



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact bibliothèque : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>



**AGENCE
INNOVATION
DÉFENSE**

Thèse de doctorat

Présentée et soutenue publiquement le 25 février 2022 à Metz
pour l'obtention du titre de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE LORRAINE

Mention : Science des matériaux

par **Yann COGET**

Sous la direction de Pr. Alexis RUSINEK, Dr. Christophe CZARNOTA

et Dr. Yaël DEMARTY

Étude du comportement mécanique à l'impact d'une munition à noyau ductile (petits à moyens calibres)

Membres du jury

Directeurs de thèse :	Alexis RUSINEK Christophe CZARNOTA Yaël DEMARTY	Pr, LEM3 – Université de Lorraine, Metz Maître de Conférences HDR, LEM3 – Université de Lorraine, Metz Dr, Institut Franco-Allemand de Saint Louis, Saint Louis
Président de jury :	Eric MARKIEWICZ	Pr, Université Polytechnique Hauts-de-France, Valenciennes
Rapporteurs :	Patricia VERLEYSSEN Eric MARKIEWICZ	Pr, Ghent University, Gand (Belgique) Pr, Université Polytechnique Hauts-de-France, Valenciennes
Examineurs :	Daniel RITTEL Raphaël PESCI	Pr, Technion, Haïfa (Israël) Maître de Conférences, Arts et Métiers Campus de Metz, Metz
Membre invité :	Bernard VIVIEN	Ing, Direction Générale de l'Armement, Paris

Remerciements

Ces travaux de thèse sont le fruit d'une collaboration entre l'Institut Franco-Allemand de Saint-Louis et le laboratoire LEM3 de l'Université de Lorraine. Nombreux sont ceux que je voudrais remercier de m'avoir aidé, soutenu et conseillé durant ces trois années.

Je souhaite tout d'abord remercier chaleureusement mes directeurs de thèse, le Pr. Alexis Rusinek, Dr. Christophe Czarnota et Dr. Yaël Demarty pour leur confiance, le soutien et les conseils qu'ils ont su m'apporter tout au long de cette thèse.

J'adresse également mes remerciements aux Pr. Patricia Verleysen et Pr. Éric Markiewicz qui ont accepté de rapporter ma thèse ainsi qu'aux Pr. Daniel Rittel et Dr. Raphaël Pesci de m'avoir fait l'honneur d'examiner mon travail. J'espère sincèrement que nous aurons l'occasion de poursuivre nos discussions lors de conférences et collaborations.

Je souhaite remercier l'ISL et la DGA qui ont cofinancé ces travaux, et plus particulièrement M. Bernard Vivien et Dr. Jean-Sébastien Brest pour les discussions intéressantes que nous avons pu avoir tout au long de ma thèse.

Je tiens à remercier tout le personnel de l'ISL avec qui j'ai passé la plupart de mes trois années de thèse. Je salue en particulier tous les membres de l'Atelier Central toujours très accueillants, à l'écoute et qui ont toujours accepté de relever des défis très complexes pour la réalisation d'échantillons ou de montages ! Également le groupe PCE avec lequel j'ai eu la chance de collaborer pour la réalisation des essais balistiques.

J'ai aussi une pensée pour tous les enseignants avec qui j'ai eu la chance d'étudier tout au long de mon parcours et grâce à qui j'en suis arrivé là.

Je ne peux écrire cette partie « remerciements » sans penser à mon groupe AMT. Si ces trois années se sont passées si vite, c'est en grande partie grâce à vous tous et tous les moments agréables que nous avons pu avoir à l'ISL ou en dehors ! Ces quelques lignes ne suffisent pas

à décrire trois années riches en émotion. Mais en tout cas, je n'oublierai pas les moments passés avec les nombreux étudiants que ce soit les stagiaires (Pablito, Mr Vainqueur, Lionel, Philippe, PDL, Marie, Tina, Jérôme) et les doctorants (Florimond, Maxime, Tristan et Robin). Je souhaite bien évidemment bon courage à Thibault, Eugénie et Junior pour la fin de leur thèse ! et à Magda, dziękuję za miłe chwile spędzone w twoim towarzystwie i życzę powodzenia na zakończenie doktoratu !

Mais aussi, nos débats sportifs et sur moult sujets avec Nicolas.

Je ne saurai oublier nos « anciens » du groupe néanmoins les plus fit et sportifs, toujours présents pour blaguer et mettre de la bonne humeur à toutes heures de la journée, le duo magique quand vous êtes réunis !! Thierry mon acolyte nordiste et bien sûr Philippe mon seul et unique COPAIIN !

J'ai une grosse pensée pour Sébastien avec qui j'ai eu la chance de discuter longuement en mangeant quelques pizzas tout en s'hydratant de mousses (et de thé par moment) !

Je me rappellerai des très bons moments que nous avons passés avec Yaël en conférences et durant nos déplacements.

Of course, Scuzzzez moi but, I ~~am~~ agree, that I will miss a little bit the petits breaks and the bons moments spent with les Meks, Josip von AMT et Šeršer Anthony !

Je ne peux que finir par les meilleures HaHa (rire d'Edgar), les Divas : Professeur Floflo et July avec qui j'ai eu la chance de partager gâteaux, petits tea tous les jours, pour bien commencer la journée mais aussi bien d'autres moments forts sympathiques et grave quichants !

Je souhaite aussi remercier mes nombreux amis (qui se reconnaîtront !) et en particulier Pierre, Mélanie, Charles, Gus et Patryk avec qui j'ai la chance de passer de bons moments, voyages et délires depuis maintenant de nombreuses années déjà.

Mes derniers remerciements vont à ma famille et plus particulièrement à mes parents pour leur soutien inconditionnel et leur dévouement durant toutes ces années !

La quichance est l'essence de la réussite.

Edgar M. C.

Étude du comportement mécanique à l'impact d'une munition à noyau ductile (petits à moyens calibres)

Introduction de l'étude	1
Chapitre 1 : Etat de l'art	5
I. Introduction du chapitre	6
II. Protection balistique pour le combattant	6
III. Mécanismes mis en jeu lors d'un impact	9
IV. Caractérisation mécanique du comportement et de la rupture des matériaux constituant une munition	14
V. Modélisation du comportement mécanique et de la rupture des protections en composite UHMWPE	29
VI. Simulation numérique d'impact	35
VII. Conclusion du chapitre	41
Chapitre 2 : Étude du comportement mécanique et de la rupture du noyau de la munition	44
I. Introduction du chapitre	46
II. Étude du plomb	47
III. Caractérisation et modélisation du comportement mécanique du plomb	51
IV. Caractérisation de la rupture du plomb	77
V. Conclusion du chapitre	88
Chapitre 3 : Etude du comportement mécanique de la chemise de la munition	91
I. Introduction du chapitre	92
II. Étude de la chemise	92
III. Caractérisation et modélisation du comportement mécanique de la chemise	95
IV. Caractérisation et modélisation de la rupture de la chemise	111
V. Conclusion du chapitre	129

Chapitre 4 : Étude de l'ensemble noyau – chemise de la munition sous sollicitations dynamiques.....	132
I. Introduction du chapitre	133
II. Étude l'ensemble noyau et chemise en régime dynamique	133
III. Étude de la munition de calibre 9 mm sous impact direct	149
IV. Essais d'impact direct sur échantillons cylindriques	158
V. Conclusion du chapitre.....	162
Chapitre 5 : Étude expérimentale et numérique d'impact balistique	164
I. Introduction du chapitre :	166
II. Étude expérimentale	166
III. Étude numérique	188
IV. Conclusion du chapitre.....	220
Conclusion générale	222
Références	228

Introduction de l'étude

Depuis des dizaines d'années, le monde fait face à de nouveaux conflits armés impliquant l'utilisation de protections de plus en plus performantes et plus ergonomiques (Figure 1). Que ce soit pour les agents des forces de l'ordre portant un gilet balistique au quotidien, ou des soldats sur des théâtres d'opérations hostiles, dans des conditions extrêmes et chargés d'équipements très lourds.

Une protection balistique doit être capable d'arrêter un projectile donné (Figure 2), l'empêchant de pénétrer le corps de la personne protégée. La protection a aussi pour but de limiter les effets de « Behind Armour Blunt Trauma » (lésions non pénétrantes provoquées par la déformation dynamique arrière de la protection) qui peuvent causer des lésions corporelles et sont dus à la déformation arrière du gilet pare-balles. Aujourd'hui le développement de nouveaux systèmes de protection vise à améliorer l'ergonomie et diminuer la masse tout en conservant des performances balistiques adéquates. Un compromis est donc nécessaire et une juste évaluation de la menace également. Les protections personnelles peuvent être soumises, outre les menaces de type fragments ou effet de souffle, à des munitions chemisées à noyau ductile de calibre 9 mm (petit calibre, pour la police) ou de calibre 7,62 mm non perforantes (moyen calibre, pour les militaires) et doivent répondre à des normes définissant leur niveau de protection.



(a)



(b)

Figure 1 : Exemple de protections balistiques pouvant être utilisées par : (a) les forces de l'ordre [1] ; (b) les militaires [2].



Figure 2 : Exemple de munitions de petits et moyens calibres [3].

Pour dimensionner un gilet pare-balle, il est indispensable d'avoir recours à des essais balistiques. En effet cela permet par exemple de visualiser, dans une situation la plus réelle possible, s'il y a perforation ou non de la protection et de mesurer la déflexion de la face arrière. Cependant, cette méthode ne peut être envisagée dans un contexte où l'optimisation d'une protection passe par l'étude de nombreuses configurations (en faisant varier les matériaux, épaisseurs, vitesses d'impact, munitions, etc.), la fabrication de ces différentes configurations de protection pouvant se révéler longue et coûteuse. C'est pourquoi, une étude numérique par méthode éléments finis est généralement associée à l'approche expérimentale. Elle permet d'obtenir des informations complémentaires sur le comportement de la protection et de la munition (déformations, états de contraintes, etc.) mais aussi de mettre en place des études paramétriques pour faire varier facilement l'épaisseur ou le matériau et ainsi donner une indication sur les configurations optimales.

L'utilisation de simulations numériques requiert une modélisation fidèle des mécanismes mis en jeu lors de l'impact et ainsi du comportement mécanique et des modes de ruines des différents matériaux (paramètres matériau, loi de comportement et de rupture). Plus ces modèles seront précis, plus les résultats numériques seront pertinents. C'est pourquoi, il nous semble important de mettre en place des études de caractérisation prenant en compte l'histoire thermomécanique du matériau, pour des sollicitations proches des contraintes rencontrées lors d'essais balistiques (grandes déformations, grandes vitesses de déformation, température, etc.). Nous faisons référence ici, par exemple, au comportement des constituants des munitions qui auront suivi un mode particulier de mise en forme tel que de la coulée pour le noyau ou un emboutissage pour la chemise de la

munition.

Le présent travail de thèse porte sur la caractérisation du comportement à l'impact des munitions de 9 mm et 7,62 mm à noyau ductile en alliage de plomb et chemisées en acier. Ces munitions seront soumises à des essais balistiques sur un composite stratifié, unidirectionnel à fibres polyéthylène à haute masse moléculaire (UHMWPE) en Dyneema® HB26. L'objectif de la thèse est d'être capable de restituer le plus fidèlement possible, par le biais de simulations numériques, les différents phénomènes observés durant l'étude expérimentale.

Afin de situer le contexte lié à la problématique de la thèse, le mémoire débute par un état de l'art sur les recherches associées à la caractérisation mécanique du comportement et de la rupture de matériaux métalliques pour ensuite s'intéresser aux phénomènes survenant lors d'impacts balistiques de projectiles chemisés à noyau ductile. Le dernier point de l'étude bibliographique s'intéresse aux travaux traitant de la simulation d'impact balistique pour ces mêmes munitions. Au terme de ce premier chapitre, une démarche scientifique est proposée permettant de répondre à la problématique de thèse. Le deuxième chapitre est dédié à la caractérisation mécanique du noyau en alliage de plomb de la munition de calibre 9 mm, avec la mise en place d'un modèle de comportement et de rupture. Le troisième chapitre a pour objectif de caractériser le comportement et la rupture de la chemise en acier de la munition de calibre 9 mm, en conservant sa géométrie et son histoire thermomécanique. Le quatrième chapitre de ce mémoire repose sur l'étude expérimentale et numérique de l'ensemble noyau-chemise constituant la munition et a pour but de vérifier les différents modèles déterminés dans les parties précédentes pour des conditions expérimentales n'ayant pas été utilisées lors de l'identification mais aussi de s'approprier d'autres paramètres structuraux (frottement, contact). Le dernier chapitre présente, dans une première partie, la campagne d'essais balistiques réalisée pour l'impact des munitions de 9 mm et 7,62 mm sur des cibles en composite de type Dyneema® HB26. Les résultats obtenus sont comparés, dans une seconde partie, aux simulations numériques menées avec Abaqus® Explicit. Enfin, une conclusion propose une synthèse des travaux de cette thèse, des pistes d'amélioration aux développements réalisés ainsi que de nouvelles perspectives d'étude.

Cette étude, cofinancée par la Direction Générale de l'Armement et l'Institut Franco-Allemand de Saint Louis, a été réalisée en collaboration avec le laboratoire LEM3 de

l'Université de Lorraine.

Chapitre 1 : État de l'art

Table des matières

I.	Introduction du chapitre	6
II.	Protection balistique pour le combattant.....	6
1.	Description de la menace	6
2.	Les solutions de protection personnelle	8
III.	Mécanismes mis en jeu lors d'un impact.....	9
1.	Au niveau du projectile.....	9
2.	Au niveau de la protection en composite.....	11
a.	Endommagement de la matrice.....	13
b.	Endommagement de la fibre	13
c.	Délaminage.....	13
IV.	Caractérisation mécanique du comportement et de la rupture des matériaux constituant une munition.....	14
1.	Introduction.....	14
2.	Méthodes d'essais.....	15
a.	Vitesse de déformation dynamique (100 à 10^4 s^{-1})	15
b.	Impact direct (10^3 à 10^5 s^{-1})	16
c.	Essais en température	18
3.	Lois de comportement mécanique	19
a.	Modélisation du comportement des alliages d'acier	19
b.	Modélisation du comportement d'alliages de plomb	22
4.	Modèle d'endommagement et de rupture	26
V.	Modélisation du comportement mécanique et de la rupture des protections en composite UHMWPE.....	29
1.	Introduction.....	29
2.	Modèles de comportement et de rupture.....	30
VI.	Simulation numérique d'impact	35
1.	Introduction.....	35
2.	Impact de projectile rigide sur composite UHMWPE	36
3.	Impact de munition sur composite	38
VII.	Conclusion du chapitre	41

I. Introduction du chapitre

Ce premier chapitre, consacré à l'état de l'art, sera découpé en plusieurs parties. La première s'intéressera aux impacts balistiques avec l'introduction des projectiles et protections. S'en suivra une partie sur l'étude des mécanismes mis en jeu lors d'un impact. La partie suivante montrera comment il est possible de caractériser le comportement et la rupture des différents matériaux (matériaux métalliques pour la munition et composites pour la protection) dans le but de définir les modèles de comportement et de rupture. Finalement, la dernière partie s'intéressera aux travaux de la littérature portant sur les simulations numériques d'impact.

II. Protection balistique pour le combattant

Lorsque l'on s'intéresse à la protection balistique pour les combattants, il est important d'identifier le type de menaces auquel ils doivent faire face. Elles sont très variées, allant des fragments générés au cours d'une explosion, à l'effet de souffle en résultant ou aux différents types de munitions. C'est sur ce dernier point que sera focalisée l'étude et plus particulièrement les munitions dites non-perforantes comme nous allons l'expliquer dans ce qui suit.

1. Description de la menace

Une munition est un ensemble destiné à charger une arme à feu. Elle est constituée de différents éléments : (1) balle, (2) douille / étui, (3) charge propulsive, (4) culot, (5) amorce, présentés sur la Figure 3. Le calibre de l'arme est déterminé par le diamètre de la munition (*e.g.* 9 mm, 7,62 mm). La masse de la balle et sa vitesse déterminent l'énergie cinétique de la munition. La vitesse est directement liée à la quantité de poudre (charge propulsive) contenue dans l'étui. La suite de l'étude ne portera que sur l'étude de la balle.

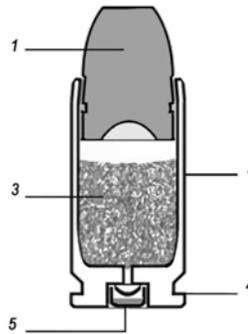


Figure 3 : Munition pour arme de poing [4] - (1) balle, (2) douille / étui, (3) charge propulsive, (4) culot, (5) amorce.

Les dégâts infligés par une arme à feu dépendent de l'arme, mais surtout de la munition. Les problématiques liées aux dommages créés par les munitions varient en fonction du contexte d'utilisation. Dans les milieux civils (police, autodéfense), l'objectif est le maintien de l'ordre. Pour la police, l'arme joue donc principalement un rôle dissuasif. Cependant, en cas d'utilisation, les engagements ont généralement lieu à très courte portée et le pouvoir d'arrêt est fondamental. La munition doit immédiatement neutraliser la cible pour lui interdire toute riposte. Les munitions classiquement utilisées sont le plus souvent des balles chemisées conventionnelles à petit calibre dont le coût de production est très faible ; elles sont composées d'un noyau mou et d'une enveloppe (chemise) plus rigide. Dans un contexte militaire, les munitions de guerre sont beaucoup plus variées. En effet, les différentes contraintes pouvant être logistiques, de réactivité, de poids, de coût et de vitesse de production ont conduit au développement de munitions individuelles légères, peu encombrantes et faciles à acheminer vers les combattants, tout en cherchant à améliorer leur portée et leur capacité de perforation. La stratégie militaire cherche plutôt à blesser un ennemi qu'à le tuer ; chaque blessé mobilisant une importante logistique (récupération, transport, soins, convalescence du blessé) [4] d'où l'utilisation de munition à noyau mou. Lorsque le but est de transpercer des surfaces à haute résistance, des munitions dites perforantes sont utilisées. On y retrouve en plus du remplissage en plomb et de la chemise un troisième élément faisant office de noyau réalisé dans un matériau très dur tel que de l'acier traité ou du carbure de tungstène.

La présente étude est centrée sur les munitions chemisées à noyau mou non perforantes. Comme l'objectif est de fournir une énergie cinétique importante à la munition tout en minimisant sa taille, les matériaux à haute masse volumique sont principalement

utilisés pour le noyau. On retrouve principalement du plomb, un métal lourd dont la masse volumique (supérieure à $10\,000\text{ kg/m}^3$) est plus élevée que la plupart des matériaux courants. Grâce à une importante malléabilité et un point de fusion relativement bas (environ 600 K), le plomb est communément utilisé en balistique comme remplissage ou noyau pour différents types de munitions. De plus, les alliages au plomb présentent également l'avantage d'être à faible coût. Le plomb est généralement associé à certains additifs comme l'antimoine, qui agissent comme un liant pour rendre le matériau plus rigide [5].

La seconde partie de la munition est la chemise en métal généralement plus dure que le noyau. Elle peut être composée de différentes nuances de matériaux tels que du laiton, du cupronickel ou encore de l'acier allié. L'ajout d'une chemise autour du noyau de la munition permet un meilleur glissement dans le canon et l'obtention de vitesses plus importantes à la sortie de ce dernier.

2. Les solutions de protection personnelle

Une protection balistique est un équipement destiné à protéger une cible, telle que le corps humain, contre le tir d'armes à feu. Son but est d'absorber l'énergie lors de l'impact de la balle en essayant de limiter les dégâts sur le corps humain. Au cours du temps, les protections ont vu leurs performances s'accroître tout en améliorant leur ergonomie (forme, légèreté, etc.) permettant ainsi un meilleur confort [6].

De nos jours, les gilets pare-balles sont principalement fabriqués avec des fibres en polymères, du fait de leur très haute résistance en traction et leur faible masse volumique. On peut ainsi définir la résistance spécifique correspondant au ratio résistance/poids. On en dénombre plusieurs types tels que le Para-aramide, le Polyéthylène à ultra haute masse volumique (UHMWPE) ou le poly(p-phénylène-2,6-benzobisoxazole) (PBO) [7]. Les protections en composite peuvent avoir différentes configurations : plutôt souples (comme le Kevlar®) ou rigides (Dyneema®). On peut aussi trouver différents types de mise en forme : des fibres tissées (Kevlar®) ou unidirectionnelles pressées en multicouches avec différentes orientations comme pour le Dyneema®. Les propriétés de ces matériaux sont explicitées sur la Figure 4. On remarque qu'ils révèlent les meilleures propriétés pour des fins balistiques (résistance spécifique élevée).

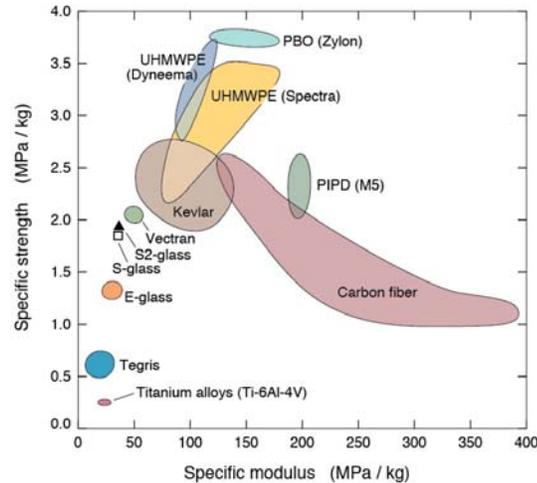


Figure 4 : Résistance spécifique en fonction du module spécifique pour différentes fibres [8].

Il est important de noter que ce type de protection permet d'arrêter des munitions non perforantes (9 mm, 7,62 mm chemisés à noyau ductile). Mais lorsque l'on fait face à des munitions perforantes, la protection en composite seul devient obsolète. Il faut alors ajouter des plaques en céramique à haute dureté qui érodent et diminuent grandement la pénétration de la munition. Le composite permettra alors d'arrêter les fragments de la munition, qui auront une énergie plus faible [9-10-11].

Dans cette étude, la configuration d'une plaque en composite stratifié unidirectionnel à fibres UHMWPE de type Dyneema® HB26 subissant l'impact d'un projectile chemisé à noyau mou non perforant, est considérée. La section suivante s'intéresse aux différents mécanismes pouvant être mis en jeu durant ce type d'impact.

III. Mécanismes mis en jeu lors d'un impact

1. Au niveau du projectile

Selon le type de projectile, son matériau, sa vitesse et la cible impactée, les mécanismes mis en jeu sont différents. Les essais de Taylor qui consistent à projeter un cylindre composé du matériau étudié contre une cible supposée infiniment rigide permettent de caractériser différents types de déformations et de ruptures survenant durant un impact. On peut en dénombrer 5 types [12-13] (voir Figure 5) :

- a) Déformation plastique en forme de champignon sans rupture apparente.
- b) Déchirement du bord du champignon (par traction dans la direction orthoradiale)

lorsqu'une valeur critique de déformation à rupture ductile est atteinte.

- c) Apparition de bandes de cisaillement pouvant provenir d'une rupture principale en cisaillement ou par combinaison de cisaillement et traction.
- d) Ouverture par formation de pétales suite à une rupture en traction pouvant aboutir à de la fragmentation lorsque la vitesse d'impact devient très élevée.
- e) Fragmentation complète par amorçage et croissance de fissures principales en cisaillement.

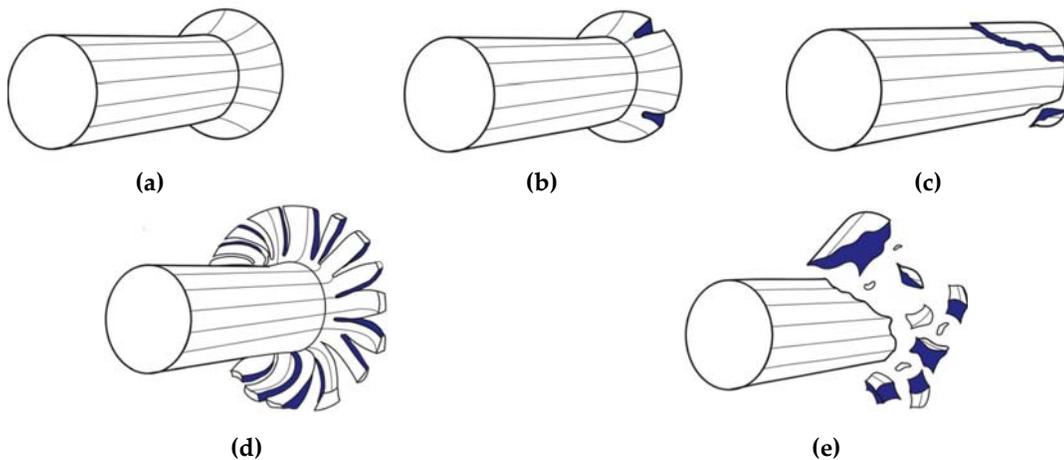


Figure 5 : Différents modes de déformation et rupture lors d'un essai de Taylor [12].

Pour une munition de calibre 9 mm impactant une protection en composite, une déformation en forme de champignon avec apparition de rupture dans la chemise est visible. Cela a été observé par Wiśniewski et Pacek [14] qui se sont intéressés à l'impact d'une munition de calibre 9 mm (chemise en cuivre, noyau en plomb) sur une protection en Dyneema® SB71, voir Figure 6 [14]. Ce phénomène est visible pour la plupart des impacts des munitions de calibre 9 mm à noyau mou sur des cibles en composite [15].

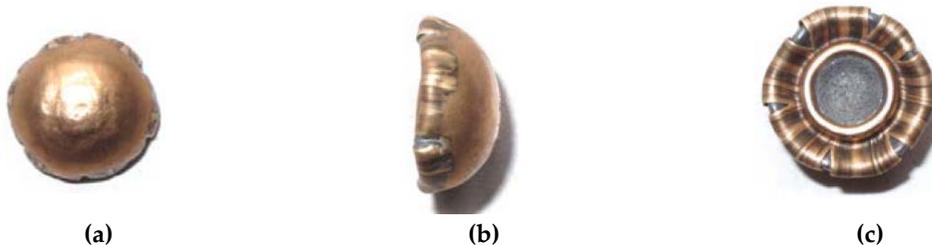


Figure 6 : Déformation obtenue pour une munition de calibre 9 mm impactant un composite Dyneema SB71 [14].

En ce qui concerne la munition de calibre 7,62 mm, on retrouve principalement dans

la littérature des études sur des munitions de type perforant. Les configurations étudiées sont composées de cibles constituées d'une face avant en céramique et d'un backing en composite. Pour ce type de configuration, les images en Figure 7 montrent que la munition se fragmente lors de l'impact [10-16-17].

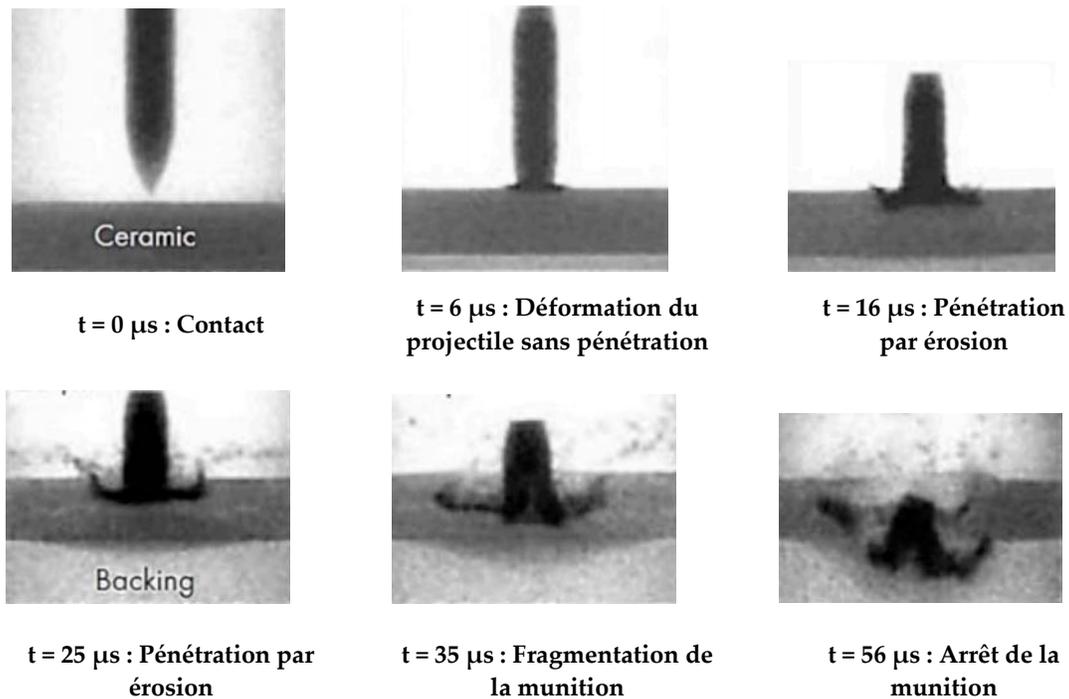


Figure 7 : Exemple de déformation obtenue pour une munition de calibre 7,62 mm AP, impactant une protection en céramique avec backing en composite [10].

En ce qui concerne l'impact de la munition de calibre 7,62 mm non perforante à noyau mou sur des protections en composite, cela semble être une configuration peu évoquée dans la littérature.

2. Au niveau de la protection en composite

L'impact de projectiles ou munitions sur un composite UHMWPE pour des gammes de vitesses allant de quelques dizaines à plusieurs milliers de mètres par seconde, peut faire apparaître principalement trois différents types d'endommagement : la fissuration de la matrice, la rupture des fibres et le délaminage (Figure 8). Là aussi, les mécanismes d'endommagement et de rupture dépendent du projectile, de sa vitesse et de sa géométrie.

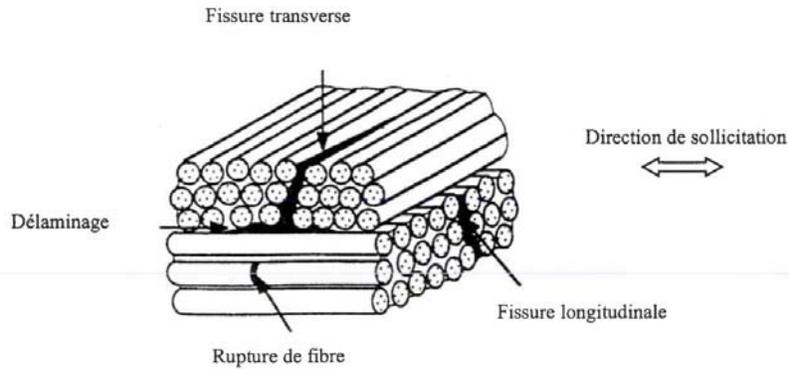


Figure 8 : Différents types d'endommagement d'un composite stratifié [18].

Un exemple d'impact d'une sphère en acier sur un composite UHMWPE Dyneema®, présenté Figure 9, met en évidence ces différents endommagements ainsi que les états de contraintes appliqués à la cible. On observe ainsi une rupture des fibres induite par une sollicitation en traction, et un délaminage entre les plis mis en évidence sur les images rayons X [20].

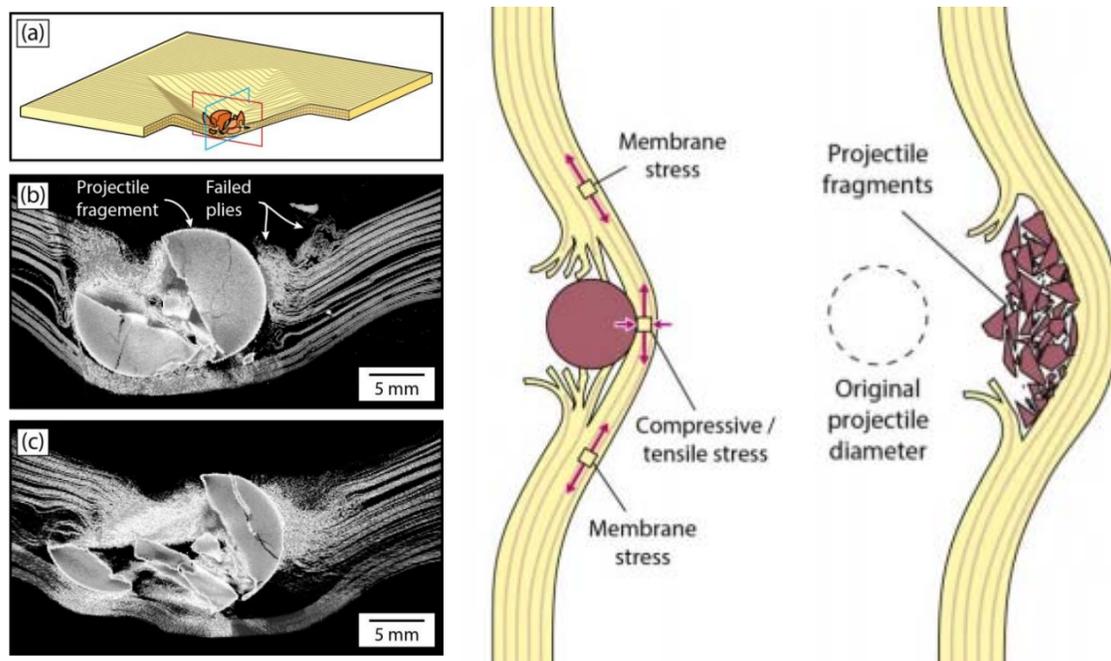


Figure 9 : Exemple d'endommagement du composite durant un impact par un projectile sphérique en acier trempé de diamètre 12,7 mm à 1430 m/s.

Nous allons dans ce qui suit nous attacher à détailler chacun de ces modes de ruines.

a. Endommagement de la matrice

Le processus d'endommagement dans la matrice s'initie généralement par :

- l'amorce de la fissuration (au niveau des défauts de la matrice).
- la croissance de la fissuration jusqu'à rencontrer une interface fibre / matrice.

Ensuite deux situations sont possibles :

- Les contraintes à l'extrémité de la fissure ne sont pas suffisantes pour rompre une fibre stoppant alors l'évolution de cette dernière.
- La contrainte à l'extrémité de la fissure est suffisamment importante pour rompre une fibre. Lorsque la fissure est assez longue, elle provoque la rupture d'une interface. L'endommagement de l'interface se développe alors le long de cette fibre.

b. Endommagement de la fibre

Lors de la rupture des fibres, on distingue plusieurs cas :

- La matrice est intacte mais : un point faible d'une fibre a cédé. Cette rupture provoque une concentration de contrainte de cisaillement à l'interface, ceci pouvant conduire à une décohésion entre la fibre et la matrice.
- La matrice s'est fissurée en mode multiple (matrice ductile) : l'extrémité d'une fissure entraîne la rupture d'une fibre.
- La matrice s'est fissurée sur section normale (matrice fragile) : sous la charge supplémentaire causée par la fissure, la fibre la plus faible rompt la première. Les autres fibres supportent alors la surcharge de manière égale, ce qui provoque de nouvelles ruptures.

c. Délaminage

Le délaminage est dû à l'existence de contraintes de cisaillement interlaminaire sous chargements plans ou de mode I entre 2 couches. L'importance et la distribution des contraintes varient en fonction du type de composite, de l'empilement et du type de chargement. Le phénomène est principalement causé par des fissures transverses et progresse des bords libres vers le centre de la structure sollicitée.

Intéressons-nous, dans la section suivante, aux méthodes de caractérisation de ces mécanismes, dans un premier temps pour les matériaux métalliques formant les munitions, puis pour les composites.

IV. Caractérisation mécanique du comportement et de la rupture des matériaux constituant une munition

1. Introduction

Une munition à noyau ductile peut être composée de différents types de matériaux (alliage de plomb, acier, cuivre, etc.). Durant l'impact, ces matériaux peuvent être soumis à de grandes déformations, grandes vitesses de déformations, températures élevées, pouvant conduire à la fragmentation. Ainsi lors de la caractérisation de ces différents matériaux il faut être capable de prendre en compte ces conditions de sollicitation.

Dans la littérature, la plupart des munitions sont caractérisées en utilisant des matériaux bruts (plaque d'acier, de cuivre, etc.) à partir desquels différentes éprouvettes sont extraites. Cette méthode classique comporte quelques limites. En effet, une munition est mise en forme en suivant plusieurs chemins de déformations thermomécaniques (pour la chemise par exemple). L'utilisation de matériaux bruts ne permet donc pas de tenir compte de l'effet de l'histoire thermomécanique induite par les étapes de fabrication. Pour prendre en compte ces phénomènes, certaines études se sont attachées à développer des méthodes de caractérisation alternative. Par exemple, pour l'étude du comportement du plomb, Barauskas et Abraitienė [21] étudient l'impact d'un projectile en plomb sur une cible du même matériau et, via une étude numérique, déterminent la valeur des paramètres du modèle employé en comparant les résultats numériques et expérimentaux. Carbajal et al. [22] s'intéressent à la modélisation d'une munition perforante de 7,62 MSC et réalisent des essais sur des échantillons de différents matériaux usinés dans la munition, notamment pour la partie noyau et remplissage. Bracq et al. [23] réalisent une compression latérale sur des cylindres de cuivre extraits d'une munition de 7,62 mm. L'utilisation d'une méthode d'optimisation inverse permet aux auteurs d'identifier le modèle de comportement pour la chemise de la munition. Cette approche a révélé de bons résultats pour une chemise en laiton [23].

Dans la suite, nous allons nous intéresser aux différentes méthodes expérimentales utilisées dans la littérature pour caractériser le comportement et la rupture de matériaux métalliques, dédiés aux applications balistiques, en tenant compte des effets de la vitesse de

sollicitation, température et triaxialité. Puis nous évoquerons quelques modèles existants tenant compte de ces effets.

2. Méthodes d'essais

Lorsque l'on souhaite caractériser le comportement ou la rupture mécanique d'un matériau métallique, des essais de compression et/ou de traction sont usuellement réalisés. Afin de couvrir une large gamme de vitesses de déformation, différents types d'essais peuvent être mis en place [24]. (Figure 10). Dans notre étude, nous nous intéressons tout particulièrement aux gammes de vitesse de déformation allant du régime quasi-statique au dynamique. Pour ce dernier, les vitesses atteignent typiquement 100 à 10^5 s^{-1} que nous allons aborder dans la suite.

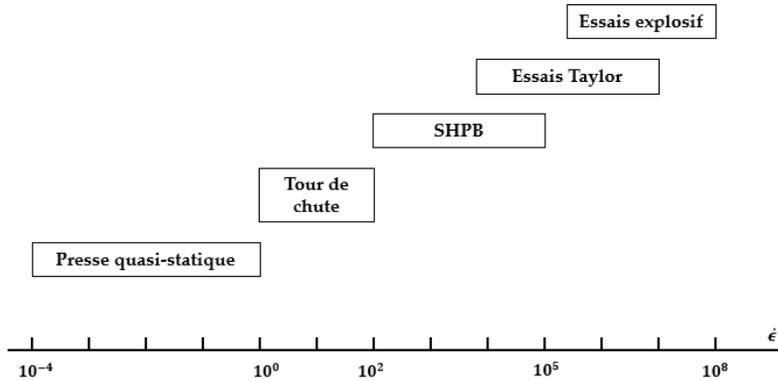


Figure 10 : Vitesses de déformation fonction du type d'essais.

a. Vitesse de déformation dynamique (100 à 10^4 s^{-1})

Pour obtenir des vitesses de déformation dans cette gamme, les tests peuvent être réalisés par essais de compression sur barres d'Hopkinson (Split Hopkinson Pressure Bar - SHPB) [25-26-27]. Un banc d'essai SHPB est composé de 3 barres : un impacteur, une barre d'entrée et une barre de sortie (Figure 11). L'impacteur est propulsé sur la barre d'entrée par le biais d'un canon à air comprimé. Lors de l'impact, une onde de compression élastique incidente (ϵ_I) est générée et se propage le long de la barre d'entrée. Une fois que l'onde incidente a atteint l'interface barre d'entrée-échantillon, l'onde est alors divisée en deux ondes élastiques : une onde réfléchie (ϵ_R) dans la barre d'entrée et une onde transmise (ϵ_T) qui se propage à travers l'échantillon puis la barre de sortie. Des jauges de déformations sont collées sur les barres d'entrée et de sortie pour mesurer les différentes amplitudes des ondes.

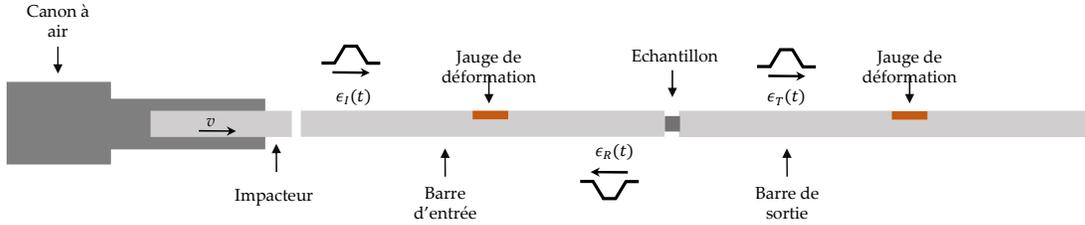


Figure 11 : Schéma d'un banc d'essai SHPB.

Pour déterminer la déformation dans l'échantillon, les barres du dispositif ne doivent pas plastifier ce qui nous permet d'utiliser la théorie de propagation des ondes élastiques unidimensionnelles. Pour le cas général (supposant que les barres d'entrée et de sortie ne sont pas du même matériau et de section différente), la vitesse de déformation peut être calculée avec l'équation (1).

$$\dot{\epsilon}_{ep} = \frac{C_e * (\epsilon_I - \epsilon_R) - C_s * \epsilon_T}{L_{ep}} \quad (1)$$

Où L_{ep} est la longueur de l'échantillon, C_e et C_s sont les célérités des ondes élastiques longitudinales dans les barres d'entrée et de sortie (par exemple $C_e = \sqrt{E_e/\rho_e}$ avec E_e est le module de Young et ρ_e la masse volumique de la barre d'entrée). La déformation dans l'échantillon est déterminée en intégrant la vitesse de déformation.

$$\epsilon_{ep} = \int_0^{t_f} \dot{\epsilon}_{ep} dt \quad (2)$$

et la contrainte dans l'échantillon s'exprime par :

$$\sigma_{ep} = \frac{E_s * S_s * \epsilon_T + E_e * S_e * (\epsilon_I + \epsilon_R)}{2 * S_{ep}} \quad (3)$$

où, S_e et S_s correspondent aux sections de la barre d'entrée et de sortie et E_e et E_s les modules de Young associés.

b. Impact direct (10^3 à 10^5 s^{-1})

Les essais d'impact direct permettent d'atteindre des vitesses de déformation de l'ordre de 10^3 à 10^5 s^{-1} . Le dispositif expérimental est une adaptation des barres d'Hopkinson [25-27]. Il est composé d'un impacteur, propulsé par un canon à gaz, venant impacter directement l'échantillon placé au niveau de la barre d'entrée. Une jauge de

déformation est placée sur la barre d'entrée, tandis qu'une caméra rapide mesure le déplacement de l'impacteur. Le schéma du dispositif est présenté sur la Figure 12.

Afin de déduire la relation contrainte déformation [28], un post-traitement particulier doit être mis en place pour dépouiller ce type d'essai. La vitesse de déformation moyenne dans l'échantillon est déterminée par :

$$\dot{\epsilon}_n(t) = \frac{V_B(t) - V_A(t)}{l_{S0}} \quad (4)$$

où l_{S0} correspond à la longueur initiale de l'échantillon. $V_A(t)$ la vitesse déduite de la dérivée temporelle du déplacement $U_A(t)$ de l'interface impacteur/échantillon mesuré par suivi de point :

$$V_A(t) = \frac{dU_A(t)}{dt} \quad (5)$$

La vitesse V_B , correspond à la vitesse dans la barre de sortie. Celle-ci est calculée à partir de l'onde ϵ_T transmise et $C_S = \sqrt{E_S/\rho_S}$ la célérité des ondes élastiques dans la barre de sortie :

$$V_B(t) = C_S \epsilon_T(t) \quad (6)$$

Par combinaison des équations (4) à (6), la vitesse de déformation moyenne dans l'échantillon est finalement donnée par :

$$\dot{\epsilon}_n(t) = \frac{1}{l_{S0}} \left(\frac{dU_A(t)}{dt} - C_S \epsilon_T(t) \right) \quad (7)$$

La déformation nominale ϵ_n de l'échantillon est alors déduite par intégration de l'équation précédente :

$$\epsilon_n(t) = \frac{1}{l_{S0}} \left(U_A(t) - C_S \int_0^{t'} \epsilon_T(t) dt \right) \quad (8)$$

La contrainte moyenne dans l'échantillon σ_n est obtenue à partir de de la vitesse $V_B(t)$:

$$\sigma_n(t) = \rho_e C_S \left(\frac{d_e}{d_{S0}} \right)^2 V_B(t) \quad (9)$$

qui s'écrit, compte tenu de l'équation (6) :

$$\sigma_n(t) = \rho_e C_0^2 \left(\frac{d_e}{d_{S_0}} \right)^2 \epsilon_T(t) \quad (10)$$

Dans les équations (9) et (10), ρ_e est la masse volumique de la barre d'entrée, d_e et d_{S_0} les diamètres de la barre d'entrée et de l'échantillon, respectivement. On déduit finalement les contraintes-déformations vraies à partir des formules suivantes :

$$\begin{aligned} \epsilon_v &= \ln(1 + \epsilon_n) \\ \sigma_v &= \sigma_n(1 + \epsilon_n) \end{aligned} \quad (11)$$

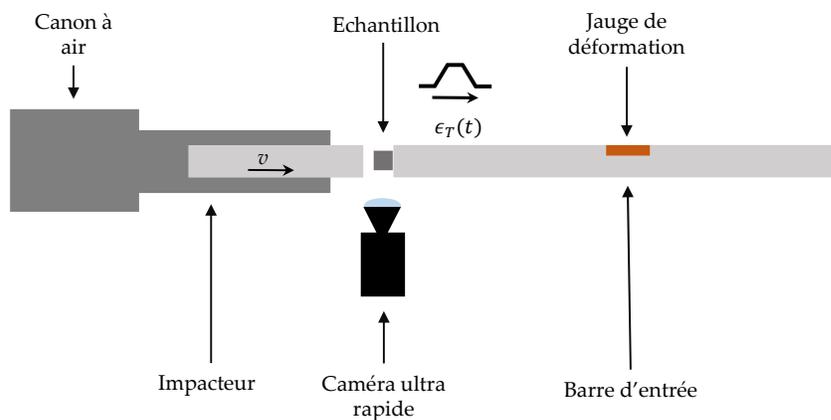


Figure 12 : Schéma d'un banc d'essai d'impact direct.

c. Essais en température

Les essais en température peuvent être réalisés en ayant recours à différents procédés de chauffage. Par exemple, le chauffage par induction permet d'atteindre des températures très élevées par effet Joule. Cependant le matériau étudié doit être magnétique [29]. Une autre méthode est l'utilisation d'une enceinte climatique [30], qui offre l'avantage de pouvoir être utilisée pour tout type de matériau. Cette méthode demande en revanche un temps de chauffe qui peut être très long selon les dimensions de l'enceinte climatique, il est donc important de veiller à ce que le matériau ne subisse pas un traitement thermique non souhaité. Le contrôle de la température est essentiel afin de s'assurer d'atteindre et de maintenir la température désirée durant l'essai. Des thermocouples placés sur l'échantillon sont généralement utilisés car simples à l'usage et relativement peu coûteux. Ils peuvent également être associés à l'asservissement du système de chauffe. Des pyromètres ou

caméras thermiques sont également des alternatives pour la mesure de la température.

3. Lois de comportement mécanique

Pour déterminer la loi de comportement mécanique d'un matériau métallique, les courbes contraintes / déformations doivent être obtenues pour différentes vitesses de déformations et températures afin de révéler ses sensibilités à ces deux paramètres. Nous proposons d'évoquer quelques modèles de la littérature développés pour des alliages d'acier (chemise) et des alliages de plomb (noyau).

a. Modélisation du comportement des alliages d'acier

Il existe une littérature abondante sur la modélisation du comportement des aciers. En effet, ce type de matériau a été historiquement très bien étudié en raison de son utilisation pour des structures ou blindages soumis à des sollicitations extrêmes (hautes vitesses de déformation et hautes températures). Dans la suite, nous allons présenter quelques modèles.

Les modèles comportementaux des matériaux métalliques peuvent être considérés comme phénoménologiques si aucune considération physique élémentaire n'est prise en compte.

Le modèle Johnson-Cook donné équation (12) [31] est l'un des modèles les plus utilisés pour les modélisations d'impact balistique. Etant implémenté dans la plupart des logiciels de calcul par Éléments Finis, il permet de faire intervenir les dépendances, à la vitesse de déformation et à la température.

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^m \right] \quad (12)$$

Dans ce modèle ε est la déformation plastique, T la température et $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation plastique. L'érouissage est défini par les paramètres : A la limite d'élasticité de référence, B le module plastique et n le coefficient d'érouissage. Le paramètre C quant à lui restitue les effets de la vitesse de déformation et m ceux de la température. Les paramètres d'érouissage sont déterminés à la vitesse de déformation de référence $\dot{\varepsilon}_0$ et à la température de référence T_0 . Les avantages de ce modèle sont l'utilisation d'un faible nombre de

paramètres (5 au total) et une méthode de détermination des constantes relativement simple.

Le modèle Molinari-Clifton [32] est une loi multiplicative similaire au modèle Johnson-Cook. Le modèle est décrit par l'expression suivante :

$$\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^m \left(\frac{T}{T_0} \right)^v \quad (13)$$

où ε est la déformation plastique, T la température et $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation plastique. L'écoulement est défini par les paramètres : σ_0 le module plastique et n le coefficient d'écoulement. La sensibilité à la vitesse de déformation définie par le paramètre m et celle à la température par v . Les paramètres d'écoulement sont identifiés à la vitesse de déformation de référence $\dot{\varepsilon}_0$ et à la température de référence T_0 .

Les principaux avantages du modèle Molinari-Clifton sont de faire apparaître de façon explicite la sensibilité à la vitesse avec le terme m ainsi que sa simplicité d'utilisation grâce aux nombres très faibles de paramètres (4 au total). Ce modèle peut être utilisé notamment pour modéliser le comportement de cibles en métal (par exemple un alliage d'aluminium pour l'étude de Francart [33]).

Contrairement aux modèles phénoménologiques, évoqués précédemment, les modèles semi-physiques prennent en compte la décomposition de la contrainte en contraintes thermiques et athermiques et aussi généralement en contraintes internes et effectives. Les modèles à base physique présentent généralement des expressions différentes selon la structure du réseau ou peuvent être facilement modifiés pour prendre en compte cette dernière. Ces modèles comptent généralement un plus grand nombre de paramètres à identifier.

Le modèle semi-physique de Zerilli-Armstrong (ZA) [34] est basé sur la mécanique des dislocations simplifiée. La forme générale de la contrainte d'écoulement est donnée par [35] :

$$\sigma_y = \sigma_a + B \exp(-\beta T) + B_0 \sqrt{\varepsilon_p} \exp(-\alpha T) \quad (14)$$

Dans ce modèle, ε_p est la déformation plastique, σ_a est la composante athermique de la contrainte d'écoulement qui s'exprime par :

$$\sigma_a = \sigma_g + \frac{k_h}{\sqrt{l}} + K \epsilon_p^n \quad (15)$$

où σ_g est la contribution due aux solutés et à la densité de dislocation initiale, k_h est l'intensité de contrainte microstructurale, l est le diamètre moyen du grain. K est nul pour les matériaux CFC, B, B_0 sont des constantes du matériau.

Dans les termes thermiquement activés, les formes fonctionnelles des exposants α et β sont définies par (16) :

$$\begin{aligned} \alpha &= \alpha_0 - \alpha_1 \ln(\dot{\epsilon}_p) \\ \beta &= \beta_0 - \beta_1 \ln(\dot{\epsilon}_p) \end{aligned} \quad (16)$$

avec $\alpha_0, \alpha_1, \beta_0, \beta_1$ des paramètres matériau qui dépendent du type de matériau (CFC, CC, alliages, etc.).

Ce modèle est utilisé notamment pour modéliser le comportement de cibles en acier, en titane sous sollicitation balistique [36]. Des modèles modifiés de Zerilli-Armstrong [37] permettent d'obtenir des meilleures performances à haute température.

Le modèle proposé par Rusinek-Klepaczko [38] est basé partiellement sur la théorie des dislocations et sa formulation phénoménologique adopte la décomposition additive de la contrainte totale. Sa formulation est la suivante :

$$\begin{aligned} \sigma(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) &= \frac{E(T)}{E_0} [\sigma_\mu(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) + \sigma^*(\epsilon, \dot{\epsilon}, T)] \\ \sigma_\mu(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) &= B(\dot{\epsilon}, T)(\epsilon_0 + \epsilon)^{n(\dot{\epsilon}, T)} \\ \sigma^*(\dot{\epsilon}, T) &= \sigma_0^* \left\langle 1 - D_1 \left(\frac{T}{T_m} \right) \log \left(\frac{\dot{\epsilon}_{max}}{\dot{\epsilon}} \right) \right\rangle^{m^*} \end{aligned} \quad (17)$$

avec σ_μ la contrainte interne (directement liée à l'écrouissage du matériau), σ^* la contrainte effective, E_0 module de Young à $T = 0$ K, $B(\dot{\epsilon}, T)$ le module de plasticité (dépend de la vitesse de déformation plastique et de la température), n le coefficient d'écrouissage (dépend de la vitesse de déformation plastique et la température) et ϵ_0 la valeur de la déformation correspondant à la limite élastique pour une vitesse de déformation et une température spécifique. Ce modèle est utilisé par différents auteurs pour simuler le comportement de différents types de métaux soumis à des sollicitations dynamique/impact [39-40]

b. Modélisation du comportement d'alliages de plomb

Rappelons que la zone de déformation à froid est située généralement pour une température comprise entre 15 % et 30 % de la température de fusion d'un matériau tandis que la zone de travail à chaud se trouve pour une température supérieure à la moitié de la température de fusion [41-42]. La température de fusion du plomb est d'environ 600 K. Par conséquent, contrairement à l'acier, il se trouve, à température ambiante, dans le domaine de déformation à chaud.

La déformation à chaud des alliages métalliques implique une augmentation significative de la densité des dislocations dans chaque grain. Cela correspond au phénomène de durcissement ou de consolidation, qui se traduit par une augmentation de la contrainte d'écoulement et de l'énergie interne, et induit finalement une restauration et une recristallisation. Les phénomènes de restauration dynamique ont tendance à ne pas altérer la structure des grains qui est allongée par la déformation plastique tandis que la recristallisation dynamique se caractérise par le développement de nouveaux grains par nucléation et croissance discontinues. Pour une déformation élevée, la recristallisation dynamique est généralement plus prononcée [43]. La restauration se caractérise par le réarrangement de la sous-structure de dislocation associé à une réduction partielle et progressive de l'énergie élastique stockée en interne. Ce phénomène conduit à une courbe contrainte-déformation présentant un plateau. Les phénomènes de recristallisation dynamique sont caractérisés par l'apparition d'un ou plusieurs pics de contraintes sur la courbe contrainte-déformation conduisant éventuellement à une ou plusieurs oscillations (Figure 13). Ce phénomène est observable pour les alliages de plomb [42-43-44-45]. Les additifs d'alliage jouent également un rôle sur la forme des oscillations de la courbe contrainte-déformation qui peuvent être plus ou moins prononcées. Ces phénomènes rendent l'interprétation des résultats et la mise en place de modèle plus complexes.

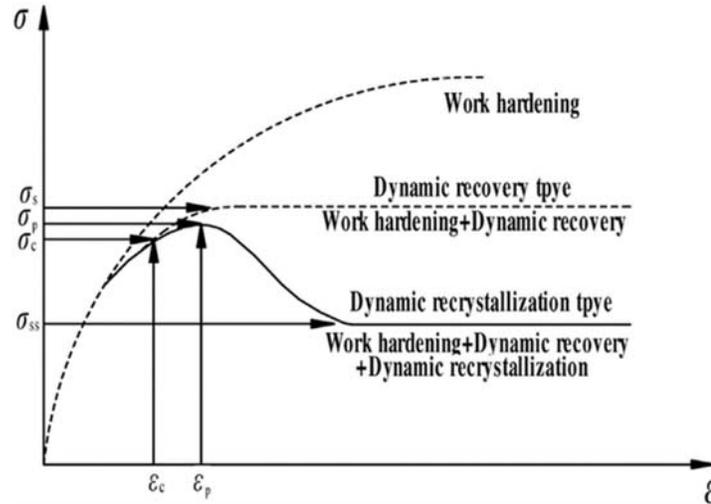


Figure 13 : Exemple de courbe contrainte-déformation caractéristique représentant les différents phénomènes d'écrouissage, restauration, recristallisation [46].

La littérature sur les alliages de plomb est relativement peu développée en comparaison à ce que l'on peut trouver pour d'autres matériaux métalliques tels que l'acier. La majorité des publications traite du comportement du plomb pur comme Malatynski et Klepaczko [47] qui ont conduit une étude sur une large plage de vitesses de déformations. Les auteurs mettent en évidence, pour le régime dynamique, des oscillations régulières sur les courbes contraintes/déformations qu'ils supposent pouvant être la conséquence de séquences de recristallisation dynamique. L'amplitude de ces oscillations diminue avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Schmidt et Haessner [48], Hotta et al. [49] se sont intéressés aux phénomènes de restauration et de recristallisation dynamique visibles sur les courbes contraintes-déformations. Les essais de compression quasi-statique ont été effectués pour des alliages de plomb et d'étain de différentes puretés. Ils montrent l'influence de la composition sur les courbes contrainte-déformation et sur le phénomène de recristallisation. Une augmentation de la pureté de l'alliage de plomb va induire une diminution de la contrainte maximale du matériau à une vitesse et température données. De plus, plus le matériau est pure plus le phénomène d'oscillation est prononcé comme présenté sur la Figure 14.

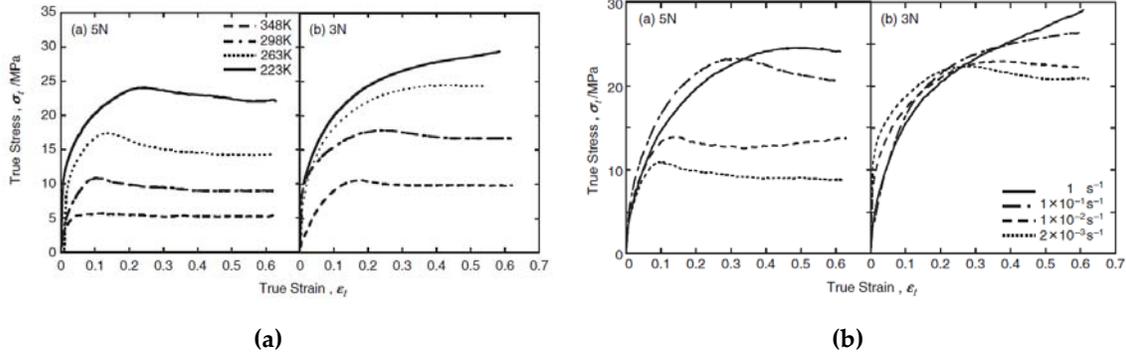


Figure 14 : Variations des courbes contrainte-déformation pour un alliage de plomb de pureté 5N et 3N : **(a)** A vitesse de déformation constante de $0,002 \text{ s}^{-1}$ pour plusieurs températures ; **(b)** a température constante de 293 K pour plusieurs vitesses de déformations.

Peroni et al. [50], Wiśniewski et Pacek [14], se sont concentrées sur la simulation de l'impact des munitions sur différents systèmes de protection, en utilisant un matériau plomb-antimoine. Les auteurs soulignent également le manque de résultats pour les alliages de plomb dans la littérature et surtout pour des vitesses de déformation élevées. Les résultats obtenus pour ce type d'alliages ont montré une sensibilité significative à la vitesse de déformation dans la plage couverte par les tests SHPB. La forme des courbes contrainte-déformation est très différente entre les régimes quasi-statique et dynamique. En effet pour des vitesses de déformation quasi-statiques on observe des oscillations caractéristiques de la recristallisation dynamique alors que sous sollicitation dynamique, le plateau caractérisant la restauration dynamique est mis en évidence.

Il est maintenant intéressant de voir comment les alliages de plomb et plus généralement les matériaux soumis aux phénomènes de recristallisation et de restauration sont modélisés dans la littérature.

On peut trouver l'utilisation du modèle de Johnson-Cook rappelé dans la section précédente, pour la description du comportement du plomb, notamment pour modéliser les soudures plomb-étain [51-52-44]. On remarquera toutefois que ce modèle est utilisé principalement pour des déformations faibles inférieures au premier pic de recristallisation (ϵ_p) visible sur la Figure 13 pour des vitesses de déformation lentes. Comme le montre Zhang et al. [53], les modèles de type Johnson Cook ou Zerelli Armstrong ne sont pas appropriés pour des matériaux sujets à la recristallisation dynamique pour lesquels d'autres modèles ont été développés.

Le modèle de Fields-Backofen modifié [54] est séduisant vis-à-vis du comportement de l'alliage de plomb. En effet, il permet de tenir compte de la recristallisation en définissant une partie pré et post pic de recristallisation tout en prenant en compte les effets de température et de vitesse de déformation. ϵ_{pic} et σ_{pic} définissent la déformation et la contrainte du pic de recristallisation (contrainte maximale) avec une dépendance à la vitesse de déformation qui est régie par les paramètres A_1, n_1, A_2, n_2 et à la température par A_3 présenté par les équations (18) et (19). L'équation (20) définit la contrainte avant σ_{ap} et après pic σ_{pp} .

$$\epsilon_{\text{pic}} = A_1 \cdot \dot{\epsilon}^{n_1} \quad (18)$$

$$\sigma_{\text{pic}} = A_2 \cdot \dot{\epsilon}^{n_2} + (T - T_{\text{ref}}) \cdot A_3 \quad (19)$$

$$\begin{cases} \epsilon \leq \epsilon_{\text{pic}} : \sigma_{\text{ap}} = \sigma_{\text{pic}} \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_{\text{pic}}} \right)^{n_{\text{ap}}} \\ \epsilon > \epsilon_{\text{pic}} : \sigma_{\text{pp}} = \sigma_{\text{pic}} \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_{\text{pic}}} \right)^{n_{\text{pp}}} \end{cases} \quad (20)$$

L'inconvénient de ce modèle réside dans la difficulté d'implémentation dans les logiciels éléments finis, car il nécessite de définir des plages de déformation pour lesquelles la contrainte d'écoulement est différente. Le modèle est utilisé par Jia et al. [55] ainsi que Cheng et al. [56] pour caractériser des alliages de magnésium soumis à des déformations à haute température. La comparaison des essais de compression expérimentaux aux résultats du modèle donne une bonne corrélation pour la description du comportement du matériau.

D'autres auteurs [46-53-57] ont utilisé un modèle de type Arrhenius pour décrire le phénomène de recristallisation. Ce modèle fait intervenir une équation de forme Arrhenius associée au paramètre de Zener-Hollomon qui permet de prendre en compte l'influence de la température et du taux de déformation [58-59]. La formule de la contrainte d'écoulement s'écrit par les équations (21) et (22) dans laquelle $F(\sigma)$ peut prendre la forme la plus adaptée :

$$\dot{\epsilon} = A F(\sigma) \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (21)$$

$$\text{avec } F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^n \\ \exp(\beta\sigma) \\ (\sinh(\alpha\sigma))^n \end{cases} \quad (22)$$

où $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de déformation plastique, σ est la contrainte d'écoulement, Q est l'énergie d'activation, R la constante des gaz ($8,314 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$), T est la température, et A, α, n sont

les constantes matériaux. Là aussi, la loi est utilisée pour caractériser des alliages de magnésium soumis à des déformations à haute température montrant des phénomènes de recristallisations [60-61].

4. Modèle d'endommagement et de rupture

Pour déterminer un modèle de rupture, il existe une très grande variété d'essais sur des éprouvettes de différentes géométries afin d'obtenir une large plage de triaxialités. De plus, différentes gammes de vitesses de déformations et températures peuvent être envisagées afin de mettre en évidence les dépendances aux conditions de sollicitation.

Le mécanisme conduisant à la rupture des matériaux se déroule en trois étapes (voir Figure 15).

- L'initiation de l'endommagement
- L'évolution de l'endommagement
- La rupture

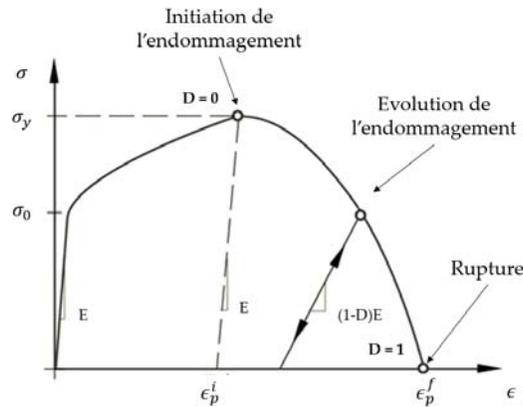


Figure 15 : Courbe contrainte - déformation pour une sollicitation en traction.

L'initiation de l'endommagement peut être considérée comme correspondant à la déformation pour laquelle la contrainte est maximale.

L'évolution de l'endommagement commence donc à partir de la valeur de déformation vraie (ϵ_p^i) pour laquelle le critère de Considère [62] (marquant l'initiation de l'instabilité) est vérifié : $\frac{d\sigma_y}{d\epsilon_p^i} = 0$.

On peut retrouver deux types de mécanismes d'endommagement (rupture fragile et rupture ductile) :

- Apparition et expansion de bandes de cisaillement conduisant à des segments de

fissure localisés [63 à 67]

- Germination, croissance et coalescence des vides conduisant à la création de cupules. [68 à 73]

Dans la littérature, de nombreuses études s'intéressent à la modélisation de l'impact au moyen de critères de rupture ductile dépendant de l'état des contraintes tel que les travaux de Banerjee et al. ou Børvik et al. [74 75 76]. L'état des contraintes peut être décrit par les paramètres suivant : la triaxialité η ainsi que l'angle de Lode $\bar{\theta}$, définis respectivement par les équations (23) et (24).

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad (23)$$

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos(\xi) \quad (24)$$

avec σ_m est la contrainte hydrostatique et $\bar{\sigma}$ la contrainte de von-Mises tandis que ξ est défini par:

$$\xi = \frac{27 J_3}{2 \bar{\sigma}^3} \quad (25)$$

où J_3 est le troisième invariant du déviateur de contrainte.

Selon la valeur de $\bar{\theta}$ et η , il est possible de déterminer le type de chargement subit par l'éprouvette. L'angle de Lode et de la triaxialité forment différentes paires selon le cas de chargement :

- Traction uniaxiale : ($\eta = 0.33 ; \bar{\theta} = 1$)
- Cisaillement pur : ($\eta = 0 ; \bar{\theta} = 0$)
- Cisaillement généralisé : ($\exists \eta ; \bar{\theta} = 0$)
- Traction axisymétrique : ($\exists \eta ; \bar{\theta} = 1$)
- Compression axisymétrique : ($\exists \eta ; \bar{\theta} = -1$)

Les types de sollicitation sont résumés sur la courbe Figure 16.

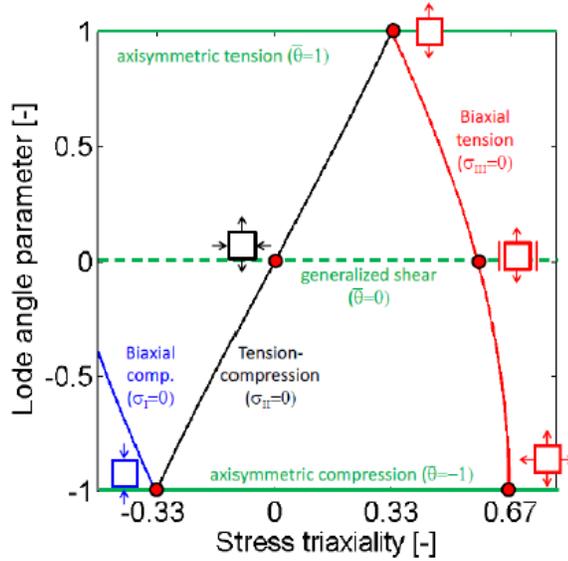


Figure 16 : Angle de Lode en fonction de la triaxialité [77].

Lorsque l'on s'intéresse à un modèle qui couple le comportement viscoplastique et la rupture ductile auquel on associe les effets thermiques et de vitesse, les études menées par Johnson-Cook, puis Lemaitre [78-79-80-81] ont permis d'exprimer la contrainte équivalente de von Mises par :

$$\sigma_{eq} = [1 - D] \sigma_y(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (26)$$

où D est la variable d'endommagement ($D = 0$, le matériau est sain, $D = 1$ le matériau est totalement endommagé voir Figure 15). L'évolution de l'endommagement D peut s'écrire [78-79-80-81].

$$\dot{D} = \frac{1}{\varepsilon_r} \dot{\varepsilon}_p \quad (27)$$

avec ε_p la déformation plastique, $\dot{\varepsilon}_p$ la dérivée temporelle de la déformation plastique et ε_r la déformation à rupture qui peut être fonction de la triaxialité, de la vitesse de déformation et de la température.

On peut trouver plusieurs formulations pour la déformation à la rupture telle que celle proposée par Johnson-Cook [78] où :

$$\varepsilon_r = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta)] \left[1 + D_4 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] \left[1 + D_5 \frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right] \quad (28)$$

avec D_1, D_2, D_3, D_4, D_5 des paramètres du matériau, $\dot{\varepsilon}_0$ et T_0 respectivement la vitesse de déformation plastique et la température de référence.

Dans la littérature pour les cas d'impact, on utilise régulièrement le critère de rupture de Cockcroft-Latham [82]. Le critère repose sur l'hypothèse que l'accumulation de l'endommagement se produit lorsqu'au moins une des composantes principales σ_i du tenseur des contraintes est en traction. Le critère est défini par l'inégalité (29):

$$W = \int_0^{\varepsilon_{eq}} \langle \sigma_i \rangle d\varepsilon_{eq} \leq W_{cr} \quad (29)$$

avec σ_i contrainte principale, $\langle \sigma_i \rangle = \sigma_i$ quand $\sigma_i \geq 0$ sinon $\langle \sigma_i \rangle = 0$.

La valeur du paramètre W_{cr} peut être déterminée à partir d'essais de traction uniaxiale. Les travaux de Dey, Borvik et al. [83-84] ont montré que ce critère donne des résultats assez similaires au modèle de rupture de Johnson-Cook lors de simulations de perforation de plaques en acier, sous LS-DYNA.

V. Modélisation du comportement mécanique et de la rupture des protections en composite UHMWPE

1. Introduction

Lorsque l'on s'intéresse à une protection en composite stratifié de type UHMWPE, le matériau peut être étudié à différentes échelles (Figure 17) : Fibres (a), Pli : Fibres + résine (b), Couche : ensemble de plis disposés à $0^\circ / 90^\circ$ (c) et Stratifié : assemblage de N couches (d).

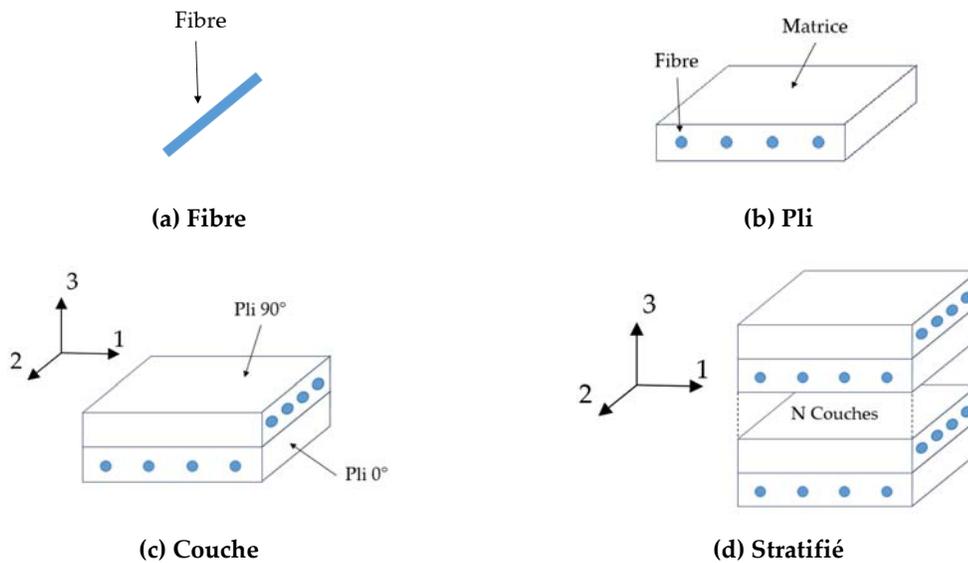


Figure 17 : Les différentes échelles du composite.

La caractérisation et la modélisation du composite peuvent donc être réalisées à l'échelle voulue selon les besoins et les hypothèses de l'étude menée. Au-delà de la caractérisation des éléments constituant l'assemblage composite, l'étude de l'interface entre deux couches est primordiale pour la compréhension des phénomènes de délaminage pouvant intervenir notamment lors d'un essai balistique. Le délaminage est régi par la ténacité (contrainte maximale avant rupture) et l'énergie de rupture (énergie absorbée lors du délaminage par unité de surface) du matériau composite. Dans le cas des stratifiés à fibres de polyéthylène, qui nous intéressent particulièrement dans ce travail de thèse, le délaminage se fait par ouverture en mode I et II (Figure 18). On notera que Hazzard [91] a mis en évidence que le mode II est le mode prépondérant lors d'un impact balistique.

Dans cette partie nous allons voir certains modèles de comportement et de rupture existants pour un composite stratifié de type UHMWPE.

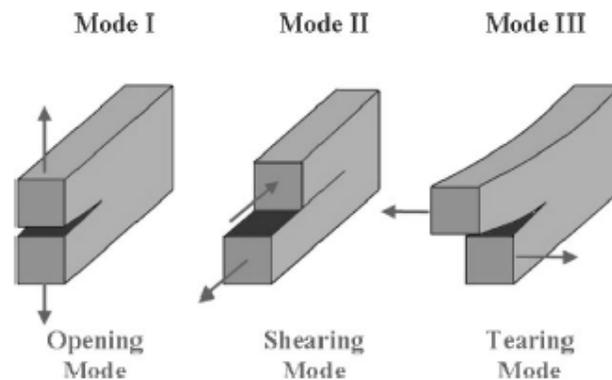


Figure 18 : Différents mode de fissuration.

2. Modèles de comportement et de rupture

Pour un matériau composite orthotrope, la matrice de souplesse s'exprime dans la base d'orthotropie en fonction des modules d'élasticité et coefficients de Poisson par la relation suivante :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{12} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{21}}{E_{22}} & -\frac{\nu_{31}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \end{pmatrix} \quad (30)$$

Les conditions de symétrie majeures imposent :

$$\begin{aligned} \frac{\nu_{12}}{E_{11}} &= \frac{\nu_{21}}{E_{22}} \\ \frac{\nu_{31}}{E_{33}} &= \frac{\nu_{13}}{E_{11}} \\ \frac{\nu_{32}}{E_{33}} &= \frac{\nu_{23}}{E_{22}} \end{aligned} \quad (31)$$

Si en plus, les axes 1 et 2 sont équivalents, le matériau possède la symétrie quadratique et la matrice de souplesse vérifie les relations suivantes :

$$\begin{aligned} E_{11} &= E_{22} \\ \nu_{12} &= \nu_{21} \\ \nu_{13} &= \nu_{23} \\ G_{23} &= G_{13} \end{aligned} \quad (32)$$

Il apparaît alors que le comportement élastique d'un matériau orthotrope à neuf constantes à symétrie quadratique est caractérisé par six constantes E_{11} , E_{33} , ν_{12} , ν_{13} , G_{12} , G_{13} .

Pour définir la rupture d'un pli unidirectionnel ou d'une couche, certains auteurs ont utilisé un critère de résistance maximale ou un critère de déformation maximale [92]. Ces critères possèdent l'inconvénient de ne pas lier la rupture à un mode particulier. C'est pourquoi certains auteurs ont proposé d'autres approches telles que Tsai [93] avec les critères de Tsai-hill et Tsai-Wu [94] ou encore Hashin [95] qui a défini un modèle plus riche faisant intervenir quatre critères de rupture caractérisant les quatre modes de rupture observables au cours d'essais sur des plis unidirectionnels soumis à des sollicitations simples :

- Traction des fibres : $\hat{\sigma}_{11} \geq 0$

$$F_f^t = \left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X_T}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\hat{\tau}_{12}}{S_L}\right)^2 \geq 1 \rightarrow \text{Rupture} \quad (33)$$

- Compression des fibres : $\hat{\sigma}_{11} < 0$

$$F_f^c = \left(\frac{\hat{\sigma}_{11}}{X_C}\right)^2 \geq 1 \rightarrow \text{Rupture} \quad (34)$$

- Traction matrice : $\hat{\sigma}_{22} \geq 0$

$$F_m^t = \left(\frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y_T}\right)^2 + \left(\frac{\hat{\tau}_{12}}{S_L}\right)^2 \geq 1 \rightarrow \text{Rupture} \quad (35)$$

- Compression matrice : $\hat{\sigma}_{22} < 0$

$$F_m^c = \left(\frac{\hat{\sigma}_{22}}{2S_T}\right)^2 + \left[\left(\frac{Y_C}{2S_T}\right)^2 - 1\right] \frac{\hat{\sigma}_{22}}{Y_C} + \left(\frac{\hat{\tau}_{12}}{S_L}\right)^2 \geq 1 \rightarrow \text{Rupture} \quad (36)$$

Dans les équations ci-dessus X_T désigne la résistance à la traction longitudinale ; X_C désigne la résistance à la compression longitudinale ; Y_T désigne la résistance à la traction transversale ; Y_C désigne la résistance à la compression transversale ; S_L désigne la résistance au cisaillement longitudinal ; S_T désigne la résistance au cisaillement transversal ; α est un coefficient qui détermine la contribution de la contrainte de cisaillement au critère d'initiation de la traction de la fibre ; et $\hat{\sigma}_{11}$, $\hat{\sigma}_{22}$ et $\hat{\tau}_{12}$ sont des composantes du tenseur des contraintes effectives, qui tiennent compte de l'endommagement des constituants du composite :

$$\hat{\sigma} = M\sigma \quad (37)$$

avec

$$M = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ \frac{1}{1-d_f} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{1-d_m} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{1-d_s} \end{bmatrix} \quad (38)$$

d_f , d_m et d_s sont des variables internes d'endommagement qui caractérisent les dommages des fibres, de la matrice et du cisaillement obtenus à partir des variables d'endommagement d_f^t , d_f^c , d_m^t et d_m^c correspondant aux quatre modes définis précédemment,

tel que :

$$\begin{aligned}
 d_f &= \begin{cases} d_f^t & \text{si } \hat{\sigma}_{11} \geq 0 \\ d_f^c & \text{si } \hat{\sigma}_{11} < 0 \end{cases} \\
 d_m &= \begin{cases} d_m^t & \text{si } \hat{\sigma}_{22} \geq 0 \\ d_m^c & \text{si } \hat{\sigma}_{22} < 0 \end{cases} \\
 d_s &= 1 - (1 - d_f^t)(1 - d_f^c)(1 - d_m^t)(1 - d_m^c)
 \end{aligned} \tag{39}$$

Le modèle Matzenmiller-Lubliner-Taylor (MLT) [96] est basé sur le principe de la rupture progressive de Hashin défini précédemment, et sur la mécanique d'endommagement de Matzenmiller. Le modèle intègre un adoucissement lorsque la contrainte atteint la contrainte maximale. Les modes de ruine sont déterminés grâce à des distributions de probabilité décrites 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 ($d = 1$). La formulation du modèle n'est pas présentée et le lecteur intéressé peut se reporter à la publication [96] pour plus de détails.

Lorsque l'on se focalise sur le Dyneema® HB26, le modèle développé pour des simulations dans le logiciel LS-Dyna appelé « Mat 162 » [91], basé sur le modèle de Hashin précédemment explicité, permet de retranscrire assez fidèlement le comportement du composite (voir [91] pour plus d'information sur la formulation du modèle). L'inconvénient de ce modèle repose sur le fait qu'il utilise un très grand nombre de paramètres, quarante-huit au total, rendant la caractérisation du matériau difficile. La limitation du modèle « Mat 162 » est, qu'à ce jour, son implémentation est uniquement disponible dans LS-Dyna sous forme de licence commerciale additionnelle.

Le dernier point à prendre en compte pour la description du comportement de composites stratifiés (définies par une superposition de couches) est la modélisation de l'interface entre deux couches afin de rendre compte du phénomène de délaminage. La modélisation se fait principalement par l'utilisation de surfaces ou éléments cohésifs (CZM) [97]. Ce formalisme est implémenté dans les codes de calculs par éléments finis. Le modèle est défini par un amorçage puis une propagation de la fissuration jusqu'à la décohésion des

deux couches. Des relations de séparation (mode I) ou de glissement (mode II et III) entre les surfaces sont utilisées pour définir le comportement des éléments cohésifs. De manière générale, ces relations se mettent sous la forme :

$$\bar{\sigma} = K\bar{\delta} \quad (40)$$

où $\bar{\sigma}$ est le vecteur contrainte, K est la matrice de rigidité, et $\bar{\delta}$ le vecteur déplacement relatif entre les surfaces. La relation (40) décrit un comportement linéaire jusqu'à atteindre une valeur de contrainte maximale (Figure 19) à partir de laquelle le délaminage s'initie. Le critère d'amorçage est défini par l'équation (41):

$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_f}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_f}\right)^2 = 1 \quad (41)$$

où σ_f est la ténacité normale maximale de l'interface, et τ_f la ténacité tangentielle maximale. Quand le seuil est atteint (i.e. l'équation (41) est vérifiée), le délaminage est gouverné à partir de considérations énergétiques et les paramètres G_{Ic} , G_{IIc} et G_{IIIc} correspondant à l'intégrale de la courbe contrainte-déplacement des différents modes étudiés. Lorsque l'énergie est supérieure à l'énergie critique, les deux couches se décolent.

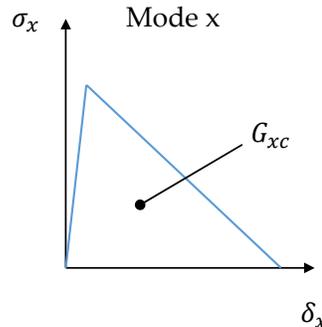


Figure 19 : Comportement cohésif : courbe contrainte-déplacement pour un mode.

Dans la littérature, plusieurs auteurs s'intéressent à la modélisation du composite Dyneema® HB26. On peut citer par exemples les auteurs suivant : Hazzard et al. [91], Lässig et al. [98], Nguyen et al. [99] ou encore Kempesis [100].

Nguyen et al. [99] proposent un modèle constitutif non linéaire permettant de décrire le comportement orthotrope élastoplastique du composite. La réponse aux chocs est décrite par une équation d'état et prend en compte la rupture et le comportement après rupture. Le modèle est utilisé pour des simulations dans ANSYS AUTODYN. Des essais sur une seule

couche et des impacts sur multicouches (plaque) ont montré que les phénomènes de déformation à des sollicitations quasi-statique et dynamique pouvaient être retranscrits à l'aide de leur modèle. Pour des impacts balistiques, la comparaison numérique et expérimentale de la perforation montre une bonne cohérence.

Le modèle proposé par Hazzard et al. [91] offre une modélisation pertinente du composite pour des sollicitations d'impact ; en effet la comparaison de l'amplitude et de la distribution de la contrainte de cisaillement dans le plan lors d'essai de « tour de chute » montre des résultats similaires entre l'expérimentale et le numérique. Les essais sont effectués pour un impacteur hémisphérique impactant à une énergie de 150 J une plaque de Dyneema® HB26 composée de 32 plis [101]. En ce qui concerne les impacts balistiques, les auteurs ont pointé l'influence du maillage dans la zone d'impact sur la déflexion de la face arrière de la cible en composite ainsi que sur la vitesse résiduelle. Ces écarts pourraient être dus au fait que les équations d'états ne sont pas prises en compte dans ce modèle. En ce qui concerne les mécanismes d'endommagement, le modèle permet de mettre en évidence les effets du délaminage, cisaillement et la rupture des fibres observables lors d'impacts balistiques. L'inconvénient majeur de ce modèle est le fait qu'il soit uniquement disponible dans LS Dyna et qu'il est composé d'un très grand nombre de paramètres à déterminer.

VI. Simulation numérique d'impact

1. Introduction

Dans la littérature, on trouve un grand nombre d'auteurs s'intéressant à la simulation numérique d'impacts. Tout type de configurations a pu être étudié, allant de l'impact de projectiles extra mous sur des surfaces très dures [102], en passant par la modélisation d'impact d'oiseaux sur des ailes d'avion en composite [103], de projectiles sur du gel balistique [104] ou encore des munitions de calibre 7,62 mm perforants des blindages en acier à grande dureté [105]. Les logiciels utilisés pour les simulations numériques d'impact balistique sont nombreux. Citons à titre d'exemples les logiciels commerciaux « classiques » tels que LS-Dyna®, Abaqus® Explicit, ANSYS® ou plus récemment IMPETUS® AFEA.

Dans cette partie, et en lien avec nos travaux de doctorat, nous allons nous focaliser sur l'impact de projectiles rigides et de munitions de petits/moyens calibres sur des cibles en

composite UHMWPE.

2. Impact de projectile rigide sur composite UHMWPE

Il existe une littérature abondante sur la simulation d'impacts de projectiles rigides ou très durs sur des composites à fibres UHMWPE. Les configurations étudiées dans ce cadre sont très variées. Certaines ont pour but de valider les modèles composites. Dans ce contexte, l'utilisation d'un projectile supposé indéformable permet de s'affranchir d'une description du comportement des matériaux composant ce dernier et donc d'avoir des modèles numériques moins complexes. Dans sa thèse, Camalet [16], étudie l'impact de différentes géométries de projectile (conique, hémisphérique) sur des cibles en Dyneema HB26. La comparaison aux essais expérimentaux permet le recalage et la validation des modèles de comportement et de rupture du composite HB26 [106]. Les cas non perforants permettent le recalage du module d'élasticité du composite dans le plan de la couche. Pour le cas perforant, l'auteur recale la valeur des paramètres de rupture en étudiant les vitesses résiduelles et la limite balistique. On peut retrouver la même méthode pour [98-99] qui s'intéressent à des tirs de petits projectiles sphériques de diamètre 6 mm en aluminium à très hautes vitesses (de 2000 à 6500 m/s) ou encore dans l'étude de Liu et al [107] pour des projectiles hémisphériques (longueur 280 mm, diamètre 12,7 mm et de masse 286 g) tirés pour des vitesses plus faibles (environ 8 m/s) par un dispositif SHPB revisité. D'autres configurations ont également fait l'objet d'études par simulation numérique parmi lesquelles on peut citer des assemblages métal/composites. Qu et al. [108] ont mené des essais et simulations d'impact de projectiles sphérique de 8 mm en alliage de tungstène, à très hautes vitesses (environ 2000 m/s), pour explorer la résistance de différentes configurations de multicouches (voir Figure 20).

