énergie cinétique restant après la fragmentation du projectile par la céramique. La déformation résiduelle obtenue avec 6 mm de composite (configuration A5D6) est de 24 mm tandis qu'elle diminue à une valeur de 19 mm pour une épaisseur de 8 mm de composite (configuration A5D8).

Concernant l'endommagement du projectile, les masses mesurées après les différents essais sont résumées dans la Figure 4-41. La variation de l'épaisseur de céramique a un impact sur le comportement de l'ensemble du projectile et spécialement sur l'intégrité de son noyau (au travers de l'érosion et de la fragmentation). Ce paramètre impacte directement sur la longueur et la masse du noyau, ce qui détermine l'énergie cinétique que pourra supporter et dissiper le backing et par voie de conséquence la perforation ou non du composite.

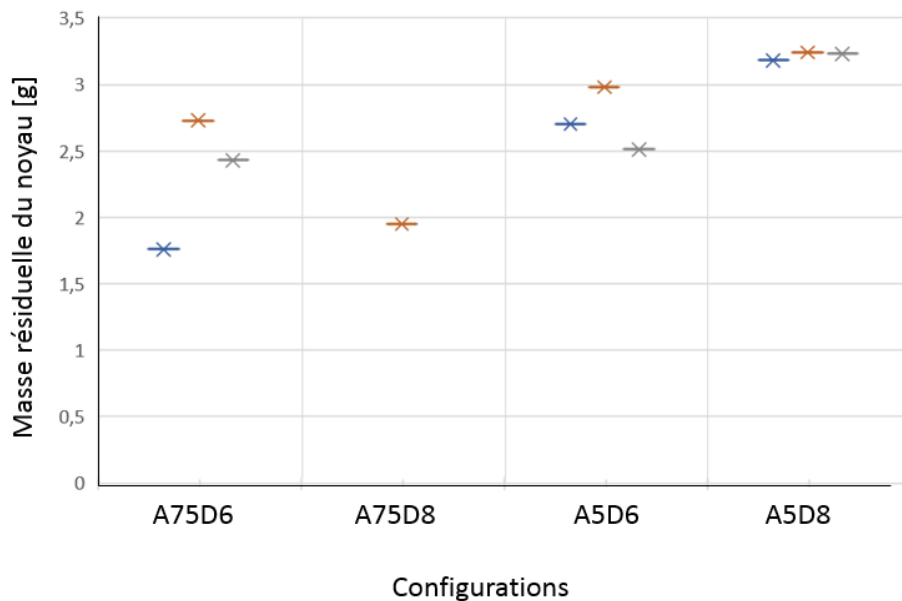


Figure 4-41 : Masse des noyaux en fonction de la configuration.

Nous pouvons également constater que la variation de l'épaisseur de composite semble avoir une influence moins prononcée sur l'endommagement du projectile ce qui est en accord avec les essais réalisés avec des projectiles de laboratoire sur composite seul.

Nous savons que la rigidité du backing joue un rôle clé dans la tenue du carreau de céramique [209]. L'augmentation de l'épaisseur de composite permet d'augmenter la durée pendant laquelle la céramique reste intacte et améliore la tenue des fragments après fissuration. Ce paramètre a une forte influence sur les performances d'un blindage double dureté dès les premiers instants de l'impact.

## 4.2. Simulation des essais balistiques sur blindage double durté

### 4.2.1. Introduction

Afin de valider le modèle numérique, des essais balistiques présentés précédemment en section 4.1 ont été simulés. Deux configurations ont été simulées. Les configurations A5D6 et A75D6, la première perforante et la deuxième non-perforante, ont été sélectionnées car l'épaisseur de céramique est plus faible et permet des calculs plus courts en temps CPU. La simulation du cas perforant a duré 16 h sur 12 cœurs du calculateur parallèle de l'ISL sur une durée physique de 100 $\mu$ s, et 72 h sur 12 cœurs sur une durée physique de 500 $\mu$ s pour le cas non perforant. Pour le développement des modèles et les simulations de mise au point, nous avons consommé les 10.000 h allouées par le centre de calcul en Midi-Pyrénées (CALMIP) accessible depuis l'ICA, puis basculé sur le calculateur de l'ISL.

### 4.2.2. Description du modèle numérique

Les modèles des configurations A5D6 et A75D6 ont été réalisés sur le logiciel Abaqus® Explicit. Pour ces simulations, les couches de composite sont modélisées avec des éléments volumiques à 8 nœuds et 3 ddls/nœuds (C3D8R) d'une dimension uniforme de 5mm de côté dans les deux directions du plan et de 200  $\mu$ m d'épaisseur (total de 4356 éléments par couche).

La couche céramique est modélisée avec des éléments volumiques à 8 nœuds et 3 ddls/nœuds (C3D8R) d'une dimension uniforme de 1 mm de côté. La plaque céramique de la configuration A5D6 est donc composée de 50 000 éléments ; la plaque de la configuration plus épaisse, A75D6, en comporte 75 000. Les conditions aux limites du modèle numérique ont été fixées pour être au plus proche du contexte expérimental. Le déplacement des faces latérales de la céramique est bloqué (nul) tout comme les nœuds sur la périphérie de la face avant du composite. Le support est supposé fixe et indéformable. Il est maillé aussi, et bloque le déplacement des nœuds de la face arrière de la plaque composite grâce à une interface de contact avec frottement de Coulomb de 0,2.

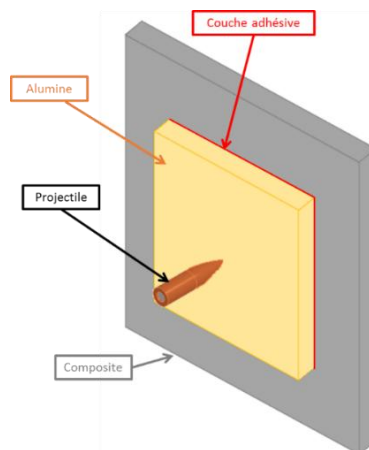


Figure 4-42 : Modèle numérique d'impact balistique sur blindage double durté.



Pour la représentation du projectile, les trois composantes de la munition ont été modélisées comme illustré sur la Figure 4-43, à savoir le noyau du projectile, son enveloppe et le remplissage en plomb situé à l'arrière du noyau.

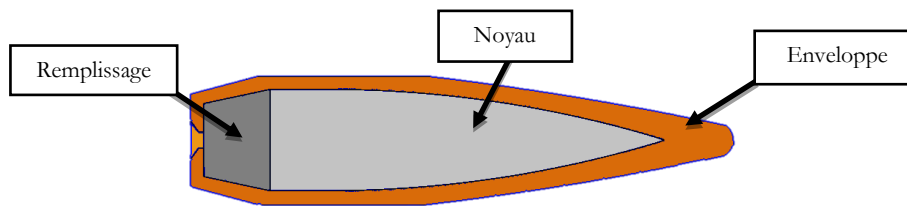


Figure 4-43 : Modèle numérique d'une munition de 7,62x51 mm P80.

Le comportement des trois composantes a été représenté à l'aide d'une loi matériau de type Johnson-Cook. Les paramètres matériaux de l'enveloppe et du remplissage ont été trouvés dans la littérature [213] et sont présentés dans le Tableau 40. Les propriétés du noyau proviennent d'une étude de l'ISL financée par la DGA qui s'avère confidentielle, elles ne pourront apparaître dans cette étude.

Tableau 40 : Propriétés mécaniques des matériaux du projectile.

Matériau	Masse volumique [kg·m <sup>-3</sup> ]	A [MPa]	B [MPa]	C	n	m	D1	D2	D3	D4	D5
Noyau	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Enveloppe	7890	448	303,4	0,0033	1,15	1,03	2,25	0,0005	-3,6	-0,0123	0
Remplissage	10660	0,0103	0,041	0,0033	0,21	1,03	0,25	0	0	0	0

Le modèle numérique du projectile est le même pour les différentes configurations. Le noyau du projectile est composé de 60 000 éléments, l'enveloppe est composée de 4 000 éléments et le remplissage est représenté par 800 éléments. Tous les éléments sont des hexaèdres à un point d'intégration (C3D8R).

Le comportement du composite est similaire à celui présenté dans le chapitre III, en section 3.4.6. Les mêmes propriétés mécaniques et paramètres du modèle de comportement utilisés pour la modélisation des essais d'impact sur composite seul ont été utilisés.

Concernant la céramique, la loi CTC développée lors de cette thèse est utilisée (section 2.3.1). Le comportement en compression et spécialement le comportement sous choc est contrôlé par une équation d'état de type Grüneisen présenté en section 2.3.2.

Le comportement de la céramique fragmentée n'étant pas représenté à l'origine par le modèle CTC, il est représenté pour ces modélisations par d'une part l'utilisation de la loi CTC avant rupture complète et d'autre part la transformation de l'élément fini en particules SPH lorsque les trois variables de dommage valent 1. Le nombre de particules finalement retenu pour remplacer l'élément fini contenant la céramique fragmentée est de 1, à cause du temps de calcul que nécessite l'utilisation des SPH. Cependant, nous avons validé le principe d'utiliser plusieurs particules (3 par direction de l'espace) ; la représentation des fissures et des interactions est plus précise, mais à l'échelle de la plaque, le calcul dépasse 24h pour une dizaine de  $\mu$ s de calcul. Ces particules SPH ont alors un comportement spécifique. Pour une sollicitation en traction, leur comportement est

élastique parfait alors que quand les particules sont sollicitées en compression leur comportement est élastique-plastique parfait comme nous l'avons identifié pour la céramique fragmentée.

Tableau 41 : Propriétés mécaniques de la céramique fragmentée.

Masse volumique [kg·m <sup>-3</sup> ]	E [GPa]	G [GPa]	Limite élastique en compression [MPa]	$\nu$
3856	380	150	2 000	0,225

La valeur de la limite élastique en compression a été obtenue à partir des essais de compression dynamique de la céramique confinée réalisés lors de cette thèse et présentés en section 2.2.2.1.

### 4.2.3. Résultats

#### 4.2.3.1. Cas perforant

Un essai balistique sur une configuration A5D6, composée pour rappel d'une plaque d'alumine de 5 mm et d'un backing composite de 6 mm a été modélisé à une vitesse initiale d'impact de 804 m·s<sup>-1</sup>. Lors des essais balistiques sur cette configuration tous les tirs se sont avérés perforants. Il est ressorti de ces premières simulations, un endommagement excessif de la céramique et un endommagement trop faible du projectile. Comme l'a montré Zinszner [106] dans son étude, un ajustement de la valeur du module de Weibull est donc nécessaire pour ajuster les valeurs de contraintes à ruptures en traction du matériau céramique. Une valeur de module de Weibull de  $m=3,9$  a été utilisée pour cette simulation.

Nous avons observé dans ces simulations un cône de fragmentation dès les premiers instants du contact (Figure 4-44). L'angle du cône dans les modèles est d'environ 60°, alors qu'il est d'environ 70° à 80° dans les essais. Cette différence s'explique notamment par la taille relativement grossière du maillage EF de la plaque de céramique avec des volumes de 1mm de côté, soit une imprécision de 1,74 mm sur les diagonales. L'ordre de grandeur reste satisfaisant toutefois. La face arrière de la céramique s'érode et forme un creux sous le cône de fissuration

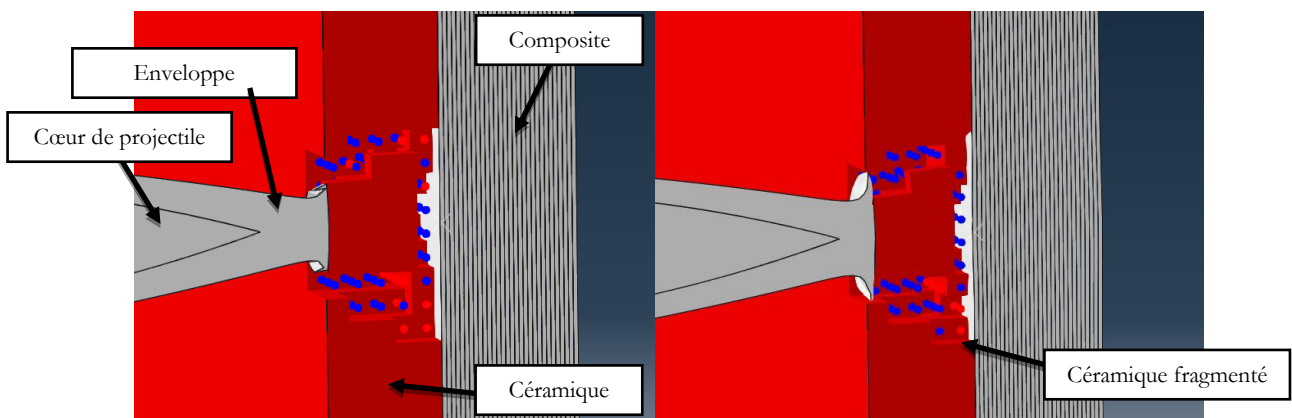


Figure 4-44 : Illustration d'un cône d'Hertz lors de l'impact d'une munition de 7,62x51 mm P80 à 10 µs.

La valeur du module de Weibull modifié a permis d'obtenir une vitesse résiduelle du noyau de la munition de  $604 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , soit 75% de la vitesse initiale. Pour le tir A5D6-3, la vitesse résiduelle du plus gros fragment du noyau de projectile est de  $586 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ , soit 73% de la vitesse initiale. La concordance est donc bonne pour ce module de Weibull modifié :  $+18 \text{ ms}^{-1}$  soit 3% d'écart sur la vitesse résiduelle.

Nous pouvons observer sur la Figure 4-45 l'endommagement de la face avant en céramique reproduit par la simulation ainsi que la face avant de l'essai correspondant. Les zones rouges sont les éléments finis, endommagés ou pas, et les points bleus sont les particules SPH. Nous pouvons noter l'absence dans la modélisation des fissures radiales présentes lors de l'essai balistique qui s'expliquent très certainement par la différence de conditions de maintien de la plaque céramique entre l'essai et le modèle. Rappelons en effet que dans l'essai la plaque céramique peut glisser et s'écarter de son confinement, ce qui n'est pas le cas dans le modèle. Cependant nous pouvons noter les similitudes de dimensions entre les zones converties en SPH à gauche et les zones de céramique fragmentées à droite.

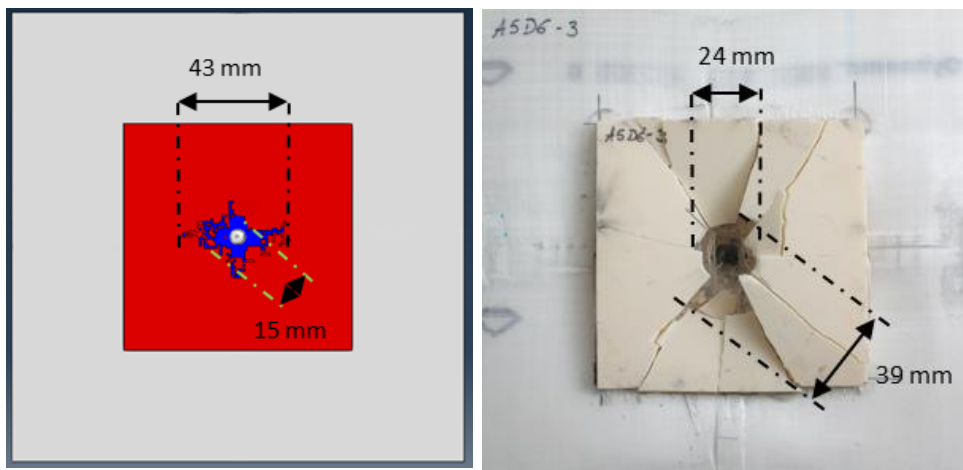


Figure 4-45 : Dommages face avant d'une simulation (gauche) et de l'essai (à droite) de l'impact d'une munition de 7,62x51 mm P80 sur une configuration A5D6.

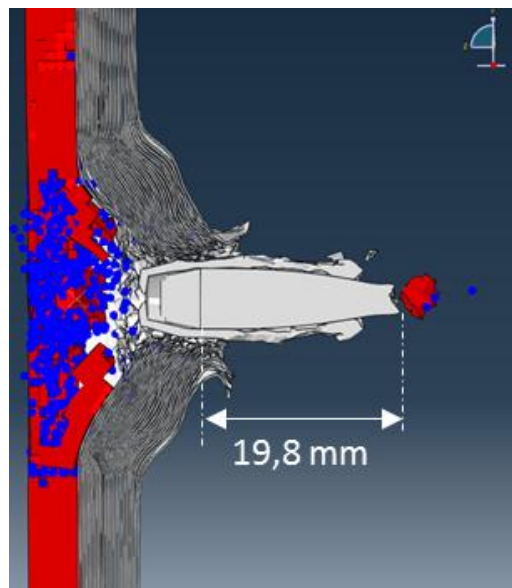


Figure 4-46 : Vue latérale d'une simulation de l'impact d'une munition de 7,62x51 mm P80 sur la plaque A5D6 à  $90 \mu\text{s}$ .

Nous pouvons observer sur la Figure 4-46, une vue en coupe d'une simulation pendant la perforation d'un impact sur une configuration A5D6 Il a été reporté sur l'image la longueur du noyau qui s'élève à 19,8 mm (83% de la longueur initiale). Cette mesure est supérieure à la mesure d'environ 15 mm relevée lors des essais présentés en section 4.1.7 (soit 63% de la longueur initiale). Nous pouvons en conclure sur l'érosion du cœur de projectile trop faible lors de ces simulations, probablement parce que les dommages sont trop faibles dans le carreau de céramique et/ou dans la plaque composite.

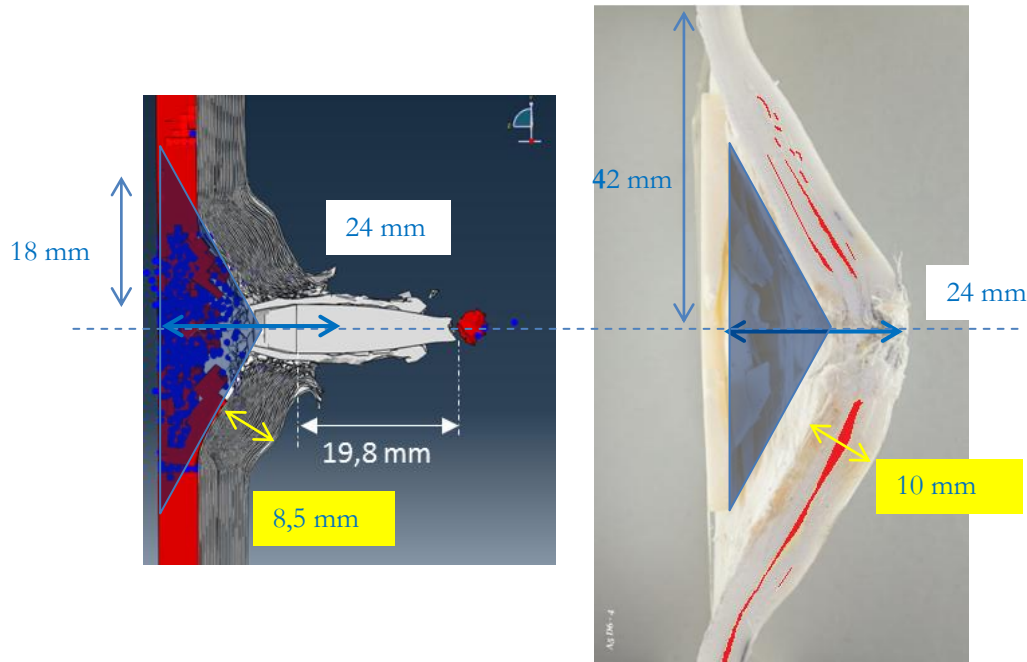


Figure 4-47 : Comparaison de la simulation à 90 $\mu$ s et de la pièce post-mortem pour la configuration A5D6.

Nous pouvons observer sur la Figure 4-47 que le volume endommagé au centre de la plaque céramique est correctement évalué par le modèle. La flèche maximale de la plaque composite est également identique entre le modèle à 90  $\mu$ s et la mesure post-mortem, et l'épaisseur du composite dans la zone endommagée est du même ordre de grandeur (8,5 mm pour 10 mm). On constate toutefois que le déplacement maximal du modèle à 90 $\mu$ s est beaucoup plus petit que la flèche observable sur la Figure 4-25 des photos prises par la caméra rapide. De même, le diamètre de la zone ayant conservé une déformation résiduelle post-mortem est de l'ordre de 84 mm (environ 100 mm à 105  $\mu$ s), alors que le diamètre maximal fléchi est de l'ordre de 36 mm dans la simulation, soit un peu moins de la moitié. La plaque composite d'offre pas une rigidité suffisante et subit dans la simulation un enfoncement localisé alors qu'elle fléchit beaucoup plus dans l'essai. Cette observation, et celle des dommages sur la Figure 4-45, nous conduisent à penser que le modèle de simulation ne reproduit pas correctement les fissures dans la plaque céramique, ce qui a pour effet de ne pas appliquer le bon chargement sur la plaque composite. Celle-ci se trouve enfoncée dans le calcul alors qu'elle devrait fléchir. La céramique et le composite ne s'endommagent que dans un volume proche du passage du projectile et les grandes fissures de la céramique comme les grands déplacements de la plaque composite ne sont pas bien représentés.

Il est difficile de savoir les raisons principales de ces écarts. Une raison peut être une rigidité de flexion trop basse des plis composites et une résistance au cisaillement trop faible également. Une autre raison est la représentation des conditions de maintien de la plaque céramique qui est encastrée dans le modèle, et la condition de contact 'collé' entre les deux plaques qui empêche la mise en mouvement global de la plaque

composite et la force à suivre les déplacements de la céramique. Les interfaces sont toutes délaminées ou presque dans la plaque composite, ce qui n'est pas le cas dans l'essai, comme nous l'avons souligné au paragraphe 3.4.5, et nous savons que la résistance est variable d'une interface à une autre à cause de la pression de consolidation. Dans une moindre mesure, l'incidence du projectile ayant une forte influence sur les modes de ruine observés, une part de l'écart vient peut-être aussi de la différence d'incidence des projectiles. Toutes ces pistes nécessitent des investigations qui n'étaient pas réalisables pendant la durée de cette thèse.

Une piste d'amélioration que nous aurions souhaité mettre en place pour représenter la rigidité du composite via le modèle de comportement et les interfaces cohésives pourrait être de prendre en compte davantage de critères dans la détermination des caractéristiques mécaniques par méthode inverse. Il serait utile d'utiliser comme critère la représentation correcte des profils de déplacement face arrière et pas uniquement le déplacement maximal au centre de la plaque. En effet pour déterminer les propriétés du composite, nous avons réalisé des essais simples, mais pas de corrélation avec des essais d'impact basse vitesse. Le recalage du paramètre d'érosion quant à lui, a été effectué au paragraphe 3.4.6 afin de reproduire les vitesses résiduelles du projectile uniquement, pas la déformée de la plaque. Nous venons de démontrer que le modèle complet du BDD reproduit correctement les vitesses résiduelles du projectile, ce qui montre que notre modèle reproduit bien les critères utilisés pour l'identification des paramètres. Mais c'est insuffisant actuellement pour reproduire précisément le comportement global de la plaque composite et sa cinématique.

#### 4.2.3.2. Cas non perforant

Nous avons simulé dans ce paragraphe l'impact d'un projectile perforant sur un blindage composé de 7,5 mm de céramique et 6 mm de composite. La vitesse initiale du projectile est de  $815 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ . Nous pouvons observer sur la Figure 4-48 le point d'impact du projectile sur la céramique aux premiers instants du contact.

