



**HAL**  
open science

# Caractérisation expérimentale et modélisation des propriétés de rupture et de fragmentation dynamiques d'un noyau de munition et de céramiques à blindage

Yannick Duplan

► **To cite this version:**

Yannick Duplan. Caractérisation expérimentale et modélisation des propriétés de rupture et de fragmentation dynamiques d'un noyau de munition et de céramiques à blindage. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Université Grenoble Alpes [2020-..], 2020. Français. NNT : 2020GRALI075 . tel-03165577

**HAL Id: tel-03165577**

**<https://theses.hal.science/tel-03165577>**

Submitted on 10 Mar 2021

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

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



MINISTÈRE  
DES ARMÉES

Liberté  
Égalité  
Fraternité



AGENCE  
INNOVATION  
DÉFENSE

UGA  
Université  
Grenoble Alpes

## THÈSE

Pour obtenir le grade de

**DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ GRENOBLE ALPES**

Spécialité : **Matériaux, Mécanique, Génie civil, Electrochimie (2MGE)**

Arrêté ministériel : 25 mai 2016

Présentée par

**Yannick DUPLAN**

Thèse dirigée par **Pascal FORQUIN, Professeur, Université Grenoble Alpes**, et  
co-encadrée par **Dominique SALETTI, Maître de conférences, Université Grenoble Alpes**

préparée au sein du **Laboratoire Sols, Solides, Structures, Risques (3SR)**  
dans l'**École Doctorale Ingénierie - Matériaux, Mécanique, Environnement, Énergétique, Procédés, Production (I-MEP<sup>2</sup>)**

## **Caractérisation expérimentale et modélisation des propriétés de rupture et de fragmentation dynamiques d'un noyau de munition et de céramiques à blindage**

Thèse soutenue publiquement le **15/12/2020**,  
devant le jury composé de :

**M. Frédéric BERNARD**

Professeur (Pr.), Université de Bourgogne, Président du jury

**M. Daniel RITTEL**

Professeur (Pr.), Technion - Institut de Technologie d'Israël, Rapporteur

**M. Thibaut de RESSÉGUIER**

Directeur de recherche (HDR), Université de Poitiers, Rapporteur

**M. Jean-Luc ZINSZNER**

Chercheur (Dr.), CEA/DAM Gramat, Examineur

**M. François BARTHÉLEMY**

Ingénieur (Dr.), DGA Techniques Terrestres, Examineur

*Co-encadrant DGA*

**M. Pascal FORQUIN**

Professeur (Pr.), Université Grenoble Alpes, Examineur

*Directeur de thèse*

**M. Alexane MARGOSSIAN**

Ingénieur R&D (Dr.), Saint-Gobain Research Provence, Invité

*Co-encadrant industriel*

**M. Dominique SALETTI**

Chercheur (MCF), Université Grenoble Alpes, Invité

*Co-encadrant de thèse*





*“If you fall towards a black hole feet first, gravity will pull harder on your feet than your head, because they are nearer the black hole. The result is that you will be stretched out lengthwise, and squashed in sideways. If the black hole has a mass of a few times our Sun, you would be torn apart and made into spaghetti before you reached the horizon. However, if you fell into a much larger black hole, with a mass of more than a million times the Sun, the gravitational pull would be the same on the whole of your body and you would reach the horizon without difficulty. So, if you want to explore the inside of a black hole, make sure you choose a big one.”*

• **Stephen HAWKING (2018),  
Chapter 5: What Is Inside a Black Hole?,  
“Brief Answers to the Big Questions”,  
published posthumously.**

---

# Remerciements

Avant de s’immerger dans la lecture de cette thèse, intitulée « Caractérisation expérimentale et modélisation des propriétés de rupture et de fragmentation dynamiques d’un noyau de munition et de céramiques à blindage », je tiens à adresser mes remerciements les plus vifs.

À mon directeur de thèse, Pascal Forquin, avec qui j’ai découvert le monde fascinant de la rupture dynamique des matériaux. Il est difficile de dire tout ce que Pascal a pu apporter, aussi bien sur le plan personnel que professionnel, tant sa contribution fut colossale, et il serait presque illusoire de pouvoir tout retranscrire en seulement quelques mots. Je suis fier d’avoir été dirigé par une personne aussi passionnée par son domaine et aussi impliquée dans son travail. Cela se ressentait, cela me motivait. Il n’a jamais hésité à m’encourager et à me guider. Nous avons passé beaucoup de temps ensemble, à faire des expériences (à tirer sur de la céramique !) jusqu’à tard le soir et à analyser les résultats, j’ai donc tant appris à ses côtés. Avant de travailler sur ce sujet, je n’aurais jamais pu imaginer toute la physique (la mécanique) qui se cachait derrière la fissuration. Je ne regarderai plus jamais cette problématique d’impact, qu’on peut effectivement retrouver dans la vie de tous les jours, de la même manière. Merci.

À mon co-encadrant de thèse, Dominique Saletti, avec qui j’ai passé de longues heures à obtenir des données expérimentales sur l’acier, une partie de la thèse loin d’être facile. Il m’a initié aux barres d’Hopkinson, bien répandues dans le domaine, et peu de monde ne saurait coller les jauges de déformation comme il sait le faire ! Au-delà de son expertise, je me souviendrai de sa bonne humeur contagieuse puisque je ne compte plus les moments où j’ai rigolé en sa compagnie. À côté de ça, Dominique aura été un réel soutien dans les moments les plus difficiles. Merci.

À mon co-encadrant Saint-Gobain de fin, Alexane Margossian, mais aussi à mon co-encadrant Saint-Gobain de début, Matthieu Graveleau, engagés dans la recherche, qui auront apporté de précieuses informations sur les céramiques de leur entreprise ainsi que de précieux conseils sur les céramiques en général. Ils m’auront fait confiance pour travailler avec eux et m’auront ouvert les portes d’une entreprise renommée que je désirais beaucoup connaître lorsque j’étais étudiant en école d’ingénieurs. Ils auront été à l’écoute pour fournir des échantillons de céramiques, dans des délais souvent difficiles alors qu’ils avaient des contraintes à tenir de leur côté. Beaucoup de présentations et de suivis de thèse auront été faits devant eux, soucieux de leur engagement sur mes travaux et sur mes résultats et désireux de réellement comprendre les mécanismes matériaux. Le travail que constitue toute cette thèse n’aurait pas été possible sans le soutien de Saint-Gobain. Merci.

À l’Agence de l’Innovation de Défense, en lien avec la Direction Générale de l’Armement. J’ai pu voir tout l’accompagnement que l’AID et la DGA se sont engagées à me donner, de même que toute l’implication dont elles ont fait preuve envers moi et mon travail. Sans le financement de l’AID, cette thèse n’aurait pas été possible. Merci.

Aux autres membres du jury, Frédéric Bernard (président), Daniel Rittel (rapporteur), Thibaut de Rességuier (rapporteur) et Jean-Luc Zinszner (examineur), pour avoir accepté de faire partie de mon jury, mais aussi pour avoir lu et évalué mon manuscrit (d’une longueur conséquente). Ils auront suivi ma soutenance à distance (par vidéoconférence, sauf pour Frédéric Bernard parmi les quatre cités) avec attention malgré les conditions particulières de la présentation (en raison de la pandémie liée à la COVID-19). À travers leurs questions et leurs remarques, ce fut un plaisir d’avoir pu discuter et même donner mon avis lorsqu’il m’a été demandé de le faire. Les échanges, instructifs et constructifs, ont participé à l’élaboration de la version définitive de ce document. Je termine ce paragraphe en disant que je suis ravi d’avoir abordé des individus qui m’auront inspiré, quitte à parler d’exemples et de modèles. Merci.

Au personnel du laboratoire : la direction (Cino Viggiani puis Robert Peyroux, Pierre Bésuelle, Yann Malecot, Julien Baroth puis Yannick Sieffert), l’administration et la finance (Shéhérazade Mezenner, Aurélie Linares, Sabrina Megias, Carole Reverdit, Mireille Pfister), le support informatique (Jérôme Branon-Maillet, Olivier Senn, Rémi Calletaud avant de quitter le laboratoire), la cellule technique (Philippe Kaczmarek, Jean-Luc

Decosne, Jean-Benoît Tony, Laurent Debove, Émile Pollier), la plateforme tomographique (Edward Andò, Pascal Charrier, Nicolas Lenoir), d'autres membres permanents du laboratoire (Matthieu Briffaut, Emmanuel Roubin, Sophie Capdevielle, Gaël Combe, Laurent Daudeville). Chacun des noms cités précédemment ont participé, de près ou de loin, ponctuellement ou quotidiennement, à l'avancée de la thèse. Plus particulièrement parmi eux : Jérôme Branon-Maillet pour avoir résolu plusieurs des problèmes informatiques dont j'ai pu faire face, Philippe Kaczmarek pour la fabrication rapide et soignée de pièces nécessaires pour la réalisation de certains essais. De même, j'ai une attention pour Edward Andò et Pascal Charrier qui se sont profondément et sérieusement employés à m'aider sur la réalisation des scans tomographiques aux rayons X et sur le traitement des images. Mes pensées vont aussi au personnel ne faisant pas partie du laboratoire : une fois encore, Saint-Gobain, à travers Jérôme Brulin qui a consacré une partie de son temps à relire mes conclusions, Giovanni Massasso en charge du matériau qui s'inspire de la nacre et avec qui j'ai pu beaucoup échanger, et Charlotte Catteau qui a fourni plusieurs paramètres matériaux caractérisés dans le cadre du projet de cette thèse. Encore, aussi, avec la DGA, à travers Benoît Cordeau dont j'ai eu le plaisir de discuter quelques fois. Trop nombreuses, certaines personnes de Saint-Gobain et de la DGA ne sont pas indiquées. Une pensée aussi à CEDREM qui a collaboré avec moi pour les simulations numériques d'impact, notamment les ingénieurs Karine Thorat-Pierre, David Beaujouan et David Houeix. J'ai une pensée pour les différents contacts approchés lors des conférences auxquelles j'ai eu la chance de participer ; ils ne pourraient être tous dénombrés. Pour finir, aux personnes qui m'ont fait confiance pour enseigner à l'IUT dès ma première année de thèse, à savoir Rafael Estevez et Arnaud Blaise. Merci.

Plus personnellement, j'associe ces remerciements aux personnes qui ont partagé mon quotidien de doctorant et qui, je n'ai pas peur de le dire, ont eu parfois à me « supporter » au même titre que mes encadrants de thèse. En premier lieu, je pense à : Marielle, Maria B., David, Antoine, Ritesh, Alejandro (Alex) et Bratislav. Le contenu de ma thèse n'aurait pas été le même sans Marielle qui travaille également sur des matériaux céramiques de Saint-Gobain, et avec qui j'ai donc partagé beaucoup de temps en faisant des essais avec elle, avec qui j'ai pu confier mes doutes et même mes plaintes (bonne chance pour ta soutenance). Que de discussions avec Maria B., autour d'un café ou d'un thé (ou d'un chocolat chaud pour ma part), à se demander comment on allait bien pouvoir y arriver, à se demander aussi comment fonctionnaient les modèles numériques qu'on utilisait (même à la fin, ce n'est pas toujours si clair), à partager pareillement nos doutes et nos craintes. Cela contraste un peu avec David, capable de remonter le moral en toutes circonstances, c'était la force tranquille et la force algorithmique du groupe (sous Python, mais je persiste à dire que MATLAB est plus simple). Antoine, mon collègue de bureau depuis la dernière année de thèse, qui ne cessait de me dire de me reposer un peu. C'était aussi un plaisir de côtoyer une personne aussi gentille que Ritesh. Pour gérer mon temps, entre travail et sport, Alex était toujours un bon conseiller. Enfin, Bratislav, que j'ai rencontré alors qu'il terminait sa thèse avec Pascal ; un exemple de réussite sur beaucoup de points, c'est un honneur d'avoir croisé son chemin et d'avoir pu travailler avec lui. Je pense aussi à d'autres personnes, peu importe si approchées une fois ou tous les jours : Abdallah, Floriana, Hani, Maria D.C., Chiara, Angela, Damien, Olga, Cyrille, Marta, Eleni, Hala, Ankit, Shubham, Clara, Maxime, Josselin, François, Athanasios (Thanos), Kaoutar, les stagiaires ayant travaillé au laboratoire... En espérant n'oublier personne (j'en oublie indubitablement), il est en effet difficile de pouvoir remercier tout le monde, mais si c'est le cas, je m'en excuse et je sais qu'ils ou elles sont dans un endroit de ma tête. Merci.

Enfin, à mes parents (ma mère et mon beau-père, je sais tous les efforts endurés pour que je puisse arriver là où j'en suis aujourd'hui), à mes grands-parents maternels (papy, de là-haut, j'espère que je t'ai rendu fier ; mamie, j'espère que je t'ai rendue fière) et également à toute ma famille. Merci.

Ma préoccupation principale est d'espérer que cet ouvrage réponde aux attentes et aux exigences de mes encadrants mais aussi de mon entourage, puisque je me sens reconnaissant envers beaucoup, si ce n'est tout le monde. Je souhaite que cette production écrite serve aux futurs personnes qui en liront les pages (des stagiaires aux doctorants en passant par des étudiants de tout niveau universitaire, des novices aux experts du domaine). Ces trois dernières années de doctorat, intenses et riches d'apprentissage, auront largement contribué à mon développement personnel – intellectuel et scientifique – en tant que jeune chercheur. Je repars avec plus qu'un diplôme universitaire, c'est une certitude.

Après avoir reçu le procès-verbal de soutenance de thèse m'attribuant le grade de docteur, c'est avec une certaine émotion que ces lignes sont écrites puisque me concernant, elles sont les dernières de cette thèse.

---

# RÉSUMÉ –

**TITRE :** *Caractérisation expérimentale et modélisation des propriétés de rupture et de fragmentation dynamiques d'un noyau de munition et de céramiques à blindage*

Certaines nuances de céramiques, comme les carbures de silicium (SiC) ou les alumines (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), sont utilisées comme matériaux balistiques en raison de leurs excellentes performances mécaniques, notamment leur dureté, tout en étant légères, là où le gain de masse est un enjeu majeur pour la conception d'équipements militaires de protection individuelle ou de véhicule. Depuis la guerre du Viêt Nam, les céramiques ont été largement utilisées et intégrées comme face avant de blindage bicouche pour stopper la menace des projectiles de type AP (*Armor-Piercing*) durant un impact balistique. Néanmoins, le projectile provoque un endommagement intense dans la céramique en raison, notamment, d'un chargement de traction dynamique qui se manifeste par une fissuration multiple, appelée fragmentation, particulièrement défavorable à l'intégrité de la protection balistique et à sa capacité à faire face à un second impact. Afin de développer un matériau de blindage plus performant, il est essentiel de comprendre le lien entre la microstructure des céramiques, l'endommagement généré sous impact et leurs performances balistiques.

Cette thèse cherche à mieux comprendre le phénomène de fragmentation dynamique généré à hautes vitesses de déformation dans des céramiques à forte ténacité, incluant un matériau aluminé bio-inspiré de la nacre. Cette nacre artificielle est, *a priori*, plus réfractaire aux fissures que les céramiques conventionnelles car elle se caractérise par une haute ténacité statique en raison d'une microstructure spécifique de type « Brique-Mortier » (ou BM) reproduite dans le matériau appelé ici MAINa.

Le premier objectif de la thèse a été de comprendre et de caractériser les modes de déformation et d'endommagement dans un noyau d'une balle d'API-BZ, menace majeure pour les blindages bicouches sous impact balistique. Pour ce faire, trois géométries d'échantillons ont été dimensionnées et analysées par simulation numérique. Des essais de compression ont été réalisés en conditions quasi-statique, dynamique (900 à 5000 s<sup>-1</sup>) et à haute température (250 °C). Ces essais ont permis de caractériser le comportement de l'acier, sa sensibilité à la vitesse de chargement et à la température, et finalement d'identifier les paramètres du modèle constitutif de Johnson-Cook. Les résultats ont conduit à l'identification d'une limite élastique particulièrement élevée (~ 3,3 GPa) et à des paramètres fonction de la géométrie d'essai.

Le deuxième objectif a été de procéder à une simulation numérique par éléments finis en considérant une céramique SiC (Hexoloy SA®) avec un *backing* (aluminium). L'objectif était de pouvoir prédire la vitesse limite de perforation, obtenue expérimentalement, par simulation numérique avec l'aide des paramètres du noyau d'API-BZ caractérisé précédemment ; les paramètres de la céramique, modélisée par un modèle de Johnson-Holmquist, étant issus de la littérature. Faite sur ABAQUS, la simulation a permis de retrouver la valeur expérimentale attendue et de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement générés durant la phase de pénétration d'un blindage par un projectile.

Le troisième objectif a concerné les propriétés de propagation dynamique de fissure dans les céramiques étudiées. La vitesse de fissure est un paramètre clé pilotant la résistance dynamique en traction comme illustré dans le modèle Denoual-Forquin-Hild. L'influence de la microstructure sur la vitesse limite de propagation d'une fissure a besoin d'être évaluée. Des essais expérimentaux ont été développés pour permettre la propagation d'une seule fissure sous chargement dynamique. L'essai « Rockspall » repose sur des échantillons doublement entaillés. Grâce à l'imagerie ultra-rapide et à l'outil de corrélation d'images, la vitesse asymptotique de la fissure est caractérisée. Par ailleurs, la microstructure MAINa présente un trajet de fissuration original. Lorsque les plaquettes sont orientées perpendiculairement par rapport à la propagation de la fissure, le lieu d'initiation de la fissure ainsi que la propagation de la fissure sont perturbés par un mécanisme de déviation (comme cela peut être observé en quasi-statique).

Le quatrième objectif a concerné les propriétés de fragmentation multiple des céramiques sous haute vitesse de chargement en fonction de la microstructure. Il s'agissait d'évaluer et de comparer la densité de fissuration et la taille des fragments du MAINa par rapport à l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> grâce à des essais d'impact sur la tranche et

des essais tandem (impact normal sur céramique intacte puis impact normal pénétrant sur céramique fragmentée). Les densités de fissuration observées dans le MAINa sont plus faibles que dans son homologue non nacré. La micro-tomographie aux rayons X et l'analyse microscopique des carreaux fragmentés montrent que les fragments eux-mêmes contribuent à la résistance de la céramique endommagée selon leur taille, leur orientation ou leur forme. En outre, l'essai tandem montre que la céramique MAINa, à l'état fragmenté, manifeste une plus grande résistance que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , ce qui est un avantage pour le multi-impact. Par la suite, le comportement à l'état fragmenté des deux céramiques est simulé numériquement avec le modèle de Drucker-Prager pour identifier les paramètres des céramiques endommagées.

Au final, les travaux de cette thèse apportent des éléments de compréhension et de modélisation concernant le comportement de noyau du projectile d'API-BZ et des céramiques  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et SiC sous chargement dynamique. D'autre part, les propriétés de fissuration et de fragmentation du matériau nacré (MAINa) sont analysées en dynamique afin d'étudier l'intérêt de la microstructure BM pour la conception de blindages plus performants et plus résilients.

Mots-clés :

*Céramique ; Carbure de silicium ; Alumine ; Nacre ; API-BZ ; Acier ; Blindage ; Impact ; Endommagement ; Fissure ; Fragmentation dynamique ; Paramètre de Lode ; Géométrie Cisaillement-Compression ; Barres d'Hopkinson ; Vitesse balistique ; Érosion ; Fragmentation simple ; Fragmentation multiple ; Rockspall ; Vitesse de fissure ; Impact sur tranche ; Impact tandem ; Fragments ; Tomographie ; Modèle de Johnson-Cook ; Modèle de Johnson-Holmquist ; Modèle de Denoual-Forquin-Hild ; Modèle de Drucker-Prager.*



---

# ABSTRACT –

**TITLE:** *Experimental characterisation and modelling of the dynamic fracture and fragmentation properties of a projectile ammunition and armour ceramics*

Some ceramic grades, such as silicon carbide (SiC) or alumina (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), are used as ballistic materials thanks to their excellent mechanical performances, such as their hardness, while being light, where weight gain is a major issue for the design of military equipment for personal and vehicle protection. Since the Vietnam War, ceramics have been largely used and integrated as front face in bilayer shielding to stop the threat of AP (Armour Piercing)-type projectiles during a ballistic impact. Nevertheless, the projectile leads to an intense damage in the ceramic due to, amongst other phenomena, a dynamic tensile loading that manifests by multiple cracking, called fragmentation, particularly unfavourable for the integrity of the ballistic protection and its capacity to deal with a second impact. In order to develop a more performing shielding material, it is essential to understand the link between the microstructure of ceramics, the damage generated under impact and their ballistic performances.

This thesis seeks to better understand the dynamic fragmentation phenomenon generated at high strain rates in high fracture-toughness ceramics, including a bio-inspired alumina material mimicking nacre microstructure. This artificial nacre is, *a priori*, more crack resistant than conventional ceramics as it is characterised by a high static fracture-toughness due to its specific “Brick-and-Mortar” (or BM) microstructure reproduced in the material called here MAINa.

The first objective of the thesis was to understand and to characterise the different deformation and damage modes in a core of an API-BZ bullet, major threat for bilayer shieldings under ballistic impact. To this end, three sample geometries were designed and analysed by numerical simulation. Compression tests were performed in quasi-static, dynamic (900 à 5000 s<sup>-1</sup>) and high temperature (250 °C) conditions. These tests allowed to characterise the steel behaviour, its sensibility to loading speed and to temperature, and finally to identify the parameters of the Johnson-Cook constitutive model. The results led to the identification of a particularly high elastic limit (~ 3,3 GPa) and to parameters function of the test geometry.

The second objective was to proceed to a numerical simulation by finite elements considering a SiC (Hexoloy SA®) ceramic with a backing (aluminium). The objective was to be able to predict the limit velocity of perforation, obtained experimentally, by numerical simulation with the help of parameters from the API-BZ core previously characterised; ceramic parameters, modelled by a Johnson-Holmquist model, stemming from the literature. Performed in ABAQUS, the simulation allowed to find the expected experimental value and to better understand the damage mechanisms generated during the penetration phase of an armour by a projectile.

The third objective concerned the properties of dynamic crack propagation in the studied ceramics. The crack velocity is a key parameter driving the dynamic resistance in tension as illustrated by the Denoual-Forquin-Hild model. The influence of the microstructure on the limit velocity of crack propagation needs to be evaluated. Experimental tests were developed to allow the propagation of a single crack under dynamic loading. The “Rockspall” test is based on double-notched specimens. Thanks to both ultra-high-speed imaging and digital image correlation tool, the asymptotic crack velocity is characterised. Furthermore, the MAINa microstructure presents an original cracking trajectory. When platelets are perpendicularly oriented with respect to the crack propagation, the initiation location of the crack as well as the crack propagation are disrupted by a deviation mechanism (as it can be observed in quasi-static).

The fourth objective concerned the multiple fragmentation properties of ceramics under high stress rate in function of the microstructure. It was about evaluating and comparing cracking density and fragments size of MAINa compared with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> thanks to edge-on-impact tests and tandem tests (normal impact on the intact ceramic then penetrating impact on the fragmented ceramic). The cracking densities observed for MAINa are lower than its non-nacre-like counterpart. X-ray micro-tomography and microscopic analysis of the fragmented tiles show that the fragments themselves contribute to the resistance of the damaged ceramic

according to their size, their orientation and their shape. Besides, the tandem test shows that the MAINa ceramic, in fragmented state, demonstrates a higher resistance than  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , what is an advantage for multi-impact. Thereafter, the behaviour in fragmented state of the two ceramics is numerically simulated with the Drucker-Prager model to identify the parameter of damaged ceramics.

In the end, the works of this thesis bring elements of both comprehension and modelling concerning the behaviour of API-BZ projectile core and  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and SiC ceramics under dynamic loading. On the other hand, the cracking and fragmentation properties of the nacre-like material (MAINa) are analysed in dynamic in order to study the interest of the BM microstructure for the design of more performing and more resilient armours.

Keywords:

*Ceramic; Silicon carbide; Alumina; Nacre; API-BZ; Steel; Armour; Impact; Damage; Crack; Dynamic fragmentation; Lode parameter; Shear-Compression Specimen; Hopkinson bars; Ballistic velocity; Erosion; Simple fragmentation; Multiple fragmentation; Rockspall; Cracking velocity; Edge-on-impact; Tandem impact; Tomography; Johnson-Cook model; Johnson-Holmquist model; Denoual-Forquin-Hild model; Drucker-Prager model.*

---

# Introduction

Cette thèse est une thèse DGA (Direction Générale de l'Armement). Le développement de céramiques à haute ténacité semble être une piste pour améliorer la performance des blindages en réduisant le caractère fragile et peu résilient de ces matériaux. Pour cette raison, les microstructures à haute ténacité représentent de belles perspectives pour les applications balistiques. L'une de ces microstructures, développée par Saint-Gobain, est dérivée d'un composé d'alumine et s'inspire du revêtement qui se trouve sur la coque interne de certains coquillages, la nacre. L'objet de ce travail consiste à étudier le comportement dynamique de ce matériau nacré.