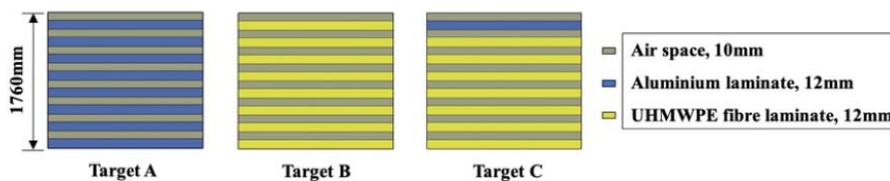


Figure 20 : Différentes configurations de multi couche étudiée par Qu et al. [108].

Les simulations menées dans LS-DYNA ont pour but de donner une meilleure compréhension des processus de pénétration dans les cibles multicouches. La comparaison

entre les distances de pénétration (DOP) numérique et expérimentale donne des écarts faibles pour un cas de référence montrant que les modèles numériques peuvent prévoir correctement le DOP pour des cibles multicouches. Grâce à cette validation, les auteurs mettent en place une étude paramétrique afin d'étudier la meilleure configuration (l'influence de l'épaisseur d'air entre les couches et matériaux des différentes couches) dans le but d'augmenter les performances et réduire la taille de la protection. Zhang et al. [109] s'intéressent aussi aux multicouches. L'impact d'une bille en acier chromé de diamètre 12,7 mm à des vitesses allant de 400 m/s à 1400 m/s sur une plaque d'aluminium encapsulé par du composite UHMWPE Dyneema® HB26 a été simulé et les résultats numériques ont été comparés aux essais expérimentaux obtenus par O'Masta et al. [110] et Nguyen et al [111]. Une partie des résultats est présentée sur la Figure 21. La comparaison numérique a montré que les modes de rupture concordent bien avec ceux obtenus expérimentalement. De plus, la limite balistique et la vitesse résiduelle numériques étaient également en bon accord avec les mesures expérimentales. D'autres assemblages multicouches encore plus complexes ont été modélisés comme dans l'étude d'Hu et al. [113]. Dans ce travail, la cible est composée d'une face avant en acier haute résistance, une couche en céramique, d'un composite UHMWPE comme couche intermédiaire, et d'une face arrière du même acier haute résistance. Les performances balistiques de la protection contre l'impact d'un projectile à nez plat en acier 35CrMnSiA ont été étudiées à des ultras hautes vitesses (16 500 m/s). L'étude numérique paramétrique a permis de montrer l'influence du rapport de masse de la partie composite et céramique sur l'énergie d'absorption de la protection et d'optimiser la position des différents constituants dans le multicouche.

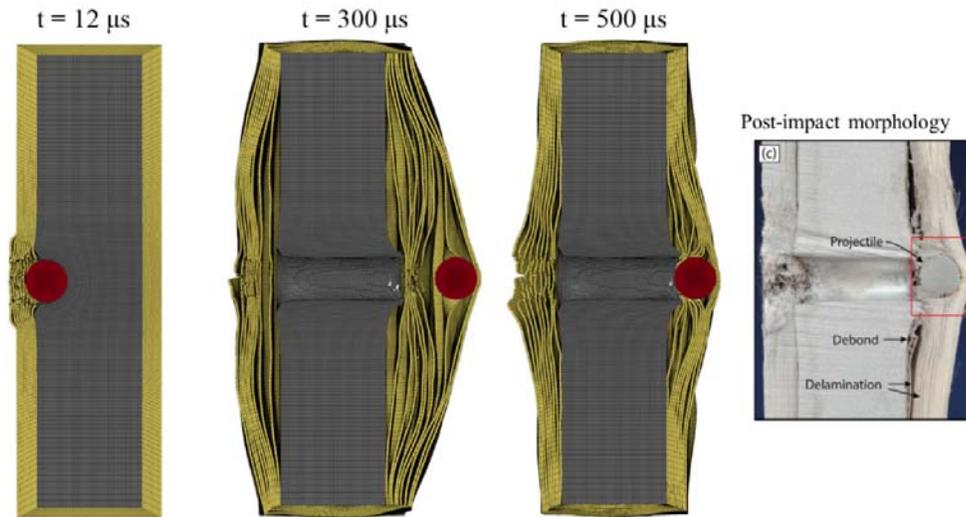


Figure 21 : Comparaison entre les résultats numériques [109] et expérimentaux [110] d'un impact par projectile rigide sur un alliage d'aluminium encapsulé par un composite.

3. Impact de munition sur composite

Nous avons vu quelques études s'intéressant à l'impact de projectiles indéformables. Maintenant, focalisons-nous sur l'impact de munitions sur des protections en composite. Différents types de munitions ont été étudiés. On peut retrouver des munitions de calibre 7,62 mm perforantes (dites AP), qui ont pour vocation de transpercer des surfaces très dures [105-114]. Les configurations s'intéressant à la présence de composite seul sont peu nombreuses [21-115-116] le composite étant généralement associé à un autre matériau (métal ou céramique) pour améliorer les propriétés de la protection [16-117]. Ces études ont pour but de modéliser le comportement et la rupture de la céramique ou du matériau dur, l'étude du composite est plutôt secondaire.

Le cas de la munition de calibre 7,62 mm à noyau ductile chemisé en acier (non perforante) n'a, à la connaissance de l'auteur, pas été publié ; le cas de la munition de calibre 9 mm à noyau ductile est quant à lui plus exhaustif. Les auteurs s'intéressent par exemple à l'impact sur des casques en composite. La validation de nouvelles géométries de protection est une étape assez longue et coûteuse. Dans leur étude, Tham et al. [118] proposent une préétude numérique. Dans un premier temps, les résultats expérimentaux et numériques (sous AUTODYN-3D®) de l'impact d'un projectile sphérique (11,9 g) à une vitesse d'impact de 205 m/s sur un casque en KEVLAR® sont obtenus puis comparés. Cette comparaison

permet de valider les différents modèles de comportement du casque et donc de passer à l'étape suivante qui est la simulation d'impact d'une munition de calibre 9 mm FMJ (noyau plomb, chemise cuivre). L'impact réalisé à 358 m/s ne permet pas de transpercer le casque optimisé, montrant ainsi la conformité de la nouvelle protection vis-à-vis de la norme (NIJSTD-0106.01 Type II). Palta et al. [119] ont évalué numériquement et expérimentalement l'impact d'une munition de calibre 9 mm FMJ (cœur en plomb, chemise en cuivre) sur un casque de combat (ACH) en KEVLAR® 129. Le modèle ACH a d'abord été développé et validé par rapport aux données d'essais existantes dans la littérature, conformément aux exigences de la norme NIJ-0106.01 et de la limite balistique V50. La comparaison des résultats de la simulation avec les données expérimentales a montré que le modèle ACH développé était capable de prévoir les réponses ACH sous les impacts balistiques d'une munition de calibre 9 mm. Des essais ont alors été menés pour étudier les performances balistiques de l'ACH sous un impact de fusil de calibre supérieur (.223). Le modèle numérique validé a été utilisé pour comparer les données expérimentales en termes de réponses balistiques et d'endommagements de l'ACH. Finalement l'étude a constaté que bien que l'ACH offre une protection contre les impacts de balles de calibre 9 mm, il est inadapté pour faire face à un impact de calibre .223. En ce qui concerne la munition de calibre 9 mm, la Figure 22 montre la comparaison entre la déformation du projectile obtenue durant l'essai et celle issue de la simulation. On retrouve une déformation assez similaire, mais on remarquera qu'il n'y a pas de rupture au niveau de chemise simulée numériquement. Cela est dû au fait que la munition est définie sans modèle de rupture.



Figure 22 : Comparaison entre la déformation de la munition de calibre 9 mm expérimentale et numérique lors d'un impact sur un casque en Kevlar®[119].

D'autres auteurs s'intéressent aussi à la munition de calibre 9 mm à noyau et plus particulièrement à son champignonage [14-120-121].

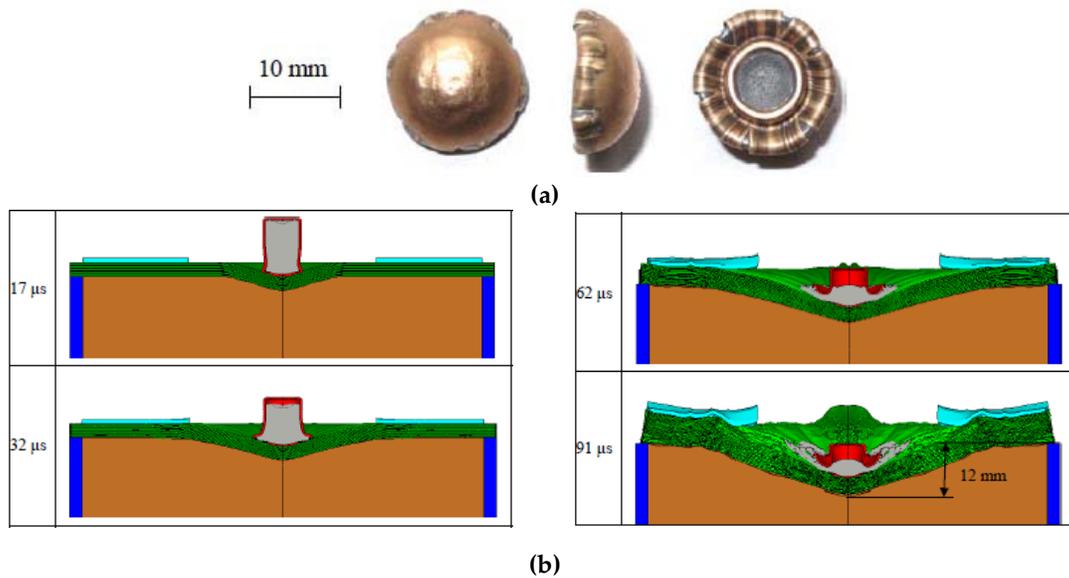


Figure 23 : (a) Déformation expérimentale de la munition à l'état final [14] ; (b) Images de la simulation numérique d'impact d'une munition de calibre 9 mm sur 16 couches en polyéthylène non tissé Dyneema@SB71 [14].

On remarque que pour la simulation de Wisniewski et al. [14], réalisée avec le logiciel Ansys Autodyn v14, la déformation finale obtenue diffère entre l'expérimental et le numérique. On remarque en effet une bonne déformation en forme de champignon, mais avec une rupture trop prononcée au niveau de la chemise en cuivre. Par ailleurs, dans le cas expérimental, le noyau en plomb reste emprisonné dans la chemise (Figure 23.a) tandis qu'il s'échappe de la chemise dans le résultat de la simulation (Figure 23.b).

Kędzierski et al. [121] étudient les capacités et les limites de cinq approches numériques différentes pour la modélisation de grandes déformations de la munition de calibre 9 mm impactant une surface rigide. Les études comprenaient les méthodes suivantes : FEM, FEM-Remaillage, ALE-Lissage, ALE-Euler et SPH. Les résultats des simulations numériques sont résumés et confrontés à des données expérimentales pour des vitesses d'impact faibles (105 m/s). Les résultats les plus réalistes ont été observés pour le modèle ALE-Euler, mais cela a entraîné un temps de calcul considérable. La méthode FEM est recommandée pour la simulation d'impact de projectile à vitesse réduite, car il offre de bons résultats pour un temps de calcul moins long.

Citons également que l'un des objectifs des simulations numériques balistiques est de pouvoir évaluer les traumatismes pouvant survenir sur le corps humain. Pour cela, le corps peut être modélisé par du gel balistique et les contraintes générées par l'impact au niveau du

crâne ou du thorax peuvent alors être étudiées. Cette application sort du cadre de notre étude et nous renvoyons le lecteur intéressé aux références [96,100-101] pour plus de détails.

VII. Conclusion du chapitre

Cette étude bibliographique a pu mettre en évidence certaines lacunes vis-à-vis de l'étude des munitions non perforantes à noyau ductile chemisées en acier de calibre 9 mm et 7,62 mm.

Tout d'abord, le plomb est un matériau très peu étudié dans la littérature d'autant plus pour des utilisations balistiques (alliage de plomb constituant les noyaux de munition). Les études sont principalement focalisées sur des vitesses de déformation quasi statiques (QS) et sont quasi inexistantes pour des sollicitations dynamiques. L'alliage de plomb est un matériau difficile à étudier et à modéliser notamment en raison de phénomènes de recristallisation et restauration. Aux vues de ses propriétés mécaniques, les dispositifs expérimentaux doivent être bien adaptés de manière à mesurer des efforts relativement faibles pour les essais QS et être capables de mesurer des signaux pour les essais SHPB. Quelques modèles existants sont utilisés par certains auteurs (Fields-Backofen, J-C), mais leur usage est limité à certains cas.

Dans un second temps, il a été mis en évidence que la majorité des études se focalisent sur des munitions composées de chemise en alliage de cuivre. Bien que certains auteurs parviennent à caractériser la chemise en gardant la géométrie de cette dernière (et ainsi conserver les propriétés thermodynamiques du matériau héritées du procédé de fabrication), la majorité des études se basent sur des caractérisations déjà existantes ou obtenues à partir de matériaux bruts. Le cas des chemises en acier, qui sera étudié dans cette thèse, ne semble que très peu pris en compte dans la littérature. La caractérisation du matériau nécessitera donc la mise en place de nouveaux essais prenant en compte la géométrie annulaire de la chemise que ce soit pour des sollicitations en compression ou traction.

Le composite stratifié unidirectionnel à fibres UHMWPE constitue quant à lui un sujet largement traité et dont la caractérisation mécanique est bien connue. Cependant les modèles les plus précis considérés sont relativement complexes, utilisant un nombre conséquent de paramètres nécessitant donc un grand nombre d'essais de caractérisation.

L'implémentation dans les logiciels éléments finis ne peut se faire de manière simple et demande l'utilisation de sous-programme utilisateur. L'objectif de la thèse étant de se focaliser principalement sur la caractérisation de la munition et de son comportement durant l'impact, un modèle simplifié du composite sera retenu et les paramètres adoptés issus de la littérature.

En ce qui concerne l'impact d'une munition de calibre 9 mm chemisée à noyau ductile, on retrouve des résultats intéressants pour la formation de champignon dans la littérature, mais des différences au niveau de la rupture peuvent être observées. Soit l'auteur n'utilise pas de modèle de rupture, soit le processus de rupture n'est pas pris en compte de façon adéquate. La modélisation de la rupture de la chemise durant l'impact est complexe à restituer et sera un enjeu pour cette thèse. Le cas de la munition 7,62 noyau plomb chemise en acier non perforante n'est simulé par aucun auteur contrairement à la munition dite perforante.

La problématique de cette thèse est donc de caractériser le comportement de la munition de calibre 9 mm le plus fidèlement possible. Cette caractérisation sera alors adaptée aux matériaux (très similaires [161]) composant la munition de calibre 7,62 mm non perforante. Des essais balistiques pour différentes configurations et méthodes de mesures permettront de mettre en évidence les mécanismes d'endommagements des deux munitions. La comparaison aux simulations numériques permettra de mettre en évidence les écarts entre les résultats numériques et les essais réels.

Afin de répondre à la problématique de thèse, l'étude sera découpée en quatre parties (schématisé sur la Figure 24) :

La première aura pour but de caractériser le comportement et la rupture du noyau en plomb en adaptant les méthodes expérimentales existantes de manière à tester l'alliage de plomb en gardant la géométrie de la munition. Grâce à ces résultats des modèles de comportement et de rupture pourront être mis en place pour ce matériau pour des sollicitations balistiques.

La partie suivante s'intéressera à la chemise en acier. Tout en gardant la géométrie annulaire de cette dernière, le comportement et la rupture seront étudiés en utilisant des

méthodes d'essais et de caractérisations originales.

La troisième partie aura pour but de s'intéresser à l'ensemble noyau / chemise. En effet, il est primordial de valider les modèles qui auront été définis pour des assemblages et des sollicitations différentes. La munition et des éprouvettes extraites de cette dernière seront soumises à des sollicitations dynamiques puis ces résultats expérimentaux seront comparés à des simulations numériques afin de valider les modèles utilisés.

Finalement, la dernière étape s'intéressera aux impacts balistiques. La munition de calibre 9 mm précédemment étudiée ainsi que la munition de calibre 7,62 mm (ayant une composition voisine du noyau et de la chemise [161]), seront utilisées pour des impacts sur des plaques de composite Dyneema® HB26 pour différentes configurations. Différents moyens de mesures permettront de mettre en évidence les phénomènes et mécanismes survenant au moment de l'impact. Ces résultats seront pris comme base de références lors des simulations d'impact pour les mêmes conditions expérimentales avec les modèles définis dans les parties précédentes.

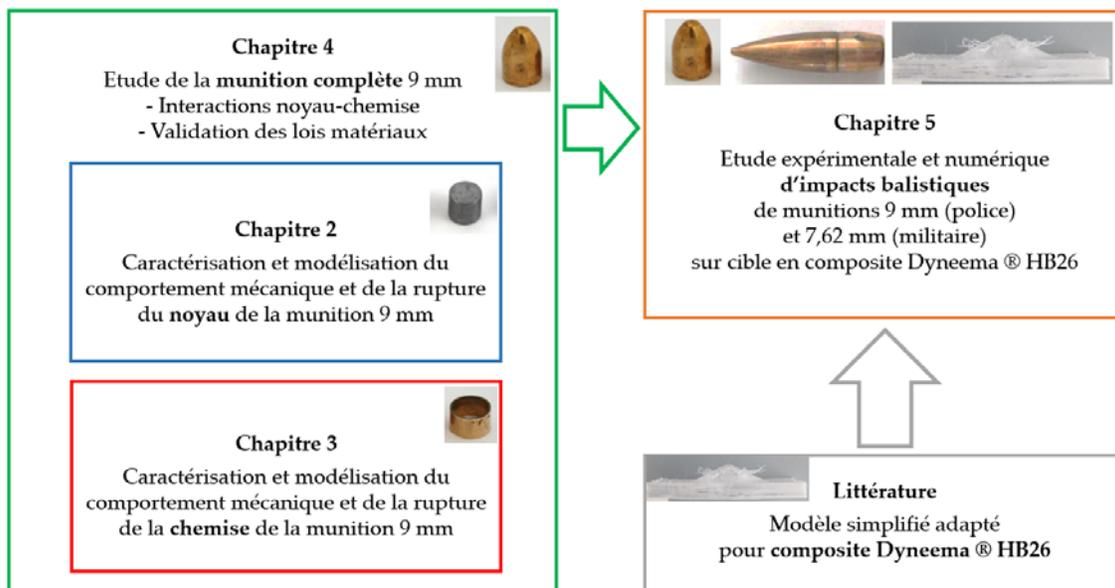


Figure 24 : Représentation de la démarche scientifique proposée pour répondre à la problématique de la thèse où le cadre bleu correspond au chapitre 2, le rouge au 3, le vert au 4 et l'orange au 5.

Chapitre 2 : Étude du comportement mécanique et de la rupture du noyau de la munition

Table des matières

I.	Introduction du chapitre	46
II.	Étude du plomb	47
1.	Aspects hygiène et sécurité.....	47
2.	Caractérisation microstructurale et analyse chimique	47
3.	Propriétés du matériau (masse volumique - constantes élastiques - dureté).....	48
III.	Caractérisation et modélisation du comportement mécanique du plomb	51
1.	Caractérisation expérimentale.....	51
a.	Étude en régime quasi-statique	51
i.	Protocole expérimental	51
ii.	Résultats expérimentaux	53
b.	Étude en régime dynamique	55
i.	Mise en place du banc expérimental.....	55
ii.	Protocole expérimental	60
iii.	Post-traitement et analyse des résultats	60
2.	Analyse de la sensibilité à la vitesse de déformation et à la température.....	64
3.	Modélisation du comportement du noyau en alliage de plomb	66
a.	Modèle de Johnson-Cook (JC)	67
b.	Modèle de Fields-Backofen modifié (FB)	68
c.	Modèle de comportement plastique parfait dépendant de la vitesse de déformation et la température (P)	70
d.	Modèle plastique avec loi puissance (PP).....	72
e.	Modèle plastique avec loi linéaire (PL).....	72
4.	Choix de la loi de comportement pour des simulations balistiques	73
	Synthèse des modèles proposés	76
IV.	Caractérisation de la rupture du plomb	77
1.	Problématique.....	77
2.	Protocole expérimental.....	77
3.	Résultats expérimentaux	79
4.	Modèle de rupture.....	82
a.	Modélisation simplifiée de la rupture.....	83

b. Modélisation de l'initiation de l'endommagement	83
c. Évolution de l'endommagement – Approche énergétique.....	85
d. Évolution de l'endommagement – Approche en déplacement.....	85
e. Comparaison des différentes modélisations.....	86
V. Conclusion du chapitre	88

I. Introduction du chapitre

Dans ce chapitre, l'étude portera sur la caractérisation du comportement mécanique et de la rupture du noyau en alliage de plomb d'une munition de calibre 9 mm. Cette étude représente un défi à plusieurs niveaux. Tout d'abord le matériau a des propriétés mécaniques particulières et ne peut pas être étudié aussi aisément que d'autres métaux bien connus tel que l'acier, de l'aluminium comme l'a montré l'étude bibliographique (page 14). De plus, le plomb est un métal particulièrement mou [124] ce qui peut poser des difficultés que ce soit pour la réalisation des essais mécaniques, mais aussi pour la production des éprouvettes. Dans notre travail, ces dernières sont extraites des munitions de petit calibre (9 mm) par usinage. Finalement, comme les échantillons sont obtenus à partir de munitions d'un même lot pour garantir une homogénéité des propriétés mécaniques, le nombre d'échantillons est restreint, limitant la possibilité de réaliser des campagnes d'essais exhaustives. Ce chapitre est composé de trois parties :

Dans un premier temps, nous nous intéresserons à la microstructure et à la composition du noyau afin de connaître les différents éléments d'alliages qui le constituent. L'homogénéité de la munition sera évaluée au moyen d'essais de dureté. Les propriétés mécaniques élastiques seront ensuite quantifiées.

Dans un deuxième temps, au vu des phénomènes survenant à l'impact mis en évidence dans l'étude bibliographique, il est fondamental de mettre en place un protocole expérimental permettant d'étudier le comportement du noyau à différentes vitesses de déformation (du régime quasi-statique au dynamique) et pour différentes températures (allant de la température ambiante à quelques centaines de degrés). Les résultats expérimentaux seront ensuite exploités de manière à identifier une loi de comportement thermoviscoplastique adaptée à des sollicitations balistiques.

Finalement, la dernière partie sera consacrée à l'identification des paramètres d'un modèle de rupture à partir d'essais expérimentaux. Ceux-ci devront être dimensionnés spécifiquement pour la géométrie des éprouvettes et au regard des propriétés du matériau.

II. Étude du plomb

1. Aspects hygiène et sécurité

Il est indispensable de rappeler que le plomb est reconnu toxique pour l'homme [125]. La plombémie ou taux de plomb dans le sang est l'indicateur de référence pour dépister une contamination. Une fois dans l'organisme, le plomb est stocké, notamment dans les os et peut être libéré dans le sang, des années ou même des dizaines d'années plus tard. L'élimination du plomb dans l'organisme est lente après l'arrêt de l'exposition (sa demi-vie est d'une quinzaine d'années) [126].

Bien que les quantités étudiées soient faibles, certaines précautions sont mises en place pour éviter tout risque de contamination. Les protocoles sont établis conjointement avec le service hygiène et sécurité de l'institut Franco-Allemand de Saint-Louis pour les différents processus réalisés tels que : usinage, essais sur presse quasi-statique, essais SHPB, polissage. Ils impliquent le port systématique de gants pour la manipulation des échantillons, de lunettes de protection et d'une blouse lors des essais. Finalement, les éléments ayant été en contact avec les échantillons de plomb sont nettoyés à l'éthanol ou jetés dans une poubelle à déchets chimiques pour les consommables.

2. Caractérisation microstructurale et analyse chimique

Afin d'étudier l'alliage de plomb constituant le noyau de la munition, une caractérisation de la microstructure est menée au moyen d'un Microscope Electronique à Balayage (MEB) FE-SEM Thermofisher NNS450 équipé d'une sonde élémentaire EDX (Énergie Dispersive de rayons X) permettant l'analyse chimique semi-quantitative des zones d'intérêts. Les images obtenues permettent de mettre en évidence les différentes phases constituant le matériau (Figure 25). L'alliage contient principalement du plomb (Pb) associé à de l'antimoine (Sb). Une étude plus approfondie par fluorescence X (réalisée par la DGA et restituée dans un rapport interne) permet de mettre en évidence la majorité des composants de l'alliage. Ainsi, du cuivre, des traces de fer et de l'aluminium s'ajoutent à la liste des éléments révélés par EDX. Le Tableau 1 présente le pourcentage des différents composants de l'alliage.

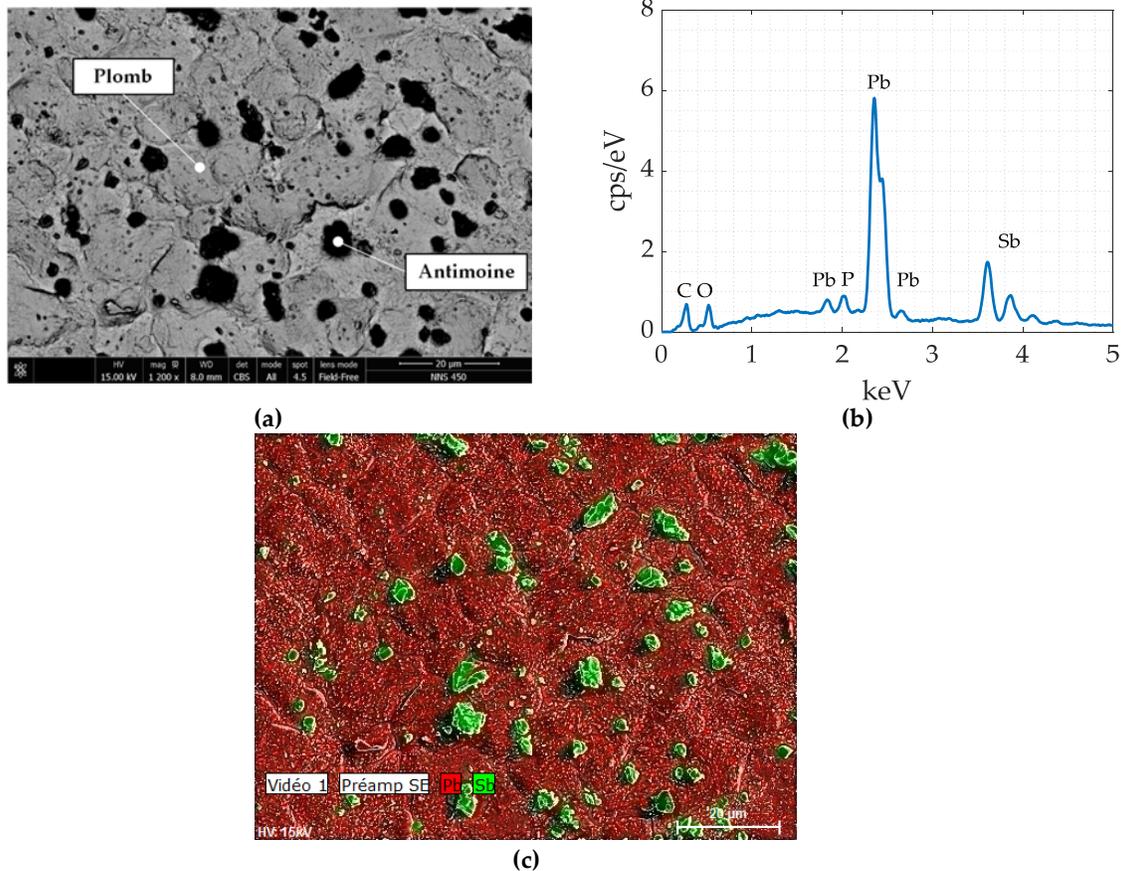


Figure 25 : Observation du noyau en alliage de plomb : (a) Image obtenue par MEB ; (b) Spectre EDX ; (c) Cartographie EDX.

Tableau 1 : Éléments de l'alliage de plomb composant le noyau de la munition.

Élément	Pb	Sb	Cu	Al	Fe	Si	Cr
Pourcentage massique (%)	95,2	2,2	1,4	0,5	0,5	0,1	0,1

3. Propriétés du matériau (masse volumique - constantes élastiques - dureté)

Cette section présente la détermination de certaines propriétés de l'alliage de plomb composant la munition et propose une comparaison aux résultats obtenus sur un plomb pur à 99,95 % (barres de diamètre 10 mm, longueur 1 m, référence PB007938 GoodFellow). Le matériau pur est utilisé pour mettre en place les différents protocoles expérimentaux et ainsi préserver le matériau de la munition disponible en petite quantité.

L'un des paramètres fondamentaux du matériau est sa masse volumique. Celle de l'alliage de plomb a été évaluée à une moyenne de $10\,940\text{ kg/m}^3$ par une méthode d'Archimède à partir d'échantillons cylindriques (diamètre 7 mm, hauteur 7 mm) extraits de

la munition par usinage. On retrouve sensiblement la même densité que pour un plomb pur, à savoir $11\,188\text{ kg/m}^3$ selon les données fournisseur (réf : PB007938 GoodFellow). L'écart est dû aux éléments d'alliage ayant une densité plus faible, notamment l'antimoine qui a une masse volumique d'environ 6680 kg/m^3 .

Finalement, les modules d'élasticité du plomb pur et de l'alliage du noyau de la munition sont obtenus par méthode ultra-son consistant à mesurer la vitesse de propagation des ondes transverses (V_T) et longitudinales (V_L) dans le matériau. Les mesures ont été effectuées avec un appareil « Olympus 38DL PLUS 45MG » [128].

Les valeurs obtenues des constantes d'élasticité (E , G et le coefficient de Poisson nu déduits) ainsi que les écarts relatifs correspondants pour les deux matériaux sont résumées dans le Tableau 2.

Tableau 2 : Caractéristiques matériau du plomb pur et du noyau de la munition.

Matériau	Coefficient de poisson	Module de Young (GPa)	Module de cisaillement (GPa)
Plomb pur	0,41 ($\pm 0,1\%$)	23,7 ($\pm 0,1\%$)	8,4 ($\pm 0,1\%$)
Plomb noyau	0,40 ($\pm 0,1\%$)	25,5 ($\pm 0,1\%$)	9,1 ($\pm 0,1\%$)
Écart relatif entre les deux matériaux (%)	2,40	7,5	8,3

Le coefficient de Poisson du noyau en plomb est relativement élevé (0,4) comparativement aux valeurs couramment rencontrées pour les constituants de noyau tels que le titane, l'aluminium ou le magnésium (0,35). La valeur du module de Young (25,5 GPa) est 8 fois plus faible que celle d'un acier. Le Tableau 2 confirme l'influence des éléments d'alliage sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage de plomb. En effet, en comparaison au plomb pur, le module de Young augmente de 7,5 % et le module de cisaillement de 8,3 %.

L'analyse de la dureté est réalisée afin de vérifier l'homogénéité du matériau au sein de la munition. La dureté d'un matériau définit la résistance qu'oppose une surface de l'échantillon à la pénétration d'un poinçon. Celui-ci peut être constitué d'une bille (dureté Brinell ou Rockwell) ou une pyramide normalisée en diamant de base carrée (dureté Vickers) [127]. Le Tableau 3 rappelle les différentes méthodes existantes pour caractériser la dureté d'un matériau.

Tableau 3: Différentes méthodes de mesure de dureté [127].

Type d'essai	Préparation de l'échantillon	Commentaire
Brinell	Ne nécessite pas une préparation de surface extrêmement soignée (tournage ou meulage).	Mise en œuvre la plus facile des trois méthodes.
Rockwell	Bonne préparation de surface. Des rayures peuvent donner des valeurs sous-estimées.	L'essai est simple et rapide. Convient bien pour des duretés plus élevées (supérieures à 400 Brinell). Inconvénient d'avoir une dispersion relativement importante.
Vickers	État de surface très soigné, car obtention de petites empreintes. La présence d'irrégularités peut gêner la lecture.	Essai assez polyvalent qui convient aux matériaux tendres ou très durs. Utilisé généralement pour des pièces de petites dimensions.

Les matériaux étudiés étant de petites tailles et mous, l'essai Vickers est l'essai le plus approprié. La relation permettant d'obtenir la dureté Vickers (HV) est définie par :

$$HV = \frac{2 \cdot F \cdot \sin\left(\frac{136^\circ}{2}\right)}{g \cdot d^2} \quad (42)$$

où F est la force appliquée (N), d la moyenne des diagonales de l'empreinte (mm), 136° angle de la pyramide d'indentation et g l'accélération de la pesanteur (m/s²).

Pour le noyau en plomb, une coupe transversale de la munition a été réalisée grâce à une machine de découpe à fil diamanté (Figure 26.a). Ce procédé permet d'obtenir une surface de bonne qualité pour la réalisation des essais de dureté. Une cartographie d'indentation a été réalisée au sein du noyau, les indentations sont réalisées avec un pas de 1 mm dans les 2 directions comme présenté sur la Figure 26.b.

L'étude de la dureté du noyau de la munition par essai Vickers montre que le matériau est homogène avec une valeur de dureté moyenne de 7,6 HV0,1 et un écart type de 0,9 (Figure 26.c). Fort de ce constat, le matériau peut être considéré comme homogène et isotrope ; une approche globale pourra donc être mise en place pour décrire le comportement mécanique de l'alliage de plomb composant la munition. Notons qu'une comparaison avec la dureté moyenne de 4 HV0,1 avec un écart type de 0,7 que nous avons mesurée sur le plomb pur, révèle que la dureté de l'alliage utilisé dans la munition est près de deux fois plus élevée. Ceci souligne l'influence et l'intérêt des additifs dans la résistance mécanique du matériau.

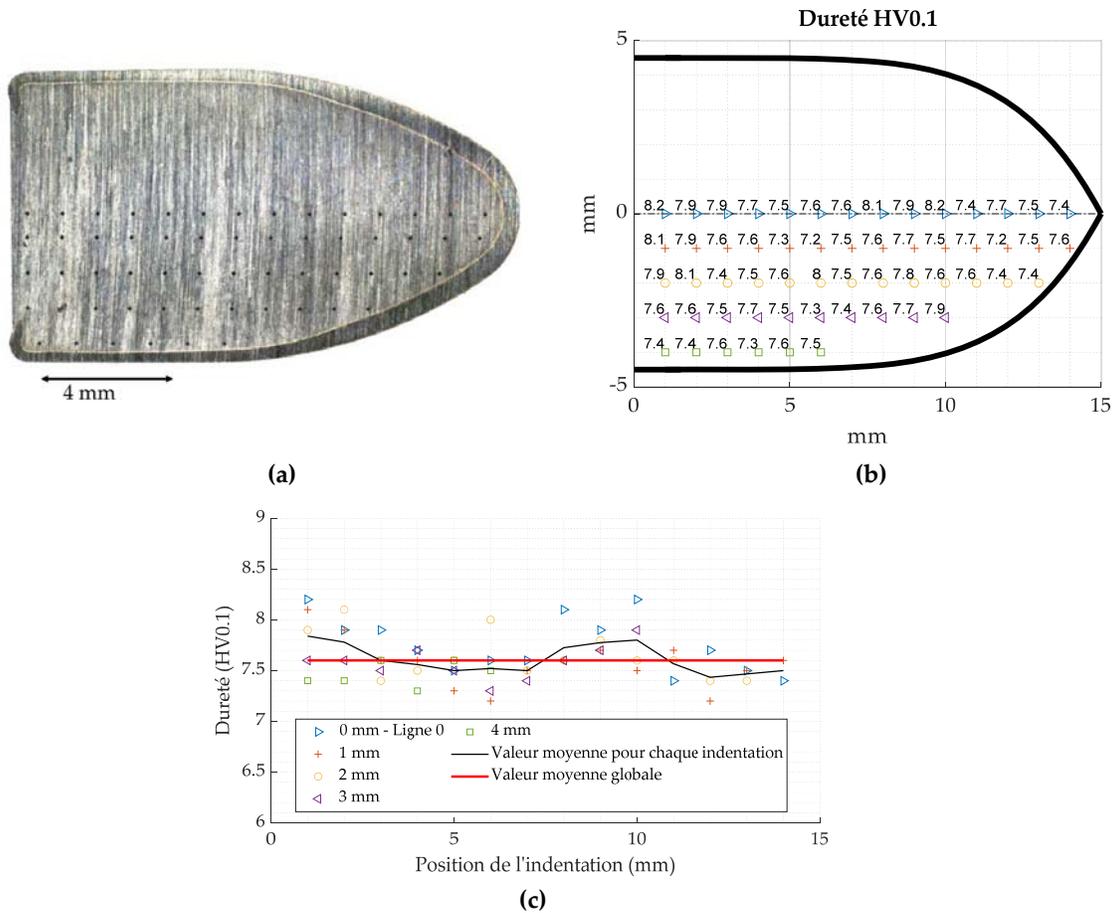


Figure 26: (a) Coupe longitudinale de la munition de calibre 9 mm avec les points d'indentation ; (b) Cartographie de la dureté dans la face longitudinale de la munition (HV0,1) ; (c) Dureté pour les différentes lignes d'indentation.

III. Caractérisation et modélisation du comportement mécanique du plomb

1. Caractérisation expérimentale

a. Étude en régime quasi-statique

i. Protocole expérimental

La première étape du processus de caractérisation est de réaliser des essais de compression en régime quasi-statique. Pour cela, des éprouvettes cylindriques (de diamètre 7 mm et hauteur 7 mm) sont obtenues par usinage de la munition (voir Figure 27) et testées à l'aide d'une presse universelle Instron 5982 équipée d'un capteur de force 100 kN. Une graisse lubrifiante est utilisée pour réduire les phénomènes liés au frottement. Dans un premier temps, un test de compression outil-outil sans échantillon, dit de « compliance », est réalisé de manière à déduire la rigidité de la machine dans l'exploitation des résultats.



Figure 27: Munition de calibre 9 mm étudiée et éprouvette obtenue après usinage.

Des vitesses de déformation variant de 10^{-3} à 1 s^{-1} sont considérées tandis que la gamme de températures couvre une plage de 293 K à 473 K. Les conditions expérimentales sont résumées dans les Tableau 4 et Tableau 5.

La quantité de matière disponible étant limitée, seul le test 3 est répété 3 fois pour vérifier la répétabilité. Les essais en température sont effectués dans une enceinte climatique, où la température initiale T_0 de l'échantillon est contrôlée par un thermocouple en contact avec l'éprouvette. Enfin, le déplacement de la traverse de la machine est piloté de manière à obtenir une vitesse de déformation de l'échantillon constante. Les courbes force-déplacement mesurées sont analysées pour définir le comportement du matériau en termes de courbe contrainte-déformation.

Tableau 4 : Essais quasi-statiques à température ambiante (293 K) pour le noyau de la munition.

T = 293 K	Test 1	Test 2	Test 3	Test 4	Test 5	Test 6	Test 7
Vitesse de déformation (s^{-1})	0,001	0,005	0,01	0,05	0,1	0,5	1

Tableau 5 : Essais quasi-statiques à vitesse de déformation constante ($0,001 \text{ s}^{-1}$) pour le noyau de la munition.

$\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$	Test 1	Test 2	Test 3	Test 4	Test 5	Test 6	Test 7	Test 8
Température (K)	293	323	348	373	398	423	448	473

Afin de pouvoir comparer le comportement du noyau en alliage de plomb avec celui du plomb pur, des caractérisations à plusieurs vitesses de déformations et températures sont menées parallèlement sur le plomb pur à 99,95 %. Les éprouvettes, cylindriques de diamètre 10 mm sur une hauteur de 10 mm, sont obtenues par usinage d'un barreau (1 m de long et diamètre 10 mm). Le protocole d'essais est défini dans le Tableau 6.

Tableau 6 : Essais quasi-statiques à température ambiante (293 K) et à 373 K pour le plomb pur.

	Test 1	Test 2	Test 3	Test 4	Test 5	Test 6	Test 7
Vitesse de déformation (s^{-1})	0,001	0,01	0,1	1	0,001	0,01	0,1
Température (K)	293	293	293	293	373	373	373

ii. Résultats expérimentaux

Afin d'évaluer l'influence de la rigidité de la machine, des tests de « compliance » sont effectués [130]. Les résultats obtenus (non présentés ici) ont montré qu'en raison de la faible dureté du plomb il n'est pas nécessaire d'utiliser cette correction pour la suite de l'étude.

Les courbes obtenues pour le comportement du plomb pur en sollicitation quasi-statique sont représentées sur la Figure 28. Ces résultats montrent la dépendance à la vitesse de déformation et à la température. Une augmentation de la vitesse de déformation produit une élévation de la contrainte et inversement, une augmentation de la température induit une décroissance de la contrainte. En ce qui concerne la restauration et la recristallisation du matériau (voir la partie bibliographique page 22), ces phénomènes sont beaucoup plus marqués notamment pour les essais à 373 K. En effet, de fortes « oscillations amorties » sont observables. Il est notable que le premier pic est d'autant plus important que la vitesse de déformation est élevée. Le comportement du matériau, pour des déformations plus élevées, tend vers un plateau caractéristique de la restauration, (voir page 22).

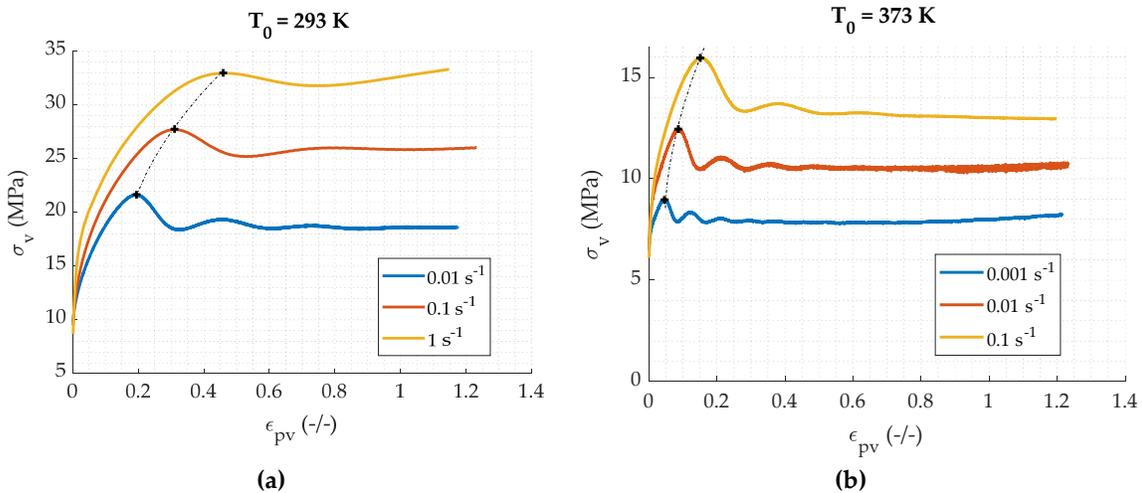


Figure 28 : Courbes contrainte vraie-déformation pour le plomb pur (99,95%) : Influence de la vitesse de déformation : (a) à température constante de 293 K; (b) à température constante de $T = 373 \text{ K}$.

Pour le noyau de la munition, les courbes contrainte vraie - déformation plastique vraie à 293 K pour différentes vitesses de déformation sont présentées sur la Figure 29.a où une forte dépendance à la vitesse de déformation est observée. Plus précisément, une augmentation de la vitesse de déformation conduit à une élévation de la contrainte maximale passant de 26 MPa lorsque $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ à 42 MPa lorsque $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$, soit un écart relatif de 61.5%. Les essais effectués à vitesse de déformation constante ($0,001 \text{ s}^{-1}$) pour différentes températures, présentées sur la Figure 29.b, révèlent également une sensibilité importante à la température. Une augmentation de la température de l'essai de 180 K (de 293 à 473 K) conduit à une chute de la contrainte maximale de près de 80%. Par ailleurs, à haute température, la contrainte semble se stabiliser mettant en évidence le phénomène de recristallisation dynamique du matériau (biblio page 22). Notons également, à partir des Figure 29.a et Figure 29.b, que la valeur de la déformation plastique au pic de contrainte augmente avec la vitesse de déformation tandis que la température semble n'avoir que peu d'influence.

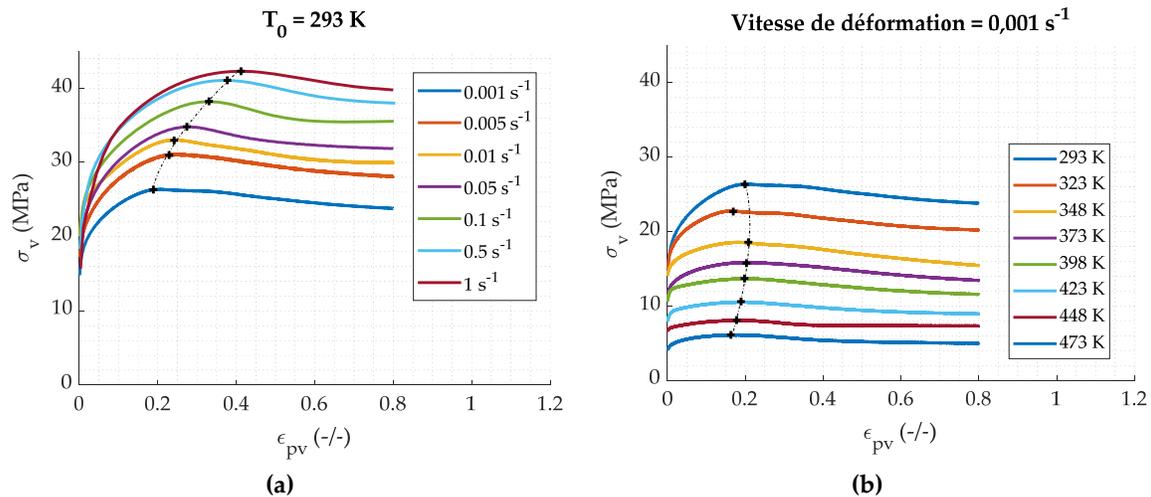


Figure 29: Courbes contrainte vraie-déformation plastique vraie pour des essais de compression quasi-statiques sur l'alliage de plomb **(a)** Influence de la vitesse de déformation à température constante de 293 K; **(b)** Influence de la température pour une vitesse de déformation constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$.

La comparaison des résultats obtenus pour les deux matériaux (Figure 30) montre que pour le plomb pur, les contraintes atteintes pour de mêmes conditions, sont plus faibles que pour le noyau en alliage de plomb. De plus, les phénomènes de recristallisation sont moins prononcés dans le cas du matériau allié. Cela permet de mettre en évidence l'influence des éléments d'alliages sur le comportement mécanique du matériau sous sollicitation quasi-

statique.

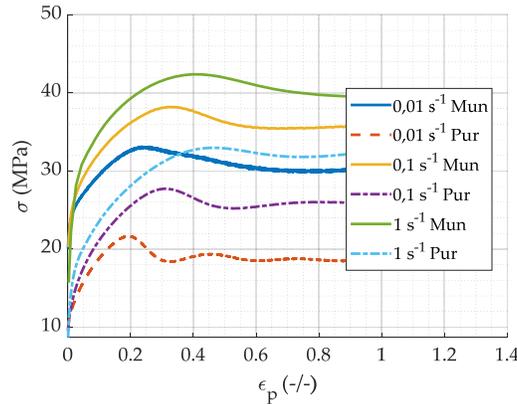


Figure 30 : Comparaison des courbes expérimentales pour des vitesses quasi-statiques entre le plomb pur à 99.95 % et le noyau en alliage de plomb.

Après avoir étudié le comportement du matériau sous des sollicitations quasi-statiques, il est important d'observer son comportement pour des vitesses plus rapides, le point suivant va s'y intéresser.

b. Étude en régime dynamique

i. Mise en place du banc expérimental

La deuxième étape de la caractérisation mécanique consiste à réaliser des essais de compression en régime dynamique afin d'étudier l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement du matériau. Pour cela, des tests de compression sur barres de Hopkinson (SHPB) sont effectués [25-131]. Pour rappel, un banc d'essai SHPB est composé de 3 barres à haute limite d'élasticité : un impacteur, une barre d'entrée et une barre de sortie (Figure 31). L'impacteur est propulsé sur la barre d'entrée par le biais d'un canon à air comprimé. L'impact génère une onde de compression élastique incidente (ϵ_i) qui se propage le long de la barre d'entrée. Une fois que l'onde incidente a atteint l'interface barre d'entrée-échantillon, l'onde est alors décomposée en deux nouvelles ondes élastiques : une onde réfléchie (ϵ_r) dans la barre d'entrée et une onde transmise (ϵ_t) qui passe dans l'échantillon et se propage le long de la barre de sortie. Un pont complet de quatre jauges de déformations collées sur les barres d'entrée et de sortie permet de mesurer les différentes ondes.

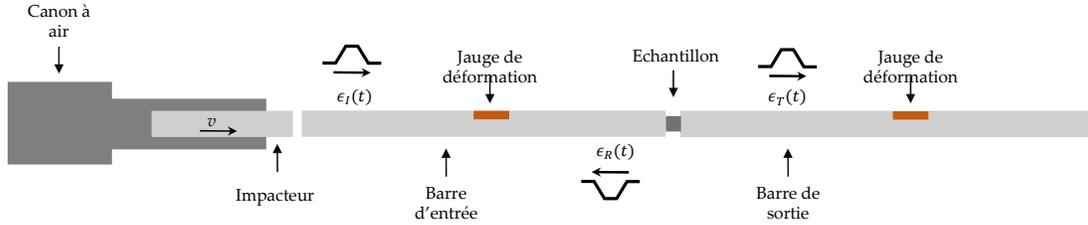


Figure 31 : Schéma d'un banc d'essai SHPB et des points de mesures.

Afin d'obtenir des signaux exploitables au niveau des jauges, les composants du banc d'essai SHPB doivent être soigneusement pris en compte. Les propriétés mécaniques des barres et de l'échantillon ont une influence sur la propagation des ondes dans le système. On définit l'impédance Z exprimée, dans le cas d'une propagation d'onde élastique en 1D, par :

$$Z = \sqrt{\rho \cdot E} \tag{43}$$

Avec ρ la masse volumique et E le module de Young du matériau.

Les valeurs obtenues pour les matériaux les plus couramment utilisés dans les configurations SHPB sont résumées dans le

Tableau 7.

Tableau 7 : Impédance pour les différents matériaux.

Matériau	Plomb	Acier	Aluminium	Nylon
Module de Young (GPa)	25,5	234	73	2,9
Masse volumique (kg/m^3)	10940	8075	2830	1150
Impédance ($10^6 \cdot kg \cdot m^{-2} \cdot s^{-1}$)	16,7	43,4	14,3	1,82

A partir du calcul de l'impédance, il est possible de déterminer les coefficients de transmission et la réflexion des ondes (tels qu'illustrés sur la Figure 32), comme suit.

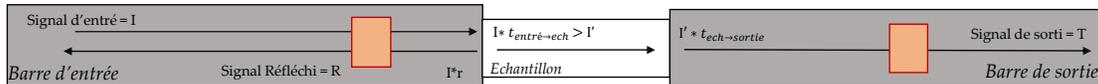


Figure 32 : Transmission des signaux dans un dispositif SHPB.

$$t_{1 \rightarrow 2} = \frac{2 \cdot Z_1}{Z_1 + Z_2} \tag{44}$$

$$r_{1 \rightarrow 2} = \frac{Z_1 - Z_2}{Z_1 + Z_2} \tag{45}$$

où $t_{1 \rightarrow 2}$ est le coefficient de transmission pour une onde allant du solide 1 au solide 2 à l'interface 1/2 et $r_{1 \rightarrow 2}$ est le coefficient de réflexion pour une onde réfléchi à l'interface 1/2.

Z1 et Z2 sont respectivement l'impédance des matériaux 1 et 2. Les Tableau 8 et Tableau 9 résument les coefficients relatifs à l'interaction barre entrante / échantillon et échantillon / barre sortante respectivement.

Tableau 8 : Coefficients de transmission et réflexion entre la barre d'entrée et l'échantillon.

Interface	Acier → Plomb	Aluminium → Plomb	Nylon → Plomb
Coefficient de transmission	1,448	0,9250	0,1971
Coefficient de réflexion	0,448	-0,075	-0,8029

Pour l'interface barre d'entrée-échantillon, il est nécessaire d'avoir une transmission suffisante pour obtenir une amplitude mesurable du signal sur la barre de sortie. Mais aussi une bonne réflexion qui fournira le signal réfléchi au niveau de la barre d'entrée. En effet, comme nous l'avons vu dans la section IV.a du chapitre 1, les signaux enregistrés par les jauges ϵ_t et ϵ_r interviennent dans le calcul des contraintes-déformations nécessaires à cette étude. Le meilleur compromis semble être une barre d'entrée en acier, car elle offre les coefficients les plus élevés ($t = 1,448$, $r = 0,448$) comparativement aux autres matériaux.

Tableau 9 : Coefficients de transmission et réflexion entre l'échantillon et la barre de sortie.

Interface	Plomb → Acier	Plomb → Aluminium	Plomb → Nylon
Coefficient de transmission	0,5552	1,075	1,8029
Coefficient de réflexion	-0,4448	0,075	0,8029

Pour l'interface échantillon-barre de sortie, seule l'onde transmise est nécessaire. Le meilleur coefficient est obtenu pour la barre en nylon. Néanmoins, il est plus complexe de post traiter des signaux pour une configuration de barres viscoélastiques et d'autant plus lorsqu'il existe une combinaison métal/nylon [26]. De plus, cette étude nécessite des essais à des températures allant jusqu'à 200 °C pour lesquelles les propriétés mécaniques du nylon seraient altérées. C'est pourquoi cette option n'est pas retenue pour cette étude et notre choix s'est porté sur l'utilisation d'une barre en aluminium ayant un coefficient de transmission de 1,075.

Après avoir identifié les matériaux des barres les plus appropriés, des simulations numériques sont mises en oeuvre pour les différentes configurations barre entrante/barre sortante (Tableau 10). En effet, deux configurations sont disponibles dans notre laboratoire, un dispositif expérimental avec des barres de diamètre de 20 mm et un autre de diamètre 12 mm. L'objectif est donc de déterminer les dimensions les plus appropriées à la mesure de signaux exploitables. Ainsi, l'influence du diamètre et du matériau sera étudiée dans cette

partie.

Tableau 10 : Différentes configurations étudiées pour la simulation numérique de l'essai SHPB.

*	Setup 1	Setup 2	Setup 3	Setup 4
Impacteur	Acier 20 / 40	Acier 20 / 40	Acier 12 / 38	Acier 12 / 38
Barre d'entrée	Acier 20,5 / 1900	Acier 20,5 / 1900	Acier 12 / 1380	Acier 12 / 1380
Barre de sortie	Acier 20,5 / 1300	Aluminium 20,5 / 1300	Acier 12 / 1010	Aluminium 12 / 1010

* *Matériau / Diamètre (mm) / longueur (mm)*

Le plomb est modélisé par une loi matériau simple basée sur les résultats quasi-statiques. Un comportement élastoplastique parfait est adopté. Dans ce modèle, la contrainte uniaxiale est donnée par :

$$\begin{aligned} \sigma < \sigma_y &: \sigma = E \cdot \epsilon \\ \sigma > \sigma_y &: \sigma = \sigma_y \end{aligned} \quad (46)$$

où σ_y désigne la limite d'élasticité et ϵ la déformation. On suppose une limite d'élasticité (σ_y) déterminée à partir de la Figure 29, d'une valeur $\sigma_y = 50$ MPa.

La simulation numérique est réalisée via Abaqus® Explicit en utilisant une modélisation axisymétrique et un maillage rectangulaire de type Bilinéaire à 4 nœuds avec intégration réduite (CAX4R) de taille $2,53 \text{ mm}^2$. La vitesse d'impact est fixée à 10 m/s qui est la vitesse minimale pouvant être appliquée avec le banc SHPB dans notre laboratoire. Ceci est considéré comme le cas le plus défavorable, car l'amplitude des signaux produits sera la plus faible (car $\sigma = \frac{1}{2} \rho C_0 V$), où C_0 est la célérité dans le matériau et V la vitesse. L'échantillon cylindrique a la même géométrie que pour les essais quasi-statiques : 7 mm de diamètre et 7 mm de hauteur. Les jauges numériques sont positionnées aux mêmes emplacements que dans les configurations expérimentales sur les barres d'entrée et de sortie. Les signaux numériques associés enregistrés sur la barre de sortie sont affichés sur la Figure 33.

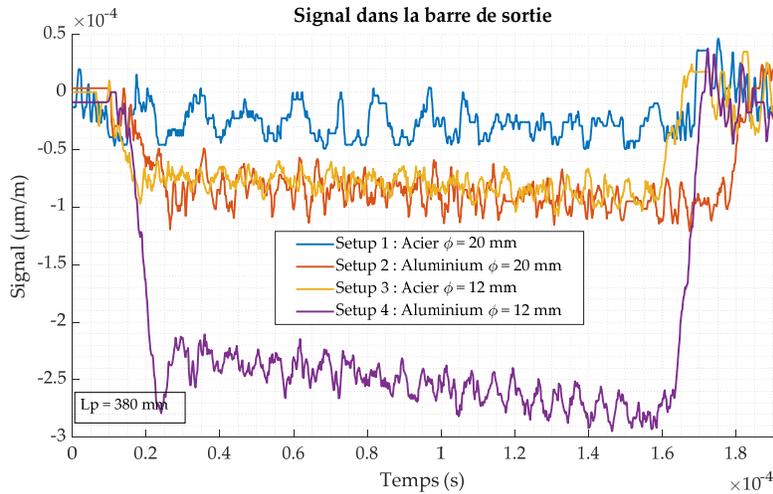


Figure 33 : Signaux au niveau de la jauge numérique de sortie pour les différentes configurations de dispositif SHPB.

Les résultats de la simulation montrent l'influence du diamètre et de la nature du matériau de la barre de sortie. La Figure 33 montre qu'une diminution du diamètre (pour une nuance de barre de sortie donnée) ou l'utilisation de l'aluminium (pour un diamètre fixé) conduit à une augmentation de l'amplitude du signal. Il apparaît alors, à partir de notre étude numérique, que le Setup 4 (acier / aluminium / $\phi = 12$ mm) est la meilleure solution. Afin de nous conforter dans notre choix, deux essais expérimentaux de validation sont effectués, l'un sur le Setup 1 déjà disponible dans le laboratoire et l'autre sur le Setup 4 (Figure 34.a). La comparaison entre les deux essais (Figure 34.b) confirme que la configuration 4 donne le meilleur résultat (comme anticipé par les simulations numériques). La configuration 4 est donc finalement retenue pour cette étude de l'alliage de plomb.

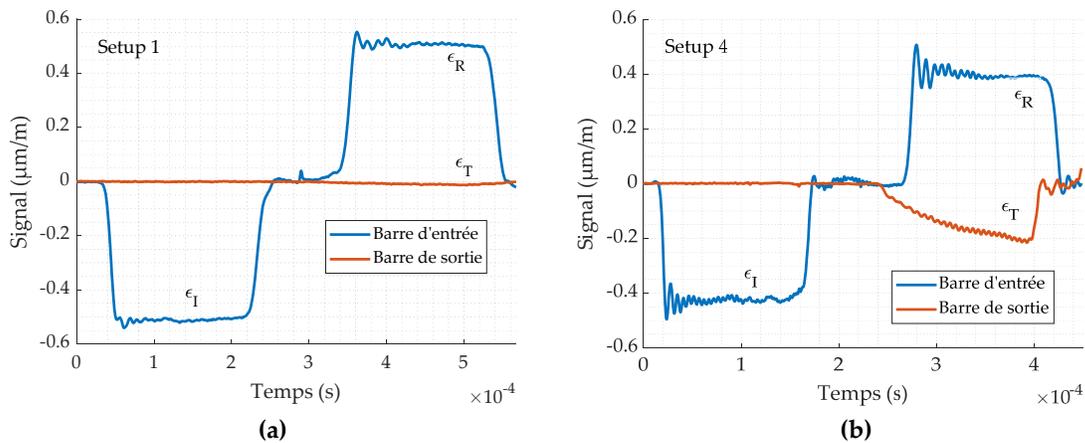


Figure 34 : Signaux d'entrée et de sortie obtenus expérimentalement pour : (a) le Setup 1; (b) le Setup 4.

ii. Protocole expérimental

Tout comme pour les essais QS, une campagne préliminaire est réalisée sur le plomb pur afin de calibrer les essais puis la méthode est appliquée pour le noyau en plomb de la munition. Les essais dynamiques sont effectués pour des vitesses de déformation variant de 300 s^{-1} à 3800 s^{-1} et des températures de 293 K à 473 K. Les conditions expérimentales associées sont résumées dans le Tableau 11 pour le plomb pur et le Tableau 12 pour le noyau en alliage de plomb. Les essais en température sont menés dans un four spécialement conçu pour les tests SHPB [30-132]. Les extrémités des deux barres sont initialement chauffées à la température souhaitée pendant 30 min afin d'avoir une température homogène. Un thermocouple au contact de l'échantillon permet de mesurer la température initiale de la surface extérieure de l'échantillon. Pour atteindre 200 °C (la température la plus élevée testée) à l'intérieur de l'échantillon, 5 minutes de temps d'attente sont nécessaires. Comme les autres températures considérées sont plus basses, l'échantillon est chauffé pendant ce même laps de temps.

Tableau 11 : Essais SHPB pour le plomb pur.

	Test 1	Test 2	Test 3	Test 4	Test 5	Test 6	Test 7	Test 8	Test 9	Test 10
Vitesse de déformation (s^{-1})	300	670	1390	2170	2890	1850	1850	1850	1850	1850
Température (K)	293	293	293	293	293	293	323	373	423	473

Tableau 12 : Essais SHPB à pour le noyau de la munition.

	Test 1	Test 2	Test 3	Test 4	Test 5	Test 6	Test 7	Test 8	Test 9	Test 10	Test 11
Vitesse de déformation (s^{-1})	1200	1750	1850	2400	2650	3800	1850	1850	1850	1850	1850
Température (K)	293	293	293	293	293	293	293	323	373	423	473

iii. Post-traitement et analyse des résultats

Le post traitement défini dans la partie bibliographique pour des essais SHPB est utilisé (voir page 15). Il se base sur la théorie de la propagation des ondes élastiques unidimensionnelles et est défini dans la partie biblio page 15 (Rq: On notera que la procédure explicitée ci-dessous l'est pour le noyau en alliage de plomb mais a été au préalable réalisé pour le plomb pur).

Afin d'évaluer la répétabilité des essais, 3 échantillons sont caractérisés à environ 2500 s^{-1} . Les résultats présentés en Figure 35 montrent des réponses assez similaires, en particulier sur le domaine stationnaire (pour le noyau l'alliage de plomb).

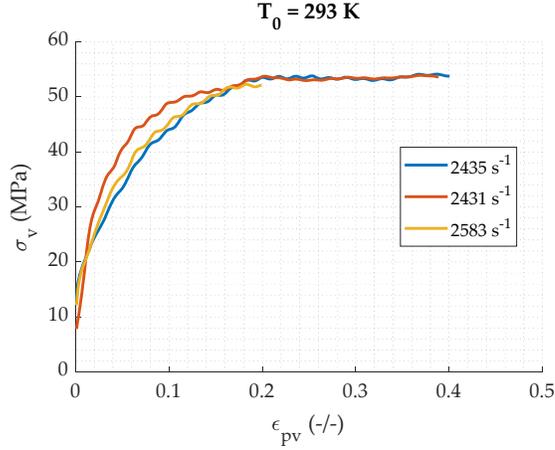


Figure 35 : Courbes contrainte vraie-déformation plastique vraie pour 3 éprouvettes testées en compression dynamique à température ambiante pour le plomb allié.

L'influence de l'inertie et du frottement [129, 133] sont maintenant évalués. La contrainte induite par ces deux phénomènes peut être calculée à l'aide des formules (47) et (48).

$$\sigma_{\text{frottement}} = \frac{\mu\sigma}{3d} \quad (47)$$

$$\sigma_{\text{inertie}} = \frac{\rho d^2}{12} \left(\left(\frac{d}{l} \right)^2 - \frac{3}{12} \right) (\dot{\epsilon}^2 + \epsilon) + \frac{3\rho d^2}{64} \ddot{\epsilon} \quad (48)$$

$$\sigma_{\text{corrigé}} = \sigma - \sigma_{\text{inertie}} - \sigma_{\text{frottement}} \quad (49)$$

Avec l la longueur et d le diamètre de l'éprouvette, μ le coefficient de frottement de Coulomb et $\dot{\epsilon}$ la dérivée temporelle de la vitesse de déformation.

Les contraintes induites par l'inertie et le frottement sont calculées en fonction de la déformation vraie (non présentés ici). Les valeurs obtenues sont très faibles, autour de $\sigma_{\text{corrigé}} = 10^{-5} \text{ MPa}$. En conclusion, il apparaît qu'il n'est pas nécessaire de prendre en compte la correction inertie-frottement pour les essais SHPB sur le plomb pur et allié. Ceci est confirmé par Maltynksi et Klepaczko [47].

Lors des essais dynamiques, l'augmentation de température au cours de la

déformation plastique peut être calculée par la relation (conditions adiabatiques) :

$$\Delta T = T - T_0 = \frac{\beta}{C_p \cdot \rho} \int_{\epsilon_e}^{\epsilon_p} \sigma d\epsilon \quad (50)$$

avec C_p la chaleur spécifique à pression constante, ρ la masse volumique du matériau, T_0 et T respectivement la température initiale et durant l'essai au sein de l'éprouvette. β est le coefficient de Taylor–Quinney [134] qui correspond à la part de travail plastique convertie en chaleur. Pour les métaux, il est généralement supposé constant et égal à 0,9. Soulignons toutefois que l'on trouve dans la littérature des travaux traitants, d'un point de vue théorique (e.g. Longère et Dragon [135] ; Stainier et Ortiz [136]) ou d'un point de vue expérimental (Rittel et al. [137], Hodowany et al. [138]), de la valeur de Beta et de son évolution avec la déformation. Les valeurs des paramètres de l'équation (50) sont reportées dans le Tableau 13 pour le cas du noyau en alliage de plomb. Le calcul de l'augmentation de température de l'échantillon au cours de chaque essai fait apparaître qu'elle est très faible : la différence maximale est de 0,1 K, obtenue pour $\dot{\epsilon} = 1850 \text{ s}^{-1}$. La correction de l'effet de l'échauffement adiabatique n'est donc pas nécessaire pour l'étude de cet alliage de plomb.

Tableau 13 : Propriétés matériau de l'alliage de plomb lié au calcul thermique.

$C_p \text{ (J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1})$	$\rho \text{ (kg.m}^3)$	β
129	10 940	0,9

À l'aide des différentes relations explicitées précédemment, il est possible de mettre en évidence les courbes contrainte vraie-déformation plastique vraie. En ce qui concerne le plomb pur, les résultats obtenus sont exposés sur la Figure 36. La contrainte augmente pour une vitesse de déformation plus élevée et diminue pour une température plus élevée. La sensibilité à la vitesse de déformation apparaît bien marquée. On remarque également que la contrainte tend vers un plateau pour des déformations élevées, caractéristiques du phénomène de restauration dynamique.

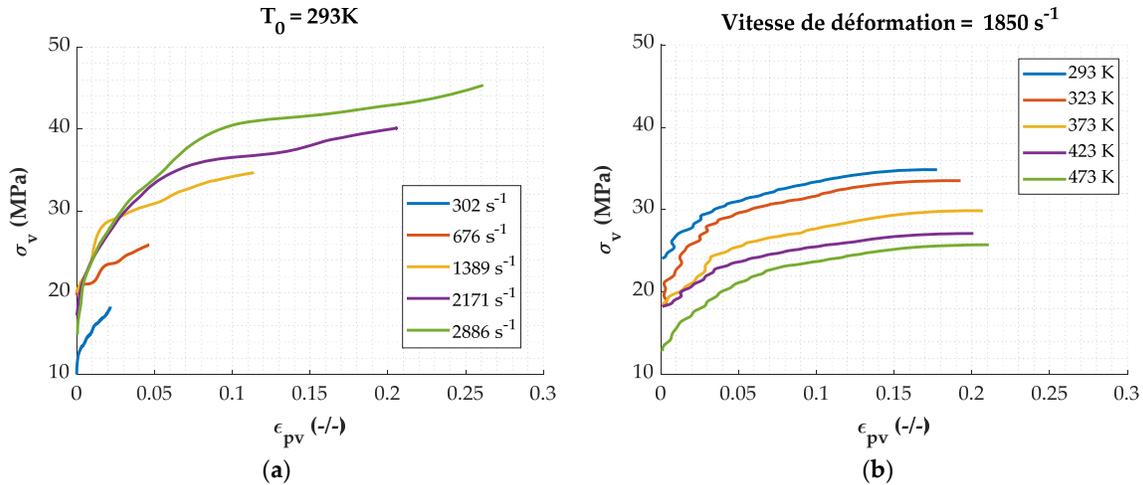


Figure 36 : Courbes contrainte vraie-déformation plastique vraie pour les essais SHPB du plomb pur à : (a) différentes vitesses de déformation et température constante de 293 K; (b) différentes températures pour une vitesse de déformation constante de 1850 s^{-1} .

Les courbes contrainte vraie-déformation plastique vraie obtenues pour l'alliage de plomb sont présentées en Figure 37. Les mêmes tendances qu'en régime quasi-statique peuvent être observées. La contrainte augmente avec la vitesse de déformation et diminue avec l'élévation de la température. De plus, la sensibilité à la vitesse de déformation est moins prononcée à une vitesse de déformation plus élevée. Comme il est possible de l'observer entre 2640 s^{-1} et 3822 s^{-1} , l'augmentation est de 2 MPa alors qu'elle est de 15 MPa entre $0,001\text{ s}^{-1}$ et 1 s^{-1} (Figure 29). Contrairement aux vitesses de déformation plus faibles, les oscillations sur les courbes contrainte-déformation ne sont plus observables, la contrainte atteint immédiatement un plateau. Ceci est le résultat du phénomène de restauration qui se produit à des taux de déformation plus élevés.

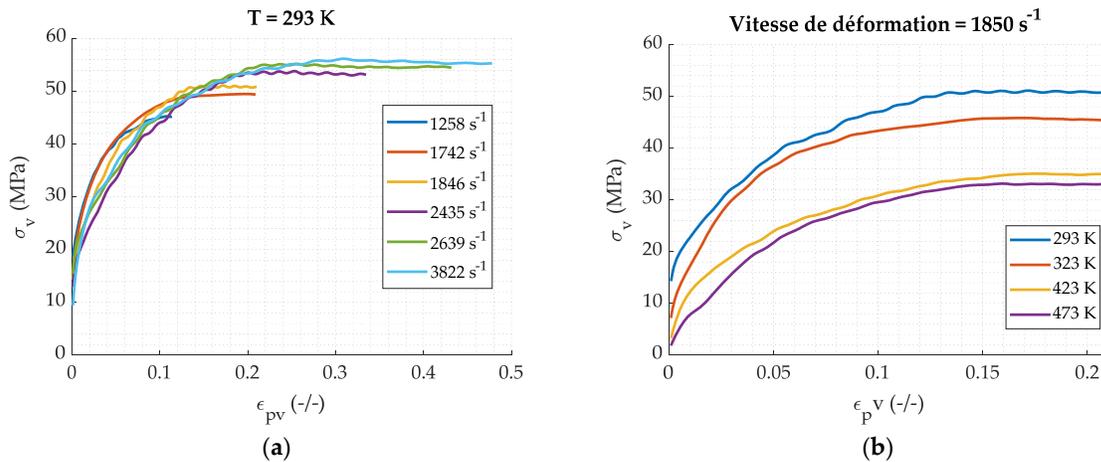


Figure 37 : Courbes contrainte vraie-déformation plastique vraie pour les essais SHPB du noyau de la munition à : (a) différentes vitesses de déformation et température constante de 293 K; (b) différentes températures pour une vitesse de déformation constante de 1850 s^{-1} .

Tout comme pour les essais quasi-statiques, les contraintes mesurées pour le plomb pur sont plus faibles que pour le plomb allié. Les deux matériaux ont un comportement similaire (restauration dynamique) avec la présence d'un plateau caractéristique présent pour des déformations importantes mais plus visible pour le plomb allié (voir les Figure 36 et Figure 37).

2. Analyse de la sensibilité à la vitesse de déformation et à la température

Les résultats obtenus pour différentes conditions expérimentales permettent d'évaluer les sensibilités à la vitesse de déformation et à la température [139].

Dans un premier temps, l'étude se focalise sur la dépendance à la vitesse de déformation. La Figure 38 montre la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation (régimes dynamique et quasi-statique), pour différentes valeurs de déformation plastique. La contrainte croît linéairement avec $\ln(\dot{\epsilon})$ à ϵ_p donnée. La valeur de la pente augmente avec la déformation et tend à se stabiliser à 4,3 MPa/log($\dot{\epsilon}$), atteignant le domaine stationnaire de la courbe contrainte-déformation révélée en Figure 37.a. Les courbes obtenues pour $\epsilon_p = 0,14$ et $\epsilon_p = 0,24$ sont en effet presque superposées.

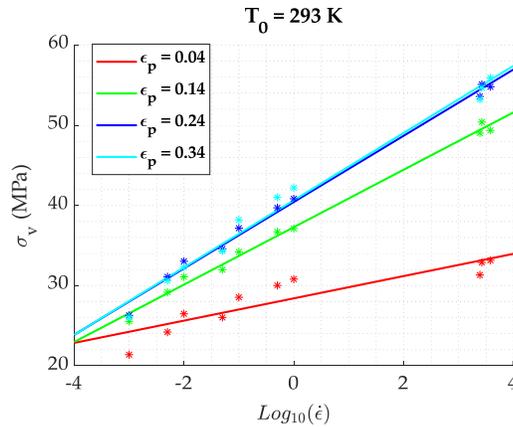


Figure 38. Valeurs expérimentales contrainte vraie-logarithme de la vitesse de déformation vraie à température ambiante et pour différentes valeurs de déformation plastique vraie dans le cas de l'alliage de plomb, avec tracé de courbes de tendances.

Dans un second temps. La dépendance à la température est étudiée. La Figure 39, présente la contrainte en fonction de la température pour deux vitesses de déformation (10^{-3} s^{-1} et 1850 s^{-1}). Pour les faibles taux de déformation (Figure 39.a), la relation contrainte-température peut être approximée par une fonction linéaire avec une pente indépendante de la déformation plastique. En condition dynamique (Figure 39.b), la relation

contrainte-température suit une équation exponentielle décroissante de type $\sigma = Ae^{\frac{-C_1}{T}}$ avec C_1 un paramètre du modèle (constant) et A un paramètre dépendant de la déformation plastique. Pour une déformation plastique élevée (régime stationnaire), il apparaît que A tend vers une valeur asymptotique.

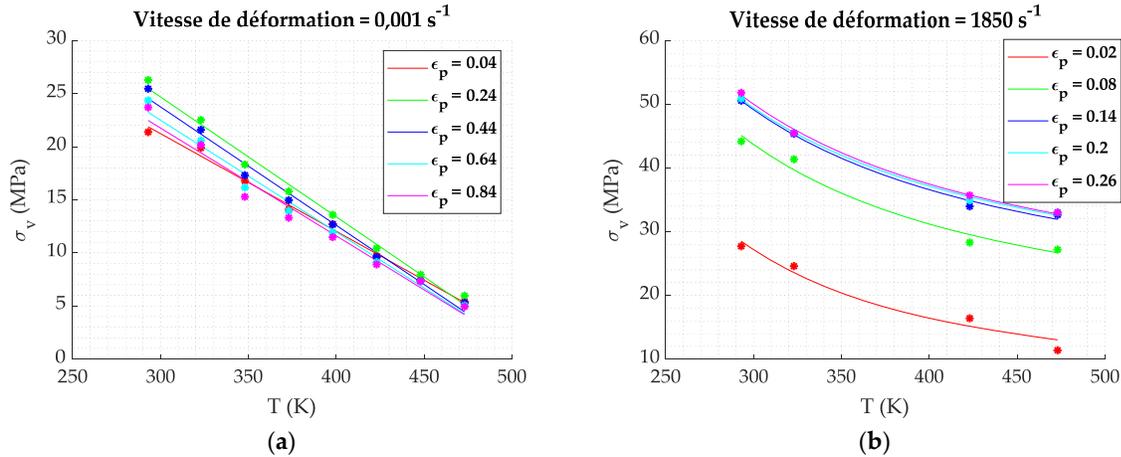


Figure 39. Valeurs expérimentales contrainte vraie - température de l'alliage de plomb pour des vitesses de déformation : **(a)** Quasi-statique ; **(b)** Dynamique, avec tracé de courbes de tendances.

Concernant le plomb pur, la Figure 40 met en évidence les dépendances à la vitesse de déformation et à la température. Tout comme pour le noyau, la dépendance au logarithme de la vitesse de déformation est de forme linéaire avec un coefficient directeur d'environ $3,7 \text{ MPa}/\log(\dot{\epsilon})$, pour le plomb pur, ce qui est assez proche de la valeur de $4,3 \text{ MPa}/\log(\dot{\epsilon})$, obtenue pour le plomb allié. La dépendance à la température est elle aussi de forme exponentielle décroissante pour le plomb pur.

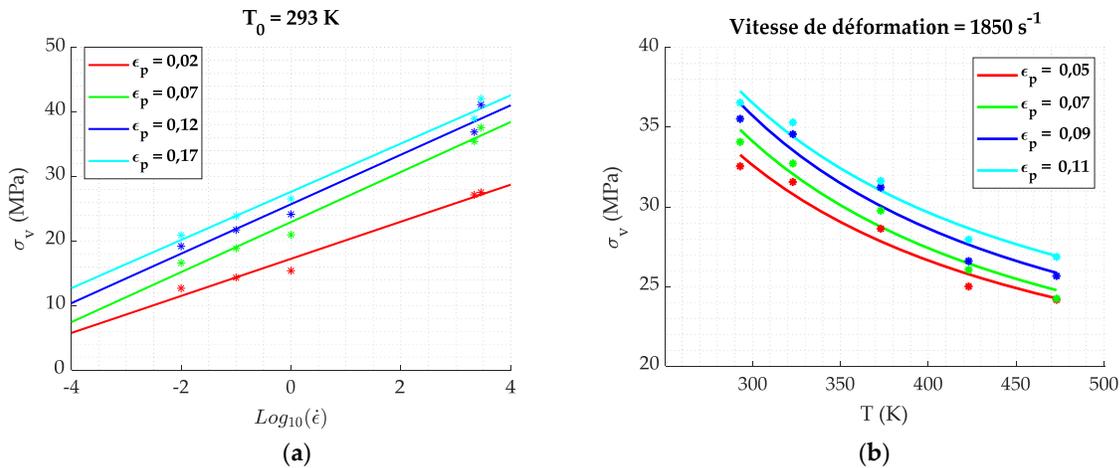


Figure 40. Plomb pur : **(a)** Valeurs expérimentales contrainte vraie-logarithme de la vitesse de déformation vraie à température ambiante et pour différentes valeurs de déformation plastique vraie ; **(b)** Valeurs expérimentales contrainte vraie - température de l'alliage de plomb pour des vitesses de déformation de 1850 s^{-1} et pour différentes valeurs de déformation plastique vraie.

Cette étude a permis de mettre en évidence les différentes sensibilités du plomb pur et du noyau en alliage de plomb vis-à-vis de la température et de la vitesse de déformation, et ainsi de montrer l'effet des éléments d'alliages sur le comportement du plomb. On a remarqué que les deux matériaux sont soumis aux mêmes phénomènes de recristallisation (Figure 30) et restauration dynamique (Figure 36 et Figure 37) mais que l'ajout d'additifs réduisait l'influence de ces phénomènes.

Grâce à ces résultats, la modélisation du comportement mécanique du matériau peut être considérée dans la sous-partie suivante. Elle se focalisera sur l'alliage de plomb constituant la munition qui constitue le cœur de ce travail. Celle-ci pourrait toutefois être transposée au cas du plomb pur mais cela ne sera pas étudié dans ce manuscrit.

3. Modélisation du comportement du noyau en alliage de plomb

Le comportement mécanique du matériau a été étudié afin de déterminer sa sensibilité à différentes vitesses de déformation et températures. Une étude de la dureté a permis de montrer l'homogénéité du matériau offrant ainsi la possibilité d'adopter une approche globale pour la loi de comportement du noyau en plomb. L'étape suivante consiste à déterminer un modèle de comportement adapté à des impacts balistiques. Au cours de ce type de sollicitation, les matériaux composant la munition sont soumis à des vitesses de déformation élevées et subissent de grandes déformations comme il est possible de le voir

dans la partie III de l'étude bibliographique. Plusieurs modèles sont envisagés et étudiés dans cette partie afin de déterminer le plus approprié pour décrire le comportement de l'alliage de plomb.

a. Modèle de Johnson-Cook (JC)

Le premier modèle envisagé pour cette étude est l'un des plus utilisés pour les métaux pour des applications dynamiques. Le modèle proposé par Johnson et Cook [31] est basé sur une relation empirique pour laquelle les paramètres sont identifiés à partir des résultats expérimentaux (voir détails dans la section IV.a chapitre 1). Il permet une implémentation aisée dans les codes numériques ce qui rend ce modèle largement intégré dans les logiciels commerciaux. Ce modèle dissocie les influences de l'érouissage, de la vitesse de déformation et de la température et la contrainte équivalente au sens de von Mises peut se mettre sous la forme suivante :

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^m \right] \quad (51)$$

Avec $[A + B\varepsilon^n]$ le terme correspondant au comportement plastique, $\left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right]$ la dépendance à la vitesse de déformation et $\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right)^m \right]$ la dépendance à la température du matériau.

Dans un premier temps l'essai à la température initiale de 293 K et la vitesse de déformation initiale la plus basse de $0,001 \text{ s}^{-1}$ permet d'obtenir les paramètres d'érouissage (A, B et n). Ensuite le paramètre C est obtenu à partir de la valeur de la contrainte prise à différentes vitesses de déformation et pour une déformation plastique donnée. Finalement les essais en température permettent, pour une déformation plastique donnée, d'obtenir le paramètre m régissant la dépendance à la température. Chacune de ces étapes a fait l'objet d'une identification des paramètres au moyen de la toolbox « Curve Fitting » de Matlab. Les paramètres sont donnés dans le Tableau 14.

Tableau 14. Paramètres identifiés pour le modèle de Johnson-Cook.

A (MPa)	B	N	m	C	T_0 (K)	$\dot{\varepsilon}_0$ (s^{-1})	T_m (K)
14,8	10,5	0,065	0,75	0,073	293	0,001	600

Les différentes courbes obtenues avec ces paramètres et pour les différentes conditions expérimentales testées sont reportées sur la Figure 41. Une comparaison avec les

données d'essais fait apparaître un écart important et une corrélation peu satisfaisante. Cela peut s'expliquer par la formulation du modèle de Johnson-Cook qui ne permet pas de reproduire les oscillations mesurées aux faibles taux de déformation et l'adoucissement apparaissant après l'atteinte de la contrainte maximale. De plus, pour les effets de la température, les résultats ont montré que la sensibilité à cette dernière est d'une forme exponentielle alors que le modèle est basé sur une relation puissance, induisant des écarts très importants pour les courbes en température.

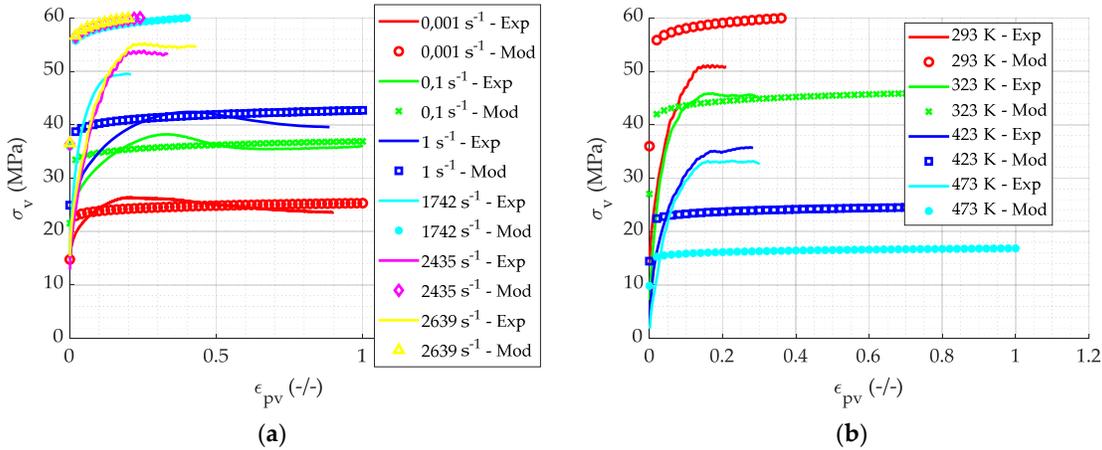


Figure 41. Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook et les résultats expérimentaux en compression : **(a)** à température constante de 293 K; **(b)** à vitesse de déformation constante de 1850 s⁻¹.

b. Modèle de Fields-Backofen modifié (FB)

Nous avons vu dans le premier chapitre que le modèle de Fields-Backofen modifié [55] apparaît comme pertinent pour décrire le comportement mécanique de l'alliage de plomb étudié (voir partie biblio page 22). En effet, il permet de faire intervenir l'effet de la recristallisation notamment en définissant une partie pré et post pic de recristallisation tout en prenant en compte les effets de la température et de la vitesse de déformation. L'inconvénient de ce modèle est qu'il n'est pas disponible dans les codes éléments finis commerciaux. Pour rappel, le modèle est défini par les équations suivantes :

$$\epsilon_{pic} = A_1 \cdot \dot{\epsilon}^{n1} \quad (52)$$

$$\sigma_{pic} = A_2 \cdot \dot{\epsilon}^{n2} + (T - T_{ref}) \cdot A_3 \quad (53)$$

$$\begin{cases} \varepsilon \leq \varepsilon_{pic} : \sigma_{ap} = \sigma_{pic} \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{pic}} \right)^{nap} \\ \varepsilon > \varepsilon_{pic} : \sigma_{pp} = \sigma_{pic} \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{pic}} \right)^{npp} \end{cases} \quad (54)$$

Les valeurs des différents paramètres de ce modèle sont identifiées pour le noyau en plomb et sont données dans le Tableau 15.

Tableau 15. Paramètres du modèle de Fields-Backofen modifié.

A_1	n_1	A_2 (MPa)	n_2	A_3 (MPa)	T_{ref} (K)	n_{ap}	n_{pp}
0,4	0,1	42,97	0,06	-0,13	293	0,07	-0,1

Le modèle comparé aux résultats expérimentaux sur la Figure 42, montre une bonne adéquation avec les essais à des vitesses quasi-statiques et reproduit notamment bien le phénomène de recristallisation. En revanche, pour des vitesses dynamiques, le comportement diverge au niveau de la phase de restauration dynamique. De plus le modèle ne permet pas de retranscrire fidèlement les effets de température à des vitesses importantes. On peut donc conclure que ce modèle est plus adapté à des problématiques liées à des vitesses de déformation faibles.

Dans le cas de l'étude menée, le régime prépondérant durant les impacts balistiques est un régime dynamique, pour lequel le modèle n'est donc pas approprié.