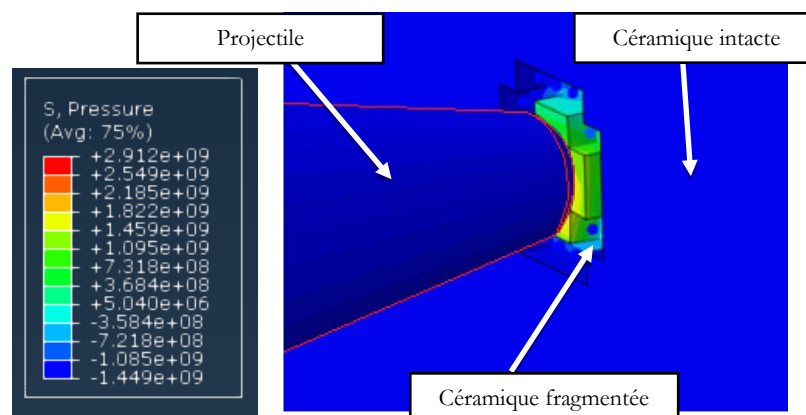


Figure 4-48 Modèle numérique d'une munition de 7,62x51mm P80.

La pression dans le matériau céramique sous le point d'impact atteint directement des valeurs de l'ordre d'une dizaine de GPa dès les premiers cycles. Le caractère divergent de l'onde induite par la forme du projectile, engendre dans le matériau, comme dans le cas expérimental un cône de fragmentation (Figure 4-49).

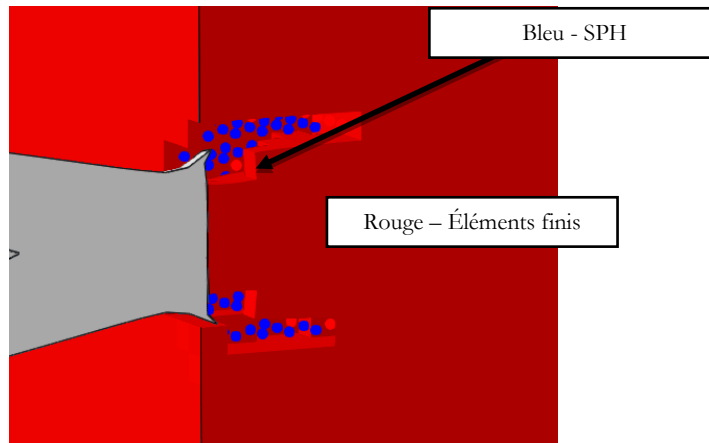


Figure 4-49 Création du cône de Hertz avec des particules SPH dans la simulation de l'impact A75D6 ; vue à 5  $\mu$ s.

La réflexion des ondes de compression au niveau de l'interface céramique/composite provoque un endommagement et une conversion des éléments finis en SPH. Cet endommagement est corrélé avec les observations réalisées lors des essais balistiques et concorde avec les origines de l'endommagement des céramiques pour une telle sollicitation. Le cône de fissuration présente un angle faible d'environ  $40^\circ$  au début de la simulation, et le projectile prend une forme aplatie avec un diamètre de l'ordre de 4mm à 20 $\mu$ s. Le diamètre de fissuration face arrière que peut produire ce cône est de 9,5 mm, conforme avec le diamètre du cratère résiduel post-mortem mesuré après l'essai, et illustré Figure 4-19.

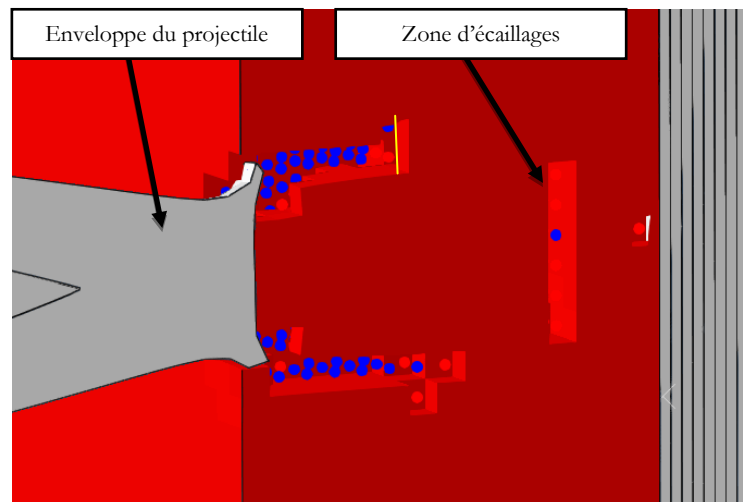


Figure 4-50 Endommagement de la céramique avec un faible cône de fissuration et avec un effet d'écaillage dans la simulation du cas A75D6 ; vue à 20  $\mu$ s.

Une phase de Dwell d'une durée de 35  $\mu$ s a été relevée lors des simulations d'impact. Cette valeur est plus élevée mais se situe dans le même ordre de grandeur que celle déterminé par Gooch [57] qui avait mesuré un temps moyen de 20  $\mu$ s pour une configuration céramique/métal. Aucune valeur de Dwell n'a été trouvée pour une configuration similaire à la configuration étudiée.

En ce qui concerne la plaque composite, la simulation n'a pas permis de reproduire le déchaussement des appuis constaté dans l'essai et illustré Figure 4-20, ni les dissymétries observées expérimentalement qui proviennent d'une incidence non nulle dans les essais alors que notre projectile arrive avec une orientation

parfaitement perpendiculaire à la cible. Nous n'avons pas poussé plus loin l'analyse des dommages dans la plaque, et avons comparé uniquement le comportement cinématique.

Comme nous pouvons l'observer sur la Figure 4-51, la déflexion maximale simulée est un peu plus grande que la déflexion mesurée expérimentalement, avec un écart de +12 mm. La vitesse est plus élevée dans la simulation, mais le temps pour atteindre la déflexion maximum lors de la simulation est similaire à celui des essais balistiques.

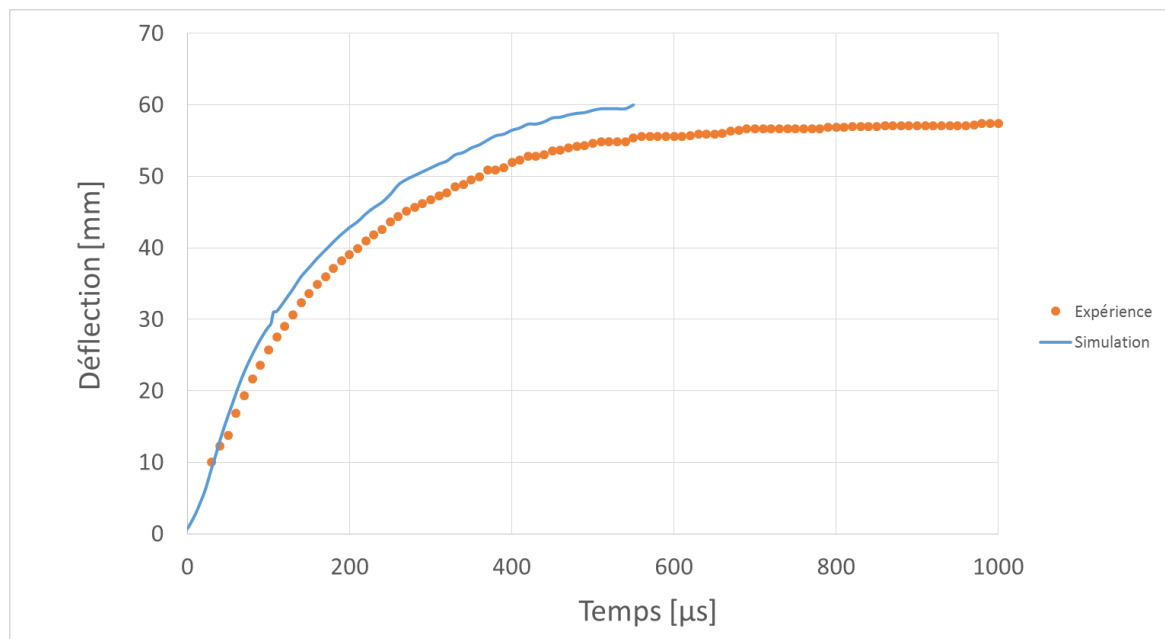


Figure 4-51 Comparaison expérience-simulation de la déflexion de la face arrière du composite lors d'un tir sur une configuration A75D6.

### 4.3. Conclusion du chapitre

L'objectif de ce dernier chapitre était de présenter les analyses des dommages observés pendant et après des essais d'impacts balistiques sur des structures bicouches de blindage, et de vérifier la robustesse du modèle intégré que nous avons développé pour les reproduire. Nous appelons « modèle intégré » le modèle de simulation pour Abaqus Explicit® qui utilise les lois de comportements utilisateurs VUMAT et les éléments cohésifs.

Dans la première partie de ce chapitre, nous avons mis en place un plan d'expérimentation dont le but était d'étudier l'influence de paramètres de conception du BDD sur les mécanismes d'endommagement et de rupture se produisant dans chaque couche du fait de l'interaction des couches entre elles, et sur la performance décrite par le pouvoir d'arrêt du projectile et d'absorption d'énergie. Les essais ont été réalisés grâce au soutien du groupe PCE de l'ISL. Les paramètres de ce plan d'expérimentation sont l'épaisseur de céramique, l'épaisseur de composite, la vitesse du projectile et les conditions aux limites définies par la présence ou non d'un bloc de gel balistique en face arrière. Les essais ont été instrumentés mais, du fait d'incompatibilités de certains équipements d'observation et parce que certains tirs sont perforants, il n'est pas possible de comparer tous les critères d'analyse sur toutes les plaques. De même, nous avons constaté que le

projectile présentait une certaine obliquité dans certains tirs, sans pouvoir la mesurer (voir Figure 4-10). Lorsque cela a été possible, nous avons mesuré la déflexion maximale au cours du temps et la déformée résiduelle post-mortem, la vitesse résiduelle du projectile pour les cas perforants ou l'épaisseur de matière restante pour les tirs non perforants, les diamètres des zones endommagées dans la céramique et dans le composite, les dimensions et masse des fragments du cœur du projectile.

Le composite a démontré des effets de fluage et il a donc été nécessaire de mesurer les déformées résiduelles et cratères post-mortem dans le composite en ayant pris soin de maintenir les plaques en appui sur les bords. La nature visqueuse du comportement est également apparue en comparant les déflexions maximales et les déflexions résiduelles : par exemple pour le tir A5D6 où la déflexion maximale atteint environ 180 mm à 385  $\mu$ s et est d'environ 24 mm après l'essai (voir Figure 4-23 et Figure 4-25).

L'étude sur l'influence de l'épaisseur de céramique a révélé que les tirs ne deviennent perforants que pour des épaisseurs de 5mm, quelle que soit l'épaisseur de composite. L'endommagement de la céramique est différent selon l'épaisseur de céramique : pour des épaisseurs plus grandes, la déflexion du carreau de céramique est moindre et de gros fragments apparaissent. Les dommages dans la plaque composite sont également différents : pour la configuration avec 6 mm de céramique, les dommages observés dans la plaque composite sont similaires aux dommages observés lors de l'impact direct d'un projectile dur hémisphérique. La déflexion dynamique maximale mesurée en face arrière du backing composite suit une loi exponentielle décroissante ( $y = 161,2e^{-0,13x}$ ) en fonction de l'épaisseur de céramique. Cette déflexion est surestimée d'au moins 25% pour la configuration avec 10 mm de céramique et entre 35 à 50% pour la configuration de 15 mm, par rapport aux essais avec gel balistique. La vitesse de la déflexion de la face arrière du composite semble également suivre une loi exponentielle décroissante ( $y = 166,5 e^{-0,122 x}$ ) en fonction de l'épaisseur de céramique. L'épaisseur de céramique est le facteur qui joue sur l'arrêt du projectile.

L'étude de l'influence de l'épaisseur de composite a révélé que plus de la moitié de l'épaisseur du composite a rompu pour une épaisseur faible de composite de 6mm contre 25% environ pour une épaisseur de 8 mm soit seulement 2mm de plus. Quelle que soit la situation non perforante, seules les couches supérieures sont endommagées. S'il n'a pas été possible de mesurer l'étendue des délaminages et de les localiser dans l'épaisseur, mais seulement d'observer la présence de quelques délaminages conservant une grande ouverture, nous pouvons constater que l'épaisseur résiduelle de la plaque composite à proximité du trajet du projectile est augmentée, indiquant un gonflement résiduel permanent. L'augmentation de l'épaisseur de composite de +2 mm (configuration A75D8) a permis de réduire la valeur de la déflexion arrière maximale de 25% avec une valeur de 45 mm. Cependant comme la durée pour atteindre cette déformation maximale est plus courte, passant de 850  $\mu$ s à 750  $\mu$ s, la vitesse de déflexion moyenne est similaire pour les deux configurations, avec une valeur de 64 m·s<sup>-1</sup>.

Pour conclure, plus la plaque composite est épaisse et la plaque céramique est fine, plus les morceaux de projectile récupérés sont gros et lourds.

Dans la seconde partie de ce chapitre, nous avons utilisé les développements des chapitres 2 et 3 pour simuler deux cas d'impact avec une épaisseur de plaque composite de 6mm. Afin de reproduire la création de discontinuités dans la céramique, nous avons ajouté au modèle une option du code Abaqus Explicit® qui consiste à transformer les éléments finis en particules SPH lorsque le matériau est totalement endommagé en traction. Après transformation, les particules suivent un comportement purement élastique en traction, et un comportement élastoplastique en compression, afin de représenter le comportement de la céramique fragmentée identifié au chapitre 2. Le module de Weibull a été ajusté pour reproduire la rupture dynamique.



Dans les deux cas, le modèle numérique ne permet pas de reproduire les macro-fissures observées dans le carreau de céramique lors des essais, ni l'étendue du profil de déflexion de la face arrière de la plaque composite. Il surestime la vitesse légèrement de déflexion ainsi que la longueur finale du projectile.

Il permet toutefois de représenter l'endommagement de la céramique et la formation d'un cône de fragmentation sous le projectile. L'angle du cône est plus petit pour le cas perforant ( $60^\circ$ ) que dans les essais et les indications de la littérature ( $70^\circ$  à  $80^\circ$ ), mais le modèle reproduit correctement le volume de matière endommagé sous le projectile pour ce cas.

Le modèle reproduit également de manière tout à fait acceptable la vitesse résiduelle du projectile dans le cas perforant, et la déflexion maximale dans les deux cas.

# CONCLUSION GENERALE

---

Cette thèse avait pour objectif le développement d'un modèle numérique permettant de décrire et prédire les phénomènes observés lors d'un impact balistique sur une protection double dureté céramique/composite par une munition de calibre 7,62x51 mm P80. Le but est de proposer des solutions de modélisation innovantes et performantes dans le domaine de la dynamique rapide. Face à cette problématique, nous avons initié une démarche permettant de répondre aux besoins en nous concentrant sur le comportement dynamique des matériaux composant le blindage double dureté sous une sollicitation dynamique. Les principaux mécanismes d'endommagement et de déformation de la structure de protection ont été analysés sur chacun des matériaux afin d'être capable de les modéliser individuellement dans la suite de cette étude.

Dans le chapitre I, nous avons vu que les systèmes de protection intègrent de nos jours deux couches de duretés différentes, chacune ayant une fonction dans la performance du système assemblé. L'optimisation des blindages double dureté passe donc par l'optimisation du choix des matériaux et de leurs épaisseurs. Nous avons étudié le comportement mécanique des matériaux meilleurs candidats sous sollicitations quasi-statiques et dynamiques, et des modes de ruine qui vont consommer l'énergie et arrêter le projectile et les fragments. Les méthodes de caractérisation et les modèles numériques pour chaque matériau ont ensuite été abordés.

Cette étude bibliographique nous a permis d'appréhender l'importance de représenter le comportement sous choc des matériaux fragiles et l'apparition d'une pseudo plasticité pour un régime de sollicitation élevé. Le système des barres d'Hopkinson classiquement utilisé pour caractériser le comportement des matériaux pour des vitesses de déformations de l'ordre de  $10^3$ , trouve ses limites dans la caractérisation de matériaux à haute limite l'élasticité en compression telles que les céramiques. En l'absence de système de confinement l'endommagement du matériau se fait principalement par macro-fissuration empêchant l'étude du comportement plastique de la céramique. De plus, pour des temps de montée élevés, il n'est pas possible que la contrainte s'équilibre dans l'échantillon. Pour pallier ce problème, une technique développée par Bridgman a recours à l'utilisation d'un manchon. De nombreux auteurs ont utilisé cette méthode et ont observé une transition d'une rupture fragile à un écoulement plastique sous confinement radial élevé. Aussi, cette étude bibliographique a-t-elle soulevé la nécessité de comprendre et caractériser le comportement dynamique de la céramique fragmentée.

L'étude des différents modèles numériques pour décrire le comportement fragile pour la céramique a montré la pertinence de plusieurs modèles. Le modèle Johnson-Holmquist décrit de manière déterministe le comportement grâce à l'introduction d'une enveloppe admissible capée dans l'espace pression sphérique-cisaillement, qui décroît lorsque le dommage augmente en compression. Le dommage en traction est représenté par la limite en contrainte principale maximale, mais le matériau reste isotrope. Le modèle Denoual-Forquin-Hild intègre un endommagement anisotrope probabiliste qui s'incrémente à partir des sollicitations en traction. L'étude phénoménologique des impacts balistiques a montré la nocivité de ce type de contraintes pour les matériaux fragiles, et donc l'importance de représenter les dommages issus de sollicitations de traction. Le modèle DFH ne tient pas compte en revanche des contraintes de compression ou d'une limite de compaction. En conséquence, peu de lois de comportement couvrent des états de contraintes complexes tout en permettant cette représentation des dommages anisotropes probabilistes, sous chocs.

Vue la position du backing composite situé à l'arrière de la protection, les modèles de comportement représentant les modes de ruine de types ruptures de fibres délaminages et résistance en cisaillement lors de poinçonnements sont considérés adaptés dans la littérature. L'auto-échauffement des fibres de polyéthylène étant considéré négligeable, une loi de comportement sans effet thermique est suffisante. Toutefois, on peut s'interroger sur la nécessité d'intégrer des effets de vitesses de déformations à cause du comportement visqueux des fibres SK76.

Cette première partie pose ainsi les bases scientifiques nécessaires à ce travail de thèse, et propose d'articuler le travail autour de la représentation de la résistance de la céramique, puis du composite, puis enfin du système assemblé. A chaque étape des essais spécifiques doivent être menés aussi bien pour caractériser la prédominance des modes de ruine que pour identifier les caractéristiques et paramètres des modèles. La colle qui assemble les deux plaques n'est pas étudiée ici, et nous faisons donc l'hypothèse que le comportement du blindage double dureté peut être représenté à partir de la connaissance du comportement de chaque couche.

Dans le chapitre II, nous avons étudié le comportement d'une alumine Sintox™ CL.

L'analyse du comportement des cibles sous impact a permis de souligner l'importance de la prise en compte du phénomène de propagation d'onde dans l'endommagement des céramiques. Le comportement sous choc conditionne en effet les mécanismes de pénétration et la fragmentation en compression alors que les détente réfléchies sur la face arrière des cibles sont à l'origine du phénomène d'écaillage. Face à ces observations, nous avons étudié le comportement de l'alumine sous choc via des essais d'impact de plaques, conçus et réalisés à l'ISL. Le comportement des céramiques est également très dépendant de la pression de confinement à laquelle elle est soumise. En effet le confinement influe fortement sur la résistance du matériau : plus la pression de confinement augmente, plus la résistance augmente. C'est pourquoi le comportement mécanique sous différentes pressions de confinement a également été considéré, pour la céramique intacte et pour une céramique fragmentée.

Du point de vue de la modélisation du comportement fragile anisotrope des céramiques, et étant donné les conclusions qui ont été tirées de l'étude des impacts de plaques, il en est résulté qu'un découplage du comportement en compression et des critères de rupture en traction apparaissait nécessaire afin de reproduire au mieux les deux types de phénomènes observés.

Un modèle probabiliste reposant sur le formalisme du modèle DFH a été développé sous la forme d'une routine utilisateur pour Abaqus Explicit® pour reproduire le comportement général et l'endommagement anisotrope en traction. Ce modèle détermine les conditions d'amorçage et de propagation de fissures à partir d'une population de défauts critiques sollicités en traction. Des essais de flexion quatre points dans le régime quasi-statique ont été réalisés. Ils nous ont permis de déterminer les paramètres nécessaires à l'utilisation de cette loi. Le modèle a fait l'objet d'une analyse pour comprendre la cinétique d'endommagement à partir du taux de fissuration pour différents historiques de chargement. Le modèle 3D a ensuite été validé par comparaison avec les essais et simulations d'impact sur tranche réalisés par Zinszner, en utilisant un maillage sans étude de convergence et le jeu de données matériau fourni par lui. Comme dans les essais, des fissures verticales se développent à la surface libre côté impact, de manière similaire à ce qui se passe dans les essais. La forme arborescente de la fissuration est reproduite de même que la grande fissure à 45° depuis le point d'impact. Le modèle reproduit correctement les mécanismes et les lieux de fissuration. Il ne présente à ce stade aucun moyen de créer des discontinuités dans le maillage éléments finis et devra donc faire l'objet de modifications pour les simulations d'impacts balistiques sur le blindage double dureté.

A partir des essais de compression dynamique de la céramique intacte nous avons développé une loi utilisateur en fortran de type équation d'état de Grüneisen pour le code de calcul Abaqus Explicit® afin de prendre en compte le comportement sous choc de la céramique intacte. L'ajout de l'équation d'état a permis la prise en compte du dédoublement de l'onde au-dessus de sa limite élastique. L'implémentation de l'équation permet ainsi de rattraper l'accélération et de prendre en compte la hausse de vitesse due à la compaction du matériau. D'autre part bien que d'une durée plus longue pour l'essai à 400 m·s<sup>-1</sup> le seuil de vitesse stable au niveau de la LEH est respecté.

Dans le chapitre III, un travail expérimental et numérique a été effectué pour le composite.

Il a été démontré dans l'étude bibliographique que le procédé de fabrication introduit la notion de couche et met en lumière des différences de résistance des interfaces, celle-ci étant conditionnée par la pression de consolidation et les différentes étapes d'assemblage pour atteindre une épaisseur requise de plaque. Ne disposant pas de plis élémentaires mais directement de stratifiés multicouches aux épaisseurs commandées, nous avons choisi comme échelle représentative d'homogénéisation, qui nous permet de représenter les différents modes de ruine se produisant pendant un impact, celle de la couche composée de l'assemblage supposé parfait d'un pli à  $0^\circ$  et d'un pli à  $90^\circ$ , et des interfaces entre couches.

Le comportement sous impact balistique a tout d'abord été étudié afin de déterminer les modes de ruine principaux de la plaque, des couches et des interfaces. La loi d'endommagement diffus développée à l'ICA a été sélectionnée comme base pour développer notre loi de comportement adaptée à la représentation du comportement de la couche. Nous avons modifié les différents critères de ruine pour reproduire le comportement des couches supposées isotropes transverses. Des critères similaires à ceux employés par Matzenmiller Lubliner et Taylor pour des tissés ont été retenus. Des essais mécaniques dédiés à l'identification des caractéristiques mécaniques et des paramètres du modèle de comportement ont été réalisés lors de cette étude afin d'alimenter les critères de rupture du composite stratifié pour toutes les sollicitations élémentaires. Certaines valeurs ont été extraites directement de la littérature. Pour déterminer les caractéristiques et paramètres à partir des essais réalisés, nous avons procédé par méthode inverse en utilisant le code LS-OPT®. Les modules d'élasticité  $E_{11}$  et  $E_{22}$  étant différents en traction et en compression, et étant donné que la rupture du backing se produit en traction, nous avons choisi de conserver les modules en traction pour la suite de l'étude.