Réalisée au sein du laboratoire 3SR (Sols, Solides, Structures, Risques) à l'UGA (Université Grenoble Alpes), cette thèse se concentre sur l'étude des propriétés en traction dynamique du matériau aluminé inspiré de la nacre et dénommé MAINa. Ce sujet de recherche s'inscrit dans le cadre d'un projet financé par la DGA et porté par *Saint-Gobain Research Provence*.

Le **chapitre 1** est une introduction aux matériaux balistiques et une synthèse des différents matériaux utilisés dans les blindages. Il permet de décrire une configuration blindage bicouche, le rôle de chacun de ses constituants tout en considérant le projectile impactant le blindage. Les différentes étapes d'un impact sont décrites avec les chargements de compression durant la phase 1 et de traction durant la phase 2 ainsi que les fragments de la céramique en phase 3.

Le **chapitre 2**, en première partie, est une bibliographie décrivant l'influence des paramètres balistiques des céramiques pour créer un blindage le plus optimisé possible. Le rôle de la microstructure, centré sur les alumines et sur les matériaux bio-inspirés de type MAINa, va également être étudié. En deuxième partie, l'ensemble des matériaux et des microstructures étudiés dans cette thèse est décrit : le noyau du projectile en acier, l'alumine de référence, l'alumine nacrée (MAINa) et également deux microstructures SiC (Hexoloy SA® et Forceram®) étudiées dans le projet.

Le **chapitre 3** est consacré à la caractérisation du noyau en acier du projectile API-BZ 7,62 mm utilisé pour l'évaluation des performances à l'impact de différents blindages bicouches. Les équations du modèle sélectionné, celui de Johnson-Cook, contiennent des inconnues à déterminer par le biais d'essais expérimentaux réalisés directement sur le noyau, en conditions quasi-statiques (compression uniaxiale), dynamiques (compression aux barres d'Hopkinson) et en température (compression uniaxiale à haute température).

Dans le **chapitre 4**, les résultats obtenus dans le chapitre précédent sur l'acier sont utilisés pour modéliser numériquement un essai balistique avec la microstructure SiC de l'Hexoloy SA®.

À partir du **chapitre 5**, le travail de thèse est dédié à la caractérisation des céramiques d'alumines et de SiC. Ce chapitre présente des essais de fragmentation dynamique « simple » (Rockspall et nEOI) conduisant à la propagation d'une seule fissure. Ces essais sont spécialement conçus pour initier et faire propager une seule fissure, ce qui permet de mesurer leur vitesse à l'aide de la corrélation d'images. La vitesse de fissure est un paramètre d'entrée du modèle Denoual-Forquin-Hild.

Finalement, le **chapitre 6** concerne la fragmentation dynamique « multiple » correspondant à la propagation de plusieurs fissures (situation d'impact). Le rôle de la microstructure et des fragments est étudié à travers plusieurs essais de caractérisation en traction – les essais EOI et les essais « tandem » – menés sur les deux alumines, celle classique et celle nacrée.

En fin de manuscrit, la **conclusion** récapitule les principaux travaux réalisés dans cette thèse ainsi que les perspectives associées.





# Chapitre I

## Introduction aux céramiques pour blindage

---

### Sommaire

I.1	Constitution du blindage moderne .....	4
I.1.1	La protection balistique.....	4
I.1.2	Rôle de la céramique.....	5
I.1.2.1	Fonction de la céramique .....	5
I.1.2.2	Les nuances céramiques les plus utilisées.....	6
I.1.3	<i>Backing</i> .....	7
I.1.3.1	Fonction principale.....	7
I.1.3.2	Principaux <i>backings</i> utilisés.....	8
I.2	Importance de la menace considérée.....	8
I.2.1	Types de projectiles.....	8
I.2.2	Influence du noyau sur la résistance du blindage .....	9
I.3	Mécanismes gouvernant les performances balistiques des céramiques.....	12
I.3.1	Définition et étapes d'un impact.....	12
I.3.2	Mécanismes d'endommagement subis par la céramique à l'impact .....	13
I.3.2.1	Mécanismes durant l'étape1 .....	13
I.3.2.2	Mécanismes durant l'étape 2 .....	16
I.3.2.3	Mécanismes durant l'étape 3 .....	17
I.3.3	Mécanismes subis par le projectile à l'impact .....	17
I.4	Fragmentation des matériaux de l'étude.....	21
I.4.1	Des céramiques fragiles et dépendantes de la microstructure.....	21
I.4.2	Première problématique.....	22
I.5	Simulation d'un impact de projectile API-BZ .....	22
I.5.1	Deux exemples de simulation .....	22
I.5.2	Deuxième problématique .....	23

*« Qu'il s'agisse d'un lieu comme l'Irak, ou l'Afghanistan, durant la période 2003–14, ces champs de bataille sont des environnements dangereux, chaotiques, où beaucoup d'explosions aléatoires, ou des événements d'impact à haute énergie, se produisent de façon régulière. Ceci est l'environnement dans lequel les matériaux de blindage doivent fonctionner, et fonctionner de manière fiable, puisqu'il y a une marge minimale pour l'erreur. » – Crouch (2017) [1]*

L'objectif de ce chapitre est de présenter le contexte de l'étude lié aux problèmes d'impacts balistiques, à savoir : l'utilisation de céramiques intégrées dans les blindages bicouches, également appelés blindage double-dureté, vis-à-vis d'impacts de projectiles perforants.

Ce chapitre présente une description des différents termes du sujet (« noyau de munition », « céramiques à blindage », « rupture et fragmentation dynamiques », « caractérisation expérimentale et modélisation »).

Dans un premier temps, une rapide description de ce qu'est un blindage moderne (rôle de la céramique et du *backing*) est présentée. Puis, le rôle de la menace considérée est abordé. Pour finir, les mécanismes matériaux agissant sur les performances balistiques des céramiques sont abordés, de même que l'étude de la fragmentation des céramiques étudiées et la simulation d'un impact.

### Introduction

L'entreprise Saint-Gobain développe depuis de nombreuses années des matériaux haute performance pour le domaine de la protection. Les céramiques à blindage se caractérisent par une haute dureté et une faible densité. Par exemple, le produit céramique appelé « Hexoloy SA® » est un carbure de silicium présentant une dureté Knoop de  $2500 \text{ kgf/mm}^2$  [2] ( $\sim 24,5 \text{ GPa}$ ). En comparaison, le diamant (matériau considéré comme étant le plus dur sur l'échelle de Mohs [3]) affiche environ  $8000 \text{ kgf/mm}^2$  [4] ( $\sim 78,4 \text{ GPa}$ ), le carbure de tungstène (matériau couramment utilisé comme outil de coupe et de forage ou comme noyau de munition) affiche généralement  $1530 - 2550 \text{ kgf/mm}^2$  ( $\sim 15 - 25 \text{ GPa}$  [5]), tandis que les aciers les plus durs affichent des duretés inférieures à  $1000 \text{ kgf/mm}^2$  ( $\sim 9,8 \text{ GPa}$ ). Plusieurs produits commerciaux céramiques Hexoloy SA® sont présentés Figure I.1.

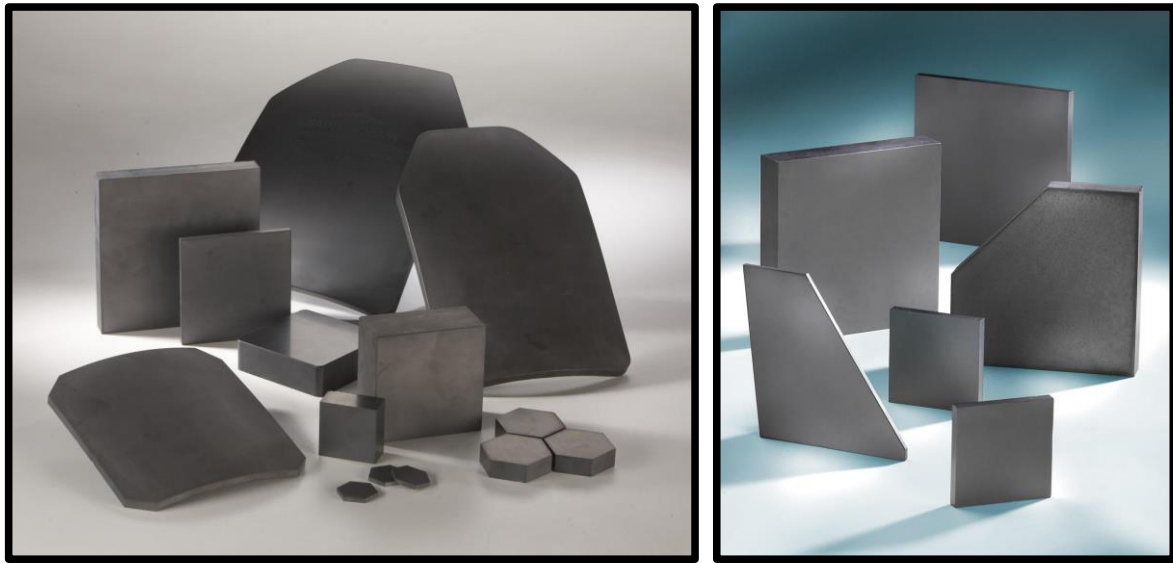


Figure I.1. Les céramiques sont des matériaux capables de fournir une protection maximale pour un poids minimal [6].

Ces céramiques constituent la face avant de blindages bicouches alors qu'un *backing* (métallique ou composite) plus souple est utilisé en face arrière. Ces solutions de protection figurent parmi les plus performantes vis-à-vis des projectiles de petits calibres à noyau perforant.

## I.1 Constitution du blindage moderne

Les principales céramiques utilisées en blindage sont : le carbure de silicium (SiC), l'alumine ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) utilisée sur les véhicules du fait de son faible coût, et le carbure de bore ( $\text{B}_4\text{C}$ ) utilisé sur les avions et sur les combattants débarqués du fait de sa légèreté. Les matériaux composites de la face arrière sont principalement l'aramide ou le polyéthylène à haute densité, élaborés en faible épaisseur, confinant la céramique. Les menaces considérées sont données dans le STANAG 4569 (STANdardization Agreement).

### I.1.1 La protection balistique

La protection face aux chocs à grandes vitesses se base sur des matériaux suffisamment performants pour absorber et dissiper l'énergie d'impact d'un projectile. L'utilisation de céramiques techniques est largement généralisée pour créer des solutions légères et à haute performance pour pouvoir résister à des balles de projectiles, notamment ceux de type AP (*Armour-Piercing*, « Perforant le Blindage »).

Un blindage, dans son ensemble, est montré sur la Figure I.2 (a) (vue éclatée) et sur la Figure I.2 (b) (coupe transversale). Les différentes configurations blindages présentées possèdent les mêmes caractéristiques malgré l'évolution technologique de la dernière moitié du 20<sup>e</sup> siècle. La première semi-couche qui fait face au projectile est un film de protection anti-débris en caoutchouc de polyuréthane ou en Nylon<sup>®</sup> pour minimiser l'éjection de fragments d'acier ou de céramique après impact. Ce film peut être remplacé par un matériau tampon pour diminuer le taux de chargement de l'impact, ou bien par un acier qui confine en avant la céramique [7], réduisant la pénétration du projectile en gardant les fragments en place durant la première phase de chargement en compression [8]. Par-dessous, le blindage à proprement parler : une plaque de céramique pour défaire le projectile et une plaque de composite pour « soutenir » (d'où le nom de *backing*) la céramique.

L'intégration de la céramique dans le blindage fait référence à l'assemblage de ces deux matériaux. Pour coller et maintenir le tout, un film adhésif (un *liner* comme de la plastiline<sup>®</sup>) en polyester-polyuréthane ou polysulfure [9] peut être placé entre la couche anti-débris et la céramique et entre la céramique et le *backing*. Les dimensions latérales (et l'épaisseur) du carreau de céramique pouvant être inférieures à celles du *backing*, des bandes de finition en caoutchouc voire en aluminium peuvent être utilisées, agissant aussi comme pièges à chaleur [10] et atténuant la fissuration conique [11]. En termes de ratio massique, pour une balle de carabine (balle 7,62 × 33 mm utilisée dans la carabine M1), le *backing* constitue environ le tiers de la masse totale du blindage ainsi que le quart de l'épaisseur [9].

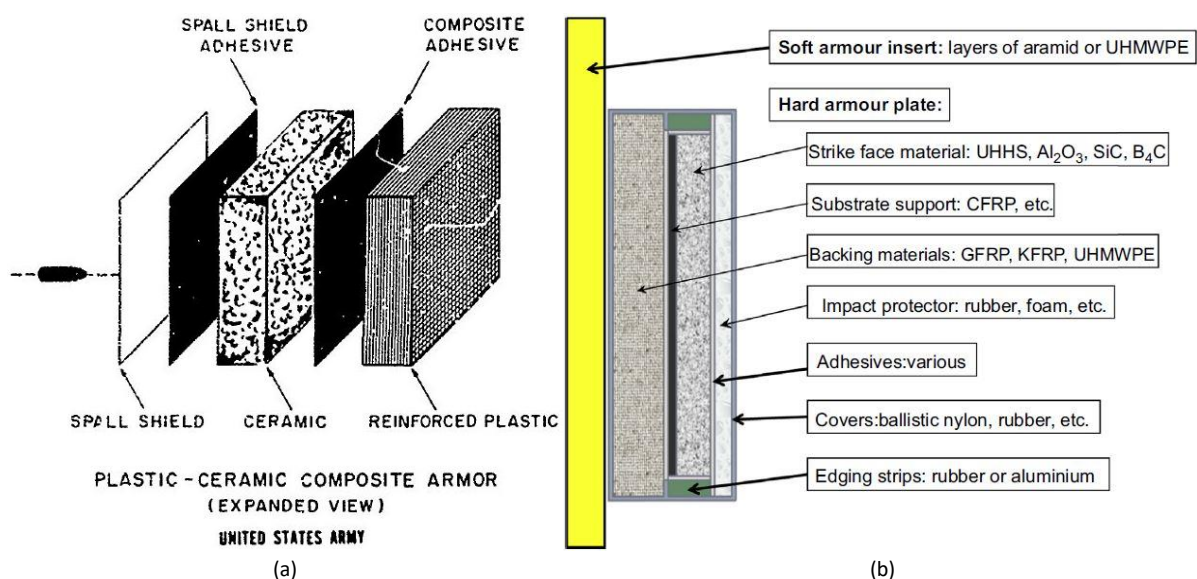


Figure I.2. Détails des composants d'un blindage balistique à deux couches datant (a) de 1969 [9] et de (b) de 2009 [12].



## I.1.2 Rôle de la céramique

### I.1.2.1 Fonction de la céramique

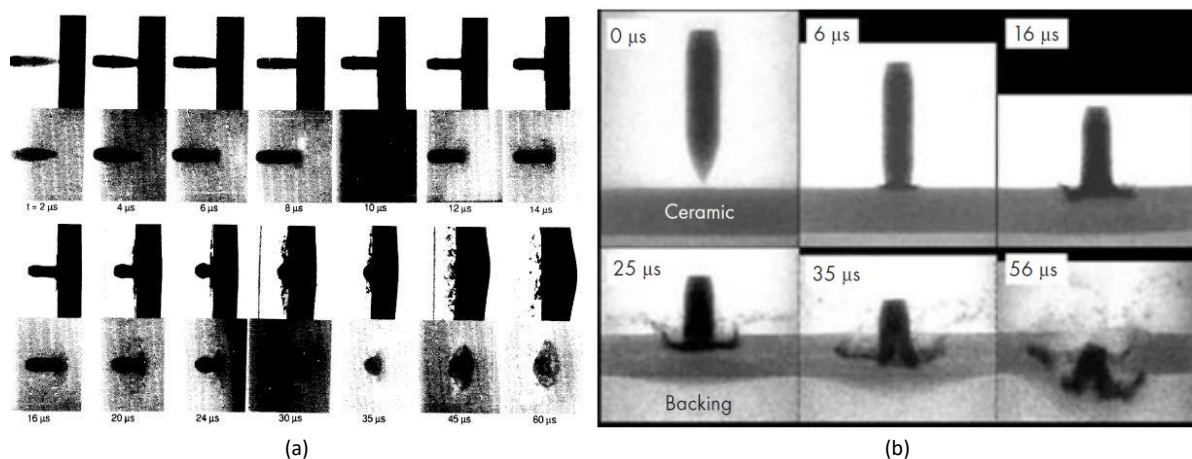
L'issue majeure des protections balistiques est de fournir une résistance maximale mais légère à la perforation des projectiles, et plus particulièrement de défaire les projectiles AP (rappel : AP est le sigle pour *Armour-Piercing*). Grâce à sa bonne résistance en compression, sa dureté et sa faible densité, la céramique offre une solution privilégiée par rapport au blindage en acier monolithique dans le blindage bicouche.

Le rôle de ce matériau est double :

- fragmenter le noyau du projectile à son contact par des processus d'érosion [13]–[16] comme illustré sur la Figure I.3, faisant perdre de la masse et de la vitesse au projectile et donc son efficacité ;
- répartir le chargement sur une plus grande surface.

Pour le projectile, cela se traduit par une conversion de son énergie en énergie élastique emmagasinée qui devient de la fragmentation après un certain seuil, ou en énergie plastique (déformation du projectile) [13].

La Figure I.3 montre l'impact d'un projectile perforant AP et son interaction contre, respectivement, une céramique d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  (épaisseur : 8 mm) à une vitesse d'impact de 841 m/s (Figure I.3 (a)) [15] et une céramique en B<sub>4</sub>C (épaisseur : 5 mm) à 834 m/s (Figure I.3 (b)) [17], [18]. Dans les deux cas, le projectile est détruit et voit sa longueur réduite par érosion. Une ouverture longitudinale concernant le projectile en acier est visible 35  $\mu\text{s}$  après impact dans le cas de la Figure I.3 (b).



**Figure I.3.** Séquences par radiographies flash aux rayons X d'un impact d'un projectile 7,62 mm (a) AP possédant un noyau en acier, *backing* du blindage en aluminium (épais de 6 mm) [15], (b) APM2 possédant un noyau en acier durci [13].

La répartition du chargement balistique sur le *backing* est liée à la résistance en compression de la céramique [13]. D'autre part, hormis l'endommagement de compression qui peut être créé pour des vitesses suffisamment élevées, l'endommagement de traction de la céramique commence avec la formation d'un cône de Hertz à sa surface. Ce cône de fissuration, résultant d'un défaut de surface sous la zone du projectile, se développe sous la forme d'une fissure conique autour de la surface de contact avant de continuer sa course à travers le matériau sous l'impulsion du projectile. Cela crée un conoïde de cisaillement, visible sur la Figure I.4, qui augmente la surface de contact avec le *backing* [7]. Le confinement est capable d'augmenter l'angle de propagation des fissures de Hertz, augmentant ainsi la base (la taille) du cône [19].

Enfin, plus la densité de la céramique est faible, plus l'épaisseur de la céramique peut être augmentée, ce qui serait plus efficace dans la répartition des charges [13]. Toutefois, ce qui est recherché, c'est un allègement donc une densité la plus faible possible et une épaisseur la plus faible possible également.

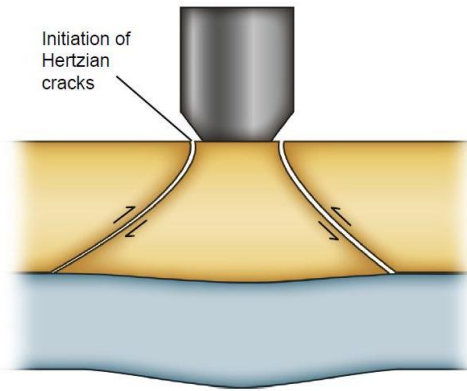


Figure I.4. Fracture conoïdale dans les solides fragiles sous impact semblable à des fissures de Hertz [7].

### I.1.2.2 Les nuances céramiques les plus utilisées

Les céramiques techniques à haute performance les plus répandues pour des applications blindages sont l'alumine (masse volumique  $\rho$  de 3600 à 4000  $\text{kg.m}^{-3}$ ), le carbure de silicium ( $\rho_{\text{théorique}} = 3210 \text{ kg.m}^{-3}$ ) et le carbure de bore ( $\rho_{\text{théorique}} = 2520 \text{ kg.m}^{-3}$ ). Le coût et le poids des matériaux sont une préoccupation majeure.

Une étude comparative est présentée sur la Figure I.5 par rapport au diborure de titane. L' $\text{Al}_2\text{O}_3$  est l'alternative la plus économique, mais possède la densité la plus élevée. La densité finale dépend de la pureté (90,0 à 99,5 %) et de la porosité (< 2 %) du produit. Malgré sa densité relativement plus élevée, compte tenu du coût massique plus faible, son compromis poids de l'ensemble avec coût fait pourtant de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  une céramique de choix dans la balistique. Le SiC est plus léger que l'alumine et sa densité peut même diminuer en fonction des matériaux qui lui sont couplés comme le  $\text{B}_4\text{C}$  avec lequel il est souvent mixé. Ce matériau apparait comme le bon compromis entre coût et performances. Le  $\text{B}_4\text{C}$  est la céramique la plus légère, peu poreuse, deux fois plus dure que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  selon le processus de mise en forme, mais la plus chère sur le marché. Sa faible densité et sa grande dureté en font *a priori*, la meilleure candidate pour la protection balistique à l'impact, mais ce n'est pas toujours le cas. En effet, à des pressions d'impact très grandes (~ 20 GPa), en général atteintes localement à l'impact d'un projectile API-BZ, un processus d'amorphisation s'initie et affaiblit ses propriétés mécaniques à cause d'une chute radicale de la contrainte de cisaillement. Étant également très dure, elle est d'autant plus fragile et fissure facilement [20].

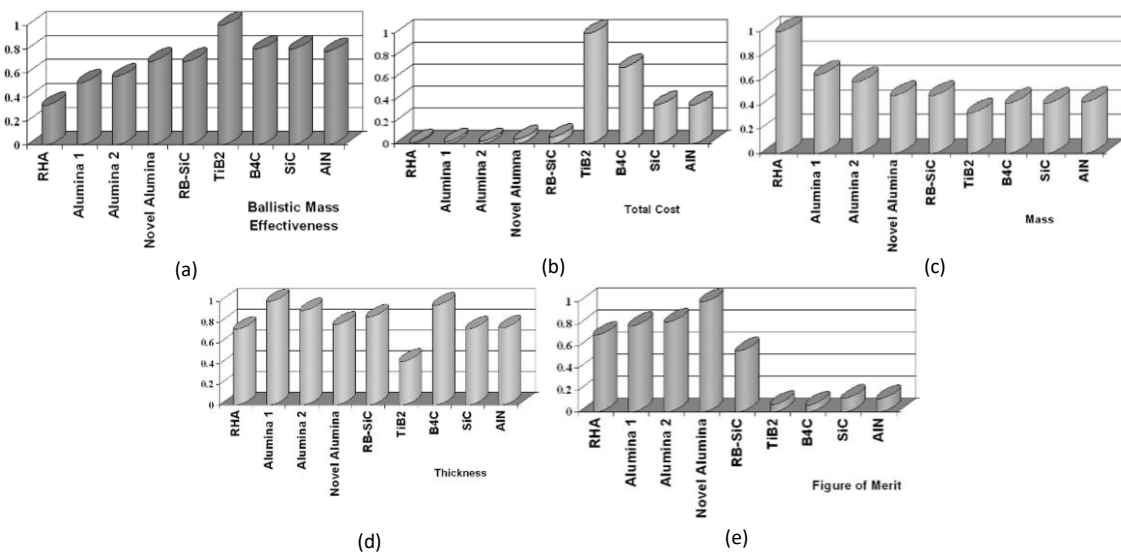


Figure I.5. Données relatives (rapportées au  $\text{TiB}_2$ ) sur : (a) l'efficacité balistique, (b) le coût total des matériaux balistiques pour arrêter un projectile, (c) la masse requise pour défaire le projectile, (d) l'épaisseur requise pour défaire le projectile et (e) le facteur de mérite, quantité qui permet de caractériser un élément par rapport à d'autres alternatives, considérant le coût et le poids [21].

La fabrication des céramiques démarre avec la sélection de la matière première, la poudre, qui influence grandement les performances du matériau. La méthode de production, qui dépend du fournisseur, influence aussi les propriétés de la céramique [20], [22]. Une céramique produite par pressage à chaud (comme le  $B_4C$ , le  $TiB_2$ , le  $WC$ , le  $SiC$  [13]) conduit en général à une céramique plus dure, ce qui est optimal dans le cas d'un impact unique.