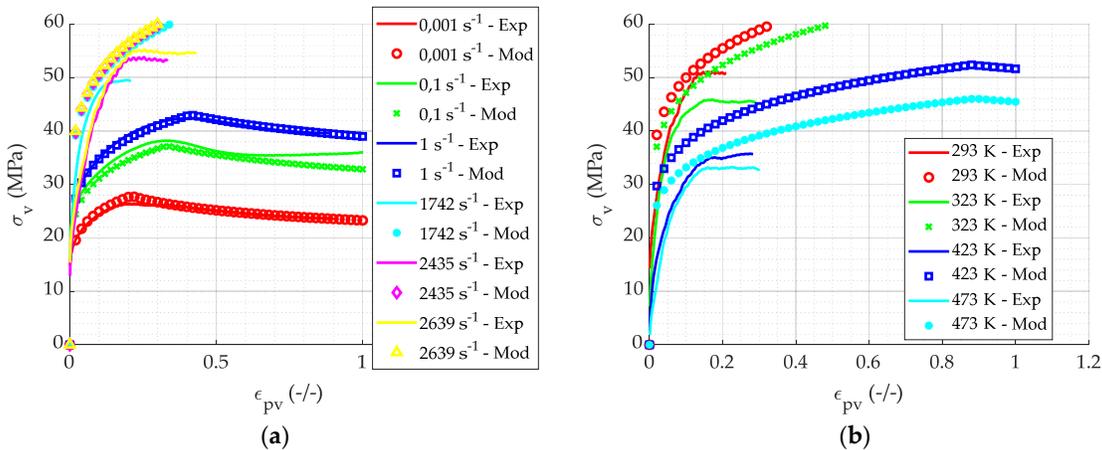


Figure 42. Comparaison entre le modèle de Fields-Backofen modifié et les résultats expérimentaux en compression : (a) à température constante de 293K; (b) à vitesse de déformation constante de $1850s^{-1}$.

c. Modèle de comportement plastique parfait dépendant de la vitesse de déformation et la température (P)

Le matériau à l'impact est principalement soumis à des vitesses de déformation élevées et à de grandes déformations [140]. Comme on peut le voir sur les résultats des essais dynamiques (Figure 37), la contrainte atteint une valeur stationnaire à déformations élevées. C'est pourquoi, un modèle « plastique parfait » sans écrouissage est considéré ici. La Figure 38 montre que la contrainte évolue linéairement avec le logarithme de la vitesse de déformation, ce qui induit une relation en loi puissance. Pour la dépendance à la température, à vitesse de déformation élevée, une loi de type exponentielle décroissante peut être adoptée comme le montre la Figure 39.b. La formulation plastique sans écrouissage avec dépendance à la température et à la vitesse de déformation, où σ_y est la limite d'élasticité, est définie par :

$$\sigma_y = A. \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^n . \exp \left(-\frac{k}{T} \right) \quad (55)$$

Les valeurs des paramètres sont obtenues de la manière suivante. Tout d'abord, les valeurs de contraintes d'écoulement doivent être déterminées pour chaque vitesse de déformation et température expérimentales. Ensuite, pour un taux de déformation donné ($\dot{\epsilon}_0$) l'équation (56) peut être ajustée, ce qui permet d'obtenir les paramètres A et k. Enfin, pour une température constante T_0 , l'équation (57) est ajustée pour donner la valeur de n. Pour le noyau en alliage de plomb, les valeurs des paramètres sont résumées dans le Tableau 16.

$$\sigma_y(\dot{\epsilon}) = A. \exp \left(-\frac{k}{T} \right) \quad (56)$$

$$\sigma_y(T_0) = A. \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^n . \exp \left(-\frac{k}{T_0} \right) \quad (57)$$

Tableau 16. Paramètres du modèle plastique parfait avec dépendance à la vitesse de déformation et à la température.

A (MPa)	n	k	T_0 (K)	$\dot{\epsilon}_0$ (s^{-1})
15,99	0,2285	-338,02	293	1850

La Figure 43 compare les valeurs du modèle à celles obtenues expérimentalement pour une large gamme de vitesses de déformation. Le modèle s'adapte bien au plateau tant pour les différentes températures que pour les vitesses de déformation élevées. La montée en charge jusqu'à la contrainte maximale (pour des déformations plastiques faibles $\epsilon_p < 0,15$)

n'est, comme attendu, pas suivi du fait de la formulation retenue.

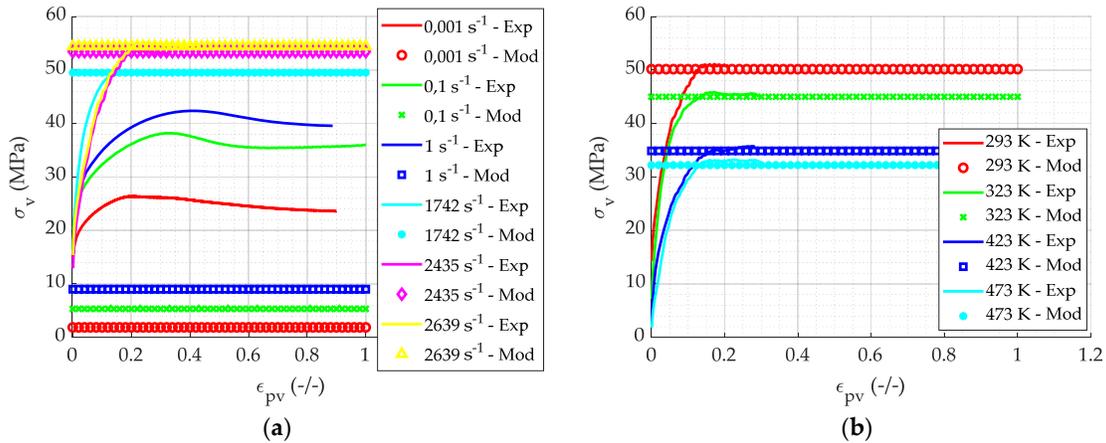


Figure 43. Comparaison entre le modèle de plasticité parfaite avec sensibilité à la température et à la vitesse de déformation et les résultats expérimentaux : **(a)** à température constante de 293 K; **(b)** à vitesse de déformation constante de 1850 s⁻¹.

La Figure 44 est une représentation 3D du modèle où est représenté le niveau de σ_y en fonction de la température et de la vitesse de déformation. Ce comportement est globalement pertinent pour un matériau métallique classique. Si l'on compare l'erreur entre les résultats et le modèle, on remarque que l'erreur est inférieure à 2 % pour le régime de vitesse dynamique. Cela montre que le modèle décrit bien les tendances observées.

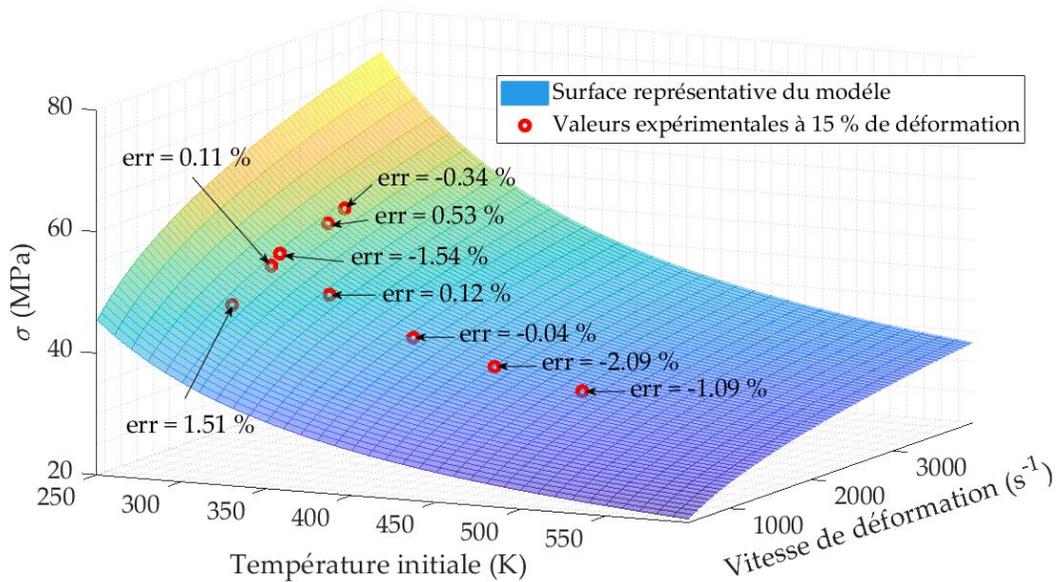


Figure 44. Représentation en 3 dimensions de la limite d'élasticité σ_y .

d. Modèle plastique avec loi puissance (PP)

Le modèle plastique avec loi puissance s'inspire du modèle défini précédemment. En effet, la dépendance à la vitesse de déformation et à la température est conservée tandis qu'un terme d'écroûissage est ajouté pour reproduire le comportement aux faibles déformations. Ce terme est défini par une fonction exponentielle associée à un sinus déphasé. Ce modèle s'inspire du comportement d'une réponse à un système asservi amorti (dont le coefficient d'amortissement est inférieur à 1). Les valeurs des différents paramètres sont données dans le Tableau 17.

$$\sigma = A \left[1 - \frac{\exp(-B \cdot \varepsilon) \cdot \sin(D \cdot \varepsilon + F)}{C} \right] \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right]^n \exp\left(-\frac{m}{T}\right) \quad (58)$$

Tableau 17. Paramètres identifiés pour le modèle modèle plastique avec loi puissance.

A (MPa)	B	C	D	F	n	M (T)	$\dot{\varepsilon}_0$ (s ⁻¹)
15,98	14,38	0,28	-1,06	0,2	0,22	388,2	1850

La comparaison des résultats expérimentaux et du modèle est présentée sur la Figure 45. Ils montrent une bonne correspondance quant à la description de l'écroûissage pour des vitesses dynamiques et en température. Seules les vitesses quasi-statiques ne sont pas respectées. Le modèle permet donc de représenter fidèlement le comportement à haute vitesse de déformation et en température.

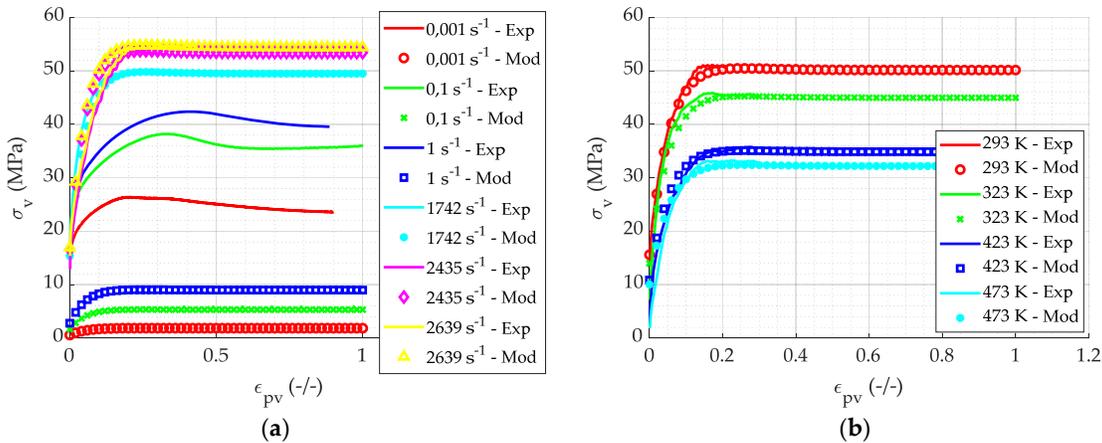


Figure 45. Comparaison entre le modèle plastique avec loi puissance et les résultats expérimentaux : (a) à température constante de 293K; (b) à vitesse de déformation constante de 1850s⁻¹.

e. Modèle plastique avec loi linéaire (PL)

À la différence du modèle plastique avec loi puissance ce modèle induit une

dépendance à la vitesse de déformation linéaire. Cela permet de donner un palier minimum à des vitesses de déformation faibles (inférieures à 1 s^{-1}). Le Tableau 18 présente les valeurs des paramètres identifiées pour le modèle.

$$\sigma = \left[1 - \frac{\exp(-B\varepsilon) \sin(D\varepsilon + F)}{C} \right] [A\dot{\varepsilon} + G] \exp\left(-\frac{m}{T}\right) \quad (59)$$

Tableau 18. Paramètres identifiés pour le modèle plastique avec loi linéaire.

A (MPa.s)	B	C	D	G (MPa)	m	F
0,00183	14,38	0,2884	-1,061	12,38	388,2	0,2

La Figure 46 présente une comparaison des courbes du modèle avec celles obtenues de manière expérimentale. On retrouve les mêmes résultats que pour le modèle avec une loi puissance au niveau des courbes en température et à haute vitesse de déformation. La différence se trouve pour des vitesses quasi-statiques où l'on obtient un palier à 1 s^{-1} . Cela permet de mieux décrire le comportement mécanique à des vitesses de déformation très faibles (inférieure à 1 s^{-1}).

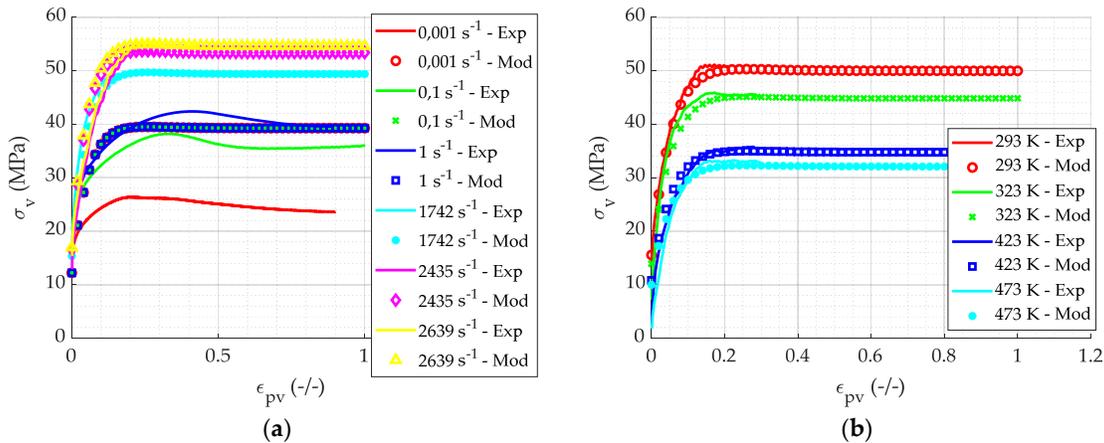


Figure 46. Comparaison entre le modèle plastique avec loi linéaire et les résultats expérimentaux : (a) à température constante de 293 K; (b) à vitesse de déformation constante de 1850 s^{-1} .

4. Choix de la loi de comportement pour des simulations balistiques

Pour chaque condition expérimentale (vitesse de déformation et température données) les différents modèles définis précédemment sont comparés afin de déterminer celui qui paraît le plus pertinent au regard de notre application. Pour rappel, l'objectif est d'obtenir un modèle pouvant s'implémenter facilement dans les logiciels de simulation par éléments finis et qui permet de décrire les phénomènes intervenant lors d'un impact

balistique (grandes déformations et hautes vitesses de déformation).

Pour des vitesses de déformation faibles ($< 1 \text{ s}^{-1}$) et à température ambiante (293 K) (Figure 47), le modèle de Fields-Backofen modifié (FB) est le plus fidèle ; il permet de représenter les oscillations dues à la recristallisation dynamique. Le modèle de Johnson-Cook (JC) donne une tendance approchée, mais étant défini par une fonction strictement croissante, il diverge et ne tend pas vers le plateau correspondant à la recristallisation dynamique (qui se produit pour des déformations plastiques supérieures à 0,3). Les modèles plastique avec loi puissance (PP) et plasticité sans écrouissage (P), sous-évaluent la contrainte du matériau pour de faibles vitesses de déformations alors que le modèle plastique avec loi linéaire (PL) atteint une vitesse minimale seuil de 1 s^{-1} . En effet pour cette vitesse on retrouve un comportement assez pertinent sans la représentation du pic d'oscillations, mais tendant vers le plateau final. Pour des vitesses de déformation inférieures, les contraintes seront sur évaluées et limitées à celles du cas 1 s^{-1} .

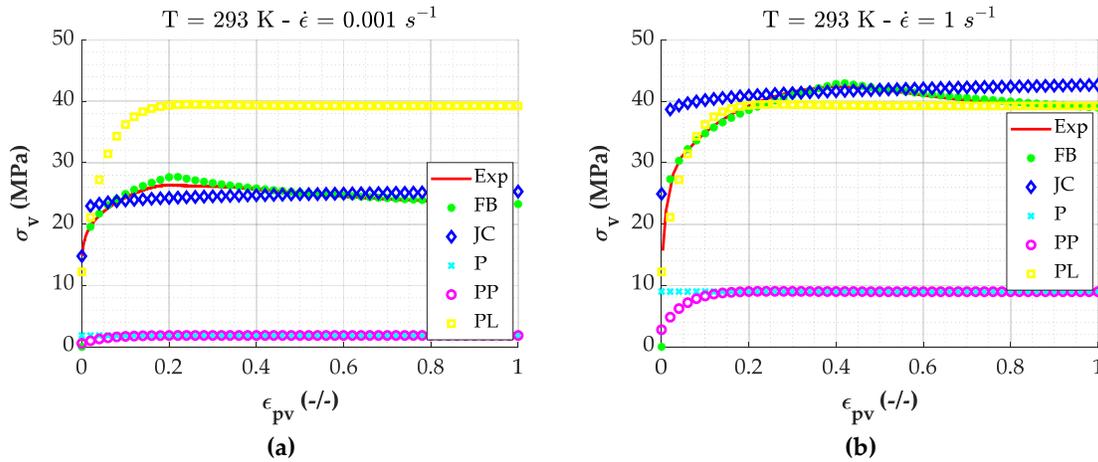


Figure 47 : Comparaison modèle - expérience pour des vitesses quasi-statiques à température ambiante.

Pour des vitesses de déformation élevées ($> 1000 \text{ s}^{-1}$) et à différentes températures (Figure 48), les modèles de Fields-Backofen modifié (mFB) et Johnson Cook (JC) ne permettent pas la restitution du comportement dynamique expérimental. Les modèles plastique avec loi linéaire, plastique sans écrouissage et plastique avec loi puissance représentent quant à eux très fidèlement le comportement du matériau à des vitesses de déformation élevées.

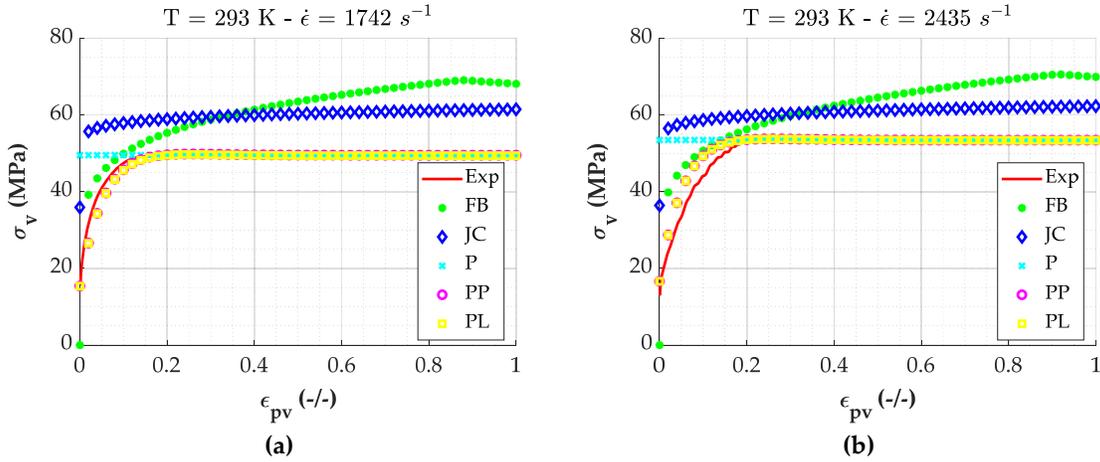
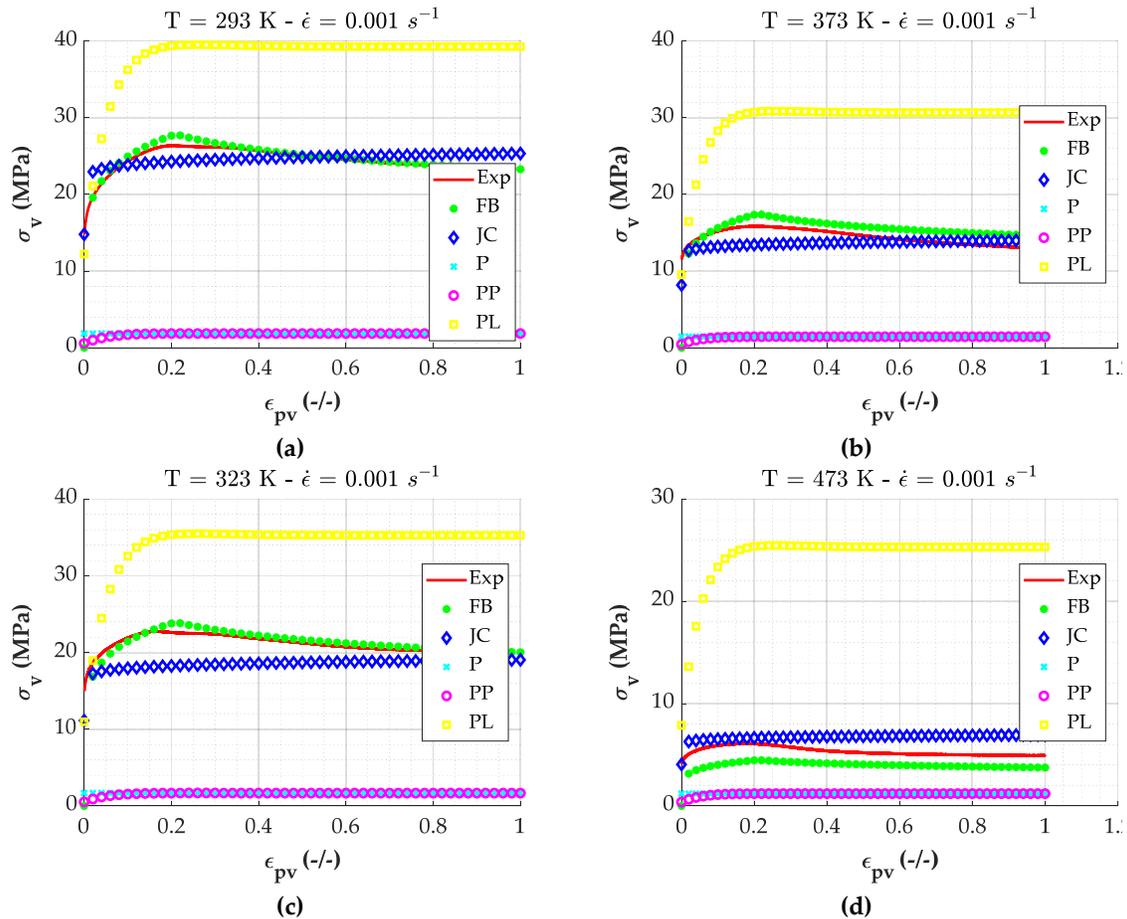


Figure 48 : Comparaison modèle - expérience pour des vitesses dynamique.

Lorsque l'on s'intéresse à l'influence de la température à vitesse de déformation basse (Figure 49), les modèles de Johnson-Cook et Fields-Backofen sont ceux qui reproduisent le mieux le comportement du matériau. Cela s'explique par le fait que ces modèles ont une formulation en loi puissance pour la dépendance à la température.



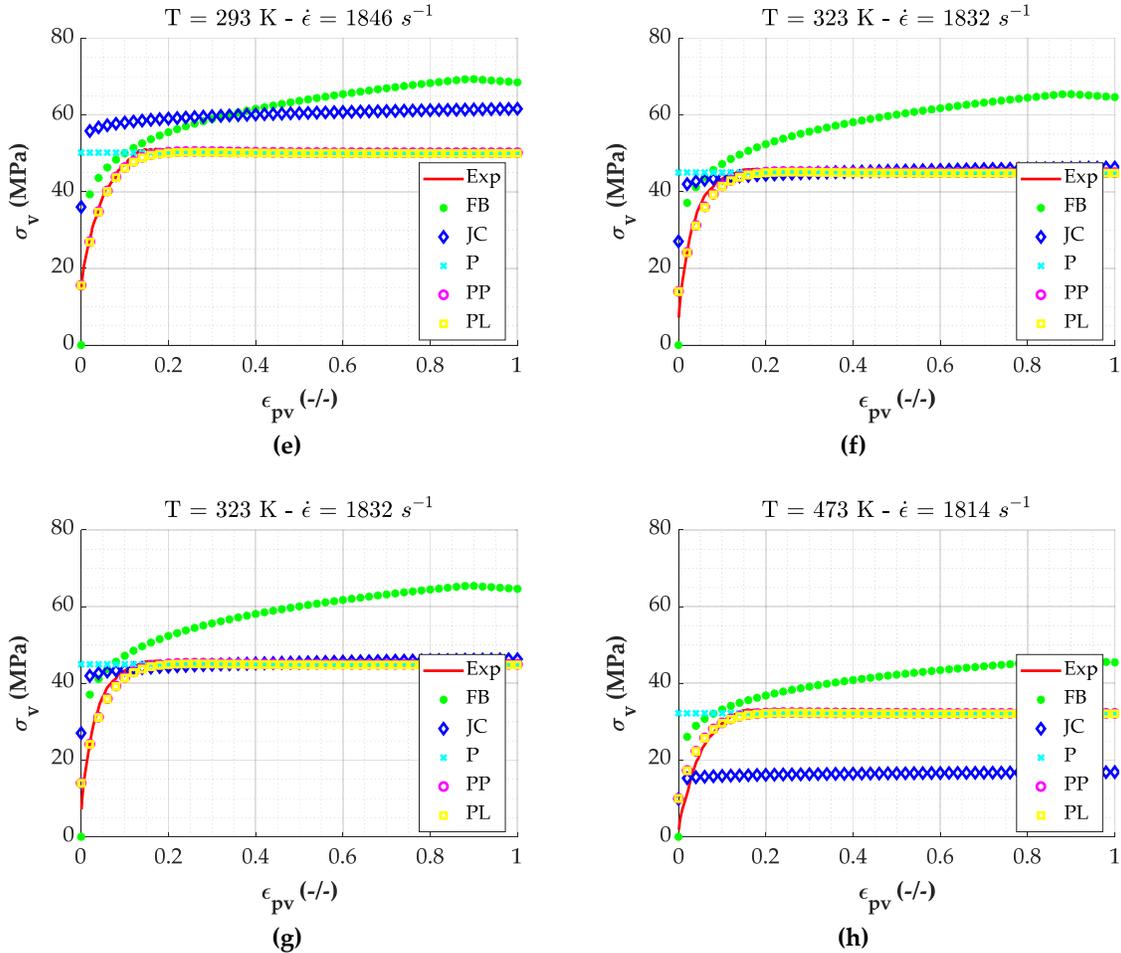


Figure 49 : Comparaison modèle - expérience pour différentes vitesses et températures.

Synthèse des modèles proposés

L'étude de différents modèles pour l'alliage de plomb a permis de révéler que plusieurs modèles sont susceptibles de bien définir le comportement mécanique du matériau.

Pour des vitesses quasi-statiques ($< 1 \text{ s}^{-1}$), le modèle de Fields-Backofen modifié est le plus judicieux, car il décrit fidèlement les résultats expérimentaux allant jusqu'à des vitesses supérieures à 1 s^{-1} , notamment en permettant de prendre en compte le pic caractéristique de la recristallisation dynamique.

Pour des vitesses de déformation dynamique ($> 1000 \text{ s}^{-1}$), le modèle plastique sans écrouissage permet de représenter très fidèlement la contrainte de saturation obtenue expérimentalement à température ambiante et températures élevées (473 K). Néanmoins, contrairement aux cas des modèles plastiques avec loi linéaire et loi puissance, le modèle ne

permet naturellement pas de reproduire l'écroûissage durant la phase initiale.

Si l'on s'intéresse à la mise en œuvre des modèles dans le logiciel de simulation numérique Abaqus©Explicit, le modèle le plus simple à utiliser est Johnson-Cook, car il est déjà implémenté. Le modèle plastique sans écroûissage peut être introduit de manière tabulaire. Les modèles « puissance », « linéaire » et « Fields-Backofen modifié » doivent être codés sous forme de sous-programmes utilisateur VUMAT.

En conclusion, le modèle retenu pour l'étude du noyau de la munition est le modèle de plasticité parfaite dépendant de la vitesse de déformation et de la température. Il permettra de modéliser assez fidèlement le comportement du noyau soumis à de fortes vitesses de déformation ainsi qu'à des déformations très élevées rencontrées dans les essais balistiques.

La partie suivante de l'étude va se focaliser sur l'étude de la rupture du matériau ainsi que sur sa modélisation.

IV. Caractérisation de la rupture du plomb

1. Problématique

Dans cette partie l'objectif est de développer une méthode de caractérisation de la rupture de l'alliage de plomb. Le plomb étant un matériau à faible rigidité et très ductile, plusieurs difficultés sont susceptibles d'apparaître pour la mise en place de l'essai. Les principaux enjeux sont l'usinage de la géométrie voulue, la mise en place et le serrage de l'éprouvette dans la machine de traction et l'essai en lui-même.

2. Protocole expérimental

Afin de caractériser le comportement à la rupture du plomb de la munition en régime quasi-statique, des essais de traction sont mis en place. Pour cela, les essais sont réalisés sur des éprouvettes découpées par électroérosion à partir de la munition. Notons qu'une découpe par usinage n'était pas possible du fait de la petite taille de la munition mais surtout du caractère très mou du matériau. La géométrie a été optimisée afin de maximiser la quantité de matière sollicitée et en tenant compte des contraintes d'usinage. La méthode d'usinage par électroérosion a été adaptée par l'atelier de l'ISL afin de pouvoir obtenir ces

éprouvettes de géométrie complexe. Les dimensions retenues sont les suivantes : hauteur 8 mm, épaisseur 2 mm telles que présentées sur la Figure 50.a. La Figure 50.b montre la munition et l'échantillon après usinage. Les essais de traction sont réalisés au sein du laboratoire LEM3 de Metz, par le biais d'une presse universelle MTS équipée d'un capteur de force 500 N. Un serrage de 3,5 bars est appliqué via des mors pneumatiques MTS. La surface de ces mors est adaptée de manière à obtenir une bonne accroche et éviter le glissement des échantillons. Une enceinte climatique MTS CE42 est utilisée pour les essais en température. La visualisation se fait par une caméra (Basler ace a2A5320-23 μ m) associée à un dispositif d'éclairage (Figure 51), une fréquence d'acquisition allant de 2 fps pour les essais les plus lents jusqu'à 20 fps pour les plus rapides est définie. Un mouchetis est appliqué sur l'échantillon pour permettre par la suite un calcul des déformations locales par corrélation d'images. Les essais sont effectués pour différentes vitesses de déformation et températures ($10^{-3} s^{-1}$, $10^{-2} s^{-1}$, $10^{-1} s^{-1}$ à 293 K et $10^{-3} s^{-1}$, $10^{-1} s^{-1}$ à 373 K). Les conditions expérimentales ont été répétées chacune 3 fois et une bonne répétabilité des résultats a été observée.

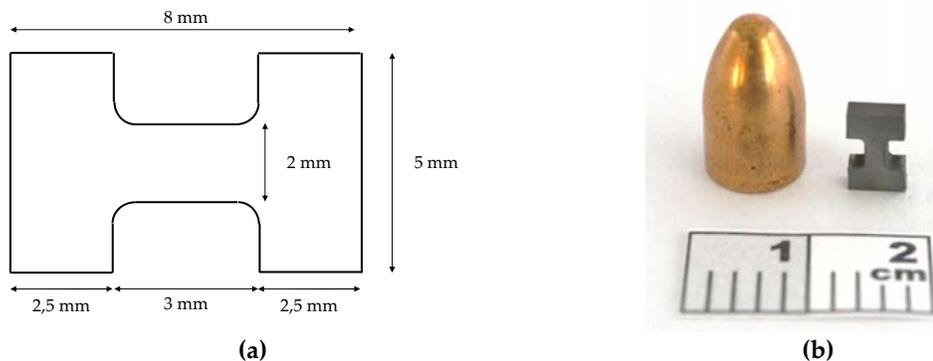


Figure 50 : (a) Dimensions de l'éprouvette de traction d'épaisseur 2 mm : (b) Munition de calibre 9 mm étudiée et éprouvette obtenue après usinage.

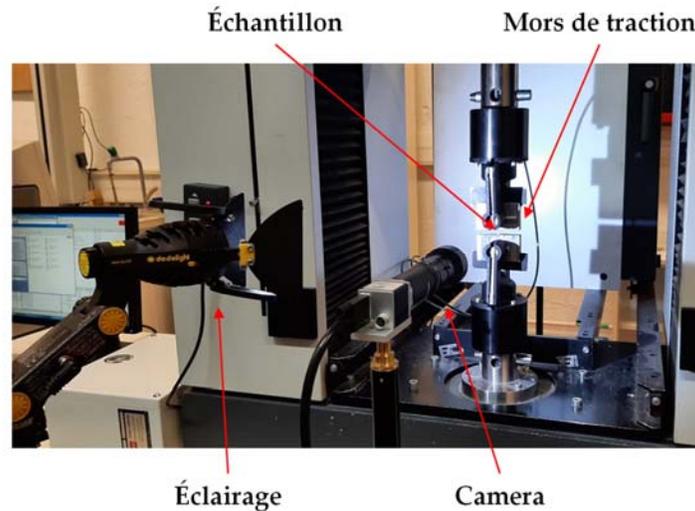


Figure 51 : Dispositif expérimental utilisé pour l'essai de traction.

Après avoir mis en place le protocole expérimental et réalisé les essais, la partie suivante va se focaliser sur l'analyse des résultats obtenus.

3. Résultats expérimentaux

Les images de l'essai à 10^{-1} s^{-1} pour 293 K sont présentées Figure 52. La striction, localisée au milieu de l'échantillon, est mise en évidence sur l'image à partir de $t = 35 \text{ s}$. L'observation post mortem des échantillons au microscope électronique à balayage (Figure 53) montre une rupture caractéristique d'un matériau ductile avec la présence de cupules formées à partir des éléments d'addition tels que l'antimoine (voir Figure 25). En comparant les résultats à température ambiante (Figure 53.a et b) et à 373K (Figure 53.c et d), on remarque que la section de la surface de rupture est plus large à température ambiante, témoignant d'une augmentation de la ductilité avec la température. Pour les essais à 373 K, on observe des dépôts d'oxydes résultant de l'échauffement du matériau (identifiés par des cercles sur la Figure 53.d).

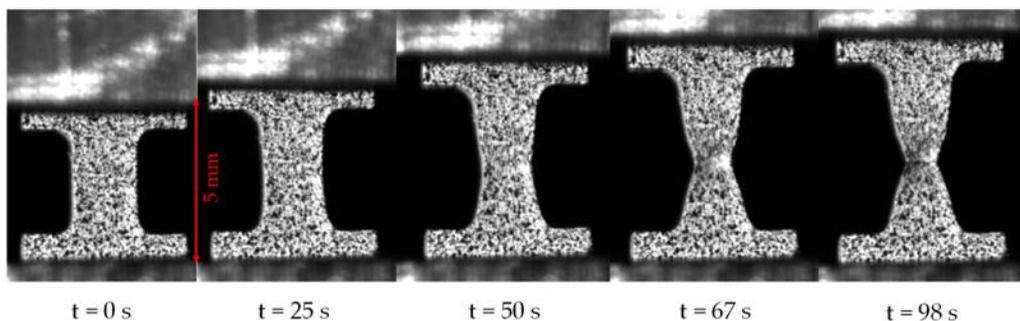


Figure 52 : Images enregistrées durant un essai à 10^{-1} s^{-1} pour une température de 293 K.

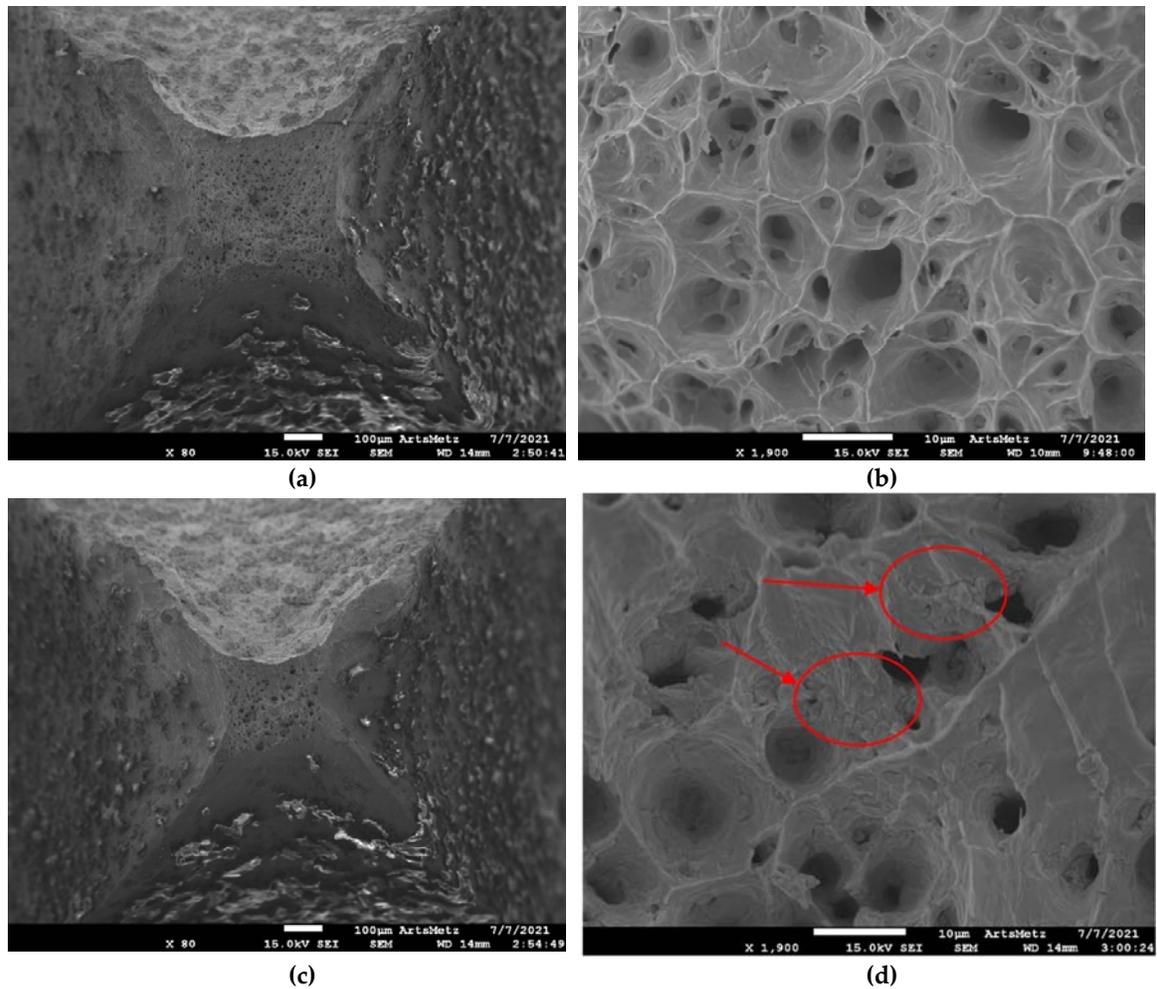


Figure 53 : Fractographie obtenue par observation au microscope électronique à balayage. Pour des essais à : (a) et (b) $10^{-3} s^{-1}$ à 293 K ; (c) et (d) $10^{-3} s^{-1}$ à 373 K.

Les déformations locales ont été déterminées par corrélation d'image en utilisant le logiciel GOM CORRELATE®. Le maillage appliqué pour le calcul est de 102×61 px avec (234 px/mm) ce qui conduit à une taille de maille de $0,11 \text{ mm}^2$, voir Figure 54.

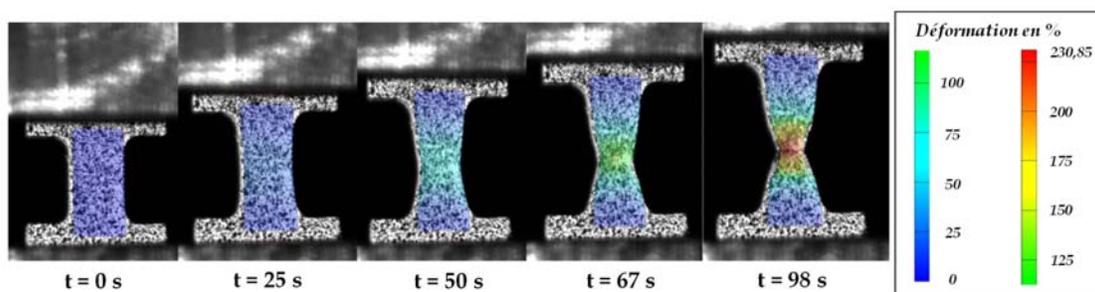


Figure 54 : Déformations vraies calculées par corrélation d'images au moyen de GOM CORRELATE®.

Afin de s'assurer de la bonne répétabilité des résultats obtenus par corrélation

d'images à différentes températures, les courbes contrainte vraie-déformation vraie sont tracées sur la Figure 55. La contrainte vraie uniaxiale est calculée à partir de la mesure d'effort du capteur de force de la machine. La section de l'éprouvette est quant à elle, déterminée à partir des mesures de déformation longitudinale par corrélation d'images et avec une hypothèse d'incompressibilité. La répétabilité observée est satisfaisante.

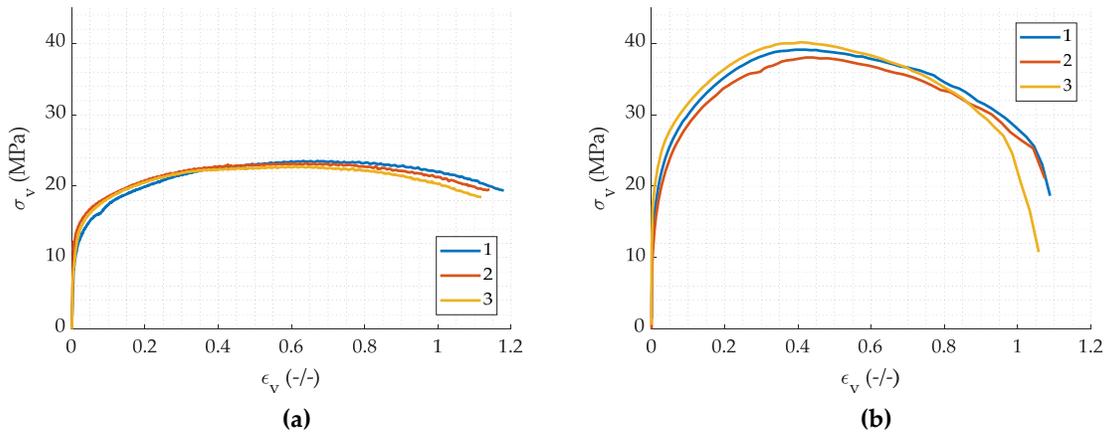
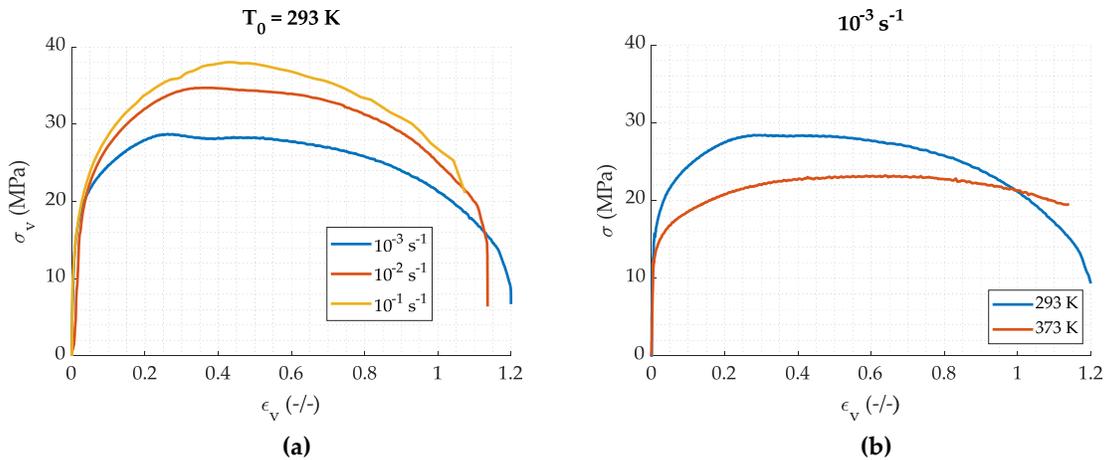


Figure 55 : Répétabilité des résultats pour les essais à : (a) 10^{-3} s^{-1} et à 373 K ; (b) 10^{-1} s^{-1} et à 293 K .

La Figure 56 propose une synthèse des courbes moyennes contrainte vraie - déformation vraie mettant en évidence les dépendances à la vitesse de déformation et à la température. Ces courbes sont caractéristiques d'une rupture ductile. En effet on retrouve un comportement élastoplastique avec une déformation plastique accumulée importante jusqu'à rupture. Lorsque l'instabilité de striction s'initie, la contrainte augmente jusqu'à atteindre une valeur maximale puis chute jusqu'à la rupture de l'échantillon.



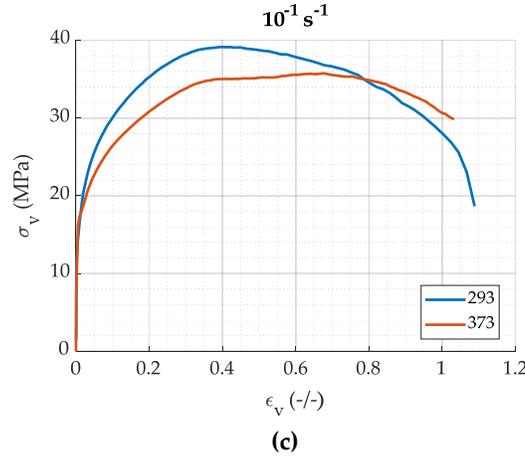


Figure 56 : Courbes contrainte vraie-déformation vraie obtenue en traction **(a)** à une température constante de 293 K ; **(b)** à une vitesse constante de 10^{-3} s^{-1} ; **(c)** à une vitesse constante de 10^{-1} s^{-1} .

Lorsque l'on compare sur la Figure 57 les courbes de traction obtenues ici aux courbes de compression présentées en section III.1.ii, des valeurs très proches du maximum de contraintes sont observées ainsi qu'une grande similitude sur la réponse du matériau avant l'endommagement. Ceci montre un comportement symétrique pour des chargements de traction et compression.

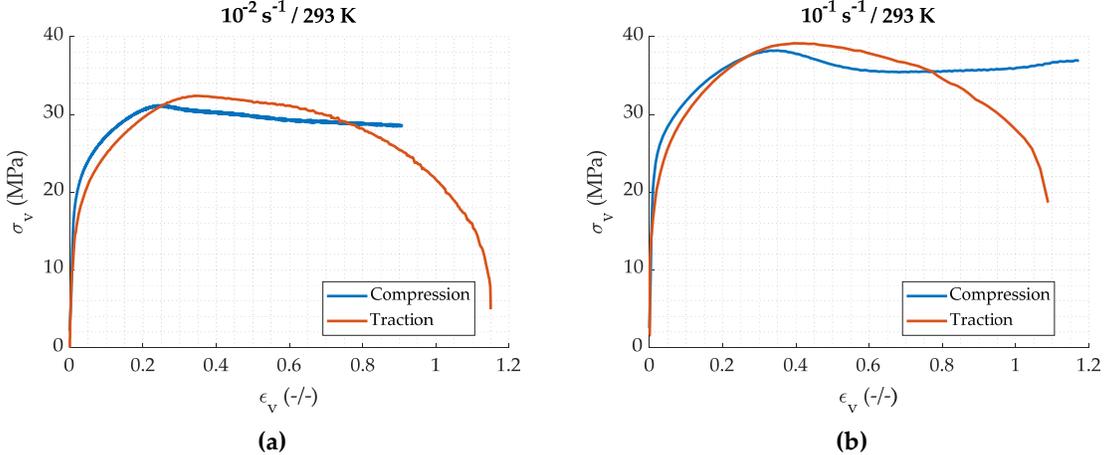


Figure 57 : Comparaison entre les courbes contrainte-déformation vraie de compression et traction pour le noyau de la munition : **(a)** $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ à 293 K ; **(b)** $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ à 293 K.

4. Modèle de rupture

Afin d'identifier un modèle d'endommagement et de rupture pour le noyau en plomb, deux modélisations seront considérées dans cette section.

a. Modélisation simplifiée de la rupture

Le premier modèle étudié est un modèle définissant une valeur constante de déformation plastique à rupture. Celle-ci est déterminée comme la moyenne des valeurs expérimentales relevées, voir Tableau 19.

Tableau 19. Valeurs moyennes des déformations à la rupture pour les différentes conditions expérimentales.

Conditions	$10^{-3} s^{-1}$ 293 K	$10^{-2} s^{-1}$ 293 K	$10^{-1} s^{-1}$ 293 K	$10^{-3} s^{-1}$ 373 K	Moyenne
ϵ_{p_r}	1,21	1,11	1	1,14	1,12

Le modèle de rupture s'écrit sous la forme :

$$\begin{aligned} D &= 0 \text{ si } \epsilon < \epsilon_r \\ D &= 1 \text{ si } \epsilon \geq \epsilon_r \end{aligned} \quad (60)$$

où D désigne une variable d'endommagement et ϵ_r la déformation à rupture donnée dans le Tableau 19. La rupture est instantanée et a lieu lorsque $D = 1$.

Ce modèle, même s'il est plutôt dédié au comportement de matériaux fragiles, permet de modéliser la ruine et donner une première approximation du comportement à rupture du matériau [119].

b. Modélisation de l'initiation de l'endommagement

Le plomb est un matériau particulièrement ductile et la rupture intervient généralement en 3 étapes : la nucléation, la croissance et la coalescence de cavités. Le modèle considéré ici tient compte de ces différentes étapes d'initiation, d'évolution de l'endommagement avant d'atteindre la rupture.

L'initiation de l'endommagement ϵ_i peut correspondre à l'apparition de la striction lors d'un essai de traction et correspond donc à la déformation pour laquelle la contrainte est maximale (critère de Considère [62]). À partir des essais expérimentaux, nous traçons les valeurs de ϵ_i en fonction de la vitesse de déformation et de la température (voir Figure 58). On remarque que la valeur de ϵ_i augmente avec l'augmentation de la vitesse de déformation et de la température.

Ces tendances sont prises en compte au travers du modèle d'endommagement de Johnson-Cook qui s'écrit :

$$\epsilon_i = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta)] [1 + D_4 \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)] \left[1 + D_5 \frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right] \quad (61)$$

Où D_i , $i=1..5$ sont des paramètres, η désigne la triaxialité des contraintes. Ce modèle est souvent utilisé pour les métaux, car il permet de coupler les effets de la température et de la vitesse de déformation sur l'initiation de l'endommagement. Dans notre travail, nous utilisons uniquement des essais de traction et ne pouvons donc pas identifier l'influence de la triaxialité. La valeur de D_2 est donc prise égale à zéro et le paramètre D_3 n'intervient pas dans la formulation, voir équation (61). La vitesse de référence du modèle, $\dot{\epsilon}_0$ est quant à elle prise égale à $0,001 \text{ s}^{-1}$, correspondant à la vitesse de déformation la plus faible considérée dans nos essais. Les paramètres $D_1=0,26$; $D_4=0,008$ et $D_5=5,11$ ont été identifiés sur la base des résultats reportés sur la Figure 58.

Tableau 20. Valeurs identifiées du modèle de rupture de Johnson-Cook pour l'initiation de l'endommagement.

D_1	D_2	D_4	D_5	$\dot{\epsilon}_0$	T_0
0,26	0	0,008	5,11	0,001	293

Le modèle est superposé aux résultats expérimentaux en Figure 58 avec les paramètres listés en Tableau 20. On remarque que l'écart est faible pour la dépendance à la vitesse de déformation. En revanche, il est compliqué de conclure quant à l'influence de la température étant donné qu'il n'y a que deux points.

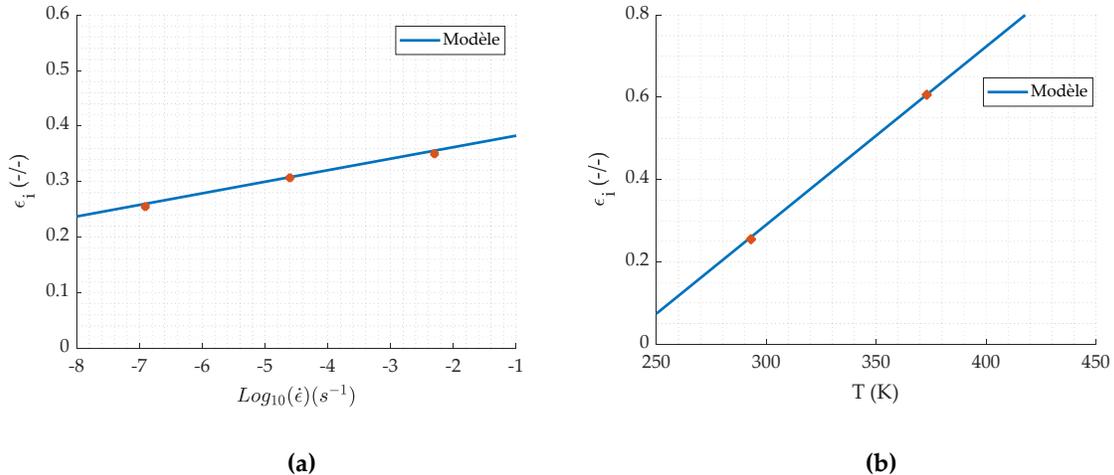


Figure 58 : Comparaison entre le modèle de Johnson-Cook pour l'initiation de l'endommagement et les résultats expérimentaux pour : **(a)** Influence de la vitesse de déformation à 293 K ; **(b)** influence de la température pour une vitesse de 10^{-3} s^{-1} .

c. Évolution de l'endommagement – Approche énergétique

Après avoir défini l'initiation à l'endommagement du matériau, il faut maintenant s'intéresser à son évolution. Pour cela une approche énergétique est utilisée. L'énergie volumique à la rupture G_r est définie par :

$$G_r = \int_{\epsilon_i}^{\epsilon_r} \sigma_y d\epsilon_p \quad (62)$$

où ϵ_i désigne la déformation à l'initiation de l'endommagement (voir equation (61)) et ϵ_r la déformation à la rupture. L'évolution de la variable d'endommagement D peut alors se mettre sous la forme [141] :

$$D = 1 - \exp\left(-\int_{\epsilon_i}^{\epsilon_r} \frac{\sigma_y}{G_r} d\epsilon_p\right) \quad (63)$$

où G_r désigne l'énergie à rupture. La rupture a lieu lorsque $D = 1$. La valeur de l'énergie à la rupture G_r est obtenue en calculant l'aire sous la courbe contrainte-déformation (à partir de l'initiation à l'endommagement jusqu'à la déformation à rupture) obtenue à partir des essais expérimentaux. Le Tableau 21 récapitule les énergies en fonction des conditions expérimentales. On notera que l'on obtient une énergie volumique à rupture moyenne de $22,3 \text{ J/mm}^3$ à température ambiante. L'élévation de la température induit une diminution de l'énergie volumique. En effet, l'énergie à rupture pour 373 K est de $11,4 \text{ J/mm}^3$. Cette dépendance à la température peut être prise en compte dans Abaqus.

Tableau 21. Énergies à rupture G_r mesurées expérimentalement à partir des courbes de la Figure 56.

Conditions	10^{-3} s^{-1} 293 K	10^{-2} s^{-1} 293 K	10^{-1} s^{-1} 293 K	10^{-3} s^{-1} 373 K	Moyenne à $T = 293 \text{ K}$
$G_r \text{ (J/mm}^3\text{)}$	22,7	21,8	22,4	11,4	22,3

d. Évolution de l'endommagement – Approche en déplacement

Dans cette sous partie, une seconde approche de l'évolution de l'endommagement est étudiée, cette fois-ci on la considère en déplacement. L'évolution de la variable d'endommagement D s'écrit sous la forme [141]:

$$D = \frac{1 - \exp\left(-\alpha \frac{\epsilon_p}{\epsilon_{pr}}\right)}{1 - \exp(-\alpha)} \quad (64)$$

où ϵ_p désigne la déformation plastique après l'initiation de l'endommagement, ϵ_{pr} la déformation plastique à la rupture dont la valeur est définie dans la partie (IV.4.a) et α l'exposant ($\alpha = -5$). La rupture a lieu lorsque $D = 1$.

e. Comparaison des différentes modélisations

Après avoir mis en évidence différentes approches dédiées à la modélisation l'évolution et la rupture du matériau, nous proposons une comparaison des résultats obtenus pour les différentes modélisations. Il est maintenant intéressant de comparer les résultats obtenus pour les différentes modélisations aux courbes expérimentales. La Figure 59 présente les courbes du modèle de comportement plastique (P) défini dans la partie précédente, le modèle de rupture instantanée, le modèle de rupture avec initiation de l'endommagement et approche énergétique et enfin le modèle de rupture avec initiation de l'endommagement et approche en déplacement. La Figure 60, associe les différents modèles de rupture au modèle de comportement de Fields-Backofen.

Il est mis en évidence que la modélisation énergétique est l'approche avec évolution de l'endommagement la moins intéressante car elle ne permet pas de reproduire l'adoucissement visible sur la courbe expérimentale. De plus la rupture se produit pour des déformations beaucoup plus élevées que celles observées expérimentalement.

Le modèle de rupture sans endommagement ne prédit évidemment pas de diminution progressive de la contrainte du matériau. Contrairement au modèle d'évolution de l'endommagement basé sur une approche énergétique, la rupture se produit bien pour des déformations proches de celles relevées par les essais expérimentaux.

La dernière modélisation faisant intervenir une évolution de l'endommagement en déplacement permet de restituer fidèlement l'adoucissement de la contrainte. La déformation à la rupture peut présenter quelques écarts par rapport aux résultats expérimentaux mais cela reste plutôt limité.

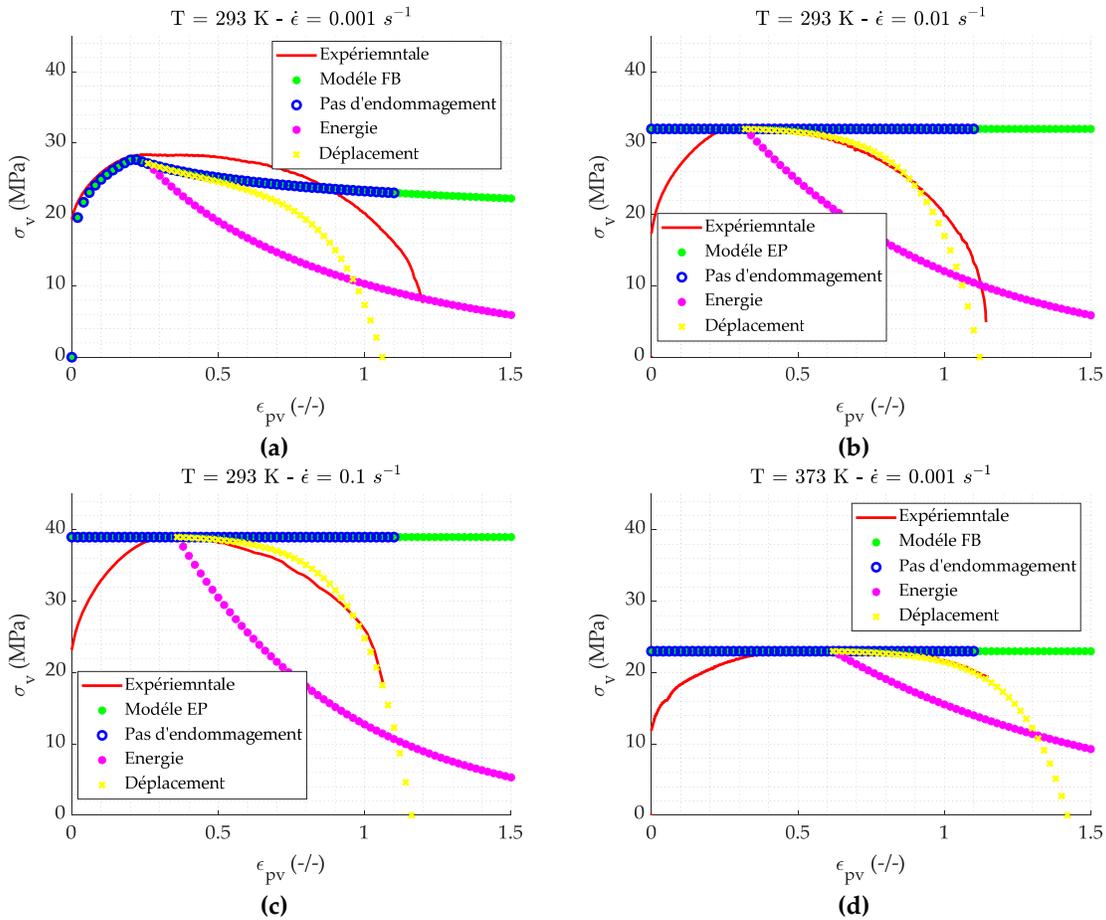


Figure 59 : Comparaison entre les différentes approches utilisées pour modéliser la rupture du noyau en alliage de plomb, pour différentes vitesses de déformation et températures (en utilisant le modèle de comportement plastique (P)).

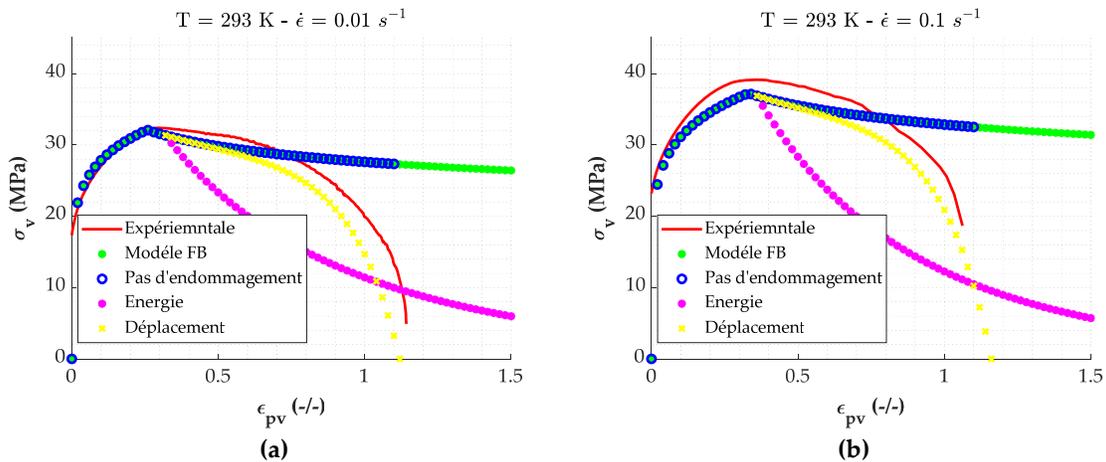


Figure 60 : Comparaison entre les différentes approches utilisées pour la modéliser la rupture du noyau en alliage de plomb, pour différentes vitesses de déformation (en utilisant le modèle de comportement de Fields-Backofen (FB)).

En conclusion, le modèle de rupture avec endommagement en déplacement permet

d'obtenir les résultats les plus proches de la réalité pour des conditions quasi-statiques. L'approche sans endommagement avec une valeur constante de déformation à la rupture montre une bonne cohérence des résultats par rapport à la rupture du matériau.

Il est important de noter que ces modèles de rupture ont été obtenus pour des valeurs de vitesses de déformation faibles. Il serait intéressant d'étudier le comportement à la rupture du noyau en plomb pour des gammes de vitesses plus élevées. La petite taille des éprouvettes pouvant être usinée à partir de la munition et la faible dureté du matériau rendent l'utilisation de SHTB (barres d'Hopkinson en traction) très compliquée. L'enjeu serait d'utiliser des barres de très petites dimensions et d'être capable de fixer l'échantillon tout en permettant la mesure de signaux.

C'est pourquoi ne connaissant pas le comportement à la rupture du noyau en alliage de plomb pour des vitesses de déformations élevées (balistiques). Il est préférable dans un premier temps d'utiliser le critère le plus simple qui est une valeur de déformation à la rupture fixe.

V. Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, différents essais sur l'alliage de plomb composant la munition ont été réalisés. L'enjeu était de caractériser les paramètres élastiques, la masse volumique, le comportement et la rupture du matériau sur des échantillons issus directement de la munition, tenant compte ainsi de l'histoire thermomécanique du matériau la composant. Notre étude a également permis de mettre en évidence, par comparaison au plomb pur, l'influence des éléments d'alliage (et dans une autre mesure du procédé de mise en forme) sur certaines propriétés mécaniques.

Concernant l'alliage de plomb constituant la munition, nous avons, dans un premier temps, réalisé des essais de compression en régime quasi statique pour différentes vitesses et températures. Les résultats ont mis en évidence la dépendance du comportement à ces paramètres, mais aussi les effets de recristallisation dynamique du matériau (oscillation visible sur les courbes contrainte-déformation). Un dispositif d'essai SHPB a ensuite été adapté afin d'optimiser la propagation des ondes au travers d'une adaptation d'impédance. Ainsi des barres d'entrée et sortie constituées de matériaux différents ont été mises en œuvre et ont permis de caractériser le comportement mécanique de l'alliage de plomb en condition

dynamique. Les effets de la température et de la vitesse de déformation ont pu être étudiés dans ce régime de sollicitation et tout comme en conditions quasi-statiques, le phénomène de restauration dynamique a été observé (saturation de la contrainte) pour des déformations élevées. Des essais sur du plomb pur ont permis de montrer l'influence des éléments d'alliage sur le comportement du matériau. La comparaison des courbes contrainte-déformation pour des conditions similaires a montré que l'ajout d'éléments d'alliage induit des contraintes plus élevées et réduit légèrement les effets de recristallisation dynamique, ce qui est bénéfique pour l'utilisation balistique.

Dans un second temps, à partir des données expérimentales acquises dans différentes gammes de vitesses de déformation et de température, plusieurs modèles de comportement ont pu être identifiés puis comparés. Un modèle simplifié élastoplastique sans écrouissage faisant intervenir la dépendance à la vitesse de déformation en une loi puissance, la température sous la forme d'une loi exponentielle décroissante est retenue pour la suite de l'étude. Ce modèle permet de représenter fidèlement le comportement du matériau pour des sollicitations balistiques (déformations élevées et haute vitesse de déformation) même si des écarts sont à noter pour des faibles déformations et en régime quasi-statique.

Finalement, la rupture du matériau a été étudiée à partir d'éprouvettes de traction obtenues par découpe au fil de la munition de calibre 9 mm. Des essais de micro traction associés à de la corrélation d'images ont permis d'obtenir les déformations locales de l'échantillon jusqu'à la rupture et ce en fonction de la vitesse de déformation et de la température. Plusieurs modélisations de la rupture ont pu être proposées. La première est un modèle simplifié qui consiste en une valeur constante de déformation plastique maximale à laquelle la rupture intervient. Cette approche a montré des résultats satisfaisants lors de la comparaison aux essais expérimentaux. La seconde modélisation que nous rappelons ici, prend en compte l'initiation de l'endommagement (fondée sur un modèle de Johnson-Cook) et son évolution contrôlée par un critère en déplacement. Ce modèle tient compte de la vitesse de déformation et de la température et a révélé une bonne comparaison avec les mesures expérimentales d'évolution de l'endommagement. Cela étant, compte tenu du fait que l'étude a été mise en place uniquement pour des sollicitations quasi-statiques il nous a semblé préférable d'utiliser la modélisation simplifiée.

Le Tableau 22 rappelle la valeur des paramètres matériaux et des modèles de

comportement de rupture (65) finalement retenus pour le noyau en alliage de plomb.

Tableau 22. Valeurs des principaux paramètres pour le noyau en alliage de plomb.

ρ (kg/m ³)	E (GPa)	ν	A (MPa)	n	k	T_0 (K)	$\dot{\epsilon}_0$ (s ⁻¹)	ϵ_r
10 940	25,5	0,40	16	0,23	-338	293	1850	1,12

$$\sigma_y = A \cdot \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right)^n \cdot \exp \left(-\frac{k}{T} \right) \quad (65)$$

Si $\epsilon \geq \epsilon_r \rightarrow$ Rupture

Le chapitre suivant s'intéresse à la caractérisation et la modélisation du comportement mécanique et de la rupture de la chemise de la munition.

Chapitre 3 : Étude du comportement mécanique de la chemise de la munition

Table des matières

I.	Introduction du chapitre	92
II.	Étude de la chemise.....	92
1.	Caractérisation microstructurale et analyse chimique	92
2.	Paramètres matériaux.....	94
III.	Caractérisation et modélisation du comportement mécanique de la chemise.....	95
1.	Caractérisation du comportement mécanique	95
a.	Protocole expérimental.....	95
b.	Résultats expérimentaux	96
2.	Modélisation du comportement mécanique par analyse inverse	99
a.	Présentation de la méthode	99
b.	Résultats et analyse	104
c.	Validation du modèle numérique de compression	107
IV.	Caractérisation et modélisation de la rupture de la chemise	111
1.	Caractérisation expérimentale de la rupture	111
a.	Protocole expérimental.....	111
b.	Résultats expérimentaux	115
2.	Modélisation de la rupture de la chemise.....	123
a.	Identification des paramètres du modèle	123
b.	Validation du modèle	125
V.	Conclusion du chapitre	129

I. Introduction du chapitre

Dans ce chapitre, l'étude porte sur la caractérisation mécanique de la chemise de la munition de calibre 9 mm. Le matériau constitutif est un acier plaqué Tombac®. Habituellement, la caractérisation du comportement mécanique d'un alliage d'acier est effectuée par des essais de compression sur échantillon cylindrique. En ce qui concerne l'étude du comportement à la rupture on peut retrouver différents types d'essais tels que des essais de traction sur différentes géométries d'éprouvettes. Ces échantillons peuvent être usinés à partir d'une plaque brute et être testés pour différentes vitesses de déformation et températures [30] comme cela a été présenté dans le chapitre 1 (voir par exemple page 14).

Dans notre étude, l'objectif est de conserver autant que possible les propriétés du matériau héritées de son procédé de mise en forme (histoire thermomécanique). Les échantillons alors utilisés pour les campagnes expérimentales sont extraits par usinage direct des munitions sous forme de cylindres évidés.

Ce chapitre est composé d'une partie consacrée à la caractérisation microstructurale et chimique des matériaux composant la chemise, puis à l'étude du comportement mécanique en déformation et en rupture au moyen d'essais originaux. Des modèles appropriés (sensibles à la vitesse de déformation et à la température) seront identifiés par analyse inverse en utilisant le logiciel de simulation numérique Abaqus® et d'optimisation LS-Opt©. Des simulations numériques seront menées afin de comparer et valider les modèles choisis vis-à-vis des résultats expérimentaux obtenus.

II. Étude de la chemise

1. Caractérisation microstructurale et analyse chimique

La chemise de la munition de calibre 9 mm étudiée dans ce manuscrit est composée d'un alliage d'acier et plaquée Tombac® (données fabricant). Le Tombac® est un nom commercial désignant un alliage de cuivre et de zinc (composé d'environ 80 % de cuivre et 5 à 20 % de zinc). Le revêtement est utilisé afin d'améliorer les propriétés de glissement de la munition dans le canon de l'arme.

Une coupe longitudinale de la munition a été réalisée au moyen d'une scie à fil diamanté puis l'échantillon a subi plusieurs phases de polissage (P400 – P800 – P1200 –

P2500 avec lubrification à l'eau durant une minute chacune). L'état de surface a été observé par microscope optique et Microscope Électronique à Balayage (MEB) (FE-SEM Thermofisher Scientific NNS450), voir Figure 61.a et b. Les images obtenues permettent de mesurer un diamètre extérieur de la munition de 9,00 mm ($\mp 0,007$ mm) et une épaisseur totale de la chemise de 0,35 mm ($\mp 0,01$ mm). L'épaisseur du plaquage de tombac® est de 0,025 mm, très inférieure à l'épaisseur de 0,325 mm mesurée pour l'acier. Compte tenu de la faible épaisseur du revêtement, nous supposons un seul modèle matériau pour décrire le comportement de la chemise acier/tombac®.

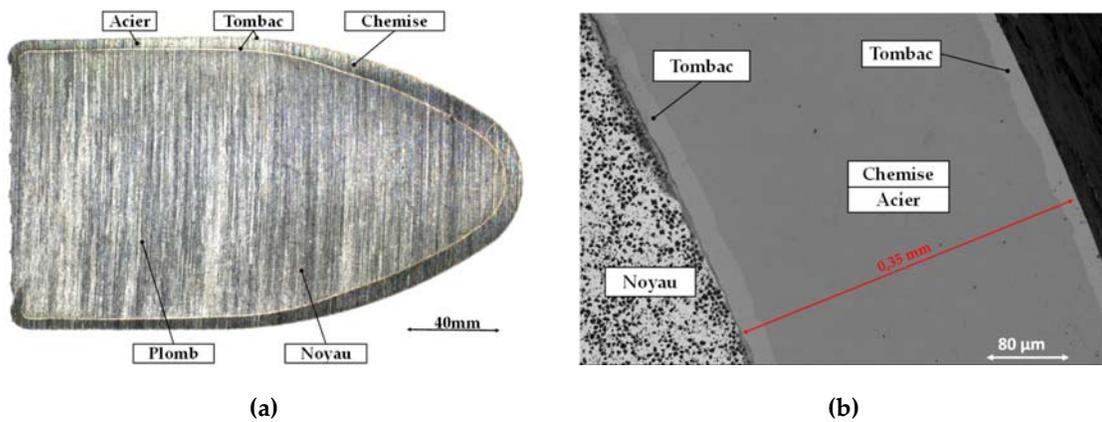
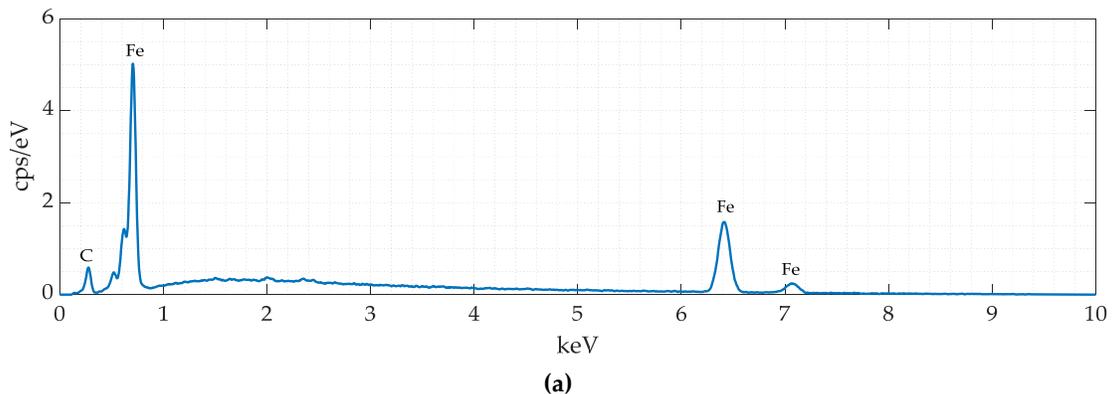


Figure 61 : (a) Coupe longitudinale de la munition de 9mm ; (b) Observation de la chemise de la munition au Microscope Électronique à Balayage (MEB).

Des spectres obtenus par spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDS) (EDS-Bruker SDD XFlash 6130) ont pu être mesurés et sont présentés sur les Figure 62.a et b. Les pics de fer et de carbone mettent en évidence la composition classique d'un acier. En ce qui concerne le plaquage en tombac®, il est composé de cuivre et de zinc comme le confirme la Figure 62.b.



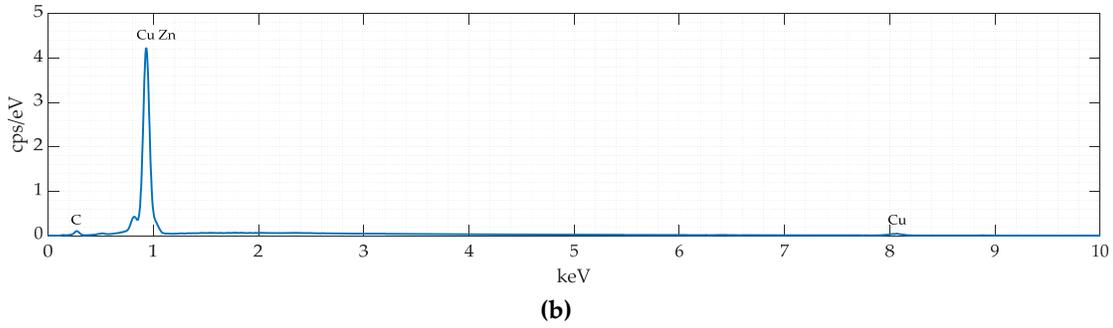


Figure 62 : (a) Spectre de l'acier obtenu par spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (EDS) ; (b) Spectre du tombac® obtenu par EDS.

2. Paramètres matériaux

La masse volumique de l'échantillon, mesurée par méthode d'Archimède (voir chapitre 2), est de 8050 kg/m^3 . L'homogénéité et la dureté du matériau sont évaluées par des essais de microdureté Vickers, à l'aide d'un microduromètre Wilson® VH 1202 de Buehler. La munition est coupée de manière longitudinale et légèrement polie pour obtenir un état de surface acceptable pour réaliser les indentations. La Figure 63 montre les filiations de microdureté au sein de la chemise. La dureté moyenne, obtenue à partir des relevés identifiés en Figure 63, est de 173 HV1 avec un écart type de 22 HV1.

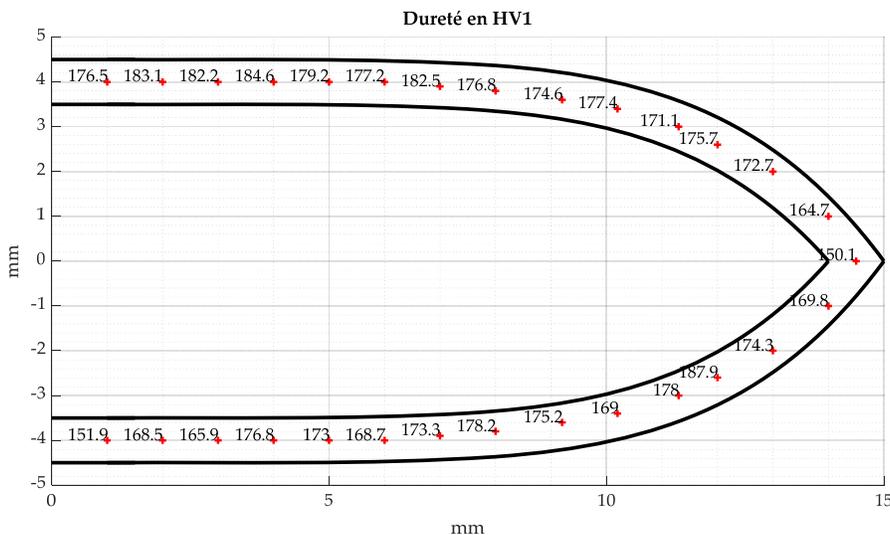


Figure 63 : Cartographie de la dureté de la chemise, avec les points de mesure en HV1.

Cet essai peut nous donner une première approximation de la limite d'élasticité R_e du matériau grâce à l'équation (66) [142]. La valeur k dépend du coefficient de frottement (le matériau testé et l'indenteur) durant l'essai de dureté (pas de glissement : $k = 3,9$; pas de frottement : $k = 4,7$). Dans le cas de l'essai, on suppose une valeur de 4,18 [142] correspondant

à un frottement d'environ 0,1 entre l'indenteur diamanté et le plomb [143]. Le calcul donne alors une valeur de $R_e = 362$ MPa.

$$2R_e = k \text{ HV} \quad (66)$$

III. Caractérisation et modélisation du comportement mécanique de la chemise

1. Caractérisation du comportement mécanique

Afin de caractériser le comportement mécanique de la chemise, en tenant compte de son procédé d'élaboration, nous avons réalisé des essais de compression diamétrale sur anneaux usinés directement dans la munition. Les essais ont été réalisés pour plusieurs vitesses et différentes températures initiales afin de révéler les sensibilités à la vitesse de déformation et à la température. L'objectif est d'identifier le comportement du matériau « réel » constituant la munition et pour lequel la microstructure et les propriétés mécaniques ont été influencées lors de l'élaboration. Notons que cette méthode, été déjà utilisée au sein de l'ISL [23] pour des chemises en laiton de projectiles de 12,7 mm, a dû être adaptée afin de caractériser la chemise de la munition étudiée.

a. Protocole expérimental

Les éprouvettes sont usinées par tournage afin d'obtenir des cylindres creux (après avoir retiré le plomb) de diamètre externe 9,00 mm ($\mp 0,07$ mm), d'épaisseur 0,35 mm ($\mp 0,01$ mm), et longueur 6,00 mm ($\mp 0,03$ mm), comme l'indique la Figure 64.

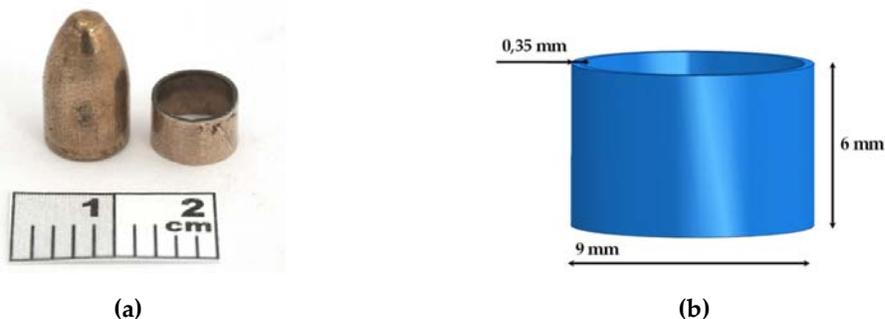


Figure 64 : (a) Image de la munition et de l'échantillon de compression obtenu après usinage et retrait du plomb ; (b) schéma de l'échantillon avec les dimensions associées.

Les essais de compression diamétrale sont réalisés sur une presse universelle INSTRON® 5982 équipée d'une cellule de force de 1 kN. Une lubrification par graisse est utilisée pour permettre un bon contact entre les mors et l'échantillon et limiter le frottement.

Le déplacement mesuré correspond au déplacement de la traverse de la presse. Une caméra (Basler ace acA 1920-40um) avec une résolution de 1220 px × 1200 px et une fréquence d'acquisition de 10 fps est employée ainsi qu'un dispositif d'éclairage de manière à enregistrer la déformation de l'échantillon durant les essais. Ces images seront notamment utilisées pour la comparaison avec les simulations numériques.

Dans un premier temps, des essais sans échantillon, dits de « compliance », ont été réalisés [130]. Ils consistent en une compression mors contre mors de la machine qui permet d'évaluer les déplacements dus à la rigidité de la machine.

Dix essais de compression diamétrale sur anneaux sont ensuite réalisés pour un déplacement maximal des mors de la presse de 5 mm, avec 5 conditions de vitesse de déformation et température différentes, voir Tableau 23. Compte tenu du nombre réduit d'échantillons disponibles, chaque condition n'a pu être répétée que deux fois.

Tableau 23 : Différentes conditions expérimentales pour les essais quasi-statiques.

	Essai 1 - 2	Essai 3 - 4	Essai 5 - 6	Essai 7 - 8	Essai 9 - 10
Vitesse de déplacement (mm/min)	1	3	10	3	3
Température (K)	293	293	293	373	473

Les essais en température sont réalisés en chauffant les échantillons à l'aide d'un pistolet chauffant (Steinel 2300 W). La température des éprouvettes est contrôlée par des thermocouples positionnés à différentes positions afin de s'assurer de l'homogénéité du champ de température.

b. Résultats expérimentaux

Pour le cas des chemises de la munition calibre 9 mm, il apparaît que l'effet de la rigidité machine est négligeable (la courbe corrigée, non présentée ici, ne montre aucune différence). En effet, compte tenu de la géométrie étudiée, les efforts restent limités (environ 150 N), ce qui réduit l'influence de la rigidité de la machine sur les résultats.

La Figure 65 montre les courbes force-déplacement obtenues pour les essais conduits à une vitesse de 3 mm/min et à une température de 293 K (a) et 473 K (b). Les résultats font apparaître que les essais présentent une bonne répétabilité. Les faibles écarts observés sont dus au fait que les échantillons ne sont pas tous parfaitement identiques : dispersion dans les

dimensions, défauts de cylindricité résultants de l'usinage de ce type d'éprouvettes.

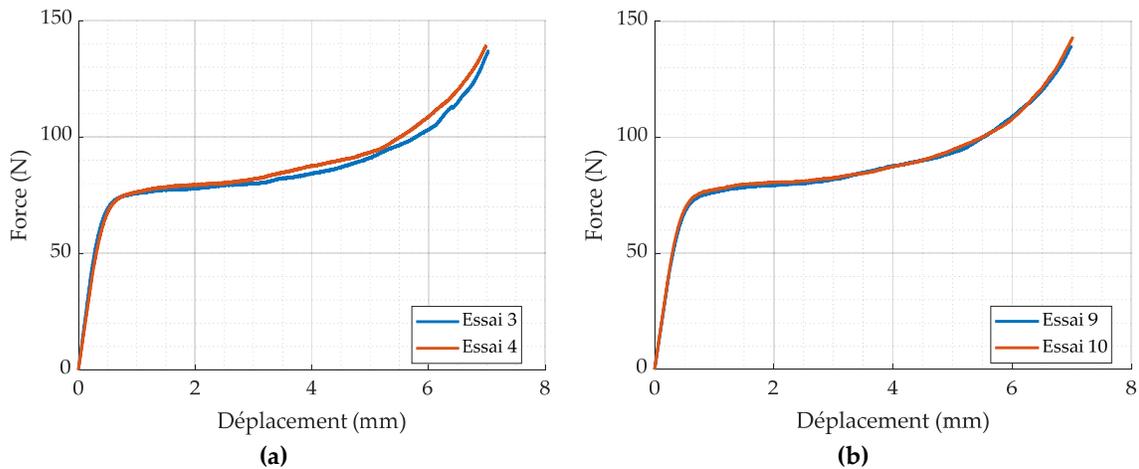


Figure 65 : Courbes force-déplacement en compression quasi-statique à : **(a)** 3 mm/min à 293 K ; **(b)** 3 mm/min à 473 K.