La simulation des essais DCB trouvés dans la littérature pour des plaques fabriquées avec la même pression de consolidation, nous a permis de déterminer les données d'entrée d'un modèle de simulation utilisant des interfaces cohésives bilinéaire en mode mixte pour décrire le comportement moyen des interfaces. Nous avons procédé par identification inverse en utilisant le code LS-OPT®.

Par la suite, les essais d'impact sur composite réalisés à l'aide de projectiles indéformables de différentes formes nous ont permis d'ajuster la valeur de certains paramètres de résistance. La déformation à rupture des couches a également fixé.

Parallèlement, un modèle 'éléments finis de volume 3D a été créé qui comprend des dommages inter et intra laminaire du matériau composite. Ce modèle a été confronté aux résultats d'essais mécaniques d'impact avec un projectile dur à  $342 \text{ ms}^{-1}$  et  $227 \text{ ms}^{-1}$ . Des améliorations ont été apportées comme le durcissement du comportement du matériau lors d'une sollicitation dynamique et lors d'une sollicitation de cisaillement. Ceci a permis d'obtenir un modèle prédictif plus précis pour la défection maximale au centre de la plaque et la vitesse de déflexion. Les essais de traction à  $45^\circ$  sur une couche ont offert la possibilité de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement impliqués lors de l'impact d'un projectile sur un composite stratifié en fonction de sa forme. Un projectile conique a ainsi été testé et simulé. Le modèle reproduit bien l'évolution des vitesses résiduelles du projectile pour des vitesses initiales d'impact croissantes.

Dans le dernier chapitre, le chapitre IV, nous avons mené des campagnes d'essais balistiques instrumentées sur différentes configurations de protection céramique/composite dans le but d'étudier les phénomènes mis en jeu en fonction de la vitesse du projectile et de l'épaisseur de chacun des composants. L'utilisation de caméras rapides est couplée avec l'inspection post-mortem des cibles impactées. L'influence de la présence d'un bloc de gel balistique à l'arrière du backing est également évaluée.

Dans la première partie de ce chapitre, nous avons mis en place un plan d'expérimentation dont le but était d'étudier l'influence de paramètres de conception du BDD sur les mécanismes d'endommagement et de rupture se produisant dans chaque couche du fait de l'interaction des couches entre elles, et sur la

performance décrite par le pouvoir d'arrêt du projectile et de fragments, l'absorption d'énergie, la déflexion dynamique maximale et sa cinétique.

Selon l'épaisseur de céramique, principal paramètre permettant de réduire la masse surfacique du système de protection, les faciès de rupture de la céramique sont différents mais induisent une fragmentation sous le projectile similaire. Nous avons vu que l'épaisseur du carreau de céramique a une influence sur les modes de fragmentation de la céramique elle-même et sur ceux de la plaque composite. La déflexion dynamique et la vitesse de déflexion de la face arrière du composite suivent toutes deux une loi exponentielle décroissante en fonction de l'épaisseur de céramique. Toutefois, cette déflexion est surestimée d'au moins 25% pour la configuration avec 10 mm de céramique et entre 35 à 50% pour la configuration de 15 mm (configurations les plus épaisses), par rapport aux essais avec gel balistique. L'expression des lois est donnée, et l'analyse des dommages et comportements est détaillée également pour chaque cas en début de ce chapitre 4. Finalement, une épaisseur de 5mm de céramique amène la perforation du blindage, quelle que soit l'épaisseur de composite en backing.

L'étude de l'influence de l'épaisseur de composite a révélé que plus de la moitié de l'épaisseur du composite a rompu pour une épaisseur faible de composite de 6mm contre 25% environ pour une épaisseur de 8 mm soit seulement 2mm de plus. L'augmentation de l'épaisseur de composite de +2 mm (configuration A75D8) a permis de réduire la valeur de la déflexion arrière maximale de 25%. Cependant comme la durée pour atteindre cette déformation maximale est plus courte, passant de 850  $\mu$ s à 750  $\mu$ s, la vitesse de déflexion moyenne est similaire pour les deux configurations, avec une valeur de 64  $m \cdot s^{-1}$ . Quelle que soit la situation non perforante, seules les couches supérieures sont endommagées. S'il n'a pas été possible de mesurer l'étendue des délaminages et de les localiser dans l'épaisseur, mais seulement d'observer la présence de quelques délaminages conservant une grande ouverture, nous pouvons constater que l'épaisseur résiduelle de la plaque composite à proximité du trajet du projectile est augmentée, indiquant un gonflement résiduel permanent. Pour les situations perforantes, le profil du canal de perforation est similaire à celui d'un projectile dur à tête hémisphérique. De plus, plus la plaque composite est épaisse et la plaque céramique est fine, plus les morceaux de projectile récupérés sont gros et lourds.

Dans la seconde partie de ce chapitre, nous avons utilisé les développements des chapitres 2 et 3 pour simuler deux cas d'impact avec une épaisseur de plaque composite de 6mm. Une de ces configurations est perforante et l'autre non.

Afin de modéliser le comportement de la céramique fragmentée, et de créer des fissures sous la forme de réelles discontinuités, la méthode SPH a été choisie. Si elle a été largement utilisée dans le cas des matériaux ductiles, son utilisation pour la modélisation d'impacts à haute vitesse sur des matériaux fragiles est plus rare dans la littérature car la méthode SPH est connue pour être instable pour des sollicitations de traction. Le comportement de la céramique fragmentée est représenté par un comportement élasto-plastique isotrope en compression. En effet, les observations faites lors des essais nous ont confirmé le besoin de décrire le comportement de la céramique fragmentée comme parfaitement élastique-plastique en compression. En traction en revanche, le comportement est élastique. La situation de céramique fragmentée est considérée atteinte grâce au modèle de comportement anisotrope probabiliste proposé au chapitre 2. Dès que les dommages dans toutes les directions principales ont atteint la valeur 1, l'élément fini est transformé en une particule SPH. Dans les simulations de développement, nous avons utilisé une transformation de l'EF en trois particules par direction. Cependant, dans les simulations des impacts balistiques, le modèle tridimensionnel était trop gros et demandait trop de temps de calcul. Le module de Weibull a été ajusté à la baisse pour reproduire des dommages dans le régime dynamique de sollicitation. Il a été divisé par 3 environ, la valeur retenue étant dans l'ordre de grandeur des valeurs utilisées dans la littérature.

Dans les deux cas étudiés, le modèle numérique ne permet pas de reproduire les macro-fissures observées dans le carreau de céramique lors des essais, ni l'étendue du profil de déflexion de la face arrière de la plaque composite. Il surestime la vitesse légèrement de déflexion ainsi que la longueur finale du projectile.

Il permet toutefois de représenter l'endommagement de la céramique et la formation d'un cône de fragmentation sous le projectile. L'angle du cône est plus petit pour le cas perforant ( $60^\circ$ ) que dans les essais et les indications de la littérature ( $70^\circ$  à  $80^\circ$ ), mais le modèle reproduit correctement le volume de matière endommagé sous le projectile pour ce cas. Le modèle reproduit également de manière tout à fait acceptable la vitesse résiduelle du projectile dans le cas perforant, et la déflexion maximale dans les deux cas.

Un outil numérique est donc aujourd'hui disponible à l'ISL à l'issue de ces travaux de thèse. Il permet de retranscrire les principaux mécanismes d'endommagement générés au cours de la perforation de la cible double-dureté par un projectile de type perforant dans des conditions d'impact perforant ou non. Des premières simulations ont pu être menées mais nécessitent des investigations et validations complémentaires.

## Perspectives

Dans notre travail, nous avons pu améliorer la compréhension des mécanismes d'endommagement des blindage double dureté composés de céramiques en face avant et de composite en face arrière dite de backing. Nous avons défini, mis en œuvre, et analysés les résultats de plusieurs campagnes d'essais : quasi-statiques, de compression dynamique avec ou sans confinement, des essais balistiques sur composite seul ou sur blindage double dureté, et des essais d'impact de plaque. Ces essais ont été utilisés pour l'identification de caractéristiques et paramètres des modèles de comportements des matériaux qui se sont avérés des choix adaptés pour représenter le caractère aléatoire de l'amorçage et de la propagation de dommages continus et de discontinuités. Mais tout ne fonctionne pas de manière optimale.

Une voie d'étude pourrait porter sur l'amélioration de la caractérisation et de la modélisation du comportement de la céramique fragmentée, notamment au travers de la méthode SPH. Il serait intéressant de développer un modèle plus complet prenant en compte la sensibilité à la pression. La robustesse de l'outil numérique pourrait également être évaluée en intégrant d'autres types de céramiques balistiques comme le carbure de bore ou de silicium.

Nous n'avons pas pu faire des essais sur les différentes interfaces du composite et dû faire l'hypothèse que toutes avaient la même résistance, or nous savons que c'est probablement faux à cause de la pression de confinement. Pour lever cette hypothèse, il faudrait disposer de stratifiés contenant différents nombres de couches, et prévoir à la fabrication d'insérer des pastilles de téflon pour les essais DCB. Une caractérisation dynamique de la tenue des interfaces serait aussi utile vu le régime de propagation d'ondes de compression et de traction.

De même, il serait nécessaire d'améliorer la procédure d'identification des caractéristiques et des paramètres matériau par méthode inverse à partir d'essais d'impact basse vitesse. Une investigation des dommages sera nécessaire car la rigidité de flexion du composite est le paramètre qui pilote la vitesse de déflexion du backing.

Aux matériaux de la cible et du projectile pourraient être ajoutés, l'épaisseur de colle et un modèle de substitut au thorax. L'influence de la couche adhésive entre la céramique et le backing est, en effet, un sujet qu'il serait intéressant de traiter afin d'optimiser les performances balistiques du système. La modélisation du thorax permettrait, quant à elle, de se rapprocher des conditions réelles d'utilisation de la protection personnelle et contribuer à la réponse dynamique de celle-ci, comme ce qui a pu être vu dans cette thèse.

# Bibliographie

1. Morel, G., Bouammache, F., *Protégé ; guide pragmatique de sécurité personnelle, self-défense & survie urbaine ; conseils, techniques, entretiens*. 2017.
2. Hazzel, P.J., *Ceramic armor: Past, Present and Future challenges*. Challenges report of the new design concepts in light-weight armour for vehicles light-weight armour for defence & security 2011.
3. HAZELL, P.J., *Advances in Ceramic Armour*. Military Technology, 2009. **33**(4): p. 118-126.
4. Mertz, H.J., *A Procedure for Normalizing Impact Response Data*, doi :10.4271/840884. SAE Technical, Paper. SAE International, 1984.
5. Robbe, C., *Evaluation expérimentale de l'impact thoracique des projectiles non-létaux*. Thèse de doctorat ; Université de Liège ; Liège, Belgique ; 2013.
6. *Ballistic Resistance of Personal Body Armor (NIJ Standard No. 0101.04). Rap. Tech. ; U.S. Department of Justice, Office of Science and Technology ; Washington, DC, États-Unis* 2001.
7. Sendowski I, M.D., Muzellec JJ, Breteau J. , *Effets arrière des gilets de protection en mode non transfixiant : recherche de normes de tolérance*. Report DRET 93/1349J. 1994.
8. Wilhelm, M., Bir, C.. *Injuries to law enforcement officers : The backface signature injury*. *Forensic Science International*;174(1) :6–11. doi :10.1016/j.forsciint.2007.02.028. 2008.
9. Stojsih, S., Longhurst, D., Bir, C.. , *Behind armor blunt trauma : comparison of field and experimental data*. Dans : *Personal Armour Systems Symposium. Québec, Canada ; p. 287–293*. 2010.
10. Karahan, M., Kus, A., Eren, R.. , *An investigation into ballistic performance and energy absorption capabilities of woven aramid fabrics*. *International Journal of Impact Engineering*; 35(6) :499–510. doi :10.1016/j.ijimpeng.2007.04.003. 2008.
11. Prat, N., Rongieras, F., Sarron, J.C., Miras, A., Voiglio, E.. , *Contemporary body armor : technical data, injuries, and limits*. *European Journal of Trauma and Emergency Surgery*;38(2) :95–105. doi :10.1007/s00068-012-0175-0. 2012.
12. Appleby-Thomas, G.J., Hazell, P.J., Wilgeroth, J.M., Shepherd, C.J., Wood, and R. D.C., A.. , *On the dynamic behavior of three readily available soft tissue simulants*. *Journal of Applied Physics* ;109(8) :084701. doi :10.1063/1.3573632. 2011.
13. Wen, Y., Xu, C., Wang, S., Batra, R.. , *Analysis of behind the armor ballistic trauma*; 45 :11–21. doi :10.1016/j.jmbbm.2015.01.010. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2015.
14. Luo, S., Xu, C., Chen, A., Zhang, X.. , *Experimental investigation of the response of gelatine behind the soft body armor*. *Forensic Science International* ;266 :8–13. doi :10.1016/j.forsciint.2016.04.019. 2016.
15. Fackler, M.L., Malinowski, J.A.. , *Ordnance Gelatin for Ballistic Studies : Detrimental Effect of Excess Heat Used in Gelatin Preparation*. The American Journal of Forensic Medicine and Pathology, 1988
16. Mrozek, R.A., Leighlter, B., Gold, C.S., Beringer, I.R., Yu, J.H., VanLandingham, and e.a. M.R., *The relationship between mechanical properties and ballistic penetration depth in a viscoelastic gel*. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 44 :109–120. doi :10.1016/j.jmbbm.2015.01.001., 2015.
17. Mauzac, O., Paquier, C., Debord, E., Barbillon, F., Mabire, P., Jacket, J.. *A substitute of gelatin for the measurement of dynamic back face deformation*. Personal Armour Systems Symposium. Québec, Canada 2010.
18. Hazell, P.J., *Ceramic Armour: Design and Defeat Mechanisms*. Argos Press ed. 2006. 168.
19. Sadanandan, S. and J.G. Hetherington, *Characterisation of ceramic/steel and ceramic/aluminium armours subjected to oblique impact*. International Journal of Impact Engineering, 1997. **19**(9–10): p. 811-819.
20. Wilkins, M.L., C.F. Cline, and C.A. Honodel, *FOURTH PROGRESS REPORT OF LIGHT ARMOR PROGRAM*. 1969: Lawrence Livermore National Laboratory p. 62.
21. Abrate, S., *Impact on laminated composite materials*. *Applied Mechanics Reviews*, **44** :155–190. 1991.
22. Hetherington, J.G. and P.F. Lemieux, *The effect of obliquity on the ballistic performance of two component composite armours*. International Journal of Impact Engineering, 1994. **15**(2): p. 131-137.
23. LURSAT, D., *Etude du pouvoir protecteur des blindages à couche de céramique: Premiers résultats concernant le comportement dynamique local des divers constituants*. 1973: Institut Franco-Allemand de Recherches de Saint-Louis. p. 21.
24. [http://www.euroballistics.com/protoc\\_bal\\_page01.htm](http://www.euroballistics.com/protoc_bal_page01.htm).
25. <http://pondrenoire.masta.fr/puissance.php>.
26. <http://www.forum-militaire.fr/topic/10290-de-la-cuirasse-au-gilet-pare-balle-il-n-y-a-qu-un-pas/>.
27. Crouch, I.G., *Body armour, new materials, new systems*.
28. <http://usmc-collectors.pagesperso-orange.fr/fichiers%20listes%20e%20divers/body%20armor.htm>.
29. O'Masta, M.R., *Mechanisms of Dynamic Deformation and Failure in Ultra-High Molecular Weight Polyethylene Fiber-Polymer Matrix Composites*, in *faculty of the School of Engineering and Applied Science*, 2014, University of Virginia.
30. Cunniff, P., *Dimensionless parameters for optimization of textile-based body armor systems*. Proceedings of the 18th international symposium on ballistics, 1999.
31. Liu B.G., K.K., Wadley H.N.G., Deshpande V.S., *Deep penetration of ultra-high molecular weight polyethylene composites by a sharp-tipped punch*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2019. **123**: p. 80-102.
32. Chevalier, C., *Caractérisation du comportement mécanique longitudinale d'un fil de para-aramide en sollicitation dynamique*. PhD thesis, 2016.
33. HAZELL, P.J., *Measuring the strength of brittle materials by depth-of-penetration testing*. Vol. 109. 2010, London, ROYAUME-UNI: Maney. 7.
34. Tex Protec GmbH, <https://www.scopex.fr/produits/plaques-pare-balles/>.
35. Anderson, C.E. and J.D. Walker, *An analytical model for dwell and interface defeat*. International Journal of Impact Engineering, 2005. **31**(9): p. 1119-1132.

36. Forquin, P., et al., *Experiments and modelling of the compressive behaviour of two SiC ceramics*. Mechanics of Materials, 2003. **35**(10): p. 987-1002.
37. Wilkins, M.L., C. Honodel, and D. Sawle, *APPROACH TO THE STUDY OF LIGHT ARMOR*. 1967. p. 43.
38. Landingham R.L., C.A.W., *Final Rept. Of Light Armor Matériels Program*, UCRL-51269. Lawrence radiation Laboratory, Univ. Of California, Livermore, CA, September 1972.
39. MEDVEDOVSKI, E., *ARMOR ALUMINA CERAMICS* in *Ceramic Armor Materials by Design*. 2002, American Ceramic Society: Westerville, OH, ETATS-UNIS. p. 91-103.
40. Wilkins, M.L., *Mechanics of penetration and perforation*. International Journal of Engineering Science, 1978. **16**(11): p. 793-807.
41. Bryn, J., *Practical issues in ceramic armour design*, in *Ceramic Armor Materials by Design*. 2002, American Ceramic Society: Westerville, OH, ETATS-UNIS.
42. Karandikar, P.G., et al., *A Review of Ceramics for Armor Applications*, in *Advances in Ceramic Armor IV: Ceramic Engineering and Science Proceedings, Volume 29, Issue 6*. 2009, John Wiley & Sons, Inc. p. 163-175.
43. Shockey, D.A., et al., *Failure phenomenology of confined ceramic targets and impacting rods*. International Journal of Impact Engineering, 1990. **9**(3): p. 263-275.
44. FLORENCE, A.L. and T.J. AHRENS, *INTERACTION OF PROJECTILES AND COMPOSITE ARMOR: FINAL REPORT 1967: US ARMY MATERIALS RESEARCH AGENCY*.
45. Zaera, R. and V. Sánchez-Gálvez, *Analytical modelling of normal and oblique ballistic impact on ceramic/metal lightweight armours*. International Journal of Impact Engineering, 1998. **21**(3): p. 133-148.
46. Medvedovski, E., *Ballistic performance of armour ceramics: Influence of design and structure. Part 1*. Ceramics International, 2010. **36**(7): p. 2103-2115.
47. Chocron, S., et al., *Characterization of Confined Intact and Damaged Borosilicate Glass*. Journal of the American Ceramic Society, 2010. **93**(10): p. 3390-3398.
48. O'Donnell, R.G. and R.L. Woodward. *Fragmentation of Alumina in Ballistic Impact as a Function of Grade and Confinement*. in *12th International Symposium on Ballistics*. 1990. San Antonio, Texas.
49. GOOCH, W.A., *An overview of ceramic armor applications*, in *Ceramic Armor Materials by Design*. 2002, American Ceramic Society: Westerville, OH, ETATS-UNIS. p. 3-23.
50. Den Reijer, P.C., *Impact on ceramic faced armor*. Thèse de doctorat, Delft Technical University, 1991.
51. RIOU, P. and M. BOUSSUGE, *Contribution à l'étude de l'endommagement du Carbure de Silicium lors d'un impact de basse énergie: Application aux blindages*. 1996.
52. WALLEY, S.M., *Historical review of high strain rate and shock properties of ceramics relevant to their application in armour*. Advances in Applied Ceramics, 2010. **109**(8): p. 21.
53. Rosenberg, Z. and E. Dekel, *Terminal Ballistics*. 2012: Springer.
54. Riedel, W., S. Hiermaier, and K. Thoma, *Transient stress and failure analysis of impact experiments with ceramics*. Materials Science and Engineering: B, 2010. **173**(1-3): p. 139-147.
55. Zaera, R., et al., *Modelling of the adhesive layer in mixed ceramic/metal armours subjected to impact*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2000. **31**(8): p. 823-833.
56. Cosculluela, A., *Plasticité, endommagements et ruptures des alumines sous sollicitations dynamiques triaxiales :influence de la taille de grains*. 1992, Université de Bordeaux I.
57. GOOCH, W.A., et al., *Dynamic X-ray imaging of the penetration of boron carbide*. 2000, Les Ulis, FRANCE: EDP sciences. 857.
58. LURSAT, D., *Etude du pouvoir protecteur de blindages à couche de céramique. III - Optimisation des blindages face à des projectiles perforants de diamètres 7,62 mm*. 1971: Institut Franco-Allemand de Recherches de Saint-Louis.
59. Shockey, D.A., J.W. Simons, and D.R. Curran, *The Damage Mechanism Route to Better Armor Materials*. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2010. **7**(5): p. 566-573.
60. Woodward, R.L., *A Basis for Modelling Ceramic Composite Armour Defeat*. 1989: DSTO Materials Research Laboratory. p. 44.
61. Hazell, P.J., C.J. Roberson, and M. Moutinho, *The design of mosaic armour: The influence of tile size on ballistic performance*. Materials & Design, 2008. **29**(8): p. 1497-1503.
62. Rosenberg, Z., *On the relation between the Hugoniot elastic limit and the yield strength of brittle materials*. Journal of Applied Physics, 1993. **74**(1): p. 752-753.
63. Meyers, M.A., *Dynamic Behavior of Materials*. 1994: John Wiley & Sons.
64. Tam, T., Bhatnagar A., *High performance ballistic fibers, in Lightweight Ballistic Composites*. Woodhead Publishing. p. 189-209., 2006.
65. Shim, V.P.W., C.T. Lim, and K.J. Foo, *Dynamic mechanical properties of fabric armour*. International Journal of Impact Engineering. **25**(1): p. 1-15., 2001.
66. Malaise, F., *Reponse d'une céramique a l'impact d'un barreau à grande vitesse (1500 m/s). Croisement essais dynamiques-modélisation numérique*. 1999, ENSAM Bordeaux.
67. Forquin, P., *endommagement et fissuration de matériaux fragiles sous impact balistique, rôle de la microstructure*. 2003: Laboratoire de Mécanique et Technologie / Centre Technique d'Arcueil/DCE/DGA. p. 216.
68. Weibull, W., *A Statistical Theory of the Strength of Materials*. Generalstabens Litografiska Anstalts Förlag, Stockholm. 1939.
69. Weibull, W., *A Statistical Distribution Function of Wide Applicability*. Journal of Applied Mechanics, **18**, 293-297. 1951.
70. Zinsner, J.L., P. Forquin, and G. Rossiquet, *Experimental and numerical analysis of the dynamic fragmentation in a SiC ceramic under impact*. International Journal of Impact Engineering, 2015. **76**(0): p. 9-19.
71. Davies, E.D.H. and S.C. Hunter, *The dynamic compression testing of solids by the method of the split Hopkinson pressure bar*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1963. **11**(3): p. 155-179.
72. Grady, D.E., *Fragment size distributions from the dynamic fragmentation of brittle solids*. International Journal of Impact Engineering, 2008. **35**(12): p. 1557-1562.
73. Grady, D.E., *Fragmentation of Rings and Shells: The Legacy of N.F. Mott*. Springer Science & Business Media, 2007.
74. Barker, L.M., Hollenbach, R. E., *Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface*. J. Appl. Phys. **43** (11), 4669-4675, 1972.
75. Chanal, P.Y., Luc, J., *Development of fibered velocity interferometers for dynamic material behaviour studies*. Proc. 60th Meeting of the Aeroballistic Range Association (ARA). pp. 20-25., 2009.