### I.1.3 *Backing*

#### I.1.3.1 Fonction principale

La résistance en traction de la céramique étant beaucoup plus faible que sa résistance en compression, elle a tendance à s'endommager majoritairement en traction plutôt qu'en compression au passage de l'onde de choc. Le matériau expose ainsi un comportement fragile, sans aucune déformation plastique macroscopique apparente qui annoncerait la rupture, contrairement aux matériaux ductiles pour lesquels un phénomène de striction prévient la rupture. Ses mauvaises propriétés intrinsèques en traction conduisent à un endommagement de fissuration multiple sous impact. La Figure I.6 illustre la fissuration d'un carreau de céramique  $SiC$  (dimensions  $60 \times 60 \times 8 \text{ mm}^3$ ) après un impact normal (non perforant) à une vitesse approximative de 175 m/s. Ces mécanismes de fissuration contraignent à utiliser un *backing* à l'arrière de la céramique.



Figure I.6. Vues *post-mortem* des faces avant (à gauche) et arrière (à droite) d'un  $SiC$  (Hexoloy SA®) illustrant la propriété des céramiques à fissurer et à fragmenter [23].

La fonction principale du *backing* est double : maintenir et confiner les fragments de céramique en place qui résultent de la multi-fissuration (ou fragmentation) du matériau, et convertir l'énergie cinétique et la quantité de mouvement des débris (projectile et céramique) en énergie de déformation et de délamination dans le cas des composites polymériques renforcés avec des fibres [13], [14], [24]. Plusieurs auteurs [19], [25]–[27] ont montré que le confinement d'une céramique dans une configuration blindage joue un rôle significatif, démontrant à quel point les fragments d'une céramique même fissurée sont importants. Avec la répartition des charges sur le *backing*, celui-ci se déforme en face arrière et absorbe une grande partie de l'énergie d'impact. Ces fonctions permettent d'améliorer considérablement les performances balistiques. Un exemple frappant est schématisé sur la Figure I.7 : la vitesse balistique limite  $V_{bl}$  d'une alumine seule d'épaisseur 11,4 mm est de 390 m/s, contre 650 m/s (+ 66,67 %) avec la même alumine deux fois moins épaisse mais collée sur *backing* en aluminium de même épaisseur [28]. De manière redondante,  $V_{bl}$  représente la vitesse minimale pour avoir perforation à l'impact ou la vitesse maximale pour laquelle la vitesse résiduelle (finale) du projectile est nulle après impact [29] ; une définition statistique énonce que la  $V_{bl}$ , aussi notée  $V_{50}$ , est la vitesse à laquelle le projectile a une chance sur deux de perforer le blindage.

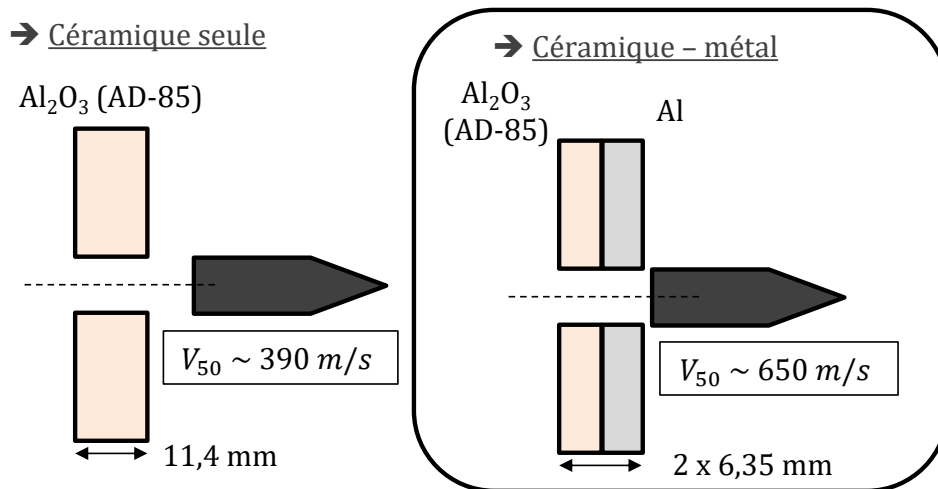


Figure 1.7. Comparaison de la vitesse limite balistique d'un blindage céramique monocouche et d'un blindage céramique-composite bicouche (d'après [28]).

L'appréciation des performances balistiques d'un blindage ne doit donc pas s'en tenir aux performances de la céramique seulement, mais à l'ensemble des matériaux qui le constitue.

### I.1.3.2 Principaux *backings* utilisés

Les matériaux principalement utilisés pour le *backing* sont les fibres des composites, plus particulièrement les polymères renforcés de fibres et les métaux [13]. Les matériaux métalliques utilisés dans les *backings* métalliques sont généralement faits d'acier, d'alliages d'aluminium ou de titane. Pour les *backings* fibrés, les renforts des composites [13] sont faits de Kevlar®, de verre ou de polyéthylène haute densité (PE-HD) et plus particulièrement du « PE de Masse Molaire Très Élevée (*Ultra-High-Molecular-Weight PE (UHMW-PE)*) ».

## I.2 Importance de la menace considérée

La résistance d'une céramique face à une menace est définie selon un type précis de projectile qu'il convient donc de connaître.

### I.2.1 Types de projectiles

Plusieurs normes définissent les performances d'un blindage, c'est le cas par exemple des normes américaines NIJ (*National Institute of Justice*) détaillées qui évaluent la résistance des gilets pare-balles. Une protection balistique est élaborée par référence à un certain niveau de protection (norme STANAG 4569 – *Protection levels for Occupants of Logistic and Light Armoured Vehicles* utilisée pour classer les projectiles en fonction de leur pouvoir perforant sur véhicules).

La Figure 1.8 montre trois types de projectile de calibre 7,62 mm et une coupe transversale d'une munition 7,62 mm × 39 mm. Le calibre d'un projectile correspond au plus grand diamètre du projectile tiré (e.g. 7,62 mm), il correspond aussi au diamètre du canon de l'arme utilisée. Le calibre peut être accompagné de la hauteur du projectile (e.g. 7,62 × 39 mm). La munition 7,62 révèle la balle elle-même et la cartouche organisée à partir de : l'étui (ou la douille) qui contient la poudre propulsive, le système de déclenchement au niveau du culot et de l'amorce, et un emplacement prévu pour la balle elle-même. Les balles d'API-BZ, et plus généralement les balles AP, sont les menaces les plus importantes dans le domaine de la balistique. Dans API-BZ, le « I » signifie *Incendiary* pour « Incendiaire », faisant référence au contenu qui s'enflamme rapidement à l'intérieur de la balle après tir. Quant au terme « BZ », celui-ci fait référence à un type de balle API. Les couleurs sur la partie pointue

de la balle permettent de la reconnaître plus facilement : le rouge pour le caractère incendiaire (I) et le noir pour le caractère perforant (AP). Le noyau d'une balle AP est constitué : d'un alliage en plomb, d'un acier doux à faible ou moyenne teneur en carbone (pourcentage massique de carbone ou %C.m inférieur à 0,25 % ou compris entre 0,25 et 0,60 %), d'un acier dur (%C.m entre 0,60 et 1,40 % ou durcissement par traitement mécanique ou thermo-mécanique), ou alors d'un alliage en carbure de tungstène (WC). La pointe est recouverte d'une coiffe faite en cuivre ou d'un alliage à base de cuivre (laiton ou cupronickel) enveloppe le tout, comme identifié sur la Figure I.9.

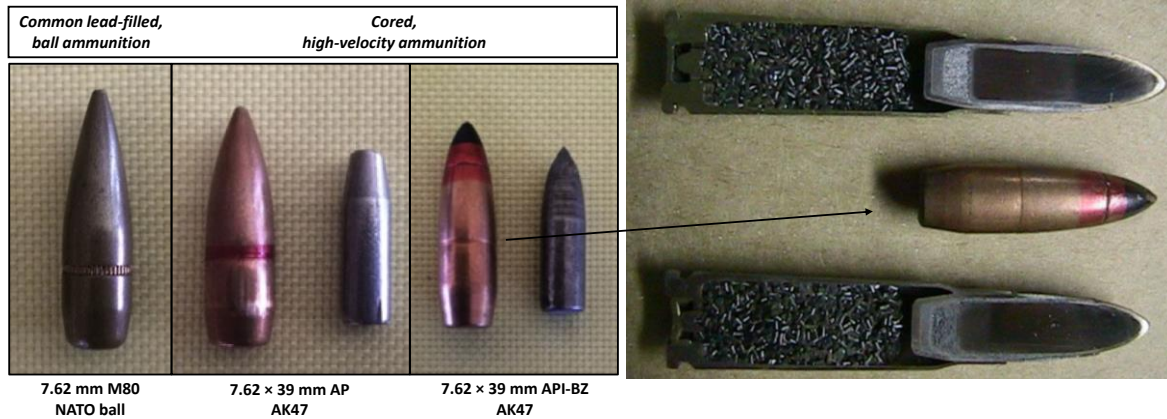


Figure I.8. Trois types de projectile (rempli au plomb, chemisé<sup>1</sup> avec noyau émoussé, chemisé avec noyau pointu) (adaptée de [12]) et vue sur l'intérieur d'une munition d'une balle 7,62 mm × 39 mm [30].



Figure I.9. Détails de l'intérieur d'une balle d'API-BZ (adaptée de [30]).

## I.2.2 Influence du noyau sur la résistance du blindage

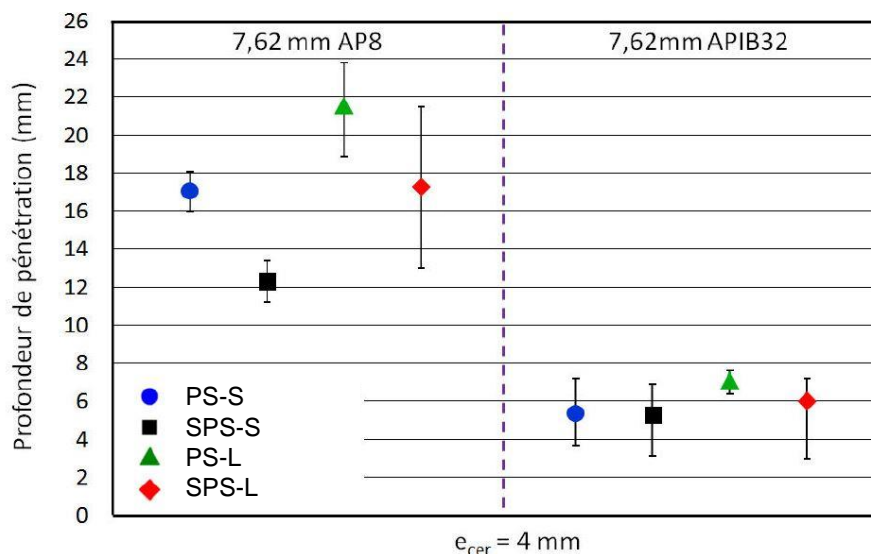
Le noyau d'un projectile définit la capacité de pénétration du projectile, là où la dureté et le caractère pointu sont des paramètres clés à considérer durant un impact selon Crouch (2019) [24]. Pour illustrer l'influence de ces deux paramètres, deux études (Rossiquet (2012) [22] et den Reijer (1991) [15]) sont détaillées ci-dessous à partir des résultats obtenus au cours d'essais de caractérisation balistique.

Rossiquet (2012) [22] a développé quatre nuances de SiC avec différentes microstructures obtenues en variant le processus de frittage. Le frittage est une étape clé dans la mise en forme des céramiques, qui consiste à consolider le matériau par l'action de la chaleur sans fusion (frittage en phase solide) ou avec fusion (frittage en phase liquide) d'un ou de plusieurs constituants dans un four<sup>2</sup>. Les performances balistiques de ces quatre SiC ont été comparées à partir d'essais DOP (*Depth-Of-Penetration*) dont les résultats sont présentés sur la Figure I.10. Dans ces essais, la « profondeur de pénétration » d'un noyau dans une céramique avec un *backing* est mesurée, l'épaisseur de ce-dernier n'ayant pas d'influence qualitative sur les résultats (l'essai sera détaillé dans

<sup>1</sup> Chemisé : Une balle chemisée signifie que la balle est blindée, c'est-à-dire qu'elle possède une enveloppe métallique qui recouvre l'entièreté du noyau.

<sup>2</sup> Four : Le four monte en température jusqu'à une valeur fixe et régulée. Les taux de montée et de descente en température sont également contrôlés pour assurer un bon frittage. Le terme anglais *kiln* fait une telle différence au four adapté au frittage par rapport au four « traditionnel » (*oven*). Si la température descend en-dessous d'environ 500 °C, le terme d'étuve est préférable.

le chapitre 4). Les céramiques SiC ont été impactées par deux types de projectiles. L'intérêt de cette figure est de montrer que les performances balistiques varient selon la microstructure (ici pour quatre SiC différents) et selon le noyau (ici pour deux noyaux différents). Dans le cas du projectile 7,62 mm AP8 qui a un noyau en WC ( $V_{impact} = 930 \text{ m/s}$ ), la céramique la plus dure montre la profondeur résiduelle la plus petite, tandis que la céramique la moins dure montre le contraire. Cependant, dans le cas du projectile 7,62 mm API-B32 qui a un noyau en acier ( $V_{impact} = 840 \text{ m/s}$ ), les différences de DOP entre les quatre SiC ne sont plus significatives. Ce résultat montre que les performances balistiques ne se réduisent pas qu'à la dureté de la céramique et du projectile employés (chapitre 2), et que le type de projectile a également une grande influence sur les performances balistiques de la céramique. C'est la synergie des différents constituants du blindage qui est cruciale, et ce face à une menace donnée puisque le blindage répondra différemment selon le projectile impactant.



**Figure I.10.** Synthèse des DOP (profondeurs de pénétration) observées pour les quatre microstructures de SiC épaisses de 4 mm face à deux types de projectile AP (adaptée de [31], d'après [22]).

Les quatre matériaux sont des nuances de SiC denses qui se différencient par leurs procédés de fabrication. Ils sont notés : PS-S (*Pressureless Sintering – Solid phase*, « Frittage sans assistance de Pression – en phase Solide), SPS-S (*Spark Plasma Sintering – Solid phase*, « Frittage flash – en phase Solide), et leurs homologues en phase liquide (L) donc PS-L et SPS-L.

Selon la pointe du projectile, les mécanismes d'endommagement ne sont pas les mêmes. Den Reijer (1991) [15] a comparé le processus de pénétration sur des cibles d'alumine avec un *backing* en aluminium en considérant trois types de projectiles (Figure I.11), à savoir : un barreau cylindrique de diamètre 6 mm fait d'un acier à limite élastique moyenne (1,03 GPa) tiré à 829 m/s, un projectile 7,62 mm AP avec balle en plomb tiré à 829 m/s, et un projectile 7,62 mm AP avec balle chemisée et noyau en acier tiré à 841 m/s. Avec le barreau, la situation est semblable à un impact Taylor qui implique l'impact d'un échantillon cylindrique dirigé vers une cible rigide pour évaluer la résistance dynamique de l'acier à partir des dimensions de l'échantillon déformé. Lors d'un essai de Taylor, qui implique l'impact d'un barreau cylindrique dirigé vers une cible rigide, la forme finale du projectile devient une « patte d'éléphant » ou un « champignon », Figure I.11 (a), car la partie la plus proche du point d'impact subit une déformation plus grande que la partie plus éloignée du point d'impact (déformation non uniforme le long du barreau). Taylor (1941) [32] a dépeint le phénomène comme une séquence de propagation d'ondes élastique et plastique, l'onde élastique se propageant plus vite que l'onde plastique. À l'impact, l'onde élastique de compression se propage de part et d'autre du point d'impact : dans la plaque mais aussi dans la direction opposée au sein du projectile, jusqu'à la face arrière de ce dernier. Arrivée en bord libre du projectile, l'onde se réfléchit en *release wave* ou onde de détente avant de rencontrer l'onde plastique qui arrive avec un certain retard. À leur rencontre, le champ de contraintes est réduit à 0, marquant la fin de la déformation uniforme [33]. Ce phénomène de « champignon » crée des fissures radiales accompagnées de la formation de « pétales », Figure I.12 (a).

Pour le projectile AP en plomb (Figure I.11 (b)), il peut s'écouler dans la céramique au travers des fissures de Hertz et s'éroder en fragments (Figure I.12 (b)) [15]. Enfin, le projectile AP chemisé (Figure I.11 (c)) subit un mécanisme similaire au précédent. De plus, étant moins résistante que le noyau, la chemise fragmente ou s'écoule à la surface de la céramique [13], et le plomb à l'arrière du noyau se déforme [15].

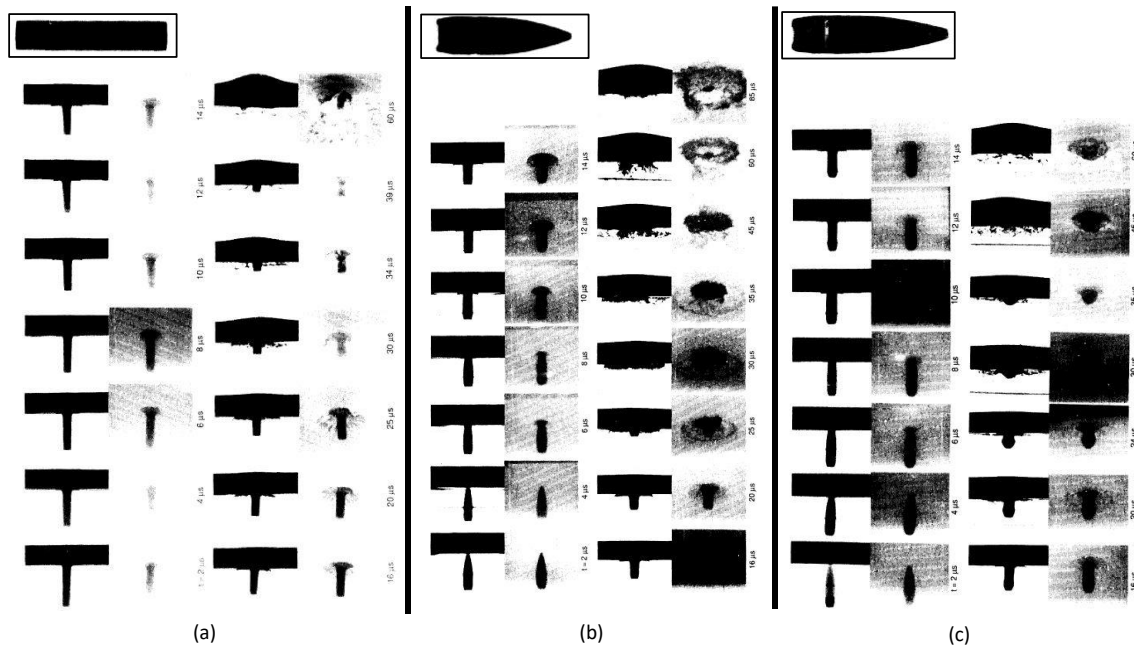


Figure I.11. Séquences par radiographies flash aux rayons X d'un impact contre une céramique d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (épaisseur : 8,1 mm) et un backing en aluminium avec trois types de projectile : (a) 6 mm cylindrique (épaisseur backing : 4 mm), (b) 7,62 mm AP en plomb (épaisseur backing : 6 mm) et (c) 7,62 mm AP chemisé possédant un noyau en acier (épaisseur backing : 6 mm) [15].

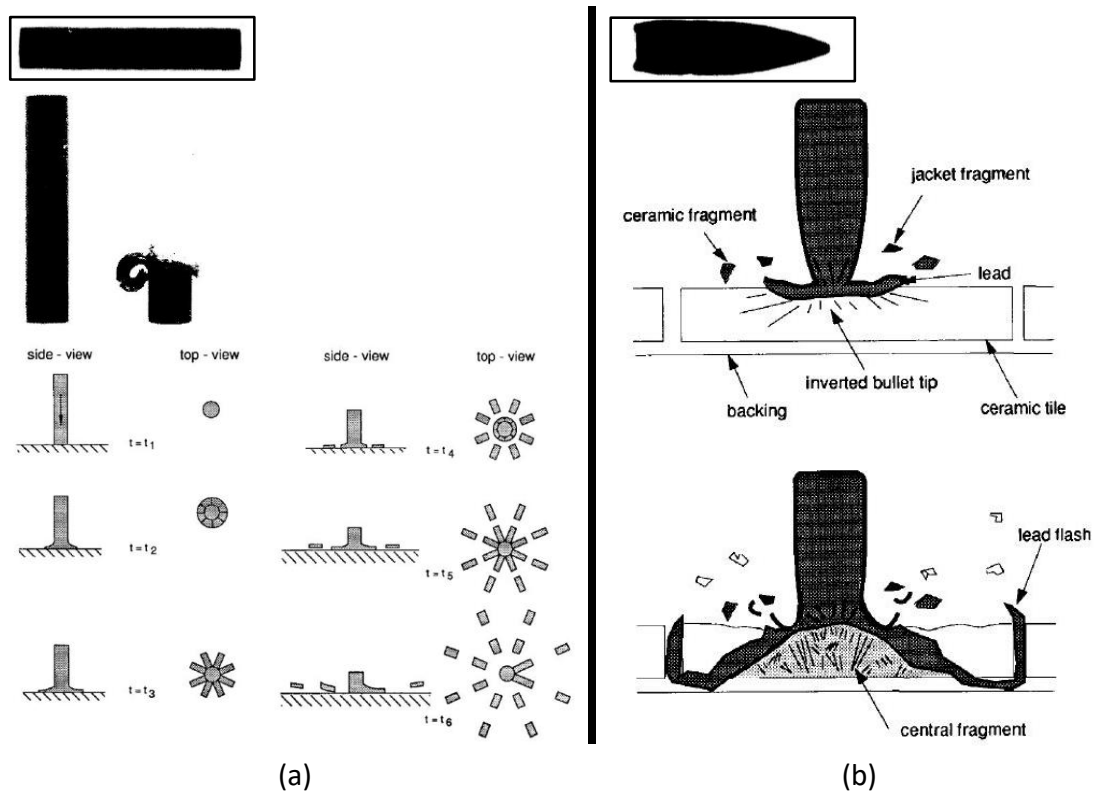


Figure I.12. (a) Barreau récupéré après impact pour une vitesse supérieure à la  $V_{50}$  de la céramique (pénétration) accompagnée d'une description phénoménologique du phénomène de « pétalisation » (adaptée de [15]). (b) Mécanismes de déformation d'un AP en plomb (adaptée de : [15], [34]).

## I.3 Mécanismes gouvernant les performances balistiques des céramiques

Pour concevoir le meilleur blindage, la connaissance des propriétés matériaux est primordiale pour comprendre leurs performances balistiques.

### I.3.1 Définition et étapes d'un impact

Le scénario d'impact balistique en Figure I.13 entre un projectile AP (balle en forme d'ogive) et un blindage bicouche (céramique avec un *backing*) peut être divisé en trois étapes de chargement selon Malaise (1999) [25], Forquin (2003) [11] et Zinszner (2014) [31]. Au moment de l'impact, pendant environ 1  $\mu$ s (les temps caractéristiques peuvent changer selon le matériau [11]), la céramique subit une compression triaxiale correspondant à une déformation uniaxiale (compression œdométrique), durant laquelle une onde de compression sphérique et divergente se propage. Cette onde est caractérisée par de fortes pressions pouvant dépasser la HEL (*Hugoniot Elastic Limit*, « Limite Élastique d'Hugoniot ») (LEH) de la céramique. La HEL d'un matériau est une contrainte ( $\sigma$ ) qui correspond à la limite élastique en déformation uniaxiale durant un choc *i.e.* durant une forte discontinuité de pression en fonction du temps. Elle définit ainsi la transition entre les événements élastique et plastique (plutôt « non-élastique » selon les cas). Dans un impact, la HEL peut être dépassée, ce qui active alors des mécanismes d'endommagement tels que de la micro-fissuration, de la micro-plasticité et de l'effondrement de porosité. Les niveaux de taux de déformation  $\dot{\epsilon}$  excèdent les  $10.000 \text{ s}^{-1}$  ; une catégorisation des vitesses de déformation de la quasi-statique à la dynamique est fournie dans plusieurs sources (*e.g.* Meyers (1994) [35]). La seconde étape de chargement, qui dure entre environ 1 et 5  $\mu$ s, s'assimile un état de compression-traction biaxiale de l'ordre de la centaine de mégapascal, perpendiculaire à la direction de propagation de l'onde. Comme expliqué par Malaise, Tranchet et Collombet (1997) [36], sous la zone d'impact, les micro-fissures précédemment nucléées s'ouvrent et se propagent dans une zone sans direction privilégiée ; en s'éloignant du point d'impact, le mouvement radial de la matière génère des contraintes ortho-radiales (ou circonférentiels, connues comme *hoop stresses*) qui initient des fissures transgranulaires et orientées dans la direction de propagation de l'onde. Normandia *et al.* (2004) [13] ont observé, grâce à des rayons X, que la céramique est en fait fissurée/fragmentée en environ 6  $\mu$ s (Figure I.13, deuxième étape).