L'analyse de l'allure des courbes est effectuée sur la base de la Figure 66 avec le temps en abscisse afin de faciliter les comparaisons avec les images issues de la caméra (Figure 67). La courbe montre que l'essai se décompose en quatre stades. Le premier est une augmentation linéaire élastique de la force par rapport au déplacement (0 à 8 s), le second stade correspond à une augmentation progressive avec une sensibilité à l'écrasement (8 à 22 s). Le troisième stade est une croissance linéaire de 22 s à environ 75 s pour finalement atteindre le dernier stade représenté par une augmentation non linéaire (Figure 66). Les clichés de l'essai pris aux instants correspondants aux points de marquage reportés sur la courbe en Figure 66, sont illustrés en Figure 67. Au cours de l'essai, l'échantillon initialement annulaire ($t = 0$ s) prend une forme oblongue (de 30 à 90 s), aux instants suivants (de $t = 90$ à 140 s) la déformation de l'échantillon a une forme de papillon jusqu'à l'écrasement total arrivant au-delà de 140 s. On remarque que les contacts entre le mors et l'échantillon évoluent durant l'essai. De $t = 0$ à 30 s, les zones de contact (avec le mors supérieur et le mors inférieur) s'étendent depuis l'axe du mors vers la périphérie. De $t = 30$ à 140 s la déformation de l'éprouvette engendre un double contact, la position du contact tend à s'écarter du centre pour aller vers l'extérieur de l'échantillon.

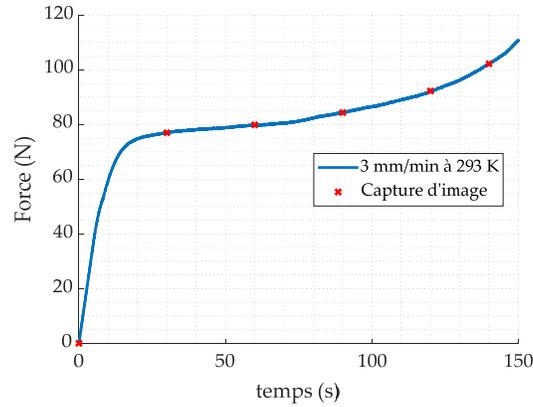


Figure 66 : Courbe force-déplacement pour l'essai à 3 mm/min et 293 K (essai n°3).

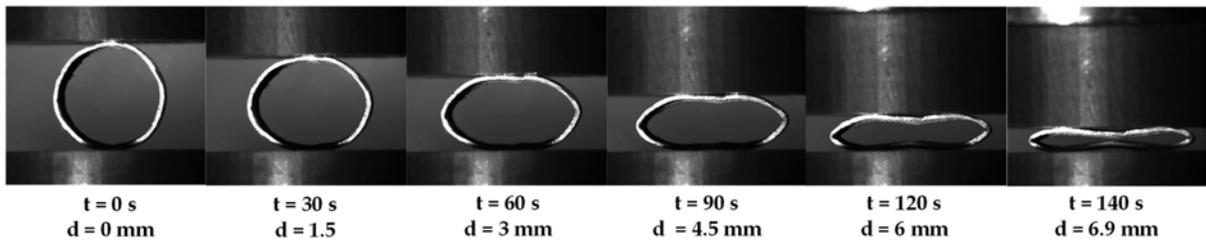


Figure 67 : Images prises au cours de l'essai réalisé à une vitesse de 3 mm/min et une température de 293 K (essai n°3).

L'effet de la vitesse de déformation peut être observé sur la Figure 68.a, correspondant à des essais réalisés à température ambiante pour différentes vitesses de déplacement de la traverse. Une augmentation de la vitesse de déplacement induit une augmentation de la force à exercer sur l'éprouvette. Le comportement mécanique de la chemise est donc dépendant de la vitesse de déformation.

De même, en Figure 68.b sont reportées les courbes obtenues pour les essais à une vitesse constante de 3 mm/min et différentes températures initiales. Une augmentation de la température engendre une diminution de la force à exercer sur l'échantillon, ce qui confirme les tendances habituellement observées pour des aciers doux.

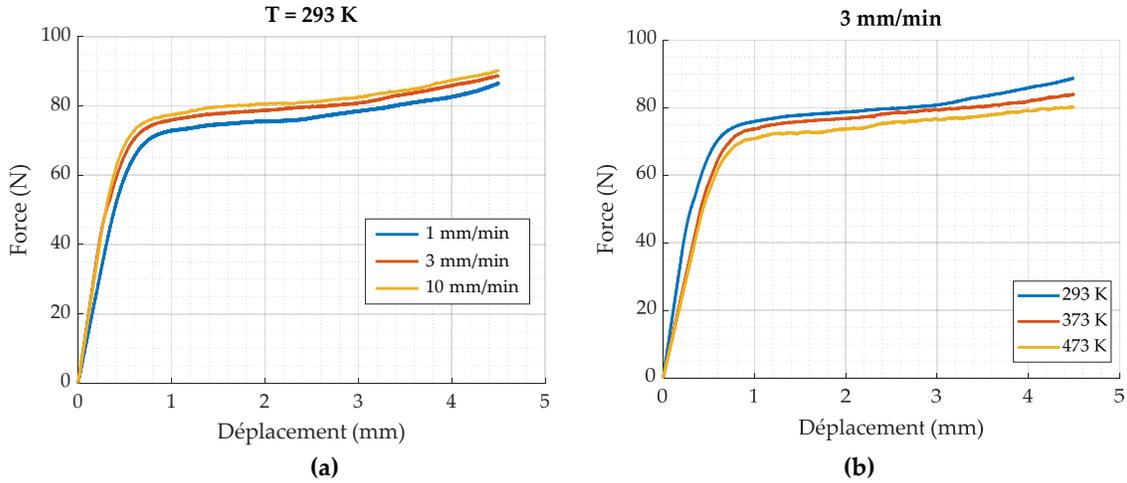


Figure 68 : Courbes force-déplacement : (a) à température constante (293 K) pour 3 vitesses de déplacement ; (b) à vitesse de déplacement constante (3 mm/min) pour 3 températures.

Ces données expérimentales vont servir, dans la suite, à identifier les paramètres de la loi de comportement.

2. Modélisation du comportement mécanique par analyse inverse

a. Présentation de la méthode

L'acier est un matériau dont le comportement mécanique a été largement étudié, notamment pour des applications balistiques dans lesquelles les vitesses de déformation et les températures sont élevées (voir section I 19.). Nous avons vu dans le premier chapitre que de nombreux modèles ont été développés pour décrire le comportement des matériaux soumis à ce type de sollicitations. Pour la chemise de la munition, le choix s'est naturellement porté vers le modèle de plasticité de Johnson-Cook (équation (67)) [31]. Ce modèle est défini par la contrainte en fonction de la déformation plastique, vitesse de déformation et température.

$$\sigma = [A + B\varepsilon_p^n] \left[1 + C \cdot \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right)^m \right] \quad (67)$$

Avec $[A + B\varepsilon_p^n]$ le terme correspondant au comportement plastique, $\left[1 + C \cdot \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right]$ la dépendance à la vitesse de déformation et $\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_f - T_0}\right)^m \right]$ la dépendance à la température du matériau.

Les essais de compression diamétrale [144] sur les anneaux ne permettent pas d'obtenir les courbes contrainte-déformation permettant une identification directe des

paramètres matériau impliqués dans l'équation (67). Afin d'être capable d'identifier les différents paramètres du modèle, une optimisation par analyse inverse est appliquée. Elle couple une modélisation par éléments finis sous Abaqus®/Standard (Dassault Systèmes) avec le module d'optimisation autonome de LS-OPT®. La formulation de LS-OPT utilisée pour l'identification repose sur la minimisation de la fonction multiobjectif $F(\Phi_1, \Phi_2, \dots, \Phi_N)$ exprimée par :

$$F = \sum_{k=1}^N \Phi_k \quad (68)$$

où N est le nombre d'objectifs à atteindre dans la procédure d'optimisation. Sur la base de la méthode de l'erreur quadratique moyenne (MSE), Φ s'écrit :

$$\Phi = \frac{1}{P} \sum_{j=1}^P \left[\frac{C_j(x) - T_j}{\max |T_j|} \right]^2 \quad (69)$$

T_j , $j = 1..P$ sont les valeurs sur la courbe cible T et $C_j(x)$ sont les composantes de la courbe calculée. La minimisation de F est basée sur le métamodèle Krigeage [145] en ajustant les réponses numériques en fonction des paramètres du modèle. La réduction de l'espace de conception est effectuée à l'aide d'une méthode de surface de réponse séquentielle (SRSM) et conduit à l'identification des paramètres du modèle de comportement.

Les mesures utilisées dans la procédure d'optimisation sont directement issues des essais de compression. Elles correspondent au déplacement des mors en fonction de l'effort appliqué. À partir des mesures obtenues expérimentalement, l'approche itérative consiste à approximer les paramètres du modèle pour obtenir la meilleure adéquation entre les résultats numériques et les données expérimentales [146-147]. Après chaque itération, LS-Opt® compare les résultats numériques aux résultats expérimentaux et ajuste les valeurs des paramètres pour l'itération suivante. À la fin du processus d'optimisation (i.e. au bout d'un nombre d'itérations fixés, ici 50), le jeu de paramètres est déterminé. Notons que pour un problème d'identification rhéologique, un domaine physique approprié pour les paramètres à identifier doit être introduit [146]. Le problème de minimisation s'écrit alors :

$$\begin{cases} \min_{x \in D(x)} F(x, \mathbf{C}, \mathbf{T}) \\ D(x) = \{x \mid x_{\min} < x < x_{\max}\} \end{cases} \quad (70)$$

où x_{min} et x_{max} seront précisés, pour chaque paramètre, plus loin dans le document (voir Tableau 24). Pour obtenir des valeurs plus précises, il est possible d'utiliser plusieurs étapes d'optimisation permettant d'affiner les bornes de chaque paramètre. Les limites supérieure et inférieure sont très importantes car elles empêchent les paramètres d'atteindre des valeurs non physiques.

La modélisation numérique est réalisée par des calculs d'éléments finis tridimensionnels avec le logiciel Abaqus®. Une modélisation complète du cylindre creux (voir Figure 64.b pour la géométrie) est maillée à l'aide de 4800 éléments hexaédriques linéaires à intégration réduite (C3D8R de la bibliothèque d'éléments intégrée d'Abaqus®/Standard). Le nombre d'éléments dans l'épaisseur est de 4. Les mors sont modélisés par des surfaces analytiques rigides (en rouge sur la Figure 69). Le matériau de la chemise est élasto-viscoplastique (élasticité linéaire) suivant la plasticité de von-Mises avec écrouissage isotrope, la contrainte équivalente étant donnée par l'équation (67). En raison des grandes déformations, les non-linéarités géométriques sont prises en compte dans la modélisation numérique. Les conditions aux limites consistent à prescrire une vitesse de déplacement constante au mors supérieur alors que le mors inférieur est fixe. Le contact entre l'anneau et les mors est supposé sans frottement ($\mu = 0$) étant donnée la bonne lubrification durant l'essai. La température initiale de l'essai est appliquée à la chemise. Les efforts du mors supérieur sont mesurés afin de construire la fonction multiobjectif F , voir les équations (68) et (69).

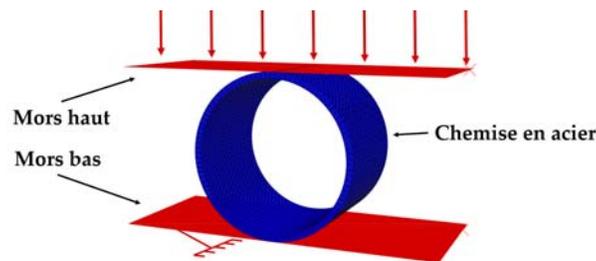


Figure 69 : Modèle éléments finis tridimensionnel utilisé pour les simulations d'essais de compression diamétrale sur cylindres.

Le schéma de résolution mis en place pour l'identification des paramètres du comportement de la chemise est représenté sur le schéma de la Figure 70.

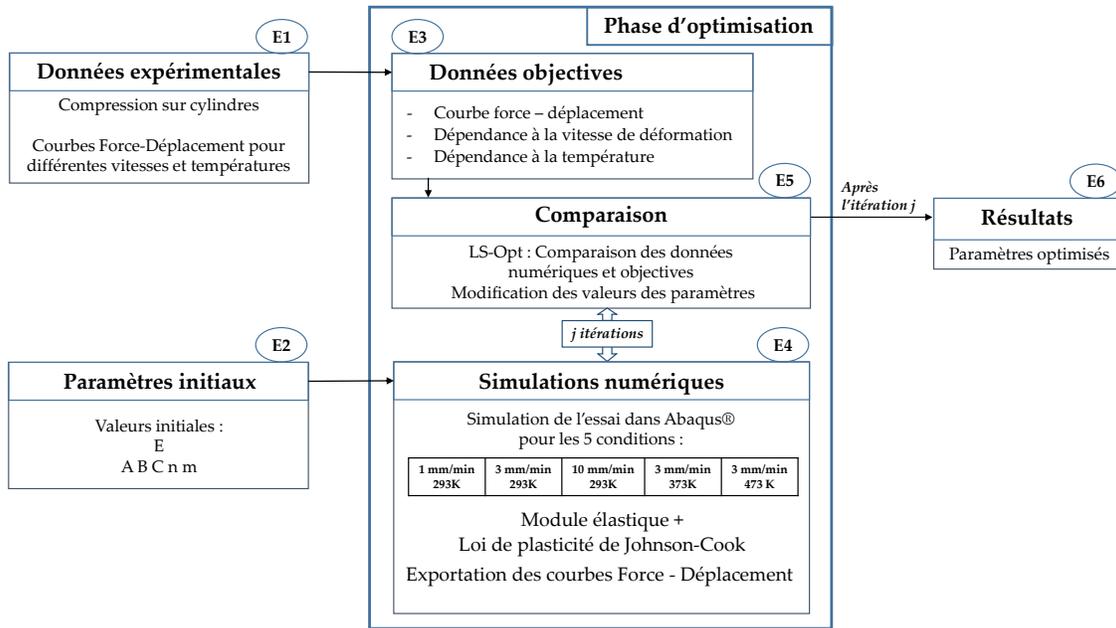


Figure 70 : Schéma de la méthode d'optimisation par méthode inverse et identification du module de Young et des paramètres du modèle de Johnson-Cook pour le matériau de la chemise.

Trois fonctions objectives (E3), construites à partir de 5 configurations d'essai, i.e. $N = 3$ dans l'équation (68), sont introduites pour tenir compte des effets d'écrouissage et de vitesse de déformation ainsi que de l'adoucissement thermique observés sur la Figure 70 (E1) :

Φ_1 est issue de la courbe force/déplacement obtenue à 1 mm/min et 293 K pour l'identification du module de Young et des paramètres d'écrouissage du modèle J-C (A, B et n dans l'équation (67)).

Φ_2 est construite à partir de points expérimentaux déterminés à un déplacement de 3 mm sur les courbes force/déplacement obtenues à différentes vitesses et à température ambiante. Ces données, situées sur la partie plateau, sont utilisées pour identifier la dépendance à la vitesse de déformation (paramètre C dans l'équation (67)).

Φ_3 est définie à partir de points expérimentaux déterminés à un déplacement de 3 mm sur des courbes force/déplacement obtenues à une vitesse de déplacement constante de 1 mm/min sous différentes températures. Comme pour Φ_2 ces points sont situés sur la partie plateau et servent ici à identifier la sensibilité thermique du matériau (paramètre m dans l'équation (67)).

Les trois courbes expérimentales cibles, T_1 , T_2 et T_3 liées respectivement à Φ_1 , Φ_2 et Φ_3 , sont reportées sur la Figure 71.

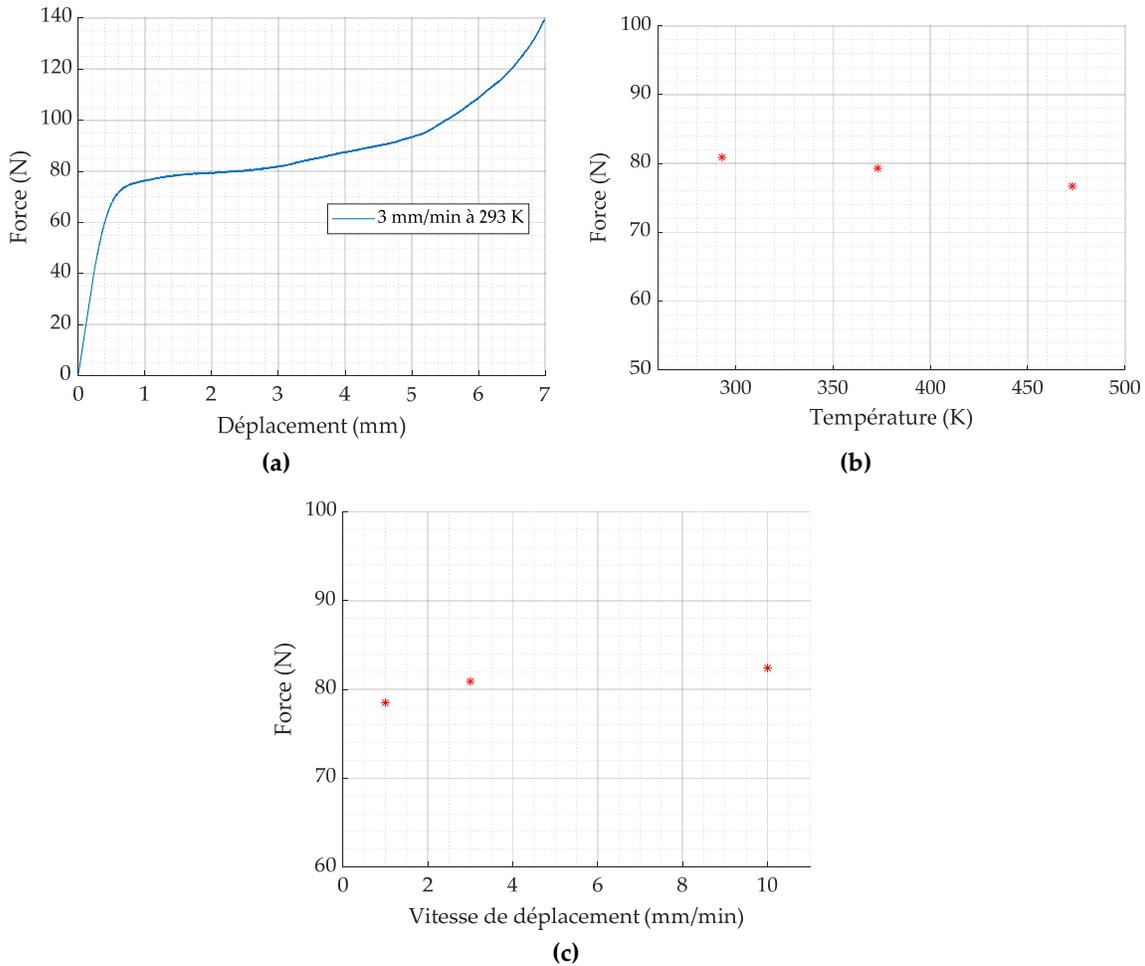


Figure 71 : Données expérimentales d'entrée : **(a)** T_1 : Force-déplacement à 293 K et 3 mm/min ; **(b)** T_2 : valeurs de la force en fonction de la température à 3 mm/min ; **(c)** T_3 : valeurs de la force en fonction de la vitesse de déplacement à 293 K.

La procédure d'optimisation commence par la définition des valeurs initiales des paramètres (issus de la littérature [14-148-149]) et des bornes associées (E2). Les bornes initiales sont choisies de manière à rendre les résultats réalistes (par exemple le module de Young et la limite élastique A sont positifs ou encore le paramètre d'écroutissement n est compris entre 0 et 1) ; ces bornes sont choisies larges pour la première étape d'optimisation et se réduisent automatiquement au fur et à mesure pour donner des valeurs de plus en plus précises. Les cinq conditions expérimentales répertoriées dans le Tableau 23 sont simulées à l'aide d'Abaqus© Standard, en considérant un comportement élasto-viscoplastique, avec une réponse élastique linéaire (module de Young E) et le modèle viscoplastique de Johnson-Cook

qui fait intervenir les paramètres à identifier (E4). Après chaque itération, LS-Opt© calcule la fonction multiobjectif F à partir des résultats numériques et des données expérimentales, voir équation (69). Le jeu de paramètres ainsi que les bornes associées sont mis à jour sur la base de la minimisation de F , voir l'équation (70) (E5). Au bout d'un nombre j d'itérations donné ($j = 50$ dans notre cas), le processus d'optimisation se termine par l'identification des paramètres du modèle (E6). Afin d'obtenir des valeurs plus précises, il est possible de réaliser plusieurs étapes d'optimisation (8 ici) en affinant les limites de chaque paramètre.

b. Résultats et analyse

Plusieurs étapes d'optimisation sont lancées ; chacune est composée de 50. Au total, huit étapes ont été nécessaires pour que les différents paramètres du modèle de Johnson-Cook convergent vers des solutions stables. Les résultats obtenus lors des différentes étapes d'optimisation ne sont pas présentés ici. Nous allons nous focaliser sur l'optimisation finale. Les valeurs initiales ainsi que les bornes des paramètres sont indiquées dans le Tableau 24.

Tableau 24 : Valeurs initiales et bornes des paramètres à l'optimisation finale n°8.

	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m	E (MPa)
Valeurs initiales	340	15	0,9	0,0015	1,25	194000
Bornes	[250-450]	[0-50]	[0,3-1]	[0,009-0,03]	[1,1-1,4]	[180000-200000]

Lors des premières itérations (notées n°1, n°2... sur la Figure 72), les différentes courbes de force-déplacement obtenues montrent que les premiers jeux de paramètres ne permettent pas de s'approcher de la courbe cible. En effet l'écart observé est très élevé (en moyenne ± 20 N). Lorsque le nombre d'itérations tend vers 50, les courbes obtenues avec les valeurs des paramètres optimisés convergent progressivement vers les courbes expérimentales. Pour l'itération 50 (n°Finale sur la Figure 72), l'écart entre les points expérimentaux et ceux calculés pour des températures et des vitesses de déplacement données, devient très faible. L'allure de la courbe force-déplacement ciblée est globalement bien restituée. Seule la partie finale, correspondant à la fin de la compression (Figure 72.a), sous-estime l'effort mesuré pendant les essais. Ces écarts peuvent être dus au fait que le modèle numérique suppose des conditions parfaites : géométrie parfaitement cylindrique, frottement nul dans la simulation et ne prend pas en compte l'endommagement pouvant survenir durant l'essai.

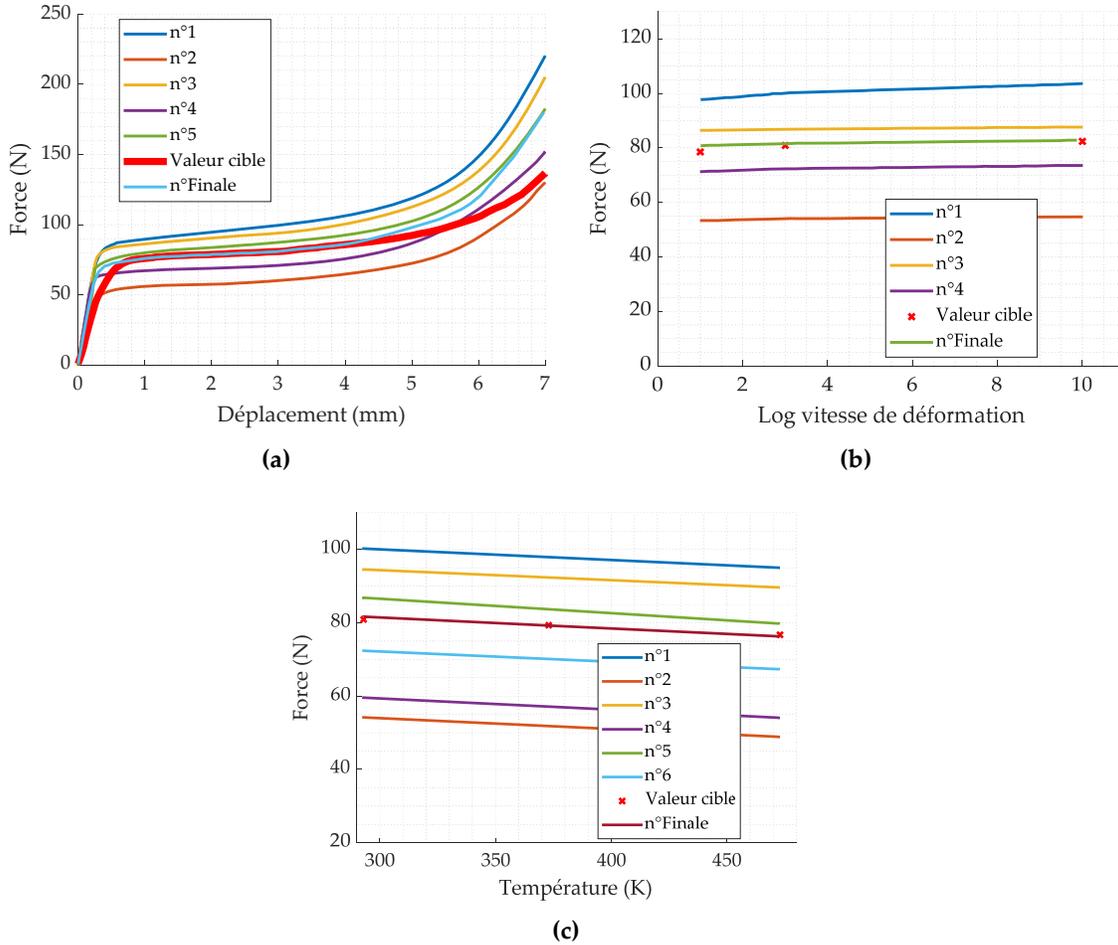


Figure 72 : (a) Courbes force-déplacement pour différentes itérations à 3 mm/min et 293 K ; (b) Courbes de vitesse de déplacement à un déplacement de 3 mm pour différentes itérations ; (c) Courbes de température à un déplacement de 3 mm pour différentes itérations.

Afin d’illustrer davantage le processus d’optimisation, les courbes de la Figure 73 permettent d’observer la convergence des différents paramètres à optimiser en fonction de l’itération. En bleu et jaune sont représentées les bornes supérieures et inférieures, tandis que le rouge est utilisé pour la valeur du paramètre. Ces trois grandeurs s’ajustent automatiquement au cours de l’optimisation. Les résultats issus de l’optimisation sont résumés dans le Tableau 25. On remarque que l’on obtient un comportement quasi élastoplastique (valeurs de $B = 1$).

Tableau 25 : Module de Young et valeurs des paramètres du modèle de J-C.

E (MPa)	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m
189 133	389,75	1	0,97	0,013	1,25

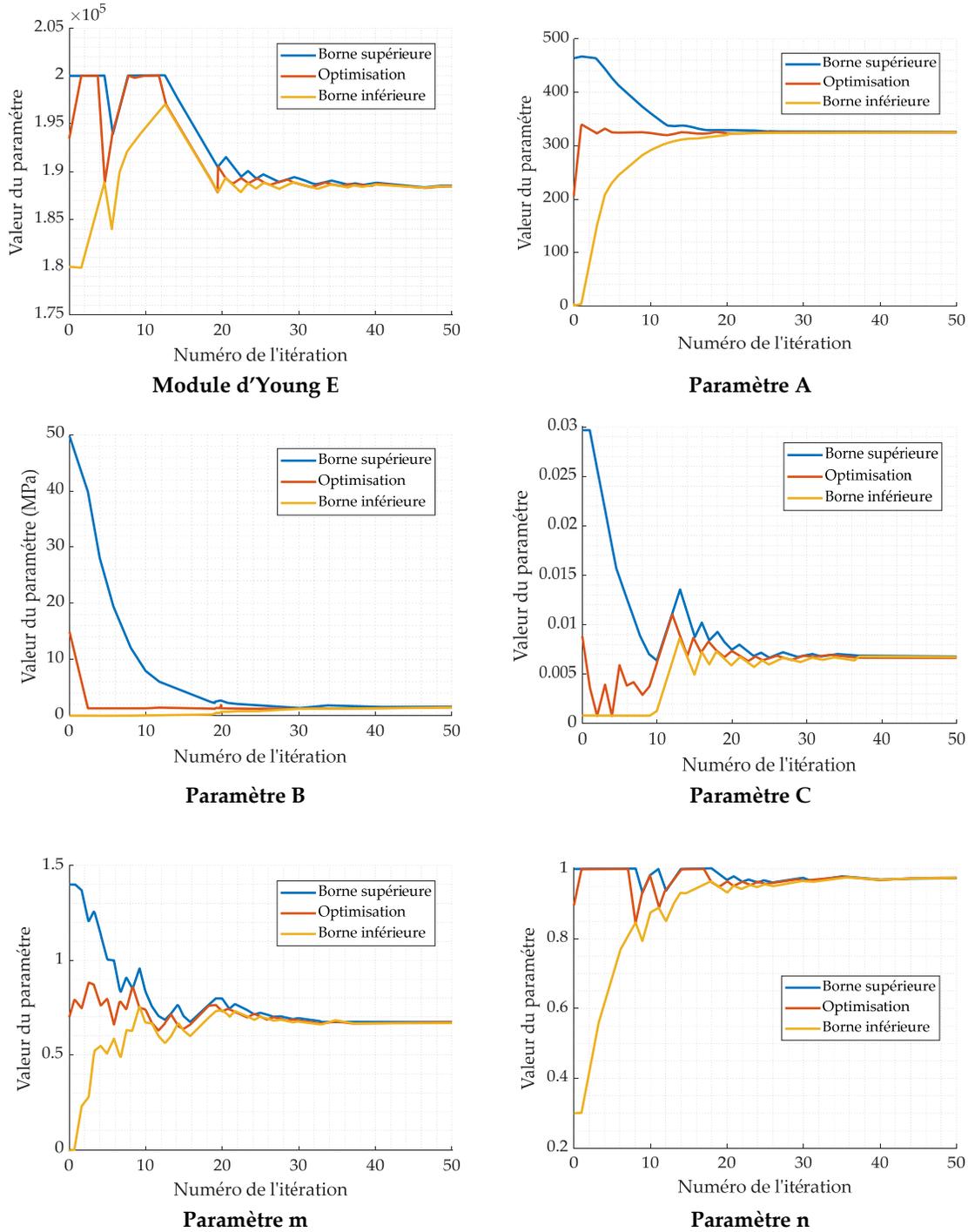


Figure 73 : Evolution des bornes et des valeurs optimisées des différents paramètres au cours de l'étape d'optimisation finale (n°8).

Soulignons qu'une méthode analytique (équation (71)) proposée par Reddy et Reid [150] permet de déterminer la valeur de la limite d'élasticité pour un tube soumis à une compression radiale :

$$\sigma_y = \frac{\alpha_{cr} * P_{cr} * r_0}{e_0^2 * l_0} \quad (71)$$

où α_{cr} est un paramètre, P_{cr} l'effort à la limite d'élasticité, r_0 le rayon du tube, e_0 son épaisseur et l_0 sa longueur. Les auteurs déterminent un coefficient α_{cr} égal à 0,886 si la longueur l_0 est inférieure à $2r_0$, ce qui est le cas pour les échantillons considérés où $r_0 = 4,5 \text{ mm}$, $l_0 = 6,3 \text{ mm}$, $e_0 = 0,35 \text{ mm}$. A partir de la courbe bleue force/déplacement de la Figure 68, l'effort $P_{cr} = 75 \text{ N}$ est identifié. Il correspond à l'intersection de la tangente à la courbe dans la zone plastique et la tangente à la courbe réponse dans le domaine élastique. Le calcul à partir de l'équation (71) donne $\sigma_y = 388,7 \text{ MPa}$. Cette valeur est très proche de la valeur du paramètre A (390 MPa) du modèle de Johnson-Cook qui correspond à la limite d'élasticité obtenue pour $T = T_0$ et $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0$. Rappelons que les mesures de dureté effectuées sur la chemise ont permis d'identifier une limite d'élasticité de 361MPa (voir section 2 de ce chapitre, équation (66)) qui se trouve également en accord avec la valeur de A.

Malgré la valeur faible du paramètre B du modèle de Johnson-Cook (induisant un comportement elastoplastique parfait) comparé à ce que l'on peut trouver dans la littérature pour des aciers doux soumis à des impacts balistiques [14-148-149] (Tableau 26), les autres paramètres obtenus semblent plus en accord. Cela peut être expliqué par l'écroutissage subit par la chemise durant sa mise en forme.

Tableau 26 : Module de Young et paramètres du modèle de J-C de la littérature.

	E (GPa)	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m
Valeurs identifiées	189	389	1	0,97	0,013	1,25
Acier S355NL [148]	190	353,63	590,25	0,322	0,024	0.85
Acier 1006 [149]	206	350	275	0,36	0,022	1,00

c. Validation du modèle numérique de compression

Afin de valider les paramètres du modèle identifiés dans la partie précédente, des simulations numériques pour différentes conditions de chargement, ont été menées sur logiciel Abaqus© Standard. Elles permettront de comparer dans un premier temps les courbes force-déplacement obtenues, ainsi que le profil de déformation enregistré par la caméra lors des essais expérimentaux.

La modélisation est la même que pour la partie précédente (voir partie III.2.a et

illustration Figure 74). Les efforts du mors supérieur issus de la simulation numérique sont comparés aux résultats obtenus lors des essais quasi-statiques en Figure 75.

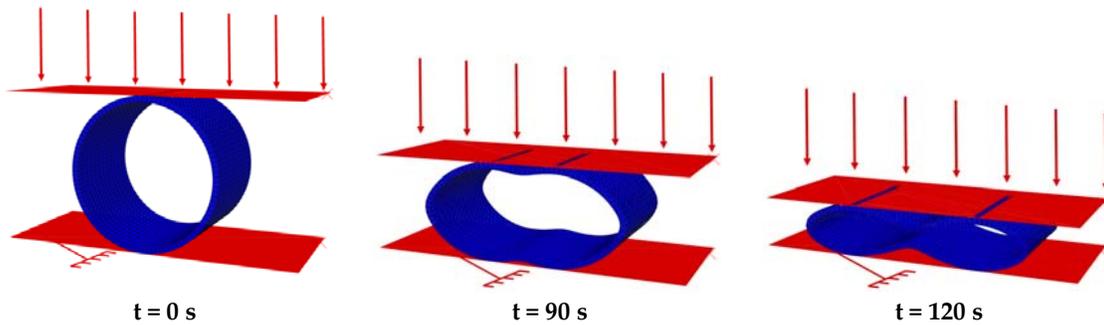


Figure 74 : Modélisation numérique de l'essai de compression diamétrale sur cylindre creux à différents instants pour l'essai à une vitesse de 3 mm/min et une température de 293 K.

Cette comparaison permet de souligner que les résultats obtenus numériquement restituent assez fidèlement les résultats expérimentaux. La seconde partie linéaire (stade 3 précédemment défini) est très bien respectée pour la globalité des essais, que ce soit pour différentes vitesses de déplacement ou températures.

On observe tout de même des écarts principalement au début de l'essai (stade 1), ainsi que sur la partie finale pour laquelle les résultats numériques tendent à surestimer les valeurs expérimentales. Ces différences peuvent être expliquées par différentes raisons. La première est la géométrie de l'éprouvette. En effet, dans la simulation numérique, la géométrie des éprouvettes correspond à des cylindres creux parfaits, ce qui n'est pas le cas dans la réalité. Il est possible de l'observer sur la superposition des images expérimentales et numériques (Figure 76 et Figure 77). La seconde raison pouvant expliquer ces différences réside dans l'évaluation du frottement et des contacts. En effet, des mouvements de mise en place de l'échantillon ont été observés au début de l'essai sur les vidéos des différents essais. Ces phénomènes ne sont pas pris en compte dans la modélisation numérique. De plus, en fin d'essai, l'échantillon fortement déformé a une surface de contact importante avec les mors de la machine. Les faciès de déformations permettent de montrer la cohérence entre la déformation observée par la caméra durant l'expérimentation et les résultats obtenus numériquement. Les écarts apparaissent principalement sur la fin de l'essai pour des déplacements supérieurs à 4,5 mm pour les raisons évoquées précédemment.

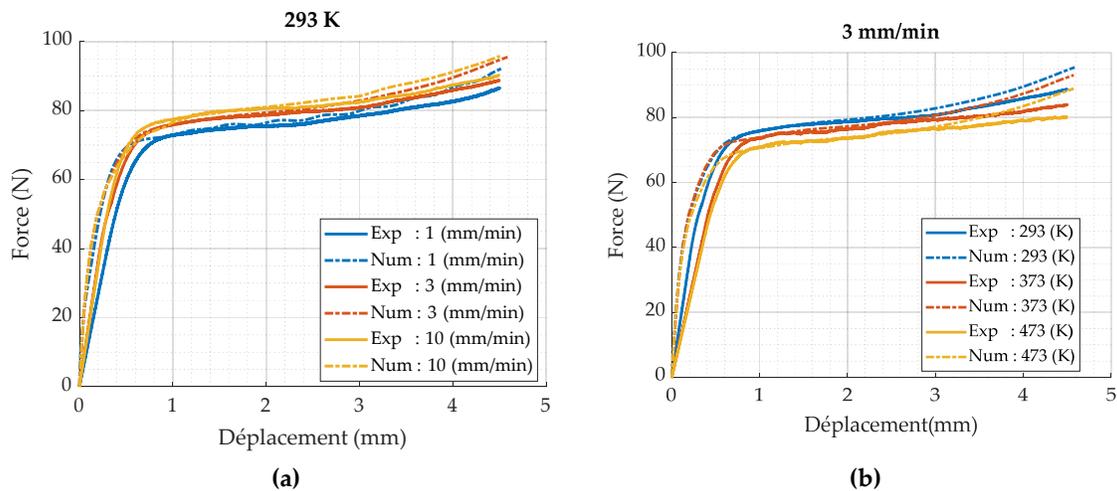


Figure 75 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques : **(a)** à température constante (293 K) pour différentes vitesses ; **(b)** à vitesse de déplacement constante (3 mm/min) pour différentes températures.

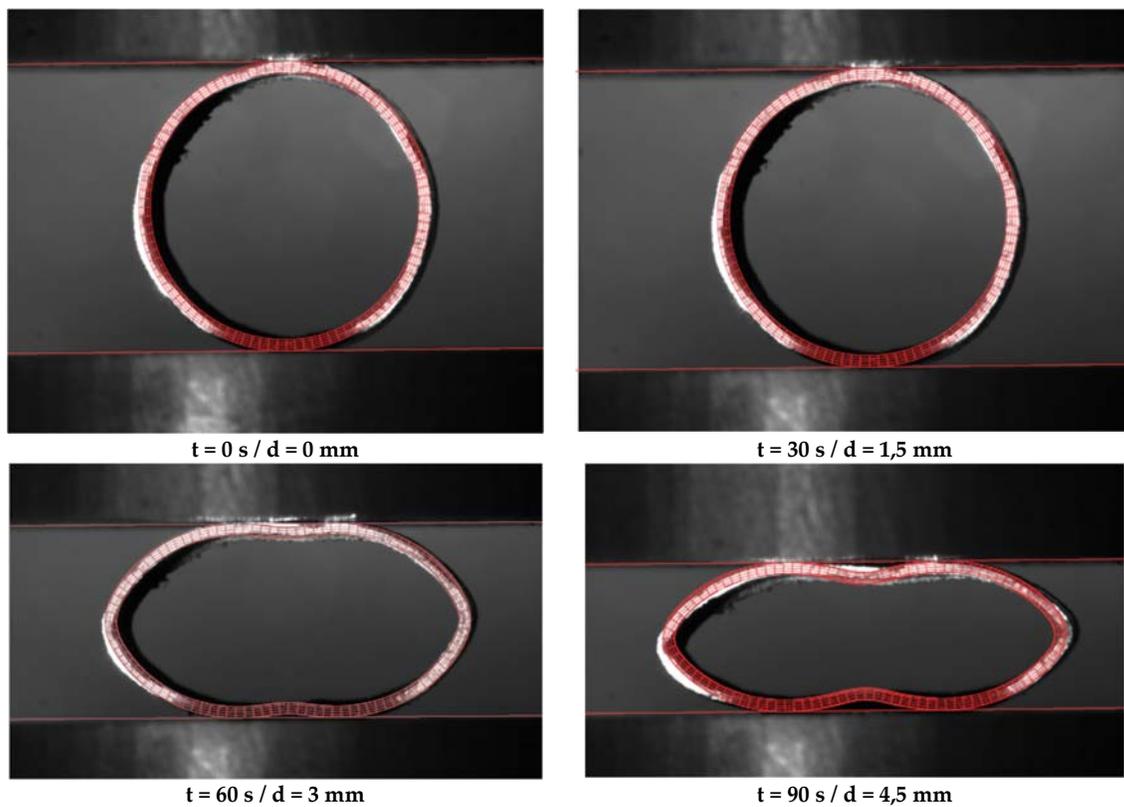


Figure 76 : Comparaison des profils déformés issus des simulations numériques et ceux mesurés à l'aide de la caméra pour différents instants. Les conditions d'essai correspondent à une vitesse de 3 mm/min à 293 K.

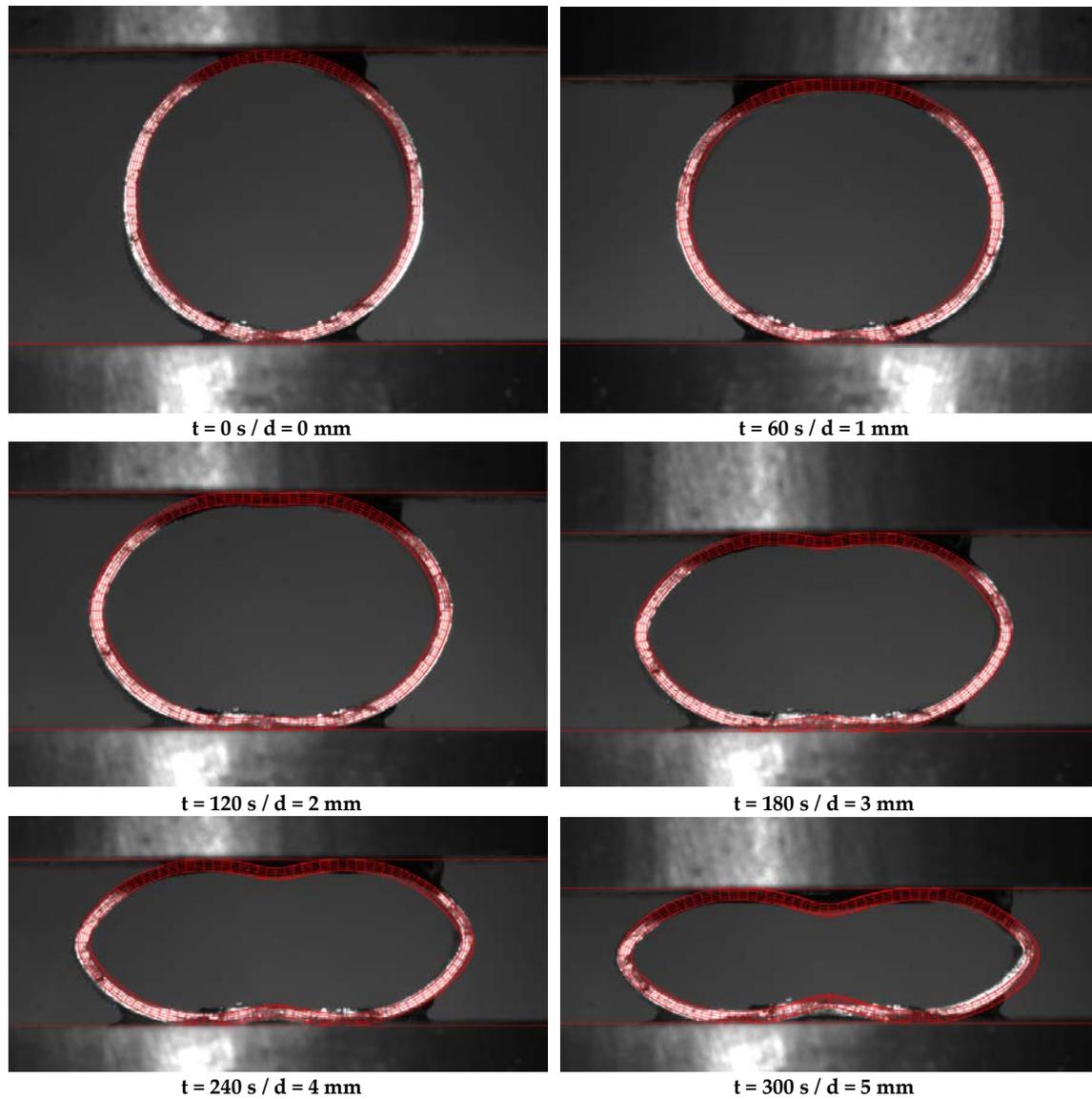


Figure 77 : Comparaison des profils déformés issus des simulations numériques et ceux mesurés à l'aide de la caméra pour différents instants. Les conditions d'essai correspondent à une vitesse de 1 mm/min à 293 K.

En conclusion, cette partie a permis de déterminer une loi de comportement de l'acier constituant la chemise de la munition. Cela a été réalisé grâce à des essais de compression sur des cylindres usinés directement de la munition et une méthode de résolution par optimisation.

La partie suivante décrit l'étude de caractérisation et de modélisation de la rupture de de la chemise de la munition.

IV. Caractérisation et modélisation de la rupture de la chemise

L'objectif de cette partie est d'étudier le comportement à la rupture de la chemise à partir d'échantillons extraits de la munition, pour les raisons évoquées précédemment. Évidemment, la géométrie de cylindres utilisée dans la section précédente ne permet pas de mettre en place des essais de traction classiquement mis en œuvre pour la détermination du modèle de rupture. Une méthode originale a été développée durant le travail de doctorat et est détaillée dans la suite.

1. Caractérisation expérimentale de la rupture

a. Protocole expérimental

La méthode expérimentale consiste en la réalisation d'essais de traction sur des cylindres creux entaillés. Les échantillons sont obtenus par fraisage de la munition de calibre 9 mm (voir Figure 78.a). La géométrie retenue, inspirée d'éprouvettes plates de traction est explicitée en Figure 78.b. Cette géométrie permet de localiser la rupture du matériau dans la zone utile. L'usinage des éprouvettes étant difficile, dû à la forme et aux dimensions du matériau, un écart type de 5 % sur la dimension de la zone utile des d'éprouvettes usinées est observé. Des mors spécialement conçus permettent d'étirer le cylindre depuis l'intérieur (voir Figure 79) pour solliciter l'échantillon dans un état de contrainte proche de l'uniaxiale. Des cales permettent d'obtenir un bon parallélisme des mors, méticuleusement contrôlé à chaque essai. L'utilisation de graisse permet une bonne lubrification durant l'essai.

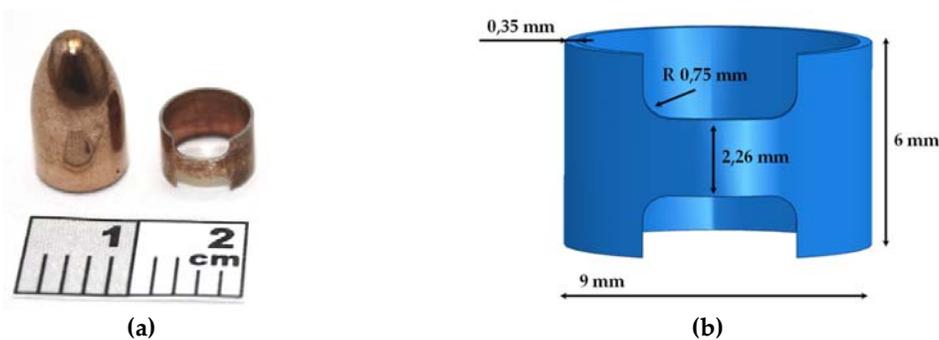


Figure 78 : (a) Image de la munition et de l'échantillon de traction obtenu après usinage ; (b) Dimensions de l'éprouvette de traction.

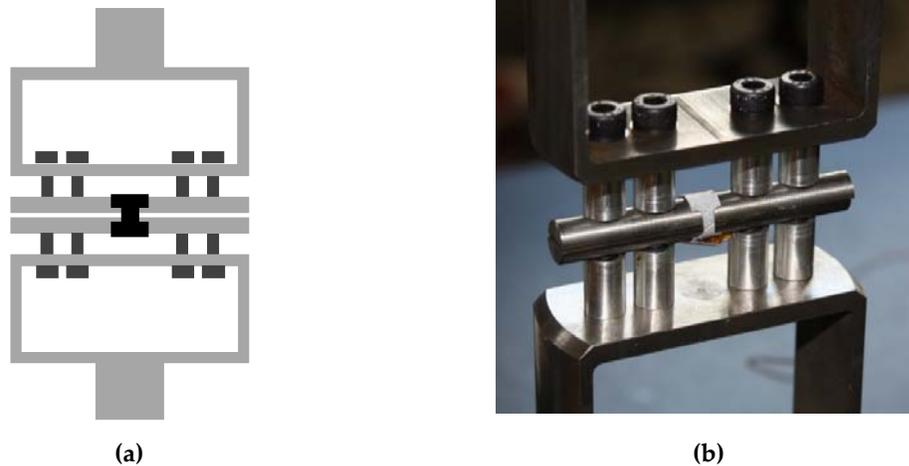


Figure 79 : (a) Schéma des mors pour l'essai de traction sur anneau ; (b) Photographie du dispositif avec une éprouvette en position.

Les essais sont réalisés sur une presse universelle Instron 5982 équipée d'un capteur de force 1 kN. Deux caméras (Basler ace acA 1920-40um) avec une résolution de 1220 px x 1220 px et fréquence d'acquisition de 10 fps associées à des objectifs de 100 mm, ainsi qu'un dispositif d'éclairage sont employés (Figure 80.a) de manière à enregistrer le champ de déplacements au cours du temps, dans les trois directions de l'espace. Ceci permettra par la suite de déterminer les déformations locales nécessaires à l'étude de la rupture à l'aide du logiciel de corrélation d'images, Corelli® STC. Le principe de la méthode de corrélation d'images est résumé par les différents articles publiés par Hild et Roux sur le sujet [151-152-153]. L'éprouvette est préparée avec un mouchetis aléatoire noir sur fond de peinture blanche. La température des éprouvettes et l'homogénéité du champ thermique sont contrôlées par plusieurs thermocouples positionnés sur ces dernières. Les efforts sont mesurés grâce à la cellule de force de la machine et les déplacements grâce au capteur de la traverse. Les courbes force-déplacement ainsi que les images des deux caméras sont exploitées par la suite pour déterminer le comportement à la rupture du matériau.

Afin d'obtenir les résultats et les mesures les plus précises possible, la mise en place du dispositif expérimental joue un rôle très important. Cette phase primordiale se déroule en plusieurs étapes. Tout d'abord, les deux caméras doivent être positionnées dans une configuration très précise. Elles doivent se situer à hauteur de l'échantillon et bien parallèles à ce dernier. Un angle de 30 degrés doit être respecté entre les deux caméras [154]. La position de l'éclairage est importante, car elle doit permettre d'obtenir un bon contraste au niveau du mouchetis (voir Figure 80.b). Un échantillon test est mis en position afin de

faciliter les réglages et permettre de réaliser le focus sur la zone utile de l'échantillon.

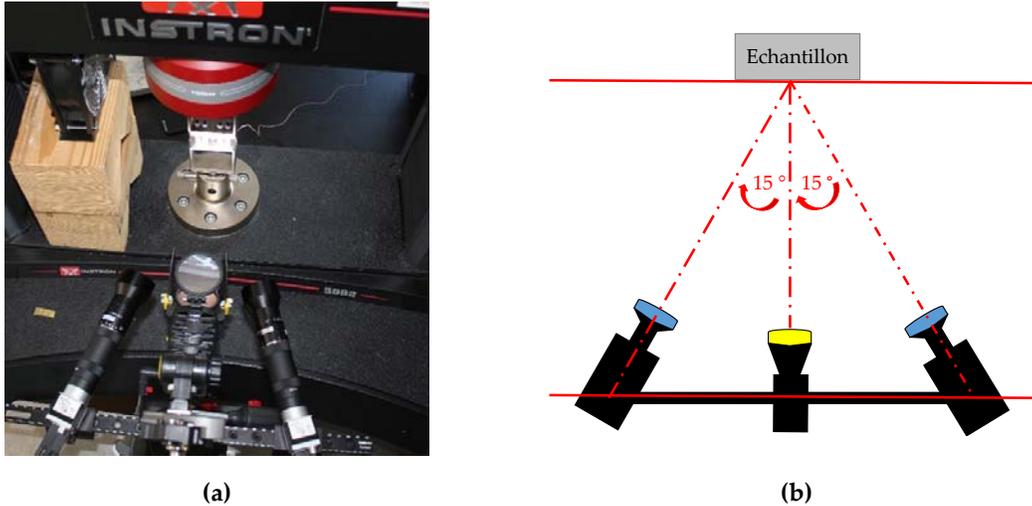


Figure 80 : Dispositif expérimental : (a) Photographie du dispositif expérimental ; (b) Schéma du positionnement des caméras et de l'éclairage.

Une fois la mise en place de tous les éléments effectués, l'étape suivante consiste en la calibration du logiciel pour la stéréo corrélation des images issues des deux caméras. Elle nécessite l'utilisation d'une mire qui est une surface étalon représentant des formes géométriques facilement détectables, généralement des ellipses ou des quadrillages [155].

L'orientation de la mire se détermine grâce à un ou plusieurs points particuliers représentés sur cette dernière. Pour la calibration, on utilise plusieurs images d'une même mire sous différents angles de vue. Cela permet au logiciel de corrélation d'images de définir un repère virtuel pour chaque caméra comme présenté sur la Figure 81.

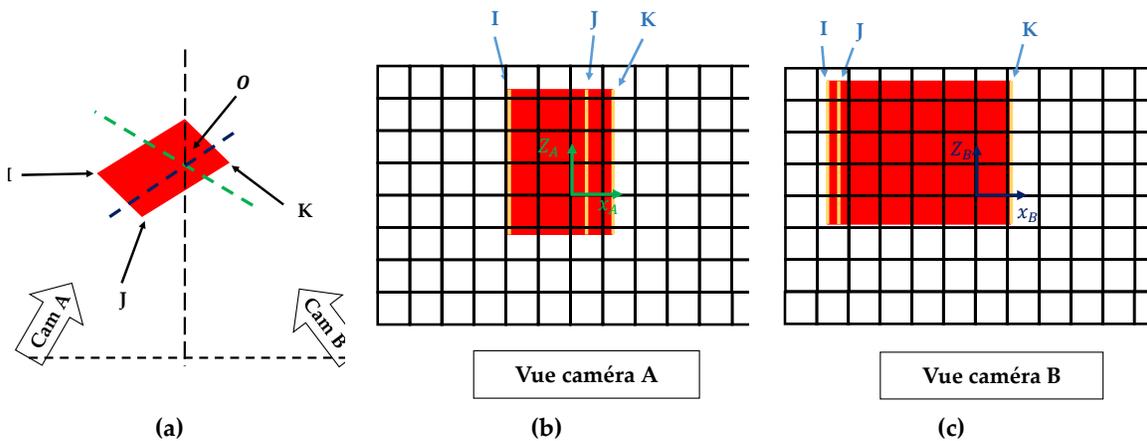


Figure 81 : Observation d'un parallélépipède ; (a) vue de dessus avec la disposition des caméras ; (b) Image observée par la caméra A ; (c) Image observée par la caméra B.

Finalement, ces deux repères virtuels permettent par triangulation d'en créer un

troisième de sorte que le système de mesure soit tridimensionnel, comme illustré sur la Figure 82. Pour cela, chaque caméra prend un cliché de la mire pour chaque position permettant d'attribuer un point pour chaque repère et permettre la localisation d'un point dans l'espace 3D (par exemple, les points I, J et K sur la Figure 82) [156].

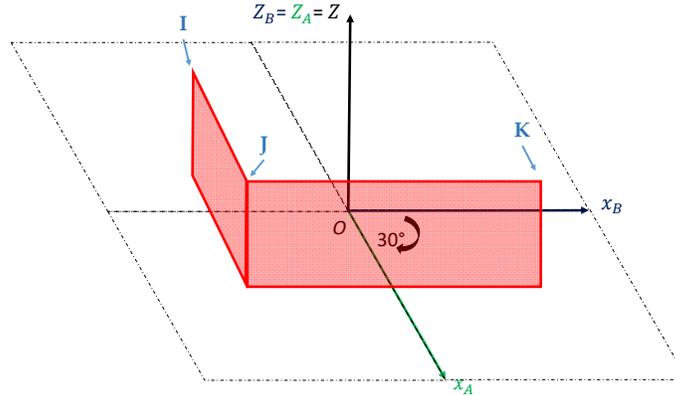


Figure 82 : Image en 3 dimensions obtenues à partir des images des caméras A et B.

Une fois la calibration réalisée, il est important de vérifier si elle a été effectuée correctement. Pour cela, un échantillon est positionné uniquement sur le mors mobile du haut. Un déplacement de la traverse de 1 mm est imposé pour une vitesse de 0,05 mm/s. Une fois cet essai réalisé, il est post-traité avec le logiciel de corrélation d'images afin de vérifier si le déplacement final obtenu par cette méthode est le même que celui donné par la machine. Le déplacement final obtenu par la méthode de corrélation d'images donne un déplacement de 0,997 mm soit une différence de 0,003 mm pour un déplacement de 1,000 mm de la machine (dont la précision de mesure est de $\mp 1\mu\text{m}$). La courbe déplacement en fonction du temps présentée Figure 83 confirme la bonne calibration du dispositif. Lors des différents essais, les déplacements machine n'excéderont pas 0,6 mm. Dans cette gamme de déplacement, l'écart est encore plus faible.

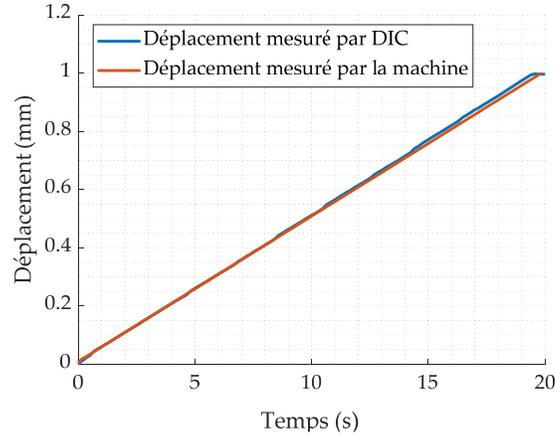


Figure 83 : Comparaison des déplacements mesurés par la machine de traction et par méthode de corrélation d'image.

La première étape du processus de caractérisation consiste en la réalisation d'essais de traction à différentes vitesses et températures dans le but d'évaluer l'influence de ces paramètres. Chaque condition est répétée trois fois, au total quinze essais de traction sont réalisés pour différentes conditions résumées dans le Tableau 27.

Tableau 27 : Différentes conditions expérimentales pour les essais de traction quasi-statiques sur chemise.

	Essais 1 2 3	Essais 4 5 6	Essais 7 8 9	Essais 10 11 12	Essais 13 14 15
Vitesse de déplacement (mm/min)	1	3	10	3	3
Température (K)	293	293	293	373	473

b. Résultats expérimentaux

Dans un premier temps les courbes force-déplacement sont obtenues et comparées pour les mêmes conditions expérimentales de vitesse et de température (Figure 84 et Figure 85 respectivement). L'analyse des résultats montre que les essais présentent des niveaux d'efforts maximums similaires soit environ $850 \text{ N} \pm 5 \text{ N}$. Les courbes suivent des tendances globalement comparables. En ce qui concerne le déplacement à la rupture mesuré, l'écart maximal observé pour une condition donnée (Figure 84.a) est inférieur à 0,1 mm. Ces variations sont dues au fait que les échantillons ne sont pas tous identiques, les dimensions étant légèrement différentes notamment en raison de la difficulté d'usinage de ce type de géométrie mais aussi pouvant être dus à un écart d'angle de positionnement de l'échantillon dans les mors de traction. De plus, il est important de noter que les déplacements obtenus ici

sont les données machine et ne seront pas utilisés pour la détermination de la déformation à la rupture. L'utilisation de la stéréo corrélation d'image permettra d'obtenir les déformations locales au niveau de la zone de rupture.

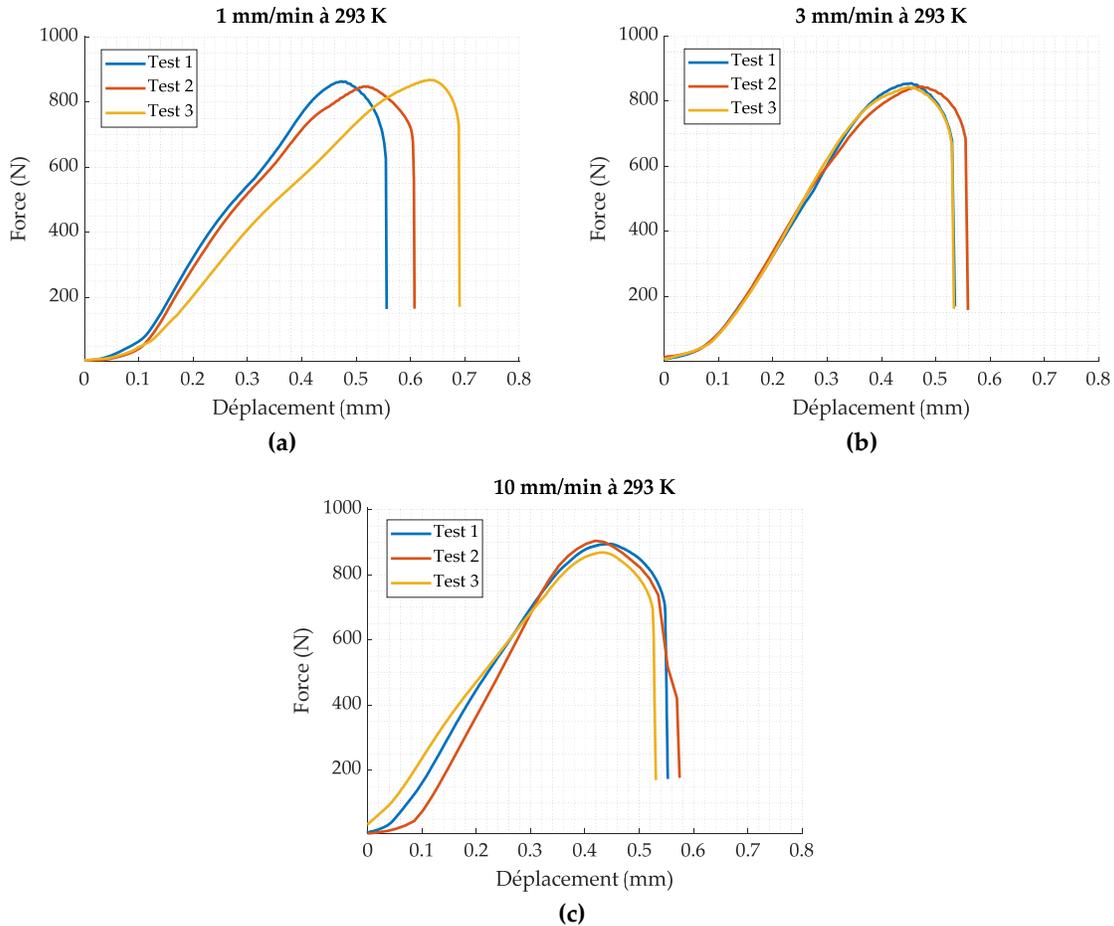
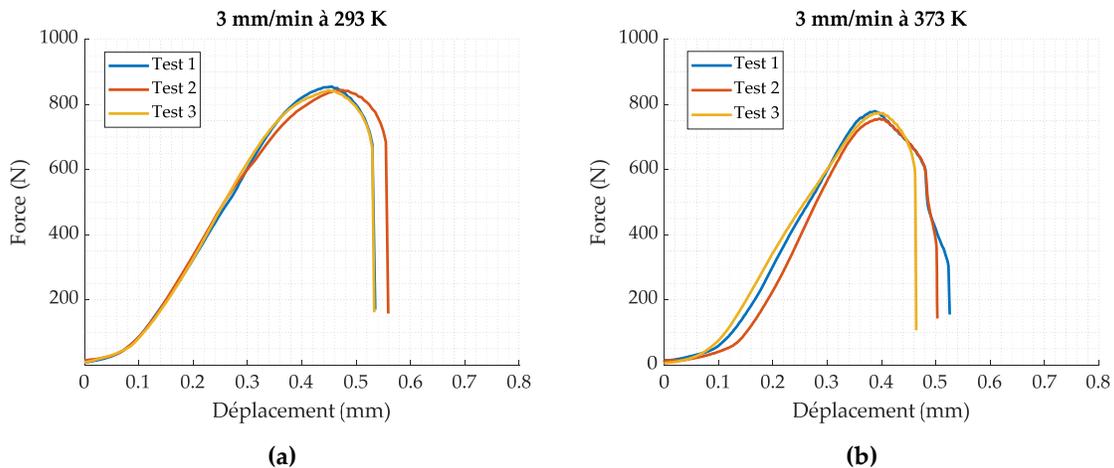


Figure 84 : Courbes force-déplacement machine à température ambiante (293 K) pour une vitesse de déplacement de : (a) 1 mm/min ; (b) 3 mm/min ; (c) 10 mm/min.



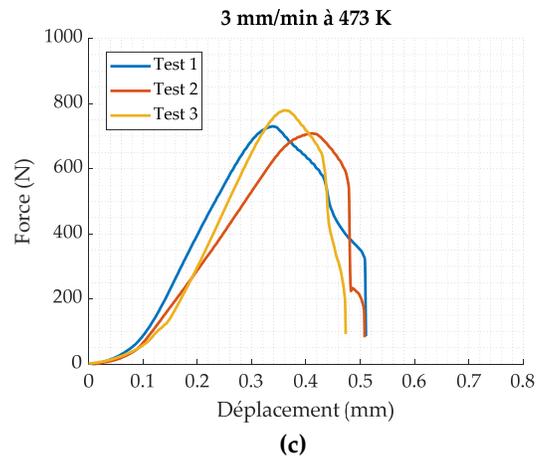


Figure 85 : Courbes force-déplacement machine à vitesse de déplacement constant de 3 mm/min pour une température de : (a) 293 K ; (b) 373 K; (c) 473 K.

Les images de l'essai effectué à 3 mm/min pour 293K sont présentées Figure 86.a. Dans un premier temps, l'éprouvette se déforme de manière homogène jusqu'à environ $t = 12,9$ s où l'on détecte une légère striction (flèche rouge) puis à $t = 13,1$ s l'éprouvette rompt à 45° . Cet essai révèle une rupture ductile du matériau, visible au travers d'une observation MEB du faciès de rupture qui présente des cupules (Figure 86.b).

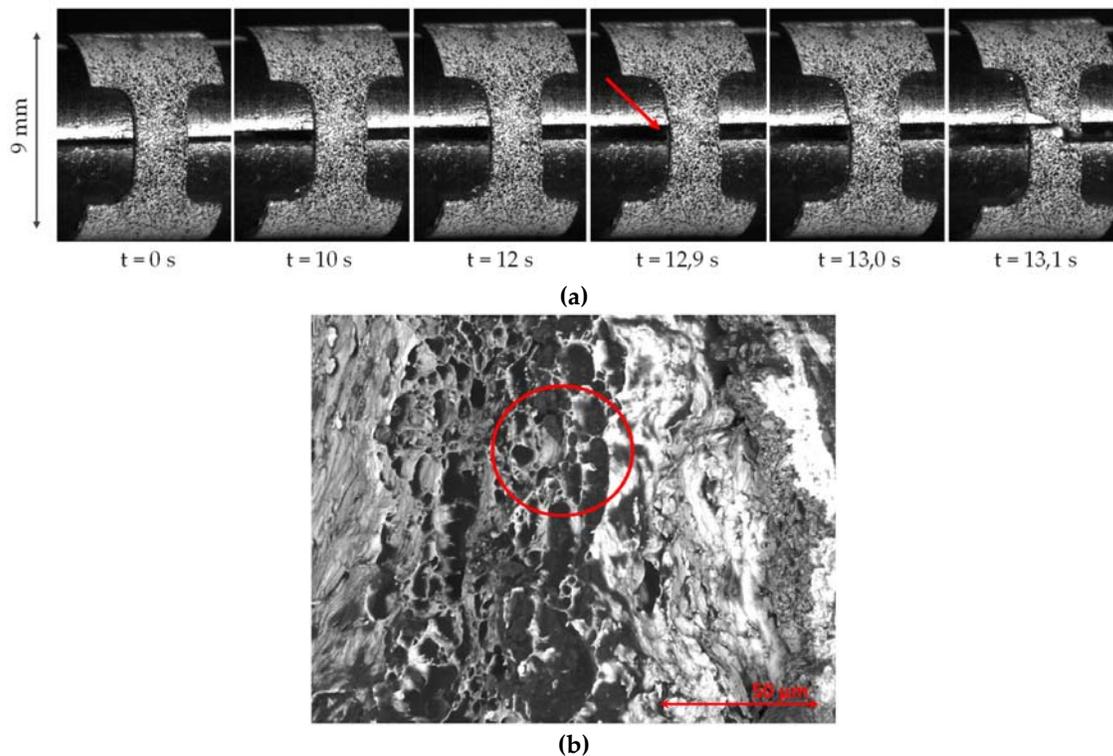


Figure 86 : (a) Images enregistrées par caméra la caméra B durant un essai à vitesse de déplacement de 3 mm/min pour une température de 293 K ; (b) Images MEB du faciès de rupture.

On se propose de maintenant d'étudier le comportement local de l'échantillon. Pour cela, une analyse fondée sur la stéréo corrélation est présentée.

En premier lieu, les images sont chargées afin d'être post-traitées dans le logiciel Correli©STC. La zone d'étude (ROI) ainsi que la taille du maillage sont définies en fonction du mouchetis et de la géométrie de l'échantillon, comme illustré sur la Figure 87. La taille de maille retenue est de 0,28 mm ce qui correspond à une taille d'élément de 34 pixels dans Correli©STC. Il est crucial de vérifier si cette taille est bien adaptée et permet d'obtenir des résultats précis. Pour cela, le logiciel permet l'utilisation de différents algorithmes mesurant les différentes incertitudes dues au bruit, aux niveaux de déplacement et à la qualité des images [153]. Comme le montre le Tableau 28, la valeur de 32 pixels est préconisée ce qui est en accord avec la taille de 34 pixels choisie. De plus, l'histogramme des niveaux de gris est vérifié dans le logiciel de corrélation afin de s'assurer d'avoir une bonne distribution gaussienne des niveaux de gris (Figure 88). On remarque que l'histogramme offre une répartition satisfaisante des niveaux de gris.

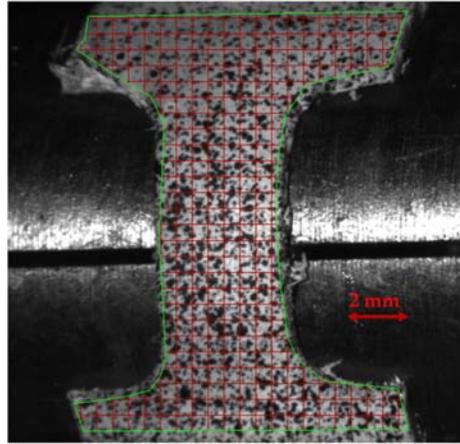


Figure 87 : ROI (Region of Interest) en vert et maillage en rouge pour l'essai à 10 mm/min pour 293 K.

Tableau 28 : Analyse de l'incertitude de résolution selon les différentes tailles de maille.

Taille de maille (px)	Éléments valides (%)	Erreur de calcul estimée
4	95	0,326673
8	99	0,153616
16	100	0,052305
32	100	0,028966
64	100	0,022646
128	100	0,003297

*La taille d'élément préconisé par le logiciel est indiquée en jaune dans le tableau

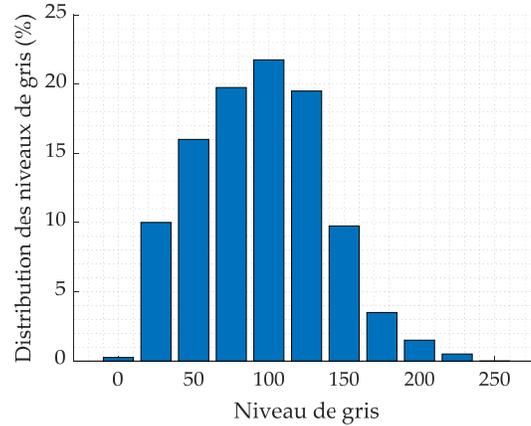


Figure 88 : Histogramme des niveaux de gris pour le mouchetis de l'échantillon étudié.

Une fois la ROI et le maillage définis, le logiciel peut synchroniser les images de chaque caméra pour obtenir une représentation en 3 dimensions de l'essai. Un exemple est présenté Figure 89 où l'on peut observer les images des 2 caméras pour différents instants ainsi que la représentation 3D obtenue.

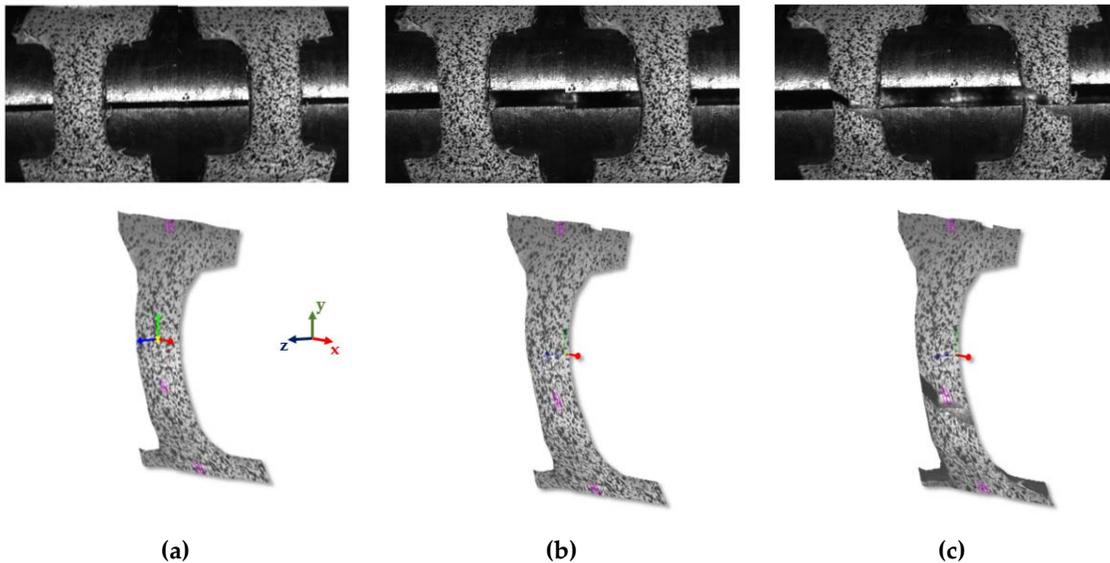


Figure 89 : Images obtenues par les 2 caméras et image 3D reconstituée par Correli© pour un essai à 10 mm/min pour 293 K ; **(a)** A $t = 0$ s (état initial) ; **(b)** $t = 6,9$ s ; **(c)** $t = 7$ s (rupture).

Il est alors possible de positionner différentes jauges virtuelles. Les jauges de déplacement (« jauges Haut » et « jauges Bas » sur la Figure 90) ont pour but de mesurer les déplacements de la partie haute et basse de la zone utile afin de déterminer le déplacement relatif de l'échantillon, Figure 91.a. On peut voir que le déplacement relatif diffère fortement de celui mesuré par la machine. En effet, en présence de l'échantillon, le déplacement obtenu par DIC n'est pas linéaire en fonction du temps, car la méthode de DIC rend compte des

déplacements de la zone étudiée de l'échantillon. Cette dernière, étant arrondie ne se déplace pas uniquement dans l'axe de traction de la machine mais révèle un champ de déplacement plus complexe. Une troisième jauge virtuelle (Figure 91.b) est positionnée au niveau du milieu de la zone utile, là où apparaît la rupture. Ces différentes jauges permettent de déterminer la valeur de la vitesse de déformation de l'échantillon et la valeur des déformations à la rupture, Figure 91.c.

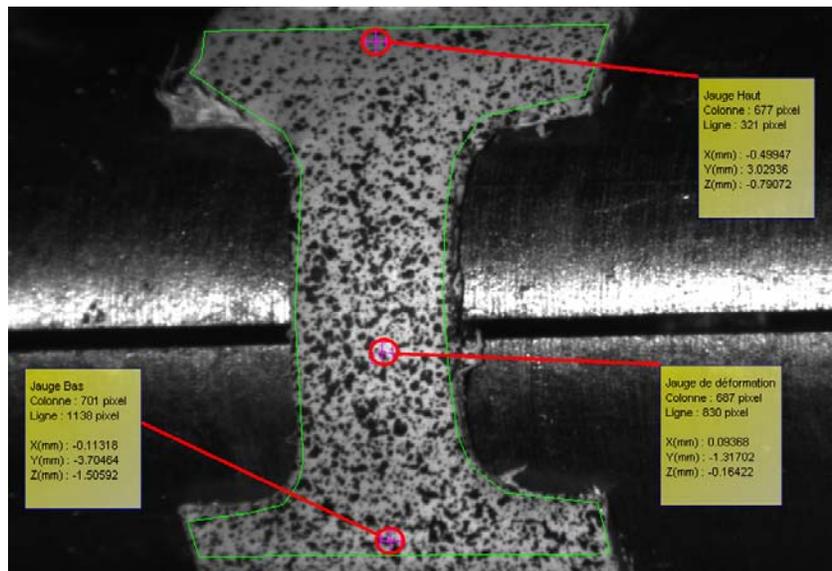


Figure 90 : Positionnement des différentes jauges virtuelles sur l'éprouvette.

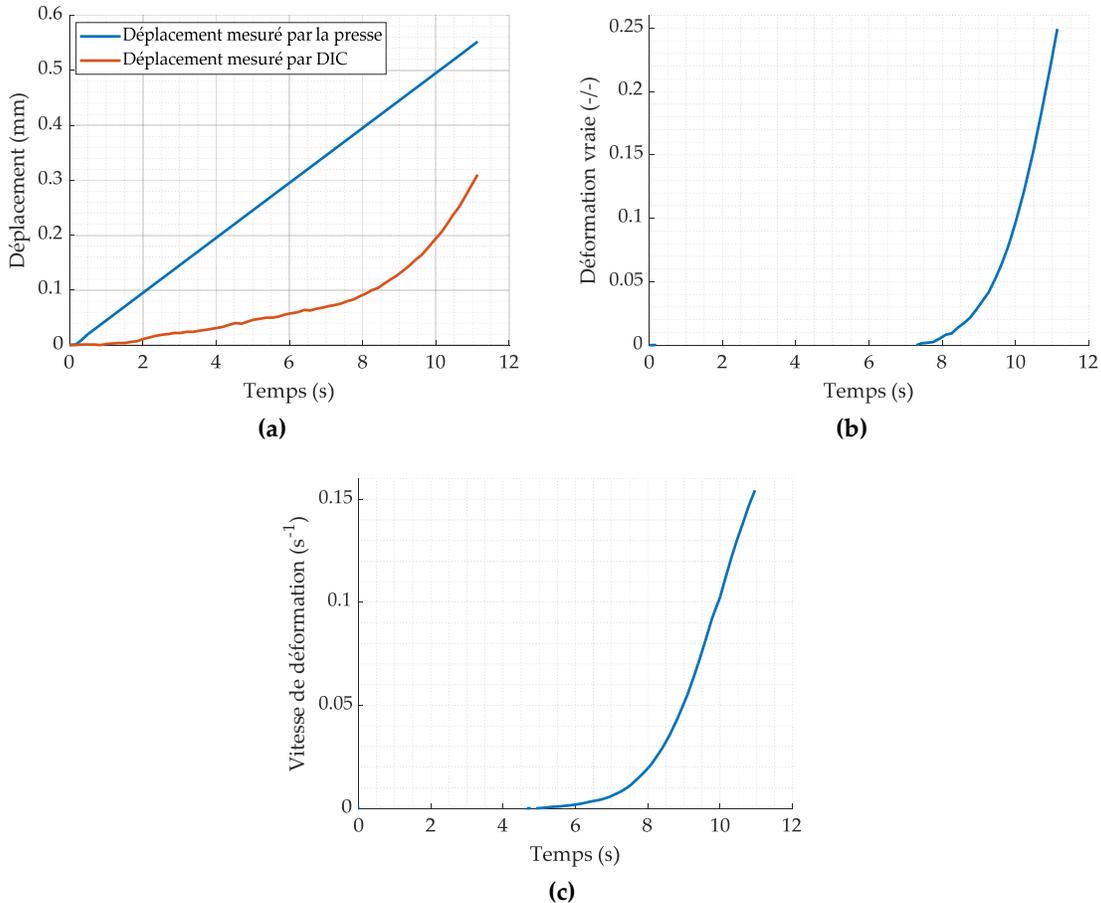


Figure 91 : (a) Comparaison du déplacement mesuré par la machine et calculé par DIC ; (b) Déformation vraie calculée par DIC. (c) Vitesse de déformation calculée par DIC.

Finalement, il est possible de tracer les courbes force – déformation vraie pour chaque condition, les résultats étant reportés Figure 92 et Figure 93. On remarque que les courbes obtenues présentent une bonne répétabilité pour l'ensemble des conditions. Seul l'essai conduit à température ambiante et 10 mm/min (Test 1 sur la Figure 92.c) semble se détacher du Test 2 et du Test 3 obtenus pour les mêmes conditions. Cela peut s'expliquer par la vitesse de déformation locale relevée pour les Test 2 et 3 qui se sont révélées légèrement inférieures au Test 1). Les écarts peuvent également s'expliquer par la dispersion dans les dimensions des éprouvettes comme évoquée précédemment, ou encore par les écarts en température. En effet, lorsque l'on chauffe l'échantillon, un effet de brume de chaleur apparaît. Il a pour effet de distordre les images ce qui peut engendrer des imprécisions lors des calculs de corrélation d'images. Cela étant, compte tenu de ces éléments, nous pouvons constater une répétabilité très satisfaisante.

En comparant les résultats obtenus en faisant varier les conditions d'essais, une

première analyse montre que les niveaux d'efforts maximaux observés sont similaires pour les différentes conditions expérimentales (environ 820 N). Durant l'essai, l'effort augmente jusqu'à atteindre cette valeur maximale et décroît légèrement jusqu'à la rupture du matériau. A température ambiante, dans la gamme de vitesse étudiée, la rupture du matériau semble peu sensible à la vitesse et une valeur moyenne d'environ 0,25 est relevée. En ce qui concerne l'effet de la température, une élévation de cette dernière induit une plus grande déformation accumulée et une rupture plus tardive. Des écarts au niveau de la déformation à la rupture sont observables pour une même condition, l'écart type restant inférieur à 4%. La partie suivante s'attardera plus en détail sur ces dépendances.

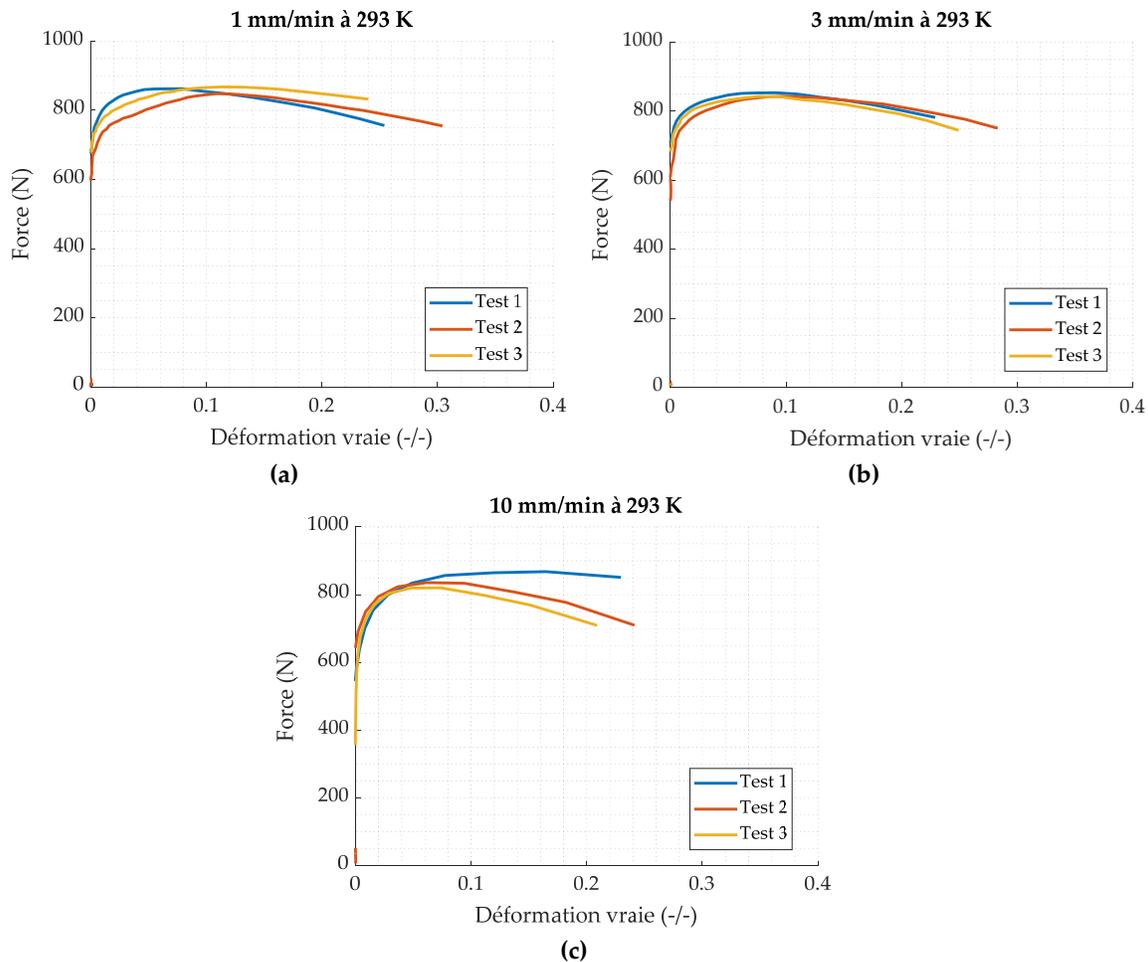


Figure 92 : Courbes force – déformation vraie à température ambiante (293 K) pour une vitesse de déplacement : (a) 1 mm/min ; (b) 3 mm/min ; (c) 10 mm/min.