- 76.Kuznetsov, V.A.B.S.P., *Development of Photon Doppler Velocimeter for Explosives Research*. Weapons Systems Division, 2013.
- 77.Hérel, P.L., *Mesure et exploitation de profils de vitesse matérielle pour l'étude du comportement sous choc des matériaux solides* 1986, Université Paul Sabatier, Toulouse.
- 78.Grady, D.E., *Shock-wave compression of brittle solids*. Mechanics of Materials, 1998. **29**(3–4): p. 181-203.
- 79.Bourne, M., J. Millett, and I. Pickup, *Delayed failure in shocked silicon carbide*. Journal of Applied Physics, 1997. **81**(9): p. 6019-6023.
- 80.Field, J.E., et al., *Review of experimental techniques for high rate deformation and shock studies*. International Journal of Impact Engineering, 2004. **30**(7): p. 725-775.
- 81.Novikov, S.A., Divnov, I. I., Ivanov, A. G., , *The study of fracture of steel, aluminium and copper under explosive loading*. Fizika Metallov I Metallovedeniye 21., 1966.
- 82.Bless, S., Yaziv, D., Rosenberg, Z., *Spall zones in polycrystalline ceramics*. Shock waves in condensed matter. Spokane'85, pp. 419–424., 1986.
- 83.Cagnoux, J., *Analyse d'échantillons d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiB<sub>2</sub> et SiC récupérés après des chocs allant jusqu'à 20 GPa*. J. Phys. IV France, 1994. **04**(C8): p. C8-257-C8-262.
- 84.Paris, V., et al., *Divergent impact study of the compressive failure threshold in SiC and B<sub>4</sub>C*. International Journal of Impact Engineering, 2011. **38**(4): p. 228-237.
- 85.Gama, B.A., S.L. Lopatnikov, and J.J.W. Gillespie, *Hopkinson bar experimental technique: A critical review*. Applied Mechanics Reviews, 2004. **57**(4): p. 223-250.
- 86.Kolsky, H., *An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at very High Rates of Loading*. Proceedings of the Physical Society. Section B, 1949. **62**(11): p. 676.
- 87.Gary, G. and P. Bailly, *Behaviour of quasi-brittle material at high strain rate. Experiment and modelling*. European Journal of Mechanics - A/Solids, 1998. **17**(3): p. 403-420.
- 88.Kamal, A., Kunicda M., Ueda N., Nakamura H., *Evaluation of crack opening performance of a repair material with strain hardening behavior*. Cem. Conc. Compos. 30(10), 863-871 (2008).
- 89.M., Blétry., *Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux*. thèse de doctorat, Université de Grenoble, France, 2007.
- 90.GARY, et al., *Déponillement de l'essai aux barres de Hopkinson par une technique de calcul inverse*. 1994, Les Ulis, FRANCE: EDP sciences.
- 91.Gary, G. *Structural effects in dynamic testing of brittle materials*. in *Rock Dynamics and Applications - State of the Art*. 2013. Lauzanne, Switzerland: Taylor & Francis Group, London, ISBN.
- 92.Chen, W. and H. Luo, *Dynamic compressive responses of intact and damaged ceramics from a single split Hopkinson pressure bar experiment*. Experimental Mechanics, 2004. **44**(3): p. 295-299.
- 93.Chen, W., *DYNAMIC FAILURE BEHAVIOR OF CERAMICS UNDER MULTIAXIAL COMPRESSION*. 1995: California Institute of Technology, Engineering and Applied Science. p. 218.
- 94.Kolsky, *Stress waves in anelastic solids*. Journal of Geophysical Research, 1963. **Volume 68, Issue 4**.
- 95.Ravichandran, G. and G. Subhash, *Critical Appraisal of Limiting Strain Rates for Compression Testing of Ceramics in a Split Hopkinson Pressure Bar*. Journal of the American Ceramic Society, 1994. **77**(1): p. 263-267.
- 96.Bridgman, P.W., *Studies in large plastic flow and fracture*. McGraw-Hill, New York, 1952.
- 97.Shah, P.e., *Fracture and stress-strain relationships of concrete under triaxial compression*. Jr. Of Str., ASME (5), 901-916, 1974
- 98.Hear H.C., C.C.F., J. Mat. Sci., 15 :1889, 1980.
- 99.Chocron, S., et al., *Intact and Predamaged Boron Carbide Strength under Moderate Confinement Pressures*. Journal of the American Ceramic Society, 2012. **95**(1): p. 350-357.
- 100.Shafiq, M. and G. Subhash, *Dynamic deformation characteristics of zirconium diboride–silicon carbide under multi-axial confinement*. International Journal of Impact Engineering, 2016. **91**: p. 158-169.
- 101.Horii, H. and S. Nemat-Nasser, *Brittle Failure in Compression: Splitting, Faulting and Brittle Ductile Transition*. 1986: Royal Society.
- 102.Durand, B., et al., *A split Hopkinson pressure bar device to carry out confined friction tests under high pressures*. International Journal of Impact Engineering, 2016. **88**: p. 54-60.
- 103.Chen, W. and G. Ravichandran, *Static and Dynamic Compressive Behavior of Aluminum Nitride under Moderate Confinement*. Journal of the American Ceramic Society, 1996. **79**(3): p. 579-584.
- 104.Chen, W. and G. Ravichandran, *Failure mode transition in ceramics under dynamic multiaxial compression*. International Journal of Fracture, 2000. **101**(1): p. 141-159.
- 105.Strassburger, E., *Edge-On Impact Investigation of Fracture Propagation in Boron Carbide*, in *Advances in Ceramic Armor IX*. 2013, John Wiley & Sons, Inc. p. 15-24.
- 106.Zinszner, J.L., *Identification des paramètres matériau gouvernant les performances de céramiques à blindage*. 2014.
- 107.Denoual, C. and F. Hild, *Dynamic fragmentation of brittle solids: a multi-scale model*. European Journal of Mechanics - A/Solids, 2002. **21**(1): p. 105-120.
- 108.Strassburger, E., *Visualization of Impact Damage in Ceramics Using the Edge-On Impact Technique*. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2004. **1**(3): p. 235-242.
- 109.Riou, P., C. Denoual, and C.E. Cottenot, *Visualization of the damage evolution in impacted silicon carbide ceramics*. International Journal of Impact Engineering, 1998. **21**(4): p. 225-235.
- 110.Wilkins, M., *Computer Simulation of Dynamic Phenomena*. 1999.
- 111.Hazell, P.J., G.J. Appleby-Thomas, and S. Toone, *Ballistic compaction of a confined ceramic powder by a non-deforming projectile: Experiments and simulations*. Materials & Design, 2014. **56**(0): p. 943-952.
- 112.Gordon R. Johnson, T.J.H., *Response of boron carbide subjected to large strains, high strain rates, and high pressures* Journal of Applied Physics 85, 8060, 1999.
- 113.Dannemann, K.A., et al., *Damage Development in Confined Borosilicate and Soda-Lime Glasses*. Journal of the American Ceramic Society, 2012. **95**(2): p. 721-729.
- 114.Kathryn A. Dannemann, A.E.N., Sidney Chocron, James D. Walker, Charles E. Anderson, Jr., *Compression Testing and Response of SiC-N Ceramics : Intact, Damaged and Powder* Southwest Research Institute P.O. Drawer 28510 San Antonio, Texas 78228-05 10, Dans : Advances in Ceramic Armor Editor Jeffrey J. Swab 2005. The American Ceramic Society.
- 115.I. Horsfall, M.R.E.a.M.J.H., *Ballistic and Physical Properties of highly fractured Alumina*. 2010.

- 116.P., Durand-Lupinski., *Rapport de stage STING : Étude du comportement mécanique d'une céramique fragmentée et de sa résistance face à un impact*. Internship, 2019.
- 117.L. Colard, *Étude du comportement sous impact balistique d'un blindage multicouche à composantes carbure de bore et aluminium*. PhD Thesis, ISL-R 119/2015., 2015.
- 118.Pan, Y., W. Chen, and B. Song, *Upper limit of constant strain rates in a split Hopkinson pressure bar experiment with elastic specimens*. *Experimental Mechanics*, 2005. **45**(5): p. 440-446.
- 119.Dodd, S.P., G.A. Saunders, and B. James, *Temperature and pressure dependences of the elastic properties of ceramic boron carbide (B<sub>4</sub>C)*. *Journal of Materials Science*, 2002. **37**(13): p. 2731-2736.
- 120.Anderson, C.E., *A Review of Computational Ceramic Armor Modeling*, in *Advances in Ceramic Armor II: Ceramic Engineering and Science Proceedings*. 2008, John Wiley & Sons, Inc. p. 1-18.
- 121.J., Cagnoux., *Déformation et ruine d'un verre Pyrex soumis à un choc intense*. thèse, Université de Poitiers, 1985.
- 122.Holmquist, T.J., et al., *A Ceramic Armor Material Database*. 1999: Tacom research development and engineering center warren p. 240.
- 123.Keita E., C.C., Richard P., Artoni R., *Étude micromécanique de la fracture des matériaux cimentés: analyse tomographique pour la simulation numérique*. Techniques d'Imagerie pour la Caractérisation des Matériaux et des Structures du Génie Civil - 3èmes Journées Thématiques, Apr 2019, Champs-sur-Marne, France. hal-02263589.
- 124.Holmquist, T.J. and G.R. Johnson, *Response of boron carbide subjected to high-velocity impact*. *International Journal of Impact Engineering*, 2008. **35**(8): p. 742-752.
- 125.Hunn, D.L. and S.J. Lee *DEVELOPMENT OF A NOVEL CERAMIC ARMOR SYSTEM: ANALYSIS AND TEST* in *26th International Symposium*. 2011. Miami, Florida: Destech Pubns Incorporated.
- 126.HOLMQUIST, T.J., et al., *Mechanics of dwell and post-dwell penetration*. *Advances in Applied Ceramics*, 2010. **109**(8): p. 13.
- 127.Anderson, C.E., et al., *Penetration response of silicon carbide as a function of impact velocity*. *International Journal of Impact Engineering*, 2011. **38**(11): p. 892-899.
- 128.Ruggiero, A., et al., *Determination of Johnson-holmquist constitutive model parameters for fused silica*. *EPJ Web of Conferences*, 2012. **26**: p. 04011.
- 129.Y., Michel., *Phénomène d'impact à haute vitesse sur cibles minces fragiles - application au projet de laser megajoule et à la problématique des débris spatiaux*. PhD Thesis, 2007.
- 130.Forquin, P. and F. Hild, *A Probabilistic Damage Model of the Dynamic Fragmentation Process in Brittle Materials*, in *Advances in Applied Mechanics*, A. Hassan and G. Erik van der, Editors. 2010, Elsevier. p. 1-72.
- 131.Morgan Advanced Materials, S.M.-A.R.D.S.
- 132.Oberg, E.K., et al., *Electrical monitoring of crack propagation during quasi-static loading and ballistic impact of alumina plates*. *Journal of the European Ceramic Society*, 2013. **33**(13-14): p. 2663-2675.
- 133.Hild, F., et al., *On the probabilistic-deterministic transition involved in a fragmentation process of brittle materials*. *Computers & Structures*, 2003. **81**(12): p. 1241-1253.
- 134.Sun CT, *A simple model to predict residual velocities of thick composite laminates subjected to high velocity impact*. . *Int J Imp Engrg* ;18(3):339-53, 1996.
- 135.J.R. Xiao, B.A.G., J.W. Gillespie Jr., *Progressive damage and delamination in plain weave S-2 glass/SC-15 composites under quasi-static punch-shear loading*. 2005.
- 136.Gama BA, R.M., Gillespie Jr. JW., *Energy absorbing damage mechanisms in quasi-static punch shear of thick-section composites*. *CD Proceedings, SAMPE*. p. 909-21., 2004.
- 137.Hashin, Z., *Failure criteria for unidirectional fiber composites*. . *Journal of Applied Mechanics*, 47:329-334., 1980.
- 138.Lemaitre J., C.J., *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 2004.
- 139.Soulas, *Développement d'un modèle mécanique pour la prédiction des dommages de panneaux composites aéronautiques soumis à un choc foudre*. Thèse de doctorat ; Université de Strasbourg, 2016.
- 140.Matzenmiller, A., Lubliner, J., and Taylor, R. L. , *A constitutive model for anisotropic damage in fiber-composites*. *Mechanics of Materials*, 1995. **20**(2) :: p. 125-152.
- 141.Honodel C.A., H.J.R., Weingart R.C., Lee R.S., Kramer P.,, *Shock initiation of TATB formulations*, . *Proc. Of seventh Symp. (Int.) on detonation*, 1981. Office of Naval Research, NSWC MP-82-334 (U.S. Gov. Printing office, Washington, D.C.), pp 425-425.
- 142.Tasdemirci, A., G. Tunusoglu, and M. Güden, *The effect of the interlayer on the ballistic performance of ceramic/composite armors: Experimental and numerical study*. *International Journal of Impact Engineering*, 2012. **44**(0): p. 1-9.
- 143.BERNACHE-ASSOLLANT D., B.J., *Frittage : aspects physico-chimiques - Partie 1 : frittage en phase solide* *Techniques de l'ingénieur* 2005.
- 144.Suárez, M., Fernández-Camacho, A., Torrecillas, R., & Menéndez, J. L. , *Sintering to transparency of polycrystalline ceramic materials*. *InTech*. 2012.
- 145.Fantozzi G., L.G.S., *Science et technologies céramiques*. EDP Sciences., 2011.
- 146.<https://www.icdd.com/>.
- 147.Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Martinus Nijhoff, La Hague, Pays-Bas. 1982.
- 148.Kanninen, M.F., Popelar, C. H. , *Advanced fracture mechanics*. Oxford University Press, Oxford, UK. 1985.
- 149.B., El.Zogbhi., *Modélisation et étude numérique de la fissuration lente des céramiques : influence de la microstructure et de l'environnement. Application aux céramiques élaborées par projection plasma*. Thèse de doctorat ; Université de Grenoble, 2014.
- 150.Chen, W.W. and B. Song, *Split Hopkinson (Kolsky) Bar: Design, Testing and Applications*. 2010: Springer.
- 151.Kathryn A. Dannemann, A.E.N., Sidney Chocron, James D. Walker, and J. Charles E. Anderson, *Compression Testing and Response of SiC-N Ceramics : Intact, Damaged and Powder* Southwest Research Institute P.O. Drawer 28510 San Antonio, Texas 78228-05 10, *Advances in Ceramic Armor* Editor Jeffrey J. Swab 2005. The American Ceramic Society.
- 152.Zhang, Q.B. and J. Zhao, *A Review of Dynamic Experimental Techniques and Mechanical Behaviour of Rock Materials*. *Rock Mechanics and Rock Engineering*, 2014. **47**(4): p. 1411-1478.
- 153.Xia, K. and W. Yao, *Dynamic rock tests using split Hopkinson (Kolsky) bar system – A review*. *Journal of Rock Mechanics and Geotechnical Engineering*, 2015. **7**(1): p. 27-59.
- 154.Sunny, G., et al., *Design of Inserts for Split-Hopkinson Pressure Bar Testing of Low Strain-to-Failure Materials*. 2009. **49**(4): p. 12.
- 155.Shih, C.J., et al., *Damage evolution in dynamic deformation of silicon carbide*. *Acta Materialia*, 2000. **48**(9): p. 2399-2420.

156. McCauley, J.W. and G.D. Quinn. *Special Workshop: Kolsky/ Split Hopkinson Pressure Bar Testing of Ceramics*. in *29th International Conference and Exposition on Advanced Ceramics and Composites*. 2006. Cocoa Beach, Florida.
157. Hu, G., et al., *The compressive failure of aluminum nitride considered as a model advanced ceramic*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2011. **59**(5): p. 1076-1093.
158. Chen, W.W., et al., *Dynamic Fracture of Ceramics in Armor Applications*. Journal of the American Ceramic Society, 2007. **90**(4): p. 1005-1018.
159. Longy, F., *Déformation et endommagement de céramiques soumises à un choc intense : aspects macro et micromécaniques*. Université de Limoges., 1987.
160. Arrigoni M., B.M., Bolis C., Barradas S., Berthe L., Jeandin M., *Shock Mechanics and Interfaces*, 2012.
161. Wilkins, M.L., *Introduction to hydrodynamics*. 1979: CALIFORNIA UNIV LIVERMORE RADIATION LABORATORY. p. 43.
162. Nellis, W.J., *Shock compression of solids: A tutorial*. 1990: Lawrence Livermore National Laboratory. p. 72.
163. GRADY, D.E., *Analysis of Shock and High-Rate Data for Ceramics: Equation of State Properties and Fragmentation in the Ballistic Environment*. 2009: APPLIED RESEARCH ASSOCIATES INC ALBUQUERQUE p. 64.
164. Gust W., R.E., *Dynamic yield strength of B4C, BeO and Al2O3 ceramics*. J Appl Phys 42 :276-295, 1971
165. J., W., *Shock-wave compression of quartz* Appl. Phys. 33, 922-937 (1962).
166. Rossi, P., *Les bétons de fibres métalliques*. T. e. Doc. Paris, France, Presse des Ponts et chaussées: 309.
167. Erzar, B., *Ecaillage, cratérisation et comportement en traction dynamique de bétons sous impact : approches expérimentales et modélisation*. 2010, Université de Lorraine.
168. Chevalier J., F.G., *Slow Crack Propagation in Ceramics at the Nano- and Micro-Scale: Effect of the Microstructure*. Fracture Mechanics of Ceramics pp 173-190.
169. <http://www.goodfellow.com/F/Polymethacrylate-de-methyle.html>.
170. Koh C, S.V., Tan V, Tan B. , *Response of a high-strength flexible laminate to dynamic tension*. Int J Impact Eng 2008;35:559-68.
171. Smith P, L.P., *Ultra-high-strength polyethylene filaments by solution spinning/drawing*. J Mater Sci 1980;15:505-14.
172. Russell BP, K.K., Deshpande VS, Fleck NA. , *The high strain rate response of ultra high molecular-weight polyethylene: from fiber to laminate*. International Journal of impact engineering ; 60 :p1-9., 2013.
173. Senthil K, A.A., Palaminathan R, Santhosh B, Usha KM. , *Defects in composite structures: its effects and prediction methods - a comprehensive review*. Composite Structure, 106., 2013.
174. Lemanski SL, W.J., Sutcliffe M, Potter KD, Wisnom MR. , *Modelling failure of composite specimens with defects under compression loading*. Compos. Part A-Applied Sciences and manufacturing ; 48: p26-36., 2013.
175. Gowayed Y, O.G., Prevost E, Santhosh U, Jefferson G. , *Defects in ceramic matrix composites and their impact on elastic properties*. Composites Part B-Engineering 55; p167-175., 2013.
176. Croft K, L.L., Pasini D, Hojjati M, Chen J, , *Youseffpour A. Experimental study of the effect of automated fiber placement induced defects on performance of composite laminates*. Composites. Part A-Applied Sciences and manufacturing; 42 ; p484-491., 2011.
177. R.A., Garrett., *Effects of defects on aircraft composite structures*. St. Louis, USA. Defense Technical Information Center, 1983.
178. O'Masta MR, C.D., Deshpande VS, Wadley HNG. , *Mechanisms of penetration in polyethylene reinforced cross-ply laminates*. International Journal of impact Engineering ; 86: p249-264., 2015.
179. Attwood JP, K.S., Karthikeyan K, et al. , *The out-of-plane compressive response of Dyneema* International Journal of Solids and Structures ; 70: p200-226., 2014.
180. Ben-Dor G. , D.A., Elperin T. , *On the Lambert-Jonas approximation for ballistic impact*. Mechanics Research Communications ; 29 ; p137-139, 2002.
181. Lambert, J.P., Jonas, G.H., , *Ballistic Res. Lab., Rep. BRL-R-1852, Aberdeen, Maryland, USA*. 1976. .
182. Ben-Dor, G., Dubinsky, A., Elperin, T., *International Journal of Solids and Structure*. 38, 7113-7119. 2001.
183. Recht, R.F., Ipson, T.W., *Trans. ASMEJ. Appl. Mech.* 30, 384-390. 1963.
184. G., A., *Analyse du comportement mécanique des assemblages boulonnés composites à renforts tissés*. Thèse de doctorat ; Université de Toulouse, 2013.
185. R.C. Tennyson, C.L., *Hypervelocity impact damage to composites*. Composites: Part A 31 (2000) 785-794.
186. V.V. Silvestrov, A.V.P.a.N.N.G., *HYPERVELOCITY IMPACT ON LAMINATE COMPOSITE PANELS*. Int. J. Impact Engng, Vol. 17, pp. 751-762, 1995.
187. F., Lachaud., *Contribution à l'analyse multi échelle du comportement mécanique non linéaire matériau des structures composites* Habilitation à Diriger des Recherches, l'Université Toulouse 3 Paul Sabatier, 2011.
188. R., Piquet., *Contribution à l'étude des Réparations Provisoires Structurales Aéronautiques. Etude du Perçage de Plaques Minces en Carbone/Epoxy*. Thèse de l'Université Paul Sabatier. , 1999.
189. Lässig T, N.L., May M, Riedel W, Hiermaier S, Heisserer U, van der Werff H. , *A non-linear orthotropic hydrocode model for ultra-high molecular weight polyethylene in impact simulations*. International Journal of Impact Engineering; 75: p110-122., 2015.
190. Nguyen LH, Cimpoeu SJ, Mouritz AP, Orifici AC., *The efficiency of ultrahigh molecular weight polyethylene composite against fragment impact*. Exp Mech 2015. <http://dx.doi.org/10.1007/s11340-015-0051-z>.
191. Chocron S, N.A., Brill A, Malka A, Namir T, Havazelet D, et al. , *Modeling unidirectional composites by bundling fibers into strips with experimental determination of shear and compression properties at high pressures*. Compos Sci Technol 2014;101:32-40. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compscitech.2014.06.016>.
192. Nguyen LH, Cimpoeu SJ, Mouritz AP, Orifici AC. , *The effect of target thickness on the ballistic performance of ultra high molecular weight polyethylene composite*. Int J Impact Eng 2015;75:174-83. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2014.07.008>.
193. Nguyen LH, Ryan S, Riedel W, Mouritz AP, Orifici AC., *Numerical modelling of ultra-high molecular weight polyethylene composite under impact loading*, Proc Eng 2015 ; 103:436-43. <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2015.04.043>.
194. Lamontagne C.G., *Projectile density, impact angle and energy effects on hypervelocity impact damage to carbon fibre/peek composites*. International Journal of Impact Engineering 26 (2001) 381-398.
195. C., C., *Impact Tolerance of Composite Structures Under Environmental Ageing*. PhD thesis, 2014.