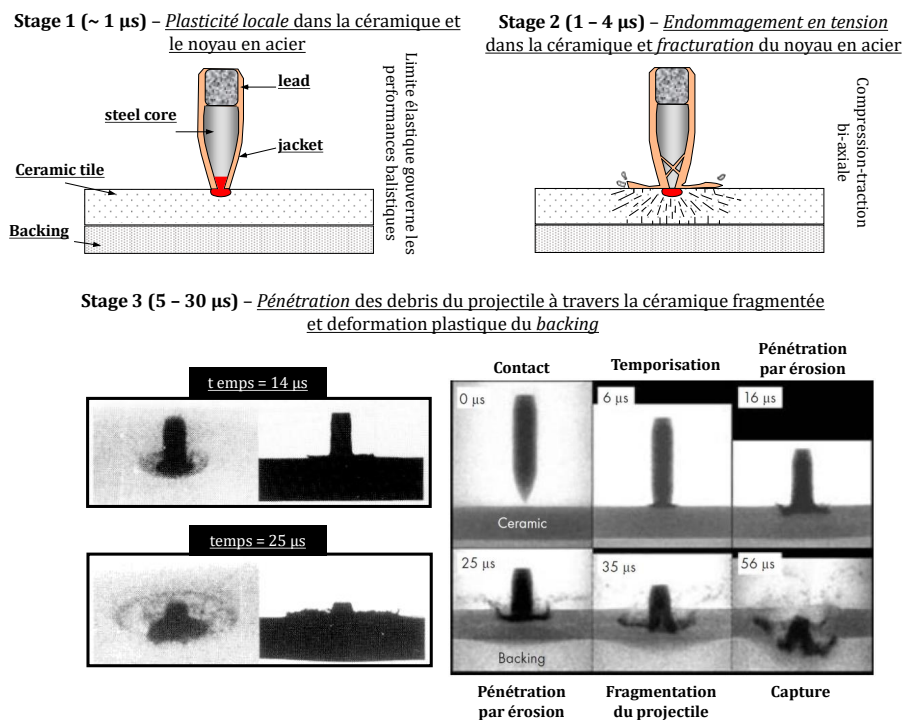


Figure I.13. Phénoménologie descriptive d'un impact (adaptée de [11], [13], [15]).



Enfin, troisième étape, la plus longue ( $> 30 \mu\text{s}$  [13], [15]), la pénétration du projectile au sein du milieu céramique fragmenté – partiellement ou complètement endommagé – pour lequel la taille et la mobilité des fragments joue un rôle essentiel dans la résistance de la céramique [31]. Crouch (2017) [7], en revanche, divise la pénétration d'une céramique d'un blindage en six étapes, dans une classification où la balle plastifie et s'érode partiellement à la surface de la céramique (durée de temporisation) jusqu'à ce que des fissures de Hertz finissent par se former dans le matériau impacté. Pour des vitesses élevées ( $> 5000 \text{ m/s}$  [37]), l'érosion de la céramique se déroule.

Par conséquent, durant l'impact d'un projectile contre un blindage bicouche, des mécanismes d'endommagement ont lieu à la fois dans le projectile et dans la céramique, d'où la nécessité de caractériser les deux types de matériaux séparément.

## I.3.2 Mécanismes d'endommagement subis par la céramique à l'impact

### I.3.2.1 Mécanismes durant l'étape 1

L'étape 1 correspond à une compression au-delà de la HEL caractérisée par une compression triaxiale. Dès l'étape 1 de l'impact (Figure I.13), les mécanismes d'endommagement sont largement liés à la HEL de la céramique qui, quand elle est dépassée, peuvent conduire à des phénomènes de micro-fissuration, de micro-plasticité et d'effondrement de porosité (cf. travaux de Cosculluela (1992) [38] et de Malaise (1999) [25]). Chen *et al.* (2006) [39] ont étudié la plasticité dynamique et la rupture d'alumines (AD995) sous choc par impact de plaques à des niveaux de contraintes inférieure (6,0 GPa) et supérieure (7,8 GPa) à la HEL du matériau (6,7 GPa). Des observations au Microscope Électronique à Balayage (MEB)<sup>3</sup> suggèrent une transition dans la manière dont la céramique rompt, passant d'intergranulaire (à travers les joints de grains) en-dessous de la HEL, à transgranulaire (par clivage à travers les grains) au-dessus de la HEL, comme l'indique la Figure I.14. Dans les échantillons testés à 6 GPa, des phénomènes plastiques (dislocations<sup>4</sup>) locaux sont visibles aux environs des joints de grains après observation sous Microscope Électronique à Transmission (MET)<sup>5</sup>. Ceux testés à 7,8 GPa montrent une rupture dominée par clivage avec des motifs en rivière et des marches de clivage selon des directions cristallographiques spécifiques. Une observation MET révèle de la plasticité par maclage<sup>6</sup>.

Pour Tadmor et Hai (2003) [40], qui se basent sur des simulations atomistiques, le maclage est contrôlé par le ratio entre l'énergie intrinsèque du défaut d'empilement  $\gamma_{sf}$  et l'énergie instable de défaut d'empilement  $\gamma_{usf}$ . Ce ratio est proche de 1 pour les alumines, ce qui tend à dire qu'il y a peu de chances que du maclage ait lieu sauf pour de hautes pressions d'impact. La contrainte de cisaillement critique  $\tau_c$ <sup>7</sup> est estimée entre 5 à 8 GPa [40]. C'est le même ordre de grandeur que la HEL des alumines qui va de 4 à 16 GPa ainsi que la moitié de la HEL des alumines polycristallines [39], en supposant que le maclage, guidé par la composante de cisaillement durant un choc uniaxial, est responsable de la transition entre les domaines élastique et plastique et donc responsable de la HEL. Les chocs favorisent en effet la formation de macles qui peuvent se former en quelques microsecondes, alors que le glissement, accompli par le déplacement d'une dislocation, demande plusieurs millisecondes avant

<sup>3</sup> **MEB** : Technique d'imagerie scientifique qui consiste à scanner la surface d'un matériau avec un faisceau d'électrons focalisé. Les électrons interagissent avec ceux à la surface de l'échantillon, produisant des signaux variés caractéristiques de la topographie (à travers les électrons dits secondaires) et de la composition (à travers les électrons dits rétrodiffusés) qui sont ensuite capturés par des détecteurs appropriés.

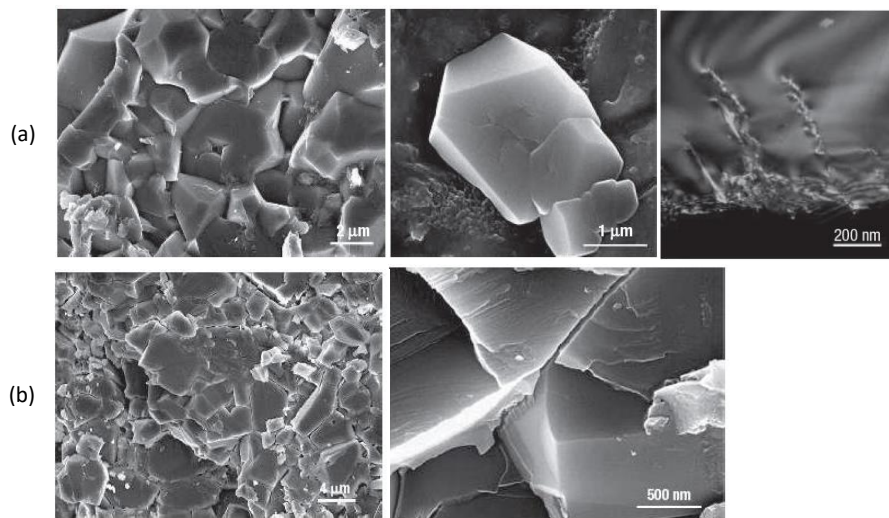
<sup>4</sup> **Dislocation** : Défaut cristallin linéaire (à une dimension) qui correspond à une discontinuité dans l'organisation de la structure cristalline (demi-plan atomique manquant) et qui est en partie responsable de la plasticité.

<sup>5</sup> **MET** : Technique d'imagerie scientifique qui consiste à visualiser l'intérieur d'un échantillon suffisamment mince pour que le faisceau d'électrons focalisé passe au travers.

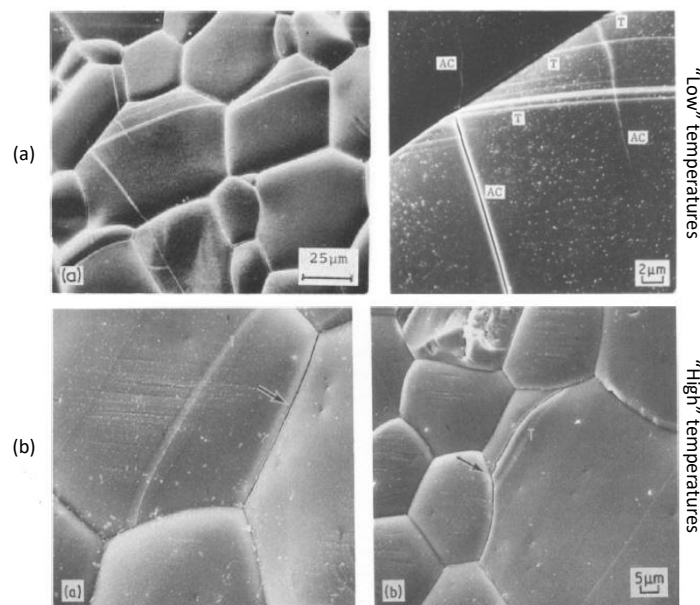
<sup>6</sup> **Macule** : Défaut cristallin bidimensionnel qui correspond à un défaut d'empilement résultant de l'association orientée de plusieurs cristaux.

<sup>7</sup>  **$\tau_c$**  : Contrainte de cisaillement  $\tau$  nécessaire pour initier un mouvement plastique (e.g. dislocation). Le cisaillement critique à l'écoulement peut être exprimé par une partie athermique  $\tau_G$  (fonction de la structure à longue distance) et thermique  $\tau^*$  (fonction de la température, de la vitesse de déformation et aussi de la structure à courte distance) tel que  $\tau_c = \tau_G + \tau^*$  [41].

qu'une bande de glissement (*i.e.* plusieurs dislocations) soit produite [42]. Lankford (1977) [43] dresse le même constat en réalisant des essais de compression avec une presse hydraulique sur des alumines (Lucalox®  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> polycristallin) : le maclage et possiblement les dislocations sont les mécanismes principaux responsables de la plasticité dans les alumines, la formation des macles étant dépendante de la vitesse de déformation. Les macles initient des micro-fissures aux joints de macles et aux joints de grains. Toutefois, la propagation se fait de manière transgranulaire (et non intergranulaire comme pour Chen *et al.* (2006) [39], sans doute lié à la différence de microstructure entre les différentes alumines testées). L'auteur suggère également que le maclage est lié à la résistance en tension de l'alumine. Lankford (1981) [44] évalue la dépendance du régime de rupture en fonction de la température  $T$ . Quand la température augmente, l'efficacité des macles à générer des fissures (transgranulaires) chute et ce sont les joints de grains qui deviennent les sites privilégiés de l'initiation de fissures (intergranulaires).



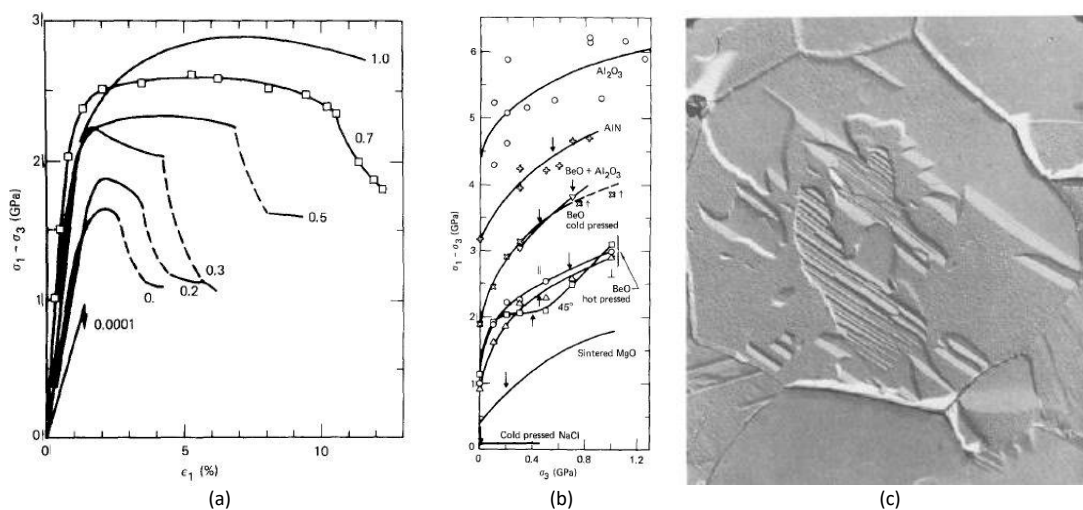
**Figure I.14.** Fractographies et microstructure d'échantillons d'alumine avant et après la HEL. (a) Avant, de gauche à droite : image MEB montrant la surface des fragments, zoom sur un grain (une facette se décolle), image MET en champ sombre de dislocations proches des joints de grains. (b) Après, de gauche à droite : image MEB montrant la surface des fragments, évidence de zones de clivage. (Adaptée de : [39].)



**Figure I.15.** (a) De gauche à droite ( $T \leq 900 K$ ) : fissure axiale nucléée à partir d'une macle à 85 % de la contrainte à la rupture sous compression, même image à plus fort grossissement rendant mieux visible les fissures axiales (AC, Axial Cracks) et les macles (T, Twins). (b) De gauche à droite ( $T = 1560 K$ ) : maclage sans fissure et fissure axiale intergranulaire (flèche noire), transition vers une fissure axiale transgranulaire provenant d'une macle (flèche noire). (Adaptée de : [43], [44].)

Ceci étant dit, bien que liée à la micro-plasticité, la relation entre la HEL et la micro-plasticité n'est pas aussi élémentaire. Longy et Cagnoux (1989) [45] ont également réalisé des essais d'impact de plaques sur des échantillons d'alumine pure (AD 85). Par imagerie MEB, ils expliquent que la HEL est supérieure au seuil de micro-plasticité dans les grains. Autrement dit, des mécanismes d'endommagement plastiques ont été détectés même en-dessous de la HEL. Par ailleurs, les observations MET ont révélé de nombreux grains qui n'étaient pas déformés (de manière plastique) même après avoir atteint deux fois la HEL, probablement lié à un effet de porosité et à un effet de phase secondaire. Toujours dans la même étude, aucune relation n'a été trouvée entre la HEL et le micro-fissuration, tandis que la relation entre la contrainte d'écaillage et la micro-fissuration est suggérée. Là aussi, après un impact à deux fois la HEL, aucune micro-fissure n'a été détectée sauf sur des échantillons impurs (UL 500) pour lesquels la présence d'une seconde phase vitreuse serait à l'origine de ces fissures.

Différents essais expérimentaux permettent de comprendre le comportement de la céramique à l'impact. La céramique étant fragile, une compression simple n'est pas adaptée. En effet, les défauts de rugosité en surface sous-estimeraient la résistance de la céramique qui casserait d'abord en traction plutôt qu'en compression [11]. En revanche, les essais de compression confinée (isentropique, même chargement dans les trois directions de l'espace) donnent des résultats intéressants. En confinant avec un fluide différentes céramiques à des pressions de confinement allant jusqu'à 1,25 GPa à 25 °C, Heard et Cline (1980) [46] ont mis en évidence une rupture de moins en moins fragile à l'échelle macroscopique. Une transition entre un comportement fragile à basse pression et ductile à hautes pressions, chez des céramiques AlN et BeO (Figure I.16 (a)) est observé. Toutefois, l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  reste fragile dans toute la gamme de pressions étudiées jusqu'à 1,25 GPa puisqu'elle continue à montrer un faciès de rupture fragile. Néanmoins, l'augmentation de la résistance à la compression est visible dans chaque cas. En traçant la contrainte déviatorique  $\sigma_{dev} = 2\tau$ , la Figure I.16 (b) montre l'augmentation de la résistance avec la pression qui dépend fortement de la microstructure. Sous haute pression, des mécanismes de plasticité comme du maillage et des dislocations sont mises en évidence dans l'AlN, Figure I.16 (c).



**Figure I.16.** (a) Courbes contrainte-déformation pour un BeO (disque pressé à chaud) comprimé perpendiculairement et confiné à différentes pressions. (b) Contraintes ultimes (max.) en fonction de la contrainte de confinement pour différentes microstructures, les flèches en gras indiquant les transitions fragile-ductile et celles en clair les valeurs minimales en différence de contraintes. (c) Imagerie électronique d'un AlN avec du maillage. (Adaptée de : [46].)

Développés par Larson (1982) [47], des essais d'Expansion Sphérique Pyrotechnique (ESP) ont été conduits par Malaise (1999) [25] sur un SiC (S-SiC). Une sphère explosive est intégrée dans une cavité hémisphérique creusée dans une large pièce en céramique avant de détoner, produisant une onde de choc dépassant la HEL de la céramique. En configuration dite « fermée » qui utilise un confinement en acier et des pièges de détente permettant par la suite une étude visuelle *post-mortem* [31], les faciès d'endommagement

montrent la présence de trois zones distinctes en Figure I.17 : une zone d'endommagement diffus en compression près de l'explosion, une zone de transition, et une zone d'endommagement fissurée en tension en s'éloignant de la zone d'explosion. Des observations sous MET révèlent dans la zone 1 une fissuration intense et *a priori* sans orientation particulière, ainsi qu'une activité plastique intense avec des plans de glissement dans les grains, montrant le couplage entre micro-fissuration et micro-plasticité [25]. Ce couplage a également été mis en évidence par Cosculluela (1992) [38] qui observa plus de mécanismes de plasticité sur des alumines, incluant du maillage et la présence de dislocations.

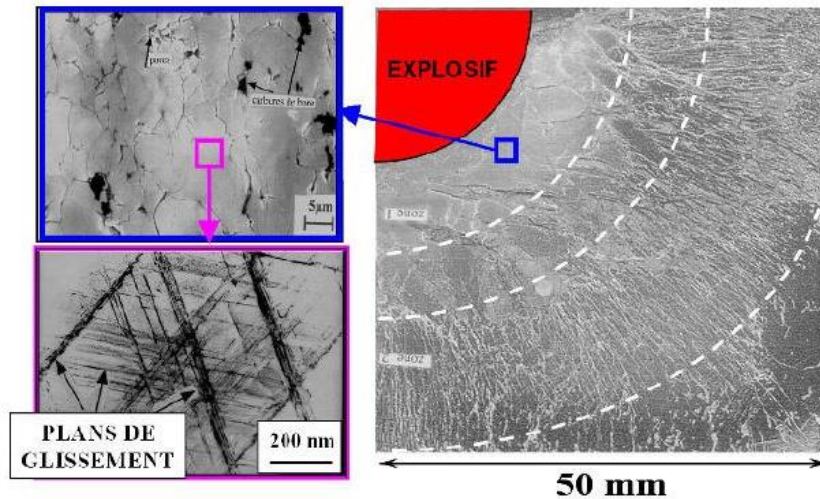


Figure I.17. Faciès du SiC après un essai ESP avec observations sous MET [31] (d'après [25]).

### I.3.2.2 Mécanismes durant l'étape 2

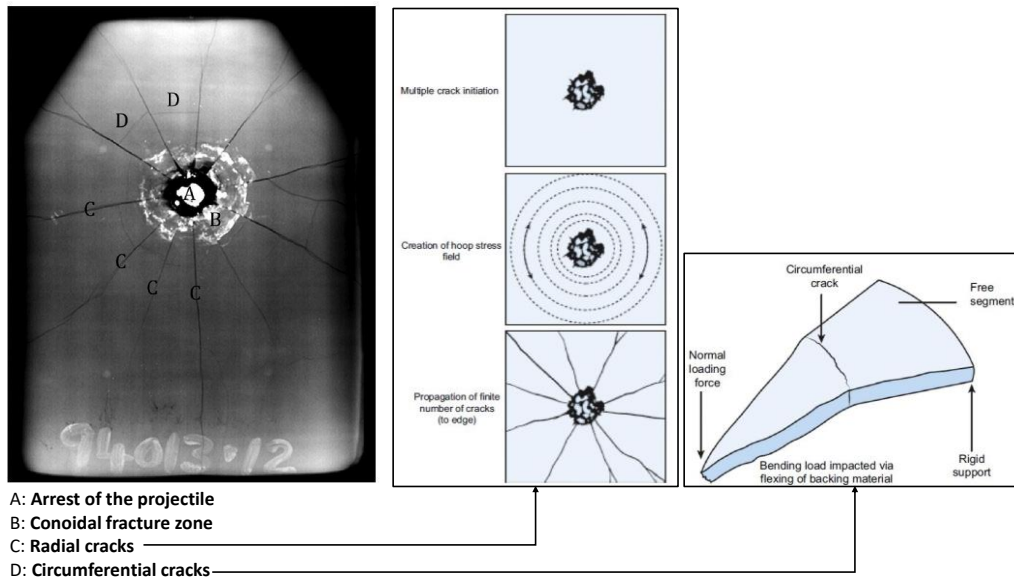
L'étape 2 correspond à la fragmentation dynamique caractérisée par une compression-traction biaxiale. Dès l'étape 2 de l'impact (Figure I.13), un endommagement local conduit à la création d'un conoïde suivi par la formation de fissures radiales (ou en étoiles), elles-mêmes suivies par des fissures circonférentielles, Figure I.18 [7]. L'origine des fissures radiales est décrite de la sorte : la propagation de l'onde longitudinale de compression entraîne à son passage le déplacement radial de la matière qui s'étire (« se gonfle »), ce qui génère un champ de contraintes orthoradiales à l'origine de fissures radiales perpendiculaires. Forquin (2003) [11] utilise l'analogie d'un ballon de baudruche dont la peau s'étire en se gonflant (déplacement radial), ce qui crée de la tension à la surface du ballon. Quant aux fissures orthoradiales, qui se forment temporellement après les fissures radiales, elles traduisent la flexion d'un morceau de fragment par rapport à un autre morceau [7].

À cause d'un manque de confinement et de la réflexion des ondes en bord libre du carreau de céramique, l'onde de compression se réfléchit en onde de détente qui produit des fissures de bord [48]. Les réflexions sur le *backing* d'impédance  $Z^8$  plus faible font que l'onde de chargement reste dans la céramique et continue à l'endommager en traction. James (2001) [48] a impacté plusieurs carreaux d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  rectangulaires d'épaisseur 6,0 et 8,5 mm par un projectile 7,62 mm AP en acier dont il mesure l'énergie résiduelle à l'aide de photographie haute vitesse et connaissant la masse résiduelle de l'AP. Il montre que cette énergie reste la plus élevée si l'impact se fait le plus près possible de l'extrémité du carreau, et que l'optimisation de la forme du bord du carreau peut aider à réduire ce désavantage [48].

Cet perte de résistance macroscopique  $\Sigma$  s'exprime par rapport à la résistance microscopique (contrainte non endommagée ou contrainte effective)  $\sigma$  à partir d'une variable d'endommagement  $D$  qui varie de 0 (aucun endommagement) à 1 (endommagement total, rupture) selon la relation simplifiée (I-1).

$$\Sigma = (1 - D) \cdot \sigma \quad (\text{I-1})$$

<sup>8</sup>  $Z$  : Impédance acoustique correspondant au produit entre la densité et la vitesse des ondes élastiques dans le matériau.



**Figure 1.18.** Radiographie aux rayons X d'une céramique pour blindage ayant arrêté un projectile AP, avec les schémas traduisant les mécanismes de formation des fissures radiales et orthoradiales (adaptée de [7]).

Des essais expérimentaux permettent d'étudier spécifiquement les propriétés de fissuration et de fragmentation de matériaux fragiles et les types de fissures rencontrées à l'échelle méso- et macro-. Ces essais seront développés en détails dans les chapitres 5 et 6.

### I.3.2.3 Mécanismes durant l'étape 3

L'étape 3 correspond à la pénétration. Dès l'étape 3 de l'impact de l'impact, le projectile pénètre la céramique morcelée dans une zone de la céramique appelée *comminution zone* (« zone pulvérisée »). Dans certains cas, même si la céramique est fragmentée sous la tête du projectile, celle-ci reste confinée dans une zone délimitée par le cône de Hertz. Cette zone confinée, appelée zone de Mescall, a été étudiée dans le cas d'impact d'un long barreau à hautes vitesses et dans le cas d'un impact balistique à hautes vitesses avec une munition de petit calibre [12]. Meyers (1994) [8] explique qu'il est essentiel d'empêcher l'éjection des fragments par un confinement, cela permet de conserver cette zone et d'améliorer la résistance du matériau à l'impact.