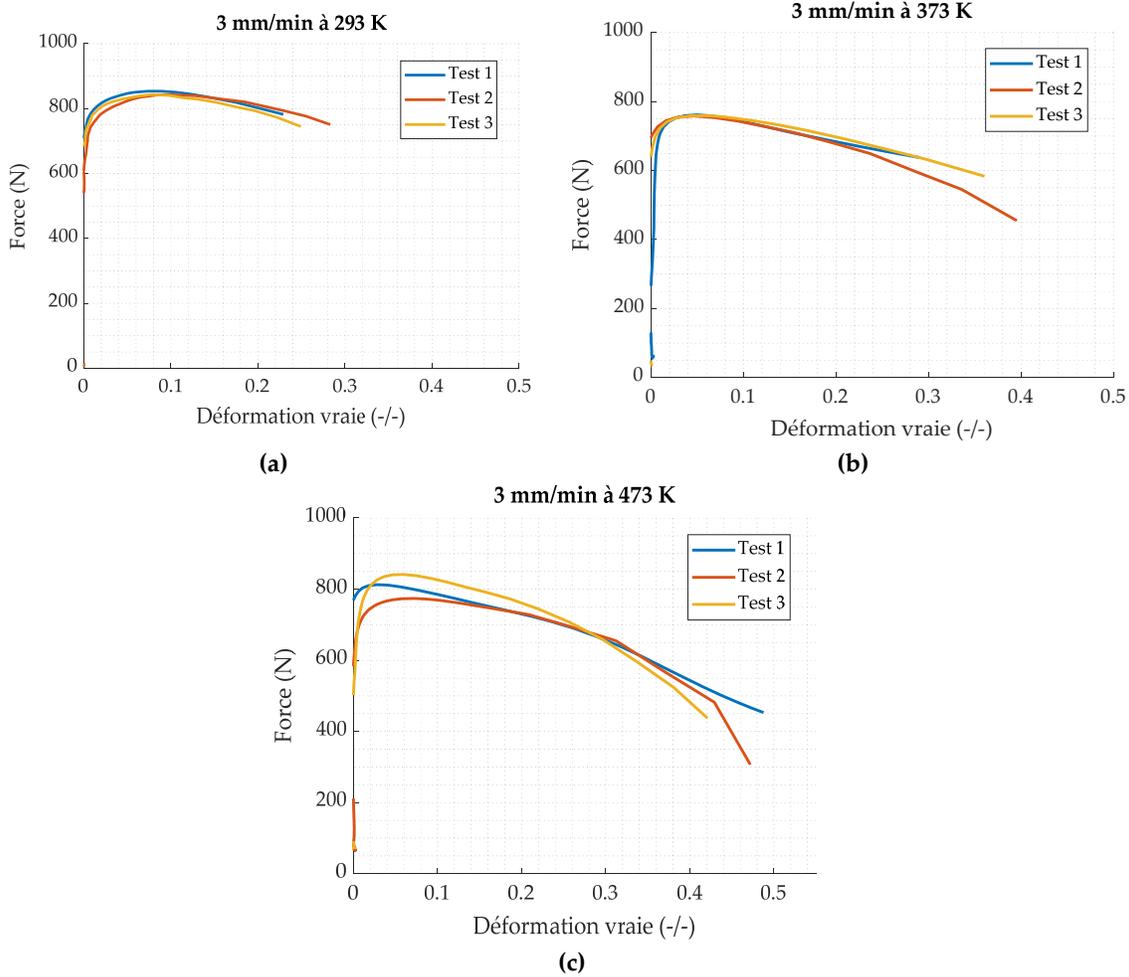


Figure 93 : Courbes force - déformation vraie à vitesse de déplacement constante de 3 mm/min pour une température de : **(a)** 293 K ; **(b)** 373 K ; **(c)** 473 K.

2. Modélisation de la rupture de la chemise

a. Identification des paramètres du modèle

Tout comme pour la loi de comportement, nous nous basons sur les travaux de Johnson-Cook [78] pour modéliser (ϵ_i), l'initiation à l'endommagement du matériau. En effet, le modèle explicité par l'équation (72), est couramment utilisé pour les alliages d'acier et implémenté dans les codes de simulation par éléments finis. Il fait intervenir la dépendance à la triaxialité, à la vitesse de déformation ainsi qu'à la température.

$$\epsilon_i = [D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta)] \left[1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 + D_5 \frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right] \quad (72)$$

Où D_1 , D_2 , D_3 , D_4 et D_5 sont des paramètres matériaux du modèle, η la triaxialité, $\dot{\epsilon}_0$ la vitesse de déformation de référence et T_0 la température de référence. On notera que le

matériau a un comportement ductile (mais présente peu de striction). On va supposer que la rupture (ϵ_r) survient dès l'initiation de l'endommagement ($\epsilon_r = \epsilon_i$).

Afin de déterminer les différents paramètres du modèle de rupture, l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur la déformation plastique vraie à la rupture est tracée. Pour cela, les points expérimentaux ont été reportés en fonction de ces variables sur la Figure 94. Les courbes en bleu représentent les régressions linéaires pour les différentes conditions.

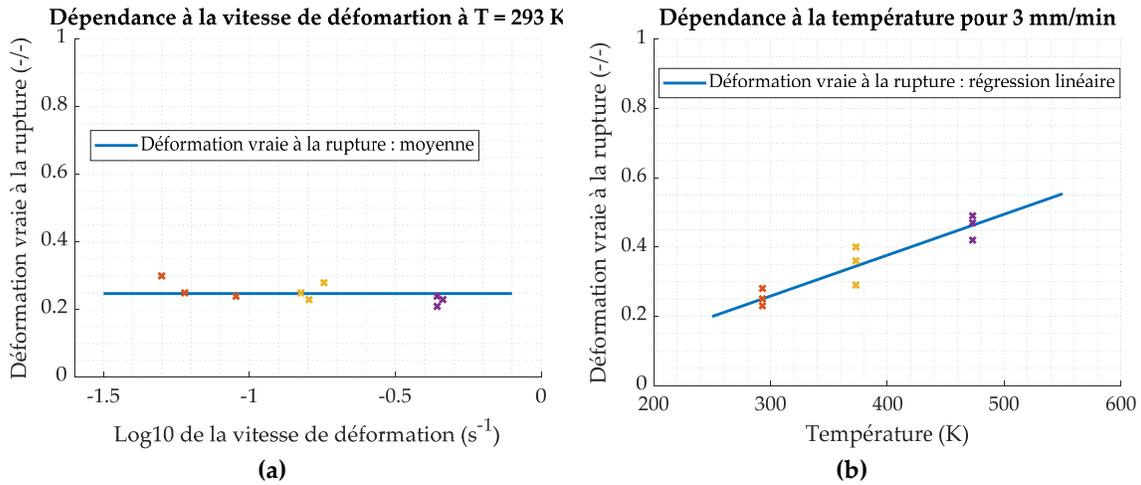


Figure 94 : Déformation plastique à la rupture : **(a)** dépendance à la vitesse de déformation à 293 K ; **(b)** dépendance à la température à 3 mm/min.

On notera qu'un seul type d'essai appliqué à une seule géométrie a été étudié. C'est pourquoi l'influence de la triaxialité n'est pas prise en compte dans cette étude. De ce fait, $[D_1 + D_2 \exp(D_3 \eta)]$ est constant et nous supposons, pour plus de simplicité, que D_2 est nul de sorte que seuls D_1 , D_4 et D_5 sont à déterminer. Comme le montre la Figure 94.a, la déformation plastique vraie à la rupture est indépendante de la vitesse de déformation. Le paramètre D_4 est donc pris égal à zéro. En ce qui concerne le paramètre D_1 , il est possible de le déterminer pour $T = T_0 = 293 K$. Il correspond à la valeur constante de la déformation à la rupture obtenue sur la Figure 94.a et est égal à 0,25. Enfin, une régression linéaire permet de déterminer le paramètre D_5 , définissant la dépendance à la température (Figure 94.c). Le coefficient obtenu est de 7. Les paramètres ainsi identifiés sont rappelés dans le Tableau 29 et la déformation à rupture (supposée instantanée) s'écrit finalement :

$$\epsilon_i = D_1 \left[1 + D_5 \frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right] \quad (73)$$

Tableau 29 : Paramètres identifiés (pour $\dot{\varepsilon} = \varepsilon_0$) du modèle de rupture de Johnson-Cook pour la chemise en acier plaqué tombac®.

D_1	D_5	T_0 (K)	T_{fus} (K)	ε_0 (s^{-1})
0,25	7	293	1793	1

b. Validation du modèle

Afin de valider les paramètres du modèle de rupture déterminés précédemment, des simulations numériques des essais de traction sur cylindre ont été réalisées au moyen du logiciel Abaqus® Explicit. Ce module du logiciel est utilisé car Abaqus® Standard ne permet pas l'utilisation du modèle de rupture de Johnson-Cook [157].

Les mors du dispositif expérimental sont supposés indéformables et donc modélisés par des surfaces rigides. L'échantillon est simulé en entier avec un maillage identique à celui utilisé pour la corrélation d'image (0,28 mm). Les éléments finis adoptés sont de forme linéaire hexaédrique avec intégration réduite (de type C3D8R). La loi de comportement de Johnson-Cook obtenue en partie III est utilisée (voir paramètres du Tableau 25) et associée au modèle de rupture défini précédemment.

Les forces, relevées au niveau des mors (en bleu), sont combinées aux déformations au niveau de la zone utile (visible sur la Figure 95) afin de tracer les courbes force-déformation vraie numérique. Les courbes expérimentales et numériques sont alors comparées.

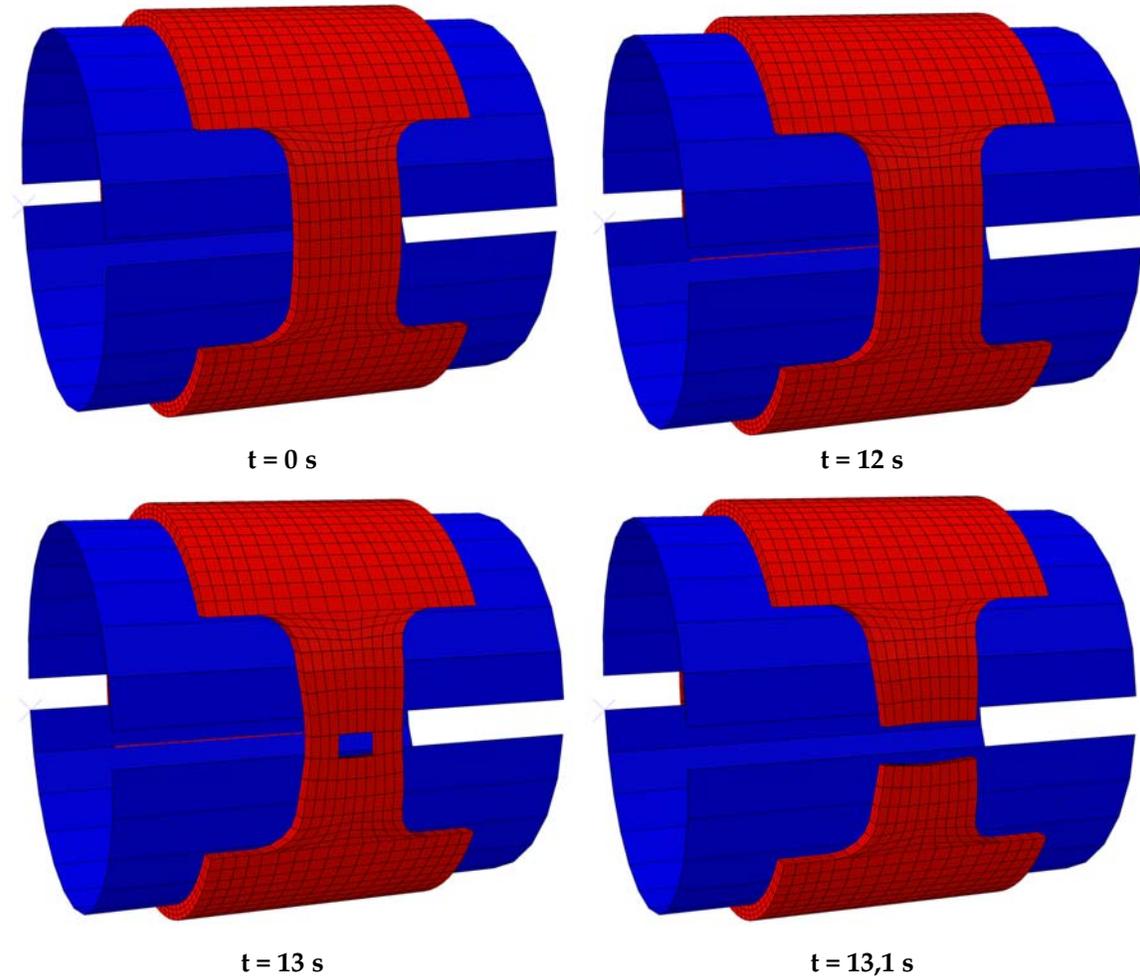


Figure 95 : Simulation de l'essai à 3 mm/min pour une température de 293 K.

L'interaction mors-échantillon est un point critique de cette modélisation. En effet, il est reconnu que la valeur du coefficient de frottement influe sur les efforts mesurés numériquement [159]. La valeur exacte de ce coefficient ne pouvant être déterminée expérimentalement, une étude paramétrique est menée. Pour cela, les simulations numériques sans rupture sont réalisées dans le module Abaqus® Static General. En effet, la loi de rupture de Johnson-Cook n'étant pas implémentée dans ce module, nous n'avons pas défini de critère de rupture dans ces simulations et avons seulement fait varier la valeur du coefficient de frottement (voir Tableau 30). La loi de comportement reste quant à elle inchangée. L'influence du frottement est présentée sur la Figure 96.

Tableau 30 : Coefficient de frottement étudié pour la simulation de l'essai de traction sur anneau à 1 mm/min.

Simulation	S1	S2	S3	S4	S5
Coefficient de frottement	0,05	0,1	0,2	0,3	0,4

On constate une sensibilité très marquée de l'effort maximal au coefficient de frottement. En effet, l'augmentation de la valeur du coefficient de frottement induit une augmentation de l'effort maximal (voir Figure 96.a), pouvant passer du simple au double pour des valeurs du coefficient de 0,05 à 0,4. Cette observation semble logique avec le fait que la surface de contact entre l'échantillon et le mors est très importante. De plus, ces résultats sont en accord avec la loi de Coulomb (équation (74)), l'effort à exercer étant plus élevé pour un coefficient de frottement plus grand.

$$T = \mu * N \quad (74)$$

Avec T la composante tangentielle qui s'oppose, ou tend à s'opposer, au glissement, μ le coefficient de frottement et N la composante normale.

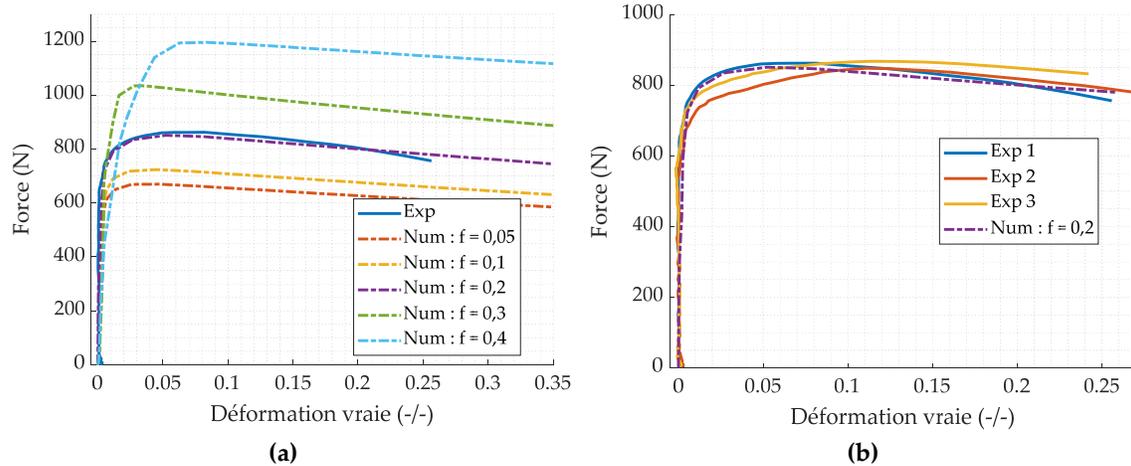


Figure 96 : Simulation de l'essai de traction à 1 mm/min pour 293 K: **(a)** Influence du coefficient de frottement sur les courbes force – déformation vraie; **(b)** Comparaison avec les résultats expérimentaux pour un coefficient de frottement de 0,2.

Grâce à cette étude paramétrique, il nous a été possible de définir le coefficient de frottement le plus adapté; la simulation avec un coefficient de frottement de 0,2 permet d'atteindre la courbe qui se rapproche des valeurs expérimentales (voir Figure 96.a). De plus, on observe que le comportement expérimental est bien reproduit, ce qui valide la loi de comportement identifiée dans la partie précédente. On rappelle que la rupture n'est pas visible étant donné que le modèle de rupture n'est pas implémenté (Figure 96.b). Celui-ci sera étudié dans la suite grâce au calcul numérique explicite.

Afin de vérifier que le coefficient de frottement est indépendant des conditions expérimentales, les simulations avec une valeur de 0,2 sont réalisées pour des vitesses de

déplacement de 3 mm/min ainsi que 10 mm/min à 293 K. La comparaison des résultats expérimentaux et numériques est donnée Figure 97. Les courbes expérimentales sont très bien reproduites, avec des écarts minimes pour les deux valeurs de vitesses de déplacement les plus basses tandis qu'à plus haute vitesse de déplacement, la courbe numérique surestime les valeurs expérimentales les plus élevées (Exp 1 sur Figure 97.c). La valeur du coefficient de frottement à 0,2 est ainsi validée.

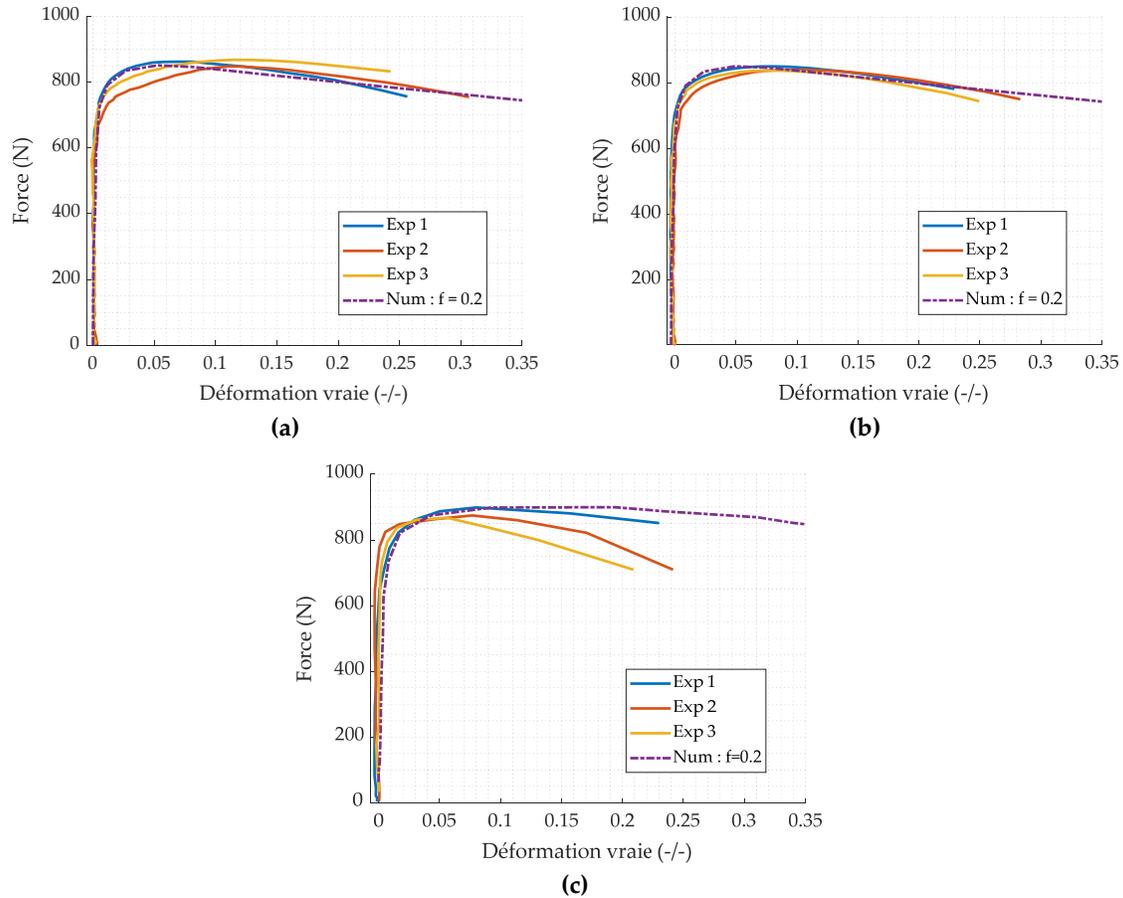


Figure 97 : Comparaison des courbes force-déformation vraie expérimentale et numérique de l'essai de traction avec un coefficient de frottement de 0,2 pour : **(a)** 1 mm/min à 293 K ; **(b)** 3 mm/min à 293 K ; **(c)** 10 mm/min à 293 K.

Afin de valider le modèle de rupture des simulations sont réalisées avec le module Explicit du logiciel Abaqus®, du « mass scaling » est utilisé pour limiter les temps de calcul. Le modèle de rupture de Johnson Cook peut donc être utilisé avec les paramètres identifiés (voir Tableau 29). Les différentes conditions expérimentales sont simulées et comparées aux résultats d'essais en Figure 98.

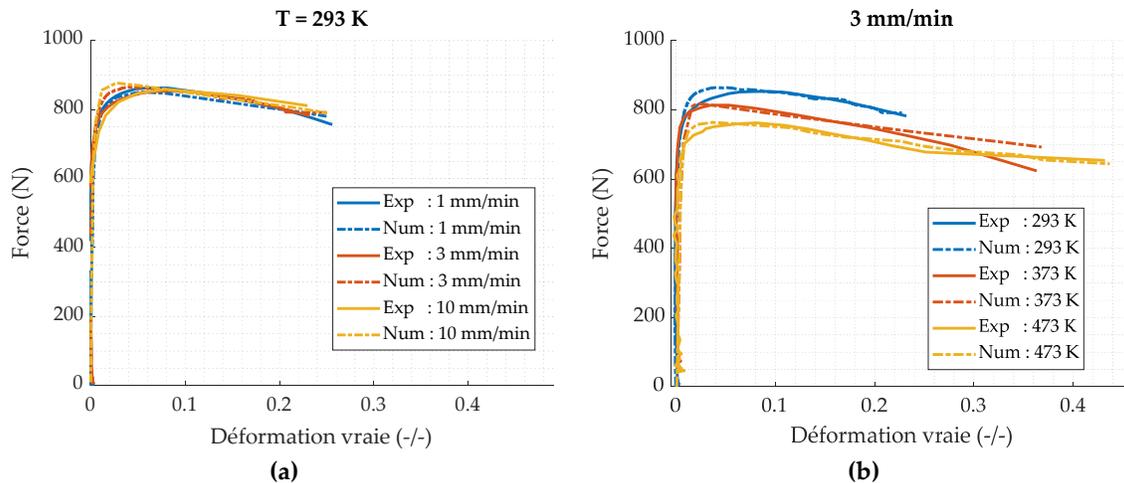


Figure 98 : Comparaison des courbes force-déformation vraie expérimentale et numérique de l'essai de traction avec modèle de rupture pour : **(a)** différentes vitesses à 293 K ; **(b)** différentes températures à 3 mm/min.

Une très bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux est constatée. Ceci permet de valider, par un autre type d'essai, la loi de comportement de Johnson-Cook avec les paramètres identifiés à partir d'essais de compression diamétrale. En effet, la partie pré rupture décrivant la réponse élastoplastique est restituée de façon très satisfaisante par la simulation numérique. En ce qui concerne la rupture, on constate une très bonne corrélation entre les valeurs de déformation plastique vraie à la rupture expérimentale et numérique. On peut donc conclure que le modèle de comportement développé pour le matériau de la chemise permet un très bon accord entre résultats de simulation numérique et résultats expérimentaux. Si l'on compare le modèle de rupture identifié à ce que l'on peut trouver dans la littérature [149], les modèles pour un acier doux font généralement intervenir la sensibilité à la triaxialité. A partir d'un matériau, généralement sous forme de plaque, il est possible d'usiner aisément des éprouvettes de géométries différentes et ainsi étudier l'effet de triaxialité. Cela n'a pas pu être réalisé dans notre étude où l'on s'est attaché avant tout, à identifier le comportement à partir d'échantillons directement usinés depuis la munition.

V. Conclusion du chapitre

Ce chapitre s'est focalisé sur l'étude du comportement mécanique et de la rupture de la chemise de la munition de calibre 9 mm en acier plaqué tombac®. La mise en place d'essais et de méthodes de caractérisation tout à fait originaux ont permis de considérer la

géométrie de la munition et ainsi tenir compte de l'histoire thermomécanique suivie par le matériau durant son élaboration.

Dans un premier temps, la composition chimique de la chemise a été étudiée et des observations microstructurales ont permis, notamment, de révéler la très faible épaisseur du tombac®, une faible dispersion dans les mesures de dureté et ainsi considérer un matériau homogène représentatif de la chemise.

Dans un second temps, des essais de compression diamétrale sur cylindres extraits de la munition ont été effectués. Ils ont permis d'obtenir les courbes de force-déplacement de la presse quasi-statique et ainsi mettre en évidence les dépendances à la vitesse de déformation et à la température. Une méthode d'identification inverse a alors été mise en oeuvre de manière à identifier le module de Young et les paramètres du modèle de Johnson-Cook. Différentes conditions expérimentales ont ensuite été simulées. La confrontation aux résultats expérimentaux sur les courbes forces/déformations et les faciès de déformations ont permis de valider les paramètres obtenus sur des essais qui n'ont pas été utilisés pour la phase d'identification.

Dans un dernier temps, l'objectif était de caractériser la rupture et déterminer les paramètres du modèle de rupture de Johnson-Cook. Des essais originaux de traction ont été mis en place sur cylindres entaillés extraits de la munition et usinés de manière à pouvoir étudier le comportement à la rupture. Les efforts mesurés par la machine et les déformations obtenues par méthode de stéréo corrélation d'images ont permis d'obtenir les déformations plastiques à la rupture pour différentes conditions. L'étude a montré la dépendance linéaire à la température et que la vitesse de déformation n'avait pas d'influence dans les gammes testées (régime quasi-statique). Finalement, le modèle de rupture a été identifié et vérifié de manière numérique. La comparaison simulation/expérimentation a permis de confirmer que la loi de comportement déterminée par méthode inverse est valide pour différentes sollicitations (compression diamétrale et traction) quasi-statiques et que la rupture est correctement modélisée par le critère implémenté. Elle a également permis de mettre en exergue les effets du frottement au cours de l'essai de traction.

Les paramètres obtenus pour la description du comportement et de la rupture de la chemise sont rappelés dans les Tableau 31 et Tableau 32.

Tableau 31 : Paramètres matériau et du modèle de Johnson-Cook pour la chemise en acier plaqué tombac (équation (67)).

E (MPa)	ν	ρ (kg/m³)	T_{fusion} (K)	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m
189133	0,35	8050	1793	389,748	1,0	0,966	0,0131	1,249

Tableau 32 : Paramètres du modèle de rupture (équation (73)) pour la chemise en acier plaqué tombac®.

D_1	D_5	T_0 (K)	T_{fus} (K)	$\dot{\epsilon}_0$ (s⁻¹)
0,25	7	293	1793	1

Chapitre 4 : Étude de l'ensemble noyau – chemise de la munition sous sollicitations dynamiques

Table des matières

I.	Introduction du chapitre	133
II.	Étude l'ensemble noyau et chemise en régime dynamique	133
1.	Introduction	133
2.	Étude expérimentale	134
a.	Protocole expérimental	134
b.	Résultats expérimentaux	135
3.	Simulation numérique des essais de compression SHPB	139
a.	Présentation du modèle numérique	139
b.	Résultats	140
4.	Comparaison des résultats	140
III.	Étude de la munition de calibre 9 mm sous impact direct	149
1.	Étude expérimentale	150
a.	Protocole expérimental	150
b.	Résultats	150
1.	Simulation numérique de l'impact direct sur la munition	152
a.	Simulation numérique sans modèle de rupture	152
b.	Simulation numérique avec modèle de rupture	154
IV.	Essais d'impact direct sur échantillons cylindriques	158
1.	Étude expérimentale	158
a.	Protocole expérimental	158
b.	Résultats	159
2.	Simulation numérique et comparaison aux résultats expérimentaux	161
V.	Conclusion du chapitre	162

I. Introduction du chapitre

Dans ce chapitre, l'étude va se focaliser sur l'ensemble noyau en plomb et chemise en acier. L'objectif est tout d'abord de valider les modèles de comportement et de rupture identifiés dans les parties précédentes. Les interactions entre les deux matériaux seront également étudiées ainsi que leur modélisation numérique. Pour cela, l'assemblage de deux matériaux composant la munition sera pris en compte. Différents types d'essais seront mis en place pour des sollicitations dynamiques. Les résultats seront alors comparés à ceux obtenus par simulation numérique.

Premièrement, des essais SHPB seront réalisés pour étudier le comportement de cylindres composés de l'ensemble noyau en alliage de plomb et chemise en acier. Ces essais permettront de couvrir des vitesses de déformation importantes sans induire de rupture dans les matériaux afin de valider les lois de comportement et de modéliser l'interaction noyau-chemise.

Dans un second temps, la munition complète de calibre 9 mm sera sollicitée par des essais d'impact direct. La déformation complexe, non homogène de la munition sera un bon moyen d'éprouver les modèles et de comparer les résultats numériques et expérimentaux. Les critères de rupture seront également évalués grâce à la simulation de ces essais.

Finalement, des essais d'impact direct sur des petits cylindres composés des deux matériaux de la munition permettront d'atteindre des vitesses de déformation encore plus élevées. Ils ont pour but une nouvelle fois de valider les différents modèles.

II. Étude l'ensemble noyau et chemise en régime dynamique

1. Introduction

Dans cette partie, l'objectif est d'étudier le comportement de l'ensemble chemise-noyau sans faire intervenir de rupture. Pour cela, des essais sous chargement dynamique vont être réalisés grâce à un dispositif SHPB, les signaux obtenus ainsi que les images des faciès de déformations seront comparés aux résultats numériques. Cette comparaison permettra de valider les différents modèles mis en place dans les parties précédentes, non seulement grâce à un essai différent, mais aussi par un assemblage des deux matériaux étudiés. Cette étape est la phase intermédiaire entre l'étude des matériaux séparés et l'étude

de la munition complète.

On s'intéressera dans un premier temps à la partie expérimentale puis nous développerons la modélisation numérique et enfin de valider ou non les modèles mis en oeuvre.

2. Étude expérimentale

a. Protocole expérimental

Pour cette étude, les échantillons étudiés sont extraits de la munition de calibre 9 mm par usinage. L'élément retenu est la partie cylindrique de la munition (base de cette dernière) voir sur la Figure 99.a. Il est composé du noyau en plomb et de la chemise en acier étudiés dans le chapitre 2 et chapitre 3 respectivement. Les dimensions de l'éprouvette cylindrique sont d'un diamètre de $9 \text{ mm} \pm 0,5 \%$ et d'une hauteur de $5,7 \text{ mm} \pm 0,8 \%$. L'épaule à l'arrière de la munition est lui aussi pris en compte comme représenté sur le schéma de la Figure 99.b.

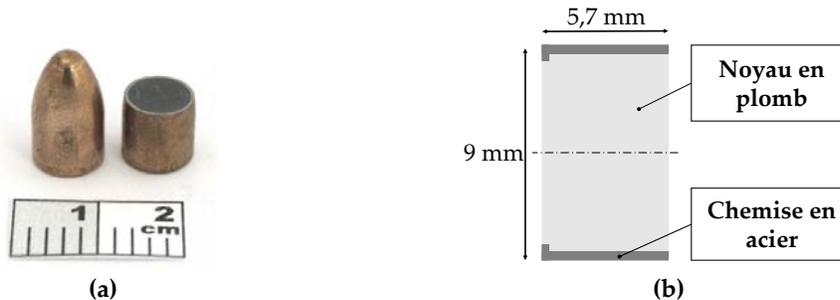


Figure 99 : (a) Image de la munition et de l'échantillon obtenu après usinage ; (b) Schéma de l'échantillon.

L'étude du comportement dynamique de l'ensemble est réalisée grâce à un dispositif SHPB. Tout comme pour l'étude du comportement mécanique dynamique du plomb (voir chapitre 1 section IV.b), les éléments du dispositif ont été adaptés aux besoins. L'idée d'un matériau à haute impédance en entrée et à basse impédance en sortie est conservée. Le diamètre est cette fois-ci augmenté au regard des échantillons qui ont un diamètre plus important. Le système est ainsi composé d'un impacteur en acier de 20 mm de diamètre et d'une longueur de 600 mm, la barre d'entrée est en acier à haute limite élastique de diamètre 20,5 mm pour une longueur de 1900 mm et d'une barre de sortie en aluminium de 20 mm de diamètre et de longueur 1900 mm. Des jauges de déformation, montées en pont complet et collées sur les barres, permettent de mesurer les signaux générés au cours de l'essai. Un

plateau sacrificiel du même matériau que la barre de sortie est positionné entre l'échantillon et la barre de sortie afin d'éviter l'indentation et l'effet de poinçonnement [158] de cette dernière, une lubrification de type graisse est appliquée entre l'échantillon et les barres afin de limiter le frottement entre les deux matériaux. Un four spécialement conçu pour les tests SHPB [30] est utilisé pour les essais en température (voir Chapitre 1, section IV.c). Une caméra Phantom V1610 ultra rapide à une fréquence d'acquisition de 10^{-5} s^{-1} à 1280 px x 800 px, associée à une lampe LED, permettent d'observer la réponse de l'échantillon durant l'essai. La vitesse de l'impacteur est mesurée par deux photodiodes espacées d'une distance connue (Δx). Lors de son passage le projectile coupe le faisceau laser de chacune des diodes et la différence entre les temps de coupure (Δt) permet de calculer la vitesse du projectile ($V_0 = \Delta x / \Delta t$).

Afin de comparer différentes conditions de chargement, les essais sont réalisés pour différentes vitesses d'impacteur et plusieurs températures. Dans un premier temps, la dépendance à la vitesse de déformation sera étudiée pour des vitesses d'impacteur de 6 m/s, 11 m/s et 13 m/s à 293 K. Ces conditions seront répétées 3 fois chacune. Des essais à 293 K, 373 K et 473 K pour une vitesse d'impacteur de 11 m/s (répété 3 fois chacun) permettront d'étudier la sensibilité à la température.

b. Résultats expérimentaux

Lors des différents essais, des ponts de jauges complets ont permis d'obtenir les signaux sur les barres d'entrée et de sortie. Dans un premier temps, il est important de s'intéresser à la répétabilité des essais. Pour cela, les différents signaux obtenus sont convertis en déformations par l'emploi de l'équation (75) et reportées sur la Figure 100.

$$\epsilon = k * V \quad (75)$$

avec ϵ la déformation, k le coefficient de jauge (V^{-1}) et V le signal mesuré (V).

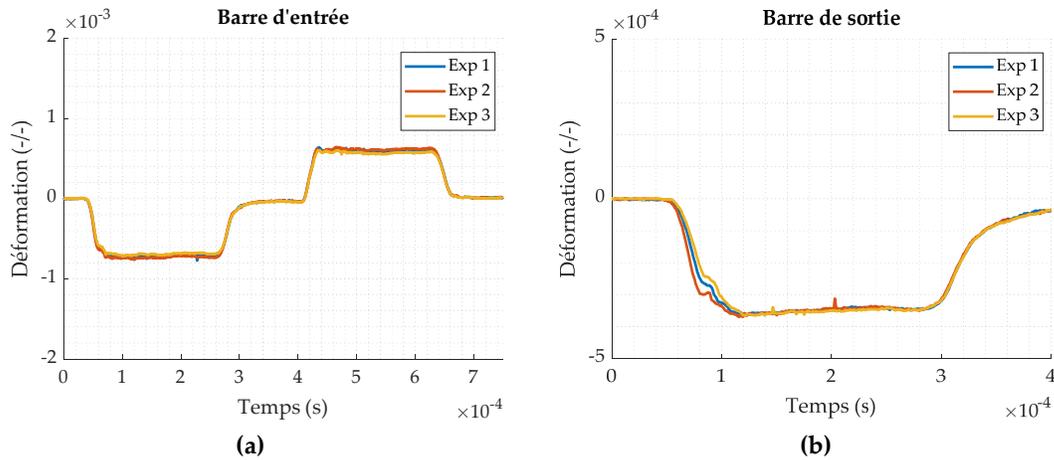


Figure 100 : Comparaison des signaux pour 3 essais à $v = 11$ m/s et 293 K mesurés sur : (a) la barre d'entrée ; (b) la barre de sortie.

La comparaison des signaux montre une similitude au niveau des amplitudes que ce soit pour ceux de la barre d'entrée ou de sortie. Cela témoigne de la bonne répétabilité de l'essai.

Il est alors possible d'étudier les sensibilités à la vitesse de déformation et température grâce à la comparaison des déformations mesurées pour les différentes conditions introduites au préalable. Le Figure 101 donne les ondes mesurées sur la barre d'entrée obtenues pour trois vitesses d'impact : $V1 = 6$ m/s, $V2 = 11$ m/s et $V3 = 13,2$ m/s.

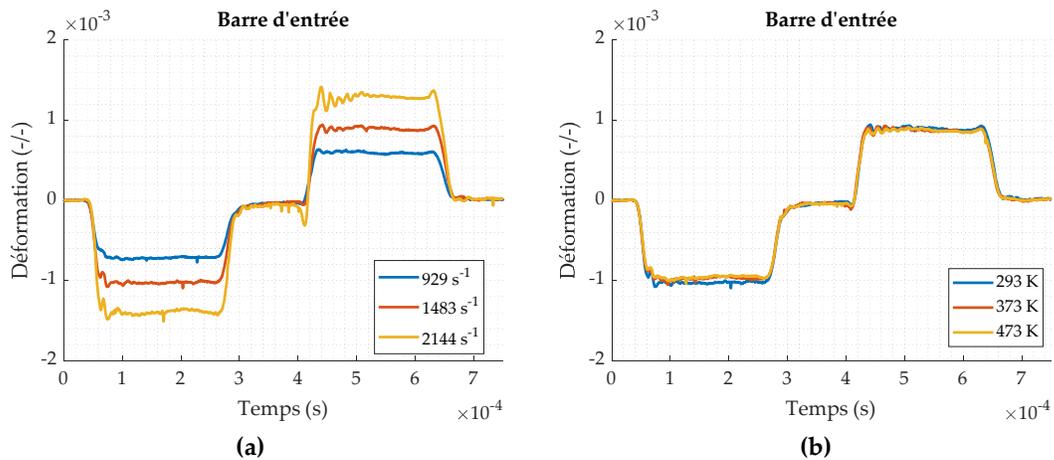


Figure 101 : Courbes des déformations mesurées dans la barre d'entrée : (a) à température constante (293 K) pour 3 vitesses d'impact ($V1 = 6$ m/s, $V2 = 11$ m/s et $V3 = 13,2$ m/s) ; (b) à vitesse d'impact constante (1500 s $^{-1}$) pour 3 températures ($T1 = 293$ K, $T2 = 373$ K et $T3 = 473$ K).

Au niveau de la barre d'entrée, on constate que la vitesse d'impact initiale V_0 a un effet sur les signaux incidents et réfléchis. En effet, l'amplitude du signal incident en

déformation est reliée à la vitesse d'impact par la relation :

$$\epsilon_I = \frac{V_0}{2C_0} \quad (76)$$

où A est l'amplitude de l'onde incidente, V la vitesse de l'impacteur et C la célérité de l'onde dans la barre. En ce qui concerne les essais à vitesse d'impact constante et pour différentes températures de l'échantillon, les signaux incidents sont identiques (ce qui confirme la bonne répétabilité des essais pour une même vitesse d'impact), et assurent que le comportement élastique des barres n'est pas influencé par la température dans la gamme considérée. Les signaux réfléchis ne sont également pas affectés par la hausse de température.

Les signaux mesurés sur la barre de sortie sont présentés sur la Figure 102.

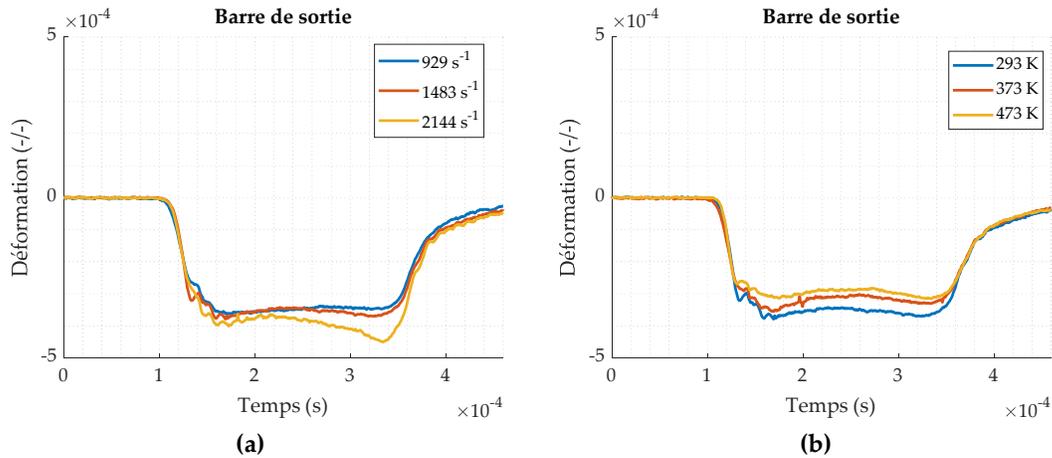


Figure 102 : Courbes des déformations mesurées dans la barre de sortie : **(a)** à température constante (293 K) pour 3 vitesses d'impact ($V_1 = 6$ m/s, $V_2 = 11$ m/s et $V_3 = 13,2$ m/s) ; **(b)** à vitesse d'impact constante (1500 s $^{-1}$) pour 3 températures ($T_1 = 293$ K, $T_2 = 373$ K et $T_3 = 473$ K).

Contrairement aux signaux se propageant le long de la barre d'entrée, on constate cette fois-ci une influence aussi bien de la vitesse d'impact initial V_0 que de la température initiale T_0 de l'essai. Une élévation de la vitesse induit une augmentation de l'amplitude du signal, le phénomène inverse se produit pour une élévation de la température.

À partir des observations précédentes, il est intéressant de calculer une contrainte moyenne homogénéisée de l'ensemble noyau-chemise. Pour cela, on utilise les formules de post-traitement d'essai SHPB présentées en section IV.a du chapitre 1 qui conduisent aux courbes contrainte-déformation présentées par exemple sur la Figure 103.

Cette figure met en évidence les différentes sensibilités à la température et à la vitesse

de déformation.

Si l'on compare la valeur des contraintes de l'assemblage noyau-chemise par rapport à celle du noyau en plomb étudié dans le chapitre 2 (voir Figure 37), pour des vitesses de déformations similaires, la contrainte maximale de l'ensemble noyau-chemise est environ deux fois supérieure à celle du noyau en plomb seul. Cela montre bien l'influence importante de la chemise en acier et le confinement du plomb sur le comportement de la munition.

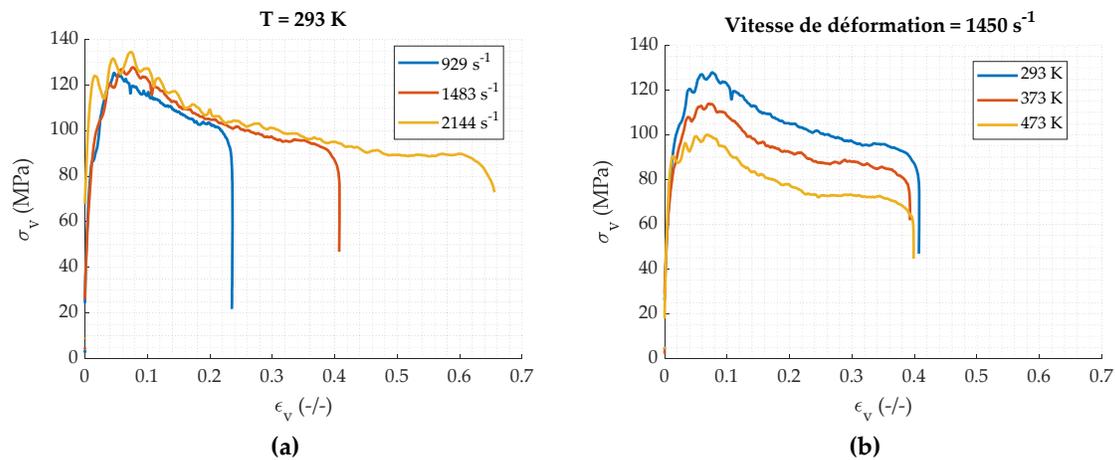
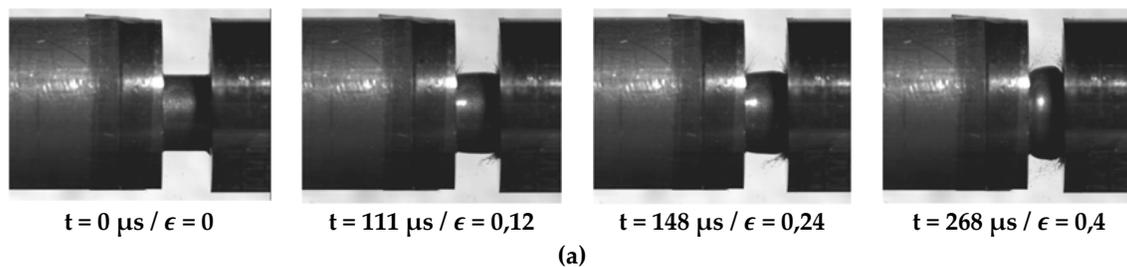


Figure 103 : Courbes contrainte vraie– déformation vraie pour les essais: **(a)** à température fixe de 293 K pour différentes vitesses de déformation ; **(b)** à 11 m/s (1450 s⁻¹) pour différentes températures.

La Figure 104.a présente, pour l'essai à T = 293 K et $\dot{\epsilon} = 1483 \text{ s}^{-1}$, les images obtenues à l'aide de la caméra rapide pour différents niveaux de déformation. Ces images permettent de suivre l'évolution de la géométrie de l'échantillon, et notamment l'effet tonneau observé pour les différents essais. La Figure 104.b montre la courbe contrainte-déformation pour cet essai avec des croix en rouge pour indiquer l'instant des images de la Figure 104.a.



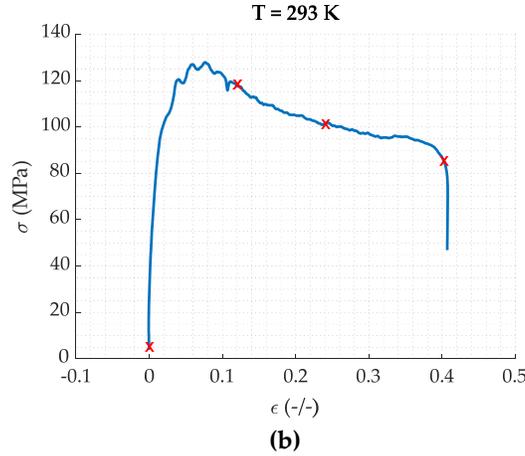


Figure 104 : (a) Images obtenues lors d'un essai à $T = 293 \text{ K}$ et $\dot{\epsilon} = 1483 \text{ s}^{-1}$; (b) Courbe contrainte vraie – déformation vraie associée (les croix rouges correspondant aux images).

Ces images permettent par ailleurs de mesurer le déplacement relatif de chaque barre du dispositif grâce au logiciel Tracker utilisant une méthode de suivi de points. La différence de ces déplacements permet d'estimer la déformation longitudinale de l'échantillon au cours du temps. Ces données seront par la suite comparées aux résultats des simulations.

3. Simulation numérique des essais de compression SHPB

a. Présentation du modèle numérique

Afin de comparer les résultats numériques aux mesures expérimentales, un modèle 3D de l'essai SHPB défini dans la partie précédente est implémenté dans Abaqus CAE. Une modélisation 3D est retenue pour prendre en compte l'effet de structure de l'éprouvette. Les données matériaux utilisés pour les barres sont explicitées dans le Tableau 33.

Tableau 33 : Propriétés matériau du dispositif SHPB.

	Impacteur	Barre d'entrée	Barre de sortie
Matériau	Acier	Acier	Aluminium
Module de Young (MPa)	234 000	234 000	73 000
Coefficient de Poisson	0,3	0,3	0,34
Masse volumique (kg/m^3)	8066	8066	2807

Les lois de comportement et de rupture définies dans les chapitres 2 et 3 sont appliquées pour le noyau en plomb et pour la chemise en acier (voir équation (65) chapitre 2.V pour le plomb et équations (67) et (72), chapitre 3.V pour l'acier). L'étude numérique est réalisée via Abaqus© Explicit. Des éléments linéaires hexaédriques à intégration réduite de type C3D8R sont utilisés pour le maillage. Les conditions expérimentales définies précédemment seront considérées, à savoir :

- 3 vitesses d'impact : $V1 = 6 \text{ m/s}$, $V2 = 11 \text{ m/s}$ et $V3 = 13,2 \text{ m/s}$, à température ambiante,
- 3 températures : $T1 = 293 \text{ K}$, $T2 = 373 \text{ K}$ et $T3 = 473 \text{ K}$ pour une même vitesse d'impact de $V=11 \text{ m/s}$.

Les conditions d'essais sont reproduites numériquement avec, en conditions initiales, la vitesse imposée au projectile et la température à l'échantillon, correspondant aux mesures expérimentales.

Un coefficient de frottement faible ($f = 0,05$) est appliqué entre les surfaces de contact étant donné la bonne lubrification. Le frottement entre la chemise (tombac) et le noyau (plomb) est aussi supposé faible [160].

b. Résultats

Dans un premier temps, les valeurs de déformation au niveau des jauges situées sur chacune des barres et les déplacements de chaque barre sont extraites des simulations. Un exemple de résultats obtenus pour une simulation à 11 m/s à température ambiante est donné en Figure 105.

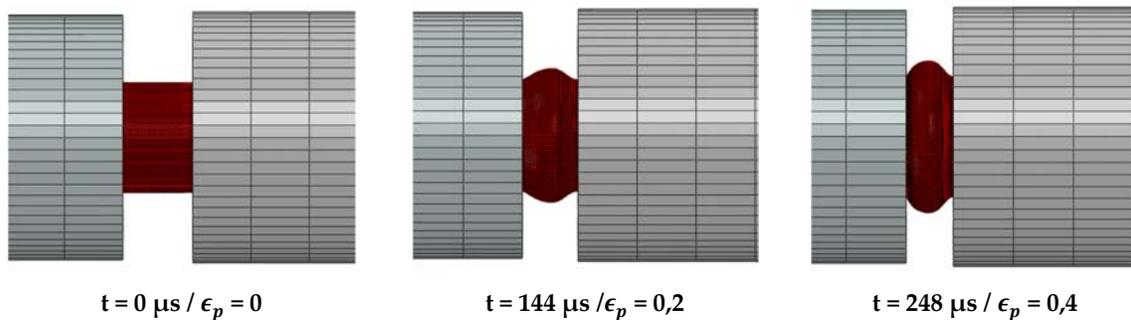
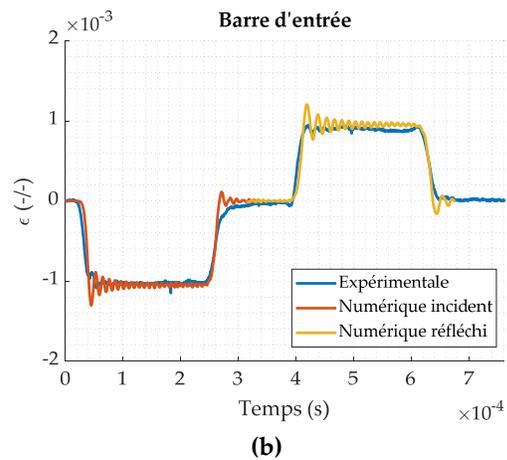
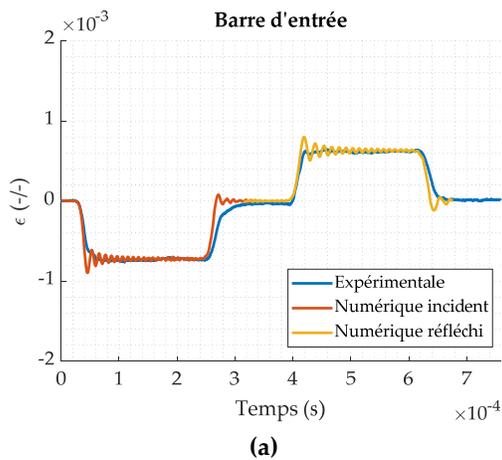


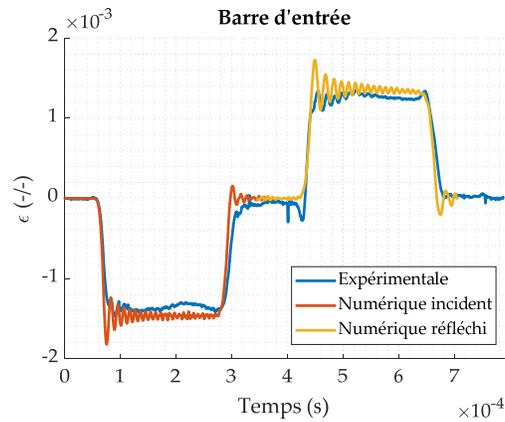
Figure 105 : Visualisation de l'évolution de la déformation au cours d'un essai de compression dynamique sur un échantillon de plomb chemisé à 11 m/s à 293 K .

4. Comparaison des résultats

La validation du modèle numérique est réalisée en plusieurs étapes. Dans un premier temps, les ondes élastiques mesurées sur les barres d'entrée et de sortie sont comparées. Ensuite, une comparaison entre les déplacements numériques et expérimentaux des échantillons est réalisée. Enfin les faciès de déformation expérimentaux et numériques seront confrontés.

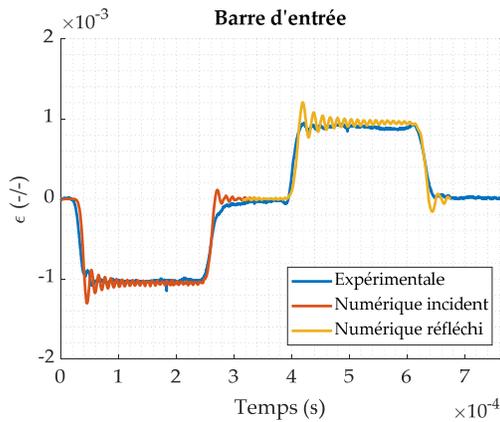
Les déformations mesurées au niveau des jauges numériques et expérimentales sont comparées pour des mêmes conditions d'essai. Tout d'abord, les signaux sur la barre d'entrée sont étudiés (Figure 106 et Figure 107). On remarque que les déformations incidentes sont similaires que ce soit en temps ou en amplitude. Cela semble logique, car elles sont indépendantes de l'échantillon étudié. Les légers écarts visibles peuvent être dus aux incertitudes de la mesure de vitesse expérimentale. Il est donc important d'avoir une bonne restitution de ces signaux pour ensuite pouvoir étudier l'influence du modèle de la munition. (Rq : Une autre méthode permettant de définir la condition initiale aurait été de prescrire, dans la simulation numérique, le signal incident mesuré expérimentalement à l'extrémité de la barre d'entrée). Lorsque l'on s'intéresse aux déformations réfléchies, dépendante de l'échantillon, l'amplitude et la durée sont là aussi similaires que ce soit pour les essais à différentes vitesses ou températures. Il est néanmoins possible de remarquer quelques différences. Les courbes incidentes et réfléchies expérimentales présentent un léger adoucissement, non restitué par la simulation. Cela est particulièrement visible à $V3 = 13,2 \text{ m/s}$ (Figure 106.c) et $T3 = 473 \text{ K}$ (Figure 107.c). Ces écarts peuvent être causés par les frottements entre l'échantillon et les barres ou encore par le fait de supposer des géométries parfaites dans les cas numériques, alors que les éprouvettes réelles, obtenues à partir de l'usinage des munitions, ont pu révéler des défauts de cylindricité.



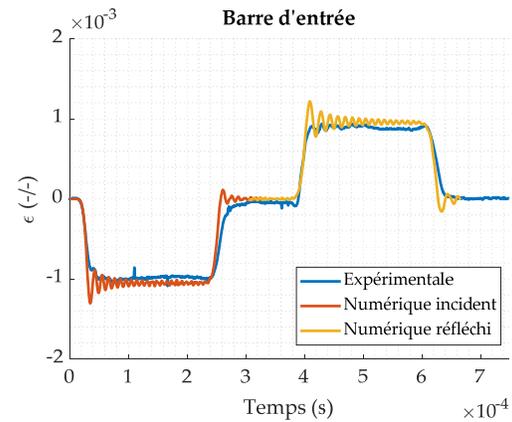


(c)

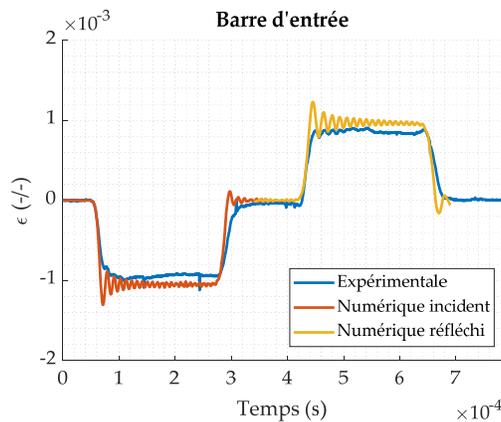
Figure 106 : Comparaison des déformations mesurées sur la barre d'entrée pour différentes vitesses d'impacteur à température ambiante (293 K) : (a) $V1 = 7 \text{ m/s}$ / $\dot{\epsilon} = 929 \text{ s}^{-1}$; (b) $V2 = 11 \text{ m/s}$ / $\dot{\epsilon} = 1483 \text{ s}^{-1}$; (c) $V3 = 13,2 \text{ m/s}$ / $\dot{\epsilon} = 2144 \text{ s}^{-1}$.



(a)



(b)



(c)

Figure 107 : Comparaison des déformations mesurées sur la barre d'entrée pour différentes températures à vitesse d'impacteur constant ($V2 = 11 \text{ m/s}$ / $\dot{\epsilon} = 1500 \text{ s}^{-1}$) : (a) $T1 = 293 \text{ K}$; (b) $T2 = 373 \text{ K}$; (c) $T3 = 473 \text{ K}$.

Après avoir constaté la bonne adéquation des résultats obtenus numériquement avec les valeurs expérimentales sur la barre d'entrée, les déformations transmises dans la barre de sortie sont maintenant analysées à partir des Figure 108 et Figure 109. On remarque que l'évolution du signal est relativement bien restituée par les simulations numériques, qu'il s'agisse de l'allure de la réponse ou encore de l'amplitude des déformations. En ce qui concerne la durée, on notera une légère différence à la fin du chargement, la pente obtenue par simulation numérique apparaissant plus « raide » que celle révélée par l'essai.

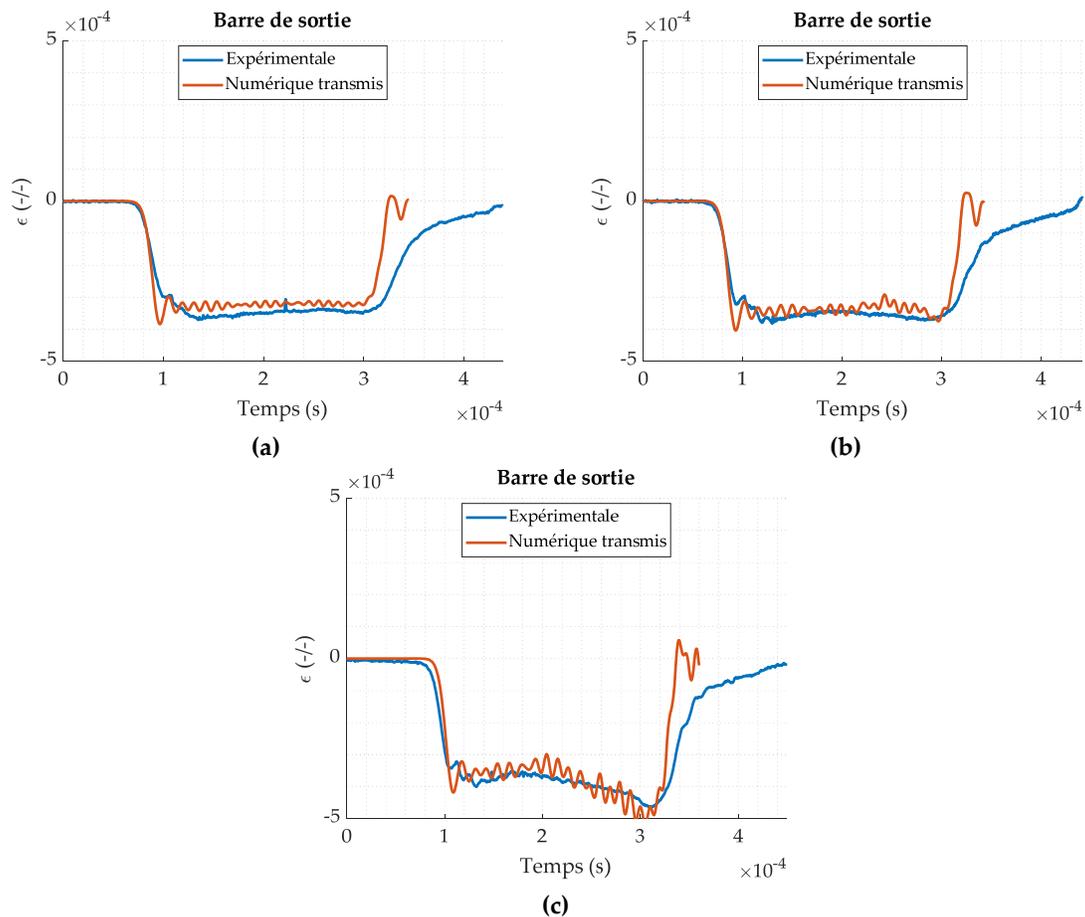


Figure 108 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques des déformations sur la barre de sortie pour différentes vitesses d'impacteur à température ambiante (293 K) : (a) $V1 = 7 \text{ m/s} / \dot{\epsilon} = 929 \text{ s}^{-1}$; (b) $V2 = 11 \text{ m/s} / \dot{\epsilon} = 1483 \text{ s}^{-1}$; (c) $V3 = 13,2 \text{ m/s} / \dot{\epsilon} = 2144 \text{ s}^{-1}$.

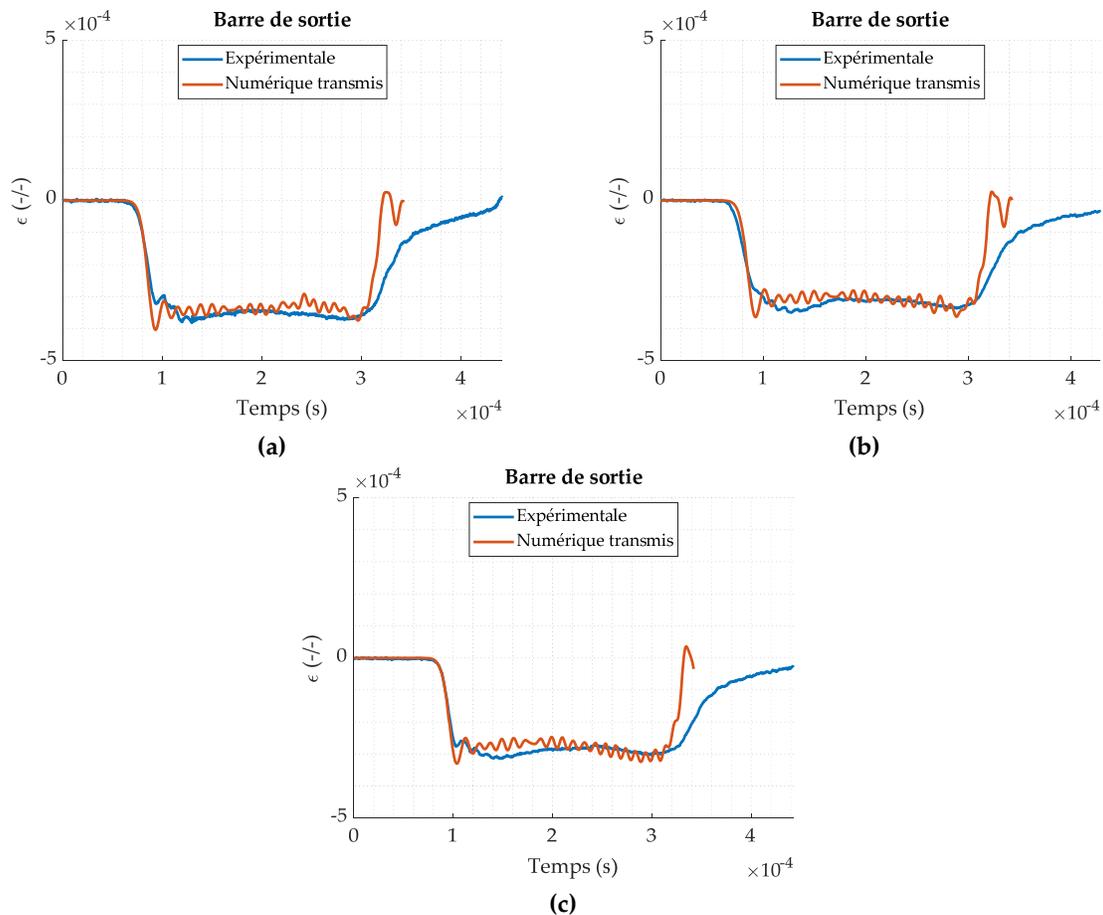


Figure 109 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques des déformations mesurées sur la barre de sortie pour différentes températures à vitesse d'impacteur constant ($V_2 = 11 \text{ m/s}$ / $\dot{\epsilon} = 1500 \text{ s}^{-1}$) : **(a)** $T_1 = 293 \text{ K}$; **(b)** $T_2 = 373 \text{ K}$; **(c)** $T_3 = 473 \text{ K}$.

Les faciès de déformation et les déplacements des barres sont maintenant comparés en Figure 110. On observe que, la déformation de l'échantillon obtenue par simulation numérique suit globalement bien les observations expérimentales.

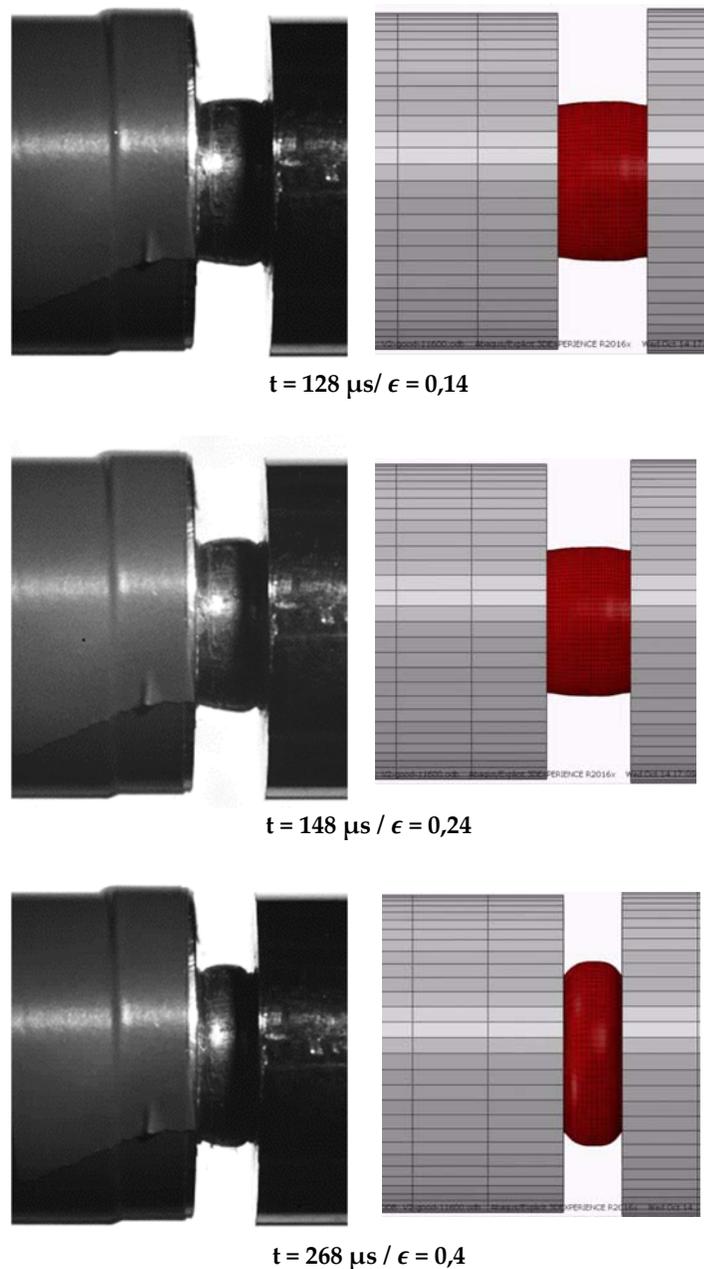


Figure 110 : Comparaison entre les images expérimentales et numériques pour l'essai SHPB de l'échantillon composé du noyau et de la chemise.

Les déplacements expérimentaux des barres mesurées par suivi de point sont comparés à ceux obtenus par simulation en Figure 111 et Figure 112. On remarque que la pente des courbes est légèrement plus importante pour les cas numériques, ce qui signifie une vitesse de déplacement légèrement plus rapide dans la simulation (Tableau 34). Le déplacement final forme un plateau dont le niveau est inférieur dans les simulations. Ces écarts peuvent être justifiés par plusieurs raisons. De même que pour les signaux des jauges,

il existe une incertitude de mesure sur la vitesse initiale, se traduisant par un écart sur les signaux incidents et par voie de conséquence sur l'ensemble des signaux des jauges et déplacements. La mesure des déplacements par suivi de point introduit des incertitudes liées à la résolution de la caméra et à la technique de suivi elle-même. De plus, les éprouvettes testées n'ont pas toutes exactement les mêmes dimensions et sont légèrement déformées (problèmes de cylindricité, ou de parallélisme) dues à l'usinage complexe pour ce genre d'échantillons, s'opposant au cas numérique où la géométrie de l'échantillon est supposée parfaite.

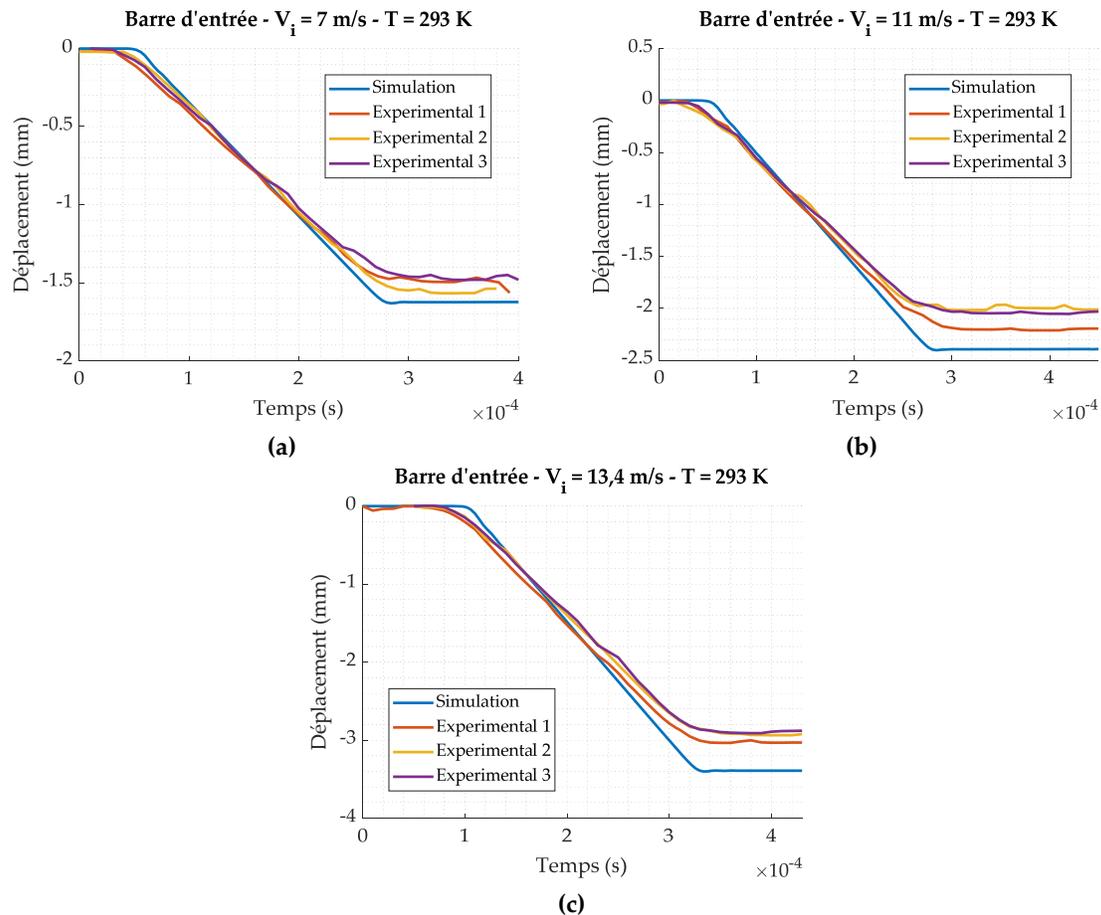


Figure 111: Comparaison des déplacements de la barre d'entrée pour différentes vitesses d'impacteur à température ambiante (293 K) : **(a)** $V_1 = 7 \text{ m/s}$ et $\dot{\epsilon} = 929 \text{ s}^{-1}$; **(b)** $V_2 = 11 \text{ m/s}$ et $\dot{\epsilon} = 1483 \text{ s}^{-1}$; **(c)** $V_3 = 13,2 \text{ m/s}$ et $\dot{\epsilon} = 2144 \text{ s}^{-1}$.

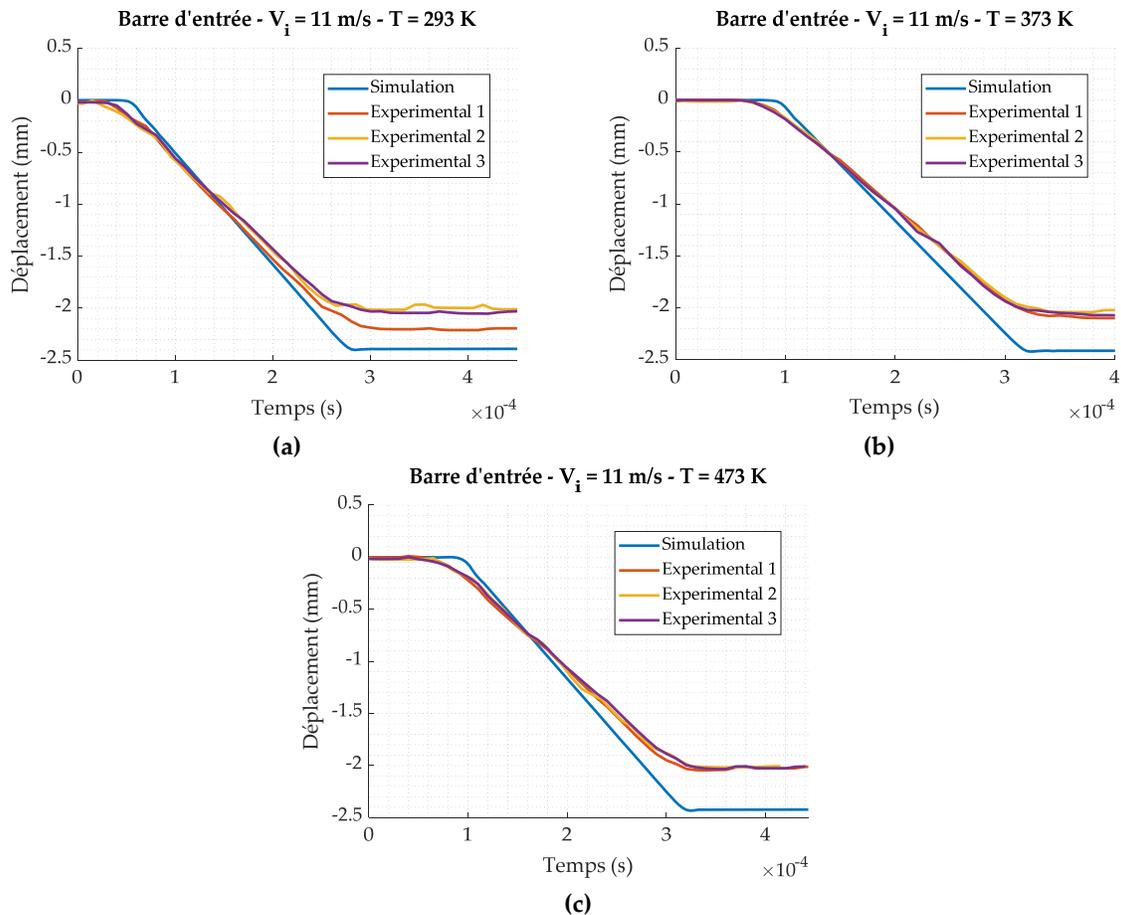


Figure 112: Comparaison des déplacements de la barre d'entrée pour différentes températures à vitesse d'impacteur constant $V_2 = 11 \text{ m/s}$ et $\dot{\epsilon} = 1500 \text{ s}^{-1}$: (a) $T_1 = 293 \text{ K}$; (b) $T_2 = 373 \text{ K}$; (c) $T_3 = 473 \text{ K}$.

Tableau 34 : Comparaison de la vitesse de déplacement de la barre d'entrée.

Vitesse (m/s)	V1	V2	V3	T1	T2	T3
Numérique	7,2	10,7	15,2	10,7	10,7	10,7
Expérimental 1	6,4	8,7	12,9	8,7	8,7	8,8
Expérimental 2	6,7	9,3	12,9	9,3	9,3	8,7
Expérimental 3	6,1	8,8	12,5	8,8	8,8	8,6

Les Figure 113 et Figure 114 montrent les déplacements de la barre de sortie pour les différentes conditions expérimentales. On remarque une très bonne correspondance des pentes et donc des vitesses de déplacement des barres présentées dans le Tableau 35. Les écarts sur le déplacement maximal sont donc eux aussi par conséquent très faibles. Les écarts possibles peuvent s'expliquer par les mêmes raisons que celles évoquées précédemment.

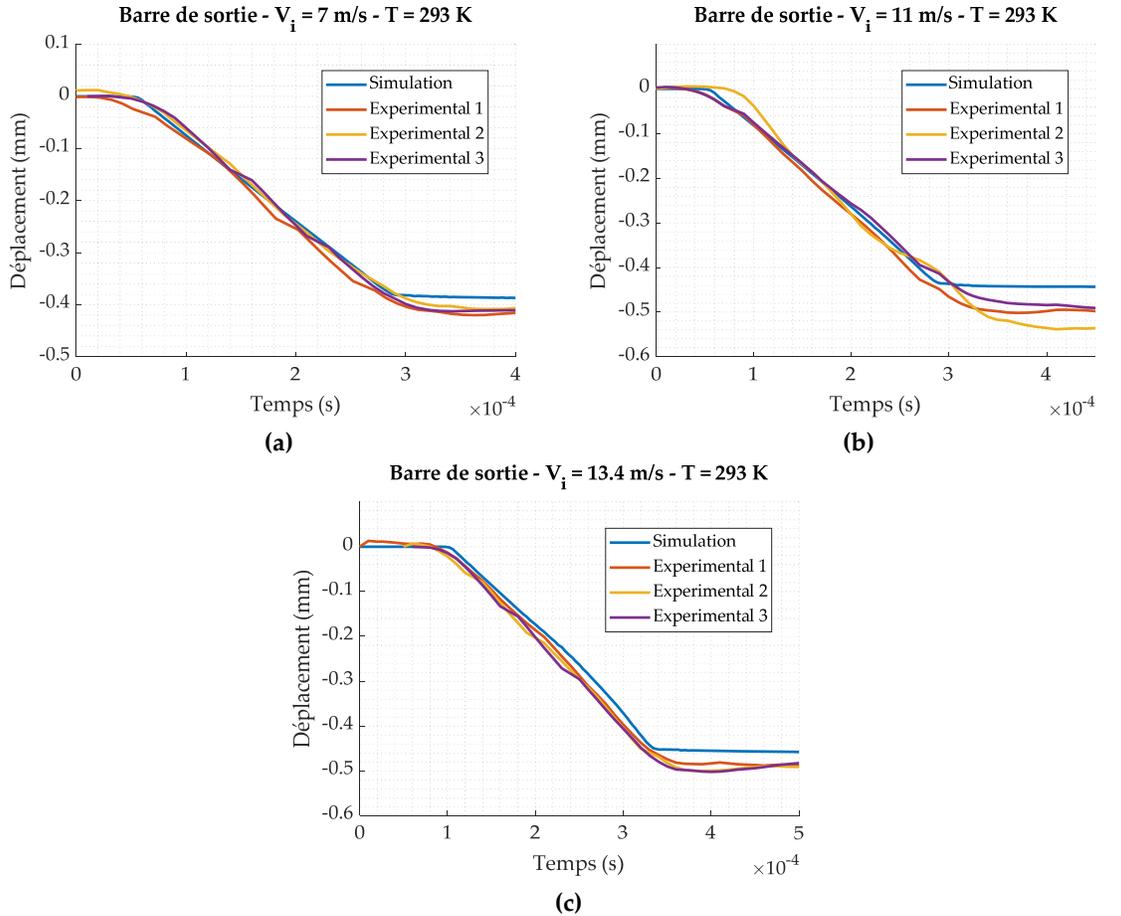
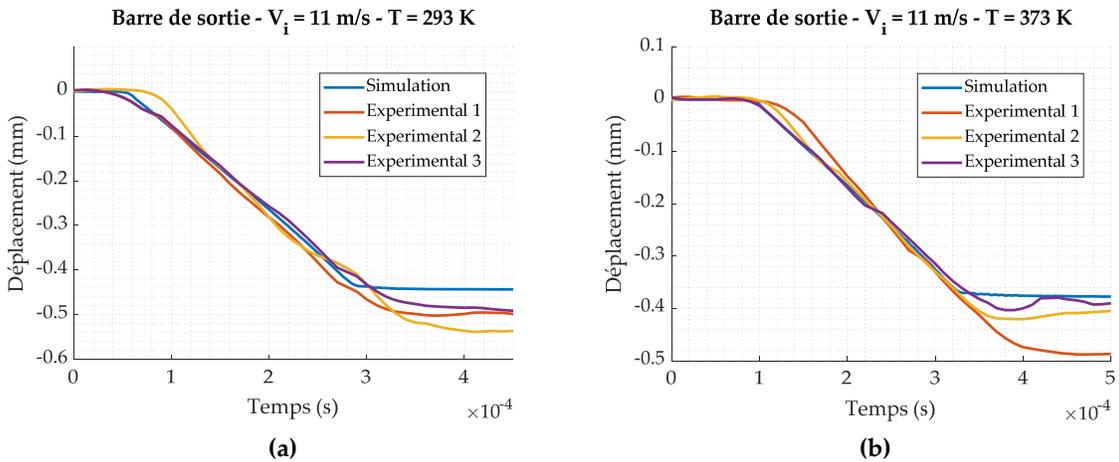


Figure 113 : Comparaison des déplacements de la barre de sortie pour différentes vitesses d'impacteur à température ambiante de 293 K : **(a)** $V1 = 7 \text{ m/s}$ / $\dot{\epsilon} = 929 \text{ s}^{-1}$; **(b)** $V2 = 11 \text{ m/s}$ / $\dot{\epsilon} = 1583 \text{ s}^{-1}$; **(c)** $V3 = 13,2 \text{ m/s}$ / $\dot{\epsilon} = 2144 \text{ s}^{-1}$.



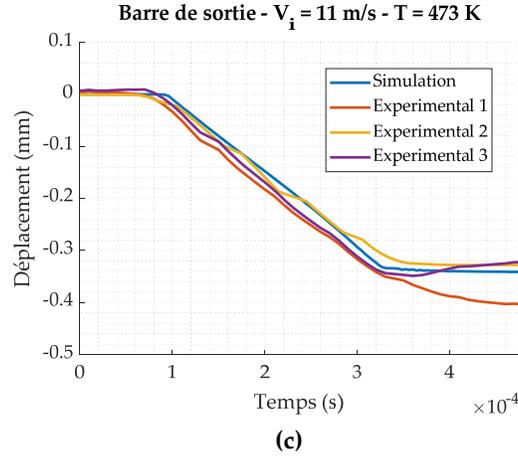


Figure 114 : Comparaison des déplacements de la barre de sortie pour différentes températures à vitesse d'impacteur constant $V_2 = 11 \text{ m/s}$ et $\dot{\epsilon} = 1500 \text{ s}^{-1}$: **(a)** $T_1 = 293 \text{ K}$; **(b)** $T_2 = 373 \text{ K}$; **(c)** $T_3 = 473 \text{ K}$.

Tableau 35 : Comparaison de la vitesse de déplacement de la barre de sortie.

Vitesse (m/s)	V1	V2	V3	T1	T2	T3
Numérique	1,6	1,8	1,9	1,8	1,5	1,4
Expérimental 1	1,7	1,8	2	1,8	1,8	1,3
Expérimental 2	1,7	1,9	1,9	1,9	1,6	1,3
Expérimental 3	1,8	1,8	2	1,8	1,4	1,4

Ces essais SHPB sur des échantillons composés du noyau et de la chemise permettent de valider l'utilisation des modèles constitutifs mis en place dans les chapitres précédents. Malgré la simplicité relative des modèles de comportement adoptés, la comparaison des signaux et des faciès de déformations montre une très bonne correspondance entre les résultats expérimentaux et numériques. Les écarts pouvant apparaître sont principalement dus au fait que la simulation est supposée parfaite au niveau de la géométrie.

III. Étude de la munition de calibre 9 mm sous impact direct

Cette partie a pour but d'étudier la géométrie complète de la munition sous des chargements dynamiques. Pour cela, des essais d'impact direct sur la munition de calibre 9 mm sont mis en place. L'objectif est d'observer le comportement et la rupture de la munition de manière expérimentale et numérique.

1. Étude expérimentale

a. Protocole expérimental

Un dispositif d'impact direct est mis en place pour permettre d'étudier la munition complète à haute vitesse de déformation. Il est composé d'un impacteur en acier de 20 mm de diamètre et d'une longueur de 500 mm et d'une barre d'entrée en acier de diamètre 20,5 mm pour une longueur de 1900 mm. Un pont de jauge de déformation est placé au milieu de la barre d'entrée. Une caméra ultra rapide (Shimadzu HPV-X) à un échantillonnage de 10^{-5} s à 1280 px x 800 px associée à une lampe LED, permet d'observer la déformation de l'échantillon durant l'essai. Comme précédemment, cela permettra également de mesurer le déplacement des barres via le logiciel Tracker ainsi que d'observer la déformation de la munition au cours du temps. Ces données pourront ensuite être comparées aux résultats obtenus par simulation numérique. L'impacteur est tiré pour 2 vitesses différentes de 20 m/s et 30 m/s à température ambiante (293 K). Les essais sont répétés deux fois chacun.

b. Résultats

Pour le cas à 30 m/s, les images issues de la caméra rapide sont présentées sur la Figure 115. Elles mettent en évidence la rupture de la munition précédée par une déformation qui suit un processus que nous proposons de décrire. L'image (a) montre l'instant préimpact à $t = 0$ ms. Tout d'abord, le nez de la munition s'écrase rapidement sur la barre sortante et est nettement déformé (a-b). Ensuite apparaît une instabilité et la formation d'un bourrelet au niveau du corps de la munition. Celui-ci semble émerger au niveau de la limite cylindre / cône et est donc lié à la géométrie de la munition (b-c). Un autre, moins marqué, apparaît au niveau du contact entre la munition et la barre entrante. La déformation se poursuit et les deux bourrelets se rejoignent (d-e). Plusieurs sites de rupture sont observés au niveau de la chemise en (f) ce qui laisse s'échapper le plomb. La fragmentation de la chemise est finalement constatée conduisant à la création d'éclats d'acier (g-h).