- 196.Pullen, A.L., L.; Micaleff, K.; Fallah, A. & Curtis, P., *Characterization of the mechanical behavior of a polymer-based laminate and constituent fibres at various quasi-static strain rates* ASCE Journal of Aerospace Engineering, doi: 10.1061/(ASCE)AS.1943-5525.0000460, 2014.
- 197.Levi-Sasson, A.M., S.; Amarilio, I.; Benes, D.; Favorsky, V.; Eliasy, R.; Aboudi, J. & Haj-Ali, R., *Experimental determination of linear and nonlinear mechanical properties of laminated soft composite material system* Composites Part B: Engineering, Elsevier, 2014, 57, 96-104.
- 198.Iannucci L, P.D., *High velocity impact and armour design*. Express Polymer Letters; 5: p262-272., 2011.
- 199.Hazzard, M.K.C., P. T.; Iannucci, L.; Hallett, S. & Trask, R., *An investigation of in-plane performance of ultra-high molecular weight polyethylene composites* ICCM 20, Copenhagen 19-24 July 2015, 2015.
- 200.DIN EN 2561. *Kohlenstoffverstärkte Kunststoffe, unidirektionale Laminare, Zugprüfung parallel zur Faserrichtung*. Berlin: Deutsches Institut für Normung e.V.; 1995.
- 201.Dumontierc, [https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Modes\\_de\\_rupture.JPG](https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Modes_de_rupture.JPG).
- 202.ASTM D5528-13-. *Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites*.
- 203.May M., L.T., *Rate-dependent mode I delamination in ballistic composites – Experiment and simulation*. Composite Structure, 180 ; p596-605, 2017.
- 204.Grujicic M., G.P.S., He T., Arakere G., Bell W.C., Cheeseman B.A., *Material Modeling and Ballistic-Resistance Analysis of Armor-Grade Composites Reinforced with High-Performance Fibers*. Journal of Materials Engineering and Performance, 18:1169–1182, DOI: 10.1007/s11665-009-9370-5, 2009.
205. Strassburger, E., *Order of Influences on the Ballistic Resistance of Armor Ceramics and Single Crystals*, Materials Science and Engineering A 597:422-430 · March 2014.
- 206.Chen L., Z.K., Fang Q., *Effect of strain rate on the dynamic tensile behaviour of UHMWPE fibre laminates*. Polymer Testing 63 (2017) 54–64, 2017.
- 207.Campilho, R.D.S.G., Banea, M. D., Neto, J. A. B. P. and da Silva, L. F. M., *Modelling adhesive joints with cohesive zone models: effect of the cohesive law shape of the adhesive layer*. International Journal of Adhesion and Adhesives 44: 48-56. 2013.
- 208.Ortiz M., P.A., *Finite-deformation irreversible cohesive elements for three-dimensional crack-propagation analysis*. Int. J. Numer. Meth. Eng. 44 (9) (1999) 1267–1282.
- 209.ANDERSON, C.E., *Developing an ultra-lightweight armor concept*, in *Ceramic Armor Materials by Design*. 2002, American Ceramic Society: Westerville, OH, ETATS-UNIS. p. 485-499.
- 210.Rosenberg, Z. and E. Dekel, *Revisiting the perforation of ductile plates by sharp-nosed rigid projectiles*. International Journal of Solids and Structures, 2010. 47(22–23): p. 3022-3033.
- 211.Bundeswehr Institute for Preventive Medicine, G.A.F., Departmental Research.
- 212.CDC Growth Charts, C.f.D.C.a.P., National Center for Health Statistics. 2017.
- 213.Wisniewski, *Numerical-Experimental Evaluation of the Armour Protection Capabilities*. Problems of mechatronics - armament, aviation, safety engineering 2015 | Vol. 6, Nr 3 (21) | 7-18 (DOI 10.5604/20815891.1166972).
- 214.A., B., *Contribution à la prédiction du risque lésionnel thoracique lors de chocs localisés à travers la caractérisation et la modélisation d'impacts balistiques non pénétrants*. PhD Thesis, 2018.
- 215.Carroll, A.W., Soderstrom, C.A., *A new nonpenetrating ballistic injury*. Annals of surgery 1978 ;188(6) :753.
- 216.Cannon, L., *Behind armour blunt trauma-an emerging problem*. Journal of the Royal Army Medical Corps 2001 ;147(1) :87–96.
- 217.Carr, D.J., Horsfall, I., Malbon, C., *Is behind armour blunt trauma a real threat to users of body armour ?*. A systematic review. Journal of the Royal Army Medical Corps 2016 ;162(1) :8–11.
- 218.Viano, D.C., Lau, I.V., *A viscous tolerance criterion for soft tissue injury assessment*. Journal of Biomechanics 1988 ;21(5) :387–399.
- 219.Cooper, G., Taylor, D., *Biophysics of Impact Injury to the Chest and Abdomen*. JR Army Med Corps 1989 ;135 :58–67.
- 220.King, A.I., *Fundamentals of Impact Biomechanics : Part I - Biomechanics of the Head, Neck, and Thorax*. Annual Review of Biomedical Engineering 2000 ;2(1) :55–81. doi :10.1146/annurev.bioeng.2.1.55.
- 221.Hewins, K., *Thèse de doctorat ; Université de Cranfield ; Shrivenham, Angleterre ; 2012*. Behind Armor Blunt Trauma : The development of a Thoracic and Abdominal Simulator Rig .
- 222.Sturdivan, L.M., Viano, D.C., Champion, H.R., *Analysis of Injury Criteria to Assess Chest and Abdominal Injury Risks in Blunt and Ballistic Impacts*, The Journal of Trauma :Injury, Infection, and Critical Care 2004 ;56(3) :651–663. doi :10.1097/01.TA.0000074108.36517.D4.
- 223.Clare, V.R., Lewis, J.H., Mickiewicz, A.P., Sturdivan, L.M., *Blunt trauma data correlation*. Rap. Tech. EB-TR-75016 ; Edgewood Arsenal ; Aberdeen Proving Ground, MD, États-Unis ; 1975.
- 224.Eppinger, R.H., Marcus, J.H., Morgan, R.M., *Development of Dummy and Injury index for NHTSA's Thoracic Side Impact Protection Research Program*. SAE Technical Paper. SAE International ; 1984, p. 31. doi :10.4271/840885.
- 225.Morgan, R.M., Marcus, J.H., Eppinger, R.H., *Side Impact - The Biofidelity of NHTSA's Proposed ATD and Efficacy of TTI*. 13th Stapp Car Crash Conference Proceedings. SAE International ; 1986,doi :10.4271/861877.
- 226.Quinn G. D., G.P., Xu K., *Cracking and the Indentation Size Effect for Knoop Hardness of Glasses*. Nist, 2003.
- 227.Palmqvist, S., *Metod att bestämma segheten hos spröda material, särskilt hårdmetaller*. Jernkontorets. Ann., 1957, 141, 300.
- 228.Manual, L.-O.U.s., *A design optimization and probabilistic analysis tool for the engineering analyst*.
- 229.Myers, R.H., Montgomery, D.C., *Response Surface Methodology. Process and Product Optimization using Designed Experiments*. Wiley, 1995.
- 230.Kacker, R.N., Eric S. Lagergren, and James J. Filliben., *Taguchi's orthogonal arrays are classical designs of experiments*. Journal of research of the National Institute of Standards and Technology, 1991, vol. 96, no 5, p. 577.
- 231.Zinszner J.-L., Erzar B., Forquin P., Buzaud E. (2015) Dynamic fragmentation of an alumina ceramic subjected to shockless spalling: an experimental and numerical study. J. Mech. Phys. Solids, 85, 112–127
- 232.Simon P. Modélisation du comportement mécanique et de la rupture en conditions dynamiques d'aciers de structure et à blindage. Mécanique des matériaux. Université de Lorraine, 2019.

# Liste des Figures

Figure 0-1 : Cuirasse mycénienne datant de 500ans av J-C [1].	3
Figure 0-2 : Illustration d'un blindage double dureté	4
Figure 1-1 : Description des mécanismes intervenant dans le calcul du <i>Viscous criterion</i> [5].	10
Figure 1-2 : Empreintes moulées dans la plastiline® des déformations arrières après impacts d'une balle de 7,62 NATO sur plaque de polyéthylène 23 kg.m-2 (3300 J) [7]	12
Figure 1-3 : Trajectoire après impacts d'une balle de 7,62 NATO sur un blindage double dureté (3300 J).	13
Figure 1-4 : Gilet T52-1 entièrement composé de toiles de nylon tressées datant de la guerre de Corée [26].	14
Figure 1-5 : Gilet de protection "Interceptor Multi-Threat Body Armor", standard de l'armée américaine [27].	15
Figure 1-6 : Résistance en traction en fonction du module de Young pour différents matériaux [29].	15
Figure 1-7 : Énergie spécifique d'absorption en fonction de la vitesse de propagation d'onde longitudinale pour différents matériaux [29].	16
Figure 1-8 : Illustration (a) d'un composite UD, (b) d'un stratifié $[0/90^\circ]_n$ , et (c) d'un tissé de type taffetas [31].	17
Figure 1-9 : Illustration de gilet de protection configuré pour des inserts céramiques [34].	17
Figure 1-10 : Composition d'un système de protection double dureté.	19
Figure 1-11 : Illustration de l'effet « Dwell » par imagerie aux rayons X d'un projectile impactant un blindage bicouche céramique-composite [57].	20
Figure 1-12 : Description phénoménologique de la pénétration d'un projectile dans un BDD [50].	21
Figure 1-13 : Facteurs dominant la réponse balistique [205].	21
Figure 1-14 : Succession d'états de contraintes subis par un élément situé sous la zone d'impact [56].	23
Figure 1-15 : Historique de l'état de sollicitation d'un élément lors d'un impact dynamique, $\tan(\alpha) = 1 - \nu\nu$ [56] et nu le coefficient de Poisson du matériau.	24
Figure 1-16 : Illustration du principe d'essai de flexion 4 points et représentation des sollicitations de l'échantillon.	26
Figure 1-17 : Illustration du cylindre de Mott et représentation de l'ouverture de fissure menant à la fragmentation statistique de l'éprouvette [73].	28
Figure 1-18 : Comparaison de la distribution cumulée des fragments d'anneau d'uranium après essai avec la distribution théorique en taille de Mott [73].	29
Figure 1-19 : Signal typique de vitesse de la surface arrière du matériau d'étude lors d'un essai d'impact de plaques.	31
Figure 1-20 : Signal typique de vitesse de la surface arrière du matériau d'étude lors d'un essai d'écaillage [84].	32
Figure 1-21 : Illustration schématique des composantes de l'essai des barres de Hopkinson.	33
Figure 1-22 : Illustration des ondes obtenues pour un essai à vide en fonction du temps.	34
Figure 1-23 : Vue en coupe d'un pion de compression confinée	37
Figure 1-24 : Assemblage d'un spécimen en céramique dans un manchon en métal.	38
Figure 1-25 : Schéma de principe d'un essai d'impact sur la tranche [105].	39
Figure 1-26 : Enveloppe élastique ( $p$ , $\tau$ ) de la deuxième version du modèle Johnson-Holmquist [122].	44
Figure 1-27 : Schéma de principe d'un essai d'indentation statique (Punch shear loading test) [136].	48
Figure 1-28 : Courbes force-déplacement d'un essai d'indentation statique (Punch shear loading test) [135].	49
Figure 1-29 : Schématisation d'un élément de volume en fonction de son endommagement $d$ [139].	53
Figure 1-30 : Masse surfacique de protection balistique en fonction du coût relatif [117].	57
Figure 1-31 : Synopsis du déroulement de la thèse.	58

Figure 2-1 : Microstructure d'une céramique cristalline : grains, joints de grains, pores, micro fissures et phases secondaires [117].	62
Figure 2-2 : Diffractogramme aux rayons X de l'alumine Sintox™ CL	63
Figure 2-3 : Microscopie électronique à balayage Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , agrandissement X500	64
Figure 2-4 : Configuration pour essai de flexion 4 points sur céramique	65
Figure 2-5 : Photographie de la machine d'essai Instron 5982R avec le dispositif de flexion quatre points sans éprouvette.	65
Figure 2-6 : Schémas (a) d'une rupture retenue (b) et d'une rupture rejetée.	66
Figure 2-7 : Contrainte à rupture pour les différents échantillons de céramique Sintox™ CL lors des essais de flexion.	66
Figure 2-8 : Éprouvette de céramique pour la flexion 4 points et système d'essai.	67
Figure 2-9 : Système d'acquisition pour la flexion 4 points.	67
Figure 2-10 : Propagation d'une fissure (trait rouge) pour une éprouvette d'alumine sollicitée en flexion.	68
Figure 2-11 : Trajet d'une fissure pour différentes éprouvettes lors d'essai de flexion 4 points.	68
Figure 2-12 : Confinement utilisés lors des essais de compression.	69
Figure 2-13 : Courbes force-déplacement obtenues pour la compression quasi-statique des confinements cuivre et acier.	70
Figure 2-14 : Courbes force-déplacement obtenues pour la compression quasi-statique d'échantillons de céramique seule et confinée.	70
Figure 2-15 : Courbes moyennes de contrainte-déformation obtenues pour la compression quasi-statique d'échantillons de céramique seule et confinée.	71
Figure 2-16 : Échantillons de céramique dans son confinement en cuivre, (a) avant essai, (b) après essai et (c) dans son confinement en acier après une compression quasi statique.	72
Figure 2-17 : a) Échantillon après un choc thermique et b) Échantillon après deux chocs thermiques.	74
Figure 2-18 : a) Échantillon après 1 choc thermique poli : vue en coupe, b) Nœud de fissure après un choc thermique	74
Figure 2-19 : Contrainte à rupture de différente éprouvette de céramique intacte (I) ou endommagé (1TS, 2TS)	75
Figure 2-20 : Échantillon endommagé après chargement à rupture	76
Figure 2-21 : Courbes de contrainte - déformation ingénierie pour des vitesses (a) de 0,04 mm/min et (b) de 4 mm/min.	77
Figure 2-22 : Système des barres de Hopkinson disponible à l'ISL.	79
Figure 2-23 : Schéma de principe d'un essai de compression dynamique d'une céramique confinée.	79
Figure 2-24 : Courbes moyennes contrainte-déformation d'un essai de compression dynamique sur des éprouvettes d'alumine confinée pour un confinement en cuivre (courbe noire) et en acier (courbe rouge).	80
Figure 2-25 : Évolution du comportement en compression dynamique d'une céramique confinée en fonction de l'endommagement [158].	80
Figure 2-26 : Position des différents composants lors d'un essai d'impact de plaque	82
Figure 2-27 : Configuration du montage expérimental pour un essai d'impact de plaque	83
Figure 2-28 : Installation pour les essais d'impact de plaques disponible à l'ISL.	83
Figure 2-29 : Impacteurs pour les essais d'impact de plaques et montage disponible à l'ISL.	84
Figure 2-30 : Schéma électrique pour acquisition lors d'un essai d'impact de plaques	84
Figure 2-31 : Signaux typiques de vitesse à l'interface alumine/PMMA issu d'un essai d'impact de plaques pour une vitesse initiale de projectile d'environ 400 m/s.	85
Figure 2-32 : Signaux typiques de vitesse à l'interface alumine/PMMA issu d'un essai d'impact de plaques pour différentes vitesses initiales.	86
Figure 2-33 : Faciès d'endommagement (fissuration d'écaillage) d'un échantillon de céramique après un essai d'écaillage [106].	88
Figure 2-34 : Diagramme de Weibull associé de céramique Sintox™ CL.	89

Figure 2-35 : Évolution des paramètres de la loi CTC (contrainte seuil, dommage et taux volumique de fissuration) pour deux vitesses de charges de traction 1D constantes choisies à 150 MPa/ns et 150 MPa/ns.	92
Figure 2-36 : Évolution des paramètres de la loi CTC (contrainte seuil, densité de fissuration et dommage) pour une sollicitation variable 1D quelconque (en haut à gauche).....	92
Figure 2-37 : Schéma de principe de l'essai d'impact sur tranche. ....	93
Figure 2-38 : Comparaison des dommages à différents instants entre (à droite) un essai d'impact sur tranche comparé au modèle DFH [106] et (à gauche) les résultats obtenus par la VUMAT CTC codée dans cette thèse .....	95
Figure 2-39 : Courbe d'Hugoniot pour différentes masses volumiques d'alumines [164].....	97
Figure 2-40 : Distribution des vitesses matérielles lors de la modélisation axisymétriques d'un essai d'impact de plaque. ....	98
Figure 2-41 : Comparaison entre simulation et expérience pour les essais d'impacts de plaques. ....	99
Figure 2-42 : Résistance des matériaux intacts et endommagé pour différentes pressions de confinement. ...	100
Figure 3-1 : Définition des différentes échelles d'étude d'un composite stratifié constitué de plis à 0 °/90 ° de fibres en UHMWPE. A) échelle micro, b) échelle méso, c) échelle macro. ....	105
Figure 3-2 : organigramme de constitution d'un composite stratifié. ....	106
Figure 3-3 : Étapes de fabrication d'une plaque à fibre UHMWPE [172]. ....	107
Figure 3-4 : Microscopies optiques de la tranche d'une plaque composite stratifiée, réalisées (a) à l'ISL et (b) en champ sombre dans la littérature [179].....	108
Figure 3-5 : Représentation schématique d'un composite stratifié.....	108
Figure 3-6 : Installations pour essais d'indentation sur composite.....	109
Figure 3-7 : Projectiles utilisés pour essais d'impact sur composite.....	109
Figure 3-8 : Bouche du canon et vélocimètre pour les essais d'impacts.....	110
Figure 3-9 : Vitesse résiduelle en fonction de la vitesse initiale pour les essais avec un projectile conique.....	111
Figure 3-10 : Endommagement face avant d'un impact non perforant avec un projectile conique ( $V_0=119 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ). ....	112
Figure 3-11 : Endommagement face arrière d'un impact perforant par un projectile conique ( $V_0=306 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ). ....	112
Figure 3-12 : Vue en coupe d'un impact perforant par un projectile conique ( $V_0=339 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ). ....	113
Figure 3-13 : Profil pour un essai non perforant avec un projectile hémisphérique, a) vue en coupe, b) localisation des délaminages. ....	114
Figure 3-14 : Photographie de (a) la face arrière et de (b) la face avant du plaque composite après impact pour un projectile hémisphérique.....	115
Figure 3-15 : Trajectoire et incidence (flèche orange) d'un projectile hémisphérique lors d'un essai non perforant sur composite (1 carreau = 10 mm). ....	116
Figure 3-16 : Déflexion maximale en fonction du temps pour les essais non perforants avec projectile hémisphérique. ....	117
Figure 3-17 : Vitesse résiduelle en fonction de la vitesse initiale pour les essais avec un projectile hémisphérique. ....	117
Figure 3-18 : Étapes lors d'un essai d'impact non perforant avec un projectile hémisphérique. ....	118
Figure 3-19 : Illustration d'une plaque composite (a) face avant et (b) face arrière, après un essai d'impact perforant avec un projectile hémisphérique ( $V_0=217 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ). ....	119
Figure 3-20 : Mécanismes de perforation pour un projectile cylindrique : ruptures de fibres (carrés rouges) et délaminages. ....	120
Figure 3-21 : Vitesse résiduelle en fonction de la vitesse initiale pour les essais avec un projectile cylindrique. ....	120
Figure 3-22 : Plaque composite après impact non perforant avec un projectile cylindrique ( $V_0=375 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ). .	121
Figure 3-23 : Déflexion maximale en fonction du temps pour les essais non perforants avec projectile cylindrique. ....	121

Figure 3-24 : Étapes lors d'un essai d'impact non perforant avec un projectile cylindrique.....	122
Figure 3-25 : Plaque composite après impact non perforant (face avant) pour les deux essais à basse vitesse avec un projectile cylindrique (a) $V_0=348 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ et (b) $V_0=340 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ .....	122
Figure 3-26 : Vue en coupe d'une plaque composite après impact perforant avec un projectile cylindrique ( $V_0=410 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ).....	123
Figure 3-27 : Mécanismes de perforation avec un projectile cylindrique.....	123
Figure 3-28 : Bouchon surface arrière après impact perforant d'un projectile cylindrique ( $V_0 = 410 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ )...	124
Figure 3-29 : Exemple d'une image C-Scan : mesure de l'onde réfléchie sur les obstacles dans l'épaisseur [195].	124
Figure 3-30 : Image obtenue par mesure ultrasonique au C-Scan sur une plaque de Dyneema® HB26.....	125
Figure 3-31 : Image obtenue par rayon X sur une plaque de Dyneema® HB26 d'une épaisseur initiale de 60mm (correspondant à un $(0^\circ/90^\circ)_{30}$ après perforation par un projectile hémisphérique.....	126
Figure 3-32 : Illustration d'éprouvette composite pour la caractérisation en traction avec les fibres orientées à a) $0^\circ$ et b) $45^\circ$ par rapport à la direction de sollicitation.....	128
Figure 3-33 : Dimensions des éprouvettes stratifiées pour un essai de traction dans le sens des fibres.....	128
Figure 3-34 : Éprouvette composite d'épaisseur 6 mm d'un essai de traction orienté à $0^\circ$ .....	129
Figure 3-35 : Courbes contrainte-déformation ingénieur d'un essai de traction sur une éprouvette de Dyneema® HB26 dans le sens des fibres.....	129
Figure 3-36 : Contrainte à rupture en traction de Dyneema® HB26 en fonction de la vitesse de déformation	130
Figure 3-37 : Courbes contrainte-déformation d'un essai de traction de composite orientées à $\pm 45^\circ$ à deux vitesses de déformation.....	131
Figure 3-38 : Courbes contrainte-déformation ingénieurs en traction à $\pm 45^\circ$ pour différents auteurs à une vitesse de déformation de $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ .....	131
Figure 3-39 : Image au microscope électronique à balayage du faciès de rupture d'une éprouvette de traction [199].	132
Figure 3-40 : Courbes contrainte-déformation en traction du Dyneema® HB26 à $45^\circ$ pour différents auteurs à une vitesse de déformation de $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ .....	133
Figure 3-41 : Illustration d'un échantillon soumis à une sollicitation de traction hors plan.....	133
Figure 3-42 : Courbes contrainte-déformation en traction hors plan du Dyneema® HB26 à une vitesse de déformation de $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ [189].	134
Figure 3-43 : Mode de rupture élémentaire d'interfaces [201].	135
Figure 3-44 : Configuration DCB pour la caractérisation du mode I [195].	135
Figure 3-45 : Configuration ENF pour la caractérisation du mode II [195].	135
Figure 3-46 : Configuration MMB pour la caractérisation du mode I et II [195].	136
Figure 3-47 : Courbes force-déplacement obtenues lors d'essais DCB sur du Dyneema® HB26 [189].	136
Figure 3-48 : Schéma pour une simulation de traction à $0^\circ$ .	141
Figure 3-49 : Courbes contrainte-déformation pour un essai de traction à $0^\circ$ ( $\sigma_R = 750 \text{ MPa}$ ) pour différents m.....	142
Figure 3-50 : Courbes contrainte-déformation ingénieur d'un essai de traction à $0^\circ$ sur une éprouvette d'épaisseur 1 mm et comparaison avec la contrainte-déformation obtenue par simulation numérique à vitesse de sollicitation égale.....	143
Figure 3-51 : Schéma d'un élément soumis à une sollicitation en compression dans le sens des fibres.....	143
Figure 3-52 : Comparaison simulation-expérience pour un essai de compression dans le sens des fibres [193].	144
Figure 3-53 : Schéma d'un élément soumis à une sollicitation en traction transverse.....	145
Figure 3-54 : Comparaison simulation/expérience pour l'essai de traction transverse.....	145
Figure 3-55 : Schéma pour une simulation de traction à $45^\circ$ .	146
Figure 3-56 : Comparaison simulation expérience pour l'essai de traction à $45^\circ$ .	147