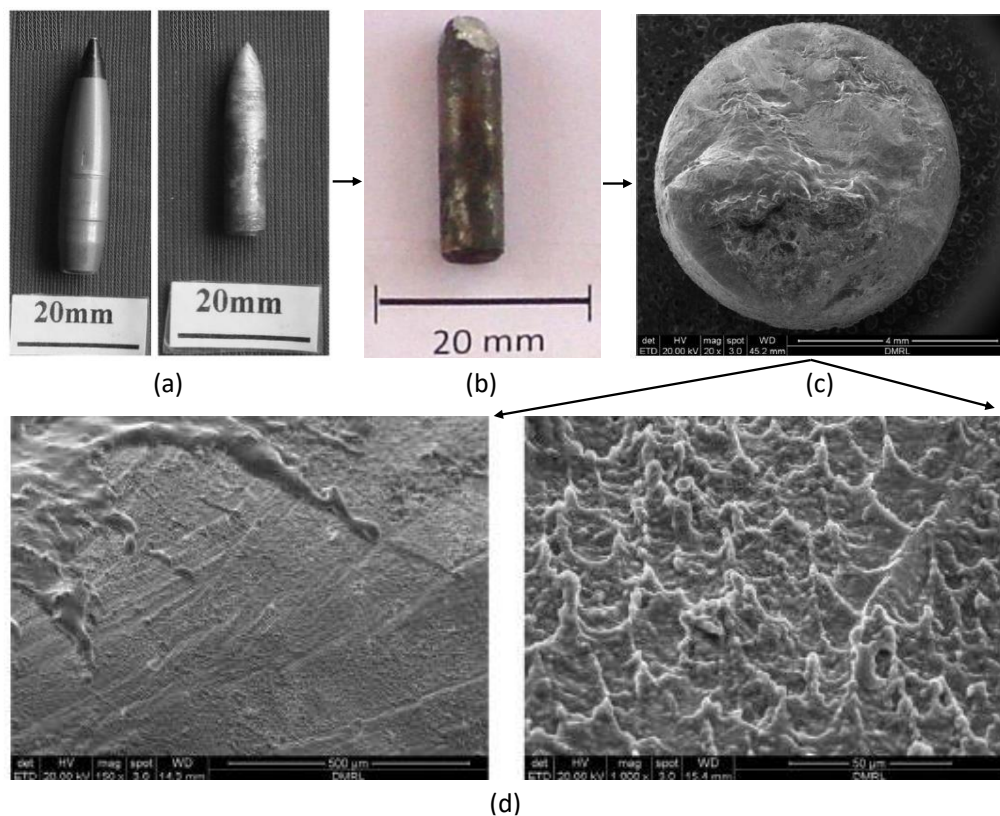
Vlasov *et al.* (1999) [49] ont étudié la cinétique de pénétration de barreaux d'acier déformable et de WC dans un milieu céramique fragmenté à des vitesses de 1,3 – 1,6 km/s. Ils établissent deux étapes dans la phase de pénétration : d'abord la vitesse du projectile ne décroît à cause d'une augmentation du niveau de choc tandis que la céramique s'endommage progressivement. Puis, une étape de pénétration à vitesse constante est observée, dans un milieu n'offrant plus aucune résistance. Pendant la phase de pénétration d'un blindage céramique par un projectile AP, Woodward *et al.* (1989) [50] ont estimé que moins de 1 % de l'énergie totale d'impact est absorbée par la fracturation de la céramique. L'éjection des débris participeraient ainsi à la dissipation de l'énergie cinétique d'impact. Il semble alors que la contribution des fragments pendant un impact ait un rôle majeur dans la phase de pénétration, bien que la céramique soit déjà fissurée. Ce rôle des fragments sera mis en évidence dans le chapitre 6, dans lequel une configuration expérimentale développée par Rossiquet (2012) [22] et Zinszner (2014) [31] rend compte de la résistance d'une céramique pré-fragmentée, et dans lequel une analyse sous micro-tomographie aux rayons X a été développée pour mieux comprendre le rôle joué par les fragments durant un impact.

### I.3.3 Mécanismes subis par le projectile à l'impact

Durant un impact contre un blindage bicouche, comme illustré sur les Figure I.3 (b) et Figure I.13 (étape 3) d'un projectile perforant AP impactant un  $B_4C$  [13], un projectile AP semble endurer les mécanismes qui suivent :

- *Destruction de la pointe du projectile :*  
La dureté supérieure de la céramique casse la pointe (concentration de contraintes) de l'impacteur.
- *Écoulement (temps de temporisation) et érosion du projectile :*  
Ce phénomène, durant lequel prend place le *dwell* (« temporisation ») ou l'*interface defeat* (« défaite à l'interface »). Le projectile s'écoule radialement et s'érode durant les premières  $\mu\text{s}$  après impact sans qu'il n'y ait encore de pénétration dans la céramique, même si celle-ci est déjà complètement fragmentée.
- *Phase de pénétration :*  
Le projectile commence à s'enfoncer dans la céramique. Une fissure axiale peut séparer le noyau en deux fait et lui faire perdre davantage son pouvoir perforant.
- *Arrêt du projectile :*  
Le projectile est arrêté par le blindage durant une dizaine de microsecondes.

Anderson et Walker (2005) [51] ont largement étudié la phase *dwell* entre un projectile AP 7,62 mm à 820 m/s contre un B<sub>4</sub>C collé à un *backing* en aluminium ainsi que la manière dont l'énergie cinétique est convertie en érosion. La pénétration n'est pas discernable avant 20  $\mu\text{s}$ . Le temps de *dwell* dépend de l'épaisseur de la céramique : plus elle est épaisse, plus le projectile s'écoule longtemps. Savio *et al.* (2015) [16] ont tenté de comprendre plus en détails les mécanismes de rupture d'un projectile perforant AP 7,62 mm avec noyau dur en acier (diamètre 6,1 mm, longueur 28,4 mm, masse 5,3 g contre 10,4 g de masse avec étui, dureté moyenne de 766 HV<sup>9</sup> (*Hardness Vickers*, « Dureté Vickers »), Figure I.19 (a) contre du B<sub>4</sub>C (épaisseurs 5, 6 et 7 mm) avec *backing* en aluminium d'alliage 6063-T6 (épais de 50 mm) à partir d'essais DOP.

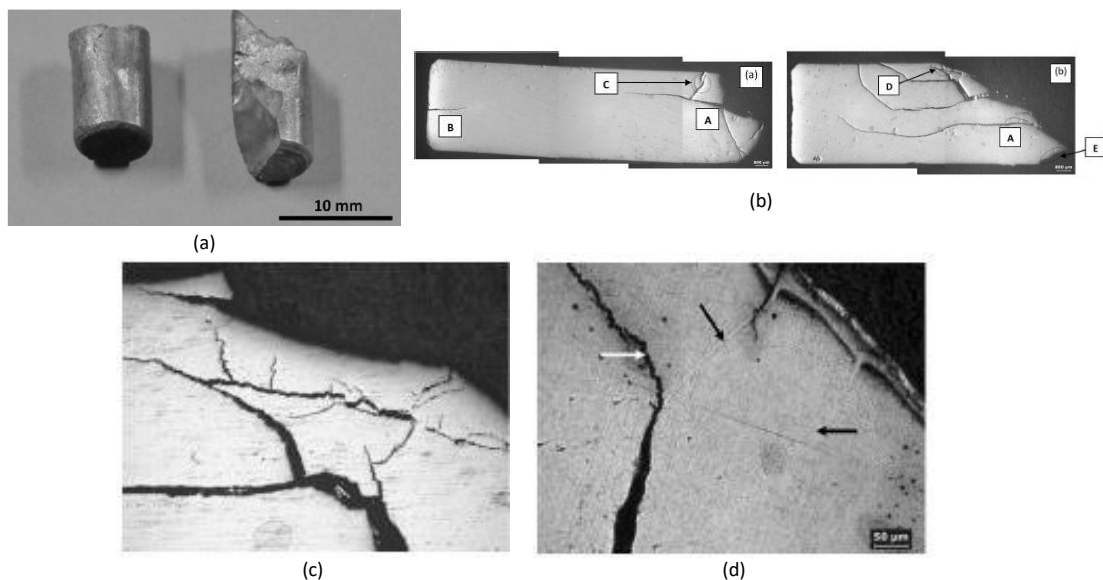


**Figure I.19.** (a) Photographies de la balle et du noyau utilisés par Savio *et al.* (2015) [16]. (b) Projectile typique récupéré après impact avec la céramique (épaisseur : 5 mm) en configuration DOP. (c) Surface de fracture typique du projectile au front d'interaction avec la céramique après impact balistique. (d) Microstructures MEB de la surface de fracture lisse du projectile après impact, avec la présence (à gauche) d'aluminium et (à droite) de larmes d'aluminium. (Adaptée de [16].)

<sup>9</sup> **HV :** La dureté est définie comme la résistance à la pénétration et aux rayures. Différentes techniques existent pour la mesurer, selon le type d'indenteur, c'est-à-dire selon la nature et la géométrie de celui-ci. HV fait référence à la dureté Vickers qui utilise une pyramide à base carrée pour creuser la céramique.

Des examens visuels sous microscope optique et sous MEB (observation et spectroscopie avec EDS<sup>10</sup>) ont révélé un motif de fracturation complexe. La rupture typique du projectile est montrée sur la Figure I.19 (b), intact loin de la zone de contact et rompu sur le front d'interaction avec la céramique. Une fracture, visualisée en gros plan sur la Figure I.19 (c), caractérise la surface de rupture : une région large de surface lisse enrichie en aluminium (venant du *backing* pendant la pénétration) et une région plus petite de surface rugueuse. La surface lisse est elle-même divisée en deux régions (Figure I.19 (d)), une avec un motif d'écoulement métallique fondu puis solidifié, une avec un motif d'écoulement avec des « larmes », ce qui a tendance à dire que la température au point d'interaction dépasse au moins la température de fusion du *backing* en aluminium (entre 616 et 654 °C).

Néanmoins, pour Savio *et al.* (2015) [16], certains projectiles ont rompu différemment en cassant le long de l'axe longitudinal ou le long de l'axe transverse, Figure I.20 (a). Une vue rapprochée sur la section longitudinale, Figure I.20 (b), révèle la présence de deux lieux indépendants de fissuration du projectile et de plusieurs fissures d'origines différentes. Selon les auteurs, la fissure la plus commune (marquée en A) est due à l'onde de contraintes qui sont induites à l'impact, onde responsable de la réduction de la longueur du projectile. Le second type de fissure (marqué en B) se crée loin du point d'impact au niveau de la queue du projectile dont l'origine n'est pas certaine, non liée à de l'écaillage, mais sans doute liée à la coalescence de plusieurs micro-fissures aux joints de grains et aux points triples (frontière entre trois grains).



**Figure I.20.** (a) Projectiles récupérés après impact avec la céramique ayant rompu selon l'axe transverse ou longitudinal. (b) Coupes longitudinales sous microscope optique de projectiles contre une céramique (5 mm à gauche, 6 mm à droite), avec différents types de fissures en A (front d'interaction), en B (région de la queue), en C et D (fissures créées par les contraintes) et E (fine couche de cristaux de FeAl<sub>2</sub>). (c) Fragmentation fine du projectile due à l'interaction entre les différentes fissures créées à cause de l'onde de contraintes (C et D). (d) Zone de bandes de cisaillement (flèches noires) et de fissures des ondes de contrainte (flèche blanche) qui interagissent ensemble. (Adaptée de [16].)

D'autres types de fissures (marquées C et D) montrent une origine similaire à B, c'est-à-dire plusieurs sites de nucléation de fissures qui se sont regroupées par pontage, Figure I.20 (c). De plus, des images agrandies des zones B et C indiquent un mode de rupture mixte où les fissures sont à la fois transgranulaires (à l'interface entre les particules de B<sub>4</sub>C et la matrice du projectile) et intergranulaires (aux joints de grains). Des zones intenses de cisaillement (bandes de cisaillement adiabatiques) sont visibles sur la Figure I.20 (d) par des regroupements importants de dislocations au niveau de la zone d'interaction entre le projectile et la céramique au point d'impact. Ces bandes interagissent avec les fissures générées à cause de l'onde de contraintes et qui produit la fragmentation fine du projectile. Enfin, les auteurs étudient l'influence de l'épaisseur de la céramique et la vitesse

<sup>10</sup> EDS : En analyse MEB, il est également possible de faire de l'analyse spectroscopique (obtenir la signature d'un élément chimique à partir de la manière dont il interagit avec un signal énergétique). L'ED(X)S, pour *Energy-Dispersive (X-rays) Spectroscopy* est une de ces techniques qui capte les photons X.

d'impact sur le mode de rupture du projectile. Lorsque l'épaisseur de la céramique augmente, la masse des fragments récupérés diminue donc l'érosion est plus importante, ce qui est en accord avec les résultats précédents d'Anderson et Walker (2005) [51]. Toutefois, les types de fissures rencontrées sont les mêmes indépendamment de l'épaisseur. Quant à la vitesse du projectile, lorsque celle-ci augmente de 600 à 820 m/s, la masse des fragments récupérés devient plus faible, mais la surface de rupture observées sous MEB ne révèle pas de différence significative avec le changement de vitesse [16]. Ceci peut s'expliquer soit par le fait que la différence de vitesse n'est pas assez grande, soit parce que la forme du projectile (perforante AP, différente d'un barreau) ou le type de noyau (WC) conduit à ce type de conclusion.

Comparé à Savio *et al.* (2015) [16], plusieurs modes de déformation et de rupture peuvent être observés en fonction de la vitesse d'impact  $V_{imp}$  du projectile. L'impact d'un barreau d'acier contre une plaque d'acier plus dure a été étudié expérimentalement et numériquement par X.W. Chen, G. Chen et Zhang (2008) [52] : les phénomènes de « champignon » (mode I,  $200 \text{ m/s} < V_{imp} < 400 \text{ m/s}$ ) et de pétalisation ou en tournesol (mode II,  $400 \text{ m/s} < V_{imp} < 700 \text{ m/s}$ ) sont observés à basse et moyenne vitesses, tandis que la perforation par « bouchon » ou *plugging* (mode III,  $700 \text{ m/s} < V_{imp} < 800 \text{ m/s}$ ) de la plaque d'acier domine à plus haute vitesse. Ces différents modes sont montrés sur la Figure I.21 (a). Même si les projectiles ne sont pas perforants, ils rendent tout de même compte des efforts sollicités par tout type de projectile durant un impact. Dans les modes II et III, du cisaillement (*i.e.* contrainte parallèle à la surface) en Figure I.21 (b), (c) et (d) est visible sur la face arrière des pétales et sur la tête du projectile. À ce titre, en mode III, puisque tous les pétales ont été écrasés et/ou érodés et que c'est la tête du champignon qui est directement en contact, c'est le cisaillement qui domine [52].



**Figure I.21.** (a) Variations des modes de déformation et de rupture de projectiles cylindriques à différentes vitesses d'impact. (b) Rupture de projectiles en mode II (600 m/s) avec chapeau séparé. (c) Rupture de projectiles en mode III (750 m/s). (d) Fragments de pétales et de morceaux récupérés après un impact en mode III. (Adaptée de : [52]).

Enfin, l'angle d'incident du projectile par rapport au blindage au moment de l'impact a une incidence sur la capacité de perforation. Kiliç *et al.* (2014) [53] ont développé une méthode de test balistique pour analyser le processus de pénétration et de perforation de projectiles AP 7,62 × 54 mm sur des plaques d'acier à haute limite d'élasticité perforées par plusieurs trous circulaires de diamètre supérieur au calibre du projectile. Les trous usinés permettent de fléchir le projectile et ce principe est à l'origine des blindages cages et des blindages perforés retrouvés sur plusieurs blindages métalliques de véhicules militaires (*e.g.* le M113 Zelda israélien développé dans les dernières décennies pendant le conflit israélo-palestinien) [54]. Par visualisation expérimentale avec une caméra ultra-rapide et par validation numérique avec un modèle de Johnson-Cook (1983, 1985) [55], [56] (modèle décrit dans le chapitre 3), ils identifient un changement de mode de rupture en fonction de la position du projectile à l'impact par rapport aux trous (centre d'un trou, côté d'un trou, entre deux trous, au point isobarycentre entre trois trous). Des contraintes de flexion produisent un plan de fracture transverse à l'intérieur du noyau du projectile. De plus, des forces asymétriques agissant sur le projectile, causant une déviation de la trajectoire initiale, génèrent par ailleurs de larges efforts de cisaillement [53]. Frasz, Murzyn et Pawlowski (2017) [57] conduiront une étude similaire basée sur l'utilisation d'une plaque en acier bainitique perforée contre un projectile AP 7,62 × 54 mm.



## I.4 Fragmentation des matériaux de l'étude

Une céramique est un matériau fragile, et sa ductilité lui fait défaut. Durant un impact, la céramique est sensible au phénomène de fragmentation dynamique, défini comme la création et la propagation d'une multitude de fissures orientées en régime dynamique.

### I.4.1 Des céramiques fragiles et dépendantes de la microstructure

Les forces et faiblesses d'une céramique par rapport à un acier peuvent être mises en évidence en comparant une nuance SiC dense (Hexoloy SA<sup>®</sup>, Saint-Gobain) contre un acier RHA, Tableau I-1. La dureté de la céramique a été mesurée à partir d'une dureté Knoop<sup>11</sup>, proche de celle de Vickers dans sa méthode de mesure ; la dureté de l'acier a été convertie à partir d'une dureté Rockwell C<sup>12</sup> à l'aide de [58]. Avec un code couleur, l'intérêt d'utiliser des céramiques dans un blindage réapparaît (en vert) : densité légère, fortes propriétés en compressions. Dans le cas présent, ce n'est pas la densité  $d_{céramique}$  (masse volumique rapportée à celle d'un corps de référence ( $\rho_{céramique}/\rho_{eau}$  pour un solide, sous certaines conditions de température et de pression)) qui est observée, mais bien la masse volumique  $\rho$  de la céramique. Par contre, leur faiblesse contraste (en rouge) : propriétés en traction faibles.

La contrainte de flexion 4-points  $\sigma_f$ , également dénommée comme la contrainte moyenne à la rupture  $\sigma_w$  ou MOR (*Modulus Of Rupture*, « Module De Rupture »), est estimée à partir d'essais de flexion 4-points pour mesurer la résistance en traction d'un matériau fragile.

La ténacité en mode I  $K_{Ic}$  est une propriété matériau qui représente la capacité d'un matériau à résister à la propagation de fissure en mode I (ouverture ou mode de traction), le mode de fissuration le plus courant. Deux autres modes existent, le mode II (glissement, cisaillement dans le plan) et le mode III (déchirement, cisaillement hors plan). La ténacité en mode I critique  $K_{Ic}$  est la valeur minimale à atteindre pour initier une fissure. La ténacité critique des céramiques est particulièrement faible voire quasiment nulle par rapport à celle des aciers.

Tableau I-1. Tableau comparatif des propriétés entre une céramique (SiC Hexoloy SA<sup>®</sup>) et un acier (RHA balistique).

	Propriété	Céramique	Acier	Rapport céramique/acier
Légèreté	Masse volumique $\rho$ (kg.m <sup>-3</sup> )	3150 [2]	8100 [59]	0,39
Compression	Dureté HK (-)	2500 [2]	420 – 430 [60]	5,95 – 5,81
	Module de Young $E$ (GPa)	430 [2]	218 [60]	1,88 – 1,97
	Résistance en compression $\sigma_c$ (MPa)	3900 [2]	~ $\sigma_y$ (supposition)	2,95
Traction	Céramique : contrainte de flexion 4-points $\sigma_f$ (MPa)	380 (flexion 4-points) [2]	1320, 1750 [60]	0,34 – 0,25
	Acier : Limite élastique $\sigma_y$ (MPa), Résistance à la traction $\sigma_m$ (MPa)	550 (flexion 3-points) [2]		
	Ténacité critique en mode I $K_{Ic}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	3,0 [2]	Une à deux centaines	0,03 – 0,02

*Céramique : données Saint-Gobain.*

*Acier : données de plusieurs sources.*

*À noter que la dureté des aciers RHA peut varier selon les auteurs (autre exemple : 340 HK [54]).*

En dynamique, le motif de fissuration est dépendant de la microstructure, comme observé sur les quatre nuances de SiC de Rossiquet (2012) [22] : en changeant la microstructure (Figure I.22 (a)), le réseau de fissures créé durant un impact sur la tranche par un projectile en acier à bout plat n'est pas le même, Figure I.22 (b). Ces

<sup>11</sup> **Knoop** : HK, test de micro-dureté utilisant une pyramide en diamant de base losange. Comme HV, la valeur est proportionnelle aux dimensions de la surface laissée.

<sup>12</sup> **Rockwell C** : RC utilise un autre indenteur que HV, un cône (C) de diamant. La valeur de dureté est lue directement (sans utiliser de tables) à partir de la profondeur de l'empreinte.

différences peuvent être expliquées par leurs paramètres matériaux qui sont eux aussi différents. En attirant l'attention sur le paramètre de la ténacité, bien différent entre les quatre microstructures, son influence sur la fragmentation semble être démontrée.

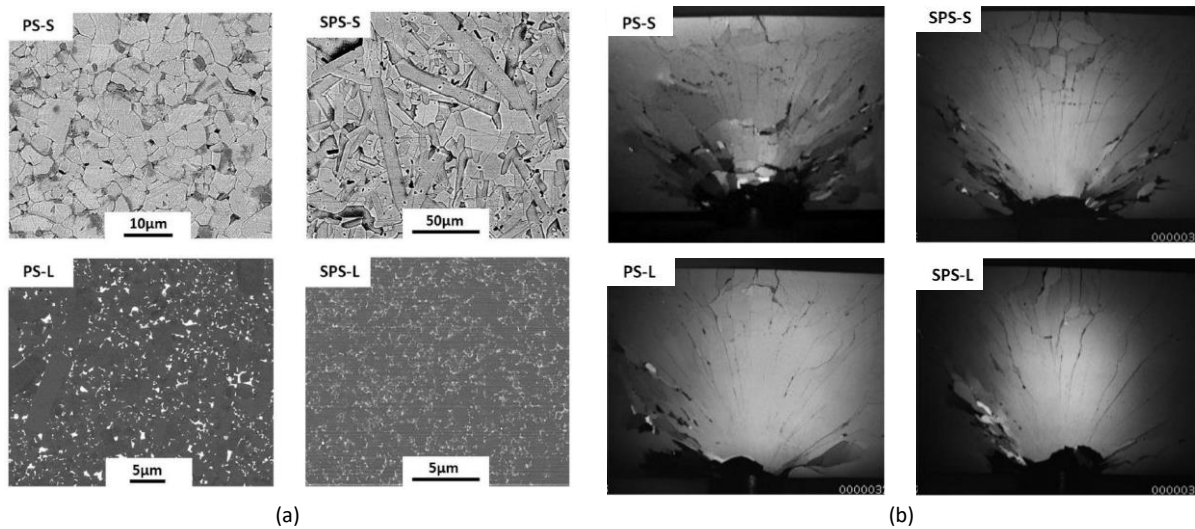


Figure 1.22. (a) Microstructures de quatre nuances de SiC et (b) motifs de fragmentation capturés par une caméra ultra-rapide, 12 μs après impact (~ 175 m/s) (adaptée de [61]).

À partir de ces deux constatations, la première en lien avec les paramètres matériaux de la céramique mettant en évidence une tendance à fissurer et à fragmenter facilement, la deuxième en lien avec l'influence de la microstructure sur les propriétés de fragmentation dynamique, une première problématique peut être posée.

## I.4.2 Première problématique

Les objectifs de cette thèse sont d'étudier les propriétés dynamiques de fissuration et de fragmentation en fonction de la vitesse de déformation.

- L'une des céramiques étudiées est une céramique qui mime la microstructure de la nacre. Elle sera désignée sous l'acronyme MAINa (Matériau Alumine Inspiré de la Nacre).
- Ce matériau étant une alumine nacrée, elle sera comparée à une autre alumine de microstructure homogène et isotrope.
- En parallèle aux alumines, certaines techniques numériques et expérimentales ont été appliquées sur d'autres céramiques, à savoir des nuances SiC.