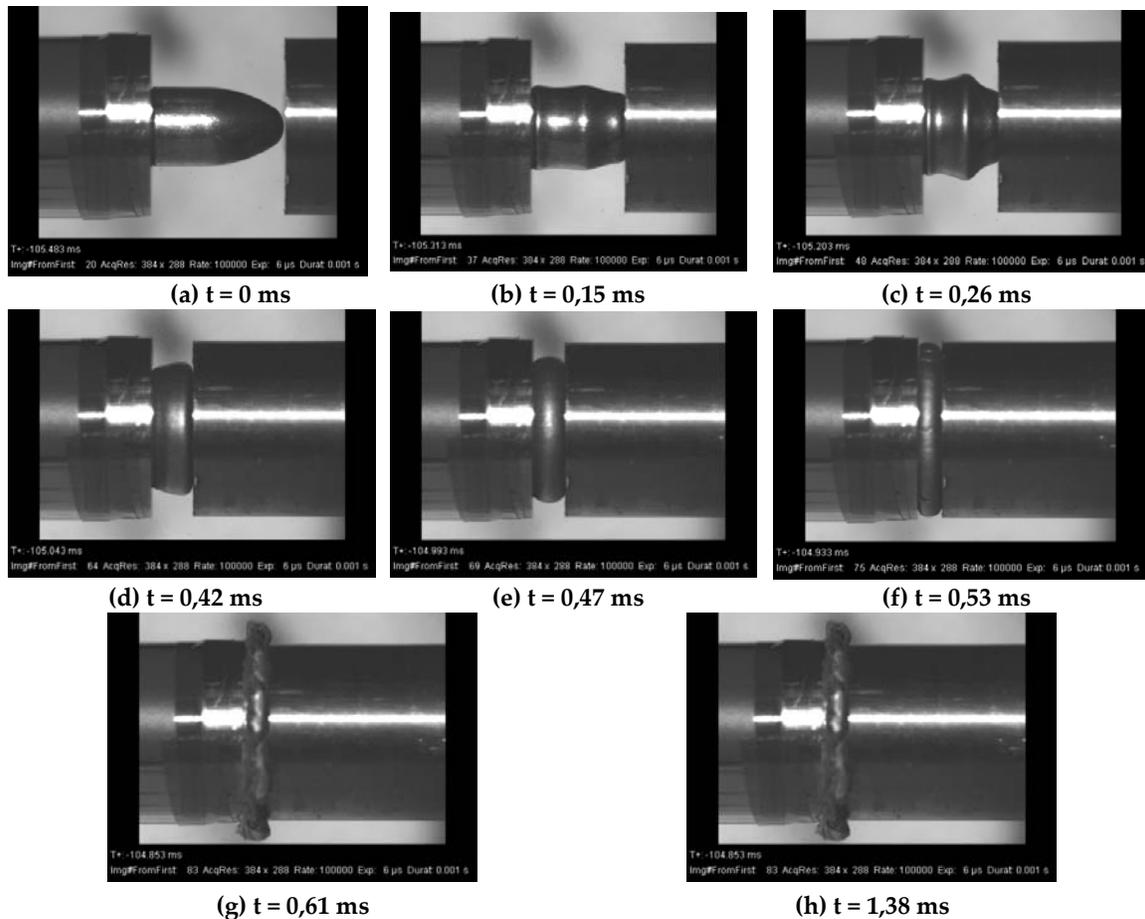


Figure 115 : Déformation de la munition au cours de l'essai d'impact direct à 30 m/s à température ambiante (293 K).

Pour le cas à 20 m/s la déformation de la munition suit les mêmes étapes que pour le cas plus rapide jusqu'à l'initiation de l'endommagement. En effet, l'état final de la munition après l'essai à 20m/s, reporté en Figure 116.b, ne présente aucun prémice d'une rupture.

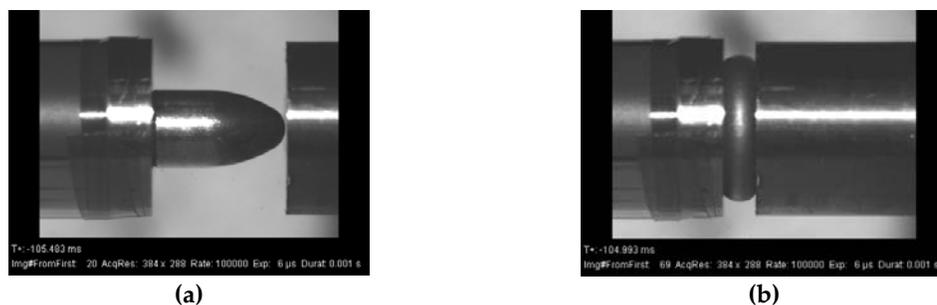


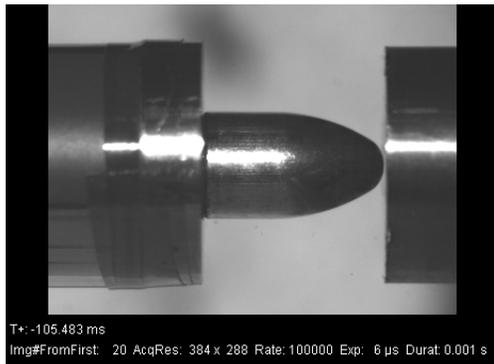
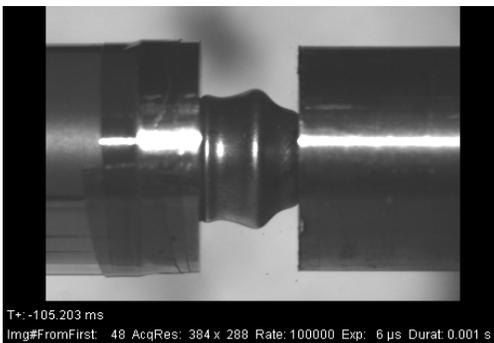
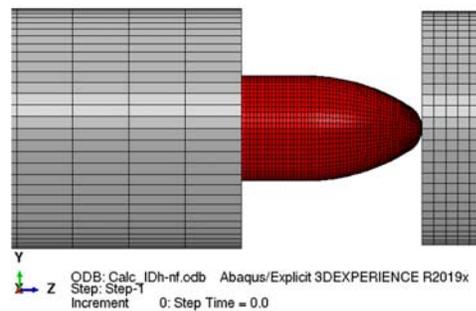
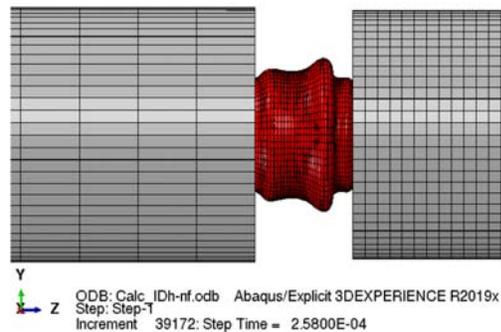
Figure 116 : Déformation de la munition au cours de l'essai d'impact direct à 20 m/s à température ambiante (293 K) : (a) État initial ; (b) État final.

1. Simulation numérique de l'impact direct sur la munition

a. Simulation numérique sans modèle de rupture

L'étude numérique est réalisée dans Abaqus® Explicit, le maillage est réalisé avec des éléments C8D8R, les tailles de maille pour le noyau et la chemise sont celles définies dans les parties précédentes lors des études de corrélation d'image. L'impacteur et la barre d'entrée sont modélisés de la même manière que pour les simulations SHPB précédentes (II.3). La vitesse initiale mesurée expérimentalement définit la vitesse de l'initial de l'impacteur. Le contact entre le noyau (plomb) et la chemise (tombac) est supposé faible [160] alors qu'un coefficient de 0,3 est défini pour le contact entre la munition et les barres.

Dans un premier temps, l'essai est simulé sans les modèles de rupture définis précédemment. Cela permet de comparer purement les lois de comportement mises en place avec une géométrie d'éprouvette différente. Les modèles de comportement sont présentés dans les chapitres 2 et 3. La Figure 117 présente les résultats expérimentaux et numériques pour un essai d'impact direct sur la munition à une vitesse de 30 m/s.

(a) $t = 0$ ms(b) $t = 0,26$ ms

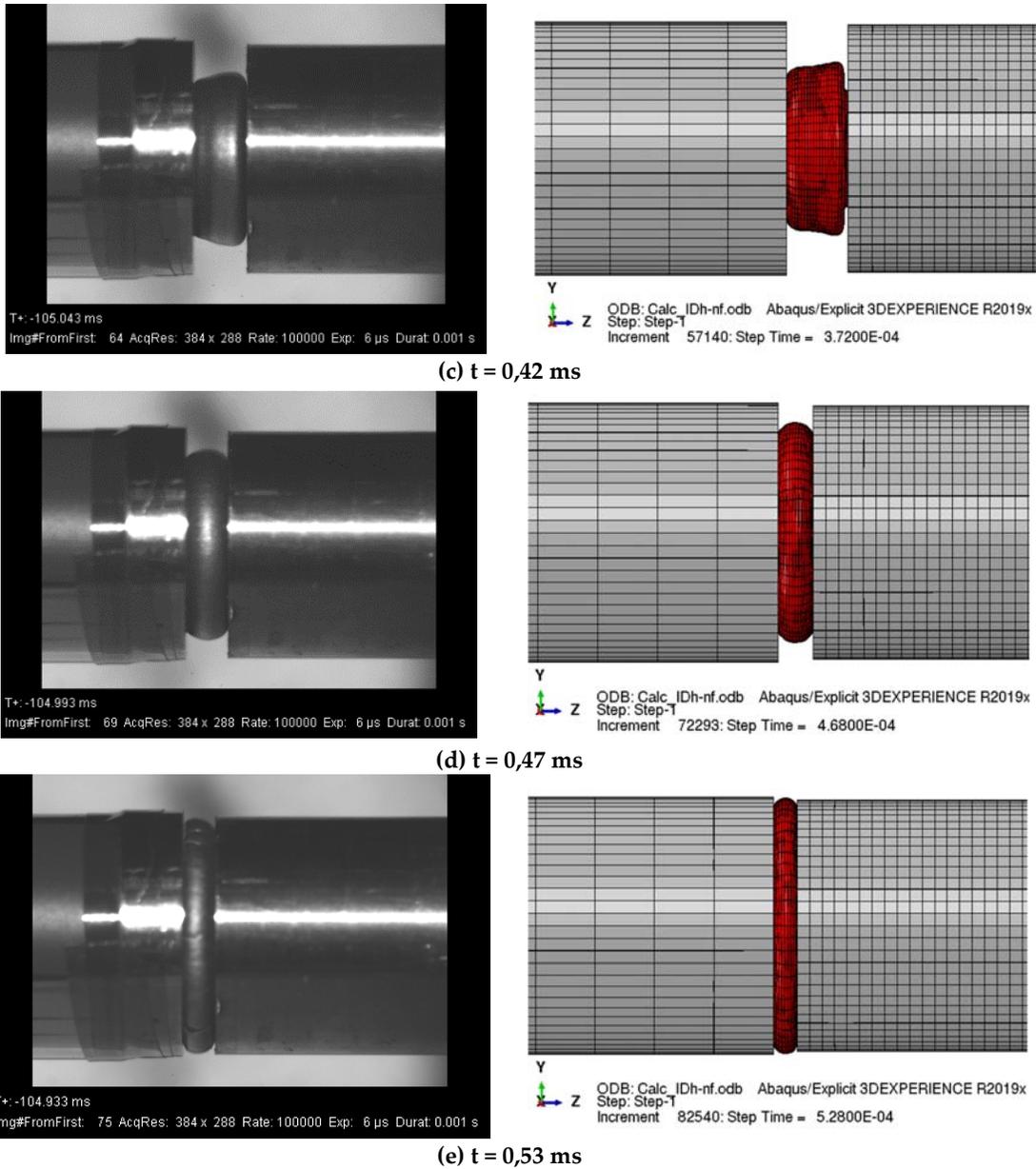
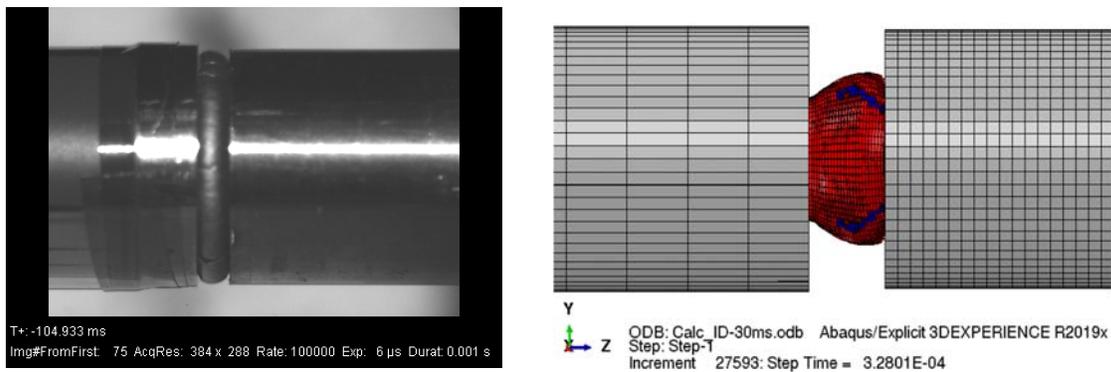


Figure 117 : Comparaison entre les images expérimentales et numériques de l'essai d'impact direct de la munition (sans modèle de rupture).

Malgré les quelques différences entre les résultats de calculs et l'expérience, le comportement de la munition est plutôt fidèlement restitué par la simulation numérique jusqu'à l'apparition de la rupture observée expérimentalement. Les différences peuvent être dues au fait que pour la simulation, il est supposé que la géométrie de la munition est parfaite, aux hypothèses sur les coefficients de frottement utilisés dans la simulation ou encore aux conditions initiales qui peuvent légèrement différer.

b. Simulation numérique avec modèle de rupture

Nous avons montré, dans la section précédente, que les modèles permettent de modéliser avec fidélité le comportement de la munition pour un chargement d'impact direct (avant l'apparition de la rupture). Les modèles de rupture pour la chemise (chapitre 3 page 129) et le noyau (chapitre 2 page 88) sont maintenant pris en compte dans la simulation numérique. Il est rappelé que la rupture du noyau est gouvernée par une approche de rupture instantanée survenant lorsque la déformation atteint une valeur seuil supposée constante. Pour la chemise, la rupture est également supposée se produire de façon instantanée, mais la déformation à la rupture, dont la formulation dérive du modèle d'endommagement de Johnson Cook, est dépendante de la température. De plus, il est important de souligner que la taille de maille définie dans la partie DIC doit être absolument respectée.



(a) $t = 0,53$ ms

(b) $t = 0,32$ ms

Figure 118 : Initiation de la rupture de la chemise : (a) Étude expérimentale ; (b) Étude numérique avec modèle d'endommagement défini par traction sur anneau.

L'apparition des prémices de ruptures est présentée sur la Figure 118. La comparaison des résultats numériques aux résultats expérimentaux montre une différence importante. La fissuration s'initie en effet bien plus tôt pour la simulation numérique, $t = 0,32$ ms contre $t = 0,50$ ms pour l'essai. Cette configuration permet de mettre en évidence les limites du modèle d'endommagement de la chemise identifié dans le chapitre 3. En effet, le modèle de rupture de Johnson-Cook retenu ne fait pas intervenir la dépendance à la vitesse de déformation. L'essai d'impact direct sur la munition permet de mettre en évidence cette sensibilité à la vitesse de déformation et de compléter la modélisation de l'endommagement.

Afin d'adapter le modèle de rupture de la chemise, la méthode suivante est appliquée. La simulation sans modèle de rupture sera utilisée comme modèle de référence

pour mesurer la déformation au niveau de la chemise au cours du temps. Les images issues de la caméra rapide de l'essai permettront de déterminer approximativement à quel temps t_r apparaît la rupture. La déformation moyenne, la température et la vitesse de déformation des éléments localisés dans la zone soumise à la rupture seront alors identifiés par la simulation à t_r . La Figure 119 permet de mettre en évidence les sites d'initiation des ruptures pour $t_r = 0,5 \text{ ms}$. Les éléments supposés rompre sont sélectionnés dans la zone de localisation (éléments colorés en rouge en Figure 119.b). Les déformations, températures et vitesses de déformation issues de la simulation numérique sont présentées sur la Figure 120.

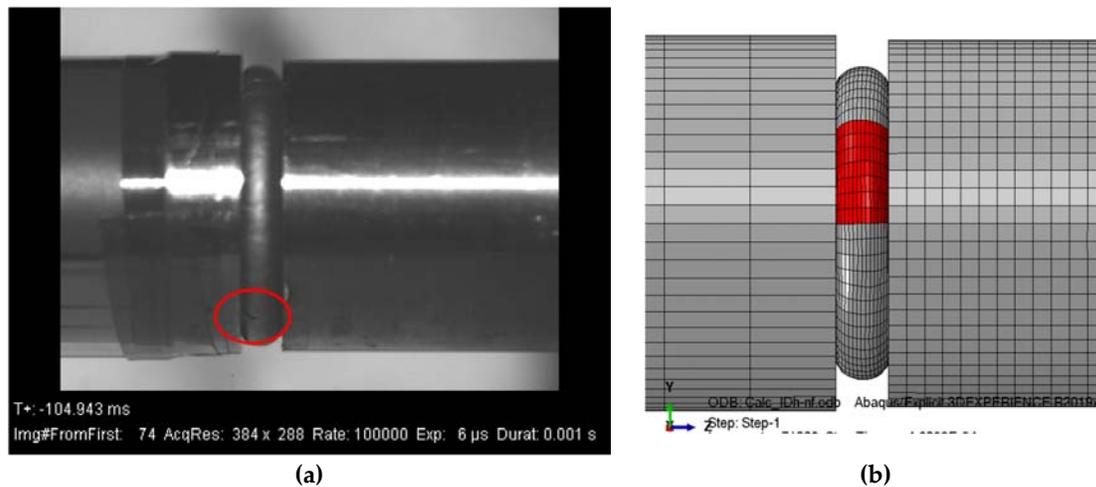
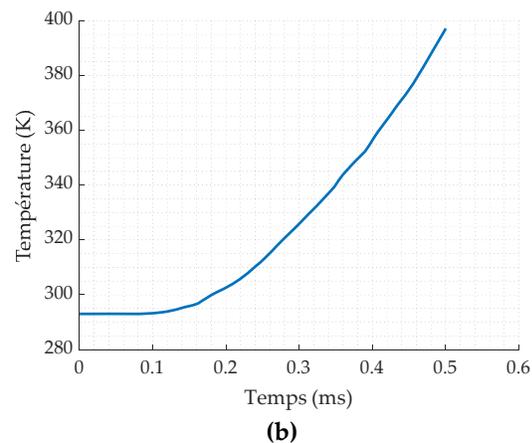
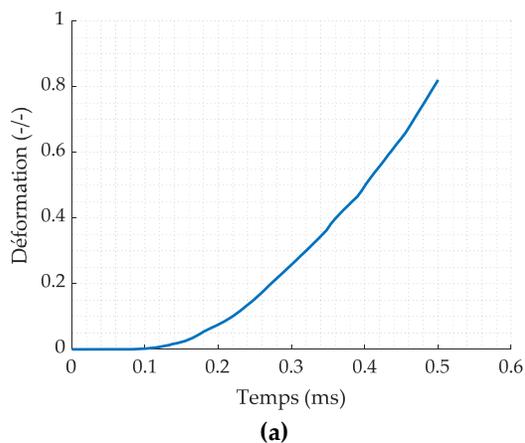


Figure 119: (a) $t = t_r$ instant de l'initiation de la rupture de la chemise pour le cas expérimentale ; (b) En rouge, zone d'éléments retenue pour la mesure des déformations plastiques (simulation sans modèle de rupture).



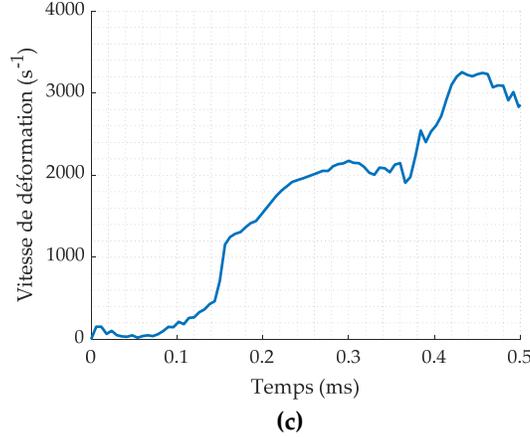


Figure 120 : (a) Déformation moyenne des éléments appartenant à la zone de rupture (en rouge sur la Figure 119); (b) : Température moyenne des éléments appartenant à la zone de rupture ; (c) Vitesse de déformation moyenne des éléments appartenant à la zone de rupture.

La Figure 120.a permet de déterminer à l'instant t_r , la déformation à la rupture $\epsilon_r = 0,82$ qui est relevée pour une température $T_r = 397$ K (Figure 120.b) et une vitesse de déformation de 2800 s⁻¹ (Figure 120.c).

Ces valeurs mesurées numériquement permettent de déterminer la valeur du paramètre D_4 du modèle de rupture de Johnson-Cook qui s'exprime par l'équation suivante :

$$\epsilon_{rupture} = D_1 \left[1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_0} \right) \right] \left[1 + D_5 \frac{T - T_0}{T_f - T_0} \right] \quad (77)$$

La vitesse de référence ϵ_0 a été prise égale à 1 s⁻¹. À partir des valeurs des paramètres $D_1 = 0,25$, $D_5 = 7$ déjà identifiés (voir chapitre 3 section IV.2.a Tableau 32), la valeur $D_4 = 0,15$ a été déterminée.

Le modèle d'endommagement de la chemise enrichi est à présent pris en compte dans la simulation numérique pour observer l'influence du nouveau paramètre sur les résultats numériques. La Figure 121 présente, pour plusieurs instants, une comparaison entre l'essai et la simulation numérique.

L'introduction du paramètre D_4 dans le modèle permet cette fois, de prévoir l'apparition de la rupture de la chemise pour un instant proche de celui obtenu de manière expérimentale. De plus, les ruptures apparaissant dans la simulation numérique reportée en Figure 121, sont très similaires à celles observées sur l'image expérimentale. Ce résultat nous confirme l'importance de la prise en compte, dans la modélisation de la rupture, de la sensibilité à la vitesse de déformation pour décrire des cas d'étude à haute vitesse de

déformation. Nous constatons cependant que le modèle de rupture du plomb, basé sur la définition d'une déformation à rupture fixe, est suffisant pour retranscrire les phénomènes observés au cours de cet essai.

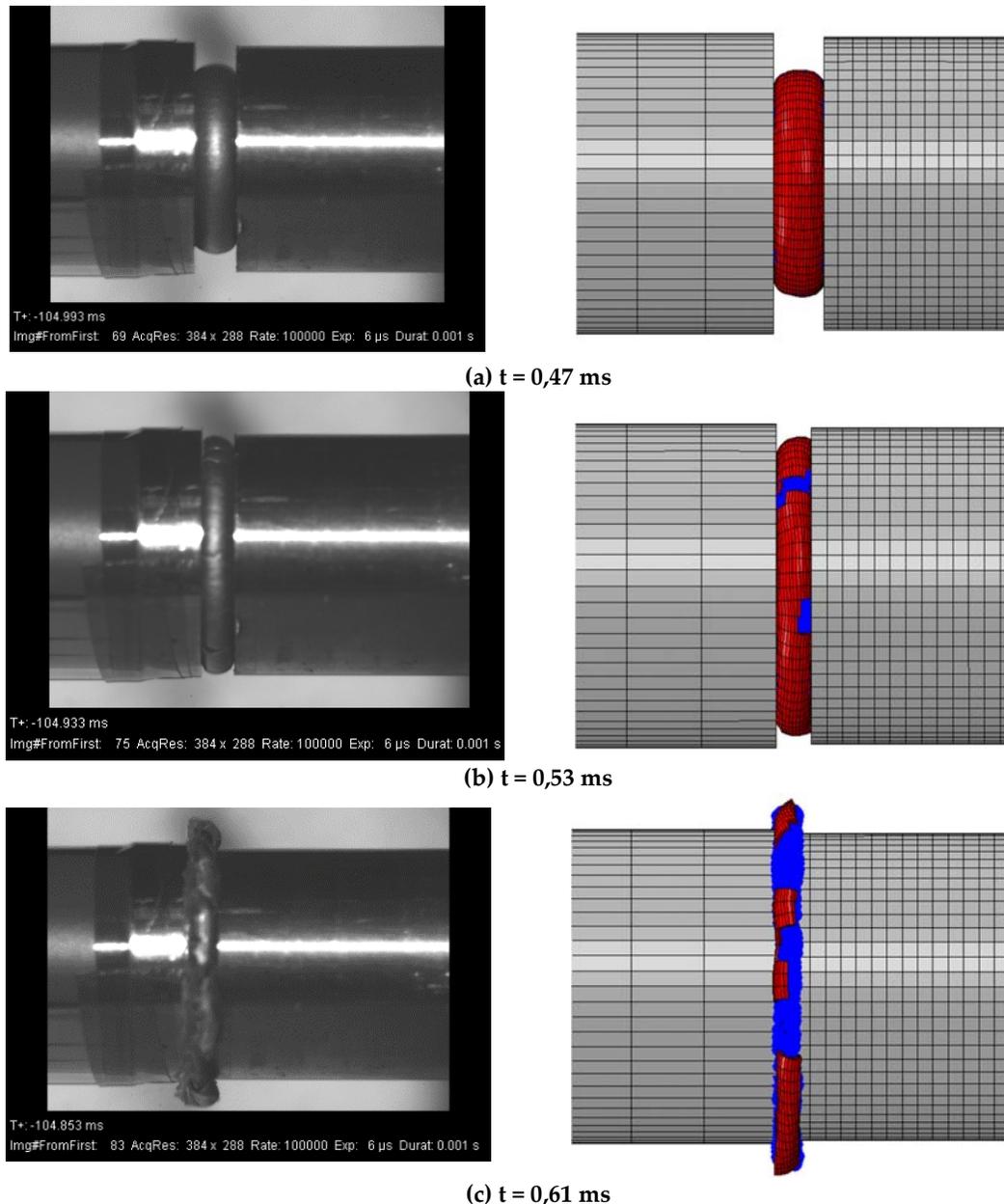


Figure 121 : Comparaison entre les images expérimentales et numériques de l'essai d'impact direct de la munition à différents instants, avec modèle de rupture de la chemise incluant le paramètre D_4 .

IV. Essais d'impact direct sur échantillons cylindriques

Dans cette partie, l'objectif est toujours d'étudier le comportement de l'ensemble chemise en acier et noyau en plomb, cette fois-ci pour des vitesses de déformations encore plus importantes par rapport aux essais SHPB réalisés précédemment (page 133). Pour cela, des essais d'impact direct à température ambiante et vitesse d'impacteur de 20 m/s vont être réalisés sur des cylindres composés des 2 matériaux. Les signaux obtenus sur la barre d'entrée et les profils de déformation seront comparés aux résultats obtenus par simulation numérique.

1. Étude expérimentale

a. Protocole expérimental

Les échantillons étudiés sont obtenus directement par usinage de la munition de calibre 9 mm. L'échantillon retenu est la partie cylindrique de la munition, voir Figure 122. Il est composé du noyau en plomb et de la chemise en acier que nous avons étudié séparément dans les chapitres 2 et 3 respectivement. Les dimensions de l'éprouvette cylindrique sont d'un diamètre de 9 mm et d'une hauteur de 2,3 mm. L'épaulement à l'arrière de la munition est conservé.

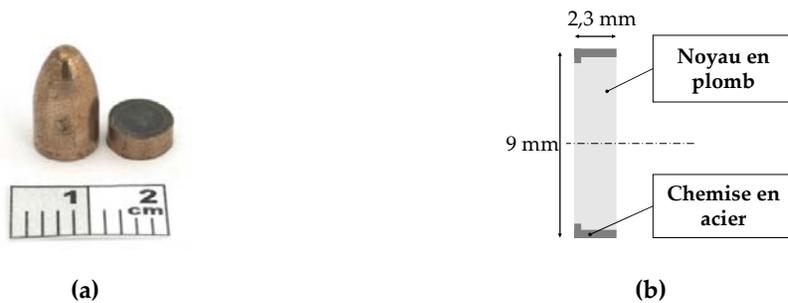


Figure 122 : (a) Image de la munition et de l'échantillon obtenu après usinage pour les essais d'impact direct ; (b) Schéma de l'échantillon pour les essais d'impact direct.

Le dispositif d'impact direct utilisé est le même que celui présenté dans la section précédente et mis en place pour les essais sur la munition complète. Les conditions de l'essai sont à température ambiante (293 K) et pour une vitesse d'impacteur moyenne, $V = 20,3$ m/s. Ces conditions sont répétées 3 fois ($V_1 = 20,3$ m/s, $V_2 = 20,4$ m/s, $V_3 = 20,2$ m/s).

b. Résultats

Les images obtenues par caméra rapide, avec un temps d'acquisition de 10^{-5} s entre chaque image pour une résolution de 1280 px x 800 px, sont présentées sur la Figure 123 et mettent en évidence la déformation de l'échantillon au cours du temps.

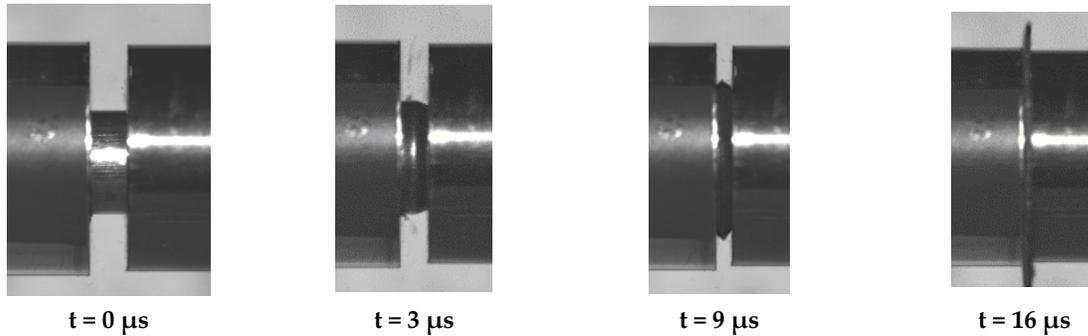


Figure 123 : Images de l'essai d'impact direct sur l'échantillon cylindrique à 20 m/s

Le signal incident sur la barre d'entrée est mesuré lors de l'essai. La Figure 124.a présente les signaux des trois essais réalisés. Une bonne répétabilité est observée même si l'on peut noter que l'expérience 1 (courbe bleue en Figure 124.a) se détache des expériences 2 et 3. Les images issues de la caméra et présentées en Figure 123 montrent que l'impacteur écrase complètement l'échantillon après un temps de chargement de 16 μ s. Cette durée de chargement nous permet d'isoler, de l'intégralité du signal mesuré sur la barre d'entrée (Figure 124.a), la partie correspondant à la réponse de l'échantillon. Cela est illustré en Figure 124.b où sont reportés sur le signal de la barre d'entrée, les temps $t = 0$ et $t = 16 \mu$ s coïncidents avec les instants de la Figure 125.

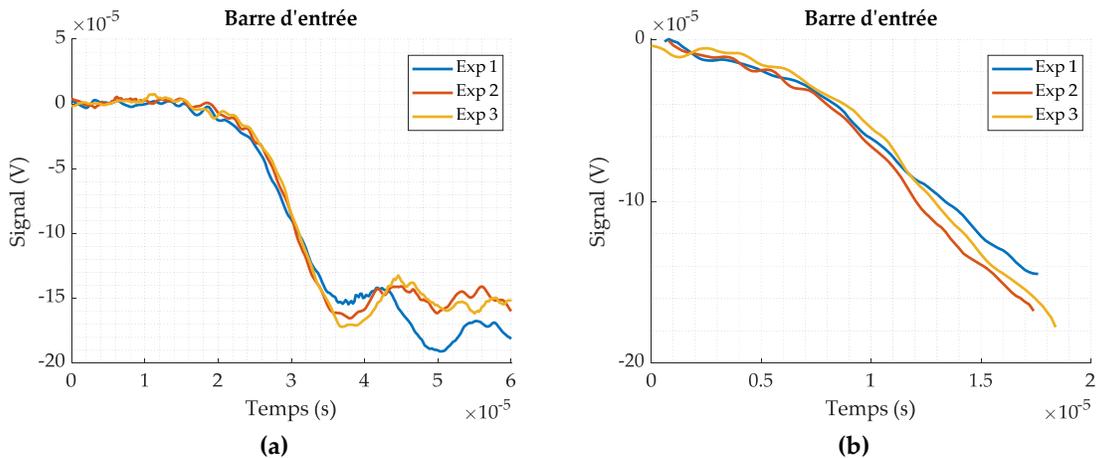


Figure 124 : Signaux mesurés sur la barre d'entrée pour les 3 cas d'étude à 20 m/s et 293 K : (a) Signal total de l'essai ; (b) Signal dû uniquement à l'échantillon.

Comme dans la section II, le logiciel Tracker est utilisé pour mesurer le déplacement

de l'impacteur. Avec un échantillonnage de $t = 10^{-5}$ s, le diamètre de l'impacteur est utilisé comme mesure de référence. On notera qu'au-delà d'un certain temps, il n'est plus possible de suivre l'impacteur à cause de la déformation trop importante de l'échantillon qui vient masquer la barre. Les mesures pour les trois essais à même vitesse d'impacteur sont présentées sur la Figure 125. Outre les similitudes observées entre les trois essais, on constate que la vitesse de déplacement est constante au cours du temps et correspond bien à la vitesse d'impact de 20 m/s imposée.

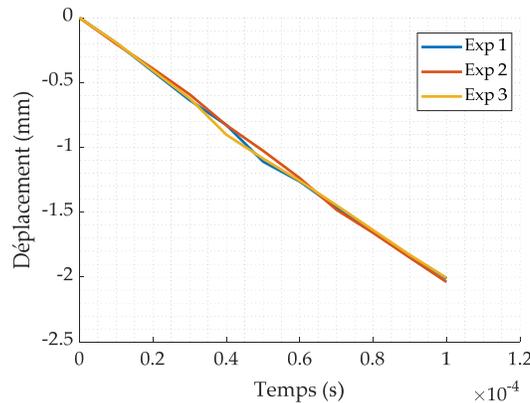


Figure 125 : Déplacement de l'impacteur mesuré par suivi de point pour les 3 cas d'étude à 20 m/s et 293 K.

La Figure 126.a présente les courbes contrainte vraie - déformation vraie pour l'éprouvette plomb-acier, calculées à partir des équations présentées dans la partie bibliographique (voir page 16). Les résultats sont relativement peu dispersés. Les vitesses de déformation, présentées sur la Figure 126.b, permettent d'estimer une valeur moyenne d'environ 6300 s^{-1} pour cet essai (obtenue en faisant la moyenne de chaque essai). Cela permet d'obtenir des vitesses de déformation 3 fois supérieures à celle mesurée par des essais de SHPB. De plus, pour une déformation vraie de 0,1, on obtient une contrainte quasiment doublée comparée au chargement SHPB étudié précédemment, SHPB : $\sigma_{0,1} = 120 \text{ MPa}$ et ID : $\sigma_{0,1} = 220 \text{ MPa}$.

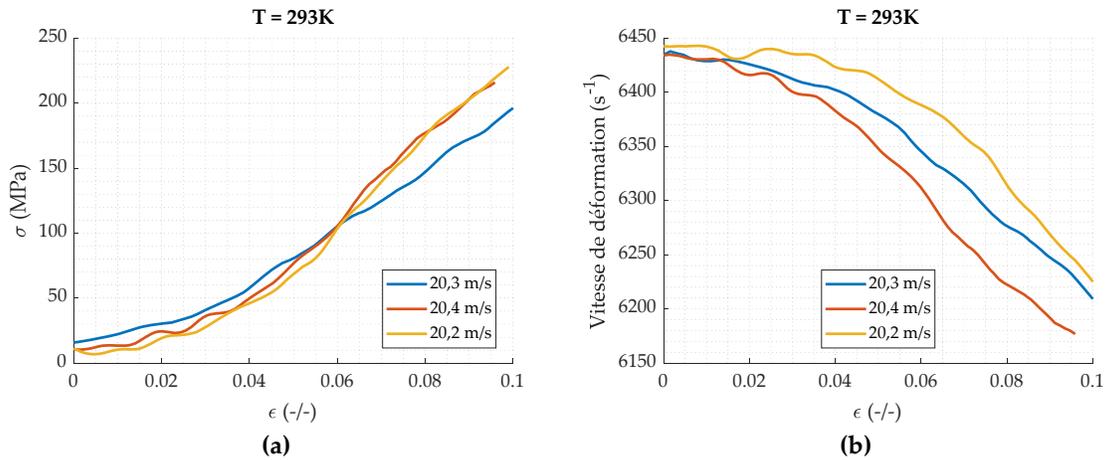


Figure 126 : Essais d'impact direct à 20 m/s pour l'ensemble plomb - acier : **(a)** Courbes contrainte – déformation ; **(b)** Courbe vitesse de déformation – déformation.

2. Simulation numérique et comparaison aux résultats expérimentaux

La simulation est la même que celle mise en place pour l'impact direct de la munition, seule la géométrie de l'éprouvette est différente. La vitesse de l'impacteur est de 20 m/s. Les résultats de la simulation numérique sont comparés aux résultats expérimentaux. La comparaison des signaux de la barre d'entrée présentée sur la Figure 127.a montre une bonne corrélation entre les courbes numériques et les résultats expérimentaux. Il en est de même pour les courbes contrainte-déformation reportées en Figure 127.b, les niveaux de contrainte étant plutôt bien restitués. Finalement, la Figure 128 présente une comparaison portant sur la déformation de l'échantillon. Là aussi, la simulation numérique permet de retranscrire la cinétique de la déformation de l'échantillon. On constate toutefois que le diamètre de l'échantillon est légèrement sous-estimé dans la simulation.

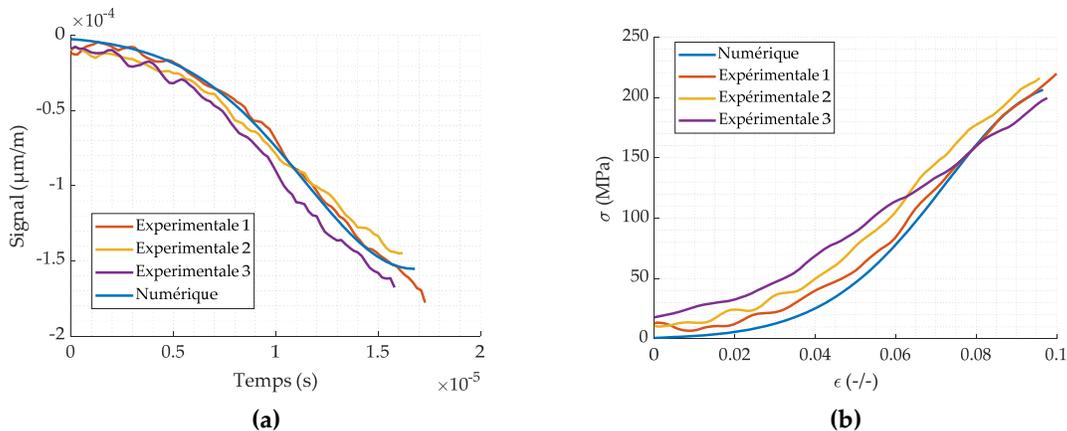


Figure 127 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques : **(a)** signaux mesurés sur la barre d'entrée ; **(b)** courbes contraintes – déformation.

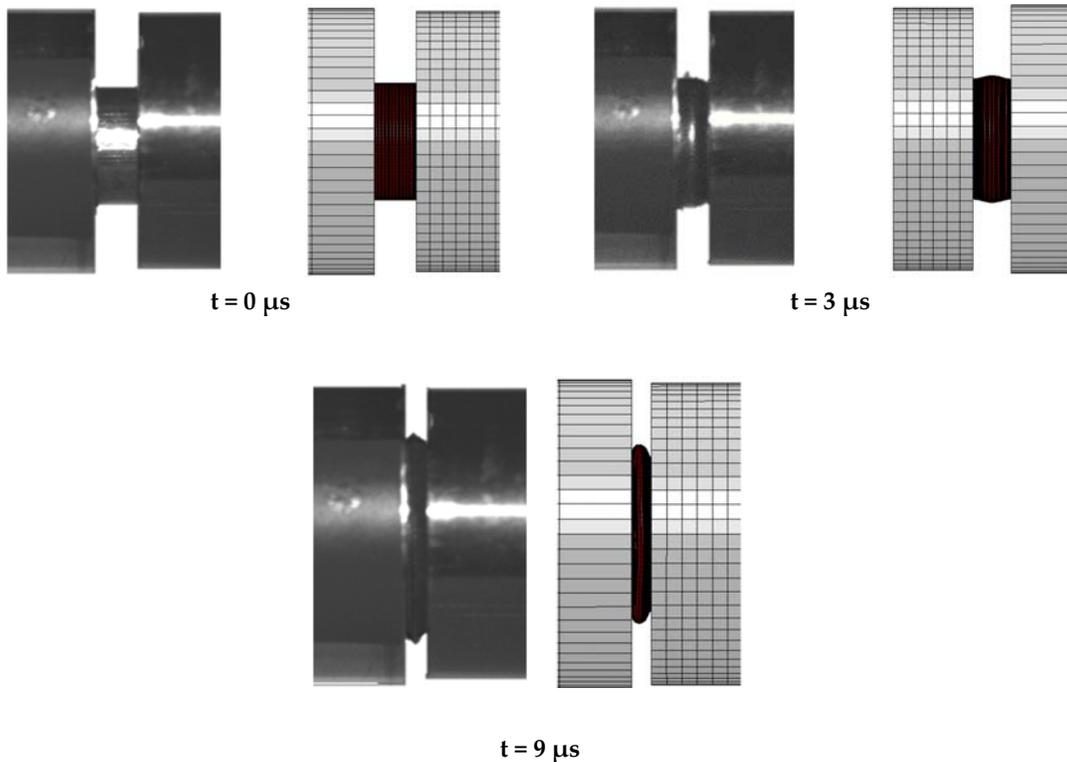


Figure 128 : Comparaison entre les images expérimentales et numériques de l'essai d'impact direct sur l'échantillon cylindrique à 20 m/s.

V. Conclusion du chapitre

Ce chapitre a adressé plusieurs points essentiels dans la modélisation du comportement de la munition lors d'un impact balistique. Tout d'abord, il a vu la mise en place d'essais dynamiques sur des assemblages cylindriques de deux matériaux. Ce type d'essai est peu fréquent dans la littérature pour des matériaux métalliques d'autant plus pour des matériaux ayant des propriétés très différentes, l'un très mou à l'intérieur : le plomb et l'autre plus dure à l'extérieur : l'acier. Trois types d'essais ont été réalisés. Le premier est un essai SHPB sur des échantillons bi matériaux extraits de la munition. Cela a permis de valider les différents modèles de comportement identifiés dans les chapitres précédents, en proposant une comparaison essai/simulation numérique portant d'une part sur les signaux issus des barres du dispositif expérimental, d'autre part sur la déformation de l'échantillon. Le deuxième essai, consistant en l'impact direct sur la munition complète, a eu pour objectif de valider les modèles de rupture des deux matériaux. Il a été nécessaire d'intégrer une dépendance à la vitesse de déformation dans le modèle de rupture de la

chemise. Finalement, des essais d'impact direct sur des cylindres bi matériaux extraits de la munition ont quant à eux permis de valider une nouvelle fois les modèles de comportement pour des vitesses de déformation plus élevées.

Le chapitre suivant est consacré à l'étude expérimentale et la simulation numérique d'impacts balistiques de la munition étudiée sur des cibles en composites.

Chapitre 5 : Étude expérimentale et numérique d'impact balistique

Table des matières

I.	Introduction du chapitre :	166
II.	Étude expérimentale	166
1.	Introduction.....	166
2.	Description des munitions	167
3.	Description de la cible.....	167
4.	Description des configurations.....	167
5.	Étude de l'endommagement de la munition au sein du composite.....	168
a.	Protocole expérimental.....	168
b.	Résultats et analyses	169
6.	Étude de l'endommagement du composite	174
a.	Objectifs	174
b.	Dispositif expérimental.....	174
c.	Méthode associée à la stéréo corrélation d'images	175
d.	Résultats	176
i.	Impact de la munition de calibre 9 mm sur la protection de Dyneema® HB26 d'épaisseur 4,8 mm	176
ii.	Impact de la munition de calibre 7,62 mm sur la protection de Dyneema® HB26 d'épaisseur 18,5 mm	179
7.	Essais balistiques sur composite en HB26 avec gel balistique	180
a.	Objectifs	180
b.	Dispositif expérimental.....	180
c.	Méthode de post-traitement	181
d.	Résultats	181
8.	Conclusion de la partie expérimentale.....	187
III.	Étude numérique	188
1.	Modélisation du composite et simulation d'un impact de projectile rigide.....	188
a.	Modélisation du composite	188
a.	Simulation d'impact rigide.....	191
i.	Introduction.....	191
ii.	Influence du maillage sur la perforation de la cible.....	193

iii.	Influence du critère de rupture	194
2.	Simulation d'impact de la munition de calibre 9 mm	197
a.	Objectifs	197
b.	Cas de référence	197
i.	Modélisation.....	197
ii.	Résultats obtenus pour le cas de référence.....	198
iii.	Influence du critère de rupture du composite	201
iv.	Influence des paramètres de la loi de comportement du composite	202
c.	Comparaison aux modèles de la littérature	208
3.	Simulation d'impact de la munition de 7,62 mm	213
a.	Modélisation.....	213
b.	Simulation avec maillage classique et conversion SPH.....	215
c.	Comparaison des deux méthodes aux résultats expérimentaux.....	218
IV.	Conclusion du chapitre	220

I. Introduction du chapitre :

Ce chapitre s'intéresse à l'impact des munitions de 9 mm et 7,62 mm composées des matériaux étudiés dans les parties précédentes sur une cible constituée d'un composite stratifié unidirectionnel à fibres polyéthylène à ultra haute masse moléculaire (UHMWPE). Le chapitre se scinde en deux parties. La première porte sur l'étude des phénomènes mis en jeu lors d'essais balistiques pour différentes configurations. Une attention particulière sera portée aux mécanismes d'endommagement et rupture de la munition en fonction des conditions. La seconde partie est consacrée à la simulation numérique des essais réalisés. On s'attachera à la bonne restitution des quantités mesurées lors des essais et obtenues grâce aux lois matériaux identifiées dans les chapitres qui précèdent. Une comparaison des résultats numériques et expérimentaux sera alors proposée.

II. Étude expérimentale

1. Introduction

Cette partie expérimentale se focalise sur l'étude d'impacts balistiques. Deux cas d'études sont pris en compte. Le premier est l'impact d'une munition de calibre 9 mm F3 (voir Figure 129.a), qui correspond au scénario évoqué dans le chapitre 1, section VII, relatif aux forces responsables du maintien de l'ordre. Le second représente le cas rencontré par les combattants militaires avec l'impact d'une munition 7,62x51 DM41, Figure 129.b. Pour les deux configurations, les impacts balistiques se feront sur des cibles en composite stratifié unidirectionnel à fibres polyéthylène à ultra haute masse moléculaire (UHMWPE) Dyneema® HB26. Différentes configurations d'essais et de mesures sont mises en place afin de mettre en évidence les différents mécanismes.

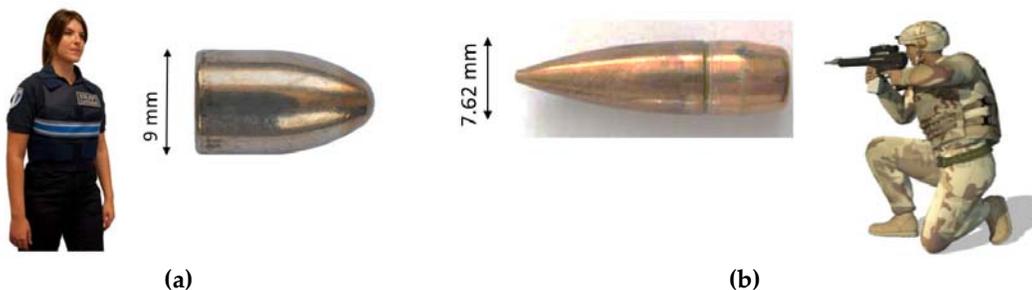


Figure 129 : Configuration : (a) Police – munition de 9 mm ; (b) Militaire – munition de 7,62 mm.

La première configuration a pour but d'observer les différents phénomènes, et plus particulièrement l'endommagement de la munition, intervenant au sein de la cible durant l'impact. Dans un second temps, on se focalise sur l'étude de la réponse mécanique dynamique et plus particulièrement de la déflexion de la face arrière du composite au cours du temps, paramètre influant sur les effets lésionnels [161-163]. La troisième s'intéresse au comportement de la cible dans une configuration plus réaliste à savoir lorsqu'elle est positionnée sur du gel balistique simulant un thorax.

L'ensemble des données expérimentales recueillies sera utilisé comme élément de comparaison dans la partie qui traitera de la simulation numérique (voir section III).

2. Description des munitions

Les munitions étudiées dans cette partie sont présentées dans le Tableau 36.

Tableau 36 : Présentation des munitions étudiées et conditions d'essais balistiques.

Type de munition	9 mm	7,62 mm [161]
Coupe longitudinale de la munition		
Noyau	Plomb	Plomb
Masse (g)	5,86	7,03
Chemise	Acier - plaqué tombac	Acier - plaqué tombac
Masse (g)	1,01	2,45
Masse totale (g)	6,87	9,48
Vitesse nominale (m/s)	400	800
Énergie cinétique (J)	550	3030

3. Description de la cible

La cible en composite de cette étude est une plaque de Dyneema® HB26 de masse volumique 970 kg/m^3 , composée de fibres SK76 et de matrice PU. Des plaques carrées de cotées $200 \times 200 \text{ mm}^2$ sont retenues, deux épaisseurs seront étudiées (4,8 mm et 18,5 mm).

4. Description des configurations

L'ensemble des configurations d'essais balistiques est reporté dans le Tableau 37. Un canon à barillet interchangeable permet de tirer le projectile de calibre souhaité, voir Figure 130.



Figure 130 : Canon utilisé pour les tirs balistiques.

Différents moyens de métrologie et type de cibles vont être mis en œuvre comme le résume le Tableau 37. Certains ne pouvant pas être utilisés simultanément, les essais ont dû être multipliés (les métrologies employées seront détaillées dans les parties suivantes).

Tableau 37 : Présentation des différentes configurations d'essais étudiées.

Configuration	1	2	3	4	5	6	7
Munition (mm)	9	7,62	9	7,62	9	9	7,62
Vitesse d'impact (m/s)	≈ 400	≈ 800	≈ 400	≈ 800	≈ 400	≈ 400	≈ 800
Nature de la cible	HB26	HB26	HB26	HB26	HB26 + Gel	HB26 + Gel	HB26 + Gel
Épaisseur de la cible (mm)	4,8	18,5	4,8	18,5	4,8	18,5	18,5
Métrologie	Imagerie RX	Imagerie RX	DIC	DIC	Ombroscopie	Ombroscopie	Ombroscopie
Nombre d'essais	2	2	4	2	3	3	3

5. Étude de l'endommagement de la munition au sein du composite

a. Protocole expérimental

L'utilisation d'une méthode de visualisation par rayons X (RX) rend possible l'observation de la déformée de la munition se produisant à l'intérieur de la cible en composite. À cet effet, un appareil d'acquisition par rayons X est utilisé. Doté de 6 têtes d'acquisition, il permet d'obtenir 6 clichés toutes les 40 μ s avec une résolution de 1280 px x 1024 px. Le dispositif expérimental est schématisé sur la Figure 131. Une barrière optique mesure la vitesse du projectile et active le dispositif d'acquisition. La cible est fixée à un

cadre métallique par quatre pinces.

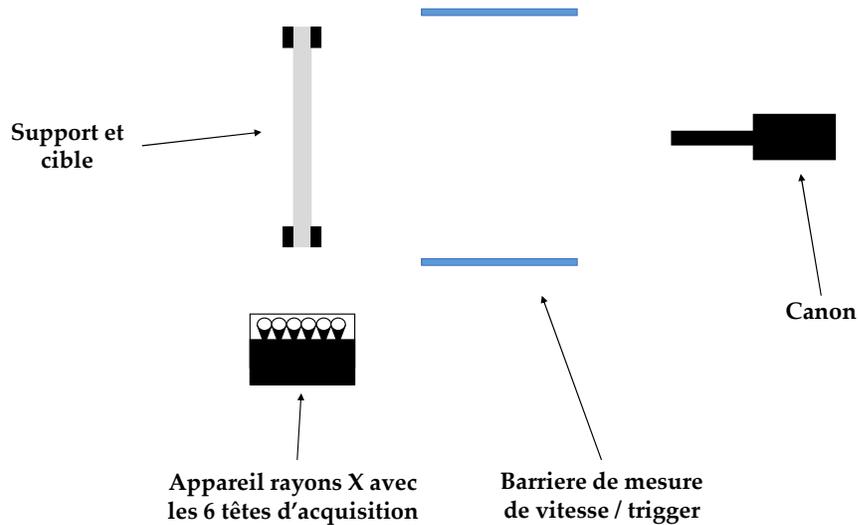


Figure 131 : Dispositif expérimental pour l'étude par rayonnement X de l'endommagement du projectile.

b. Résultats et analyses

Les images obtenues pour un impact de munition de calibre 9 mm sur une cible de 4,8 mm d'épaisseur sont présentées sur la Figure 132 (Config.1 du Tableau 37). On constate que le projectile subit une déformation en forme de « champignon », ce phénomène est appelé champignonnage de la munition (Figure 132). A $t = 0 \mu\text{s}$, l'image représente la munition en vol libre avant l'impact qui se produit à l'instant $t = 40 \mu\text{s}$. Il est à noter qu'entre ces deux instants, la cible semble d'épaisseur différente. Ceci est un artefact du système de mesure dont les différentes têtes de captures ne sont pas positionnées au même endroit. A $t = 80 \mu\text{s}$, la pointe de la munition s'est aplatie tandis que le reste de la munition reste relativement cylindrique. A cet instant, la cible ne présente pas de déflexion remarquable. À $t = 120 \mu\text{s}$, la munition a pris la forme d'un champignon et la plaque révèle une déflexion dont l'amplitude augmente à mesure que le projectile pénètre dans la protection alors que l'on observe que la morphologie de la munition ne change plus entre 160 et 200 μs .

Nous avons réalisé une coupe transversale de la cible post-mortem (pour les deux impacts mais un seul est présenté ici) afin de mieux visualiser la forme finale de la munition (voir Figure 133). On observe que le plomb a glissé dans la tête du champignon laissant un vide à l'arrière dans la partie moins déformée de la chemise. Des projectiles ont pu être extraits des cibles post-mortem comme le montre la Figure 134. On remarque que le

champignon n'est pas symétrique. Ceci peut être dû à l'angle d'incidence lors de l'impact ainsi qu'aux hétérogénéités locales. En effet il a pu être constaté sur les images RX que la direction d'impact de la munition ne forme pas un angle parfaitement normal avec la plaque. Des valeurs pouvant aller jusqu'à 2° d'inclinaisons ont pu être relevées. De plus, une rupture de la chemise est observable en Figure 134 sur le pourtour de la tête du champignon. Des fissures sont également visibles partant de l'épaule de la chemise vers le pourtour de la tête. Le noyau en plomb quant à lui se déforme tout en restant dans la chemise avec des fissures observées en périphérie.

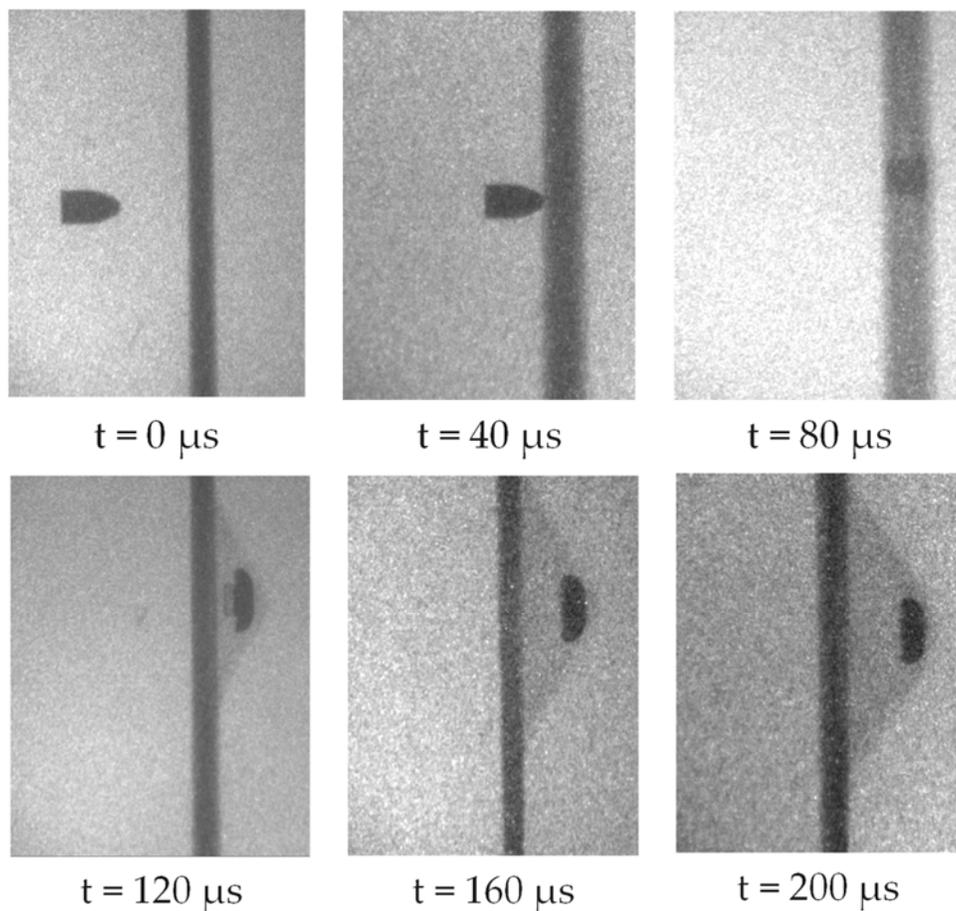


Figure 132 : Images obtenues par rayons X pour l'impact de la munition de calibre 9 mm sur la cible de 4,8 mm d'épaisseur.

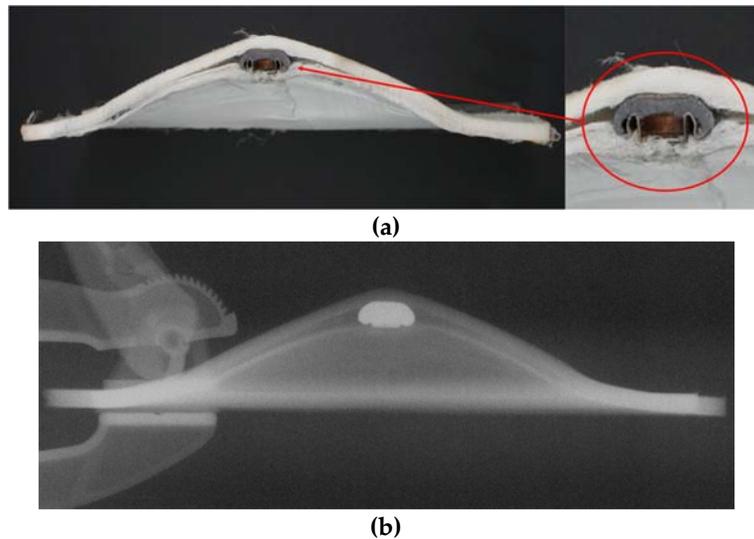


Figure 133 : Coupe transversale de la cible en composite après impact de la munition de calibre 9 mm: (a) Photographie; (b) Imagerie rayon X.



Figure 134 : Images de la munition de calibre 9 mm à l'état initial puis post mortem avec forme de champignon, extraites de deux cibles différentes pour une même configuration.

La Figure 135 présente les images RX de l'impact de la munition de calibre 7,62 mm sur cible épaisse (18,5 mm) (Config.2 du Tableau 37). Il est à noter que la cible plus épaisse rend plus difficile l'exploitation des images. A $t = 0 \mu\text{s}$ le projectile est en contact avec la cible. On remarquera que l'axe de la munition n'est pas aligné avec la direction d'impact et a une inclinaison d'environ $1-2^\circ$ au moment de l'impact. On observe à $t = 80 \mu\text{s}$ que la pointe du projectile s'est écrasée en s'élargissant. Les bords s'étirent vers l'arrière de la munition donnant l'impression de former un champignon très étiré ($t = 120 \mu\text{s}$) jusqu'à provoquer une rupture en petits fragments ($t = 160 \mu\text{s}$). Une trainée de ces fragments continue de se former à l'arrière de la munition au cours de la perforation à $t = 200 \mu\text{s}$.

Des radiographies aux rayons X ont été réalisées sur la plaque après impact pour observer la forme finale de la « munition » (Figure 136). La plaque est, elle aussi, découpée post mortem pour extraire les fragments du projectile : des petits éclats de la chemise et du

noyau sont alors prélevés (Figure 137), la couleur et les matériaux ont permis de distinguer les deux parties de la munition. On constate que les fragments de chemise sont plus grands (d'une taille pouvant aller jusqu'à plus d'une dizaine de millimètres), ceux du noyau en plomb sont plus petits (de l'ordre de quelques millimètres en moyenne). L'observation des facies de rupture montre que la chemise et le noyau ont subi une rupture ductile. La surface des fragments est observée par Microscope Électronique à Balayage (MEB) (FE-SEM Thermofisher Scientific NNS450, Hillsboro, OR, USA) permettant d'obtenir plus de détails.

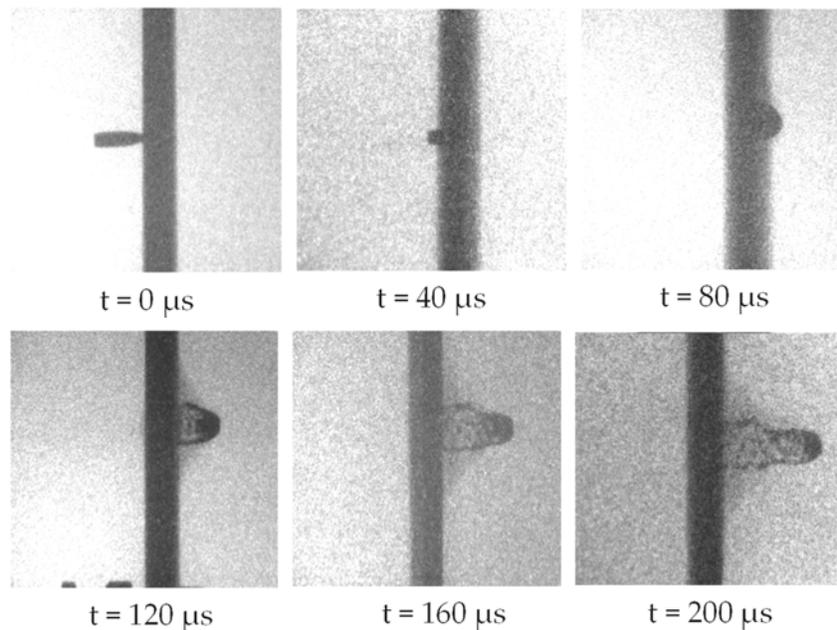


Figure 135 : Images obtenues par rayons X pour l'impact de la munition de calibre 7,62 mm sur la cible de 18,5 mm d'épaisseur.

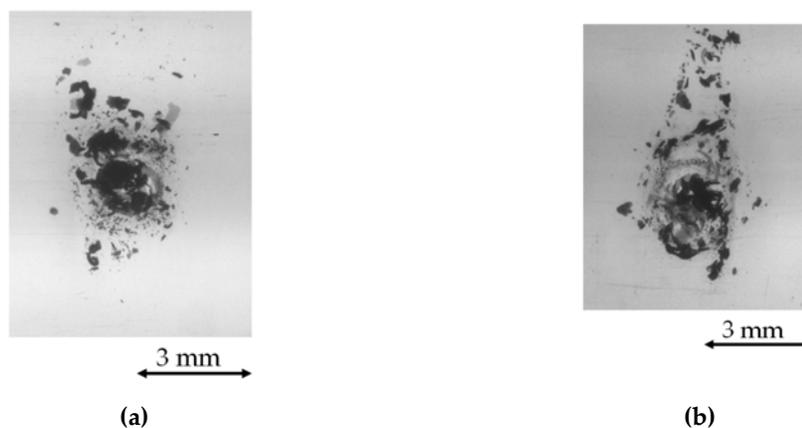


Figure 136 : Radiographies RX post-mortem des plaques impactées (vue de face) pour deux essais de la configuration 2, Tableau 37.

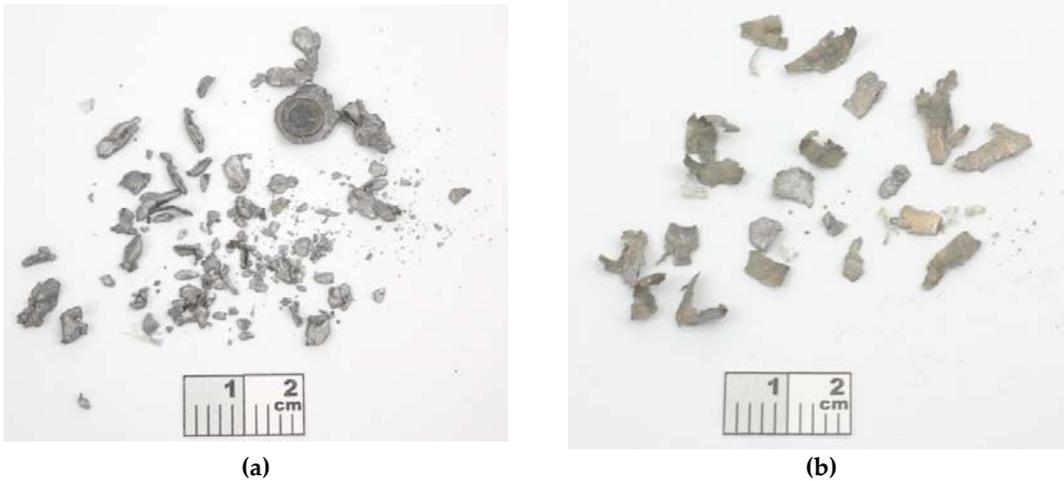


Figure 137 : Munition de calibre 7,62 mm extraite d'une cible après impact : **(a)** Fragments constituant le noyau ; **(b)** Fragments constituant la chemise.

La Figure 138.a s'intéresse aux fragments du noyau en plomb. La zone pointée par une flèche rouge indique un faciès caractéristique d'une rupture ductile en cisaillement. De plus, la surface du fragment est constituée de gouttelettes de plomb solidifiées (flèche bleue) dont la présence peut s'expliquer par l'élévation de la température durant l'impact qui semble atteindre à certains endroits la température de fusion du plomb (400 K). La Figure 138.b présente un fragment de la chemise en acier. L'image présente des cupules de rupture caractéristique à de la rupture ductile. Une étude analyse chimique élémentaire EDS a montré que la chemise est recouverte de plomb et ces particules ont des formes des gouttelettes de solidification. On notera que le plomb est présent uniquement sur la face intérieure de la chemise, cette observation résulte certainement du frottement du noyau sur la chemise durant l'impact.

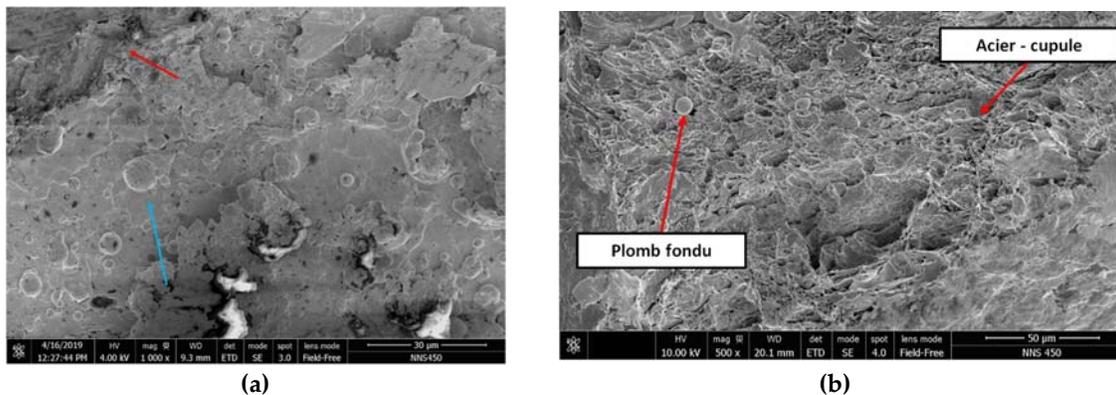


Figure 138 : Images MEB obtenues pour les fragments de la munition de calibre 7,62 mm après impact sur une plaque d'épaisseur 18,5 mm à une vitesse de 800 m/s (configuration 2 du tableau 2) : **(a)** Noyau de la munition ; **(b)** Chemise de la munition.

Ces essais ont pu mettre en évidence deux principaux modes d'endommagement de la munition (champignonage et fragmentation) intervenant au cours de la perforation de la cible en composite par les 2 types de munitions différentes. Ces deux essais pointent la dépendance à la vitesse de déformation (400 m/s pour la 9 mm et 800 m/s pour la 7,62 mm) et à la géométrie du projectile (9 mm et 7,62 mm) sur son comportement durant l'impact (déformation, rupture, fragmentation, etc.).

Afin d'examiner le comportement du composite durant l'impact, une étude utilisant de la stéréocorrélation d'images est mise en place et exposée dans la partie suivante.

6. Étude de l'endommagement du composite

a. Objectifs

Dans cette partie, on s'intéresse à la réponse dynamique de la plaque en composite HB26 durant l'impact. Comme évoqué par [162-163] l'un des paramètres importants liés à des effets lésionnels sur le combattant est la déflexion maximale de la protection au cours du temps. Cette campagne d'essais a donc pour but également de quantifier cette grandeur pour les deux types de munitions. L'analyse proposée permettra d'évaluer l'influence de la vitesse d'impact et de la munition afin d'obtenir des données quantitatives qui pourront être mises en regard des résultats de simulation.

b. Dispositif expérimental

Le dispositif expérimental mis en place pour ce type d'essai est le même que précédemment (canon, barrière de vitesse). Deux caméras rapides Shimadzu HPV-X permettent l'acquisition d'images avec une fréquence d'acquisition de 33 000 images par seconde et une résolution de 512 x 384 px. Elles sont disposées à un angle de 30° par rapport à l'axe normal de la cible. La cible est fixée à un cadre métallique par des pinces. Le schéma Figure 139 présente le dispositif expérimental utilisé.

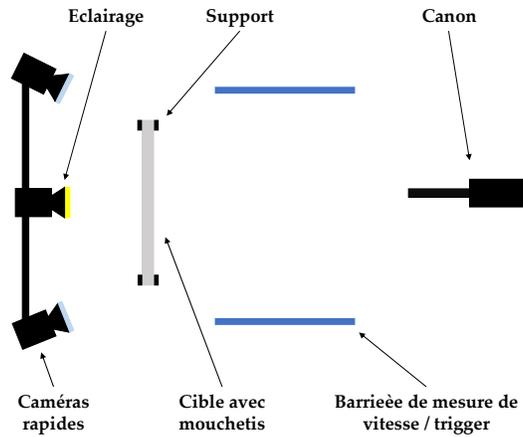


Figure 139 : Schéma du dispositif expérimental pour les essais d'impact avec stéréo corrélation d'images.

c. Méthode associée à la stéréo corrélation d'images

Un mouchetis est appliqué sur la face arrière de la cible en composite. Il permettra de mesurer les champs de déplacements et de calculer la déformation via un logiciel de post-traitement dédié. La Figure 140 montre le mouchetis réalisé (correspondant à l'instant initial t_0) pour un essai de la configuration 3 (munition de 9 mm impactant une plaque d'épaisseur 4,8 mm à une vitesse de 400 m/s).

Le logiciel GOM CORELATE® est utilisé pour le dépouillement des résultats. Les caméras ont été calibrées en suivant une méthode semblable à celle présentée dans le chapitre 3 pour les essais de traction de la chemise en acier (voir section IV). Une taille de maille de dimension 1 mm^2 est retenue pour l'étude de la déflexion.

Les images brutes obtenues par l'une des deux caméras sont présentées sur la Figure 140. Ces images mettent en évidence la déflexion de la plaque au cours du temps. La stéréo corrélation et l'exploitation des mesures à l'aide du logiciel GOM permet d'obtenir une image en 3 dimensions de la déformation et de pouvoir en quantifier la valeur.

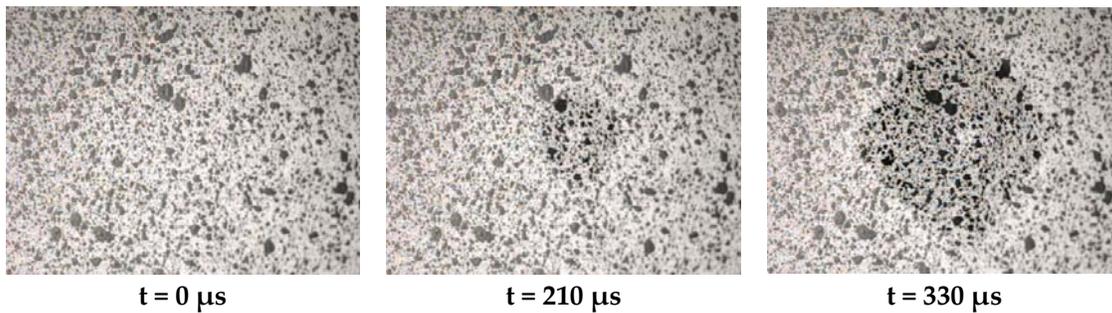


Figure 140 : Images obtenues par une des caméras rapides au cours d'un essai (configuration 3).

Ces déformations sont exportées sous forme de maillage afin d'être visualisées sous Matlab (Figure 141).

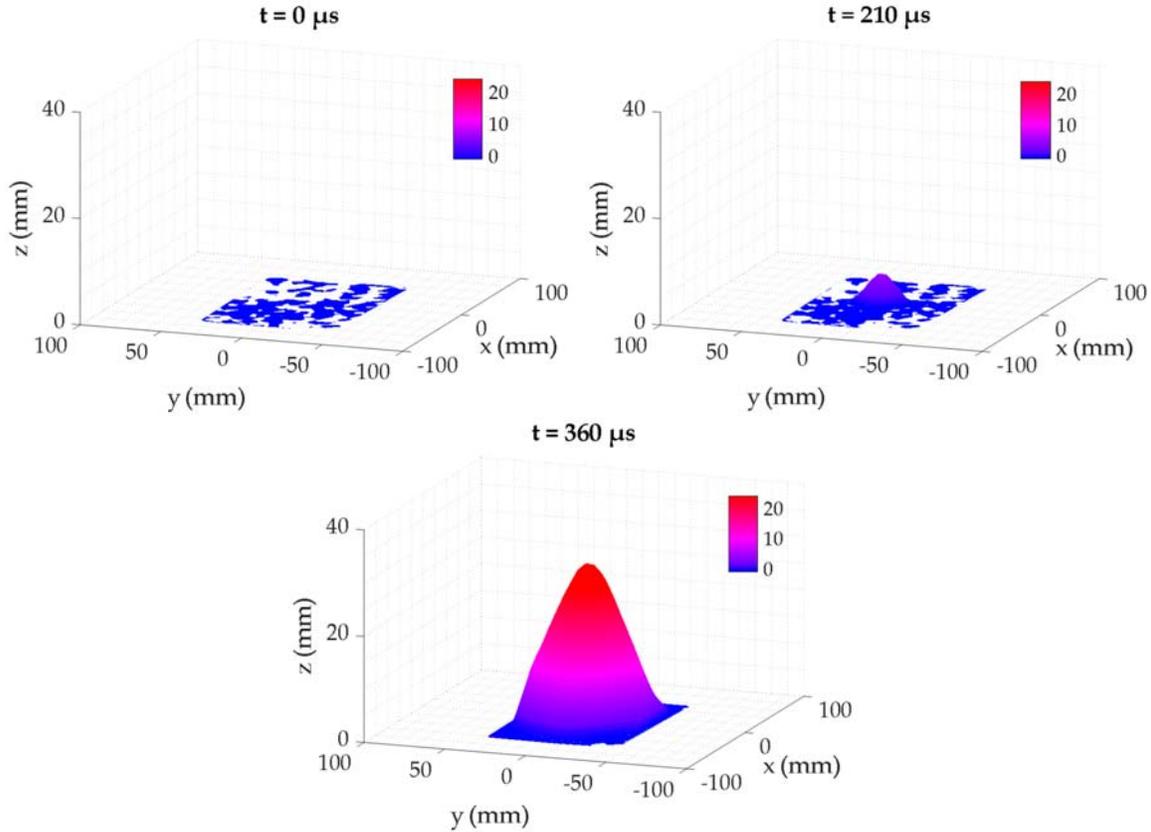


Figure 141 : Représentation en 3 dimensions de la déformation de la face arrière de la cible exportée dans Matlab.

La méthode présentée dans cette section et illustrée pour un essai de la configuration 3, a été mise en œuvre pour l'ensemble des essais. Les résultats obtenus sont présentés dans la section suivante.

d. Résultats

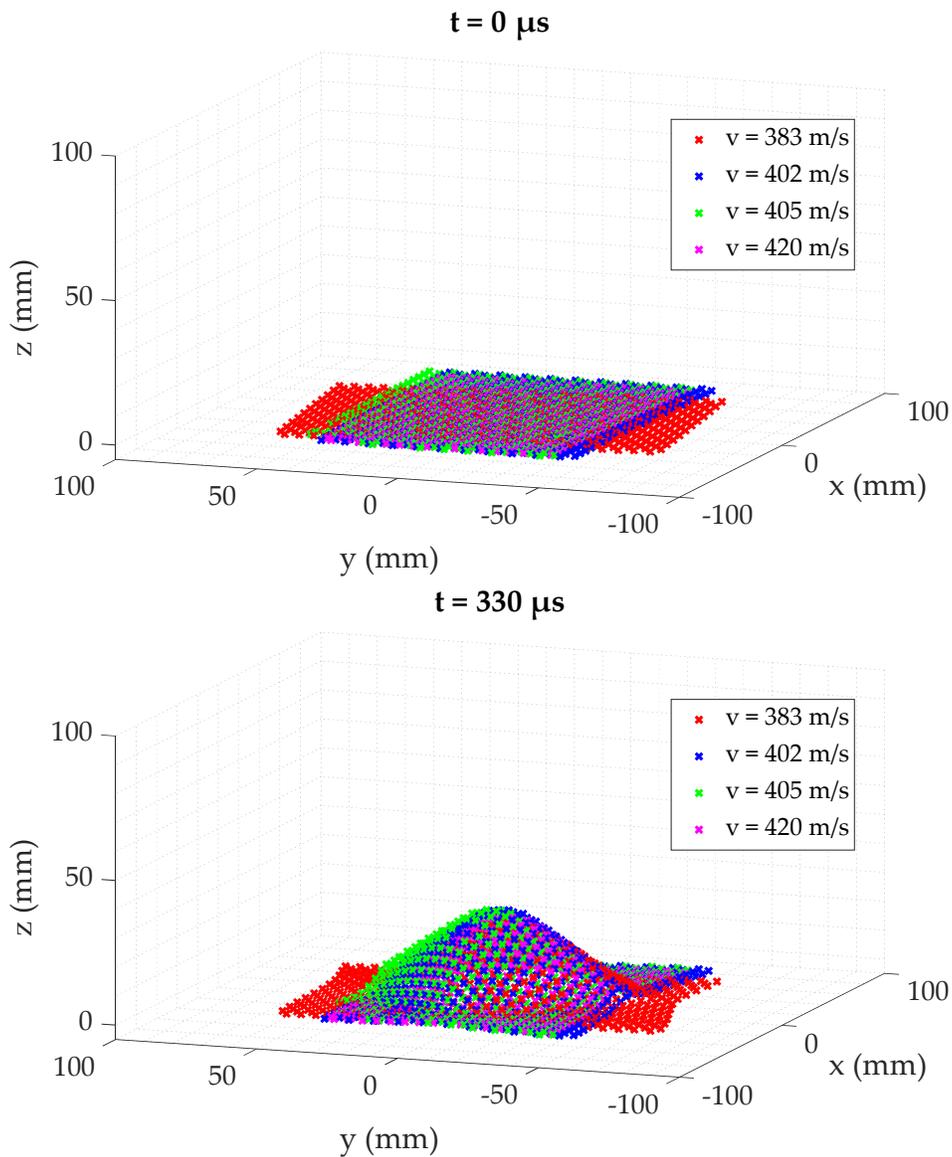
i. Impact de la munition de calibre 9 mm sur la protection de Dyneema® HB26 d'épaisseur 4,8 mm

La configuration étudiée dans cette partie est la suivante, munition de calibre 9 mm impactant une protection en Dyneema® HB26 d'épaisseur 4,8 mm (Configuration 3 du Tableau 37). Le Tableau 38 résume les différents essais et vitesses d'impacts associées.

Tableau 38 : Essais d'impact d'une munition de calibre 9 mm sur HB26 d'épaisseur 4,8 mm avec DIC.

Essai	Vitesse d'impact
Essai 1	383 m/s
Essai 2	402 m/s
Essai 3	405 m/s
Essai 4	420 m/s

Dans un premier temps, les surfaces déformées calculées par corrélation d'images sont superposées sur la Figure 142. À partir de ces données, les déflexions maximales sont extraites et comparées Figure 143. On remarque que pour les essais 2 et 3 (obtenues pour une vitesse d'impact de 402 ms^{-1} et 405 ms^{-1} respectivement), les courbes obtenues sont très similaires, démontrant une bonne répétabilité des essais.



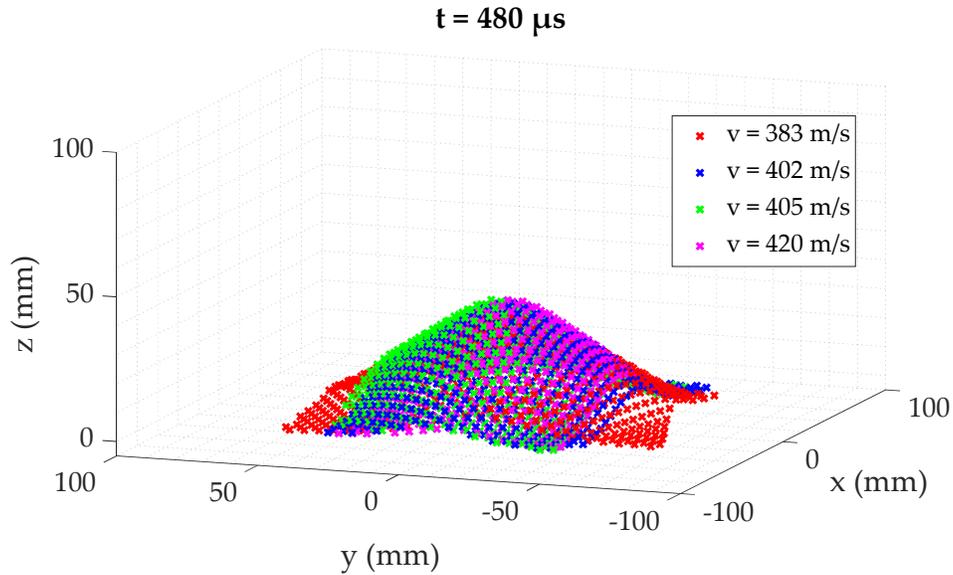


Figure 142 : Comparaison des déflexions de la face arrière de la plaque en composite pour les quatre essais d'impact d'une munition de calibre 9 mm sur une plaque HB26 d'épaisseur 4,8mm (Configuration 3 du Tableau 37).

La comparaison des résultats en Figure 143 met en évidence par ailleurs l'influence de la vitesse d'impact de la munition sur les déflexions maximales (*i.e.* localisées au centre de la plaque). Une augmentation de la vitesse d'impact accroît la déformation de la plaque. Plus précisément, pour une vitesse d'impact de 383 m/s, la déflexion maximale est d'environ 33 mm, pour 405 m/s elle est de 38 mm et est de l'ordre de 40 mm pour un impact à 420 m/s. En prenant pour référence l'essai à 405 m/s, une augmentation de 3,7 % de la vitesse va induire une augmentation de 5,3 % de la déflexion tandis qu'une diminution de 5,5% de la vitesse va conduire à une diminution d'environ 13 % de la déformation maximale.

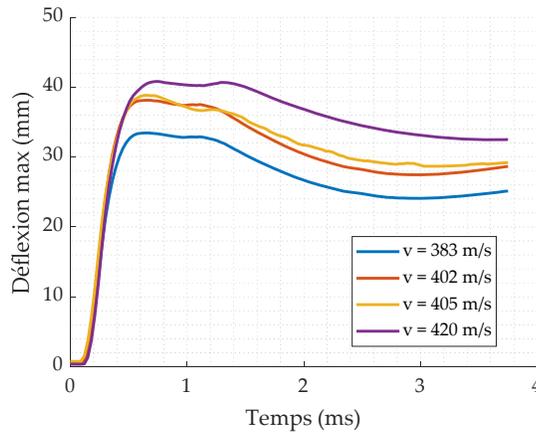


Figure 143 : Comparaison des déformations maximales pour les 4 vitesses d'impact d'une munition de calibre 9 mm sur une plaque HB26 d'épaisseur 4,8mm (Configuration 3 du Tableau 37).

La Figure 143 permet également de distinguer différentes phases dans la réponse mécanique de la plaque. La première est l'augmentation de la déformation de manière linéaire jusqu'à atteindre un maximum. S'en suit un plateau plus ou moins prononcé de quelques millisecondes correspondant à l'arrêt de la munition. Enfin, dans la dernière phase, une décroissance de la déflexion correspondant au retour élastique de la protection jusqu'à une valeur finie non nulle est observée.

ii. Impact de la munition de calibre 7,62 mm sur la protection de Dyneema® HB26 d'épaisseur 18,5 mm

Dans ce cas d'étude, la munition de 7,62 mm impacte une cible en Dyneema® HB26 d'épaisseur 18,5 mm (Config.4 du Tableau 37). Après la réalisation de deux tirs, un problème majeur apparaît. La déflexion de la face arrière étant très élevée (Figure 144), cette dernière n'est plus dans le champ focal des caméras rendant les images floues, comme on peut le voir sur la Figure 145. Les mesures de déflexion à partir de ces essais ne sont donc malheureusement pas exploitables.