Figure 3-57 : Modèle numérique de l'essai DCB.....	149
Figure 3-58 : Loi bilinéaire de traction-déplacement.....	150
Figure 3-59 : Comparaison essai (images Lässig), calcul de l'essai DCB.....	151
Figure 3-60 : Comparaison simulation-expérience pour les essais DCB.....	151
Figure 3-61 : Géométrie de la simulation d'un impact d'un projectile sur cible composite.....	152
Figure 3-62 : Évolution de la variable d'endommagement $D_1$ en fonction du temps pour un essai d'impact à $342 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ avec un projectile hémisphérique.....	154
Figure 3-63 : Représentation des variables d'endommagement $D_1$ et $D_2$ pour un essai d'impact à $339 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ avec un projectile conique. La distribution des dommages sur la face avant est conforme avec les observations expérimentales.....	154
Figure 3-64 : Évolution de la variable d'endommagement $D_1$ en fonction du temps pour un essai d'impact à $342 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ avec un projectile hémisphérique.....	155
Figure 3-65 : Modélisation d'essai d'impact à $342 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ avec un projectile hémisphérique (représentation de $\varepsilon_{11}$ ).....	155
Figure 3-66 : Comparaison simulation/expérience de la déflexion au cours du temps pour un essai d'impact à $227 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ avec un projectile hémisphérique.....	156
Figure 3-67 : Comparaison simulation expérience pour un essai d'impact à $227 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ avec un projectile hémisphérique.....	157
Figure 3-68 : Comparaison simulation-expérience pour les essais d'impact avec un projectile conique.....	158
Figure 4-1 : Cible double dureté Alumine/Composite.....	163
Figure 4-2 : Munition de type 7,62x51 mm AP P80, a) cartouche et b) balle.....	164
Figure 4-3 : Dissection d'un projectile de 7,62 mm x 51 mm AP P80 [211].....	165
Figure 4-4 : Configuration d'essai pour impact balistique sur cible double dureté.....	165
Figure 4-5 : Métrologie pour essai balistique sur BDD faces : avant (à gauche) et arrière (à droite).....	166
Figure 4-6 : Image aux rayons X avant impact sur la cible : vue latérale.....	166
Figure 4-7 : Configurations d'essais pour les structures A15D6 et A10D6.....	167
Figure 4-8 : Profil d'endommagement de la céramique après un impact sur les configurations (a) A10D6 et (b) A15D6.....	168
Figure 4-9 : Microscopie électronique à balayage avec sonde EDS et b) photographie d'une surface d'un fragment de céramique périphérique au cône de fragmentation.....	169
Figure 4-10 : Images de caméra haute vitesse d'un impact d'une munition de 7,62x51 mm AP sur une cible composée de 15 mm de céramique et 6 mm de composite.....	171
Figure 4-11 : Système d'acquisition de stéréo corrélation d'images.....	171
Figure 4-12 : Déflexion de la face arrière du composite en fonction du temps pour les essais (a) A10D6-3 et (b) A10D6-4.....	172
Figure 4-13 : Déflexion de la face arrière du composite en fonction du temps pour la cible (a) A15D6-3 et (b) A15D6-4.....	172
Figure 4-14 : Face avant d'une structure double dureté après impact et sans gel balistique.....	173
Figure 4-15 : Section d'une plaque composite après impact (configuration A10D6).....	173
Afin d'étudier l'influence de l'épaisseur de la plaque de céramique, nous avons poursuivi les essais avec les configurations A75D6 et A5D6. L'épaisseur de composite est inchangée, la plaque d'alumine en face avant est réduite à 7,5 mm (configuration A75D6) et 5 mm (configuration A5D6), voir Figure 4-16.....	174
Figure 4-17 : Configuration A75D6 et A5D6 pour essais balistiques.....	174
Figure 4-18 : Face avant d'une cible (configuration A75D6) après impact (a) vue d'ensemble et (b) grossissement sur la zone de pénétration.....	175
Figure 4-19 : Section d'une cible (configuration A75D6) après impact.....	175
Figure 4-20 : Vues des faces arrière et latérale de la cible (configuration A75D6) après impact.....	176
Figure 4-21 : Déflexion de la couche de composite en fonction du temps, pour 3 essais balistiques, configuration A75D6.....	176

Figure 4-22 : Vues des faces avant et arrière de la cible (configuration A5D6) après impact.....	177
Figure 4-23 : Section d'une cible (configuration A5D6) après impact.....	177
Figure 4-24 : Section d'une cible (configuration A5D6) après impact.....	178
Figure 4-25 : Images prises en face arrière de la cible (configuration A5D6) lors d'un impact d'une munition perforante .....	178
Figure 4-26 : Configuration A75D8 et A5D8 pour essais balistiques.....	179
Figure 4-27 : Face avant d'une cible (configuration A75D8) après impact.....	180
Figure 4-28 : Section d'une cible (configuration A75D8) après impact. ....	180
Figure 4-29 : Section d'une cible (configuration A75D8) après impact. ....	181
Figure 4-30 : Déflexion maximale en fonction du temps (configuration A75D8). ....	181
Figure 4-31 : Face avant d'une cible (configuration A5D8) après impact.....	182
Figure 4-32 : Section d'une cible (configuration A5D8) après impact.....	182
Figure 4-33 : Fragments de projectile après impact sur une configuration A15D6. ....	183
Figure 4-34 Cratère d'impact (gauche) et fragments de projectile (droite) après impact (configuration A75D6). .....	184
Figure 4-35 Cratère d'impact et fragments de projectile après impact sur une configuration A5D6. ....	184
Figure 4-36 Cratère d'impact et fragments de projectile après impact sur une configuration A75D8.....	185
Figure 4-37 Cratère d'impact et fragments de projectile après impact sur une configuration A5D8.....	185
Figure 4-38 : Déflexion dynamique maximale en fonction de l'épaisseur de céramique en face avant sans gel balistique. ....	186
Figure 4-39 : Vitesse moyenne de déflexion en fonction de l'épaisseur de céramique en face avant sans gel balistique. ....	187
Figure 4-40 : Section et point d'impact d'une protection balistique (configuration A5D6 et A5D8) après impact, sans gel balistique. ....	187
Figure 4-41 : Masse des noyaux en fonction de la configuration. ....	188
Figure 4-42 : Modèle numérique d'impact balistique sur blindage double dureté. ....	189
Figure 4-43 : Modèle numérique d'une munition de 7,62x51 mm P80. ....	190
Figure 4-44 : Illustration d'un cône d'Hertz lors de l'impact d'une munition de 7,62x51 mm P80 à 10 $\mu$ s....	191
Figure 4-45 : Dommages face avant d'une simulation (gauche) et de l'essai (à droite) de l'impact d'une munition de 7,62x51 mm P80 sur une configuration A5D6. ....	192
Figure 4-46 : Vue latérale d'une simulation de l'impact d'une munition de 7,62x51 mm P80 sur la plaque A5D6 à 90 $\mu$ s.....	192
Figure 4-47 : Comparaison de la simulation à 90 $\mu$ s et de la pièce post-mortem pour la configuration A5D6. ....	193
Figure 4-48 Modèle numérique d'une munition de 7,62x51mm P80. ....	194
Figure 4-49 Création du cône de Hertz avec des particules SPH dans la simulation de l'impact A75D6 ; vue à 5 $\mu$ s.....	195
Figure 4-50 Endommagement de la céramique avec un faible cône de fissuration et avec un effet d'écaillage dans la simulation du cas A75D6 ; vue à 20 $\mu$ s.....	195
Figure 4-51 Comparaison expérience-simulation de la déflexion de la face arrière du composite lors d'un tir sur une configuration A75D6.....	196
Figure 0-1 : Anatomie du thorax humain représentée par la cage thoracique (a) et les principaux organes du système cardio-respiratoire (b). ....	222
Figure 0-2 : Mécanismes lésionnels apparaissant lors d'impacts non pénétrants, illustration adaptée de Hewins [221]. ....	223
Figure 0-1 : Empreinte d'indentation d'une alumine Sintox CL.....	225
Figure 0-2 : Indenteur Knoop. ....	226
Figure 0-3 : Variation du nombre de dureté en fonction de la charge appliquée.....	227
Figure 0-4 : Dureté Knoop d'une alumine Sintox™ CL. ....	227

Figure 0-5 : Morphologie des fissures générées par l’empreinte de dureté, (a).vue de dessus, (b) fissures de Palmqvist (type « P »), (c) fissures médianes ou Halph-Penny (type « M »), (d) fissures latérales produisant un écaillage à la surface de l’échantillon.....	228
Figure 0-1 : Principe d’optimisation .....	229
Figure 0-2 : Entités pour le calcul de l’erreur quadratique moyenne [228] .....	231
Figure 0-3 : Adaptation de la sous-région en SRSM: (a) panoramique pur, (b) zoom pur et (c) a combinaison de panoramique et zoom.....	234

# Liste des Tableaux

---

Tableau 1 : bilan des propriétés mécaniques sollicitées dans la 1 <sup>ère</sup> couche d'un BDD lors d'un impact balistique.....	24
Tableau 2 : Caractéristiques fournies par le fabricant.....	61
Tableau 3 : Caractéristiques mesurées comparées aux caractéristiques fabricants .....	64
Tableau 4 : Propriétés mécaniques quasi-statique de l'alumine pour différentes pressions de confinement .....	71
Tableau 5 : Propriétés mécaniques de l'alumine fragmentée. ....	78
Tableau 6 : Propriétés mécaniques de l'alumine fragmentée. ....	81
Tableau 7: Pressions d'impact pour les différentes vitesses initiales lors des essais d'impact de plaques.....	85
Tableau 8 : Propriétés mécaniques de la céramique pour la modélisation d'impact sur tranche.....	94
Tableau 9 : Propriétés mécaniques des matériaux.....	99
Tableau 10 : Caractéristiques mécaniques de la céramique pour l'équation d'état de Grüneisen.....	99
Tableau 11: Propriétés du composite Dyneema® HB26 et des fibres SK76. ....	107
Tableau 12 : Détails des projectiles utilisés pour les essais d'impacts.....	110
Tableau 13 : Détails des essais d'impacts pour les projectiles coniques.....	110
Tableau 14 : Paramètres utilisés pour la loi de Ben-Dor [180]. ....	112
Tableau 15 : Détails des conditions d'essais d'impacts pour les projectiles hémisphériques .....	113
Tableau 16 : Épaisseur finale des composites pour les projectiles hémisphériques, dans le régime des basses vitesses....	115
Tableau 17 : Détails des essais perforants avec un projectile hémisphérique. ....	117
Tableau 18 : Détails des essais d'indentation pour les projectiles cylindriques.....	119
Tableau 19 : Mécanismes de perforation des plaques composite en fonction du projectile.....	127
Tableau 20 : Détails des essais d'impacts pour les projectiles coniques [204]. ....	137
Tableau 21 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux du composite.....	139
Tableau 22 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de traction sens fibres.....	142
Tableau 23 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de compression sens fibres.....	144
Tableau 24 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de traction hors plan.....	145
Tableau 25 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de traction à 45°.....	147
Tableau 26 : Caractéristiques mécaniques et paramètres du modèle matériaux déterminés à partir d'essais de traction à 45° issus de la littérature. ....	148
Tableau 27 : Paramètres du modèle cohésif et ténacité déterminés à partir d'essais de traction à 45° .....	151
Tableau 28 : Paramètres matériaux du projectile en acier.....	152
Tableau 29 : Caractéristiques mécaniques du matériau équivalent à la couche .....	153
Tableau 30 : Propriétés mécaniques de la couche.....	158
Tableau 31 : Configurations des cibles bicouches.....	164
Tableau 32 : Caractéristiques de la munition 7,62 mm x 51 mm P80. ....	165
Tableau 33 : Résultats de la première campagne d'essais. ....	168
Tableau 34 : Caractéristiques des cibles après essais balistiques.....	169
Tableau 35 : Caractéristiques et mesures pour les différents essais balistiques. ....	172
Tableau 36 : Caractéristiques et mesures pour les différents essais balistiques. ....	174
Tableau 37 : Caractéristiques et mesures pour les différents essais balistiques. ....	179
Tableau 38 : Masses résiduelles des munitions après impact sur différentes configurations. ....	183
Tableau 39 : Comparaison des déflexions sur deux différentes configurations avec et sans gel balistique.....	186
Tableau 40 : Propriétés mécaniques des matériaux du projectile. ....	190
Tableau 41 : Propriétés mécaniques de la céramique fragmentée.....	191

# Liste des acronymes

Symbole	Signification	Unité	Chapitre
E	Module d'Young	Pa	I ; II, III
G	Module de cisaillement	Pa	I ; II, III
$\nu$	Coefficient de Poisson	-	I ; II, III
$VC_{max}$	Critère de lésion « Viscous Criterion »	-	I
C(t)	Déplacement de la paroi thoracique	m	I
$ET_0$	Épaisseur de la paroi thoracique de la paroi thoracique	m	I
VT(t)	Vitesse de déplacement à un instant « t » courant	$m \cdot s^{-1}$	I
$\rho$	Masse volumique	$kg \cdot m^{-3}$	I ; II, III
$c^*$	Indice de Cunnif	-	I, III
$\sigma_f$	Contrainte à rupture du modèle de Cunnif	Pa	I, III
$\epsilon_f$	Déformation à rupture du modèle de Cunnif	$m \cdot s^{-1}$	I, III
$C_L$	Vitesse de propagation des ondes longitudinales	$m \cdot s^{-1}$	I ; II, III
$C_S$	Vitesse de propagation des ondes transversales	$m \cdot s^{-1}$	I ; II, III
$C_0$	Vitesse de propagation acoustique des ondes de compression	$m \cdot s^{-1}$	I ; II, III
LEH	Limite Élastique d'Hugoniot	Pa	I ; II
$P_k$	Probabilité d'apparition de k évènements dans un volume V	-	I ; II
k	Indice courant d'évènements de défauts rendus critiques	-	I ; II
N	Nombre d'évènements	-	I ; II
$\lambda_k$	Densité moyenne d'évènements	$m^{-3}$	I ; II
$P_r$	Probabilité de rupture	-	I ; II
$P_s$	Probabilité de survie	-	I ; II
$\lambda_c$	Densité de défauts critiques	$m^{-3}$	I ; II
$\lambda_0$	Densité de défauts critiques de référence	$m^{-3}$	I ; II
$\sigma_0$	Contrainte seuil statistique de rupture de référence	Pa	I ; II
V	Volume	$m^3$	I ; II
m	Module de Weibull	-	I ; II, IV
$\frac{\lambda_0}{\sigma_0^m}$	Paramètre d'échelle du modèle de Weibull	-	I ; II, IV
$V_{eff}$	Volume effectif	$m^3$	I ; II
$\sigma_i$	Contrainte principale maximale	Pa	I ; II, III
$\sigma_w$	Contrainte moyenne à rupture	Pa	I ; II
$\sigma_{sd}$	Écart type	Pa	I ; II

$\Gamma$	Fonction Eulérienne		I ; II
$\dot{\epsilon}$	Vitesse de déformation	$s^{-1}$	I ; II, III
U	Déplacement	m	I ; II, III, IV
r	Rayon	m	I ; II, III, IV
$U_{LEH}$	Vitesse particulière du matériau au passage de la LEH	$m \cdot s^{-1}$	I ; II,
$U_P$	Vitesse particulière	$m \cdot s^{-1}$	I ; II,
$U_{int}$	vitesse à l'interface	$m \cdot s^{-1}$	I ; II,
$Z_c$	Impédance mécanique du matériau cible	-	I ; II, III
$Z_f$	Impédance mécanique du matériau fenêtre	-	I ; II, III
$\sigma_{ec}$	Résistance à l'écaillage	Pa	I ; II
$\Delta U_{ec}$	Écart de vitesse « Pull back »	$m \cdot s^{-1}$	I ; II,
$U_e$	Vitesse particulière aux faces entrantes	$m \cdot s^{-1}$	I ; II
$U_s$	Vitesse particulière aux faces sortantes	$m \cdot s^{-1}$	I ; II
$\epsilon_I$	Onde de déformation « incidente » dans une barre de l'essai SHPB	-	I ; II
$\epsilon_R$	Onde de déformation « réfléchie » dans une barre de l'essai SHPB	-	I ; II
$\epsilon_T$	Onde de déformation « transmise » dans une barre de l'essai SHPB	-	I ; II
$F_e$	Forces aux faces entrantes dans une barre de l'essai SHPB	N	I ; II
$F_s$	Forces aux faces sortantes dans une barre de l'essai SHPB	N	I ; II
$\sigma_n$	Contrainte nominale moyenne	Pa	I ; II, III, IV
$A_0$	Section des barres d'Hopkinson	$m^2$	I ; II
$A_S$	Section de l'échantillon	$m^2$	I ; II, III
$h_0$	Hauteur de l'échantillon	m	I ; II, III
$\Delta T$	Durée de mesure	s	I ; II, III, IV
L	Longueur de la barre entrante d'un essai SHPB	m	I ; II
$L_p$	Longueur du projectile d'un essai SHPB	m	I ; II
$E_p$	module élastique du matériau du projectile	Pa	I ; II, III
$\rho_p$	Masse volumique du matériau du projectile	$kg \cdot m^{-3}$	I ; II, III
$t_r$	Temps de montée de l'impulsion	s	I ; II
$\delta$	Différence entre le diamètre interne de l'anneau et le diamètre de l'échantillon	m	I ; II
$r_1$	Rayon interne de l'échantillon	m	I ; II
$r_2$	Rayon externe du manchon	m	I ; II
$\sigma_y$	Limite élastique	Pa	I ; II, III, IV
p	Pression de confinement	Pa	I ; II
D	Variable d'endommagement	-	I ; II, III

$\varepsilon^p$	Déformation plastique	-	I ; II, III
$\varepsilon_f^p$	Déformation plastique maximale	-	I ; II, III
$P_{HEL}$	Pression à la limite élastique d'Hugoniot	Pa	I ; II
$P^*$	Pression normalisée	-	I
$\sigma_i^*$	Limite élastique de la céramique intacte loi de Johnson-Holmquist (JH)	Pa	I
$\sigma^*$	Limite élastique du matériau dans son état courant loi JH	Pa	I
$\sigma_f^*$	Limite élastique de la céramique fragmentée loi JH	Pa	I
$T^*$	Température normalisée loi JH	-	I
A	Constante matériau loi de JH	-	I
B	Constante matériau loi de JH	-	I
C	Constante matériau loi de JH	-	I
M	Constante matériau loi de JH	-	I
N	Constante matériau loi de JH	-	I
$V_0 / V_{occ}$	volume d'occultation loi DFH / loi CTC	$m^3$	I ; II
s	Paramètre de forme loi DFH	-	I ; II
k	Paramètre matériau d'ajustement de la vitesse de fissuration loi DFH	-	I ; II
t	Instant d'amorçage de la fissuration à partir de défauts critiques loi DFH	s	I ; II
T	Instant courant loi DFH	s	I ; II, III, IV
n	Dimension du problème (2=2D / 3=3D) loi DFH	-	I ; II, III, IV
$u_{crack}$	Vitesse de propagation de fissures loi DFH	$m \cdot s^{-1}$	I ; II
$P_{NO}$	Probabilité de non occultation loi DFH	-	I ; II
$\lambda_{crack}$	Densité de fissuration loi DFH	$m^{-3}$	I ; II
$\lambda_t$	Densité de défauts loi DFH	$m^{-3}$	I ; II
$t_c$	Instant caractéristique auquel tout le volume $V_{eff}$ est fissuré loi DFH	s	I ; II
S	Aire de la section transversale fissurée	$m^2$	I ; II
$S_{eff}$	Surface restante non endommagée de la section transversale	$m^2$	I ; III
$S_d$	Surface totale endommagée de la section transversale	$m^2$	I ; III
$\varepsilon^{elas}$	Déformation élastique	-	I ; III
$E_d$	Module d'Young du matériau céramique endommagé	Pa	I ; III
$X_T$	Résistance en traction longitudinale du pli composite (chap 1) ou de la couche (chap 3)	Pa	I ; III
$X_C$	Résistance en compression longitudinale du pli composite(chap 1) ou de la couche (chap 3)	Pa	I ; III
$Z_C$	Résistance en compression sphérique	Pa	I ; III
$Y_T$	Résistance en traction dans la direction perpendiculaire aux fibres du	Pa	I ; III

	pli composite (chap 1)		
$Y_C$	Résistance en compression dans la direction perpendiculaire aux fibres du pli composite	Pa	I ; III
$Z_T$	Résistance en traction hors plan	Pa	I ; III
$S_{ij}$	Résistances en cisaillement dans les plans i-j	Pa	I ; III
$\phi_j$	Densité de probabilité de rupture suivant le mode « j »	-	I ; III
$m_j$	Paramètre d'adoucissement des contraintes associé à la rupture $\phi_j$	-	I ; III
$q_{ij}$	Terme générique de la matrice de couplage qui relie des modes de rupture « j » aux dommages « i »	-	I ; III
$\sigma_r$	Contrainte à rupture essai de flexion 4 points	Pa	I ; II
F	Force à rupture essai de flexion 4 points	N	I ; II
L	Distance entre appuis inférieurs essai de flexion 4 points	m	I ; II
l	Distance entre appuis supérieurs essai de flexion 4 points	m	I ; II
b	Largeur de l'échantillon essai de flexion 4 points	m	I ; II
h	Épaisseur de l'échantillon essai de flexion 4 points	m	I ; II
$F_T$	Force axiale totale mesurée	N	I ; II
$F_c$	Force axiale mesurée (confinement)	N	I ; II
$\Delta L$	Déplacement	m	I ; II, III
K	Raideur	$N \cdot m^{-1}$	I ; II, III
$L_0$	Longueur initiale	m	I ; II, III
$\mu$	Variation volumique	-	I ; II
$S_i$	Paramètre de Grüneisen ( $i=1$ à 3)	-	I ; II
$\gamma$	Coefficient de Grüneisen	-	I ; II
$E_0$	Énergie interne volumique	$J \cdot m^{-3}$	I ; II
$\alpha$	Facteur de correction volumique	-	I ; II
$V_{res}$	Vitesse résiduelle du projectile	$m \cdot s^{-1}$	III, IV
$V_{imp}$	Vitesse d'impact du projectile sur la cible	$m \cdot s^{-1}$	III, IV
$V_{bl}$	Vitesse balistique limite du couple projectile/plaque	$m \cdot s^{-1}$	III, IV
$Y_{12}$	Seuil élasto-plastique en traction à 45°	Pa	III
$\phi$	Angle de frottement de Coulomb	°	III



# Annexe 1 : Mécanismes lésionnels

La balistique lésionnelle est l'étude de l'interaction projectile/tissus vivants. Les systèmes de protection personnelle de type gilets ont pour but de protéger les organes vitaux et donc essentiellement le thorax. Afin de comprendre au mieux les critères d'évaluation des performances d'une protection personnelle, il paraît pertinent d'aborder le domaine de la balistique lésionnelle. Nous nous efforcerons donc dans cette partie de présenter les éléments essentiels à cette étude à savoir les critères à prendre en compte dans la sélection, le dimensionnement ou l'évaluation d'une protection balistique.

## 1.1. Thorax

Le thorax représente la région anatomique supérieure du tronc humain située entre le cou et l'abdomen. D'un point de vue squelettal, il est délimité par la première et la douzième paire de côtes formant ainsi la cage thoracique (figure 1-4). De par sa géométrie et sa constitution, la cage thoracique a pour but la protection des organes internes du thorax et du système respiratoire [214].