## I.5 Simulation d'un impact de projectile API-BZ

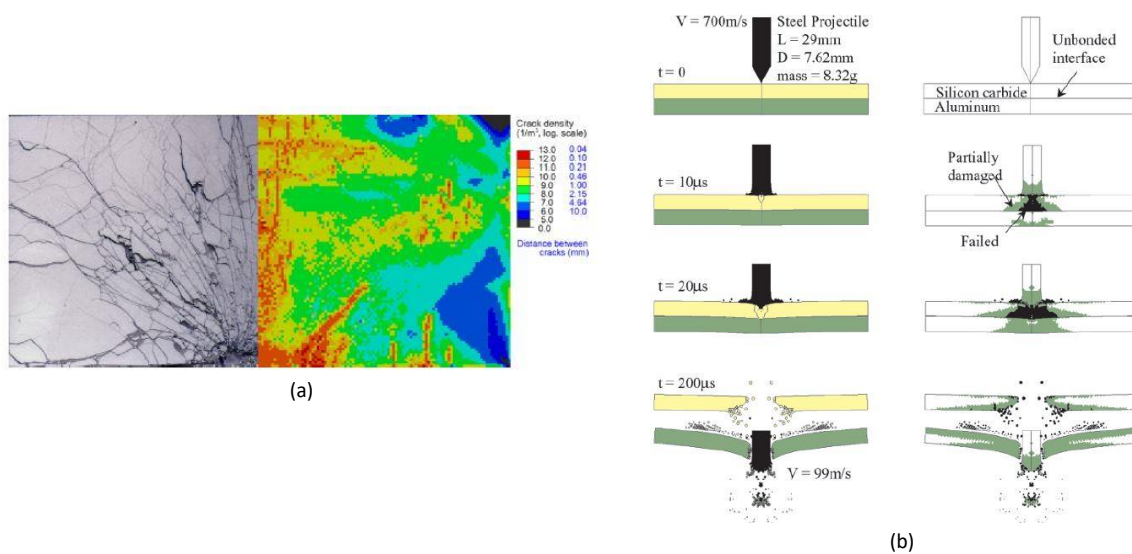
Dans la section « I.3 », sous-section « I.3.2 », il a été vu que les mécanismes d'endommagement sont nombreux (endommagements en compression, endommagements en tension). En plus de tous les phénomènes physiques à considérer, une situation d'impact doit prendre en compte l'ensemble des acteurs mis en jeu, la céramique mais aussi le projectile (ainsi que le *backing*).

### I.5.1 Deux exemples de simulation

Il est difficile de prévoir l'endommagement global d'un blindage, devant la complexité des mécanismes qui entrent en jeu, sans recourir à la simulation numérique.

Deux exemples de modèles numériques d'endommagement sont montrés. Sur la Figure 1.23 (a), le modèle numérique DFH (Denoual-Forquin-Hild (2000, 2010)) [62], [63] est utilisé pour représenter l'endommagement d'une céramique en traction. Sur la Figure 1.23 (b), le modèle JH-1 (Johnson-Holmquist

version 1 (1992)) [64] est mis en œuvre pour reproduire le comportement d'une céramique durant un impact. Ces simulations demandent une calibration des modèles par rapport à des paramètres matériaux utilisés dans des lois de comportement.



**Figure I.23.** (a) Comparaison entre la vue *post-mortem* d'une céramique SiC (Hexoloy SA®) infiltrée après essai EOI, et la densité de fissuration avec le modèle DFH ( $V_{imp} = 175 \text{ m/s}$ ) [23]. (b) Modélisation numérique d'un impact d'une céramique SiC (*backing* en aluminium) avec le modèle JH-1 ( $V_{imp} = 700 \text{ m/s}$ ) montrant le flux de matériau et l'endommagement [65].

## I.5.2 Deuxième problématique

Faire tourner des calculs numériques exige l'utilisation de lois de comportement et de paramètres matériaux, matériaux qu'il est donc nécessaire de caractériser expérimentalement. Or, ces données d'entrée sont souvent incomplètes (caractérisation partielle) voire manquantes dans la littérature.

Avec l'objectif de calibrer un modèle dynamique pour matériaux ductiles concernant le noyau en acier du projectile d'API-BZ utilisé (modèle de Johnson-Cook), des essais quasi-statiques, dynamiques et quasi-statiques en température, ont été conduits. L'objectif *in fine* est de pouvoir simuler numériquement un essai balistique sur une configuration bicouche, plus particulièrement sur une céramique d'Hexoloy SA® avec un *backing* en aluminium.

- La comparaison entre la vitesse expérimentale et la vitesse numérique concernant un impact perforant d'un blindage céramique-*backing* peut permettre de valider une simulation et un modèle numérique d'impact, tout en aidant à la compréhension des mécanismes d'endommagement qui se déroulent dans le noyau et dans la céramique.

# Bibliographie

- [1] I. G. Crouch, Éd., *The Science of Armour Materials*. Amsterdam Boston Cambridge Heidelberg London New York Oxford Paris San Diego San Francisco Singapore Sydney Tokyo: Woodhead Publishing, 2017.
- [2] « Saint-Gobain Ceramics: Maximum Protection - Minimum Weight ». Saint-Gobain document, 2015.
- [3] F. Mohs, *The characters of the classes, orders, genera, and species; or, The characteristic of the natural history system of mineralogy*, Edinburgh: W. and C. Tait. 1820.
- [4] R. Komanduri, « Cutting-tool Materials », *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*. p. 1-13, 2001.
- [5] T. Irifune et H. Sumiya, « Nanopolycrystalline Diamond without Binder and its Application to Various High-Pressure Apparatus », in *Comprehensive Hard Materials*, Elsevier, 2014, p. 173-191.
- [6] « Why Use Hexoloy? | Hexoloy Applications ». <https://www.ceramicsrefractories.saint-gobain.com/products/hexoloy-sic-materials/technical-ceramics/why> (consulté le févr. 15, 2021).
- [7] I. G. Crouch, G. V. Franks, C. Tallon, S. Thomas, et M. Naebe, « 7. Glasses and ceramics », in *The Science of Armour Materials*, I. G. Crouch, Éd. Woodhead Publishing, 2017, p. 331-393.
- [8] M. A. Meyers, « CHAPTER 17 Applications », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [9] E. R. Barron, A. L. Alesi, et A. F. Park, « Body armor for aircrewmen », Army Natick Labs Ma Clothing and Personal Life Support Equipment Lab, 1969.
- [10] « Blindage (mécanique) », *Wikipédia*. août 11, 2018, Consulté le: mars 23, 2020. [En ligne]. Disponible sur: [https://fr.wikipedia.org/w/index.php?title=Blindage\\_\(m%C3%A9canique\)&oldid=151213152](https://fr.wikipedia.org/w/index.php?title=Blindage_(m%C3%A9canique)&oldid=151213152).
- [11] P. Forquin, « Endommagement et fissuration de matériaux fragiles sous impact balistique - Rôle de la microstructure », PhD thesis, ENS Cachan, Cachan, 2003.
- [12] I. G. Crouch, « 1. Introduction to armour materials », in *The Science of Armour Materials*, I. G. Crouch, Éd. Woodhead Publishing, 2017, p. 1-54.
- [13] M. Normandia, J. LaSalvia, W. Gooch, J. W. McCauley, et A. M. Rajendran, « Protecting the Future Force: Ceramics Research Leads to Improved Armor Performance », *AMPTIAC Adv. Mater. Process. Technol. Inf. Anal. Cent.*, vol. 8, n° 4, 2004.
- [14] W. A. Gooch Jr., « An Overview of Ceramic Armor Applications (ceramic armor development) », in *Ceramic armor materials by design*, J. W. McCauley, Éd. Westerville, Ohio: The American Ceramic Society, 2002, p. 3-23.
- [15] P. C. Den Reijer, « Impact on Ceramic Faced Armours », PhD thesis, Delft University of Technology (Technische Universiteit Delft), Delft, Netherlands, 1991.
- [16] S. G. Savio, P. Senthil, V. Singh, P. Ghoshal, V. Madhu, et A. K. Gogia, « An experimental study on the projectile defeat mechanism of hard steel projectile against boron carbide tiles », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 86, p. 157-166, déc. 2015, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2015.07.011.
- [17] W. A. Gooch, M. S. Burkins, G. Hauver, P. Netherwood, et R. Benck, « Dynamic X-ray imaging of the penetration of boron carbide », *J. Phys. IV*, vol. 10, n° PR9, p. Pr9-583-Pr9-588, sept. 2000, doi: 10.1051/jp4:2000997.
- [18] C. E. Anderson Jr., M. S. Burkins, J. D. Walker, et W. A. Gooch, « Time-Resolved Penetration of B4C Tiles by the APM2 Bullet », p. 14, 2005.
- [19] D. Sherman, « Impact failure mechanisms in alumina tiles on "nite thickness support and the elect of con"nement », *Int. J. Impact Eng.*, p. 16, 2000.
- [20] D. B. Rahbek et B. B. Johnsen, « FFI ».
- [21] « Bryn, J., 2001. Practical issues in ceramic armour design. Dans : *Ceramic Armor Materials by Design*. The American Ceramic Society, Westerville, Ohio, pp. 33–44. », .
- [22] G. Rossiquet, « Carbure de Silicium pour Application Blindage : Élaboration et Étude du Comportement à l'Impact », PhD thesis, Université de Bourgogne & Saint-Gobain CREE, Dijon & Cavaillon, 2012.
- [23] J. L. Zinsner, P. Forquin, et G. Rossiquet, « Experimental and numerical analysis of the dynamic fragmentation in a SiC ceramic under impact », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 76, p. 9-19, févr. 2015, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2014.07.007.
- [24] I. G. Crouch, « Body armour – New materials, new systems », *Def. Technol.*, vol. 15, n° 3, p. 241-253, juin 2019, doi: 10.1016/j.dt.2019.02.002.

- [25] F. Malaise, « Réponse d'une céramique à l'impact d'un barreau à grande vitesse (1500 m/s). Croisement essais dynamiques-modélisation numérique », PhD thesis, École Normale Supérieure d'Arts et Métiers, Bordeaux, 1999.
- [26] F. Malaise, « Effects of a dynamic confinement on the penetration resistance of ceramics against long rods », in *AIP Conference Proceedings*, Snowbird, Utah (USA), 2000, vol. 505, p. 1121-1124, doi: 10.1063/1.1303662.
- [27] C. E. Anderson Jr. et B. L. Morris, « The ballistic performance of confined Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic tiles », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 12, n° 2, p. 167–187, 1992.
- [28] M. Mayselless, W. Goldsmith, S. P. Virostek, et S. A. Finnegan, « Impact on Ceramic Targets », *J. Appl. Mech.*, vol. 54, n° 2, p. 373-378, 1987, doi: 10.1115/1.3173022.
- [29] T. Johnson, L. Freeman, J. Hester, et J. Bell, « Ballistic Resistance Testing Techniques - IDA (Institute for Defense Analyses) Research Notes ».
- [30] « Ammunition Cross-Sections », 2012. [https://www.ar15.com/ammo/project/Ammo\\_Cross\\_Sections/index.htm](https://www.ar15.com/ammo/project/Ammo_Cross_Sections/index.htm) (consulté le mars 17, 2020).
- [31] J.-L. Zinszner, « Identification des paramètres matériau gouvernant les performances de céramiques à blindage », PhD thesis, Université de Lorraine, Metz, 2014.
- [32] G. I. Taylor, « The use of flat-ended projectiles for determining dynamic yield stress I. Theoretical considerations », *Proc R Soc Lond A*, vol. 194, n° 1038, p. 289–299, 1948.
- [33] M. A. Meyers, « CHAPTER 3 Plastic waves », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [34] A. M. Prior, « The Penetration of Lightweight Armours by Small Arms Ammunition », *Proceedings 10th International Symposium on Ballistics*, San Diego, CA, U.S.A., 1987.
- [35] M. A. Meyers, « CHAPTER 12 Experimental techniques: methods to produce dynamic fragmentation », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [36] F. Malaise, J.-Y. Tranchet, et F. Collombet, « Behaviour Modelling of Two Aluminas in Divergent Spherical Pyrotechnical experiments », *J. Phys. IV*, vol. 07, n° C3, p. C3-681-C3-686, août 1997, doi: 10.1051/jp4:19973116.
- [37] « D. J. Viechnicki, M. L. Slavin, and M. I. Kliman, *Ceram. Bull.*, 70 (1991), 1035. »
- [38] A. Cosculluela, « Plasticité, endommagements et ruptures des aluminas sous sollicitations dynamiques triaxiales : influence de la taille de grains », PhD thesis, Université de Bordeaux I, Bordeaux, 1992.
- [39] M. W. Chen, J. W. McCauley, D. P. Dandekar, et N. K. Bourne, « Dynamic plasticity and failure of high-purity alumina under shock loading », *Nat. Mater.*, vol. 5, n° 8, p. 614-618, août 2006, doi: 10.1038/nmat1689.
- [40] E. B. Tadmor et S. Hai, « A Peierls criterion for the onset of deformation twinning at a crack tip », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 51, n° 5, p. 765-793, mai 2003, doi: 10.1016/S0022-5096(03)00005-X.
- [41] M. A. Meyers, « CHAPTER 13 Plastic Deformation at High Strain Rates », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [42] « Clark, R. & Craig, G. B. *Twinning. Prog. Met. Phys.* 3, 115–139 (1952). »
- [43] J. Lankford, « Compressive strength and microplasticity in polycrystalline alumina », *J. Mater. Sci.*, vol. 12, n° 4, p. 791-796, avr. 1977, doi: 10.1007/BF00548172.
- [44] J. Lankford, « Temperature-strain rate dependance of compressive strength and damage mechanisms in aluminium oxide », p. 12.
- [45] F. Longy et J. Cagnoux, « Plasticity and microcracking in shock-loaded alumina », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 72, n° 6, p. 971–979, 1989.
- [46] H. C. Heard et C. F. Cline, « Mechanical behaviour of polycrystalline BeO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and AlN at high pressure », *J. Mater. Sci.*, vol. 15, n° 8, p. 1889–1897, 1980.
- [47] D. B. Larson, « Explosive energy coupling in geologic materials », *Int. J. Rock Mech. Min. Sci. Geomech. Abstr.*, vol. 19, n° 4, p. 157-166, août 1982, doi: 10.1016/0148-9062(82)90886-5.
- [48] J. W. McCauley et al., Éd., *Ceramic Armor Materials by Design: proceedings of the Ceramic Armor Materials by Design (symposium held at the Pac Rim IV International Conference on Advanced Ceramics and Glass, November 4-8, 2001 in Wailea, Maui, Hawaii)*. Westerville, Ohio: American Ceramic Society, 2002.
- [49] A. S. Vlasov et al., « Kinetics of high-velocity penetration into high-hardness brittle media », *Phys. Solid State*, vol. 41, n° 10, p. 1638–1640, 1999.
- [50] R. L. Woodward, R. G. O'Donnell, B. J. Baxter, B. Nicol, et S. D. Pattie, « Energy absorption in the failure of ceramic composite armours. Materials Forum 13, 174e181. », *Mater. Forum Rushcutters Bay*, vol. 13, n° 3, p. 174-181, 1989.

- [51] C. E. Anderson Jr. et J. D. Walker, « An analytical model for dwell and interface defeat », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 31, n° 9, p. 1119-1132, oct. 2005, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2004.07.013.
- [52] X. W. Chen, G. Chen, et F. J. Zhang, « Deformation and Failure Modes of Soft Steel Projectiles Impacting Harder Steel Targets at Increasing Velocity », *Exp. Mech.*, vol. 48, n° 3, p. 335-354, juin 2008, doi: 10.1007/s11340-007-9110-4.
- [53] N. Kılıç, S. Bedir, A. Erdik, B. Ekici, A. Taşdemirci, et M. Güden, « Ballistic behavior of high hardness perforated armor plates against 7.62mm armor piercing projectile », *Mater. Des.*, vol. 63, p. 427-438, nov. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.06.030.
- [54] I. G. Crouch, S. J. Cimpoeu, H. Li, et D. Shanmugam, « 2. Armour steels », in *The Science of Armour Materials*, I. G. Crouch, Éd. Woodhead Publishing, 2017, p. 55-115.
- [55] G. R. Johnson et W. H. Cook, « A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures », *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, Netherlands, 1983.
- [56] G. R. Johnson et W. H. Cook, « Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 21, n° 1, p. 31-48, 1985.
- [57] T. Fras, A. Murzyn, et P. Pawlowski, « Defeat mechanisms provided by slotted add-on bainitic plates against small-calibre 7.62 mm × 51 AP projectiles », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 103, p. 241-253, mai 2017, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2017.01.015.
- [58] « Tableau de conversion de duretés », *Euralliage*. <https://www.euralliage.com/conversiondurete.htm> (consulté le mars 25, 2020).
- [59] « Morrow Project Armor Values », *ASMRB pbworks*. <http://asmrb.pbworks.com/w/page/54235008/Morrow%20Project%20Armor%20Values> (consulté le mars 25, 2020).
- [60] W. N. M. Jamil *et al.*, « Mechanical properties and microstructures of steel panels for laminated composites in armoured vehicles », *Int. J. Automot. Mech. Eng.*, vol. 13, n° 3, p. 3742-3753, déc. 2016, doi: 10.15282/ijame.13.3.2016.16.0306.
- [61] P. Forquin, G. Rossiquet, J.-L. Zinszner, et B. Erzar, « Microstructure influence on the fragmentation properties of dense silicon carbides under impact », *Mech. Mater.*, vol. 123, p. 59-76, août 2018, doi: 10.1016/j.mechmat.2018.03.007.
- [62] C. Denoual et F. Hild, « A Damage Model for the Dynamic Fragmentation of Brittle Solids », *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 183, n° 3-4, p. 247-258, 2000, doi: 10.1016/S0045-7825(99)00221-2.
- [63] P. Forquin et F. Hild, « A probabilistic damage model of the dynamic fragmentation process in brittle materials », in *Advances in Applied Mechanics*, vol. 44, New York; London. Paris [etc]: Academic Press, 2010, p. 1-72.
- [64] G. R. Johnson et T. J. Holmquist, « A Computational Constitutive Model for Brittle Materials Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Pressures », in *Shock- Wave and High-Strain-Rate Phenomena in Materials*, Marcel Dekker Inc., New York: M.A. Meyers, L.E. Muir, and K.P. Staudhammer, 1992, p. 1075-1081.
- [65] T. J. Holmquist et G. R. Johnson, « Modeling Ceramic Dwell and Interface Defeat », in *Proceedings of the Ceramic Armor Materials by Design Symposium*, vol. 134, J. W. McCauley, A. Crowson, W. Gooch, A. M. Rajendran, J. B. Bless, K. V. Logan, M. Normandia, et S. Wax, Éd. 2002, p. 309-316.



# Chapitre II

## Présentation des matériaux à caractériser

---

### Sommaire

II.1	Paramètres matériaux en balistique et rôle de la microstructure .....	30
II.1.1	Pré-requis pour les paramètres des céramiques : essais DOP et V50 .....	30
II.1.2	Effet du ratio des masses surfaciques .....	31
II.1.3	Effet de la résistance à la compression .....	31
II.1.4	Effet du confinement .....	31
II.1.5	Effet de l'état initial .....	32
II.1.6	Effet de la pureté et de la nuance de la microstructure .....	33
II.1.7	Effet de la dureté .....	34
II.1.8	Dureté, taille de grains et limite élastique d'Hugoniot .....	34
II.1.9	Augmentation de la ténacité .....	35
II.2	Bio-mimétisme .....	38
II.2.1	Matériaux bio-inspirés : généralités sur la microstructure « BM » .....	38
II.2.2	Synthèse d'une microstructure BM .....	41
II.3	Lien entre microstructure et fragmentation dynamique par simulation numérique .....	45
II.3.1	Limite du modèle de Weibull en dynamique pour la fragmentation .....	45
II.3.2	Mécanismes d'occultation .....	45
II.3.3	Équations principales du modèle DFH .....	46
II.3.4	Anisotropie de l'endommagement .....	47
II.3.5	Application sur des microstructures SiC .....	47
II.4	Matériaux d'étude .....	48
II.4.1	Noyau du projectile .....	48
II.4.1.1	Présentation .....	48
II.4.1.2	Paramètres .....	49
II.4.2	Alumines : Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> dense et Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> MAINa .....	49
II.4.2.1	Présentation de l'alumine dense .....	49

II.4.2.2	Présentation de l'alumine inspirée de la nacre .....	50
II.4.2.3	Paramètres matériaux « physiques » .....	50
II.4.2.4	Propriétés mécaniques .....	51
II.4.3	Carbures de silicium : SiC dense et poreux .....	54
II.4.3.1	Céramique de référence .....	54
II.4.3.2	Céramique poreuse .....	55
II.4.3.3	Paramètres matériaux .....	55
II.5	Conclusion .....	55

« À proprement parlé, la science des matériaux implique l'investigation des relations qui existent entre les structures et les propriétés des matériaux. En revanche, l'ingénierie des matériaux implique, sur la base de ces corrélations structure-propriété, la conception ou l'ingénierie d'un matériau pour produire un ensemble prédéterminé de propriétés. » – Callister Jr. et Rethwish (2014) [1]

L'objectif de ce chapitre est, d'une part, de présenter une bibliographie portant sur les paramètres matériaux influençant les performances balistiques. Une partie est ensuite consacrée aux matériaux biologiques comme la nacre en tant que solution de blindage. D'autre part, les différents matériaux testés dans la thèse sont décrits.

Ce chapitre présente l'effet de plusieurs paramètres matériaux sur les performances balistiques d'une céramique, comme la densité ou la taille des grains. Un des paramètres matériaux à considérer est la ténacité et/ou la résilience pour réduire le principal défaut des céramiques, leur fragilité, leur propension à fissurer et à fragmenter intensément. Or, il est possible d'augmenter la résilience par différentes méthodes qui sont présentées. La question de l'augmentation de la ténacité va établir une transition avec les bio-matériaux et parmi eux, le matériau nacre est exploré. Celui-ci adopte une microstructure capable de conférer des propriétés de résistance à la propagation de fissure atypiques.

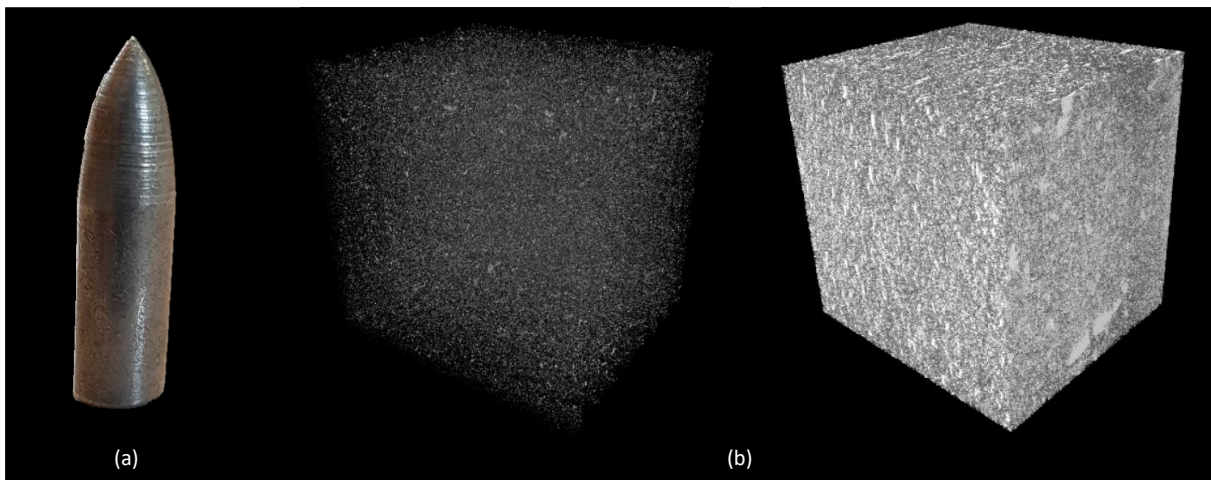
C'est pourquoi, un matériau d'alumine s'inspirant de la microstructure de la nacre, le MAINa, a été développé. La dernière partie du chapitre est vouée à la description de ce matériau ainsi qu'une autre alumine monolithique avec laquelle le MAINa sera confronté.



### Introduction

Pour étudier le comportement et les processus d'endommagement de matériaux ductiles (comme les aciers) et fragiles (comme les céramiques), il faut avant tout connaître la microstructure des matériaux d'étude. Autrement dit, il s'agit de connaître les paramètres matériaux associés à leur mésostructure et à leur microstructure. Par exemple, l'échelle mésoscopique, située entre celle microscopique et macroscopique, permet de considérer l'influence des grains et des défauts non cristallins (fissures et micro-fissures créées pendant la fabrication, pores, rugosité de surface, inclusions, impuretés, hétérogénéités locales) sur les propriétés mécaniques, entre autres.