Figure 144 : Plaque de HB26 après impact de la munition de calibre 7,62 mm à 800 m/s.

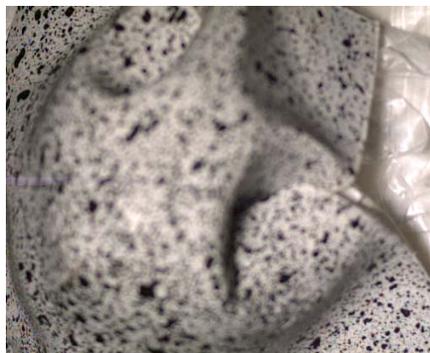


Figure 145 : Image floue de face arrière de la plaque en composite durant l'impact de la munition de calibre 7,62 mm à 800 m/s.

7. Essais balistiques sur composite en HB26 avec gel balistique

a. Objectifs

Dans cette partie, l'impact des munitions de 9 mm et 7,62 mm sur composite HB26 avec présence de gel balistique sur la face arrière est étudié. Ces essais ont pour objectif d'étudier l'influence de l'épaisseur de la plaque, de la munition et de la vitesse d'impact en présence de gel balistique simulant le corps humain. Cette configuration d'essai est plus réaliste et permettra d'étudier la déformation du gel et les phénomènes associés.

b. Dispositif expérimental

L'objectif étant de visualiser la réponse du gel et de la cible à l'impact, un dispositif expérimental adapté doit être mis en place. Ce dernier est composé du même canon adaptable (Figure 130) que pour les études précédentes ainsi que de la même barrière de mesure de vitesses. La cible en composite est scotchée à même le gel balistique pour représenter au mieux les conditions aux limites réelles. Une caméra rapide Phantom V1610 est mise en œuvre, avec une fréquence de 67 200 fps et une résolution de 512 px x 512 px. Pour visualiser le comportement du gel, une méthode d'ombroscopie est choisie, réalisée grâce à un éclairage indirect par deux dispositifs illuminant un écran blanc. Une lumière LED est positionnée au niveau de la caméra. Elle permettra d'éclairer le projectile avant son impact sur la cible. La Figure 146 est une représentation schématique du dispositif et la Figure 147, une photo de ce dernier.

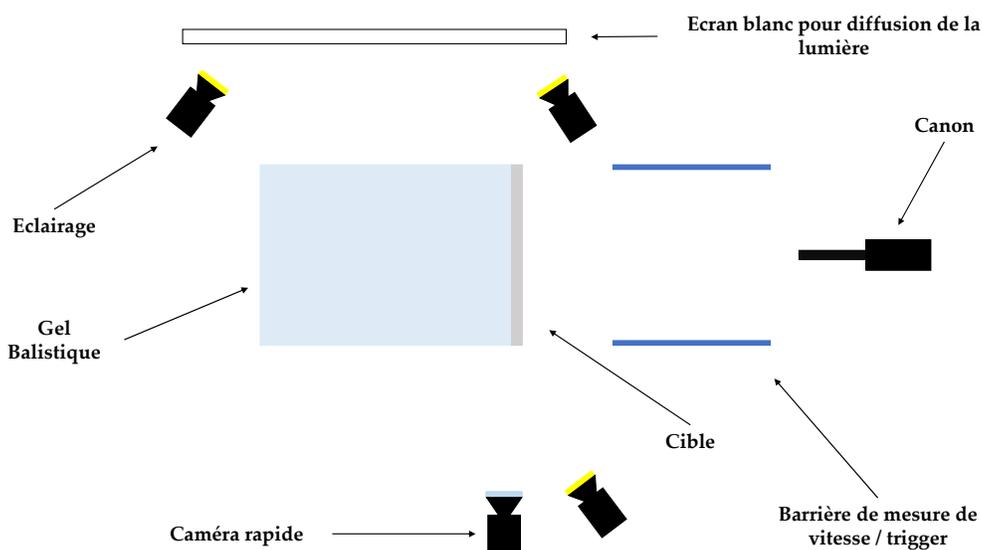


Figure 146 : Schéma du dispositif expérimental pour les essais d'impact avec gel balistique et méthode d'ombroscopie.

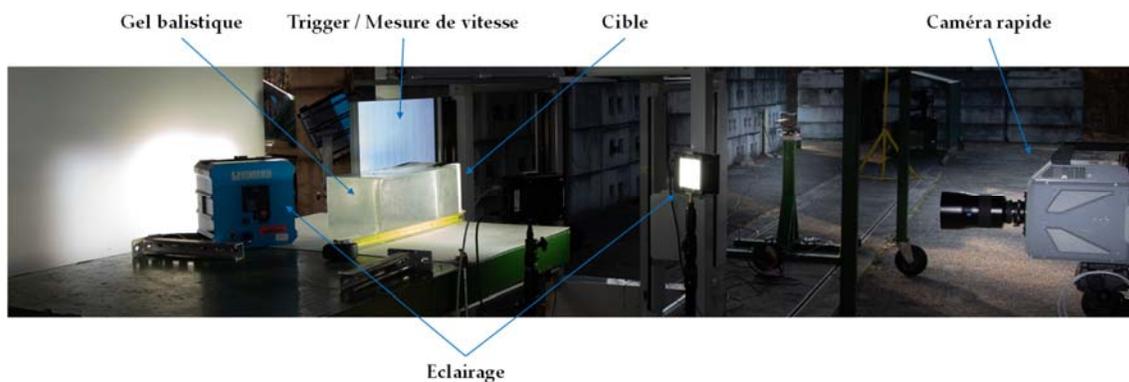


Figure 147 : Dispositif expérimental pour un essai d'impact balistique avec méthode d'ombroscopie.

c. Méthode de post-traitement

Les images obtenues durant l'essai sont analysées grâce au script python développé au sein de l'équipe et reposent sur une méthode proposée dans la thèse de Bracq [163]. Le programme permet de calculer la déflexion de la face du gel en contact avec la cible par suivi de contour (ou détection de contraste). Elle permet de tenir compte des effets optiques tels que les réflexions dans le gel via son indice de réfraction ($n = 1.475$) [164] et de la position de la caméra.

d. Résultats

Trois cas d'études sont considérés comme l'indique le Tableau 37 (configurations 5, 6 et 7). Le premier cas (Cas 1) étudié est l'impact de la munition de calibre 9 mm sur une cible d'épaisseur 4,8 mm à une vitesse d'environ 400 m/s (Configuration 5 dans le Tableau 37). Le second cas (Cas 2) s'intéresse à la même munition et la même vitesse d'impact face à une plaque d'épaisseur 18,5 mm (Configuration 6 dans le Tableau 37). Le dernier cas (Cas 3) correspond à l'impact de la munition de calibre 7,62 mm sur un composite d'épaisseur 18,5 mm à une vitesse d'environ 800 m/s (Configuration 7 dans le Tableau 37).

Les images acquises par la caméra rapide sont présentées sur les Figure 148 à Figure 150. Ils mettent en évidence la déformation du gel, il est difficile de distinguer exactement la déformation de la protection. La Figure 151 quant à elle présente la déformation des plaques aux instants finaux. En comparant les Figure 148 et Figure 149, on observe que pour une même vitesse d'impact (Cas 1 et Cas 2), une épaisseur de plaque plus importante permet de

limiter la déformation du gel et donc de réduire les risques de lésions dans le corps humain. La déflexion à l'état final est également plus faible lorsque la plaque est plus épaisse, voir Figure 151.a-b. En ce qui concerne la munition de calibre 7,62 mm (Cas 3), la déformation du gel est beaucoup plus élevée et la déflexion à l'état final est elle aussi beaucoup plus élevée que pour les autres cas (voir Figure 150 et Figure 151.c). Ceci s'explique par la vitesse nominale beaucoup plus importante (deux fois supérieures aux Cas 1 et 2) mais aussi à la géométrie différente de la munition. On remarque, en Figure 150, l'apparition de phénomènes de cavitation dans le gel pour $t = 282 \mu\text{s}$.

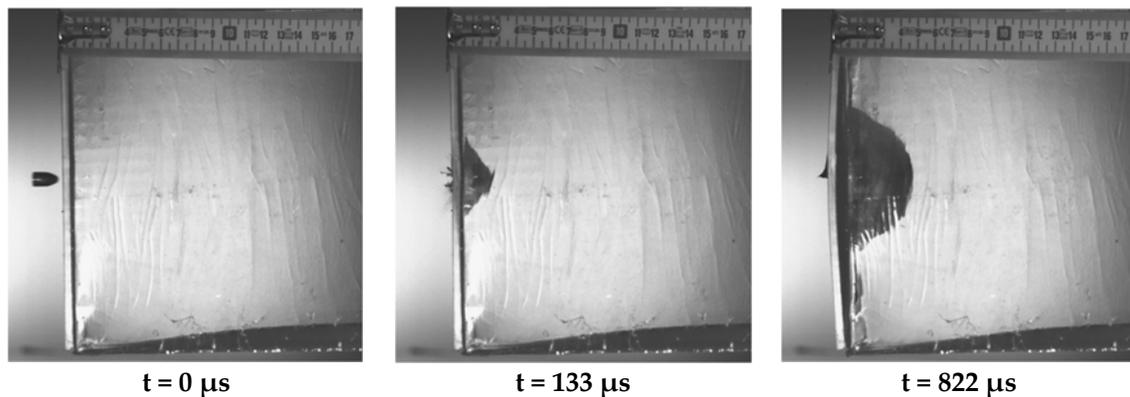


Figure 148 : Images obtenues par caméra rapide pour l'essai d'impact de la munition de calibre 9 mm sur une plaque de 4,8 mm (Cas 1), $V \cong 400 \text{ m/s}$.

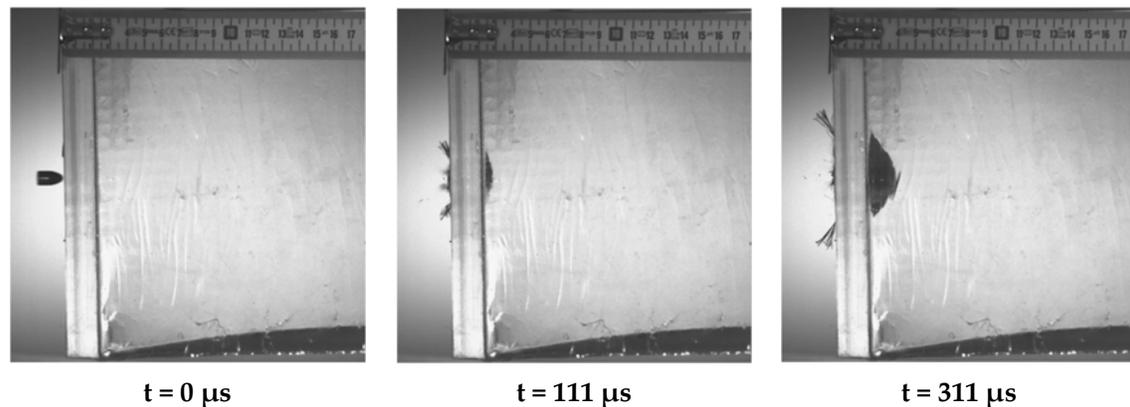


Figure 149 : Images obtenues par caméra rapide pour l'essai d'impact de la munition de calibre 9 mm sur une plaque de 18,5 mm (Cas 2), $V \cong 400 \text{ m/s}$.

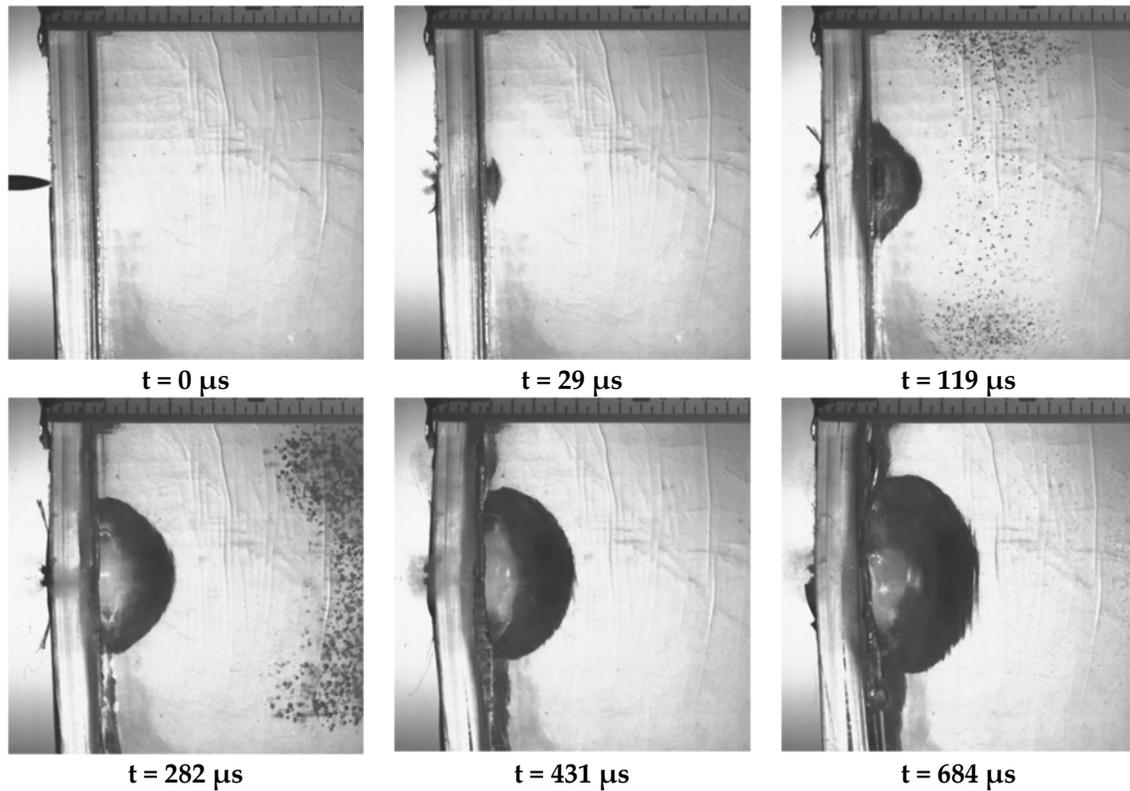


Figure 150 : Images obtenues par caméra rapide pour l'essai d'impact de la munition de calibre 7,62 mm sur une plaque de 18,5 mm (Cas 3), $V \cong 800$ m/s.

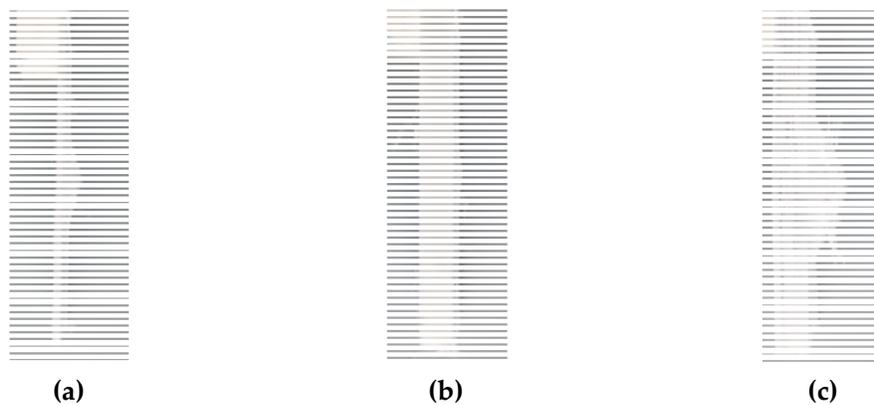


Figure 151 : Plaque à l'état final pour : (a) le cas 1 ; (b) le cas 2 ; (c) le cas 3.

La déformation du gel aux cours du temps est calculée à partir de la méthode proposée par Bracq [234]. Un exemple est présenté sur la Figure 152. À partir de ces données, la déformation maximale obtenue pour plusieurs instants, sera utilisée pour la comparaison des résultats.

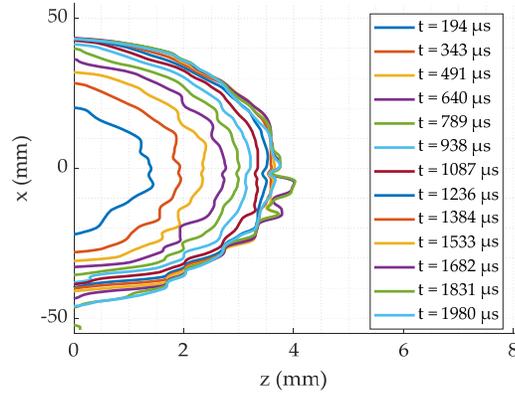
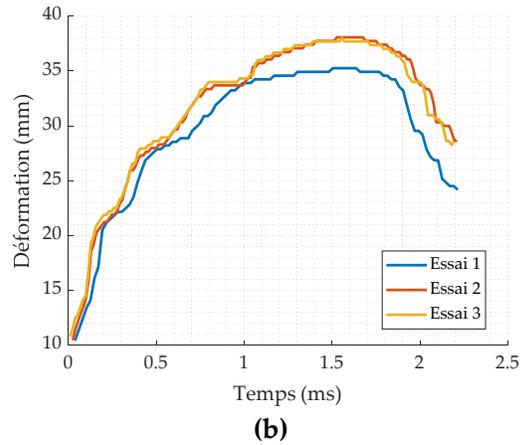
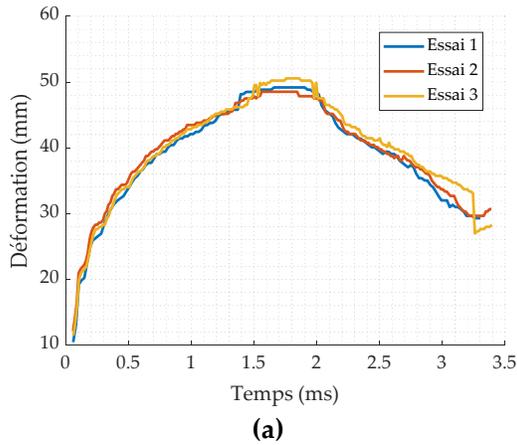
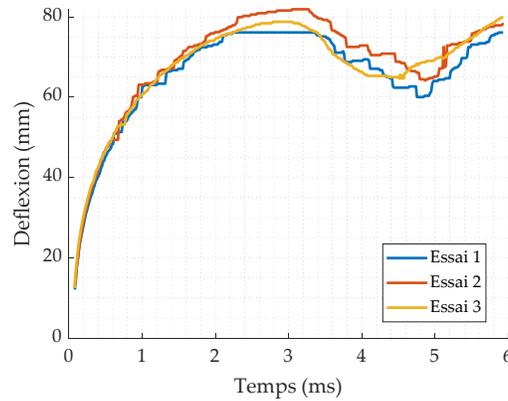


Figure 152 : Exemple de déformation du gel calculée pour le cas 1 pour différents instants.

Dans un premier temps, la répétabilité de chaque essai est analysée. Pour cela les déformations maximales du gel sont comparées pour chacune des configurations : la Figure 153 fait ainsi apparaître une bonne répétabilité des essais. De petites différences sont observables, qui peuvent être dues aux incertitudes liées à l'acquisition et la qualité des images ou introduites par le traitement de suivi de contour. Les conditions expérimentales peuvent également générer ces écarts comme des vitesses d'impacts légèrement différentes, désalignement de l'axe du projectile avec la direction d'impact, ou encore l'inhomogénéité dans le lot de plaques.





(c)

Figure 153 : Étude de la répétabilité des essais pour : (a) le cas 1 ; (b) le cas 2 ; (c) le cas 3.

Finalement, les déformations maximales de chaque configuration sont reportées sur la Figure 154. Elles permettent de confirmer les premières observations : une plaque épaisse limite considérablement les effets sur le gel pour une même munition. L'amplitude de la déformation du gel est réduite mais également le temps pour atteindre la valeur. Le type et la vitesse du projectile influent grandement aussi : une augmentation de la vitesse induit des déformations plus élevées. C'est pourquoi il est primordial de bien connaître la menace encourue pour optimiser la solution de protection.

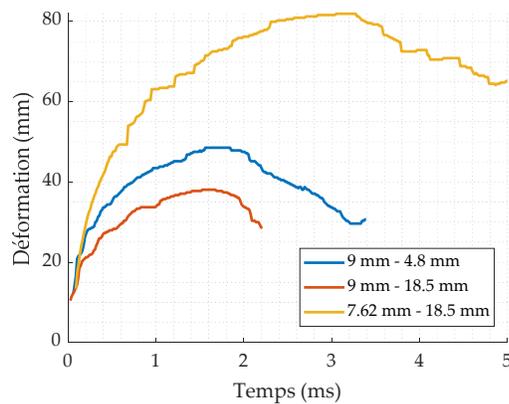


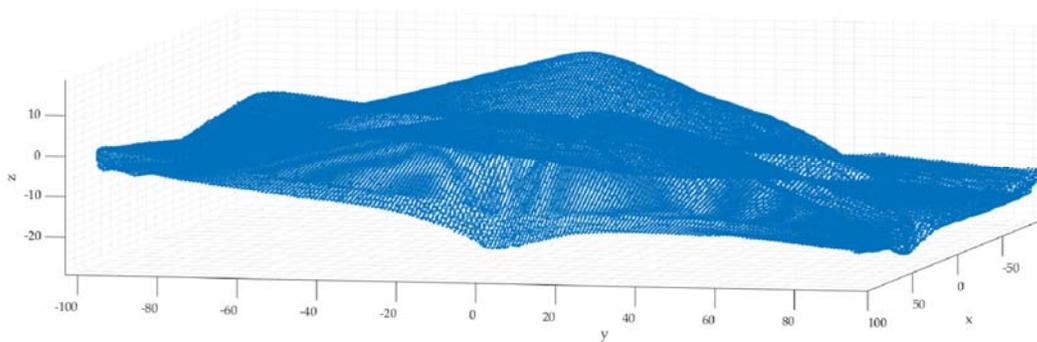
Figure 154 : Comparaison des déformations maximales du gel pour les trois configurations.

Pour étudier l'influence des conditions limites sur la déformation de plaque (avec et sans gel balistique). Les déflexions aux états finaux sont comparées pour les différentes configurations (3, 4, 5 et 7 du Tableau 37). On remarque que la présence de gel balistique influence fortement la déflexion à l'état final. Pour la munition de calibre 9 mm impactant une plaque de 4,8 mm à 400 m/s, la présence de gel réduit plus de deux fois la déformation à l'état final (32 mm sans gel, 13 mm avec gel). Il en est de même pour la munition de 7,62

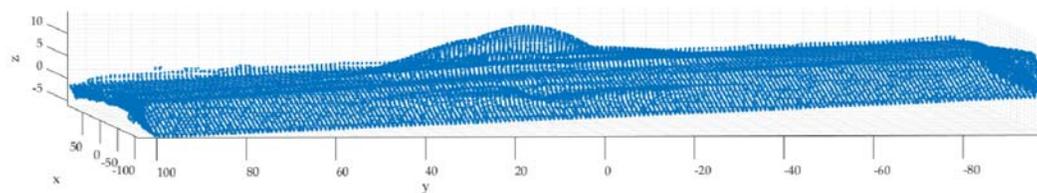
impactant une protection de 18,5 mm à 800 m/s, la déflexion sans gel est d'environ 60 mm contre 30 mm avec gel. Ces écarts peuvent être visualisés sur la Figure 155 représentant les cibles scannées numériquement en 3 dimensions après impact et retracées dans Matlab. Ces images mettent en évidence une plaque moins déformée est beaucoup plus plate au niveau de l'interface avec le gel.

Tableau 39 : Comparaison des déflexions de la cible au repos pour différentes configurations.

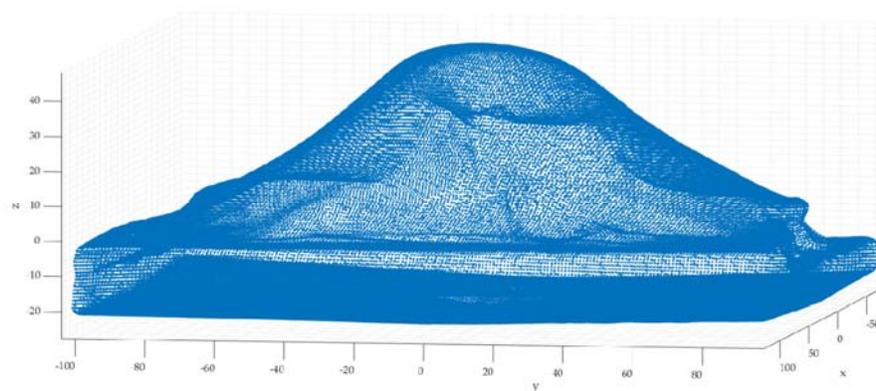
Déflexion moyenne (pour chaque configuration) au repos pour (mm)	Sans gel	Avec gel
Munition : 9 mm Plaque : 4,8 mm	32	13
Munition : 7,62 mm Plaque : 18,5 mm	60	30



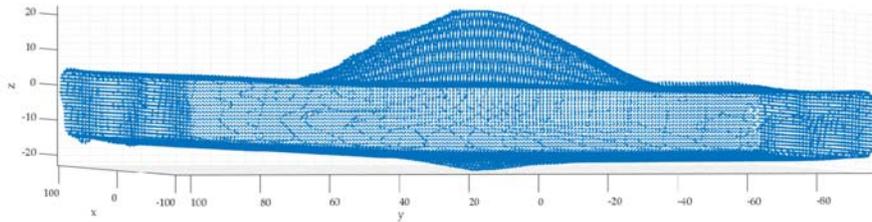
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure 155 : Comparaison des déformations des plaques en composite au repos après impact : **(a)** Configuration 3 (9 mm sans gel) ; **(b)** Configuration 5 (9 mm avec gel) ; **(c)** Configuration 4 (7,62 mm sans gel) ; **(d)** Configuration 7 (7,62 mm avec gel).

8. Conclusion de la partie expérimentale

Les différents essais ont permis de mettre en évidence de nombreux phénomènes survenant durant l'impact balistique d'une munition à noyau ductile.

Dans un premier temps, les modes de ruine de la munition dans la protection ont pu être mis en évidence grâce à des imageries réalisées par rayons X :

- Champignonnage de la munition de calibre 9 mm tirée à une vitesse nominale de l'ordre de 400 m/s
- Fragmentation de la munition de calibre 7,62 mm tirée à une vitesse nominale de l'ordre de 800 m/s

Les essais mesurant la déflexion de la face arrière de la plaque avec stéréocorrélation d'image ont permis de montrer l'influence de la vitesse d'impact sur la déformation de la cible (une vitesse plus élevée induit une déflexion plus importante).

L'utilisation d'un backing en gel balistique a permis de caractériser les effets d'un impact balistique sur une configuration simplifiée du corps humain. Les essais réalisés pour les deux types de munition sur différentes épaisseurs de protection ont mis en évidence l'influence de la munition et de l'épaisseur de la plaque sur la réponse du gel. Pour une même munition (9 mm tirée à 400 m/s) une épaisseur plus grande du composite va permettre de limiter les effets lésionnels sur le corps ce qui en contrepartie conduira à une augmentation du poids de la protection. Pour une même plaque (18,5 mm) l'impact de la munition de calibre 7,62 mm tirée à 800 m/s a des effets beaucoup plus importants que la munition de calibre 9 mm tirée deux fois moins vite.

Cette étude met donc en avant l'importance de connaître la menace (type de

munition) pour être capable d'optimiser les dimensions (et donc le poids) de la protection.

Finalement, ces résultats vont servir de base de comparaison pour les études numériques qui sont développées dans la partie suivante.

III. Étude numérique

Cette seconde partie du chapitre a pour objectif de reproduire numériquement les résultats d'impacts balistiques étudiés précédemment. Pour cela, les différents modèles de comportement et de rupture identifiés pour la munition tout au long de ce manuscrit seront utilisés. Seul le modèle du composite, non étudié dans cette thèse, sera adapté de la littérature.

Pour commencer, un modèle du composite doit être choisi et évalué au regard de notre application balistique. Pour cela, des impacts d'un projectile rigide sont simulés et ont pour objectif de valider la modélisation du composite et d'en déterminer sa robustesse. Ensuite les impacts des munitions de 9 mm et 7,62 mm sont simulés pour les différentes configurations expérimentales étudiées précédemment. On s'attache à retranscrire les deux principaux mécanismes observés : le champignonage de la munition 9mm et la fragmentation de la munition 7,62 mm. La comparaison des résultats numériques et expérimentaux a pour but de valider les différents modèles et d'en évaluer les limites.

1. Modélisation du composite et simulation d'un impact de projectile rigide

a. Modélisation du composite

Le composite est modélisé sous forme d'un empilement de n couches homogénéisées de $2 \mu\text{m}$ d'épaisseur réalisées par pressage. Ces couches sont en réalité composées de quatre plis alternants les orientations $0^\circ / 90^\circ$ (Figure 156) de fibres Polyéthylène (bleu clair sur l'image) associées à une matrice Polyuréthane (en jaune sur l'image). Cette modélisation permet de supposer un comportement orthotrope avec équivalence des directions 1 et 2 (symétrie quadratique). La liaison entre chaque couche est supposée réalisée par des surfaces cohésives.

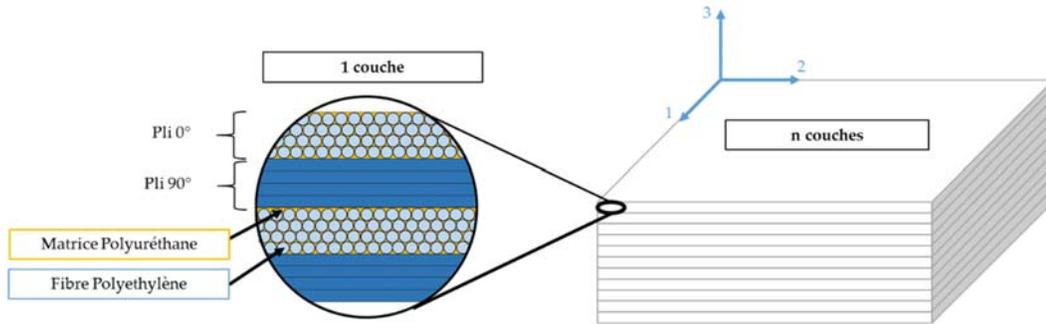


Figure 156 : Schéma de modélisation du composite.

Dans la partie bibliographique il a été mis en évidence que la sollicitation en traction du composite était la plus prépondérante au moment d'un impact balistique (voir section chapitre 1 III.2). La Figure 157 présente des courbes de traction dans le sens des fibres pour un composite HB26 réalisés par Camalet (ISL) [16], Russel [165], Attwood [166] et O'Masta [20]. On remarque que le matériau peut être considéré comme un matériau fragile. En effet la lorsque le matériau atteint une contrainte maximale après la phase linéaire (visible pour les essais menés par l'ISL, Atwood Russel). De plus différentes études ont montré que le matériau utilisé sous forme de couche, pouvait être considéré comme orthotrope [16].

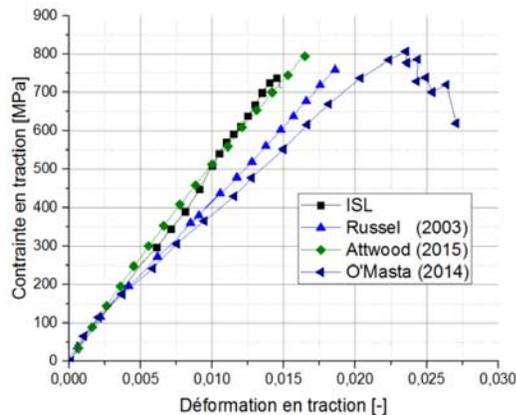


Figure 157 : Comparaison par Camalet des courbes de traction dans le sens des fibres du composite (ISL [16], Russel [165], Attwood [166], O'Masta [20]).

Le modèle de comportement retenu pour un matériau à symétrie quadratique est défini par la relation de l'équation (78) voir partie bibliographique page 30. Le matériau étant à symétrie quadratique, cela conduit aux égalités : $E_{11} = E_{22}$; $G_{13} = G_{23}$; $\nu_{13} = \nu_{23}$; $\nu_{31} = \nu_{32}$.

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{11} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{13} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2G_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2G_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2G_{13} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \epsilon_{11} \\ \epsilon_{22} \\ \epsilon_{33} \\ \epsilon_{12} \\ \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} \end{pmatrix} \quad (78)$$

où les C_{ij} sont les constantes de rigidité du matériau définie par les relations suivantes :

$$\begin{aligned} C_{11} &= E_{11}(1 - \nu_{13}^2)\tau \\ C_{33} &= E_{33}(1 - \nu_{12}^2)\tau \\ C_{13} &= E_{11}\nu_{31}(1 + \nu_{21})\tau \\ C_{12} &= E_{11}(\nu_{12} + \nu_{31}^2)\tau \\ \tau &= \frac{1}{1 - \nu_{12}^2 - 2\nu_{13}^2(1 + \nu_{21})} \end{aligned} \quad (79)$$

Avec :

- E_{11} le module de Young dans le sens des fibres
- E_{22} le module de Young dans le plan transverse
- E_{33} le module de Young hors plan
- ν_{12} le coefficient de Poisson dans le sens des fibres
- ν_{13} le coefficient de Poisson longitudinal/transverse
- G_{12}, G_{13} les modules de cisaillement

La rupture du matériau est supposée fragile et apparaissant uniquement en traction dans les directions 1 et 2 de telle sorte que :

$$\begin{aligned} \text{Si } \left(\frac{\sigma_{11}}{X_T}\right)^2 &\geq 1 \rightarrow d = 1 \text{ (rupture)} \\ \text{Si } \left(\frac{\sigma_{22}}{X_T}\right)^2 &\geq 1 \rightarrow d = 1 \text{ (rupture)} \end{aligned} \quad (80)$$

où X_T désigne la résistance à la traction des fibres (identique dans les directions 1 et 2). Cette modélisation simplifiée a pour but de maîtriser et limiter le nombre de paramètres matériaux pour le composite, pouvant être identifiés avec des techniques de caractérisation traditionnelles. De plus, cette approche permet de mieux appréhender l'effet de chaque paramètre sur les performances balistiques. Au final la loi de comportement couplée au critère de rupture comporte 8 paramètres contre 36 pour Hazzard et al. [91] ou 28 pour Camalet [16].

Les valeurs associées sont tirées de la littérature et plus particulièrement de l'étude de Hazzard et al. [91] qui s'intéresse effectivement à la modélisation du composite Dyneema®

HB26. Les paramètres retenus sont donnés dans les Tableau 40 et Tableau 41.

Tableau 40 : Paramètres du modèle de comportement du composite Dyneema® HB26 [91].

$E_{11} = E_{22}$ (MPa)	E_{33} (MPa)	ν_{12}	$\nu_{13} = \nu_{23}$	G_{12} (MPa)	$G_{13} = G_{23}$ (MPa)
34257	3260	0	0,013	173,8	547,8

Tableau 41 : Critère de rupture du composite Dyneema® HB26 [91].

$$\frac{X_{T11} = X_{T22} = X_T \text{ (MPa)}}{1250}$$

Le modèle de comportement ainsi que le critère de rupture sont implémentés via un sous-programme utilisateur (VUMAT) disponible et adapté de "Abaqus/Explicit VUMAT for the simulation of damage and failure in unidirectional fiber composite materials".

Le délaminage entre les couches est modélisé par des surfaces cohésives ayant un critère de contrainte limite défini par l'équation (81) comme proposé par Hazzard [91] et Gilson [122] dans leurs modélisations :

$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_f}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_f}\right)^2 \geq 1 \quad (81)$$

où σ_f est la ténacité normale maximale de l'interface, et τ_f la ténacité tangentielle maximale, σ la contrainte et τ le cisaillement. Quand l'équation (81) est vérifiée, il n'y a plus d'adhésion entre les couches et le délaminage survient. Les paramètres de ce modèle sont présentés dans le Tableau 42.

Tableau 42 : Paramètres du modèle de délaminage du composite [91].

σ_f (MPa)	τ_f (MPa)
1,2	2,6

a. Simulation d'impact rigide

i. Introduction

Après avoir défini les différents éléments nécessaires à la modélisation du composite, nous allons évaluer la validité et la robustesse des paramètres grâce à des impacts de projectiles rigides ayant différentes géométries et dont les données expérimentales sont issues de la thèse de Camalet [16].

Dans un premier temps, l'étude numérique va se focaliser sur l'impact d'un projectile hémisphérique de diamètre 8 mm en acier (supposé indéformable) sur une plaque en composite 200 x 200 mm² d'épaisseur 6 mm, composée de 30 couches de 0,2 mm (Figure 158).

Le projectile est modélisé dans Abaqus® Explicit sous forme de solide rigide par des éléments C3D8R (élément solide hexaédrique linéaire à 8 nœuds à intégration réduite) et une taille de maille de 0,5 mm². Le maillage de la cible est lui aussi réalisé avec des éléments de type C3D8R. On suppose un maillage dégressif : très fin dans la zone centrale d'impact soit une zone de 10 mm x 10 mm avec une augmentation progressive vers les bords comme présenté sur la Figure 158. Une fonction régressive de ratio 4 est appliquée afin d'obtenir une taille plus grossière à l'extrémité de la plaque. Ce maillage offre l'avantage d'avoir une zone d'impact suffisamment affinée, tout en permettant de limiter le temps de calcul grâce à la réduction de la taille de maille aux extrémités de la plaque qui est moins sollicitée. Une modélisation totale est utilisée pour pouvoir autoriser les déplacements dans toutes les directions du projectile (éviter de le contraindre par des symétries) et aussi de permettre l'introduction d'un angle d'impact.

Le cadre servant de support à la cible est modélisé par un solide indéformable. L'effet de la condition de serrage est considéré comme négligeable. En effet, il a pu être vérifié que la plaque est de dimensions suffisamment grandes pour que le projectile s'immobilise ou perfore la plaque avant que l'onde de cisaillement transversale n'atteigne les extrémités. Le contact entre la cible et le support est supposé être avec un frottement important (0,8), celui entre la munition et le composite est quant à lui supposé faible (0,1).

Parmi les différents essais conduits, nous avons retenu un cas non perforant afin de valider les paramètres de la loi de comportement, étudier l'influence du maillage et du critère de rupture du composite. Ainsi, l'essai avec une vitesse d'impact de 218 m/s et un angle d'obliquité de 3,5°, est retenu pour notre étude. Les mêmes conditions expérimentales sont simulées dans Abaqus® Explicit.

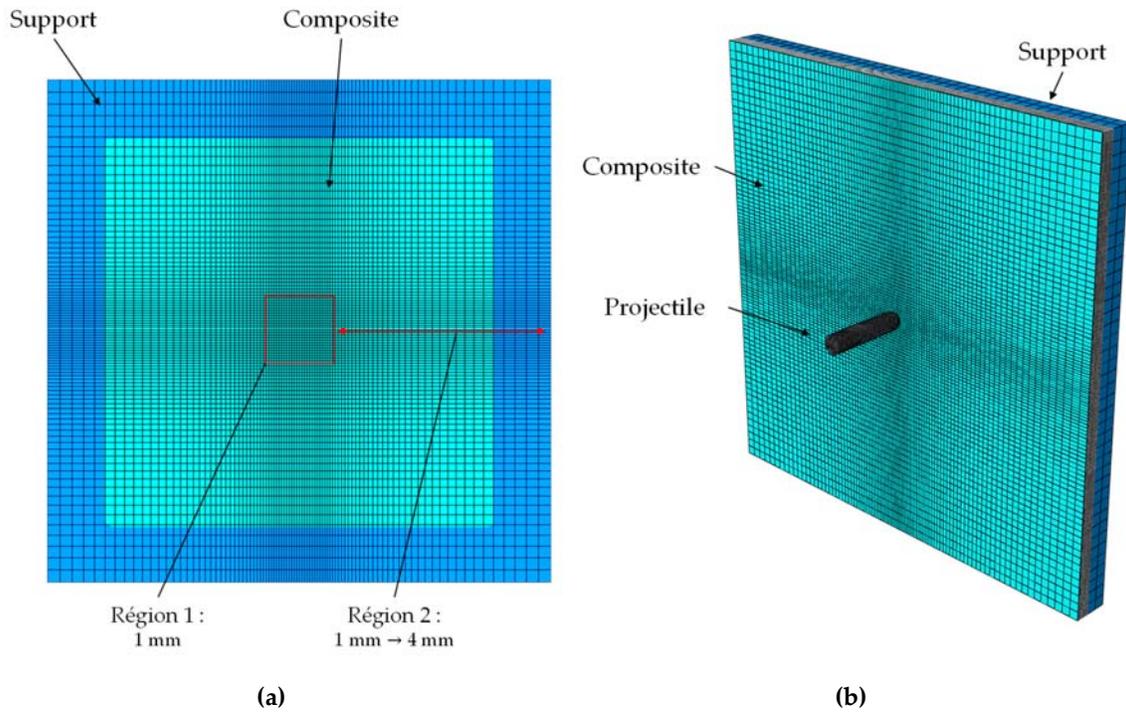


Figure 158 : Exemple de maillage de la configuration d'impact du projectile rigide de 8 mm sur une plaque en HB26 d'épaisseur 6 mm.

ii. Influence du maillage sur la perforation de la cible

Dans un premier temps, intéressons-nous à l'influence du maillage de la cible. Nous allons étudier l'effet de ce dernier sur les résultats numériques et plus particulièrement sur la perforation ou non de la plaque qui constitue un facteur critique. Différentes tailles de maille sont étudiées dont les valeurs sont reportées dans le Tableau 43.

Tableau 43 : Taille des différents maillages étudiés.

Taille de l'élément (mm)	Cas 1	Cas 2	Cas 3	Cas 4
Minimale	0,5	1	2	4
Maximale	2	4	8	16
Observation de la perforation	oui	oui	non	non
Vitesse résiduelle du projectile (m/s)	105	57	x	x
Temps d'arrêt du projectile (ms)	x	x	300	120

Les dernières lignes du Tableau 43 présentent les résultats obtenus en termes de perforation. On considère que le cas est perforant s'il y a perforation totale des couches. On remarque que la perforation du composite est fortement dépendante de la taille de maille.

Une taille de maille très fine induit une rupture plus rapide du composite pour une même valeur du critère de rupture X_T . De plus, la valeur de la vitesse résiduelle tend à diminuer avec une taille de maille plus grossière (taille de maille deux fois plus grande induit une vitesse résiduelle deux fois plus faible voir Cas 1 et 2). Si on s'intéresse au Cas 3 et 4 non perforant, on remarque que le temps d'arrêt du projectile dépend là aussi de la taille de maille. Pour un maillage plus fin le projectile va mettre moins de temps pour s'arrêter, ce qui peut s'expliquer quand dans le cas du maillage plus grossier, moins de mailles vont se rompre facilitant l'arrêt du projectile.

Cela pointe le fait que la valeur du paramètre du modèle de rupture est très dépendante du maillage utilisé. C'est pourquoi dans la suite de notre étude, un même maillage sera défini pour toutes les configurations simulées. Le maillage proposé par Hazzard et al. [91] est retenu afin d'être en accord avec le critère de rupture défini par les auteurs. La zone d'impact de 10 mm sur 10 mm est ainsi maillée avec des éléments d'une taille de 1 mm x 1 mm puis un maillage dégressif est appliqué jusqu'à obtenir une taille plus grossière à l'extrémité de la plaque et de valeur maximale 5 mm x 5 mm comme présenté sur la Figure 158. Ce maillage permet de se positionner dans une configuration entre le Cas 2 et 3.

iii. Influence du critère de rupture

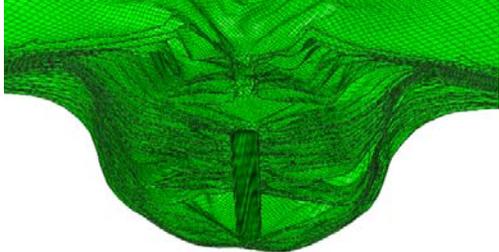
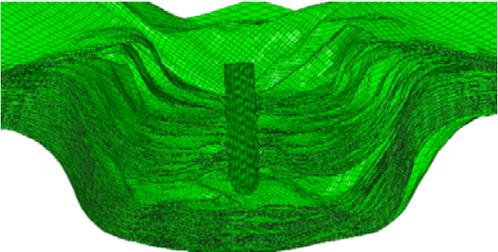
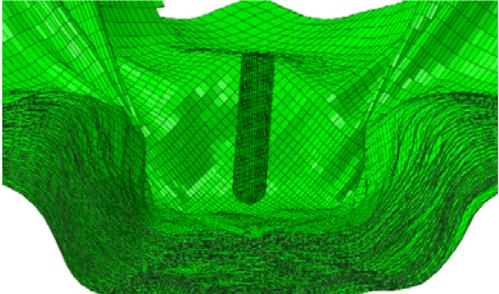
Dans un second temps, pour le maillage et la loi de comportement définis précédemment, nous allons étudier l'influence du critère de rupture X_T sur la perforation de la cible et sur la déflexion de sa face arrière. Le Tableau 44 expose les différents cas étudiés pour l'impact du projectile hémisphérique ayant une vitesse d'impact de 218 m/s.

Tableau 44 : Valeurs du critère de rupture en traction.

	Cas 1	Cas 2	Cas 3	Cas 4	Cas 5
X_T (MPa)	1000	1250	1500	1750	2000

Le Tableau 45 présente une coupe longitudinale de la cible impactée à l'instant final de la simulation (moment correspondant à la perforation totale de la cible ou à l'arrêt du projectile). Le but est d'observer l'endommagement engendré par le projectile rigide en fonction du critère de rupture imposé.

Tableau 45 : Coupe transversale de la cible à l'instant final de la simulation.

<p style="text-align: center;">Cas 1 : Perforation totale Projectile transperçant</p> 	<p style="text-align: center;">Cas 2 : Pénétration partielle Arrêt du projectile</p> 
<p style="text-align: center;">Cas 3 : Pénétration partielle Arrêt du projectile</p> 	<p style="text-align: center;">Cas 4 : Pénétration partielle Arrêt du projectile</p> 
<p style="text-align: center;">Cas 5 : Pas de perforation Arrêt du projectile</p> 	

On remarque que la seule configuration complètement perforante est le Cas 1 ($X_T = 1000$ MPa). Pour les Cas 2 à 5 ($X_T \geq 1250$ MPa), le projectile est arrêté par le composite mais avec une profondeur de pénétration de moins en moins importante à mesure que la valeur de X_T augmente. Le Cas 2, se trouve proche de la limite de perforation avec uniquement 6 plis non rompus tandis que pour le Cas 5 le projectile ne perfore plus aucune couche.

De manière qualitative, on observe dans le Tableau 45 que la déformée arrière de la plaque prend différentes allures allant d'une forme de dôme Cas 2, à une forme plus

rectangulaire Cas 5 ou en double pics pour le Cas 1. Il est à noter que la forme présentée par ce dernier cas n'a pas été constatée expérimentalement. Il est intéressant de voir l'influence du paramètre de rupture du composite sur la déflexion maximale de la face arrière de la plaque. La Figure 159 présente les déflexions maximales mesurées numériquement pour les différents cas, comparés à la courbe expérimentale obtenue durant l'essai de Camalet [16]. Là aussi, l'influence du paramètre X_T est bien visible. Une résistance en traction faible induit une rupture plus rapide de chacune des couches et une déflexion plus importante du composite. Cela est dû au fait que le projectile « appuie » sur un nombre de plus en plus réduit de couches de composite, réduisant ainsi la rigidité de l'ensemble et autorisant alors une déformation plus importante. Cette rigidité peut être observée sur les images présentées dans le Tableau 45 notamment entre le Cas 2 quasi perforant et le Cas 5 sans rupture. Si nous comparons de manière quantitative les valeurs numériques au profil expérimental, une différence significative est observée. Celle-ci peut être induite par différents facteurs. Le premier est l'utilisation d'un modèle composite simplifié qui ne prend pas en compte les dépendances à la vitesse de déformation pour des paramètres d'élasticité (E, G) ou de délaminage tel qu'il est possible de les retrouver pour les modèles utilisés par Camalet [16] ou Hazzard et al. [106]. Le second est l'utilisation d'un critère de rupture uniquement en traction sans endommagement. Les auteurs cités précédemment prennent en compte plusieurs modes de rupture (cisaillement des fibres ou de l'interface) et peuvent aussi appliquer une rupture progressive grâce à un modèle d'endommagement. Finalement, les paramètres du modèle ont été pris de la littérature. Ceux-ci ont été obtenus pour un composite donné avec des conditions d'élaboration spécifiques. Il a été montré dans la partie bibliographique que le procédé de fabrication a une influence notable sur les propriétés mécaniques du matériau (notamment sur le délaminage ou l'élasticité du matériau). Bien que nous ayons pris les conditions les plus proches de ce qui a été appliqué à notre matériau, il peut exister une variabilité entre fabricants. Des écarts dans les courbes expérimentales obtenues en traction dans différentes études ont également été mis en évidence pour un même matériau suivant les différentes géométries testées [88].

Néanmoins, les résultats de nos simulations avec une résistance en traction de 1500 MPa (Cas 3) sont jugés acceptables pour la suite de notre étude. En effet, même si la dynamique de la courbe de déflexion n'est pas parfaitement retranscrite (avec une sous-

estimation), cette valeur permet de se rapprocher de la déflexion finale expérimentale.

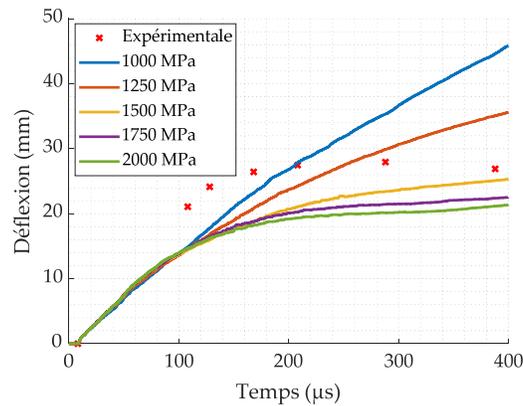


Figure 159 : Déflexion maximale de la face arrière de la cible pour différents critères de rupture.

Cette étude a permis de mettre en évidence l'importance du maillage ainsi que de la valeur du critère de rupture sur les résultats obtenus. Finalement, le modèle composite simplifié retenu montre des résultats satisfaisants au regard de notre application.

La suite de ce chapitre va s'intéresser à la simulation d'un impact balistique d'une munition de calibre 9 mm sur le présent composite.

2. Simulation d'impact de la munition de calibre 9 mm

a. Objectifs

Cette partie est consacrée à la simulation numérique de l'impact de la munition de calibre 9 mm sur une cible en Dyneema® HB26 d'épaisseur 4,8 mm à une vitesse de 400 mm/s, correspondant à la configuration expérimentale n°1. Durant la campagne d'essais, il a été mis en évidence la déformation en forme de champignon de cette munition. L'objectif ici est d'observer et de discuter du comportement et de l'endommagement de la munition durant l'impact. Pour cela, une simulation de référence est mise en place à partir des modèles et paramètres associés définis précédemment. L'influence des différents paramètres des lois matériaux utilisés pour le composite et la munition est étudiée.

b. Cas de référence

i. Modélisation

Pour rappel, le logiciel commercial Abaqus® Explicit est utilisé pour la simulation. Le composite est modélisé par une plaque carrée de 200 x 200 mm² d'épaisseur 4,8 mm, constituée de 24 couches. Le maillage est réalisé comme défini à la fin de la section ii et les

conditions aux limites ainsi que les contacts sont identiques à ceux appliqués précédemment (notamment pour le support). Les valeurs des paramètres matériaux correspondent à celles des Tableau 41 et Tableau 42 avec une valeur de $X_T = 1500$ MPa. La munition de calibre 9 mm est modélisée par des éléments C3D8R, avec une taille de maille de $0,28 \text{ mm}^2$ pour la chemise et $0,11 \text{ mm}^2$ pour le noyau (conformément aux études préalablement menées, voir pages 79 et 115 respectivement). Les valeurs des paramètres des lois matériaux de la chemise et du noyau et les critères de rupture associés sont extraits des Tableau 22, Tableau 31 et Tableau 32. Un critère « d'element deletion » est défini pour éroder les éléments ayant atteint la valeur de rupture. Le contact entre le noyau (plomb) et la chemise (tombac) est réalisée par un frottement faible [160].

ii. Résultats obtenus pour le cas de référence

Des images ont été extraites de la simulation réalisée avec les paramètres de référence et sont présentées sur la Figure 160. Lors des premiers instants de l'impact, le projectile pénètre le composite en se déformant peu, une rupture des premières couches du composite est alors visible ($t = 0 \text{ } \mu\text{s}$ à $20 \text{ } \mu\text{s}$). A $t = 40 \text{ } \mu\text{s}$, la munition commence à se déformer pour prendre la forme caractéristique d'un champignon. À $t = 60 \text{ } \mu\text{s}$, la munition ne perfore plus de nouvelles couches de composite, mais il est alors possible d'observer l'apparition de délaminage. Finalement la munition ne se déforme plus jusqu'à son arrêt total à $t = 250 \text{ } \mu\text{s}$. Le noyau en plomb est la partie de la munition subissant la plus grande déformation. Il a tendance à se comprimer et glisser dans la chemise (de $t = 40$ à $120 \text{ } \mu\text{s}$).

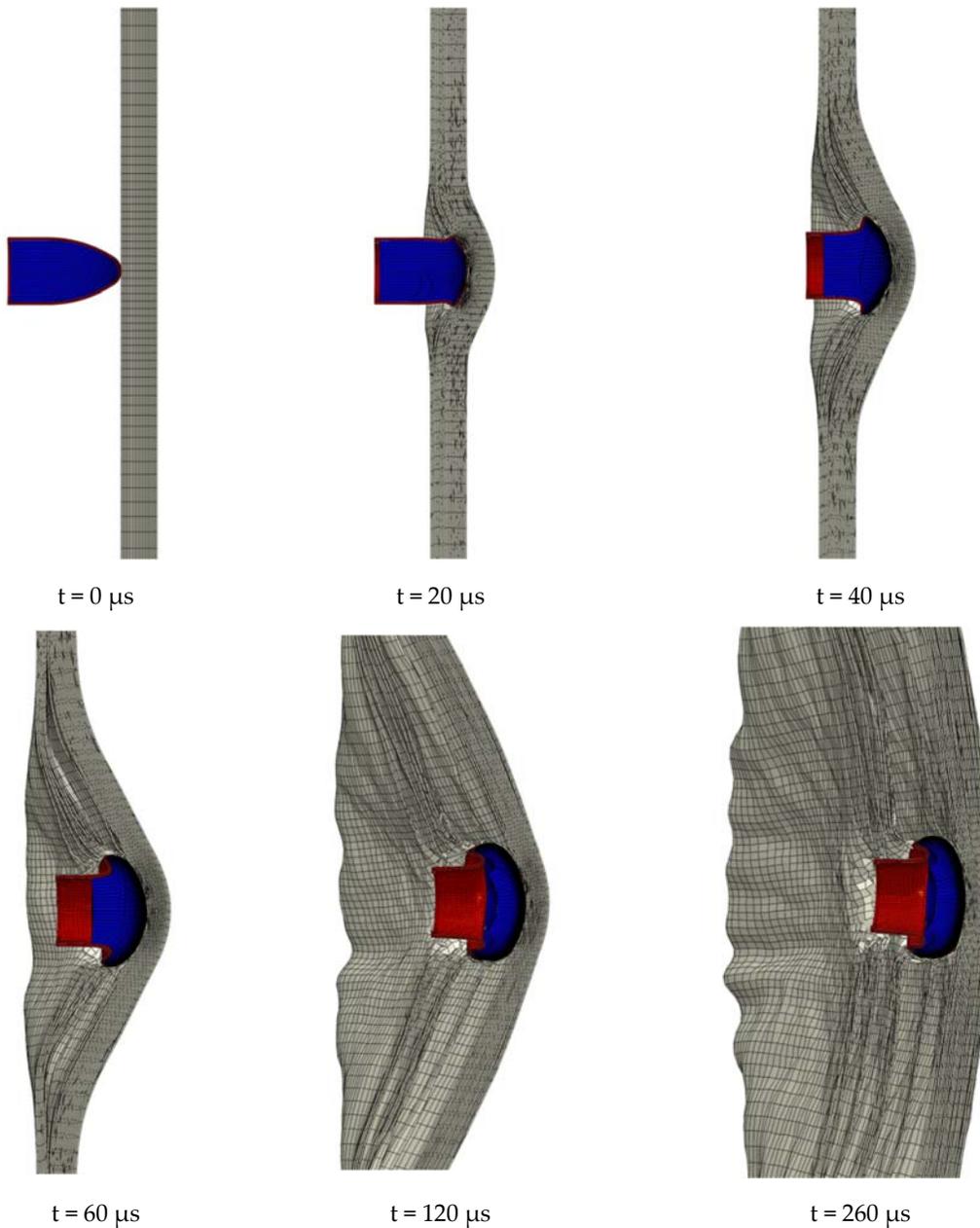


Figure 160 : Simulation de l'impact de la munition de 9mm sur une protection en Dyneema® HB26 de 4,8 mm d'épaisseur pour les paramètres de référence.

La Figure 161 donne une représentation de l'évolution de la vitesse au cours de l'impact, mesurée sur plusieurs nœuds à l'arrière de la chemise du projectile, ainsi que de la déflexion maximale de la plaque en composite (mesurée au niveau du nœud situé au centre de la face arrière de la cible). On observe que la décélération du projectile subit un changement de pente abrupt à partir de 120 μ s correspondant au moment où le projectile se déforme de manière importante. Cette tendance est également visible sur la courbe de la déflexion maximale. La déflexion obtenue numériquement (Figure 161.b) présente une sous-estimation de l'ordre de 30%, ce point ayant déjà

été constaté avec le projectile rigide. La phase linéaire est quant à elle bien représentée par la simulation (jusqu'à environ 100 μ s).

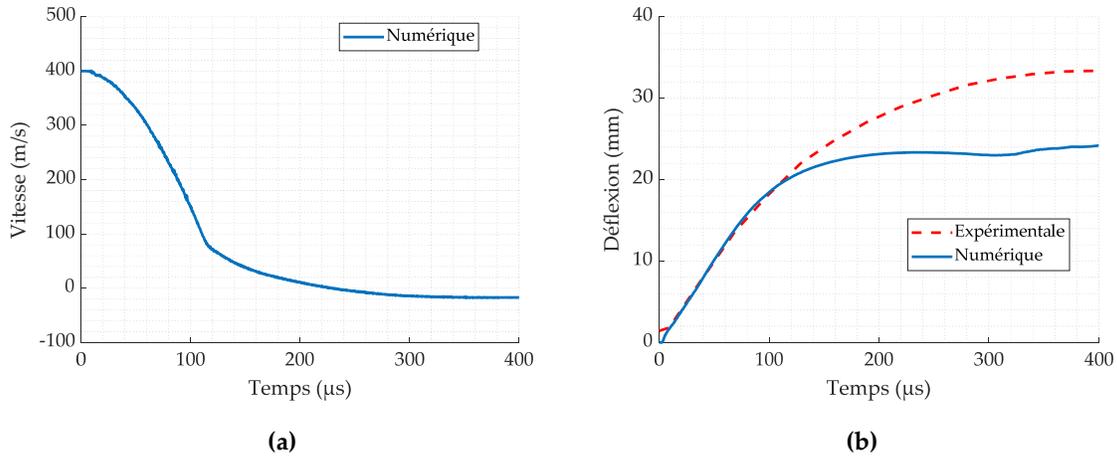


Figure 161 : (a) Évolution, en fonction du temps, de la vitesse de la munition obtenue par simulation numérique du cas de référence; (b) Déflexion maximale de la face arrière du composite au cours du temps et comparaison avec les valeurs expérimentales.

Il est intéressant de visualiser sur la Figure 162 la comparaison de la déformation et l'endommagement de la munition à l'instant final de la simulation avec un projectile récupéré en fin d'essai. Les faciès présentés sont assez similaires. On peut observer une localisation de la rupture de la chemise dans la même zone et une déformation importante du noyau en plomb dans les deux cas. On remarque cependant une différence au niveau de l'écrasement de la chemise, qui est plus prononcée pour le cas réel. En effet, la déformation de la chemise est moins importante dans la simulation, on retrouve une hauteur / diamètre d'environ 8 à 9 mm / 18 à 19 mm pour les cas expérimentaux contre 11 mm / 14 mm pour le cas numérique. Ceci peut notamment s'expliquer par un manque de rigidité du composite ou une rigidité trop importante de la chemise de la munition.



Figure 162 : Comparaison post-mortem de la munition de calibre 9 mm obtenue en : (a) essai balistique ; (b) simulation numérique.

Dans ce qui suit, nous allons évaluer l'influence du modèle de comportement et de

rupture du composite sur la réponse mécanique de la cible et l'endommagement de la munition.

iii. Influence du critère de rupture du composite

Afin d'étudier l'influence du critère de rupture du composite sur les performances balistiques de la cible et l'endommagement du projectile, différentes valeurs de X_T sont étudiées. Les différents cas sont explicités dans le Tableau 46. Les valeurs des autres paramètres des lois matériaux et critères de rupture restent celles de référence. Ce tableau présente également les résultats obtenus pour toutes ces configurations à l'instant final en termes de perforation ou non de la cible ainsi que de l'état de la munition. On peut remarquer qu'un seul cas est perforant ($X_T = 1000$ MPa). Pour les cas 2 et 3, le projectile est stoppé et perce partiellement la protection ; pour les cas 4 et 5 soit $X_T \geq 1750$ MPa, le projectile n'endommage pas le composite. On remarque aussi que pour le cas non perforant, la chemise de la munition ne rompt pas. De plus, lorsque que X_T augmente, le diamètre du champignon augmente et la longueur diminue, signifiant que le projectile se déforme plus. Expérimentalement, nous avons vu que le diamètre était d'environ 18-19 mm et la hauteur de 8-9 mm, les Cas 4 et 5 montre des déformations du même ordre de grandeur.

Tableau 46 : Valeurs des paramètres de rupture en traction testées et résultats numériques obtenus.

	Cas 1	Cas 2	Cas 3 Référence	Cas 4	Cas 5
X_T (MPa)	1000	1250	1500	1750	2000
Observation de la perforation	oui	non	non	non	non
Observation de la rupture des couches de composites	oui	oui	oui	non	non
Formation du champignon	non	oui	oui	oui	oui
Diamètre du projectile à l'instant final (mm)	13	14	14	19	19
Longueur du projectile à l'instant final (mm)	13	11	10	8	8
Observation de la rupture de la chemise	non	oui	oui	oui	oui

La Figure 163 expose les courbes de vitesse du projectile et de déflexion maximale du composite mesurée sur le nœud situé au centre de la face arrière de la plaque. La Figure 163.a montre que pour une résistance en traction de 1000 MPa, la munition est ralentie par la

protection, mais pas suffisamment pour être arrêtée. Pour les autres cas, on remarque que l'augmentation de X_T induit une décélération plus rapide du projectile jusqu'à une valeur limite de X_T correspondant aux configurations où le composite ne subit aucune rupture. Sur la Figure 163.b, pour les cas non perforants, la déflexion maximale atteinte en fin de simulation a tendance à décroître avec l'augmentation de la résistance en traction du composite ce qui est en accord avec ce qui a été constaté dans l'étude de l'impact par un projectile rigide. Pour une valeur supérieure à 1750 MPa, les courbes de déflexion sont superposées. La déflexion du cas perforant correspond en réalité à la position du point extrême de la tête du projectile et doit donc être interprétée avec précaution. Son évolution en fonction du temps, est donnée ici juste à titre indicatif.

La comparaison avec les données expérimentales montre que les simulations réalisées sous-évaluent la déflexion. On notera cependant qu'une valeur de $X_T = 1250$ MPa donne des résultats proches de l'expérimental. Il pourrait être intéressant d'affiner la valeur de X_T pour retrouver la même valeur de déflexion.

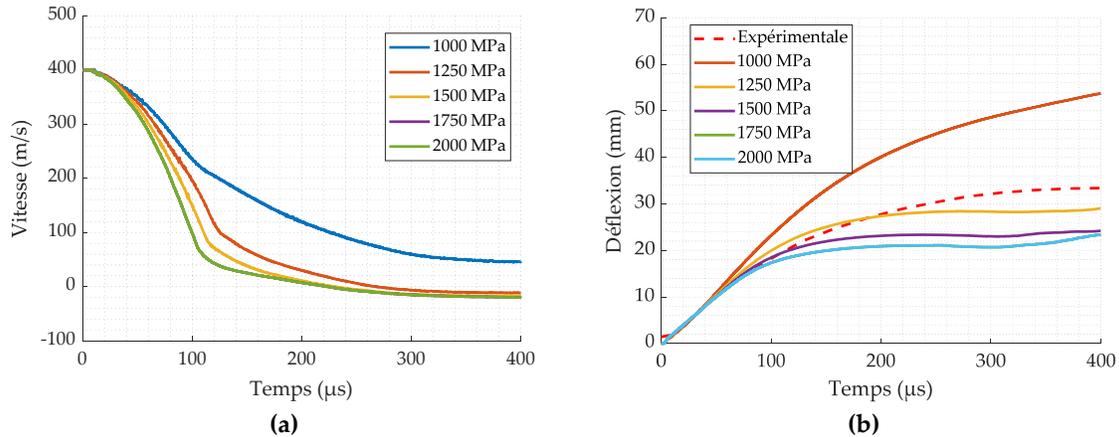


Figure 163 : (a) Étude de la vitesse de la munition de calibre 9 mm pour les différentes valeurs de X_T ; (b) Comparaison de la déflexion de la face arrière de la protection pour les différentes valeurs de X_T .

iv. Influence des paramètres de la loi de comportement du composite

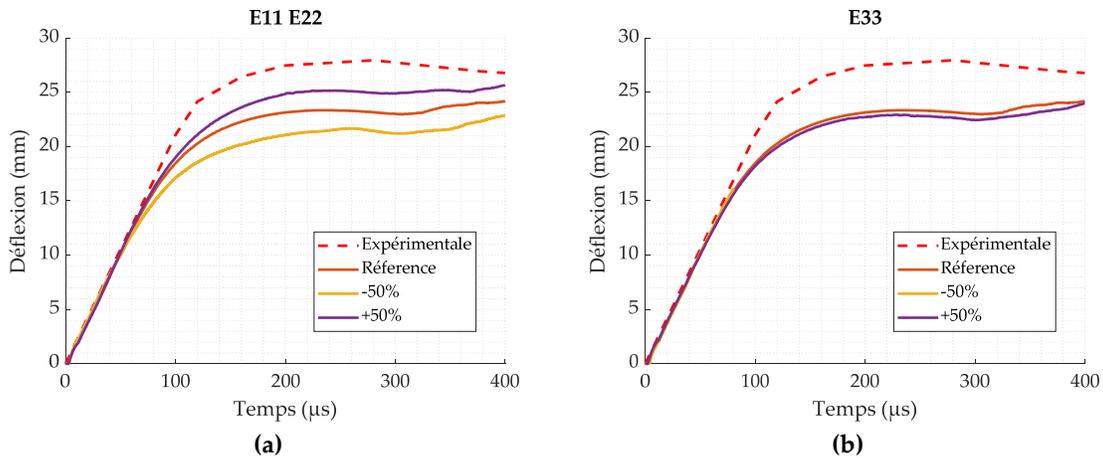
Afin de quantifier la sensibilité des résultats de simulation aux paramètres de la loi matériau du composite, une étude paramétrique est réalisée. Chacun des 6 paramètres du Tableau 40 est soumis à une variation de $\pm 50\%$. Les résultats sont comparés à la simulation de référence définie précédemment. La déflexion du composite, la décélération de la munition ainsi que la forme du champignon sont comparées pour les différents cas. Ici,

l'objectif n'est pas de quantifier les dommages au sein du composite mais uniquement de s'intéresser aux critères balistiques pouvant influencer les lésions occasionnées tel que l'arrêt ou non du projectile, la déflexion de la protection ainsi que l'endommagement du projectile.

Pour tous les cas testés, la munition a été stoppée par le composite. La Figure 164 présente les différentes courbes de déflexion obtenues ainsi que celle de la configuration de référence. On notera que dans le cas d'une valeur de E_{33} affectée de -50 %, cela a conduit à des problèmes de distorsion de maillage et le calcul s'est arrêté à un temps d'environ 80 μs .

L'ensemble de ces tracés fait apparaître qu'une modification de $\mp 50\%$ des paramètres n'influe pas sur le coefficient directeur de la partie linéaire de la déflexion, mais plutôt sur sa rupture de pente qui peut survenir plus ou moins tôt. De plus, on constate que les effets sur la déflexion sont plus ou moins prononcés suivant le paramètre considéré. L'augmentation de 50 % de G_{13} et G_{23} ou la diminution de 50% de G_{12} offre un résultat très intéressant, la variation de ces paramètres permet d'obtenir une déflexion quasi similaire au résultat expérimental.

Afin d'avoir une approche plus quantitative, l'écart en pourcentage entre les paramètres modifiés et le cas de référence est calculé et reporté sur la Figure 165. Trois instants sont étudiés : 100 μs , 200 μs et 300 μs . Les paramètres ayant l'influence la plus faible (écart inférieur à 5 %) sont les coefficients de Poisson (ν_{13} et ν_{23}) et le module de Young hors plan (E_{33}). Les modules de Young dans le sens fibres $E_{11}(= E_{22})$ pour une variation de 50 % donnent un écart correspondant à environ 10 %. Les paramètres les plus critiques pour la déflexion sont les modules de cisaillement G_{12} , G_{13} et G_{23} qui induisent des écarts supérieurs à 10 %.



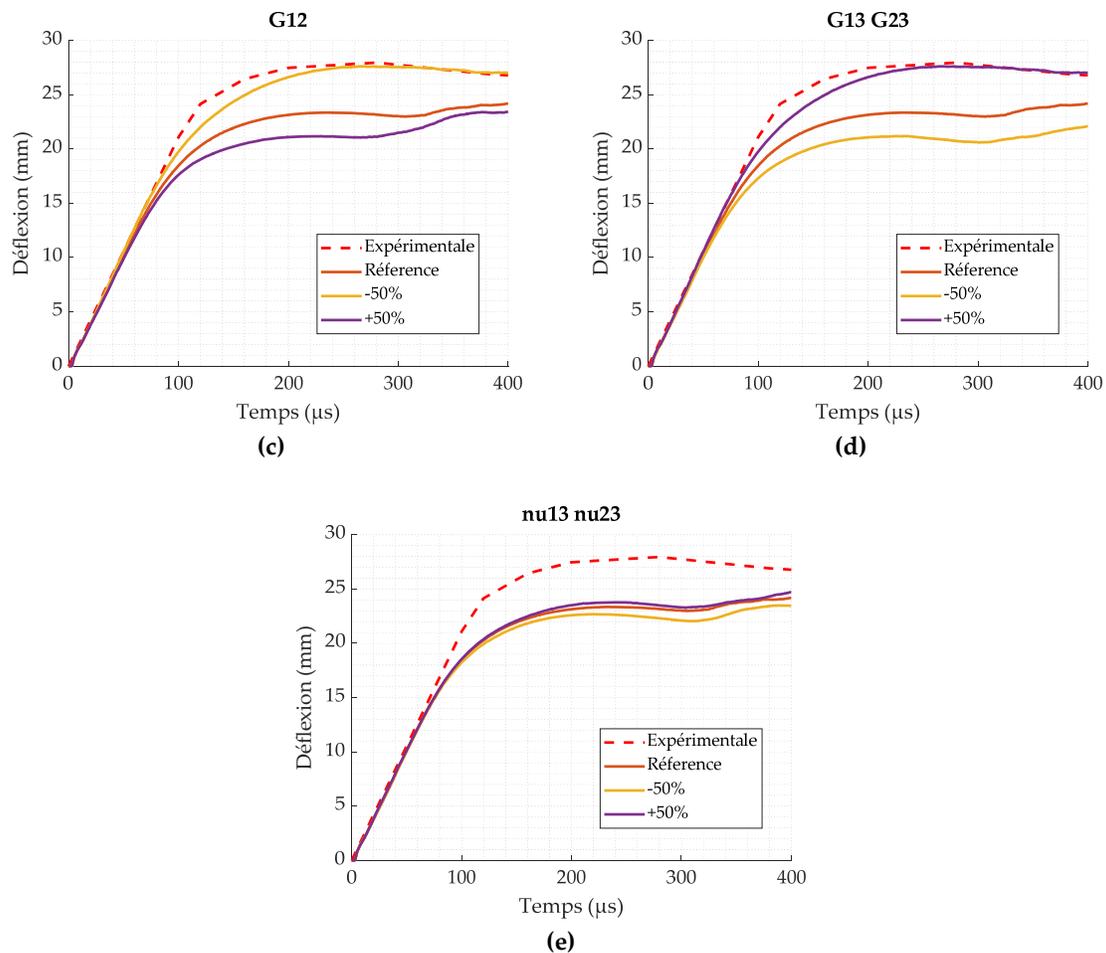


Figure 164 : Comparaison des déflexions entre le cas référence et chaque paramètre ayant subi une variation de $\pm 50\%$.

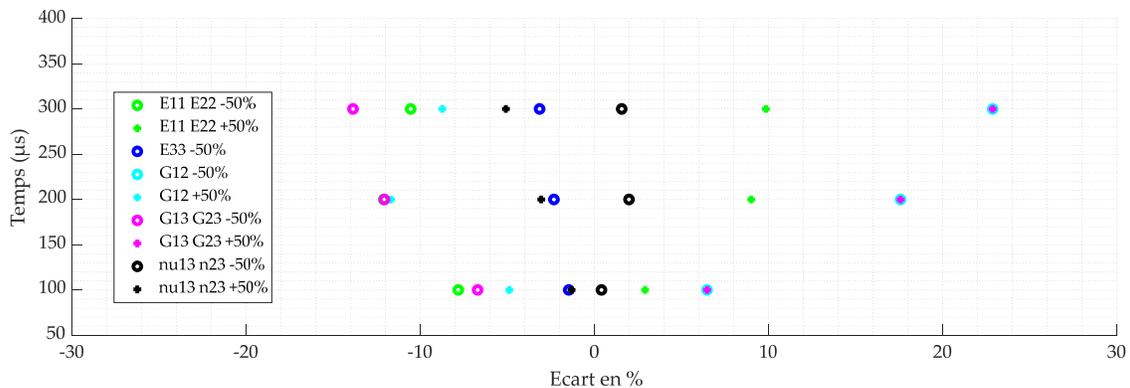


Figure 165 : Écart en relatif entre la déflexion calculée pour le cas considéré et la simulation de référence pour différents instants.

Les temps d'arrêt de la munition pour le cas de référence et les configurations testées dans cette étude paramétrique sont extraits des résultats numériques aux instants pour lesquels la vitesse du projectile est nulle, les temps sont présentés dans le Tableau 47. Les

temps d'arrêt varient de 209,9 μs pour le plus rapide à 267 μs pour le plus long. On remarque que la variation de la valeur des paramètres du modèle influe sur le temps d'arrêt. Les valeurs sont comparées et représentées sous forme d'écart à la référence dans la dernière ligne du Tableau 47. L'influence des paramètres est ici plus faible que sur la déflexion (<15 %). Les modules de cisaillement se révèlent une nouvelle fois être les paramètres les plus critiques alors que les modules de Young et les coefficients de Poisson présentent des écarts inférieurs à 5 %.

Tableau 47 : Temps d'arrêt du projectile pour les différentes configurations.

	Référence	E11 E22	E11 E22	E33	G12	G12	G13 G23	G13 G23	ν_{13} ν_{23}	ν_{13} ν_{23}
+/- 50 %		-	+	+	-	+	-	+	-	+
Temps (μs)	227,1	226,1	236,5	218,2	267,0	209,9	210,5	267	231,1	217,9
Écart relatif (%)		-0,3	3,9	-4,0	14,9	-8,2	-7,8	14,9	1,8	-4,2

Cette étude paramétrique est intéressante car elle permet de mettre en évidence les paramètres de la loi de comportement du composite les plus influents sur les performances balistiques de la cible. Pour la modélisation numérique, certains paramètres tels que le coefficient de Poisson ou les modules de Young peuvent nécessiter une caractérisation moins précise que d'autres paramètres, car leurs valeurs ont une influence plus faible sur les résultats (inférieur à 10 %). Ce qui n'est pas le cas des modules de cisaillement qui pour leur part induisent des écarts plus élevés. Cependant, il est important de rappeler que certains auteurs tels que Camalet [16] ou Lässig et al. [98] ont mis en évidence que ces différents paramètres élastiques pouvaient dépendre de la vitesse de déformation, notamment pour des gammes de déformations plus importantes. Cette dépendance n'est pas prise en compte dans notre travail de doctorat.

Cette étude paramétrique permet aussi de développer des pistes quant à l'optimisation des protections, par exemple, par un ajustement des propriétés mécaniques du composite. Il a en effet été montré qu'une augmentation de G_{12} ou une diminution de G_{13} et G_{23} induisait une réduction de la déflexion ce qui serait bénéfique pour l'utilisateur.

Après s'être intéressé à la réponse mécanique dynamique de la cible et la décélération de la munition, il est important d'observer l'endommagement du projectile obtenu pour les

différents cas. La Figure 166.a représente la géométrie de la munition à l'état initial. La Figure 166 recense les différentes géométries de la munition à l'instant final de la simulation. On peut classer la déformation de la munition en trois cas représentatifs que nous nommerons « catégorie ». « Catégorie A » : Simple déformation en forme de champignon sans apparition de rupture. « Catégorie B » : Déformation avec formation partielle de champignon et apparition de rupture au niveau de la chemise. « Catégorie C » : Déformation avec formation complète du champignon et rupture de la chemise en pétales. Le Tableau 48 présente la catégorie de déformation observée en fonction du cas étudié.

On peut noter qu'un composite plus rigide semble induire une plus grande déformation de la munition et donc provoquer un endommagement plus important de la chemise (diminution de E_{11} , E_{22} ou augmentation de G_{13} , G_{23}). En d'autres termes, pour une déflexion plus faible, la munition va se déformer beaucoup plus.

La Catégorie B offre des résultats cohérents avec la réalité mais le champignon numérique ne semble pas assez prononcé contrairement à la déformation de la Catégorie A. Celle-ci est la plus proche des résultats obtenus expérimentalement dans la partie II.5.b.

Tableau 48 : Type de déformation subit par la munition à l'état final de la simulation.

Référence	Cas 1	Cas 2	Cas 4	Cas 5	Cas 6	Cas 7	Cas 8	Cas 9	Cas 10
	E11	E11	E33	G12	G12	G13	G13	ν_{13}	ν_{13}
	E22	E22				G23	G23	ν_{23}	ν_{23}
	-50 %	+50 %	+50 %	-50 %	+50 %	-50 %	+50 %	-50 %	+50 %
Cat B	Cat C	Cat B	Cat B	Cat A	Cat B	Cat A	Cat B	Cat A	Cat A

Après avoir étudié la déformation finale du projectile, il est intéressant d'observer la déformation durant l'essai et surtout de la comparer aux résultats expérimentaux obtenus dans la partie précédente. La Figure 167 représente la déformation de la munition durant l'impact pour la configuration de référence (Figure 167.a) et la configuration sans endommagement du composite (Figure 167.c). Les résultats sont confrontés aux images expérimentales obtenues par rayons X (Figure 167.b).

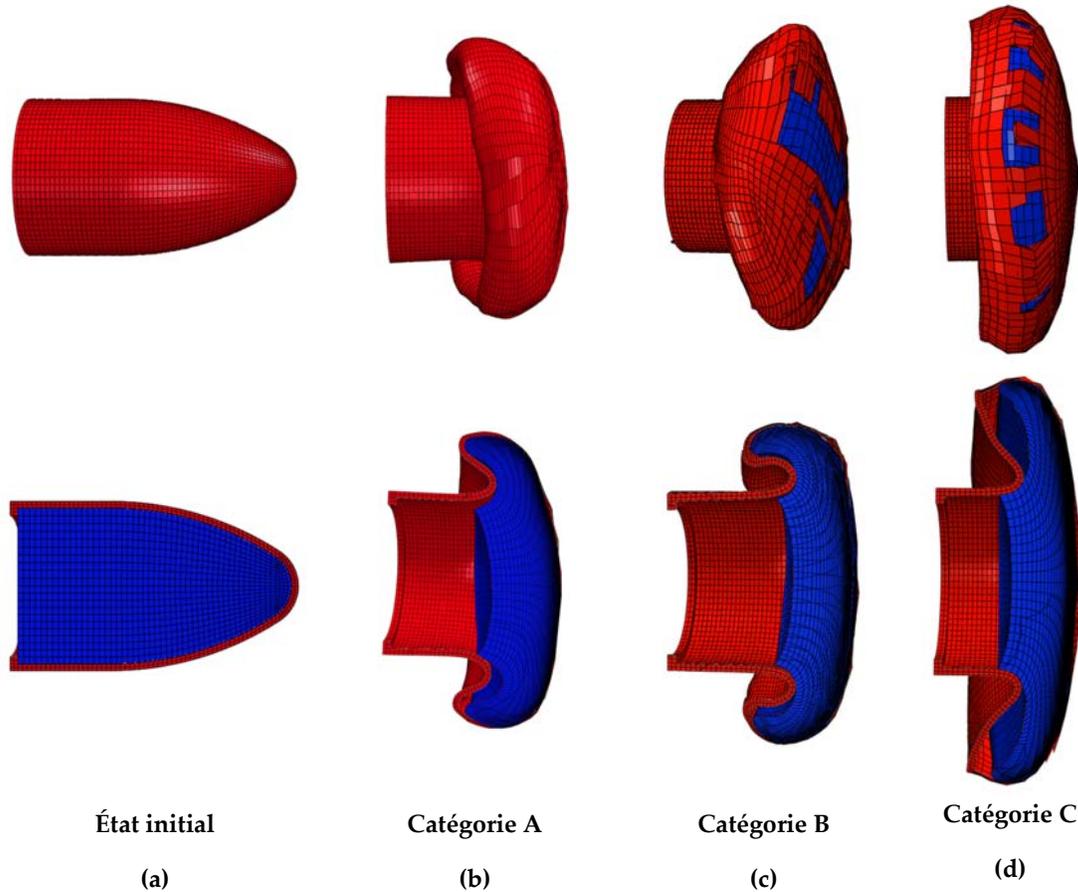


Figure 166 : Géométrie de la munition de calibre 9 mm : (a) avant impact ; (b) déformation partielle en champignon sans rupture de la chemise ; (c) déformation partielle en champignon avec apparition de la rupture au niveau de la chemise ; (d) déformation avec formation complète du champignon et rupture de la chemise en pétales.

Pour le cas de référence (a), à l'instant $t = 40 \mu\text{s}$, le projectile pénètre la protection en rompant les couches, avec une légère déformation de la pointe, en accord avec l'expérimental (b). Pour les instants suivants, la munition prend la forme de champignon (80 et $120 \mu\text{s}$) qui est moins prononcée que dans la réalité. Finalement, le projectile ne se déforme plus jusqu'à son arrêt complet.

Pour le cas où le composite ne s'endommage pas (c), la munition est très rapidement déformée ($40 \mu\text{s}$). La comparaison avec la déformation expérimentale montre une déformation numérique légèrement plus prononcée. Pour t de 80 à $160 \mu\text{s}$, le champignonnage est quasiment similaire entre les cas b et c. On peut conclure que ce cas permet de retranscrire très fidèlement le comportement de la munition de calibre 9 mm durant l'impact. Les écarts observés pour le cas de référence semblent venir du fait que le

composite à un comportement moins rigide causé par la rupture des couches, limitant la déformation de la munition. Ce manque de rigidité peut s'expliquer par l'utilisation d'un modèle simplifié du composite (comportement et rupture) qui ne retranscrit pas tous les phénomènes survenant dans le composite (rupture en cisaillement, dépendance à la vitesse de déformation, etc.).

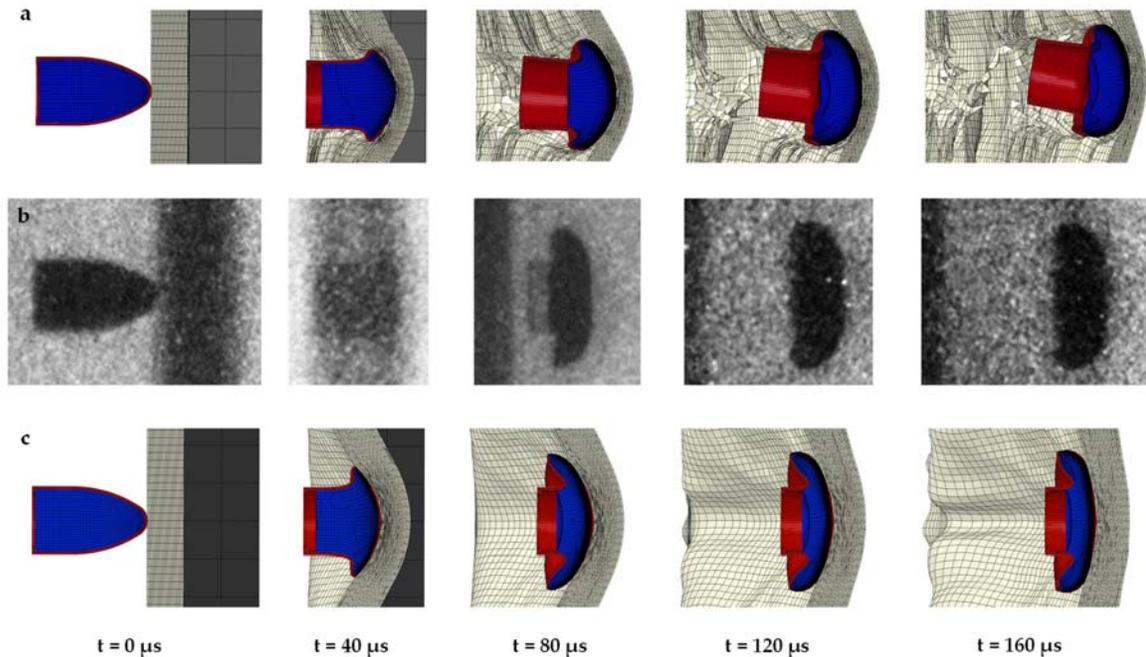


Figure 167 : Comparaison du phénomène de champignonage de la munition de 9 mm entre : **(a)** la simulation de référence ; **(b)** les images rayon X ; **(c)** la simulation sans endommagement du composite.

En conclusion, la simulation permet de retranscrire les phénomènes observés expérimentalement au niveau de la munition : déformation en forme de champignon et rupture de la chemise. Cependant, cette déformation est étroitement liée au comportement mécanique du composite. C'est pourquoi pour obtenir des critères de performances balistiques précis (déflexion, vitesses résiduelles des projectiles, etc.) il apparaît indispensable de bien calibrer le modèle composite utilisé.

c. Comparaison aux modèles de la littérature

Dans cette partie, les modèles de la littérature sont comparés au cas de référence.