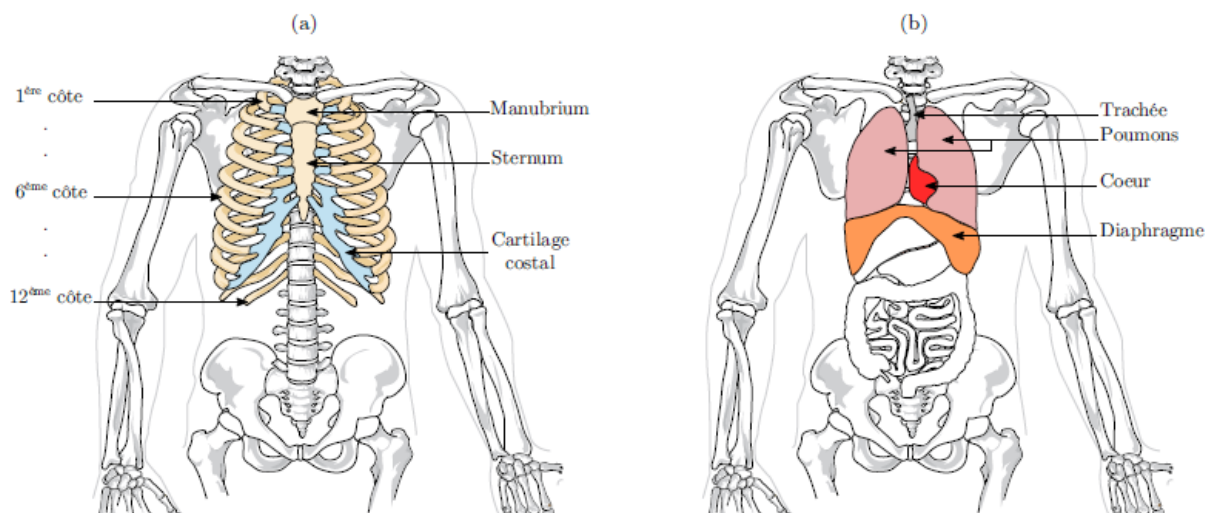


Figure 0-1 : Anatomie du thorax humain représentée par la cage thoracique (a) et les principaux organes du système cardio-respiratoire (b).

Le thorax contient également le système respiratoire composé notamment des poumons, de la trachée et du diaphragme schématisés à la figure 0-1. Le diaphragme est le principal muscle respiratoire et marque la limite entre la cavité thoracique et la cavité abdominale. Le thorax contient également le cœur situé entre les deux poumons et sous le sternum (figure 0-1). Différentes échelles de blessures et critères lésionnels sont définis dans la littérature.

## 1.2. Types d'impacts

Les impacts balistiques non pénétrants sur le thorax humain induisent diverses sollicitations mécaniques et des phénomènes physiques complexes causant diverses lésions dépendant du lieu et de l'énergie d'impact. Dans le cas d'un impact non pénétrant, conséquence de l'impact d'un projectile sur un gilet pare-balles, des lésions provoquées par la déformation arrière du gilet pare-balles ont été recensées pour la première fois en 1978 par Carroll et Soderstrom [215]. Elles sont connues sous le terme anglo-saxon Behind Armor Blunt

Trauma (BABT) et ont fait l'objet de nombreuses études afin de comprendre les mécanismes biophysiques engendrés [216], [217], [214].

Lors d'un impact sur un thorax, la paroi corporelle est soumise à une accélération entraînant un effort sur les tissus sous-jacents. L'énergie cinétique du projectile absorbée par le corps humain provoque différents types de lésion et différente sévérité. La gravité d'un impact dépend non seulement de l'amplitude de la déformation des tissus, mais également de la vitesse à laquelle la déformation apparaît [218]. En effet, Cooper et Taylor [219] indiquent qu'un impact à une faible vitesse de déformation génère un large déplacement de la paroi corporelle et des lésions directes et localisées à la zone d'impact. Les impacts à plus hautes vitesses induisent des ondes de contrainte de compression à travers le corps humain et entraînent des déformations importantes des tissus, éloignés du point d'impact [219].

### 1.3. Échelles, critères et mécanismes lésionnels

Les mécanismes lésionnels représentent un paramètre ou un ensemble de paramètres physiques admettant une corrélation avec la gravité d'une blessure associée à une échelle lésionnelle. De nombreux critères ont pu être définis en balistique lésionnelle. Parmi ceux-ci, deux nous paraissent pertinents pour les structures de protection d'intérêt dans la thèse.

La Figure 0-2 permet de distinguer les mécanismes lésionnels gouvernant les impacts non pénétrants. Lors d'un choc balistique, l'impact est concentré sur une zone très restreinte du corps humain, causant un large cisaillement et un déchirement des tissus [214]. L'énergie d'impact imposée à la cage thoracique peut suffire à fléchir les côtes et entraîner leur rupture [220]. Les tissus sous-jacents, comme le cœur et les poumons, peuvent être soumis à des contusions et lacérations. D'autres phénomènes peuvent survenir lors de conditions extrêmes de chargement dynamique liées à l'impact de projectile à très haute énergie (ex : 7,62 x 51 mm OTAN) sur un gilet pare-balles. Ce type d'impact peut entraîner des ondes de contraintes se propageant dans les tissus du corps humain selon leur impédance mécanique. Il peut ainsi provoquer des contusions pulmonaires, dues à la propagation d'ondes dans l'air et également des concentrations de contraintes [216] (figure 1-4).

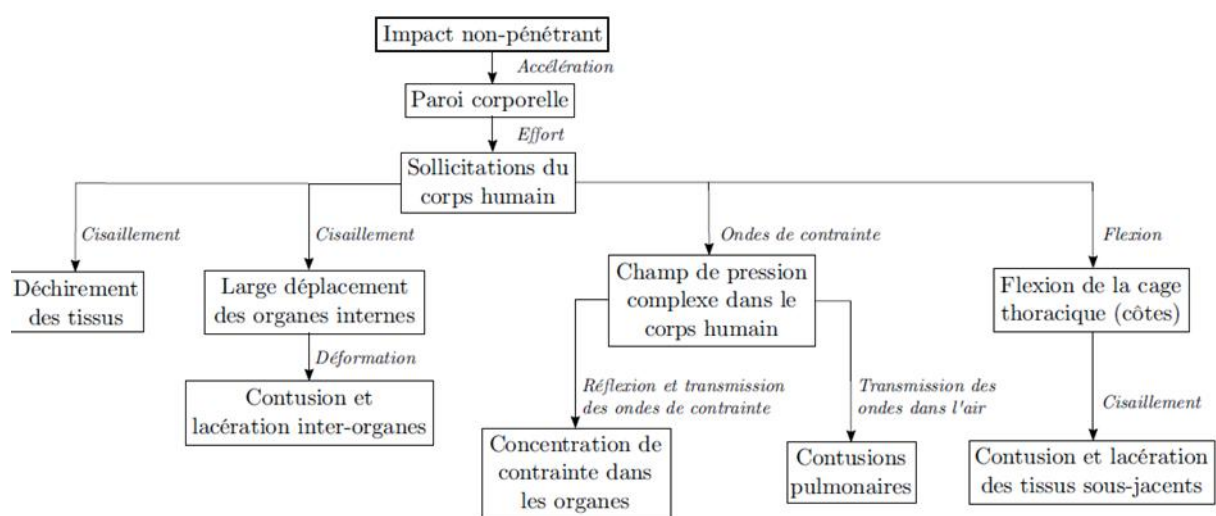


Figure 0-2 : Mécanismes lésionnels apparaissant lors d'impacts non pénétrants, illustration adaptée de Hewins [221].

### 1.3.1. Critère sur l'enfoncement maximal « Blunt Criterion »

Le Blunt Criterion (BC) est quant à lui un critère lésionnel mis au point pour le domaine de la balistique contondante [222]. Il correspond à un modèle empirique à cinq paramètres sans dimension physique et est spécifié à l'aide de l'équation 1-3.

$$BC = \ln \left( \frac{\frac{1}{2} \cdot m \cdot V^2}{W^{1/3} \cdot T \cdot D} \right) \quad \text{Eq. 0-1}$$

Où,  $m$  désigne la masse du projectile en kg,  $V$  sa vitesse en  $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ ,  $W$  la masse de la cible en kg,  $T$  l'épaisseur de la paroi corporelle en cm et  $D$  le diamètre du projectile en cm. Dans le cas où la valeur de  $T$  n'est pas mesurée, elle peut être estimée par  $T = kW^{1/3}$ , où  $k=0.711$  pour un homme et  $0.593$  pour une femme [222]. Dans l'équation 1-3, le numérateur représente l'énergie cinétique du projectile.

Le dénominateur, quant à lui, repose sur la capacité de la cible à absorber l'énergie de l'impact sans causer de lésions majeures. À noter que ce critère considère que l'intégralité de l'énergie cinétique du projectile est transmise à la cible. De plus, le calcul du BC n'est pas fonction de la réponse du corps humain soumis à l'impact. Pour ces raisons, ce critère lésionnel est plutôt employé dans une étape préliminaire de conception de projectiles [223].

### 1.3.2. Thoracic Trauma Index (TTI).

On retrouve un premier critère basé sur l'accélération du thorax, le Thoracic Trauma Index (TTI). Ce critère a été développé pour évaluer les impacts latéraux automobiles [224], [225]. L'équation 0-1 définit ce critère en fonction de l'âge de la cible (AGE), l'accélération maximale mesurée sur la quatrième ou huitième côte (RIB), l'accélération maximale de la douzième vertèbre (T12), la masse du sujet ( $M$ ) et la masse du 50ème percentile humain  $M50$ . Par exemple, cette masse médiane est établie à 70 kg pour un homme et à 58 kg pour une femme par le centre américain de contrôle et de prévention des maladies (Center for Disease Control and Prevention - CDC) [212].

$$TTI = 1,4 AGE + \frac{1}{2} (RIB + T12) \cdot \frac{M}{M50} \quad \text{Eq. 0-2}$$

# Annexe 2 : Caractérisation micromécanique de la céramique

Cette partie s'intéresse à la caractérisation micromécanique du comportement de la céramique au travers d'essais d'indentation. En effet ces essais permettent d'accéder à des grandeurs tels que la dureté ou la ténacité et d'observer la plasticité et l'endommagement du matériau fragile comme nous allons le voir. Les liens avec les mécanismes lors d'un impact ne sont pas établis.

## 1.4. Types d'analyses de dureté

La dureté d'un matériau est définie comme la résistance mécanique qu'un matériau oppose à la pénétration, d'un autre corps plus dur que lui, sous l'action d'une charge donnée.

L'essai de dureté repose sur l'application d'un pénétrateur à la surface du matériau à tester. Le pénétrateur, ou indenteur, peut présenter différentes formes géométriques simples : sphère, cône ou encore pyramide. Lorsque l'indenteur est soumis à une charge donnée, il pénètre dans le matériau, d'autant plus facilement que celui-ci est mou. Lors du retrait de l'indenteur, il subsiste dans le matériau une empreinte résiduelle de forme similaire à celle de l'indenteur entourée d'une zone déformée plastiquement. On calcule alors un nombre en effectuant le rapport entre la charge appliquée et une aire représentative de l'empreinte. Ce nombre, appelé nombre de dureté, est équivalent à une contrainte. De manière intuitive, la dureté caractérise donc la résistance à l'enfoncement du pénétrateur supposé indéformable.

Lors de l'essai de dureté Knoop, basé sur une méthode optique, on mesure la taille de l'empreinte laissée par le pénétrateur. Plus l'empreinte laissée par le pénétrateur sur la surface d'un échantillon avec une force d'essai définie est grande, plus le matériau testé sera tendre. Pour la détermination de la dureté Knoop notée HK (selon ISO 4545), le pénétrateur pyramidal de forme losange (angle de bord longitudinal  $172,5^\circ$ , angle de bord transversal  $130^\circ$ ) est appliqué avec une charge définie (entre 1 gf et 2,5 kgf) sur l'échantillon. La dureté Knoop est le quotient de la force d'essai  $F$  (en Newton N) et de la surface de projection de l'empreinte, calculée à l'aide de la plus longue diagonale  $d$  (en mm) de l'empreinte pyramidale (voir image ci-dessous).

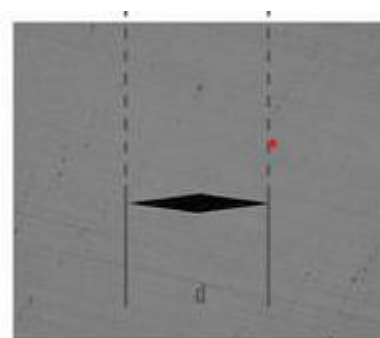


Figure 0-1 : Empreinte d'indentation d'une alumine Sintox CL.

La grande diagonale de l'empreinte Knoop est environ sept fois plus longue que la petite diagonale. Elle peut donc être calculée plus précisément. Le pénétrateur Knoop ne pénètre dans le matériau que de  $1/30$  environ de la diagonale la plus longue, ce qui signifie que la profondeur de pénétration est très faible. C'est

pourquoi la méthode Knoop est particulièrement adaptée aux échantillons fins et étroits ainsi qu'aux essais de matériaux fragiles (afin d'éviter la formation de fissures autour de l'empreinte). Le temps d'application de la charge admis par la norme est de 7 secondes. Le temps de maintien est de 15 secondes.

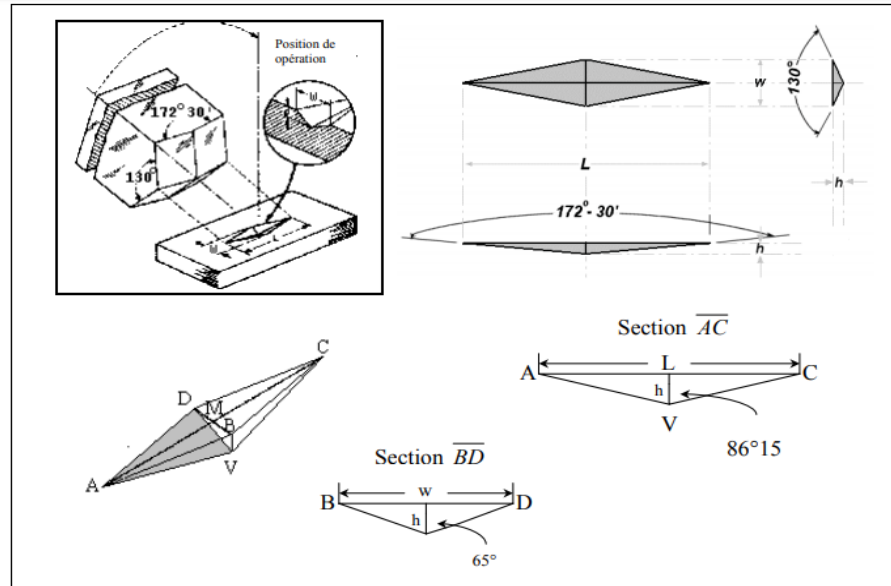


Figure 0-2 : Indenteur Knoop.

L'empreinte laissée après la pénétration est de forme losange allongée. Le nombre de dureté est calculé par le rapport de la charge à la surface projetée du contact. L'aire projetée du contact de la pyramide avec le matériau ( $S_p$ ) représente quatre fois l'aire du triangle.

$$S_p = 4 \cdot \frac{1}{2} \cdot AM' \cdot BM' = 2 \cdot \frac{L}{2} \cdot \frac{w}{2} = \frac{L \cdot w}{2} \quad \text{Eq. 0-1}$$

Avec

$$\frac{L}{2} = h \cdot \tan(86,15^\circ) \equiv h = \frac{L}{2 \cdot \tan(65^\circ)} \quad \text{Eq. 0-2}$$

$$\frac{L}{2} = h \cdot \tan(86,15^\circ) \equiv h = \frac{L}{2 \cdot \tan(65^\circ)} \quad \text{Eq. 0-3}$$

$$w = \frac{\tan(65^\circ)}{\tan(86,15^\circ)} \cdot L \rightarrow L = 7,11 \cdot w \quad \text{Eq. 0-4}$$

Ainsi, la surface  $S_p$  peut s'exprimer uniquement en fonction de la grande diagonale d'empreinte  $L$  par la relation :

$$S_p = \frac{L}{2} \cdot \frac{\tan(65^\circ)}{\tan(86,15^\circ)} \cdot L = 0,07028 \cdot L^2 \quad \text{Eq. 0-5}$$

En combinant les relations (..) et (..), on obtient l'expression de la dureté Knoop :

$$HK = \frac{14,229 \cdot P}{L^2} \quad \text{Eq. 0-6}$$

Il est à noter que la dureté n'est pas une valeur intrinsèque au matériau car le nombre de dureté obtenu par l'essai d'indentation dépend de la nature du pénétrateur mais aussi de l'amplitude de la charge. En effet suivant la charge appliquée, on observe une évolution appelé effet de taille d'empreinte.

Quatre domaines de dureté peuvent ainsi être identifiés en fonction de la charge appliquée (voir figure zxx) :

- Nanodureté
- Microdureté
- Dureté sous charge réduite
- Macro dureté

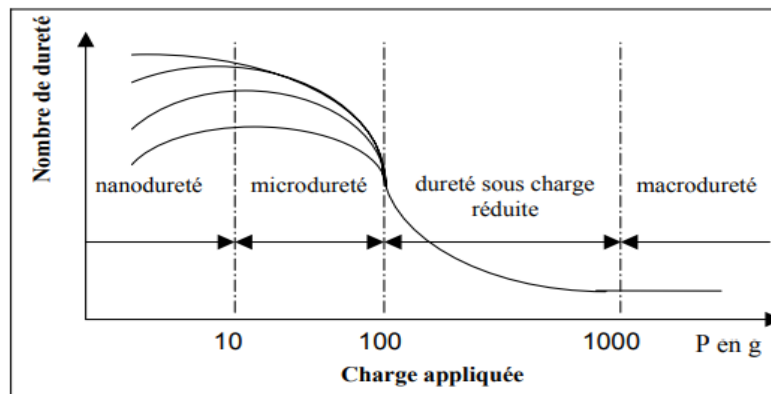


Figure 0-3 : Variation du nombre de dureté en fonction de la charge appliquée.

Dans cette étude, nous avons tracé pour différentes charges, la valeur de dureté de notre matériau (voir Figure 0-4).

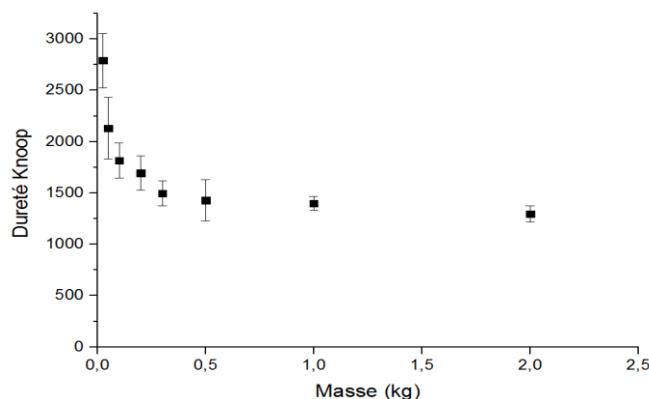


Figure 0-4 : Dureté Knoop d'une alumine Sintox™ CL.

Les résultats obtenus présentent une tendance cohérente dans la mesure où nous nous plaçons dans un régime de dureté sous charge réduite. L'augmentation de la valeur de dureté observée pour les faibles charges, est un

phénomène largement décrit dans la littérature [226]. Ce phénomène, appelé en anglais « Indentation size effect » (ISE), correspond précisément à l'effet de taille d'empreinte. Du fait de son existence, un seul nombre de dureté ne suffit pas pour caractériser un matériau.

La dureté est donc une propriété complexe dont il est difficile de donner une interprétation physique et de relier à des propriétés mécaniques du matériau. Toutefois, le nombre de dureté obtenu par l'essai d'indentation donne à l'utilisateur une information quantifiée par des normes précises. Il est souvent utilisé de manière comparative, afin par exemple, d'établir un classement entre plusieurs matériaux ou de vérifier l'homogénéité au sein d'un même échantillon.

### 1.5. Mécanismes d'endommagement lors d'une indentation

Lorsque l'indentation est effectuée sur des matériaux fragiles avec des indenteurs pyramidaux, des fissures peuvent apparaître aux extrémités des empreintes dans le prolongement des diagonales. Il est admis depuis de nombreuses années que les fissures peuvent se développer de manière différente. Par exemple lorsque les fissures sont générées sous l'empreinte, elles sont dites de type médian ainsi que lorsqu'elles se développent aux extrémités de l'empreinte, elles ont une forme de demi-ellipse dite de type Palmvist [227]. Ces dernières années, des études plus approfondies sur la forme des fissures ont montré l'existence d'une zone « neutre » située sous l'empreinte dans laquelle aucune fissure ne peut se développer, empêchant ainsi la fissure de prendre une forme de demi-disque.

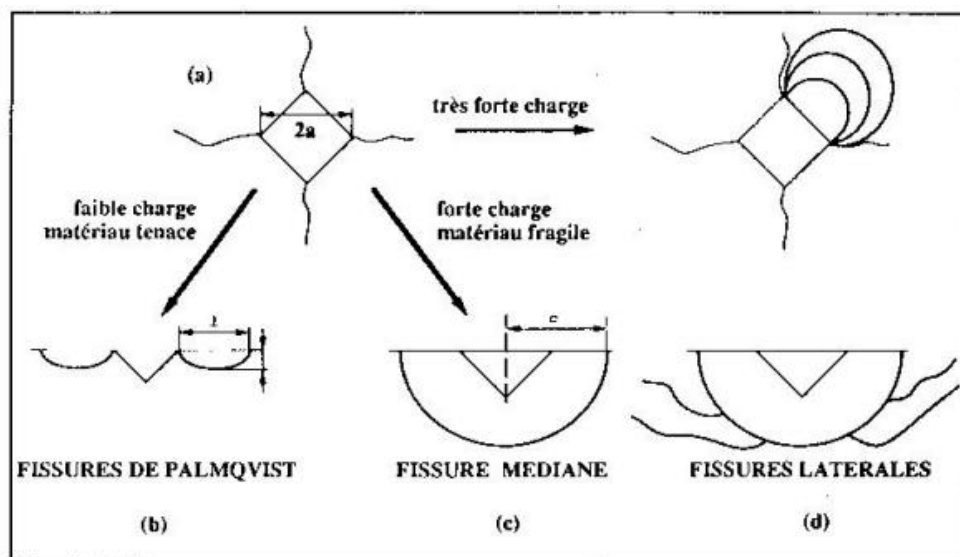


Figure 0-5 : Morphologie des fissures générées par l'empreinte de dureté, (a).vue de dessus, (b) fissures de Palmqvist (type « P »), (c) fissures médianes ou Halph-Penny (type « M »), (d) fissures latérales produisant un écaillage à la surface de l'échantillon.

# Annexe 3 : Méthode d'optimisation par analyse inverse

L'optimisation basée sur un métamodèle est utilisée pour créer et optimiser la valeur d'un ou plusieurs paramètres d'un modèle de comportement au lieu d'optimiser ces valeurs par simulation directe. Le principe de l'optimisation est résumé figure 4-1 ci-dessous.