De manière à introduire les matériaux d'étude, la Figure II-1 (a) présente le noyau en acier extrait d'une balle d'API-BZ 7,62 × 39 mm. La Figure II-1 (b) présente les microstructures tridimensionnelles de deux céramiques à l'aide de la tomographie, à partir d'éprouvettes rompues après essais de flexion 3-points, affichées à l'aide de l'outil de traitement et d'analyse d'images FIJI (*Fiji Is Just ImageJ*). La tomographie – du grec τόμος (prononcé « tomos », *slice*, « coupes ») et γράφω (prononcé « grapho », écrire) – est une technique utilisée pour reconstruire le volume d'un objet de manière non destructive et non invasive. En cas de non familiarité avec la technique ou avec le vocabulaire, le lecteur ou la lectrice est invité(e) à consulter le principe de la tomographie aux Rayons X (RX), au sujet de la technique elle-même, des sources et détecteurs RX, ou encore des applications, en lisant Ketcham et Carlson (2001) [2]. Pour obtenir ces images fines des céramiques, un code est programmé. Une valeur seuil est choisie à partir de l'histogramme (distribution des niveaux de gris d'une image *i.e.* valeur de gris vs. chaque pixel de l'image) de manière à faire le seuillage des images, c'est-à-dire à binariser les images en assignant des valeurs de 0 ou 1 à chaque pixel suivant un niveau de gris seuil fixé. Cette étape permet de séparer les zones de matière des zones vides. Puis, les pores sont identifiés par segmentation et éventuellement numérotés.



**Figure II-1.** (a) Noyau perforant (balle API-BZ) en acier dur, la base circulaire fait 6,098 mm, la hauteur jusqu'à la pointe mesure plus de 22 mm. (b) Affichage en trois dimensions d'une  $Al_2O_3$  conventionnelle binarisée et segmentée (à gauche) et d'une  $Al_2O_3$  nacrée (synthétique) binarisée (à droite), montrant l'ensemble des pores ( $\sim 2 \mu m$ ) présents dans les deux matériaux.

*Technique pour (b) :* Tomographie aux rayons X, résolution de  $0,75 \mu m$  en taille de voxel (pixel 3D), binarisation produisant une images à deux couleurs uniques avec FIJI, segmentation (séparation de chaque pore) avec le plugin (« module d'extension ») MorphoLibJ sous FIJI.

La compréhension des différents paramètres matériaux et de la microstructure est cruciale à la fois pour comprendre les mécanismes responsables de l'amélioration ou de la dégradation des performances du blindage, et pour la sélection des matériaux.

## II.1 Paramètres matériaux en balistique et rôle de la microstructure

Les paramètres physiques (*e.g.* densité, porosité) et mécaniques (*e.g.* résistance à la limite élastique, ténacité) des matériaux découlent de la microstructure (qui elle-même découle du processus de mise en forme). Dans cette section, il est question d'identifier quels sont les paramètres matériaux fondamentaux à considérer en balistique, tout en identifiant le paramètre capital (en dernière sous-section) donnant lieu à une augmentation de résistance face à la fragmentation.

### II.1.1 Pré-requis pour les paramètres des céramiques : essais DOP et V50

Différentes techniques expérimentales permettent d'évaluer les performances balistiques de matériaux fragiles et sont révisées par Normandia et Gooch (2001) [3], tandis que deux sont populaires : les essais DOP (*Depth-Of-Penetration*) et les essais de vitesse balistique limite ( $V_{bl}$  ou  $V_{50}$ ). La première configuration (Figure II-2), développée par Rosenberg *et al.* (1988) [4], est aussi appelée *thick backing technique* ou « technique à *backing* épais ». Elle consiste à comparer la profondeur de pénétration créée suivant un impact sur un *backing* en aluminium ou en acier d'épaisseur semi-infinie et une céramique collée sur le même *backing* semi-infini, afin de calculer un critère balistique représentatif des performances balistiques d'une céramique (des exemples récents peuvent être trouvés dans Savio et Madhu (2017) [5] et Savio et Madhu (2018) [6]). L'alliage d'aluminium utilisé par Rosenberg *et al.* (1988) [4] est l'alliage 2024-T351. La deuxième configuration (Figure II-3) consiste à mesurer la  $V_{50}$  d'une céramique *i.e.* la vitesse à laquelle le projectile a 50 % de chance de perforer complètement un blindage céramique avec un *backing* en aluminium fin, selon un critère perforation/non perforation défini. La définition de la pénétration change selon si la standardisation répond aux critères de l'*U.S. Army*, de l'*U.S. Navy*, ou du *perforation criterion* (un exemple récent de Shin *et al.* [7] utilise le critère de l'*U.S. Navy*).

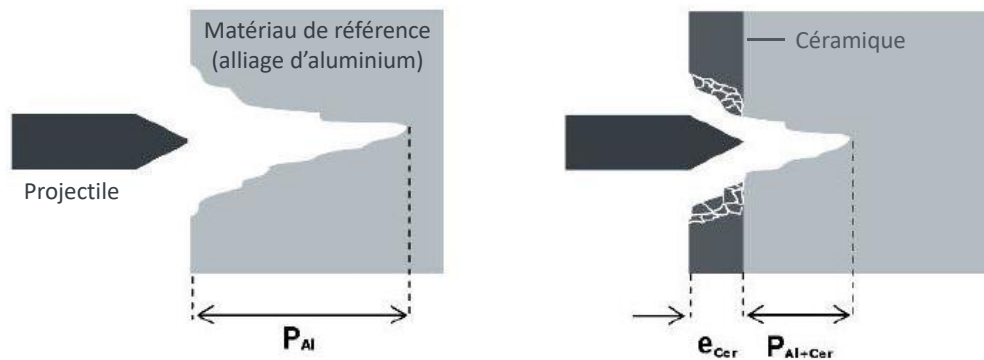


Figure II-2. Représentation schématique de l'essai DOP sans puis avec la céramique testée (adaptée de : [8]).

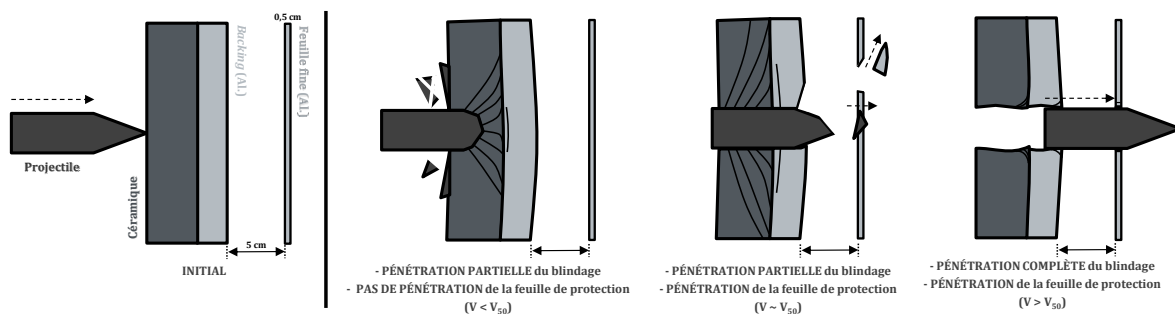


Figure II-3. Représentation schématique d'un essai  $V_{50}$  : définition de la pénétration selon le critère de protection de l'*U.S. Army*.

Ces deux techniques permettent de donner une tendance rapide pour comparer des céramiques entre elles (pour DOP) ainsi que leur efficacité blindage (pour  $V_{50}$ ), même si les résultats dépendent de paramètres structurels comme l'épaisseur (et donc la masse) de la céramique et de la nature des *backing* considérés.

### II.1.2 Effet du ratio des masses surfaciques

L'effet de la masse est lié à l'effet de la densité (-). Une masse volumique  $\rho$  ( $\text{kg.m}^{-3}$ ) plus légère de la céramique permet l'utilisation de plaques plus épaisses. Or, il est admis que le dimensionnement de l'épaisseur du carreau de céramique influence les performances balistiques, comme étudié par plusieurs auteurs en DOP ([9]–[11]). De même, l'épaisseur de la couche adhésive entre la céramique et le *backing* influence la performance du blindage comme étudié par López-Puente *et al.* [12]. Sur la Figure II-4, l'étude de Savio et Madhu (2018) [6] montre ce lien au travers de l'Efficacité Balistique Normalisée (EBN) de trois céramiques, la normalisation éliminant la différence de densité entre les céramiques (formule ajoutée sur la figure en question). Le  $\text{B}_4\text{C}$ , pourtant plus léger que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , affiche de meilleures performances. En effet, la masse surfacique  $\rho_{surf}$  ( $\text{kg.m}^{-2}$ ) est également à prendre en compte [13]. Ici, celle du  $\text{B}_4\text{C}$  est supérieure à celle de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

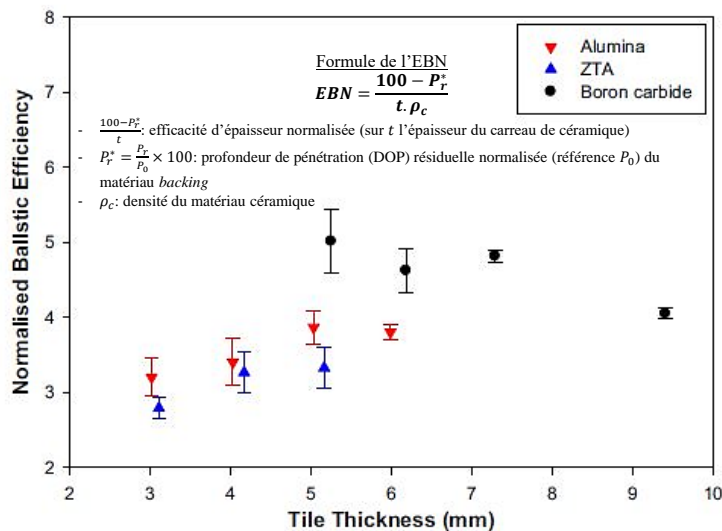


Figure II-4. EBN en DOP versus épaisseur de carreau pour un  $\text{B}_4\text{C}$  (pressé à chaud), une  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et ZTA (Zircon Toughened Alumina, « Alumine Renforcée (en terme de résilience) avec du Zircon ( $\text{ZrO}_2$ ) », *backing* en aluminium (Al6063-T6) (adaptée de [6]).

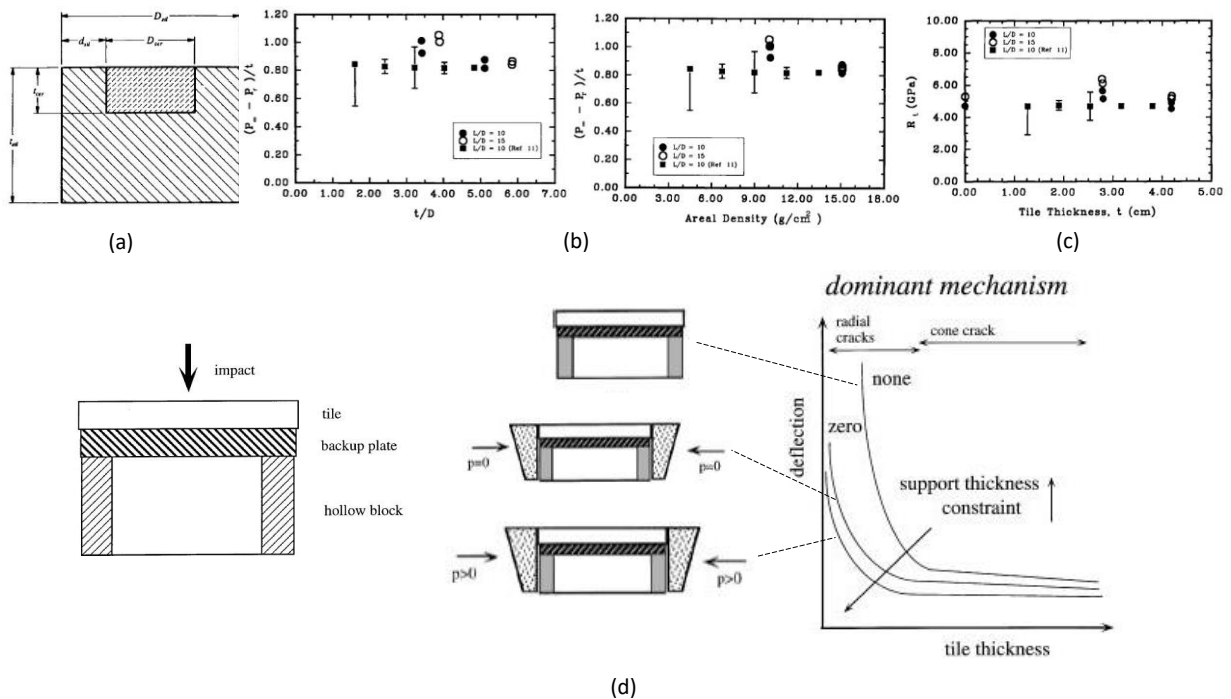
### II.1.3 Effet de la résistance à la compression

La valeur de la contrainte en compression (contrainte uniaxiale) fournit la résistance initiale à la pénétration (premier étape d'impact), bien qu'au vu du type de chargement (déformation uniaxiale) ce serait plutôt la limite élastique d'Hugoniot qu'il conviendrait de regarder. D'ailleurs, la valeur de la résistance à la compression est habituellement dépassée directement sous le projectile à l'impact [14]. De plus, pour Kaufman *et al.* (2003), cette contrainte ne peut pas jouer un rôle dominant étant donné qu'elle est mesurée en conditions quasi-statiques, où le défaut le plus faible détermine la résistance finale d'un matériau fragile. De plus, Forquin (2003) [15] montre, à l'aide d'éprouvettes diabolo, que des défauts de surface sont à l'origine de la rupture brutale en compression simple.

### II.1.4 Effet du confinement

Plusieurs auteurs ont étudié l'effet du confinement sur des blindages en céramique, déjà mentionnés dans le chapitre 1 : Anderson Jr. et Morris (1992) [16], Malaise (1999) [17], Malaise (2000) [18] ou encore Sherman (2000) [19]. Le confinement permet notamment de garder les fragments en place, après que la céramique a fissuré durant le stage 2 de l'impact. À travers le confinement, il s'agit de limiter la fragmentation.

Pour étudier l'effet de confinement, Anderson Jr. et Morris (1992) [16] ont inséré des carreaux d'alumine dans un bloc en acier (Figure II-5 (a)) et réalisé des essais DOP, la profondeur de pénétration étant mesurée à partir de l'enfoncement du projectile dans l'acier. En utilisant la profondeur de pénétration normalisée (Figure II-5 (b)) et le paramètre  $R_t$  – résistance moyenne de la céramique à la pénétration, paramètre défini dans le modèle de Tate en régime permanent unidimensionnel [20]–[22] – (Figure II-5 (c)), ils montrent que lorsqu'une cible est bien confinée, les performances de la céramique sont relativement identiques peu importe l'épaisseur du carreau. Quant à Sherman (2000) [19], en comparant trois types de confinement (ou conditions limites) sur des carreaux d'alumine impactés par un projectile AP (NATO calibre 0.3) en DOP, il note un changement dans les mécanismes d'endommagement, Figure II-5 (d).



**Figure II-5.** (a) Schéma du bloc d'acier emprisonnant la céramique [16]. (b) Différentiel de la profondeur de pénétration normalisée pour différentes épaisseurs de la céramique normalisée et masses surfaciques [16]. (c) Résistance de la céramique vs. épaisseur de la céramique normalisée [16]. (d) Présentation schématique de la déflexion irréversible du support de *backing* en fonction de l'épaisseur de la plaque de céramique, pour différentes configurations de confinements (adaptée de : [19]).

L'effet de confinement sur la résistance a été étudié par Heard et Cline (1980) [23] (vu dans le chapitre 1). Ces essais montrent que la céramique tend à devenir plus ductile lorsque celle-ci est confinée. Le *cladding* (ou parement, désigne l'application d'un matériau sur la partie superficielle externe d'un autre), affecte aussi les performances matériaux [24].

### II.1.5 Effet de l'état initial

Une céramique fissurée (endommagée) et une céramique intacte non fissurée (non endommagée) sont comparées à l'impact. La  $V_{50}$  d'un SiC *reaction sintered* (« frittage réactionnel ») est mesurée par Crouch (2012) [25] et apparaît être plus basse au troisième impact en comparaison avec le premier impact d'une munition d'APM2 7,62 mm, Figure II-6 (a). La réduction de la valeur de la  $V_{50}$ , jusqu'à 9 %, est fonction de la distance du point d'impact avec une fissure pré-existante ; la  $V_{50}$  est retrouvée si le point d'impact est éloigné de 20 mm de la fissure. Ceci confirme les résultats de Watson *et al.* (2007) [26], qui ont trouvé une perte de 4 à 10 % dans la  $V_{50}$  en impactant un spécimen fissuré contre une balle 7,62 mm × 51 mm, et qui ont relevé distinctement la pré-fissure dans le motif de fissuration du carreau fragmenté après impact et donc son influence dans la fragmentation. Rossiquet (2012) [27] porta le même constat, visible en Figure II-6 (b) sur un SiC (PS-L).

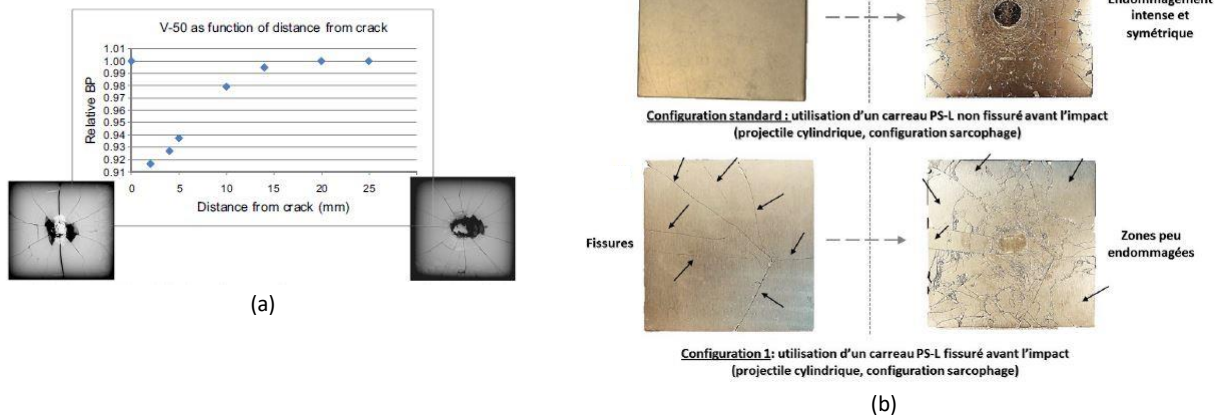


Figure II-6. (a) Performance balistique relative d'une céramique en fonction de la distance d'impact par rapport à une fissure déjà existante [28]. (b) Faces avant d'une nuance SiC avant et après impact, sans (sur le haut) et avec (sur le bas) un pré-endommagement [27].

### II.1.6 Effet de la pureté et de la nuance de la microstructure

La pureté de l'alumine et des autres céramiques a une influence sur les résultats balistiques. Madhu *et al.* (2005) [10] ont étudié la résistance à la pénétration de différentes alumines en DOP et ont calculé une efficacité balistique en termes d'efficacité d'épaisseur, d'efficacité de masse et d'un facteur d'efficacité balistique, avec différentes épaisseurs et différentes vitesses d'impact (*backing* en aluminium Al-7017) d'un projectile à noyau en acier dur 12,7 mm sur des vitesses allant de 500 à 830 m/s. Deux observations principales ont été émises après avoir tiré sur une dizaine de carreaux épais de 10 à 14 mm. Premièrement, l'alumine la plus pure (99,5 %) a donné de meilleurs résultats que l'alumine moins pure (95 %). Deuxièmement, en augmentant l'épaisseur, l'efficacité balistique de l'alumine 99,5 % a diminué mais a augmenté pour l'alumine 95 %.

Des essais d'impact de plaques (résultats de la Figure II-7 (a)) et de compression aux barres d'Hopkinson (résultats de la Figure II-7 (b)) réalisés sur trois nuances de SiC produites via différents modes de production par Bourne, Millet et Pickup (1997) [29] indiquent que les différences observées dans la HEL, concernant la contrainte à la rupture en compression et le comportement *post-pic* de ces matériaux, sont liées à la microstructure en lien avec le mode de fabrication. En effet, les matériaux SiC 1, SiC 2 et SiC 3 montrent tous trois un comportement ductile. Toutefois, un phénomène d'onde de rupture, qui se propage après l'onde de choc, se traduit par une perte de résistance en cisaillement entre les trois SiC mais aussi pour deux alumines différentes étudiées par Cooper *et al.* (2005) [30] (AD 995 et AD 975, Figure II-7 (c)). Ce changement de la HEL a aussi été observé avec la microstructure pour quatre SiC (Zinszner (2014) [8] qui a identifié des HEL différentes). Dans une liste non-exhaustive dressée par Zinszner (2014) [8] mais condensée, regroupant différentes valeurs de HEL obtenues pour différentes nuances de céramiques d'une même famille, celles-ci se situent entre 5 et 9 GPa pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, entre 6 et 16 GPa pour le SiC et entre 13 et 20 GPa pour le B<sub>4</sub>C.

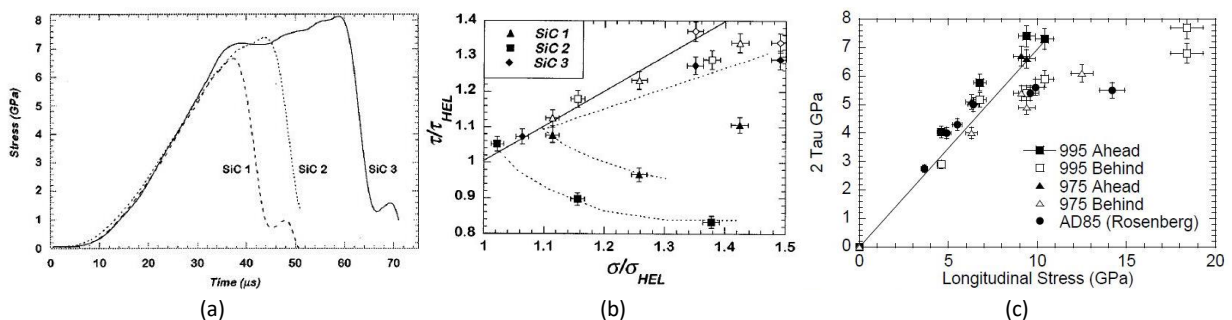
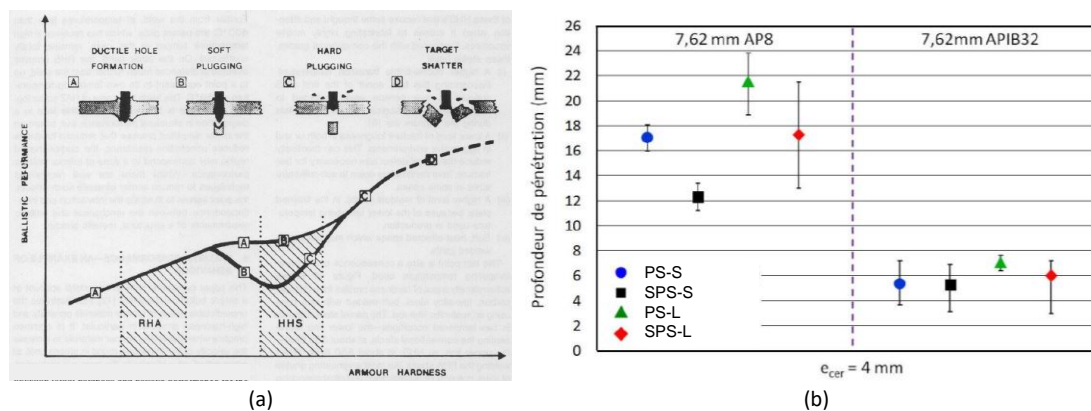


Figure II-7. (a) Contraintes temporelles pour trois échantillons de SiC testés aux barres d'Hopkinson [29]. (b) Résistance au cisaillement vs. contrainte longitudinale (normalisées), les symboles vides indiquent des états devant la *failure wave*, les symboles pleins indiquent l'état final derrière l'onde [29]. (c) Contrainte de cisaillement vs. contrainte à l'impact pour trois nuances d'alumine [30].

### II.1.7 Effet de la dureté

La corrélation entre dureté  $H_v$  et efficacité balistique a été très largement étudiée dans la littérature ; la Figure II-4 en était aussi un exemple ( $B_4C$  plus dure que  $Al_2O_3$ ). En outre, la corrélation entre dureté et limite élastique est même constatée dans les essais Vickers. Une plus grande dureté de la plaque de protection mène généralement à de meilleures performances balistiques, que le matériau soit fragile (Rossiquet (2012) [27], Hallam *et al.* (2015) [31], Liu, Tuan et Chen (2013) [32]) ou ductile (Viechnivki *et al.* (1989), Crouch *et al.* (2017) [33]). Dans le cas des matériaux ductiles, il peut néanmoins être signalé que la relation n'est pas tout le temps linéaire selon le mode d'endommagement, ce que souligne Crouch (1988) [34] dans la Figure II-8 (a). La dureté de la céramique doit être supérieure à celle du pénétrateur (den Reijer (1991) [35]).