Dans un premier temps le noyau en plomb est étudié. L'alliage de plomb est modélisé avec les lois de comportement et de rupture définies dans les Tableau 49 et Tableau 50. Le

premier fait référence au modèle de Johnson-Cook utilisé par Peroni et al. [50]. Le second est le modèle de comportement linéaire élastique plastique avec écrouissage (Figure 168) et dépendance à la vitesse de déformation via le facteur de Cowper-Symonds (CS) $(1 + (\frac{\dot{\epsilon}}{C})^{1/p})$ utilisé par Gilson [122]. La chemise en acier est celle définie dans le chapitre 3.

Dans un second temps, différents paramètres du modèle de Johnson-Cook pour la chemise en acier sont étudiés en conservant la loi de comportement et de rupture du plomb défini dans le chapitre 2. Les paramètres pour la chemise sont rappelés dans le Tableau 51 pour l'acier S335NL [148] et l'acier 1006 [149] dans le Tableau 52.

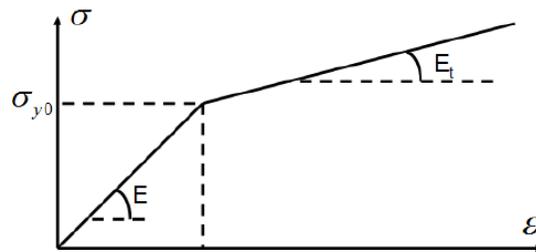


Figure 168 : Loi de comportement linéaire élastique-plastique avec écrouissage [122].

Tableau 49 : Noyau en plomb : modèle de Johnson-Cook [50].

ρ (kg/m^3)	E (GPa)	ν	A (MPa)	B (MPa)	n (-)	C (-)	ϵ_0 (s^{-1})
10940	25,5	0,4	1	61	0,163	0,41	221

Tableau 50 : Noyau en plomb : modèle de Cowper-Symonds [122].

ρ (kg/m^3)	E (GPa)	ν	σ_y (MPa)	E_{tan}	C (s^{-1})	p	ϵ_r
11270	17	0,4	8	15	600	3	2,5

Tableau 51 : Chemise en acier : modèle de Johnson-Cook pour l'acier S335NL [148].

ρ (kg/m^3)	E (GPa)	ν	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m
7830	190	0,3	353,63	590,25	0,322	0,024	0,85

Tableau 52 : Chemise en acier : modèle de Johnson-Cook pour l'acier 1006 [149].

ρ (kg/m^3)	E (GPa)	ν	A (MPa)	B (MPa)	n	C	m
7830	206	0,3	350	275	0,36	0,022	1

Les courbes de vitesse et de déflexion de la protection sont représentées sur la Figure 169. Pour la vitesse mesurée au niveau du noyau et de la chemise, on remarque que pour la simulation avec le modèle CS, les courbes de vitesse du noyau et de la chemise sont similaires avec le cas de référence. Pour la simulation avec le modèle de Johnson-Cook, le noyau est ralenti plus rapidement au début de l'essai alors que la chemise suit la même vitesse que le cas de référence. En ce qui concerne la déflexion de la cible dont les courbes sont présentées sur la Figure 170, les résultats sont similaires au cas de référence.

Ces différents résultats montrent que le modèle du noyau en plomb ne semble pas influencer grandement le comportement de la protection, les simulations induisant la même décélération de la munition et la même déflexion de la plaque.

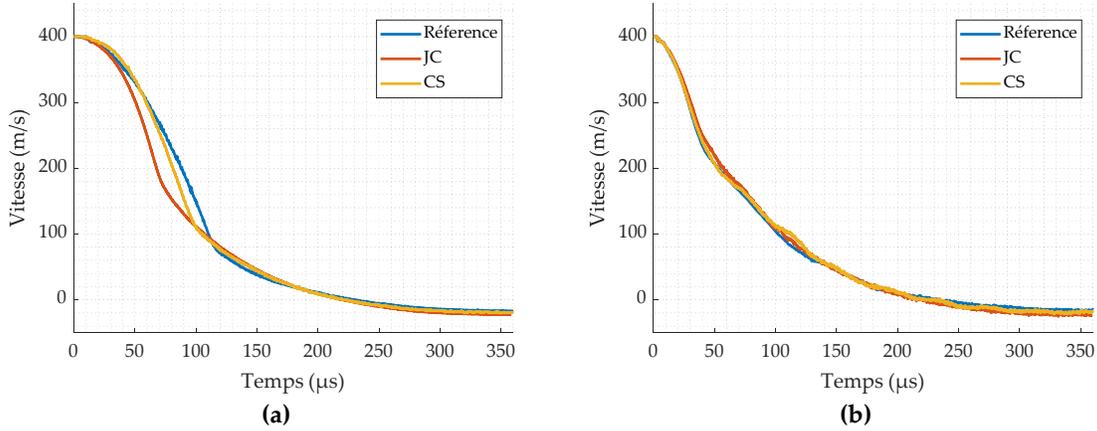


Figure 169 : Courbes de vitesse pour les simulations de référence, avec modèle de Johnson-Cook et le modèle de CS pour le noyau en plomb : **(a)** vitesse du noyau ; **(b)** vitesse de la chemise.

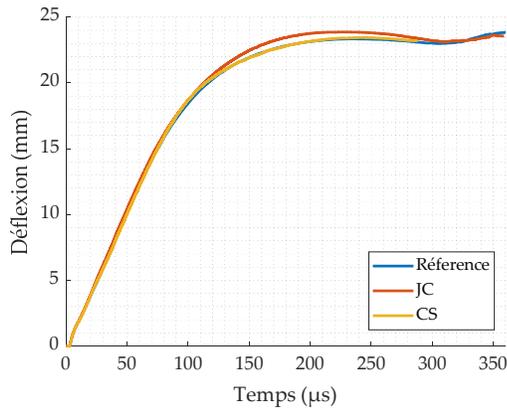


Figure 170 : Courbes de déflexion de la cible pour les simulations de référence, avec modèle de Johnson-Cook et le modèle de CS pour le noyau en plomb.

La Figure 171 présente les faciès de déformation à l'instant final des simulations ($t = 350 \mu\text{s}$) tandis que le Tableau 53 donne les dimensions du projectile. Pour la modélisation du noyau avec la loi de Johnson-Cook et les paramètres issus de [50], on remarque que le noyau se déforme très peu ($h = 12\text{mm}$ et $d = 13 \text{ mm}$), en effet il n'y a pas de formation de champignon ni de rupture de la chemise. Pour le modèle CS on retrouve une déformation proche du cas de référence ($h = 11$ et $d = 14 \text{ mm}$). Cependant la chemise ne subit pas de rupture. On notera que le chapitre 2 avait montré que le modèle de Johnson-Cook avec les paramètres que nous avons identifiés n'était pas adapté. Cela est confirmé dans cette partie

pour un autre jeu de paramètres. En ce qui concerne le modèle utilisé par Gilson [122], on remarque qu'il conduit à des résultats assez similaires pour la déformation mais ne permet pas de reproduire la rupture de la chemise. Cela s'explique par la définition du modèle CS semblable à celui mis en place dans notre étude. La principale différence est la dépendance aux effets de la température qui ne sont pas pris en compte par le modèle CS. Or dans le chapitre 2, il a été montré que l'alliage de plomb étudié avait une forte dépendance à ce paramètre.

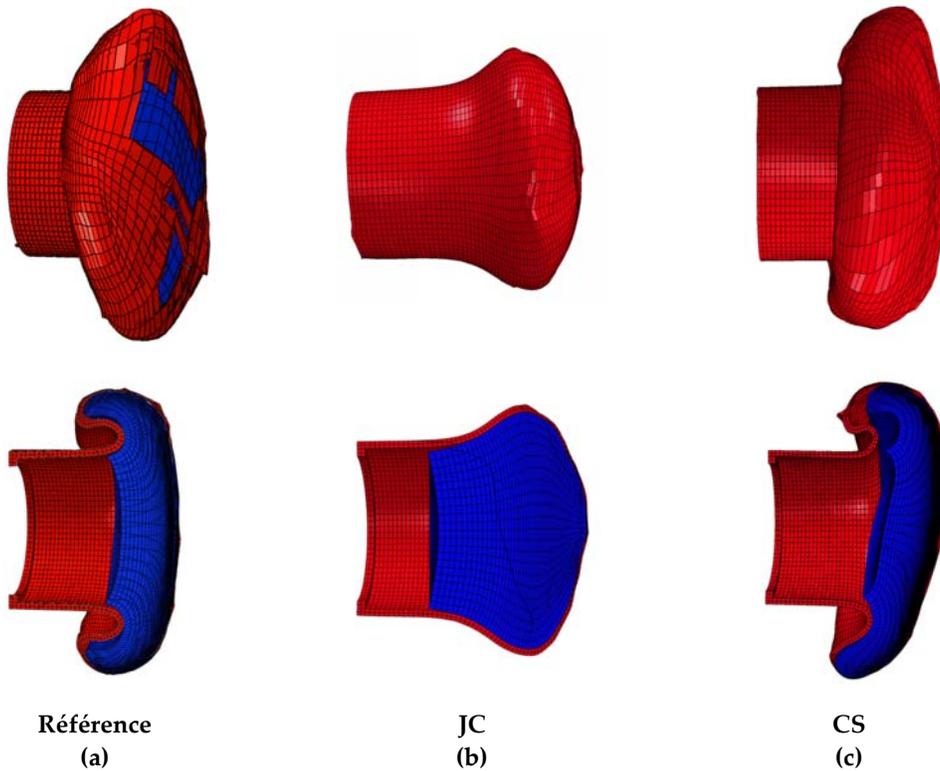


Figure 171 : Déformation, à l'état final de la simulation (350 μ s), de la munition pour les cas : **(a)** de référence ; **(b)** avec modèle de Johnson-Cook pour le noyau; **(c)** avec le modèle de CS pour le noyau.

Tableau 53 : Dimension de la munition après impact.

	Référence	Modèle JC [50]	Modèle de CS [122]
Hauteur (mm)	10	12	11
Diamètre (mm)	14	13	14
Rupture de la chemise	Oui	Non	Non

L'influence du modèle de la chemise est maintenant étudiée. Pour l'acier S335NL, la munition ne se déforme pas et transperce complètement le composite. Cela s'explique par le fait que la chemise est trop rigide, se comportant donc comme un projectile hémisphérique,

rendant la perforation plus aisée. Pour l'acier 1006 on remarque là aussi une similitude de la vitesse du projectile et de la déflexion avec le cas de référence (Figure 172 et Figure 173). En ce qui concerne la déformation du projectile à l'état final, les dimensions sont assez proches du cas de référence (Tableau 54). La forme du champignon est moins prononcée que dans le cas de référence rendant compte d'une plus grande rigidité du projectile. La comparaison des paramètres des différents modèles de Johnson-Cook montre une différence principalement pour le paramètre B. Le matériau totalement perforant (Acier S355NL) qui est donc le plus rigide à une valeur de 590,25 MPa, l'acier 1006 à quant à lui une valeur plus faible de 275 MPa alors que le paramètre défini en chapitre 3 est de 1 MPa. Cela met en évidence l'influence du paramètre B sur la déformation plus ou moins prononcée de la munition.

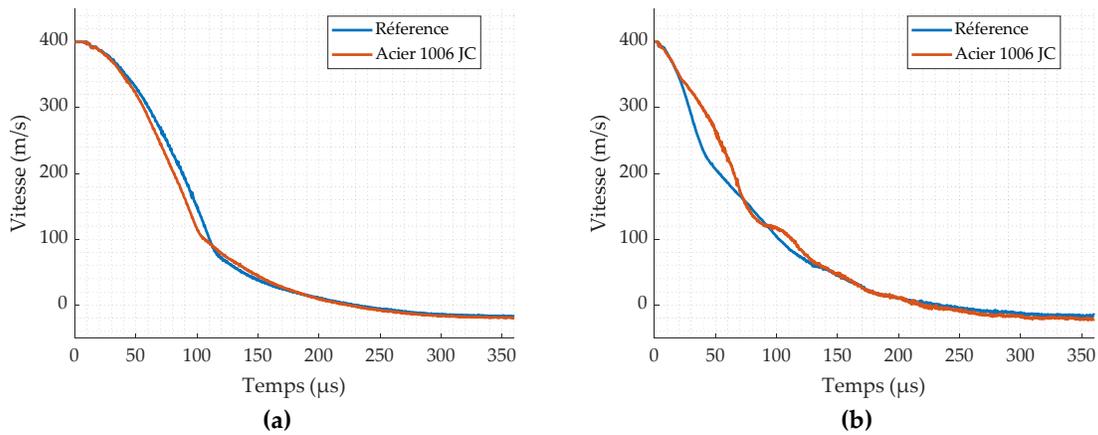


Figure 172 : Comparaison des courbes de vitesse entre le cas de référence et la simulation modélisant la chemise par un acier 1006 : (a) vitesse du noyau ; (b) vitesse de la chemise.

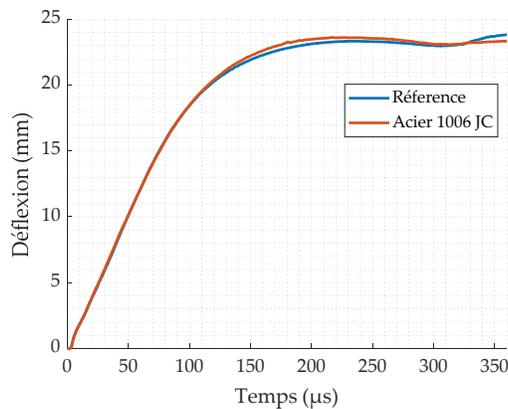


Figure 173 : Comparaison des courbes de déflexion entre le cas de référence et la simulation modélisant la chemise par un acier 1006.

Tableau 54 : Dimension de la munition après impact.

	Référence	Modèle JC [149]
Hauteur (mm)	10	10
Diamètre (mm)	14	13
Rupture de la chemise	Oui	Non

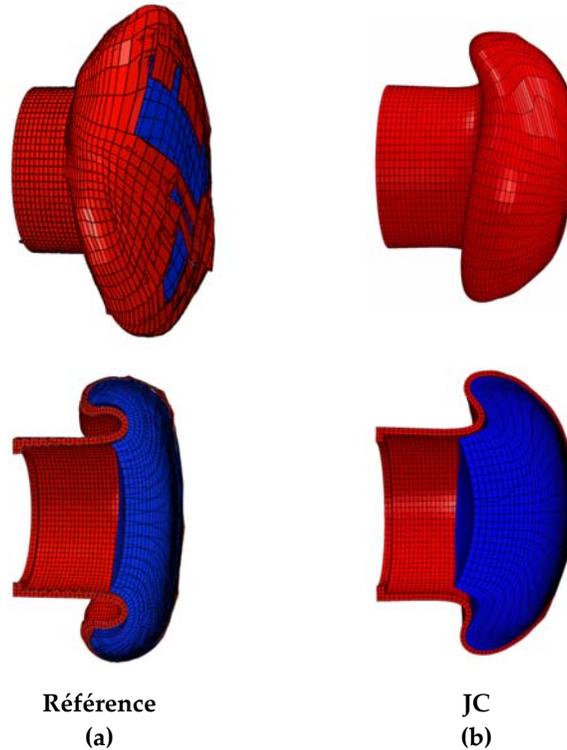


Figure 174 : Déformation, à l'état final de la simulation (350 μ s), de la munition pour les cas : **(a)** de référence ; **(b)** avec une chemise en acier 1006.

En conclusion de cette analyse, la loi matériau de la munition semble avoir une influence minime sur le comportement du composite (déflexion mesurée durant l'essai) et sur la vitesse du projectile. En revanche si on s'intéresse au comportement de la munition. Le rôle des modèles utilisés est fondamental (obtention de déformations et ruptures différentes selon le modèle appliqué).

3. Simulation d'impact de la munition de 7,62 mm

a. Modélisation

La cible est constituée d'une plaque de composite Dyneema® HB26 de dimensions 200 x 200 mm² et d'épaisseur 18,5 mm, composée de 92 couches. Le projectile a une vitesse initiale de 800 m/s correspondant à la configuration 2 du Tableau 37. Les lois matériaux du noyau en plomb, de la chemise en acier et du composite ainsi que les contacts entre les différents éléments sont les mêmes que pour la munition de 9 mm. La Figure 175 présente l'ensemble du maillage de cette simulation.

Deux approches vont être étudiées dans la suite de cette partie. La première correspond à un maillage de la munition en utilisant des éléments finis classiques C3D8R (tels que ceux utilisés pour la munition de 9 mm). Il a pu être constaté dans différentes études que cette approche présente des limites s'agissant de décrire des phénomènes de fragmentation [167] et qu'une alternative peut être trouvée avec une approche non maillée reposant sur une transition des éléments finis vers des particules SPH (Smoothed particle hydrodynamic) [168]. L'avantage de cette méthode est en effet de conserver la masse du projectile au cours de la fragmentation, avec un maillage traditionnel par éléments finis, dès que le critère de rupture de l'élément est atteint, celui-ci est érodé. Cela permet aussi de se rapprocher d'un comportement plus fidèle (et fluide) lorsque l'on atteint des déformations que les éléments finis ne sont plus en mesure de représenter correctement. Ceci conduit dans le cas de zones de rupture multiples dans le matériau, comme c'est le cas lorsqu'il y a fragmentation, à une perte de masse numérique. Nous allons donc mettre les deux approches à l'épreuve dans cette étude.

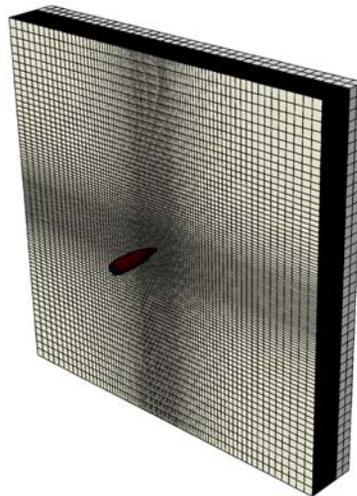


Figure 175 : Configuration étudiée : cible de 18,5 mm et munition de 7,62mm.

b. Simulation avec maillage classique et conversion SPH

Deux types de maillage sont étudiés pour discrétiser la munition de 7,62 mm. Le maillage classique de la munition est effectué avec des éléments de type C3D8R. Pour le cas faisant appel à une transition vers les SPH, ces éléments sont convertis en particules dès lors qu'une valeur donnée de déformation plastique est atteinte. L'avantage de cette deuxième approche est qu'elle ne conduit pas à la suppression d'éléments et assure ainsi la conservation de la matière durant l'impact. On notera qu'il existe différentes approches dans Abaqus® permettant la conversion vers les SPH pour une certaine valeur de temps ou de contrainte [168]. La conversion en déformation est retenue car elle semble la plus appropriée étant donné que les matériaux de la munition se déforment énormément. Cette conversion est définie pour une déformation plastique de 0,25 pour la chemise en acier (valeur minimale de la rupture mise en évidence dans le chapitre 3, la section b) et de 1,1 pour le noyau en plomb (voir chapitre 2, la section 3). La conversion en particule est modélisée avec les paramètres de références d'abaqus (PPD = 1 et Kernel = Cubic). Les deux approches sont testées avec les paramètres matériaux de référence pour le composite (Tableau 40 et Tableau 41).

Dans ces deux configurations, contrairement à ce qui a été constaté expérimentalement, il n'y a pas arrêt de la munition, comme l'indique la Figure 176. Le projectile est partiellement déformé et a complètement perforé le composite. Il y a bien une génération de particules pour la simulation avec SPH. On retrouve cette transition aussi bien pour des éléments de la chemise (en rouge) que pour le noyau (en bleu), cela se produit principalement pour les éléments situés au niveau de la tête de la munition qui sont les plus déformés.

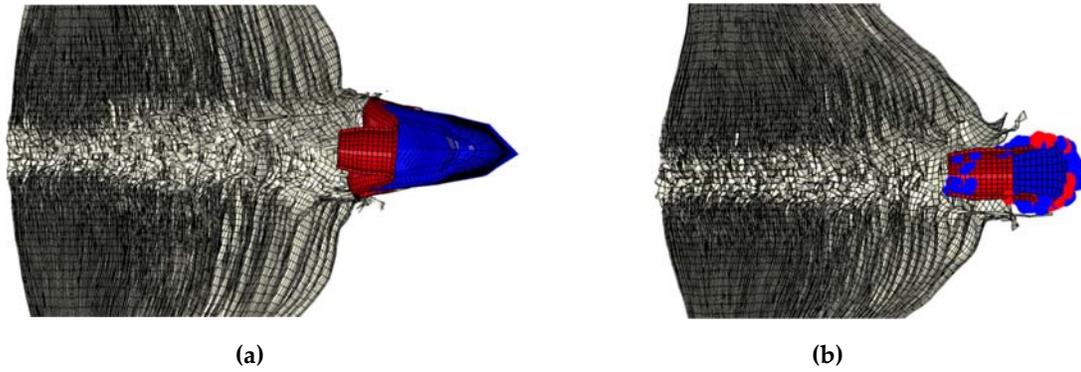


Figure 176 : Impact d'une munition 7,62 mm à $V= 800$ m/s sur une cible en composite de 18,5 mm d'épaisseur. État final de la simulation pour le cas de référence ($X_T = 1500$ MPa) pour : (a) Maillage éléments finis de la munition ; (b) Maillage avec conversion SPH de la munition.

Qu'il s'agisse du modèle éléments finis avec ou sans conversion SPH, les résultats de simulation numérique prédisent une perforation de la cible alors que l'essai balistique a montré que la munition était stoppée. Du point de vue de la mise en donnée du modèle numérique et la description du composite, l'étude menée sur la munition de calibre 9 mm a révélé que le paramètre X_T jouait un rôle prépondérant sur le caractère perforant ou non d'un impact. Une valeur suffisamment importante de X_T assure l'arrêt de la munition et l'augmentation de X_T conduit à une diminution de la distance de pénétration du projectile. Fort de ce constat, il apparaît que la valeur adoptée pour les simulations d'impact de la 7,62 mm soit trop faible et demande à être ajustée. De plus, il est important de rappeler que les paramètres (E , G , ν , X_T) des lois de comportement et de rupture du composite utilisée ne prennent pas en compte la dépendance à la vitesse de déformation. Or, dans cette configuration où la vitesse d'impact (800 m/s) est deux fois supérieure à celle de la munition de calibre 9 mm (400 m/s), il est possible que les valeurs de E , G , ν et X_T ou même les paramètres des surfaces cohésives définies pour des vitesses plus faibles ne soient plus adaptés à ce nouveau régime de vitesses.

Une étude paramétrique, non présentée ici, a permis d'ajuster la valeur de X_T à 2800 MPa. Cette valeur minimale permet d'arrêter le projectile tout en ayant une pénétration de la munition dans le composite. Les courbes Figure 177 mettent en évidence que le projectile est bien arrêté par la cible en composite (à $t \cong 140 \mu\text{s}$ pour le maillage classique et $t > 200 \mu\text{s}$ pour la conversion en SPH). On observe également des différences sur l'évolution de la vitesse au cours du temps. Avec un maillage classique, la décélération du noyau intervient plus tôt mais est d'amplitude similaire à celle obtenue pour la modélisation avec

transition SPH. En revanche, la décélération de la chemise est de norme plus faible pour le cas SPH ce qui conduit, pour $t > 80$ ms, à une configuration où la vitesse du plomb est inférieure à celle de la chemise. Cela n'est pas observé pour le cas de calcul avec le maillage classique. La Figure 178 quant à elle, présente la déflexion de la face arrière du composite pour les deux situations. La déflexion maximale est de 20 mm pour le maillage classique et de 28 mm pour le maillage avec conversion en SPH. Rappelons que pour les essais expérimentaux (voir section ii), les mesures de déflexion au cours de l'essai n'ont pu être réalisés en raison d'une déformation trop importante pour être mesurée par les caméras.

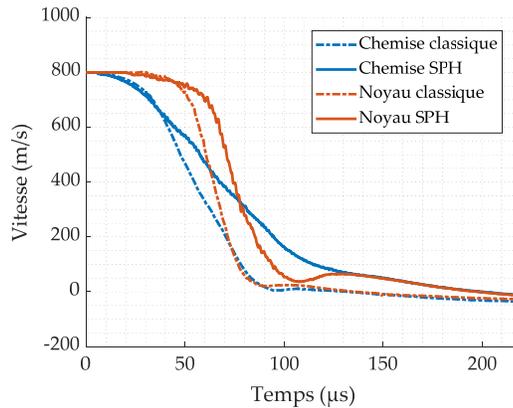


Figure 177 : Évolution de la vitesse du noyau et de la chemise de la munition de 7,62 mm au cours du temps ($X_T = 2800$ MPa) pour le maillage éléments finis et le maillage avec conversion SPH.

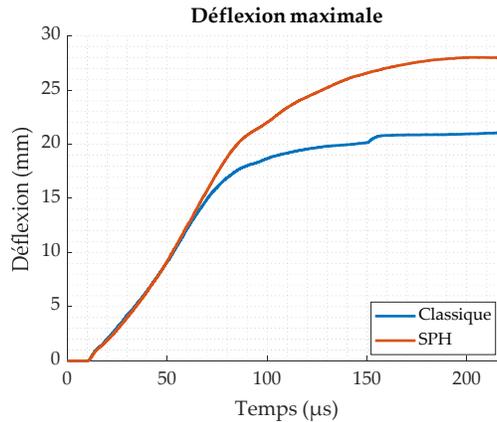


Figure 178 : Déflexion de la face arrière de la cible lors d'un l'impact de la munition de 7,62 mm à $V = 800$ m/s et sur une cible en composite de 18,5 mm d'épaisseur ($X_T = 2800$ MPa).

Le Tableau 55 résume certains éléments de comparaison entre les résultats obtenus pour les deux méthodes de maillage. À l'état initial, la masse de la munition mesurée dans Abaqus® est de 9,48 g. À la fin de la simulation, le maillage avec conversion en SPH conserve cette masse alors que le maillage par éléments finis présente une perte significative d'environ 5,78 %. Cela est dû à l'érosion des éléments au fur et à mesure de la rupture. Cette

diminution de masse peut expliquer les écarts, tels que le temps d'arrêt du projectile ou une déflexion plus faible. En effet, une masse de projectile plus faible induit une énergie cinétique réduite « facilitant » l'arrêt du projectile et réduisant la pénétration dans la cible.

Le maillage avec conversion en SPH semble physiquement plus réaliste et représentatif des observations expérimentales. Nous allons dans ce qui suit comparer les résultats numériques aux résultats expérimentaux.

Tableau 55 : Comparaison de la masse, du temps d'arrêt du projectile et de la déflexion maximale du composite, à l'état final de la simulation, entre le maillage classique et avec conversion SPH.

	Maillage classique	Maillage avec conversion en SPH	Écart (%)
Masse initiale (g)	9,48	9,48	0
Masse finale (g)	8,93	9,48	5,78
Temps d'arrêt	135	200	32,5
Déflexion maximale	21	28	25

c. Comparaison des deux méthodes aux résultats expérimentaux

Après avoir comparé les méthodes de maillage entre elles, les faciès de déformation du projectile sont confrontés aux résultats expérimentaux sur la Figure 179. Le maillage classique est présenté Figure 179.a, celui avec conversion en SPH, Figure 179.b et finalement les images obtenues par rayons X sur la Figure 179.c.

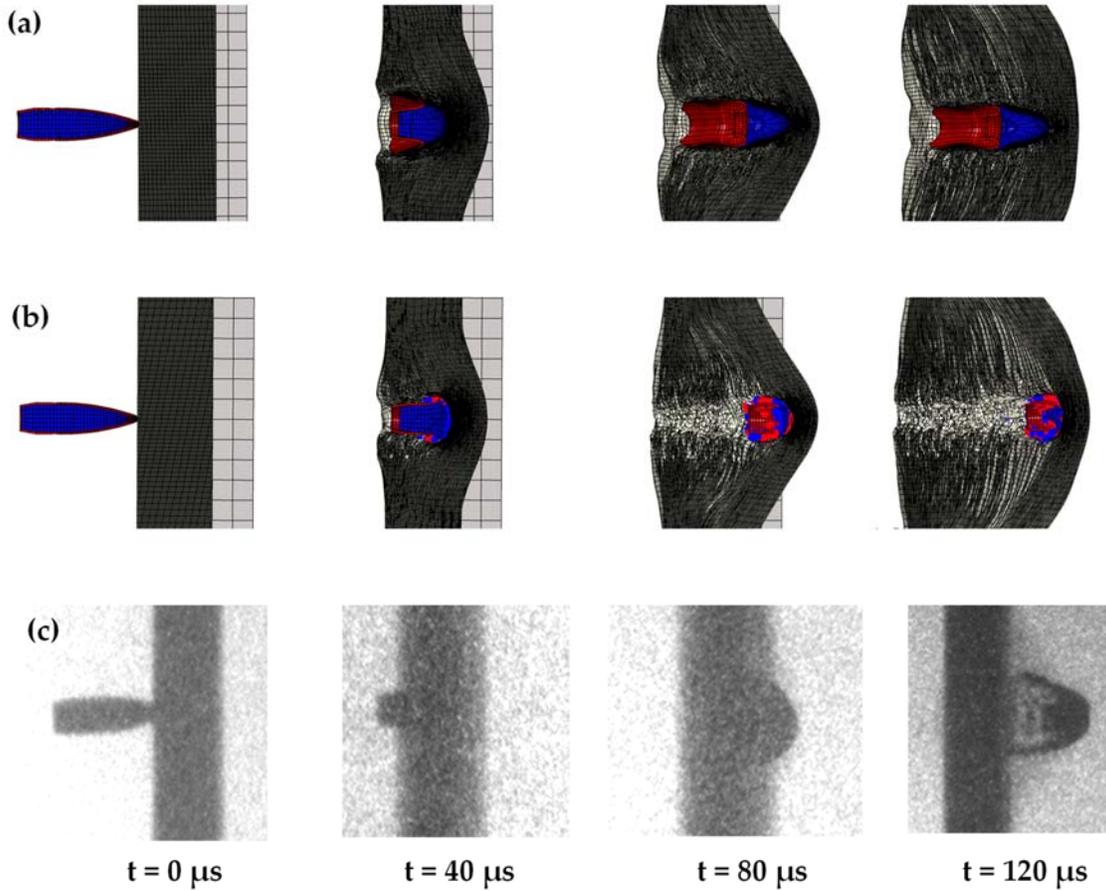


Figure 179 : Comparaison des faciès de déformation pour la configuration d'essai 2 : (a) le maillage classique ; (b) le maillage avec conversion SPH ; (c) images expérimentales RX.

Pour le cas s'appuyant sur le maillage classique, la déformation de la chemise est très élevée (80 μ s et 120 μ s) et contraste manifestement avec l'observation expérimentale de la Figure 179.c. Par ailleurs, on ne retrouve pas de fragmentation de la munition dans la simulation numérique que ce soit pour le noyau, qui se déforme sans rupture, et la chemise dont les éléments ayant atteint la déformation à la rupture sont supprimés (critère « d'element deletion »).

Le résultat obtenu par l'approche avec conversion en SPH présente un résultat plus proche de l'observation expérimentale. Après 80 μ s, on peut remarquer une trainée sur les côtés du projectile composé de particules de plomb (bleu) et d'acier (rouge), mais celle-ci est moins prononcée que dans le cas expérimental. Bien que nous ne soyons pas parvenus à restituer plus fidèlement cet essai balistique, la méthode de conversion de maillage semble être le moyen approprié pour décrire la fragmentation de la munition tout en conservant les masses mises en jeu. Le modèle numérique développé nécessite encore des améliorations

pour aboutir à des résultats plus proches de la réalité. Cela fait l'objet de perspectives de ce travail de thèse.

IV. Conclusion du chapitre

La première partie de l'étude s'est intéressée à la mise en place de différents essais balistiques expérimentaux. Les résultats ont permis de mettre en évidence de nombreux phénomènes survenant durant l'impact balistique d'une munition à noyau ductile. L'observation, par méthode rayon X, de l'impact de la munition de 9 mm tirée à une vitesse nominale de l'ordre de 400 m/s présente un champignonnage tandis que la munition de calibre 7,62 mm tirée à une vitesse nominale de l'ordre de 800 m/s se fragmente. Les essais mesurant la déflexion de la face arrière de la plaque par stéréo corrélation d'image ont permis de montrer l'influence de la vitesse d'impact sur la déformation de la cible. Finalement, l'utilisation d'un backing en gel balistique a permis de se rapprocher du cas d'un impact balistique sur le corps humain. Les essais réalisés pour les deux types de munition sur différentes épaisseurs de protection ont mis en évidence l'influence de la munition et de l'épaisseur de la plaque sur les effets induits au gel.

Finalement, ce chapitre s'est focalisé sur la simulation balistique afin de comparer les résultats numériques à ceux obtenus de manière expérimentale.

Dans un premier temps, l'impact d'un projectile rigide a été pris en compte, cela a permis de faire fi des modèles du projectile est se focaliser uniquement sur le composite. Un modèle composite simplifié codé sous Vumat pour Abaqus® Explicit est utilisé avec des paramètres de la littérature. Une étude de l'influence du maillage a montré que l'endommagement du composite est fortement dépendant de la taille de maille. Suite à quoi, un maillage en accord avec la littérature a été retenu pour la suite de l'étude numérique. L'effet d'une variation de la valeur du critère de rupture du modèle composite a été également étudié et a montré que la perforation du composite et sa déflexion y sont étroitement liées. Le cas donnant l'écart le plus faible vis-à-vis des résultats expérimentaux a permis de définir les paramètres de référence de l'étude.

La partie suivante s'est intéressée à la simulation d'impact de la munition de 9 mm. Pour commencer, les paramètres dits de référence ont été utilisés et ont montré des résultats

satisfaisants au regard de l'endommagement du projectile. Une étude paramétrique portant sur les valeurs utilisées dans la loi de comportement et critère de rupture du composite a mis en exergue l'influence du matériau sur l'endommagement du projectile et la réponse de la cible au travers de sa déflexion. La comparaison avec les résultats expérimentaux a montré que la simulation était capable de retranscrire les différents phénomènes survenant au moment de l'impact de la munition de calibre 9 mm (tel que le champignonage et la rupture de la chemise) mais ceux-ci dépendaient de la rigidité de la cible.

Finalement l'impact de la munition de calibre 7,62 mm a été simulé pour les paramètres de référence, mais a montré que le paramètre de rupture était trop faible laissant le projectile transpercer la cible. Cela peut être expliqué par la dépendance à la vitesse de déformation qui n'est pas prise en compte dans ce modèle simplifié. Une étude paramétrique a permis de déterminer la valeur du paramètre de rupture permettant d'éviter la perforation. La simulation de la munition a été réalisée pour deux types de maillage. Le premier, le maillage classique, a montré des résultats intéressants, mais ne permet pas de reproduire tous les phénomènes (grande déformation de la munition mais pas de fragmentation). Le second est un maillage éléments finis avec conversion en SPH survenant pour une déformation plastique donnée correspondant aux critères de rupture de la chemise et du noyau identifiés dans les précédents chapitres. Il a pour avantage de permettre la conservation de la masse au cours de la simulation. Cette méthode a montré des premiers résultats prometteurs vis-à-vis de la comparaison avec les résultats expérimentaux. Elle permet de bien générer les éclats de munitions dans la cible. Elle nécessite désormais un ajustement des paramètres utilisés pour la conversion en SPH ainsi que pour le composite afin d'obtenir une meilleure adéquation entre les données expérimentales et numériques.

Ainsi ce chapitre a permis de valider l'outil numérique développé pour modéliser l'impact d'une munition à noyau ductile dans une cible en composite Dyneema® HB26.

Conclusion générale

Cette étude avait pour objectif d'étudier et de modéliser le comportement mécanique ainsi que les mécanismes d'endommagement de munitions 9 mm et 7,62 mm à noyaux ductiles (noyau en alliage de plomb et chemise en acier) lorsqu'elles impactent une cible en composite à fibres UHMWPE. Il s'agissait donc dans un premier temps de caractériser le comportement et la rupture de ces munitions à noyau en plomb et chemise en acier. L'enjeu était de déterminer les paramètres élastiques, la masse volumique, le comportement et la rupture des matériaux en utilisant des échantillons issus directement de la munition, permettant ainsi de conserver l'histoire thermomécanique des différents matériaux, héritée du procédé d'élaboration.

Pour commencer, l'étude s'est focalisée sur le noyau en plomb. La recherche biographique a révélé le peu d'études consacrées aux alliages de plomb et d'autant plus pour des usages balistiques, justifiant ainsi une étude approfondie du matériau. Des essais de compression en régime quasi statique pour différentes vitesses et températures ont été réalisés. Les résultats ont mis en évidence la dépendance du matériau aux conditions de sollicitation, mais aussi les effets de recristallisation dynamique du plomb. L'adaptation d'un dispositif SHPB, au travers d'une étude numérique, a permis de tester l'alliage de plomb en condition dynamique. Les effets de la température et de la vitesse de déformation ont pu être étudiés dans ce régime de sollicitation où le phénomène de restauration dynamique a également été observé pour des déformations élevées. Les données expérimentales acquises sur les différentes gammes de vitesses de déformation et de température ont permis d'identifier et comparer différents modèles de comportement. Le modèle de Fields-Backofen (FB) s'est avéré être le plus adapté pour des sollicitations quasi-statique, les modèles plastiques avec loi puissance (PP), ou loi linéaire (PL) ont montré une bonne restitution du comportement de l'alliage de plomb pour des sollicitations dynamiques mais leur utilisation nécessite la programmation d'une sous-routine Vumat. C'est pourquoi, le choix c'est porté sur le modèle de comportement plastique parfait dépendant de la vitesse de déformation et de la température (P). Ce modèle simplifié permet de restituer le comportement du matériau pour des sollicitations balistiques (déformations élevées et hautes vitesses de déformation) et est plus facilement implémentable dans le logiciel de simulation. La rupture du matériau a

ensuite été étudiée à partir d'éprouvettes de traction obtenues par découpe au fil de la munition de 9 mm. Des essais de micro traction associée à de la corrélation d'images ont permis d'obtenir les déformations locales de l'échantillon jusqu'à la rupture et ce en fonction de la vitesse de déformation et de la température. Plusieurs modélisations de la rupture ont pu être proposées, et un modèle simplifié fondé sur une déformation plastique maximale à la rupture constante a été retenu. Le choix c'est porté sur ce modèle simplifié étant donnée le manque d'informations sur la rupture du plomb à haute vitesse de déformation. Cette modélisation a montré des résultats satisfaisants lors de la comparaison aux essais expérimentaux à vitesse de déformation quasi-statique.

Dans un second temps, l'étude s'est focalisée sur la chemise en acier. La plupart des auteurs s'intéressant aux chemises des munitions utilisent un matériau brut pour la caractériser, ce qui ne permet pas de prendre en compte la géométrie et l'effet du procédé de fabrication de la munition. C'est pourquoi, des nouvelles méthodes de caractérisation du comportement et de la rupture de la chemise ont été développées dans ce travail de thèse. Pour cela, des essais de compression diamétrale sur des anneaux extraits de la munition ont été réalisés. Ils ont permis d'obtenir les courbes de force-déplacement de la presse quasi statique et ainsi mettre en évidence les dépendances à la vitesse de déformation et à la température. Une méthode d'identification inverse a alors été mise en œuvre de manière à identifier le module de Young et les paramètres du modèle de Johnson-Cook. Pour l'étude de la rupture de la chemise en acier, des essais originaux de traction ont été mis en place sur des cylindres entaillés extraits également de la munition. Les efforts mesurés par la machine et les déformations obtenues par méthode de stéréo corrélation d'images ont permis d'obtenir les déformations plastiques à la rupture pour différentes conditions. L'étude a montré, dans les gammes testées, une dépendance linéaire à la température et que la vitesse de déformation n'avait pas d'influence. Enfin une comparaison simulation / expérimentation a permis de confirmer que les lois de comportement et de rupture étaient valides pour différentes sollicitations (compression diamétrale et traction) quasi-statiques.

La troisième partie avait pour but de valider les différentes lois identifiées pour le noyau en plomb et la chemise en acier, en considérant la munition complète. Trois types d'essais ont été réalisés. Le premier est un essai SHPB sur des échantillons bi matériaux extraits de la munition permettant de valider les différents modèles de comportement grâce à

des comparaisons essai/simulation numérique. Le deuxième essai, consistant en l'impact direct sur la munition complète a eu pour objectif de valider le modèles de rupture de la chemise en acier. Il a été nécessaire d'ajuster le modèle de rupture de la chemise par l'introduction d'une dépendance à la vitesse de déformation. Finalement, des essais d'impact direct sur des cylindres bi matériaux extraits de la munition ont quant à eux permis de valider une nouvelle fois les différents modèles pour des vitesses de déformation plus élevées.

La suite de ces travaux a eu pour objectif d'étudier les différents phénomènes survenant durant l'impact d'une munition à noyau ductile chemisée de 9 mm et de 7,62 mm sur une protection en Dyneema® HB26. Pour cela différents essais expérimentaux d'impact balistique ont été réalisés. Une méthode d'imagerie par rayons X a permis de mettre en évidence les modes de ruine de la munition lors de sa pénétration dans la protection. Pour la munition de 9 mm tirée à une vitesse nominale de 400 m/s, un champignonage est observable tandis que pour le cas de la munition de calibre 7,62 mm tirée à une vitesse nominale de 800 m/s une fragmentation est obtenue durant l'impact. Pour finir, les influences du type de munitions, de leurs vitesses ainsi que de l'épaisseur de la cible ont été évaluées grâce à une technique de corrélation d'images ayant permis de mesurer la déflexion de la face arrière de la cible, et une méthode d'ombroscopie qui a permis de visualiser l'effet de l'impact sur du gel balistique (modélisant le corps humain) placé derrière la protection. Nous avons vu à quel point le gel balistique joue un rôle dans la réponse de la structure complète de protection. Les essais en condition « vide » à l'arrière de la cible n'ont pour but que de valider des simulations numériques tandis que l'ajout de gel balistique ou autre substitut au corps humain permettent une évaluation des performances balistiques en conditions plus représentatives.

Le dernier objectif était de retranscrire ces phénomènes de manière numérique dans le logiciel de simulation par éléments finis Abaqus® Explicit. Pour commencer, l'impact d'un projectile rigide a été pris en compte. Cette configuration a permis de se focaliser uniquement sur le composite qui a été modélisé par une approche simplifiée implémentée via un sous-programme utilisateur Vumat pour Abaqus®Explicit et adoptant des paramètres

issus de la littérature. Une étude paramétrique sur la taille de maille a confirmé son influence et un maillage proposé par la littérature a été retenu pour la suite de l'étude numérique afin d'être en adéquation avec les paramètres utilisés. L'effet du critère de rupture du modèle composite sur la perforation du composite et sa déflexion a été étudié et a montré qu'il s'agit d'un paramètre prépondérant. Le cas donnant l'écart le plus faible vis-à-vis des résultats expérimentaux a permis de définir les paramètres de référence de l'étude. L'impact de la munition de calibre 9 mm a ensuite été simulé, les paramètres dits de référence ont été utilisés et ont montré des résultats satisfaisants vis-à-vis de la déformation du projectile. Une étude paramétrique du modèle de comportement et de rupture du composite a montré l'influence des paramètres matériau sur l'endommagement du projectile et la déflexion de la cible. La comparaison avec les résultats expérimentaux a révélé que la simulation était capable de retranscrire les différents phénomènes survenant au moment de l'impact de la munition de 9 mm, champignonage et rupture de la chemise, mais dépendait de la rigidité de la protection. Finalement l'impact de la munition de calibre 7,62 mm a été simulé. Les matériaux composants cette munition étant similaires à ceux de la 9 mm, les lois matériaux et critères de rupture ont été repris à l'identique. Les paramètres de référence du composite ont été appliqués à ce cas. Cependant le paramètre de rupture a demandé à être ajustés pour restituer l'observation expérimentale à savoir la non perforation, permettant ainsi de tenir compte dans notre étude de l'influence de la vitesse de déformation sur la rupture. La simulation de l'essai a tout d'abord été réalisée avec un maillage classique composé d'éléments finis. Celui-ci a montré ses limites, ne permettant pas de reproduire la fragmentation de la munition. Cela est notamment causé par la suppression des éléments ayant atteint la déformation à la rupture, de plus provoquant aussi une diminution de la masse du projectile durant l'impact. Une alternative a été proposée au travers d'un maillage classique avec conversion en SPH survenant pour une déformation plastique donnée. Cette méthode a montré des résultats prometteurs vis-à-vis de la comparaison avec les résultats expérimentaux. Elle permet de garder la masse totale de la munition, pas de suppression d'éléments au cours de l'impact grâce à la transformation en particules.

Au terme de ces travaux de thèse, quelques améliorations et de nombreuses perspectives peuvent être envisagées. Elles sont présentées dans la partie suivante.

Perspectives

Pour l'étude du noyau en plomb

L'étude du noyau en plomb a permis de mettre en place un premier modèle de rupture. Les résultats obtenus dans un régime quasi-statique sur des éprouvettes usinées à partir de la munition sont déjà très intéressants et permettent de retranscrire la rupture. Pour aller plus loin, il serait intéressant d'étudier la sensibilité à la vitesse de déformation en conditions dynamiques en utilisant par exemple un dispositif SHB en traction. Or la difficulté réside dans la petite taille de la munition et donc des échantillons pouvant être obtenus. Le second problème est la fixation de l'échantillon dans les barres de traction, en effet le plomb est mou et peut se déformer très facilement. Pour répondre à ce problème, le dimensionnement d'un dispositif de mini-barres de traction pourrait être envisagé, il serait associé à des mors spécialement conçus pour maintenir un matériau mou et de petite taille. Une pré-étude numérique serait pertinente afin d'étudier la faisabilité de ces propositions et de dimensionner l'essai optimum.

Pour la simulation d'impact, des modèles plus complexes du noyau en alliage de plomb pourraient être utilisés par le biais de sous-programme utilisateur VUMAT. Une comparaison au modèle simplifié pourrait être réalisée afin de montrer l'influence de la précision du modèle sur les résultats obtenus.

Pour l'étude de la chemise en acier

L'étude de la caractérisation du comportement et de la rupture de la chemise a également permis de mettre en place une modélisation fidèle, qui a été validée notamment par les essais utilisant la munition complète pour des sollicitations dynamiques. Il serait néanmoins intéressant de mettre en place une étude permettant de tester les anneaux extraits par usinage de la munition pour des sollicitations dynamiques. L'utilisation d'un dispositif SHPB serait possible mais la mesure de signaux au niveau des barres pourrait s'avérer délicate. En effet la géométrie de l'éprouvette ne le permettrait pas, une méthode alternative doit alors être étudiée. L'une des possibilités serait de réaliser des essais SHPB couplés à une méthode d'optimisation numérique à l'image de ce qu'il a été mis en place pour les essais à vitesses de déformation quasi-statiques.

Pour les simulations balistiques

Une loi élastique orthotrope associée à un critère de rupture en traction simplifié ont été utilisés pour modéliser la couche de composite en Dyneema® HB26. Le délaminage a été introduit via des surfaces cohésives. Dans cette étude numérique, des résultats relativement satisfaisants ont été atteints pour un modèle de comportement et de rupture comportant très peu de paramètres (8 au total). Il serait intéressant d'utiliser un modèle plus complet prenant en compte des modes de rupture complémentaires tels que le cisaillement et la dépendance des modules d'élasticités, de délaminage et de rupture à la vitesse de déformation comme proposé par Camalet [16] ou Hazzard [91]. Cela permettrait d'obtenir des déflexions de la protection ainsi que des vitesses balistiques limites plus précises et proches de la réalité.

Il serait intéressant de simuler l'ajout du gel balistique sur la face arrière de la protection. Cela permettrait de se rapprocher encore plus de la configuration d'utilisation réelle de la protection. Pour cela une caractérisation et modélisation du gel devrait être réalisée.

En ce qui concerne la modélisation de l'impact de la munition 7,62 mm, une première approche utilisant un maillage classique avec conversion en SPH a été mise en œuvre, cette méthode semble prometteuse pour retranscrire la fragmentation de la munition mais demande à être approfondie et améliorée. Les paramètres par défaut du logiciel ont été appliqués, une étude pourrait s'intéresser à faire varier le nombre de particules, le critère de conversion, etc. Nous avons mis en évidence une sensibilité de la rupture de la chemise à la température et à la vitesse de déformation. Afin de tenir compte de ces aspects, une solution pourrait être de coder un sous-programme utilisateur VUMAT pour la transition de maillage classique à SPH.

Finalement, les modèles mis en place pour les munitions pourront être utilisés pour le dimensionnement de protections balistiques.

Références

1. <https://vetsecurite.com/protections-balistiques/6645-gilet-pare-balles-iiia-full-tactical-police-municipale-le-protecteur.html>
2. <https://www.france-balistique.com/home/283-gilet-titan-armee-green-ops-ce-gilet-pare-balles-de-type-militaire-offre-une-protection-balistique-complexe-de-niveau-iiia-le-co.html>
3. <https://pixabay.com/fr/photos/munitions-armes-cartouches-manches-3266906/>
4. Munition, Wikipédia. (2021). <https://fr.wikipedia.org/w/index.php?title=Munition&oldid=141517393> (accessed October 25, 2017).
5. Shahkarami, A., Cepus, E., Vaziri, R., & Poursartip, A. (2006). Material responses to ballistic impact. In *Lightweight ballistic composites* (pp. 72-100). Woodhead Publishing.
6. Gilet pare-balles, Wikipedia (2021). https://fr.wikipedia.org/wiki/Gilet_pare-balles
7. Bhatnagar, A. (Ed.). (2016). *Lightweight ballistic composites: military and law-enforcement applications*. Woodhead Publishing.
8. B. Liu, *Micromechanics of ultra-high molecular weight polyethylene fibre composites*. These de doctorat, University of Cambridge, July 2019. Accepted : 2019-03- 12T14 :28 :52Z.
9. Krishnan, K., Sockalingam, S., Bansal, S., & Rajan, S. D. (2010). Numerical simulation of ceramic composite armor subjected to ballistic impact. *Composites Part B: Engineering*, 41(8), 583-593.
10. Duplan, Y., Saletti, D., & Forquin, P. (2019). Identification of the Quasi-Static and Dynamic Behaviour of Projectile-Core Steel by Using Shear-Compression Specimens. *Metals*, 9(2), 216.
11. Rosenberg, Z., & Dekel, E. (2012). *Terminal ballistics* (pp. 267-291). Berlin: Springer.
12. Rakvåg, K. G., Børvik, T., & Hopperstad, O. S. (2014). A numerical study on the deformation and fracture modes of steel projectiles during Taylor bar impact tests. *International Journal of Solids and Structures*, 51(3-4), 808-821.
13. Chen, X. W., Chen, Gang, et Zhang, F. J. Deformation and failure modes of soft steel projectiles impacting harder steel targets at increasing velocity. *Experimental Mechanics*, 2008, vol. 48, no 3, p. 335-354.
14. Wiśniewski, A., & Pacek, D. (2013). Experimental research and numerical analysis of 9 mm Parabellum projectile penetration of ultra-high molecular weight polyethylene layers. *Problemy Techniki Uzbrojenia*, 42.
15. Thornby, J., Landheer, D., Williams, T., Barnes-Warden, J., Fenne, P., Norman, D., ... & Williams, M. A. (2014). Inconsistency in 9 mm bullets: Correlation of jacket thickness to post-impact geometry measured with non-destructive X-ray computed tomography. *Forensic science international*, 234, 111-119
16. Camalet, T., *Caractérisation et modélisation du comportement dynamique des matériaux constituant une structure de protection céramique-composite*, Phd 2020
17. Gooch, W. A., Burkins, M. S., Hauver, G., Netherwood, P., & Benck, R. (2000). Dynamic X-ray imaging of the penetration of boron carbide. *Le Journal de Physique IV*, 10(PR9), Pr9-583.
18. Eve O (1999) *Étude du comportement des structures composites endommagées par un impact à basse vitesse*. Thèse de doctorat, Université de Metz
19. Ziane, K. (2017). *Analyse, Évaluation et Réduction des Risques d'un Parc Éolien* (Doctoral dissertation, Univesité d'Oran 2 Mohamed Ben Ahmed).
20. O'Masta, M. R. (2014). *Mechanisms of dynamic deformation and failure in ultra-high molecular weight polyethylene fiber-polymer matrix composites*. University of Virginia.
21. Barauskas, R., & Abraitienė, A. (2007). Computational analysis of impact of a bullet against the multilayer fabrics in LS-DYNA. *International journal of impact engineering*, 34(7), 1286-1305.
22. Carbajal, L., Jovicic, J., & Kuhlmann, H. (2011). Assault rifle bullet-experimental characterization and computer (FE) modeling. In *Experimental and Applied Mechanics*, Volume 6 (pp. 651-668). Springer, New York, NY.]
23. Bracq, A., Brest, J. S., de Sampaio, J. A., Moitrier, F., & Demarty, Y. (2021). Characterization and modelling of the mechanical behaviour of metal rings: application to a brass bullet jacket. *Forces in Mechanics*, 100030.
24. Blétry, M. (2006). *Méthodes de caractérisation mécanique des matériaux*. École Nationale Supérieure des Mines de Paris (2006-2007).
25. Dharan, C. K. H., & Hauser, F. E. (1970). Determination of stress-strain characteristics at very high strain rates. *Experimental Mechanics*, 10(9), 370-376.

26. Kolsky, H. An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading. *Proceedings of the physical society. Section B*, 62(11), 676. (1949).
27. Klepaczko, J. R. (2001). Advanced experimental techniques in materials testing. *New Experimental Methods in Material Dynamics and Impact, Trends in Mechanics in Materials/Eds. WK Novacki, JR Klepaczko/Warsaw*, 223-266.
28. Couque, H., Ouarem, A., Dirras, G., & Gubicza, J. (2010, July). Mechanical properties and microstructural evolutions at high strain rates of electrodeposited nickel. In *Proc. 1st TMS-ABM International Materials Congress* (pp. 4282-4290).
29. Codrington, J., Nguyen, P., Ho, S. Y., & Kotousov, A. (2009). Induction heating apparatus for high temperature testing of thermo-mechanical properties. *Applied thermal engineering*, 29(14-15), 2783-2789.
30. Simon, P., Demarty, Y., Rusinek, A., & Voyiadjis, G. Z. (2018). Material behavior description for a large range of strain rates from low to high temperatures: Application to high strength steel. *Metals*, 8(10), 795.
31. Johnson, G. R. A constitutive model and data for materials subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures. *Proc. 7th Inf. Sympto. Ballistics*, 541-547. (1983).
32. Molinari, A. and R. Clifton, Localisation de la déformation viscoplastique en cisaillement simple: résultats exacts en théorie non linéaire. *Comptes Rendus Academie des Sciences, II*, 1983. 296: p. 1-4.
33. Francart, C. (2017). Experimental and numerical study of the mechanical behavior of metal/polymer multilayer composite for ballistic protection (Doctoral dissertation, Strasbourg).
34. Zerilli, F.J.; Armstrong, R.W. (1987), "Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations", *Journal of Applied Physics*, 61 (5): 1816,
35. Banerjee, B. (2005). An evaluation of plastic flow stress models for the simulation of high-temperature and high-strain-rate deformation of metals. *arXiv preprint cond-mat/0512466*.
36. Saxena, A., Kumaraswamy, A., Kotkunde, N., & Suresh, K. (2019). Constitutive modeling of high-temperature flow stress of armor steel in ballistic applications: a comparative study. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28(10), 6505-6513.
37. Abed, F.H.; Voyiadjis, G.Z. (2005), "A consistent modified Zerilli–Armstrong flow stress model for BCC and FCC metals for elevated", *Acta Mechanica*, 175 (1): 1–18, doi:10.1007/s00707-004-0203-1, S2CID 121579147
38. A. Rusinek, J.R. Klepaczko, Shear testing of a sheet steel at wide range of strain rates and a constitutive relation with strain-rate and temperature dependence of the flow stress, *Int. J. Plast.* 17 (2001) 87–115.
39. Moćko, W., Janiszewski, J., & Grązka, M. (2013). Application of an extended Rusinek–Klepaczko constitutive model to predict the mechanical behavior of 6082-T6 aluminum under Taylor impact test conditions. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 48(6), 364-375.
40. Rodriguez Martinez, J. A. (2010). Advanced constitutive relations for modeling thermo-viscoplastic behaviour of metallic alloys subjected to impact loading (Doctoral dissertation, Metz).
41. Montheillet, F. (2009). *Métallurgie en mise en forme à chaud*.
42. Castan, C. *Étude de la recristallisation au cours du laminage à chaud d'aciers à basse densité fer-aluminium* (Doctoral dissertation) (2011).
43. Sakai, T. ; Belyakov, A. ; Kaibyshev, R. ; Miura, H. ; Jonas, JJ. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in materials science*, 60, 130-207. (2014).
44. Guo-Zheng, Q. Characterization for dynamic recrystallization kinetics based on stress-strain curves. *Recent developments in the study of recrystallization*, 61-64. (2013).
45. Montheillet, F. (2004). Moving grain boundaries during hot deformation of metals: dynamic recrystallization. In *Moving interfaces in crystalline solids* (pp. 203-256). Springer, Vienna.
46. Wang, W., Ma, R., Li, L., Zhai, R., Ma, S., Yan, H., ... & Gong, S. (2020). Constitutive analysis and dynamic recrystallization behavior of as-cast 40CrNiMo alloy steel during isothermal compression. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(2), 1929-1940.
47. Malatyński, J.; Klepaczko, JR. Experimental investigation of plastic properties of lead over a wide range of strain rates *International Journal of Mechanical Sciences*, ISSN: 0020-7403, Vol: 22, Issue: 3, Page: 173-183 (1980)
48. Schmidt, J.; Haessner, F. Recovery and recrystallization of high purity lead determined with a low temperature calorimeter, *Scripta Metallurgica et Materialia*, ISSN: 0956-716X, Vol: 25, Issue: 4, Page: 969-974 (1991)
49. Hotta, S.; Matsumoto, K.; Murakami, T.; Narushima, T.; Ouchi, C. Dynamic and static restoration behaviors

- of pure lead and tin in the ambient temperature range. *Materials transactions*, 0709030188-0709030188. (2007)
50. Peroni, L. ; Scapin, M.; Fichera, C.; Manes, A.; Giglio, M. Mechanical properties at high strain-rate of lead core and brass jacket of a NATO 7.62 mm ball bullet EPJ Web of Conferences 26 01060 (2012)
 51. Boyce, B. L., Brewer, L. N., Neilsen, M. K., & Perricone, M. J. (2011). On the Strain Rate-and Temperature-Dependent Tensile Behavior of Eutectic Sn–Pb Solder.
 52. Boyce, B. L., Neilsen, M. K., & Brewer, L. N. (2011). Strain-rate and temperature dependent tensile behavior of Pb-Sn and Sn-Ag-Cu solder alloys (No. SAND2011-1582C). Sandia National Lab.(SNL-NM), Albuquerque, NM (United States); Sandia National Laboratories, Kansas City, MO.
 53. Zhang, B., Shang, X., Yao, S., Wang, Q., Zhang, Z., Yang, X., ... & Wang, K. (2019). A Comparative Study on Johnson–Cook, Modified Johnson–Cook, Modified Zerilli–Armstrong and Arrhenius-Type Constitutive Models to Predict Hot Deformation Behavior of TA2. *High Temperature Materials and Processes*, 38(2019), 699-714.
 54. D.S. Fields, W.A. Backofen, Determination of strain hardening characteristics by torsion testing, *Proc. Am. Soc. Test. Mater.* 57 (1957) 1259–1272.
 55. Jia, W., Xu, S., Le, Q., Fu, L., Ma, L., & Tang, Y. (2016). Modified Fields–Backofen model for constitutive behavior of as-cast AZ31B magnesium alloy during hot deformation. *Materials & Design*, 106, 120-132.
 56. Cheng, Y. Q., Zhang, H., Chen, Z. H., & Xian, K. F. (2008). Flow stress equation of AZ31 magnesium alloy sheet during warm tensile deformation. *Journal of materials processing technology*, 208(1-3), 29-34.
 57. Dai, Q., Deng, Y., Wang, Y., & Huang, W. (2020). Dynamic Recrystallization Critical Conditions and a Physically–Based Constitutive Model of Al–4.8 Mg Alloy Under Hot Working Conditions. *Materials*, 13(21), 4982.
 58. Chen X, Liao Q, Niu Y, Jia W, Le Q, Cheng C, et al. A constitutive relation of AZ80 magnesium alloy during hot deformation based on Arrhenius and Johnson-Cook model. *J Mater Res Technol* 2019;8:1859–69.
 59. Liu J, Wang X, Liu J, Liu Y, Li H, Wang C. Hot deformation and dynamic recrystallization behavior of Cu-3Ti-3Ni-0.5Si alloy. *J Alloys Compd* 2019;782:224–34
 60. Lv, B. J., Peng, J., Shi, D. W., Tang, A. T., & Pan, F. S. (2013). Constitutive modeling of dynamic recrystallization kinetics and processing maps of Mg–2.0 Zn–0.3 Zr alloy based on true stress–strain curves. *Materials Science and Engineering: A*, 560, 727-733.
 61. Yang, Y., Peng, X., Ren, F., Wen, H., Su, J., & Xie, W. (2016). Constitutive modeling and hot deformation behavior of duplex structured Mg–Li–Al–Sr alloy. *Journal of Materials Science & Technology*, 32(12), 1289-1296.
 62. Considère, M. (1885). *Mémoire sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions*. Vue Ch. Dunod.
 63. Osovski, S., et al., Microstructural effects on adiabatic shear band formation. *Scripta Materialia*, 2012. 66(1): p. 9-12.
 64. Rittel, D., Z. Wang, and M. Merzer, Adiabatic shear failure and dynamic stored energy of cold work. *Physical review letters*, 2006. 96(7): p. 075502.
 65. Rittel, D. and S. Osovski, Dynamic failure by adiabatic shear banding. *International Journal of Fracture*, 2010. 162(1): p. 177-185.
 66. Mason, J.J., A.J. Rosakis, and G. Ravichandran, Full field measurements of the dynamic deformation field around a growing adiabatic shear band at the tip of a dynamically loaded crack or notch. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1994. 42(11): p. 1679-1697.
 67. Rittel, D., A different viewpoint on adiabatic shear localization. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2009. 42(21): p. 214009.
 68. Campagne, L., *Modélisation et simulation de la viscoplasticité et de l'endommagement en grandes vitesses de déformation*, 2003.
 69. Lemaitre, J., A continuous damage mechanics model for ductile fracture. *Transactions of the ASME. Journal of Engineering Materials and Technology*, 1985. 107(1): p. 83-89.
 70. Needleman, A., V. Tvergaard, and J. Hutchinson, Void growth in plastic solids, in *Topics in Fracture and Fatigue* 1992, Springer. p. 145-178.
 71. Potirniche, G., et al., A molecular dynamics study of void growth and coalescence in single crystal nickel. *International Journal of Plasticity*, 2006. 22(2): p. 257-278.
 72. Hammi, Y. and M. Horstemeyer, A physically motivated anisotropic tensorial representation of damage with separate functions for void nucleation, growth, and coalescence. *International Journal of Plasticity*, 2007.

- 23(10): p. 1641-1678.
73. Mohr, D. and S.J. Marcadet, Micromechanically-motivated phenomenological Hosford–Coulomb model for predicting ductile fracture initiation at low stress triaxialities.
 74. Banerjee, A., Dhar, S., Acharyya, S., Datta, D., & Nayak, N. (2015). Determination of Johnson cook material and failure model constants and numerical modelling of Charpy impact test of armour steel. *Materials Science and Engineering: A*, 640, 200-209.
 75. Børvik, T., Hopperstad, O. S., & Berstad, T. (2003). On the influence of stress triaxiality and strain rate on the behaviour of a structural steel. Part II. Numerical study. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 22(1), 15-32.
 76. Hopperstad, O. S., Børvik, T., Langseth, M., Labibes, K., & Albertini, C. (2003). On the influence of stress triaxiality and strain rate on the behaviour of a structural steel. Part I. Experiments. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 22(1), 1-13.
 77. Mohr, D., *Ductile Fracture (Theory & Experiments) - Lecture at ETH Zurich, 2015*
 78. Johnson , G. R. & Cook, W. H., 1997. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures.. s.l.:s.n.
 79. Lemaitre, J. (2012). *A course on damage mechanics*. Springer Science & Business Media.
 80. Wierzbicki, T., Bao, Y., Lee, Y. W., & Bai, Y. (2005). Calibration and evaluation of seven fracture models. *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(4-5), 719-743.
 81. Kachanov, L. (1986). *Introduction to continuum damage mechanics (Vol. 10)*. Springer Science & Business Media.
 82. M.G. Cockcroft, D.J. Latham, *Ductility and the workability of metals*, *J Inst Metals*, 96 (1968) 33 –39
 83. Dey , S., 2004. High-strength steel plates subjected to projectile impact. Norwegian University of Science and Technology, Norway.: s.n.
 84. Dey, S., Børvik, T., Hopperstad, O. & Langseth , M., s.d. On the influence of fracture criterion in projectile impact of steel plates.. s.l.:s.n.
 85. ISO, “ISO 527-4 :1997 : Test conditions for isotropic and orthotropic fibre-reinforced plastic composites,” tech. rep., 1997.
 86. B. P. Russell, K. Karthikeyan, V. S. Deshpande, and N. A. Fleck, “The high strain rate response of Ultra High Molecular-weight Polyethylene : From fibre to laminate,” *International Journal of Impact Engineering*, vol. 60, pp. 1–9, Oct. 2013.
 87. A. Levi-Sasson, I. meshi, S. Mustacchi, I. Amarilio, D. Benes, V. Favorsky, R. Eliasy, J. Aboudi, and R. Haj-Ali, “Experimental determination of linear and nonlinear mechanical properties of laminated soft composite material system,” *Composites Part B : Engineering*, vol. 57, pp. 96–104, Feb. 2014
 88. Heisserer, “Excerpt of Tensile properties of Dyneema® HB plies (HB26),” tech. rep., 2011.
 89. M. Hazzard, P. Curtis, L. Iannucci, S. Hallett, and R. Trask, “An Investigation of the In-Plane Performance of Ultra-High Molecular Weight Polyethylene Composites,” July 2015.
 90. ISO, “ISO 14126 :1999 :-Fibre-Reinforced Plastic Composites. Determination of Compressive Properties in the In-Plane Direction,” tech. rep., 1999.
 91. M. K. Hazzard, R. S. Trask, U. Heisserer, M. Van Der Kamp, and S. R. Hallett, “Finite element modelling of Dyneema® composites : From quasi-static rates to ballistic impact,” *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 115, pp. 31–45, Dec. 2018.
 92. Gornet, L. (2008). *Généralités sur les matériaux composites*.
 93. Tsai, S. W. (1968). Strength theories of filamentary structure. *Fundamental aspects of fiber reinforced plastic composites*.
 94. Tsai SW, Wu EM. A general theory of strength for anisotropic materials. *J Compos Mater* 1971;5:58e80.
 95. Hashin, Z., Failure criteria for unidirectional fiber composites. . *Journal of Applied Mechanics*, 47:329–334., 1980.
 96. 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.
 97. Campilho, R. D., Banea, M. D., Neto, J. A. B. P., & da Silva, L. F. (2013). 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.
 98. T. Lässig, L. Nguyen, M. May, W. Riedel, U. Heisserer, H. van der Werff, and S. Hiermaier, “A non-linear

- orthotropic hydrocode model for ultra-high molecular weight polyethylene in impact simulations," *International Journal of Impact Engineering*, vol. 75, pp. 110–122, Jan. 2015.
99. L. H. Nguyen, T. R. Lässig, S. Ryan, W. Riedel, A. P. Mouritz, and A. C. Orifici, "A methodology for hydrocode analysis of ultra-high molecular weight polyethylene composite under ballistic impact," *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, vol. 84, pp. 224–235, May 2016
100. D. Kempesis, L. Iannucci, S. D. Rosso, P. T. Curtis, D. Pope, and P. W. Duke, "A Representative Volume Element Model for Ultra-High-Molecular-Weight-Polyethylene Composites," *Composite Structures*, p. 113609, Jan. 2021.
101. Hazzard MK, Hallett S, Curtis PT, Iannucci L, Trask RS. Effect of fibre orientation on the low velocity impact response of thin Dyneema® composite laminates. *Int J*
102. Jenq, S. T., Hsiao, F. B., Lin, I. C., Zimcik, D. G., & Ensan, M. N. (2007). Simulation of a rigid plate hit by a cylindrical hemi-spherical tip-ended soft impactor. *Computational materials science*, 39(3), 518-526.
103. Johnson, A. F., & Holzapfel, M. (2003). Modelling soft body impact on composite structures. *Composite Structures*, 61(1-2), 103-113.
104. Bracq, A., Haugou, G., Bourel, B., Marechal, C., Lauro, F., Roth, S., & Mauzac, O. (2018). On the modeling of a visco-hyperelastic polymer gel under blunt ballistic impacts. *International Journal of Impact Engineering*, 118, 78-90.
105. Kılıç, N., & Ekici, B. (2013). Ballistic resistance of high hardness armor steels against 7.62 mm armor piercing ammunition. *Materials & Design*, 44, 35-48.
106. Hazzard, M. K., Trask, R. S., Heisserer, U., Van Der Kamp, M., & Hallett, S. R. (2018). Finite element modelling of Dyneema® composites: From quasi-static rates to ballistic impact. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 115, 31-45.
107. Liu, L., Hu, D., Wan, D., Hu, X., & Han, X. (2021). Low velocity impact behavior and simulation of parametric effect analysis for UHMWPE/LLDPE thermoplastic composite laminates. *Composite Structures*, 258, 113180.
108. Qu, K., Wu, C., Liu, J., Yao, Y., Deng, Y., & Yi, C. (2020). Ballistic performance of multi-layered aluminium and UHMWPE fibre laminate targets subjected to hypervelocity impact by tungsten alloy ball. *Composite Structures*, 253, 112785.
109. Zhang, R., Qiang, L. S., Han, B., Zhao, Z. Y., Zhang, Q. C., Ni, C. Y., & Lu, T. J. (2020). Ballistic performance of UHMWPE laminated plates and UHMWPE encapsulated aluminum structures: Numerical simulation. *Composite Structures*, 252, 112686.
110. O'Masta, M. R., Deshpande, V. S., & Wadley, H. N. G. (2014). Mechanisms of projectile penetration in Dyneema® encapsulated aluminum structures. *International Journal of Impact Engineering*, 74, 16-35.
111. Nguyen LH, Ryan S, Cimpoeru SJ, Mouritz AP, Orifici AC. The effect of target thickness on the ballistic performance of ultra high molecular weight polyethylene
112. composite. *Int J Impact Eng* 2015;75:174–83.
113. Hu, P., Cheng, Y., Zhang, P., Liu, J., Yang, H., & Chen, J. (2021). A metal/UHMWPE/SiC multi-layered composite armor against ballistic impact of flat-nosed projectile. *Ceramics International*.
114. Børvik, T., Dey, S., & Clausen, A. H. (2009). Perforation resistance of five different high-strength steel plates subjected to small-arms projectiles. *International Journal of Impact Engineering*, 36(7), 948-964.
115. Manes, A., Bresciani, L. M., & Giglio, M. (2014). Ballistic performance of multi-layered fabric composite plates impacted by different 7.62 mm calibre projectiles. *Procedia Engineering*, 88, 208-215.
116. Nayak, N., Banerjee, A., & Panda, T. R. (2017). Numerical study on the ballistic impact response of aramid fabric-epoxy laminated composites by armor piercing projectile. *Procedia engineering*, 173, 230-237.
117. Guo, G., Alam, S., & Peel, L. D. (2021). An investigation of the effect of a Kevlar-29 composite cover layer on the penetration behavior of a ceramic armor system against 7.62 mm APM2 projectiles. *International Journal of Impact Engineering*, 157, 104000.
118. Tham, C. Y., Tan, V. B. C., & Lee, H. P. (2008). Ballistic impact of a KEVLAR® helmet: Experiment and simulations. *International Journal of Impact Engineering*, 35(5), 304-318.
119. Palta, E., Fang, H., & Weggel, D. C. (2018). Finite element analysis of the Advanced Combat Helmet under various ballistic impacts. *International Journal of Impact Engineering*, 112, 125-143.
120. Marechal, C., Bresson, F., & Haugou, G. (2011). Development of a numerical model of the 9 mm parabellum fmj bullet including jacket failure. *Engineering Transactions*, 59(4), 263-272.
121. Kędzierski, P., Morka, A., Stanisławek, S., & Surma, Z. (2020). Numerical modeling of the large strain

- problem in the case of mushrooming projectiles. *International Journal of Impact Engineering*, 135, 103403.
122. GILSON, Lionel. Étude du comportement mécanique des multi-matériaux soumis à un impact balistique: approches expérimentale et numérique. 2017. Thèse de doctorat. Lille 1.
123. Datoc, D. (2010). Finite element analysis and modeling of a .38 lead round nose ballistic gelatin test. Master's Theses and Project Reports, 274.
124. Thornton, R.; Rautiu, S.; Brush. LEAD the facts (chapter 2), www.ila-lead.org, (december 2001)
125. <https://www.ecologie.gouv.fr/reglementation-reach>
126. <https://solidarites-sante.gouv.fr/sante-et-environnement/batiments/article/effets-du-plomb-sur-la-sante>
127. https://fr.wikipedia.org/wiki/Duret%C3%A9_Vickers#cite_ref-1
128. Hu, E. and Wang, W., 2016. The elastic constants measurement of metal alloy by using ultrasonic nondestructive method at different temperature. *Mathematical Problems in Engineering*, 2016.
129. Jankowiak, T.; Rusinek, A.; & Lodygowski, T. Validation of the Klepaczko–Malinowski model for friction correction and recommendations on Split Hopkinson Pressure Bar. *Finite Elements in Analysis and Design*, 47(10), 1191-1208. (2011).
130. Kalidindi, S. R., Abusafieh, A., & El-Danaf, E. (1997). Accurate characterization of machine compliance for simple compression testing. *Experimental mechanics*, 37(2), 210-215.
131. Zhao, H.; Gary, G.; & Klepaczko, J. R. On the use of a viscoelastic split Hopkinson pressure bar. *International Journal of Impact Engineering*, 19(4), 319-330. (1997).
132. Rusinek, A.; Bernier, R.; Boumbimba, R.M.; Klosak, M.; Jankowiak, T.; Voyiadjis, G.Z. New devices to capture the temperature effect under dynamic compression and impact perforation of polymers, application to PMMA. *Polym. Test.* 2018, 65, 1–9.
133. Gary G. Testing With Bars From Dynamic to Quasi-static. In: Łodygowski T., Rusinek A. (eds) *Constitutive Relations under Impact Loadings*. CISM International Centre for Mechanical Sciences, vol 552. Springer, Vienna. (2014)
134. Taylor, G. I., & Quinney, H. (1934). The latent energy remaining in a metal after cold working. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, 143(849), 307-326.
135. Longère, P., & Dragon, A. (2008). Evaluation of the inelastic heat fraction in the context of microstructure-supported dynamic plasticity modelling. *International Journal of Impact Engineering*, 35(9), 992-999.
136. Stainier, L., & Ortiz, M. (2010). Study and validation of a variational theory of thermo-mechanical coupling in finite visco-plasticity. *International Journal of Solids and Structures*, 47(5), 705-715.
137. Rittel, D.; Zhang, L. H.; et Osovski, S. The dependence of the Taylor–Quinney coefficient on the dynamic loading mode. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2017, vol. 107, p. 96-114.
138. Hodowany, J., Ravichandran, G., Rosakis, A. J., & Rosakis, P. (2000). Partition of plastic work into heat and stored energy in metals. *Experimental mechanics*, 40(2), 113-123.
139. Song, Y.; Garcia-Gonzalez, D.; & Rusinek, A. Constitutive Models for Dynamic Strain Aging in Metals: Strain Rate and Temperature Dependences on the Flow Stress. *Materials*, 13(7), 1794. (2020).
140. Kedzierski, P.; Morka, A.; Stanislawek, S.; et al. Numerical modeling of the large strain problem in the case of mushrooming projectiles. *International Journal of Impact Engineering*, 2020, vol. 135, p. 103403.
141. Abaqus user manual : <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEMATRefMap/simamat-c-damageevolductile.htm>
142. Pommier, S. (2017). *Mécanique des matériaux*.
143. Engineering ToolBox, (2004). Friction - Friction Coefficients and Calculator. [online] Available at: https://www.engineeringtoolbox.com/friction-coefficients-d_778.html.
144. Han, G. Z., Bao, C., Liang, B., Lv, Y., Huang, M. B., & Liu, X. K. (2021). Novel Ring Compression Test Method to Determine the Stress-strain Relations and Mechanical Properties of Metallic Materials.
145. Kleijnen, J. P. (2009). Kriging metamodeling in simulation: A review. *European journal of operational research*, 192(3), 707-716. ADAMS, B., GEERS, M. G. D., VAN DOMMELEN (JAW), et al. Simulation of ballistic impacts on armored civil vehicles. Technische Universiteit Eindhoven, 2006.
146. Pascu, A., Oleksik, V., Bondrea, I., & Roșca, L. (2014). Inverse analysis used to determine plastic flow and tribological characteristics for deep-drawing sheet. *Procedia Engineering*, 81, 1823-1829.
147. Gavrus, A., Massoni, E., & Chenot, J. L. (1999). The rheological parameter identification formulated as an inverse finite element problem. *Inverse problems in engineering*, 7(1), 1-41.

148. Simon, P. (2019). Modélisation du comportement mécanique et de la rupture en conditions dynamiques d'aciers de structure et à blindage (Doctoral dissertation, Université de Lorraine).
149. Adams, B. (2003). Simulation of ballistic impacts on armored civil vehicles. Eindhoven University of Technology, Netherlands, MT, 6.
150. Reddy, T. Y., & Reid, S. R. (1979). On obtaining material properties from the ring compression test. *Nuclear Engineering and Design*, 52(2), 257-263.
151. Hild, François et Roux, Stéphane. *Techniques expérimentales: Corrélation d'images numériques*. 2011.
152. <https://eduscol.education.fr/sti/search/node/si%20ens%20cachan>: Annexe : Algorithme de calcul de corrélation d'images numériques Présentation générale de la corrélation d'images numériques François HILD - Jean-Loup PRENSIER
153. Hild, F., & Roux, S. (2008). CorreliQ4: A software for finite element displacement field measurements by digital image correlation. *Rapport interne LMT Cachan*, 269, 195.
154. Jones, E. M., & Iadicola, M. A. (2018). A good practices guide for digital image correlation. *International Digital Image Correlation Society*, 10.
155. Pierré, J. E. (2016). Stéréo corrélation d'images numériques éléments finis: application à la validation de modèles de structures composites sous sollicitations complexes (Doctoral dissertation, Université Paul Sabatier-Toulouse III).
156. Garcia, D. (2001). Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d'images (Doctoral dissertation, Institut National Polytechnique de Toulouse-INPT).
157. <https://classes.engineering.wustl.edu/2009/spring/mase5513/abaqus/docs/v6.6/books/rmb/default.htm?startat=abc07aqs07.html>
158. Safa, K., & Gary, G. (2010). Displacement correction for punching at a dynamically loaded bar end. *International Journal of Impact Engineering*, 37(4), 371-384.
159. Fras, T., et al. "Analysis of friction influence on material deformation under biaxial compression state." *Tribology International* 80 (2014): 14-24.
160. Rabinowicz, E. (1951). The nature of the static and kinetic coefficients of friction. *Journal of applied physics*, 22(11), 1373-1379.
161. Rapport d'expertise : Expertise de munitions de calibre 7,62mm – DGA-2020
162. Gilson, L. (2017). Étude du comportement mécanique des multi-matériaux soumis à un impact balistique: approches expérimentale et numérique (Doctoral dissertation, Lille 1).
163. Bir, M. C., Bahlouli, M. N., Laporte, M. S., Papy, M. A., Haugou, M. G., Maréchal, M. C., ... & Mauzac, M. O. (2018). Contribution à la prédiction du risque lésionnel thoracique lors de chocs localisés à travers la caractérisation et la modélisation d'impacts balistiques non pénétrants.
164. Pasumarthy, R. K. A., & Tippur, H. V. (2016). Mechanical and optical characterization of a tissue surrogate polymer gel. *Polymer Testing*, 55, 219-229.
165. Russell, B. P., Karthikeyan, K., Deshpande, V. S., & Fleck, N. A. (2013). The high strain rate response of Ultra High Molecular-weight Polyethylene: From fibre to laminate. *International Journal of Impact Engineering*, 60, 1-9.
166. Attwood, J. P., Khaderi, S. N., Karthikeyan, K., Fleck, N. A., Wadley, H. N. G., & Deshpande, V. S. (2014). The out-of-plane compressive response of Dyneema® composites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 70, 200-226.
167. Becker, M., Seidl, M., Mehl, M., Souli, M. H., & Legendre, J. F. (2019). Numerical and experimental investigation of SPH, SPG, and FEM for high-velocity impact applications. In *Proceedings of 12th European LS-DYNA Conference*.
168. <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEANLRefMap/simaanl-c-sphconversion.htm>

Résumé

Le dimensionnement et l'évaluation des gilets pare-balles nécessitent l'utilisation d'essais balistiques expérimentaux. Ces tests permettent de visualiser en situation réelle, les performances balistiques de la protection à savoir une éventuelle perforation et une déflexion de la face arrière pouvant entraîner un risque de traumatisme. Cependant, cette méthode ne peut être envisagée dans un contexte d'optimisation où l'architecture de la protection implique l'étude de configurations nombreuses et complexes (types de matériaux, épaisseurs, types de munitions, etc.). Ainsi, les études numériques par éléments finis sont généralement associées à une approche expérimentale permettant d'obtenir non seulement des structures optimisées mais également des informations complémentaires sur la réponse mécanique de la protection et des munitions à l'impact (déformations, états de contraintes, etc.).

L'utilisation de simulations numériques nécessite une modélisation fidèle des mécanismes intervenants lors de l'impact tels que les modèles de comportement et de rupture des différents matériaux. Afin d'obtenir des modèles précis, il est important de mener des études de caractérisation prenant en compte l'histoire thermomécanique du matériau, pour des gammes de sollicitations rencontrées lors des essais balistiques (grandes déformations, vitesses de déformation élevées, température, etc.). De nombreuses études ont été menées sur les matériaux constituant les protections mais sont moins nombreuses sur les menaces et plus particulièrement sur les munitions à noyau ductile.

Les travaux de thèse se sont concentrés sur la caractérisation de l'impact de munitions à noyau en alliage de plomb et chemise en acier de diamètres 9 mm et 7,62 mm. Des essais balistiques sur un composite stratifié unidirectionnel à fibres polyéthylène à haute masse moléculaire (UHMWPE) en Dyneema® HB26 ont été réalisés. L'objectif était de développer un outil numérique capable de reproduire les phénomènes se produisant lors de l'impact et plus particulièrement les interactions entre la munition relativement molle et le matériau composite mou par rapport aux matériaux métalliques classiques de blindage.

La première étape de cette étude a été de réaliser la caractérisation mécanique du noyau en alliage de plomb et de la chemise en acier dans des régimes quasi-statiques et dynamiques. Pour cela, des essais mécaniques spécialement dédiés ont été développés. Une adaptation du dispositif des barres d'Hopkinson (SHPB) a été réalisée pour caractériser l'alliage de plomb à des vitesses de déformation élevées. Des essais quasi-statiques originaux ont été mis en place pour étudier le comportement et la rupture des échantillons directement extraits de la forme de la chemise. Les données expérimentales obtenues ont été utilisées pour identifier différents modèles de comportement et de rupture pour chaque matériau. Pour le cas de la chemise en acier, une méthode inverse et un algorithme d'optimisation ont été utilisés pour identifier les paramètres du modèle car la complexité des tests expérimentaux ne permettait pas d'obtenir les courbes contrainte-déformation requises. Ces modèles ont été validés grâce à la comparaison entre différents essais expérimentaux et numériques réalisés à des vitesses de déformation élevées sur des ensembles noyau-chemise constituant la munition. Enfin, une campagne balistique a été menée pour l'impact de munitions de 9 mm et de 7,62 mm sur des cibles composites Dyneema® HB26. Les résultats obtenus ont été comparés à des simulations numériques réalisées dans Abaqus® Explicit. Une attention particulière a été portée à la description précise des mécanismes d'endommagement au sein de la balle à savoir : le champignonage de la munition de 9 mm et la fragmentation de celle de 7,62 mm. Ce phénomène de fragmentation a été décrit numériquement grâce à l'utilisation d'une modélisation élément finis avec conversion en éléments SPH (Smooth Particle Hydrodynamics).

Finalement, une étude paramétrique a été réalisée sur la sensibilité de la vitesse résiduelle, des déformations de la munition, ainsi que sur la déflexion de la face arrière de la cible vis-à-vis des paramètres du modèle matériau et du maillage.

Abstract

Design and evaluation of bulletproof vests require the use of experimental ballistic tests. These tests allow to visualize in a real life situation, the ballistic performances of a body armor namely potential perforation of the protection and deflection of the rear face which could lead to trauma risk. However, this method cannot be considered in an optimization context where the protection architecture involves the study of numerous and complex configurations (material types, thicknesses, ordering, ammunition types, etc.). Therefore, numerical studies by finite element methods are usually associated with an experimental approach allowing to reach not only optimized structures but also additional information on the dynamic mechanical response of the protection and ammunition (deformations, stress states, etc.) at impact. The use of numerical simulations requires a faithful modeling of the mechanisms occurring during the impact such as the constitutive and failure models of the different materials. In order to get precise models, it is important to conduct characterization studies taking into account the thermomechanical history of the material, for range of solicitations encountered during ballistic tests (large deformations, high strain rates, temperature, etc.). Many studies have been conducted on protective materials but fewer on the threats and more particularly on soft core ammunitions.

The work focused on the characterization of the impact of 9 mm and 7.62 mm lead alloy core and steel jacketed ammunition. Ballistic tests on a laminated, unidirectional high molecular weight polyethylene (UHMWPE) composite made of Dyneema® HB26 were carried out. The goal was to develop a numerical tool which can reproduce phenomena occurring during the impact and more specifically interactions between the relatively soft ammunition and soft composite material compared to classical metallic armors.

As a first step of this study, mechanical characterization of the lead alloy core and steel jacket was conducted in quasi-static and dynamic regimes. For this purpose, dedicated mechanical tests were developed. An adaptation of a split Hopkinson bar setup was made to characterize the lead alloy at high strain rates. Original quasi-static tests were set up to study the deformation and failure behavior of the samples directly extracted from the jacket in its

original shape.

The obtained experimental data were used to identify different constitutive and failure models for each material. For the case of the jacket, an inverse method and optimization algorithm was used to identify the model parameters as the complexity of the experimental tests did not allow to obtain the required stress-strain curves. These models were validated thanks to the comparison between various experimental and numerical tests carried out at high strain rates on core-jacket assemblies constituting the ammunition. Finally, a ballistic campaign was carried out for the impact of 9 mm and 7.62 mm ammunition on Dyneema® HB26 composite targets. The obtained results were compared to numerical simulations done in Abaqus® Explicit. A specific attention was paid on the accurate description of damage mechanisms within the bullet that is: mushrooming of the 9 mm one and fragmentation of the 7.62 mm one. This fragmentation phenomenon was numerically described through the use of a finite element to smooth particle hydrodynamics conversion.

A parametric study was performed on the sensitivity of the residual velocity and damage of the bullet, as well as on the deflection of the target to the material model parameters and mesh.