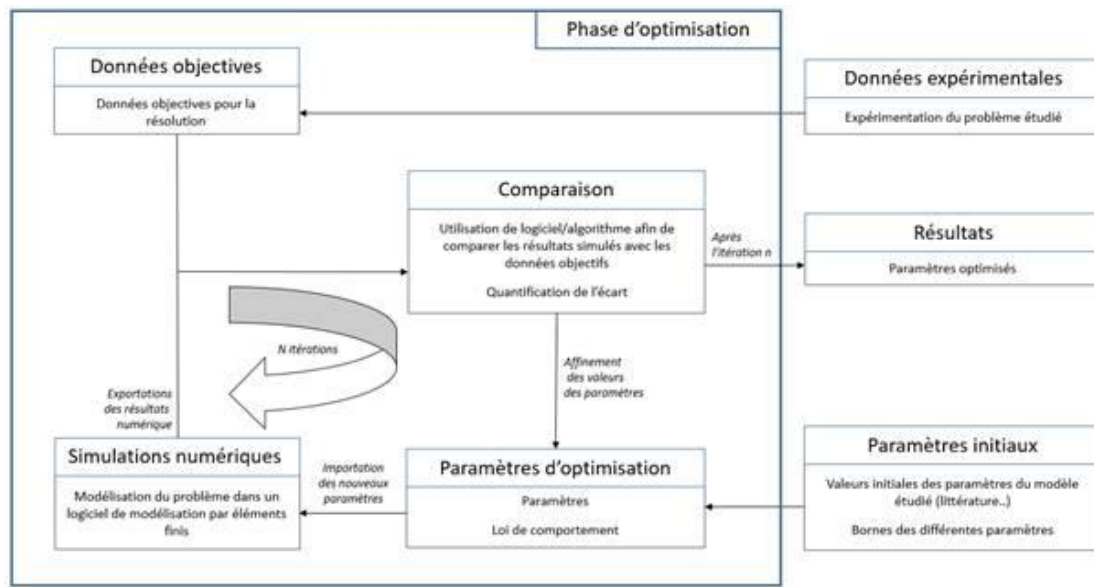


Figure 0-1 : Principe d'optimisation

Cette optimisation est réalisée en utilisant un métamodèle qui est ainsi créé comme un substitut simple et peu coûteux d'une optimisation manuelle. Une fois le métamodèle créé, il peut être utilisé pour trouver l'optimum des valeurs des différents paramètres.

Les étapes de base sont les suivantes :

- Sélection de points
- Exécution des simulations
- Construction des métamodèles (voir **section 1**)
- Exécution de l'optimisation du métamodèle

L'optimisation directe utilise uniquement des résultats de simulation, dont les sorties (contrainte-déformation, vitesse-temps, ...) ont été décidés auparavant. Dans cette approche, l'échantillonnage se fait séquentiellement. Un petit nombre de points est généralement choisi pour chaque itération et plusieurs itérations peuvent être demandées au logiciel (Critères de terminaison, **section 2**). Cette approche a l'avantage que le processus itératif peut être arrêté dès que les métamodèles ou l'optimum des points ont atteint une précision suffisante.

La méthode choisie pour l'échantillonnage est une méthode dite Polynomiale. Lorsque des surfaces de réponse polynomiales sont construites, un ordre d'approximation linéaire est choisi. L'augmentation de l'ordre



du polynôme entraîne plus de termes dans le polynôme, et donc plus de coefficients qui doivent être déterminés, donc plus de cycles de simulation sont nécessaires.

Pour les réseaux neuronaux à action directe, le schéma principal est remplacé dans la première itération par des polynômes linéaires avec une sélection de point « optimale D », car :

1. L'optimum D minimise la taille des intervalles de confiance pour garantir une optimisation précise des variables.
2. Il aborde la variabilité rencontrée avec les réseaux de neurones en raison de la rareté possible des points au début du processus itératif, en particulier dans l'itération 1, qui a la densité de points la plus faible. 0.

Concernant les bornes de l'échantillonnage, les méthodes séquentielles sont bonnes pour l'exploration d'optimisation à l'aide d'un métamodèle mais afin d'accélérer la convergence, une stratégie de réduction du domaine adaptatif est utilisée pour réduire la taille de la sous-région, voir la **section 3 : SRSM**.

## Identification du système et des matériaux

L'identification de système est un terme général utilisé pour décrire les outils et algorithmes mathématiques qui construisent des modèles dynamiques à partir de données mesurées. La méthodologie utilisée dans LS-OPT consiste en une procédure de régression non linéaire pour optimiser les paramètres d'un matériau. Cette procédure minimise les erreurs par rapport aux résultats expérimentaux donnés. La formulation pour l'identification du système choisi utilise les paramètres de correspondance de courbe comme objectif de minimisation. L'approche de correspondance de courbe est couramment utilisée pour l'identification du système et est automatisée à l'aide d'une seule commande.

La mesure de correspondance de courbe euclidienne (également connue sous le nom d'erreur quadratique moyenne ou MSE), a été choisie dans ce projet. La Figure 0-2 montre un graphique contenant la courbe  $f(x, z)$  et les points  $G_p(z)$ . Les points peuvent être interconnectés pour former une courbe  $G(z)$ .

$f$  est une courbe de réponse calculée (par exemple l'historique des contraintes ou des forces) calculée en un point  $x$  dans l'espace des paramètres. Les variables  $x$  représentent des paramètres inconnus dans le modèle. Les constants matériaux sont typiquement des paramètres utilisés dans la construction de modèles d'éléments finis.

La variable d'état indépendante  $z$  peut représenter le temps, mais aussi tout autre type de réponse tel qu'une déformation. La courbe cible  $G$  est constante par rapport à  $x$  et représente généralement un résultat d'essai (par exemple contrainte vs déformation ou force vs déformation).

Dans cette étude un code Abaqus python est utilisé pour extraire les données souhaitées de la simulation numérique et ainsi pouvoir tracer la courbe  $f$ . Chaque fonction  $f(x, z_p)$  est représentée en interne par une surface de réponse de sorte qu'une courbe typique  $f(x, z)$  soit représentée par  $P$  surfaces de réponse internes. Dans la Figure 0-2, sept points de régression sont affichés. Les résidus à ces points sont combinés en une norme d'erreur quadratique moyenne:

$$\varepsilon = \frac{1}{P} \sum_{p=1}^P W_p \left( \frac{f_p(x) - G_p}{S_p} \right) = \frac{1}{P} \sum_{p=1}^P W_p \left( \frac{e_p(x)}{S_p} \right)^2 \quad \text{Eq. 0-1}$$

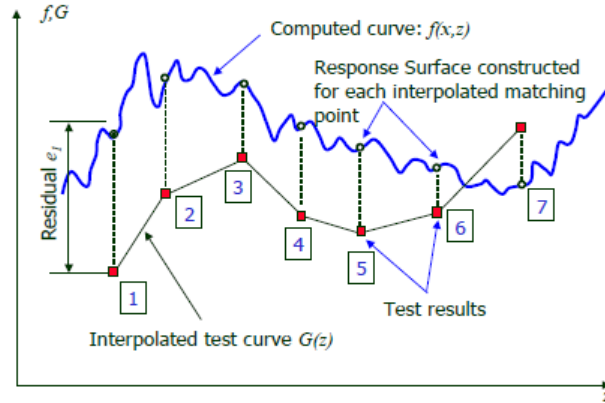


Figure 0-2 : Entités pour le calcul de l'erreur quadratique moyenne [228]

La norme MSE est basée sur une série de points de régression P commençant au point de départ  $z_1$  et se terminant au point final  $z_P$  (voir Figure 0-2). Les  $S_p$ ,  $p=1$  à P sont des facteurs d'échelle résiduels et les  $W_p$ ,  $p=1$  à P sont le poids appliqués au carré du résiduel mis à l'échelle  $(f_p - G_p)/s_p$  au point p.

L'approche de réduction du domaine par défaut est la méthode de surface de réponse séquentielle (SRSM), qui est la stratégie d'automatisation de la conception LS-OPT d'origine.

Par défaut, une surface de réponse linéaire est utilisée et les points liés aux itérations précédentes sont ignorés. Les paramètres par défaut pour l'échantillonnage sont décrits ci-dessous (voir Boîte de dialogue d'échantillonnage, Chapitre 9):

1. Polynôme linéaire
2. Échantillonnage optimal D
3. Nombre par défaut de points d'échantillonnage basé sur le nombre de variables de conception.

### Section 1 : Métamodèle

Ce chapitre décrit la spécification des paramètres d'échantillonnage, c'est-à-dire les types de métamodèles, les schémas de sélection de points.

Pour la stratégie de la méthode de surface de réponse séquentielle (SRSM), le choix par défaut est la méthode de surface de réponse polynomiale (RSM) où les surfaces de réponse sont ajustées aux résultats à l'aide de polynômes. Lorsque des surfaces de réponse polynomiales sont construites, un ordre d'approximation linéaire a été utilisé. Le coefficient de détermination  $R^2$  est défini comme:

$$R^2 = \frac{\sum_{i=1}^P (\hat{y}_i - \bar{y}_i)^2}{\sum_{i=1}^P (y_i - \bar{y}_i)^2} \quad \text{Eq. 0-2}$$

Où P est le nombre de points de la simulation et  $\bar{y}_i, \hat{y}_i, y_i$  représentent la moyenne des réponses, la réponse et la réponse réelle, respectivement. Cet indicateur, qui varie entre 0 et 1, représente la capacité de la surface de

réponse à identifier la variabilité de la réponse de conception. Une faible valeur de  $R^2$  signifie généralement que la région d'intérêt est trop grande ou trop petite et que les gradients ne sont pas fiables. La valeur de 1,0 pour  $R^2$  indique un ajustement parfait.

## Section 2 : Critère de fin

Cette partie explique les critères de fin des tâches itératives. Les critères disponibles diffèrent en fonction de la tâche d'optimisation, de la stratégie et du nombre d'objectifs.

En fonction de la tâche et de la stratégie d'optimisation, il est possible de spécifier des tolérances sur le changement d'optimisation ( $\Delta x_i$ ), le changement de fonction objectif ( $\Delta f$ ) ou la précision du métamodèle. Le critère de fin est rempli si tous les critères sont remplis : optimisation, objectifs et métamodèle. La précision de la réponse souhaitée et le nombre maximal d'itérations sont définis à ce niveau.

### Tolérance aux modifications de conception et tolérance aux fonctions objectives

Le critère de fin de l'optimisation et le critère de fin de la fonction objectif sont disponibles pour l'échantillonnage séquentiel avec réduction de domaine. Le critère de fin de l'optimisation est atteint si

$$\frac{\|x^{(k)} - x^{(k-1)}\|}{\|d\|} < \varepsilon_x \quad \text{Eq. 0-3}$$

Où « x » fait référence au vecteur des variables de l'optimisation et d est la taille de l'espace de l'optimisation.

Le critère de fin de la fonction objectif devient actif si :

$$\frac{\|f^{(k)} - f^{(k-1)}\|}{\|f^{(k-1)}\|} < \varepsilon_f \quad \text{Eq. 0-4}$$

Où f désigne la valeur de la fonction objectif, (k) et (k-1) se réfèrent à deux itérations successives.

L'utilisation de ces critères de fin est recommandée pour une optimisation basée sur un métamodèle avec échantillonnage séquentiel et réduction de domaine.

### Tolérance de précision de la réponse

Le critère de tolérance de précision sur la réponse est disponible pour la stratégie séquentielle. La tolérance sur la précision du métamodèle est basée sur le changement de la mesure de précision de la prédiction (racine carrée de l'erreur PRESS).

La somme des prédictions des carrés résiduels (PRESS) utilise chaque sous-ensemble possible de P-1 points comme ensemble de régression de données pour s'adapter au modèle de régression, et le point restant est utilisé pour former un ensemble de prédiction [229].

PRESS est défini comme la somme de toutes les erreurs de prédiction, mais peut être calculé à partir d'une seule analyse de régression de tous les points P.

$$PRESS = \sum_{i=1}^p \left( \frac{y_i - \hat{y}_i}{1 - h_{ii}} \right)^2 \quad \text{Eq. 0-5}$$

où  $h_{ii}$  sont les termes diagonaux de

$$H = X(X^T X)^{-1} X^T \quad \text{Eq. 0-6}$$

H est la matrice «chapeau», la matrice qui situe les réponses observées par rapport aux réponses ajustées, c'est-à-dire

$$\hat{y}_i = Hy \quad \text{Eq. 0-7}$$

Le résidu « PRESS » peut également s'écrire sous sa forme racine carrée :

$$SPRESS = \sqrt{\frac{1}{P} \sum_{i=1}^p \left( \frac{y_i - \hat{y}_i}{1 - h_{ii}} \right)^2} \quad \text{Eq. 0-8}$$

Pour une optimisation saturée, H est égal à la matrice unitaire **I** de sorte que l'indicateur PRESS devient indéfini.

La mesure est divisée par la moyenne des valeurs simulées utilisées pour construire la surface de réponse. La valeur de la réponse la plus critique est utilisée. Le critère de fin vis-à-vis de la tolérance de précision de réponse devient actif si :

$$|s^{(k)} - s^{(k-1)}| < \varepsilon_r \quad \text{Eq. 0-9}$$

où  $s_i$  désigne l'erreur d'approximation de la  $i^{\text{ème}}$  réponse caractérisée par le rapport de la racine carrée somme de toutes les erreurs de prédiction et de réponse moyenne. (k) et (k-1) se réfèrent à deux nombres d'itérations successifs.

L'utilisation de ce critère de fin est recommandée pour la stratégie séquentielle, si le processus itératif est utilisé pour améliorer la qualité du métamodèle. Le nombre maximal d'itérations d'optimisation est également spécifié à cet endroit. Si les critères de résiliation décrits ci-dessus sont atteints, LS-OPT terminera l'optimisation et n'effectuera pas le nombre maximal d'itérations

### Section 3 : Méthode de surface de réponse séquentielle (SRSM)

Le but de la méthode SRSM est de permettre la convergence de la solution à objectif unique vers une tolérance prescrite. La méthode SRSM [230] utilise une région d'intérêt, un sous-espace de l'espace de conception, pour déterminer un optimum approximatif. Une plage de valeur est choisie pour chaque variable afin de déterminer sa taille initiale. Une nouvelle région d'intérêt est centrée sur chaque optimum successif. Des progrès sont réalisés en déplaçant le centre de la région d'intérêt ainsi qu'en réduisant sa taille. La Figure 0-3 montre l'adaptation possible de la sous-région.

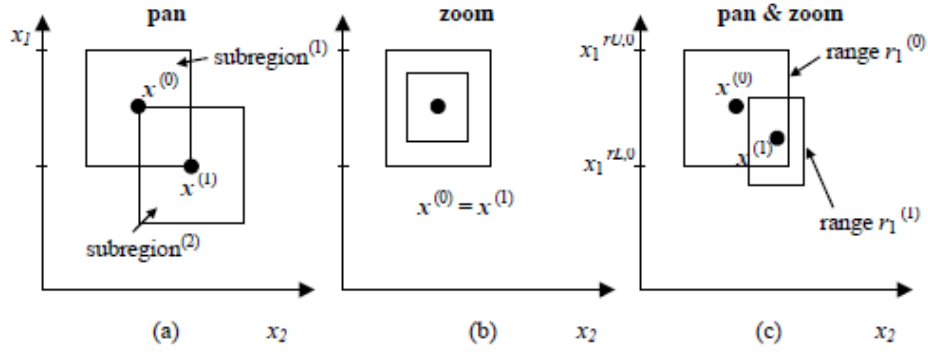


Figure 0-3 : Adaptation de la sous-région en SRSM: (a) panoramique pur, (b) zoom pur et (c) a combinaison de panoramique et zoom

Le point de départ  $x^0$  forme le point central de la première région d'intérêt. Les limites hautes et basses ( $x_i^{rL,0}, x_i^{rR,0}$ ) de la sous-région initiale sont calculées en utilisant la gamme de valeur  $r_i^{(0)}$  tel que :

$$x_i^{rL,0} = x_i^{(0)} - 0,5 r_i^{(0)} \text{ et } x_i^{rU,0} = x_i^{(0)} + 0,5 r_i^{(0)} \text{ avec } i = 1, \dots, n \quad \text{Eq. 0-10}$$

Avec  $n$  le nombre de variables.

La modification de la gamme des variables pour la prochaine itération dépend de la nature oscillatoire de la solution et de l'optimum.

Oscillation : un paramètre de contraction  $\gamma$  est d'abord déterminé en fonction l'optimisation courante et précédente  $x^{(k)}$  et  $x^{(k-1)}$ , ces optimisation sont à l'opposé ou du même côté de la région d'intérêt. Ainsi un indicateur d'oscillation  $c$  peut être déterminé dans l'itération  $k$  comme :

$$c_i^{(k)} = d_i^{(k)} d_i^{(k-1)} \quad \text{Eq. 0-11}$$

Avec

$$d_i^{(k)} = 2 \Delta x_i^{(k)} / r_i^{(k)} \quad \text{Eq. 0-12}$$

$$\Delta x_i^{(k)} = x_i^{(k)} - x_i^{(k-1)} \quad \text{Eq. 0-13}$$

$$d_i^{(k)} \in [-1; 1] \quad \text{Eq. 0-14}$$

L'indicateur d'oscillation (en omettant volontairement les indices  $i$  et  $k$ ) est normalisé comme  $\hat{c}$  où

$$\hat{c} = \sqrt{|c| \text{sign}(c)} \quad \text{Eq. 0-15}$$

Le paramètre de contraction  $\gamma$  est alors calculé comme

$$\gamma = 0,5 (\gamma_{pan}(1 + \hat{c}) + \gamma_{osc}(1 - \hat{c})) \quad \text{Eq. 0-16}$$

Le paramètre  $\gamma_{osc}$  vaut généralement 0,5-0,7 et représente le retrait pour amortir l'oscillation, alors que  $\gamma_{pan}$  représente le cas panoramique pur et donc l'unité est généralement choisie.

Précision : La précision est estimée en utilisant la proximité de l'optimum prévu de l'itération actuelle à la conception de départ (précédente). Plus la distance entre les conceptions de départ et optimales est petite, plus rapidement, la région d'intérêt diminuera de taille. Si la solution est à la limite de la région d'intérêt, on estime que le point optimal se situe au-delà de la région. Par conséquent, une nouvelle sous-région, centrée sur point actuel, ne change pas sa taille. C'est ce qu'on appelle le panoramique (Figure ... (a)). Si le point optimal coïncide avec la précédente, la sous-région est stationnaire, mais réduit sa taille (zoom) (... (b)). Le panoramique et le zoom peuvent se produire en cas de mouvement partiel (... (c)). La plage (k +1) suis pour le nouvelle sous-région dans la (k + 1) -ième itération est alors déterminée par:

$$r_i^{(k+1)} = \lambda_i r_i^{(k)}; i = 1, \dots, n; k = 0, \dots, niter \quad \text{Eq. 0-17}$$

où  $\lambda_i$  représente le taux de contraction pour chaque variable de conception. Pour déterminer  $\lambda_i$ ,  $d_i^{(k)}$  est incorporé par la mise à l'échelle selon un paramètre de zoom  $\eta$  qui représente le zoom pur et le paramètre de contraction  $\gamma$  à donner le taux de contraction :

$$\lambda_i = \eta + \left| d_i^{(k)} \right| (\gamma - \eta) \quad \text{Eq. 0-18}$$

Par conséquent, les surfaces de réponse sont progressivement mises à jour dans la région du point optimum. Pour automatiser le schéma de sous-domaine successif pour SRSM, la taille de la région d'intérêt (telle que définie par la plage de chaque variable) est adaptée en fonction de la précision de l'optimum précédent et également de l'occurrence d'oscillation.

## Caractérisation et modélisation du comportement dynamique des matériaux constituant une structure de protection céramique-composite

### Résumé

Cette thèse avait pour objectif de développer un modèle numérique capable de décrire de manière prédictive les mécanismes mis en jeu lors de l'impact d'une munition 7.62x51 AP P80 sur un assemblage céramique/composite. Ce blindage est composé d'une plaque d'alumine soutenue par une plaque de composite stratifié à fibres UWMWPE longues.

Une caractérisation mécanique a été effectuée sur les matériaux de l'étude, afin d'étudier leurs comportements sous sollicitations statiques et dynamiques et de déterminer les propriétés et paramètres des lois de comportement choisies. Des essais spécifiques ont été mis en œuvre comme des essais d'impacts de plaques sur céramique ou d'impact de projectiles de laboratoire sur composite seul. Un modèle d'endommagement diffus a été retenu pour le composite afin de décrire les mécanismes de ruine observés lors des essais jusqu'à perforation. L'identification des propriétés et paramètres a fait appel à des données expérimentales issues de la littérature et de la thèse et s'appuie sur une analyse inverse d'optimisation (LS-OPT®). En ce qui concerne la céramique, un modèle de comportement probabiliste et une équation d'état capables de représenter un endommagement anisotrope en tension dynamique, et un comportement de type élastoplastique en compression pour la céramique fragmentée a été proposé. Ce modèle a été implémenté dans Abaqus® Explicit sous la forme d'une loi de comportement utilisateur.

Des essais d'impacts balistiques ont été réalisés sur les structures bicouches afin d'étudier l'influence de l'épaisseur des deux matériaux. Les mécanismes d'endommagement mis en jeu lors de l'impact ont été analysés à partir d'observations post-mortem et de captures vidéo. Afin de modéliser le comportement de la céramique fragmentée, et de représenter les amas de très petits fragments sous la forme de réelles discontinuités, une transformation des éléments finis en particules SPH a été intégrée ajoutée. Des simulations numériques de cas perforants et non-perforants ont pu être menées et comparées aux résultats expérimentaux. Le modèle obtenu permet de représenter l'endommagement de la céramique et la formation d'un cône de fragmentation sous le projectile, ainsi que la vitesse résiduelle dans le cas perforant et la déflexion maximale à l'arrière du composite dans les deux cas.

**Mots clés :** comportement mécanique, choc, modélisation, impact balistique, composite, céramique, blindage

### Résumé en anglais

This thesis aimed to develop a numerical model able to predict the mechanisms involved in the impact of a 7.62x51 AP P80 ammunition on a ceramic / composite assembly. This armor is composed of an alumina layer supported by a plate of UWMWPE long fiber laminate composite.

A mechanical characterization was carried out on the studied materials, in order to investigate their behavior under static and dynamic loadings and to determine the properties and parameters of the selected constitutive models. Specific tests have been carried out such as plate impact tests on ceramic or laboratory projectile impact on the composite alone. A diffuse damage model was selected for the composite to describe the failure mechanisms observed during tests, up to perforation. The identification of the properties and parameters required experimental data from the literature and the thesis, and is based on inverse optimization analysis (LS-OPT®). Regarding ceramics, a probabilistic behavior model and an equation of state capable of representing anisotropic damage in dynamic tension, and an elastoplastic-like behavior in compression for fragmented ceramics has been proposed. This model has been implemented in Abaqus® Explicit in the form of a user material model.

Ballistic impact tests were carried out on the bilayer structures to study the influence of the thickness of the two materials. The damage mechanisms brought into play during the impact were analyzed from post-mortem observations and video captures. In order to model the behavior of the fragmented ceramic, and to represent the clouds of very small fragments in the form of real discontinuities, a transformation of finite elements into SPH particles has been added. Numerical simulations of perforating and non-perforating cases have been achieved and compared with the experimental results. The developed model allows to describe ceramic damage and the formation of a fragmentation cone under the projectile, as well as the residual velocity in the perforating case and the maximum deflection behind the composite in both cases.

**Keywords:** mechanical behavior, shock, modelling, ballistic impact, composite, ceramic, amour