En testant quatre céramiques SiC de duretés différentes en DOP, Rossiquet (2012) [27] montra que la céramique la plus dure était la plus performante en termes de résistance à la pénétration contre un projectile à noyau en acier, mais que les différences étaient négligeables contre un projectile à noyau en WC (Figure II-8 (b) vue dans le chapitre 1), d'où le constat que la dureté n'est pas le seul paramètre à prendre en compte pour développer le meilleur blindage même si il est admis qu'il y contribue majoritairement. De même, selon Strassburger *et al.* (2016) [36], augmenter la résistance (dureté) du *backing* entraîne un temps de *dwell* (impénétrabilité induite par un effet de confinement) plus long, réduisant donc la pénétration du projectile.



**Figure II-8.** Illustration de la relation entre dureté et performances balistiques de blindages métalliques (RHA et HHS) qui dépendent du mode de rupture du matériau ductile [37]. (b) Synthèse des DOP (profondeurs de pénétration) observées pour les quatre microstructures de SiC (épaisseur : 4 mm) face à deux types de projectile AP [8] (d'après [27]).

### II.1.8 Dureté, taille de grains et limite élastique d'Hugoniot

Longy et Cagnoux (1989) [38] ont développés des essais d'impact de plaques sur aluminés (AD 85) en utilisant la technologie VISAR (*Velocity Interferometer System for Any Reflector*). Les essais de leur étude ont montré que plus la taille de grains est grande, et/ou plus la teneur en porosité est grande, plus la HEL ainsi que la contrainte d'écaillage sont petites. Après avoir récupéré les fragments pour en réaliser des observations micro- et macroscopiques par MEB et MET, ils en expliquent la raison. La HEL est liée à la micro-plasticité et quand la taille de grains est petite, les micro-contraintes nécessaires pour activer les mécanismes de micro-plasticité sont plus importantes. Pareillement, Bourne *et al.* (1994) [39] ont étudié sept aluminés avec des tailles de grain qui varient : la HEL diminue quand la taille de grains augmente. Avec des simulations mésoscopiques sur alumine polycristalline, Bourne (2006) [40] trouve que la HEL du matériau est déterminée par la plasticité au sein des grains, et que la porosité a une influence majeure pour de hautes vitesses d'impact. Dans la même étude fournie par Bourne *et al.* (1994) [39], l'influence d'une phase vitreuse et de la porosité a été évaluée : le matériau avec le moins de porosité a montré la contrainte d'écaillage la plus grande, et la quantité de phase vitreuse n'a pas été déterminante dans l'évolution de la HEL bien qu'elle ait pu jouer sur l'apparition de micro-fissures.

Au final, il a été constaté que de hautes valeurs de HEL sont corrélées à de bonnes performances d'un blindage. Zinsner (2014) [8] a évalué la HEL des quatre nuances de SiC de Rossiquet (2012) [27] à l'aide d'essais de compression isentropique avec le moyen GEPI (Générateur Électrique de Pression Intense) qui génère des

pressions magnétiques (jusqu'à 50 GPa) par effet Laplace<sup>1</sup>, converties à partir de l'énergie électrique emmagasinée et libérée par des condensateurs<sup>2</sup>. Après analyse de trois d'entre elles, les HEL obtenues sont de : 14,9 GPa pour le PS-S, 16,2 GPa pour le SPS-S et 7,9 GPa pour le PS-L. La corrélation entre HEL et efficacité balistique (par DOP) semble ainsi être démontrée. L'effet de la HEL peut être toutefois nuancé dans certains cas. Kaufman *et al.* (2003) [14] ont réalisé des essais DOP sur plusieurs céramiques et évalué l'effet de plusieurs paramètres matériaux sur les résultats obtenus. Alors que la HEL du B<sub>4</sub>C testé est similaire à la HEL du SiC testé, ils trouvent pourtant des résultats DOP différents entre les deux matériaux (le SiC donnant de meilleurs résultats), et conclut en disant que la contribution de la HEL pour les performances balistiques est peut-être limitée, en tout cas pour le B<sub>4</sub>C.

La taille de grains agit donc sur la HEL, vue comme un paramètre pouvant influencer la résistance balistique, et peut aussi avoir une influence sur la dureté (*e.g.* dureté Vickers  $H_v$ ) qui évolue en fonction de la taille de grains, démontré par la loi de Hall-Petch [41], [42]. Tokariev *et al.* (2013) [43] observent bien, par exemple, que la dureté diminue quand la taille de grains de céramiques spinelles (famille de formule MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) augmente. Forquin *et al.* (2018) [44] ont réalisé des essais de traction dynamique sur les quatre nuances de SiC de Rossiquet (2012) [27] en les impactant sur la tranche. La céramique la plus dure (SPS-S, précédemment mentionnée) a occasionné la densité de fissuration la plus importante de même que la taille de fragments la plus petite. C'est pourquoi, un matériau dur semble être bénéfique pour un impact unique (*single shot*, « un seul tir ») tandis qu'une céramique à haute ténacité semble être préférable pour de l'impact multiple. Il peut être aussi supposé que la présence d'une phase secondaire affecte les propriétés en traction. Lors d'essais d'impacts sur la tranche réalisés dans la même étude, la densité de fissuration est significativement plus petite pour des céramiques SiC fabriquées avec une phase liquide plutôt que solides [44].

### II.1.9 Augmentation de la ténacité

Augmenter la résistance à la propagation des fissures dans les céramiques revient à augmenter la ténacité critique ( $K_{Ic}$  (MPa.m<sup>1/2</sup>)) ou l'énergie de fracture ( $G$  (J.m<sup>-2</sup>) ou  $G_I$  en mode I) qui sont faibles pour les matériaux fragiles. Ces deux paramètres que sont  $K_I$  et  $G_I$ , qu'il convient de bien distinguer, sont liés par la relation (II-1)<sup>3</sup>, selon si les conditions sont en contrainte plane (épaisseur du matériau fine) ou en déformation plane (épaisseur du matériau suffisamment grande). Pour les matériaux anisotropes, typiquement les composites, ou pour les matériaux manifestant de la plasticité en pointe de fissure, le paramètre  $K_{Ic}$  seul n'est pas adapté<sup>4</sup>. Pour augmenter  $G_I$ , trois méthodes sont présentées par Meyers (1994) [47].

$$G_I = \begin{cases} K_I^2/E & (\sigma \text{ planes}) \\ (1 - \nu^2) \cdot K_I^2/E & (\varepsilon \text{ planes}) \end{cases} \quad (\text{II-1})$$

La première méthode, Figure II-9 (encadré), consiste à ajouter des fibres de renfort qui agissent comme une barrière supplémentaire à la propagation de fissure, que les fibres restent intact (barrière locale) ou détachées (mécanisme en Figure II-9 (a), exemple en Figure II-9 (b)). Le résultat mène à une surface de

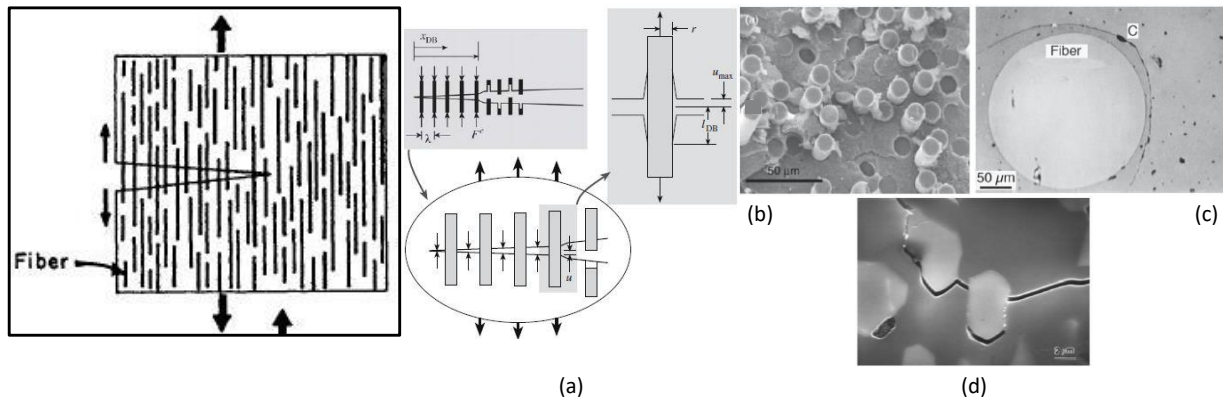
<sup>1</sup> Effet Laplace : Manifestation d'une force magnétique par induction électromagnétique, créée lorsqu'un conducteur est parcouru par un courant électrique fixe (respectivement variable) et placé dans un champ magnétique variable (respectivement fixe), induction de Neumann (respectivement induction de Lorentz).

<sup>2</sup> Condensateur : Composant électronique composé, pour un condensateur plan, de deux armatures électriques (électrodes) séparées par un isolant (ou un milieu diélectrique présentant à l'échelle atomique des dipôles électrostatiques) qui stocke de l'énergie électrostatique.

<sup>3</sup> Relation (II-1) : Découle des travaux d'Irwin (1948) [45] qui a réécrit la formule de Griffith (1920) [46] pour l'énergie de rupture.

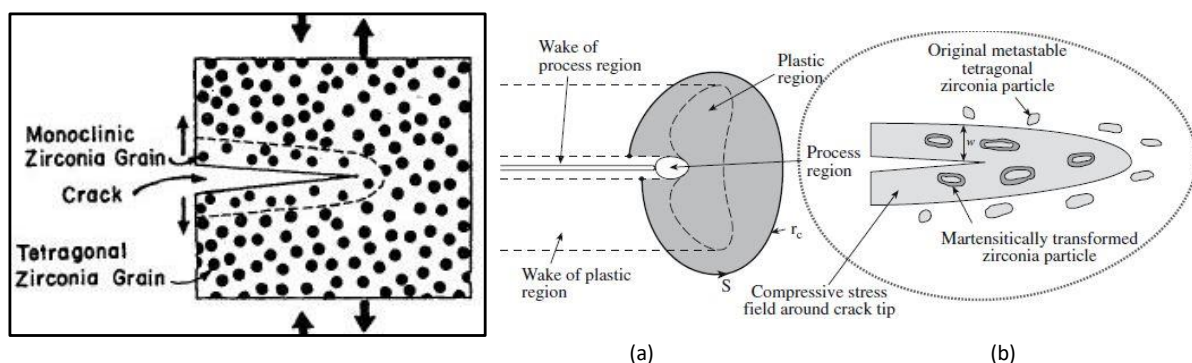
<sup>4</sup> Paramètre de ténacité seul pas adapté :  $K_I$  est un paramètre local. Lorsque des effets non linéaires sont à considérer, le comportement global de la matière avec le paramètre énergétique  $G$  est plus adapté. Lorsque les effets plastiques sont trop importants, c'est-à-dire si la taille de la zone plastique en pointe de fissure est suffisamment grande par rapport à la taille de la fissure, le paramètre  $J$  (ou intégrale de Rice ou intégrale- $J$ ), de même dimension que  $G$ , est préféré.

propagation supplémentaire que la fissure empreinte (*crack bridging*). Le glissement de la fibre à l'intérieur de la matrice exige une dissipation énergétique en plus pour la fissure qui se propage [47]. Une interface matrice/fibre forte permet de transférer facilement les contraintes de la matrice vers les fibres plus résistantes, et une interface faible peut mener au décollement de fibre et à une déviation de fissure, un exemple est visible sur la Figure II-9 (c) [48]. De tels matériaux sont appelés CMC (*Ceramic Matrix Composites*, « Composites à Matrice Céramique ») lorsque les fibres sont des céramiques également, mais ces fibres peuvent aussi être des métaux. Ainsi, lorsque des fibres de SiC sont ajoutées dans une matrice de SiC ( $K_{Ic}$  de 3 à 6 MPa.m<sup>1/2</sup> [47], [48]), la ténacité critique peut monter jusqu'à plus de 20 MPa.m<sup>1/2</sup> [47]. De manière semblable, à l'échelle microscopique, l'ajout d'une phase plus dure que la matrice peut mener au *crack bridging*, un exemple explicite est montré sur la Figure II-9 (d) tandis que l'ajout d'une phase plus ductile peut aider à absorber l'énergie.



**Figure II-9.** Renforcement par fibres (encadré) [47]. (a) Illustration du *crack bridging* avec décollement et arrachement de fibres [48]. (b) Image SEM montrant des fibres arrachées d'une CMC d'alumine/mullite (silicate d'aluminium Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – SiO<sub>2</sub>) avec revêtement AlPO<sub>4</sub> [48]. (c) Image SEM d'une fissure se propageant autour une fibre de Sapphikon® (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) dans une vitro-céramique CAS (*Calcium AluminoSilicate*) [48]. (d) *Crack bridging* autour d'une particule TiB<sub>2</sub> dans une céramique SiC – TiB<sub>2</sub> [49].

La deuxième méthode, Figure II-10 (encadré), joue sur la thermodynamique en ajoutant une seconde phase dans la matrice céramique capable de se transformer sous l'effet d'une augmentation de contrainte (Figure II-10 (b)). Cette transformation fait décroître les contraintes en pointe de fissure autour d'une *process zone* (Figure II-10 (a)), ce qui ralentit la propagation, comme cela est observé pour les métaux où la *process zone* est due à de la plasticité en pointe de fissure [47]. Ainsi, l'alumine peut monter de 4 à 8 MPa.m<sup>1/2</sup> [47] avec l'addition de particules de zircon stabilisée à l'yttrium (ZrO<sub>2</sub> – Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) qui se transforme d'un système cristallin tétragonal à monoclinique sous l'effet d'une contrainte.

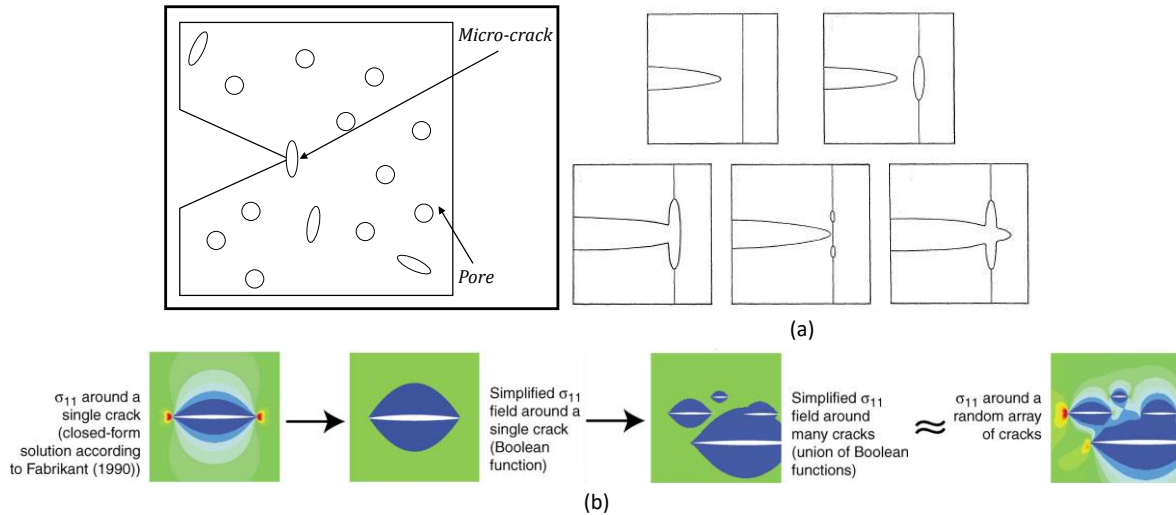


**Figure II-10.** Résilience par transformation de phase (encadré) [47]. (a) Illustration dans une céramique, *process zone* [48]. (b) Illustration dans une céramique, particules ZrO<sub>2</sub> [48].

Enfin, une troisième méthode, Figure II-11 (encadré), introduit volontairement des défauts (micro-fissures, pores de taille contrôlée) dans le matériau. Activé, un pore (ou une micro-fissure) agit comme un



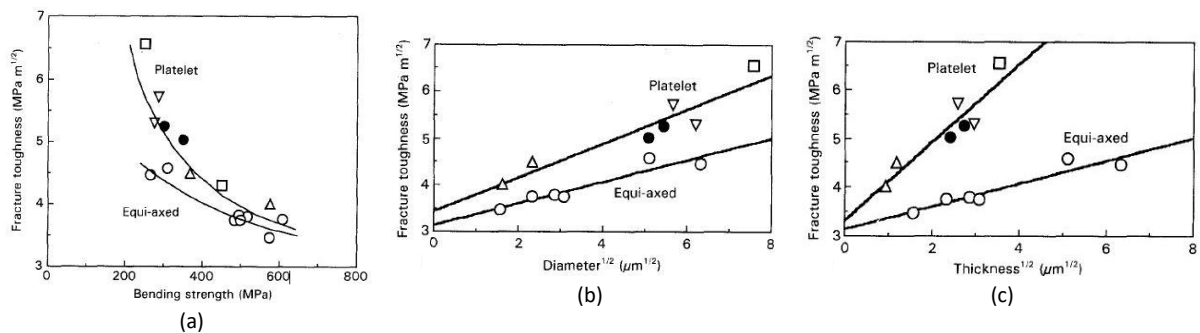
stoppeur de fissure local selon le mécanisme de Cook-Gordon, Figure II-11 (a), et comme un fusible (quand une fissure s’y initie) créant dans son voisinage une *process zone* qui va absorber de l’énergie. Autour de chaque fissure dans ce cas-ci, un état de contraintes de relâchement est occasionné, Figure II-11 (b). Pour de hautes vitesses d’impact, l’énergie d’impact peut même être dissipée par effondrement de porosité [17], [50].



**Figure II-11.** Résilience avec défauts (encadré). (a) Interaction entre une fissure et un plan de fragilité, illustrant le mécanisme de Cook-Gordon [51]. (b) Champ de contraintes, dans la direction normale, autour de fissures (dites *penny-shaped*) d’une microstructure soumise à un chargement normal éloigné [52].

L’influence des grains, sans forcément parler de leur taille, mérite d’être approfondie. Koyama, Nishiyama et Niihara (1994) [53] ont enquêté non pas seulement sur la taille des grains mais sur la morphologie des grains pour des échantillons d’alumine, en comparant des grains équiaxes (même taille dans toutes les directions) avec des plaquettes (longueurs anisotropes).

La ténacité a augmenté jusqu’à  $6,6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  pour l’ $\text{Al}_2\text{O}_3$  avec plaquettes contre  $4,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  pour l’ $\text{Al}_2\text{O}_3$  avec grains, Figure II-12.



**Figure II-12.** Évolution de la ténacité d’alumine pour deux types de grains, en fonction (a) de la contrainte de flexion, (b) du diamètre et (c) de l’épaisseur (les symboles correspondent à différents dopages) [53].

Ce type de morphologie des grains peut se retrouver dans la nature ; ainsi sont introduits les matériaux naturels. Parmi eux, la nacre, joliment appelée *mother-of-pearl* en anglais<sup>5</sup>.

<sup>5</sup> *Mother-of-pearl* : Fait référence aux perles trouvées dans certains mollusques bivalves (e.g. les huîtres). Une perle est en réalité un corps étranger qui, après être entré et avoir irrité l’intérieur d’un mollusque, a été recouvert d’une ou de plusieurs couches de nacre. Contrairement à l’idée reçue, une perle n’est pas forcément parfaitement circulaire (ni toujours blanche), elle peut être de forme irrégulière, désignée alors comme perle baroque.

## II.2 Bio-mimétisme

La ténacité des céramiques est d'une importance majeure pour constituer des blindages plus performants à l'égard des fissures. Pour comprendre si la fragmentation influence les performances balistiques, le développement d'un matériau à blindage à forte ténacité mérite d'être étudié.

### II.2.1 Matériaux bio-inspirés : généralités sur la microstructure « BM »

Les matériaux biologiques adoptent une microstructure qui a attiré l'attention des chercheurs. La microstructure des matériaux biologiques présente des propriétés mécaniques exceptionnelles *i.e.* rigidité élevée, résistance élevée et résilience élevée, tout en conservant une densité faible (masse volumique autour de  $3000 \text{ kg.m}^{-3}$  [54]). Pourtant, ils sont fabriqués à partir de polymères et de minéraux naturels relativement faibles pris individuellement mais permettant, malgré tout, d'achever des performances supérieures lorsque ces mêmes matériaux synthétiques sont combinés [54]. Des cartographies de propriétés matériaux sont montrées en *annexe A.1*. Ces performances supérieures viennent, en effet, de la microstructure complexe qui est adoptée, telle que des structures laminées organiques/inorganiques ou encore la présence d'éléments poreux et fibreux, et également de l'interaction entre chaque constituant [54]. Un des matériaux ayant suscité l'attention des ingénieurs matériaux concerne la nacre, un composite renforcé par des plaquettes. D'autres bio-microstructures peuvent être consultées dans la *review* écrite par Chen *et al.* (2008) [54] traitant de la structure et des propriétés mécaniques de plusieurs matériaux biologiques. La nacre est faite de carbonate de calcium  $\text{CaCO}_3$  (minéraux de calcite ou d'aragonite [55]) et d'une matrice organique faite d'acides  $\alpha$ -aminés (acide aspartique, cystéine, glycine, alanine [55], polysaccharide [56]) qui couvre la couche de surface de nombreuses espèces de coquillages. C'est le cas du mollusque *Abalone* (« Haliotis »), Figure II-13. Comme noté par Chen *et al.* (2008) [54], la nacre adopte une structure hiérarchique de complexité grandissante au fur et à mesure que la taille d'échelle devient petite, comme les autres matériaux biologiques. L'architecture nacréée est construite avec des « briques » de plaquettes empilées (~ 500 nm d'épaisseur chez l'Haliotis [54]) et collées à leurs interfaces avec un « mortier » organique jouant le rôle de matrice (20 – 50  $\mu\text{m}$  d'épaisseur chez l'Haliotis [54]), d'où le soi-disant nom de microstructure BM pour *Brick and Mortar* signifiant « Brique et Mortier ». De plus, des ponts minéraux inter-plaquettes au sein du mortier aident à faire adhérer les plaquettes entre elles, ce qui contribue à augmenter la résilience [54].

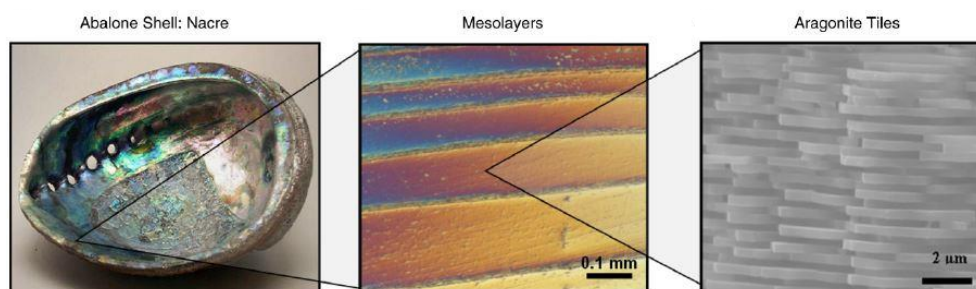
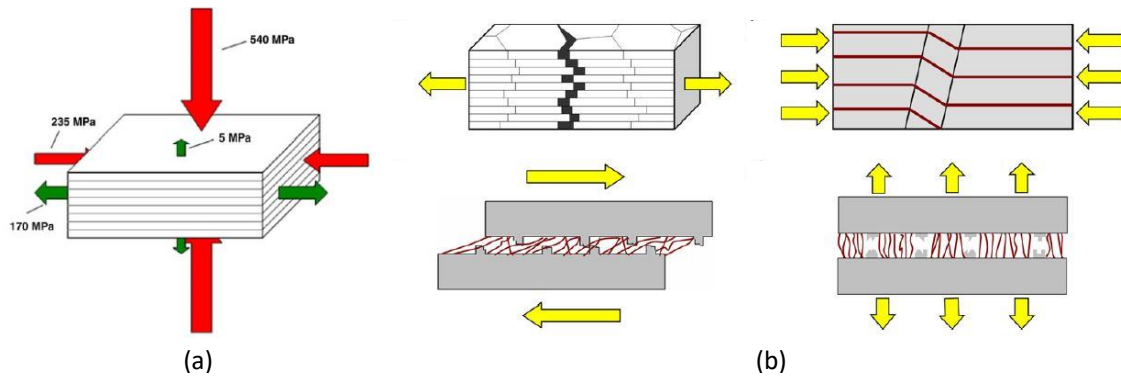


Figure II-13. Structure hiérarchique d'une coquille d'Haliotis aux échelles (gauche) macro-, (centre) méso- et (droite) microscopiques [54].

Les matériaux BM possèdent une matrice composée de céramique  $\text{CaCO}_3$  (95 % massique (%.m) inorganique, 5 %.m organique chez l'Haliotis [54]) dont le comportement devrait être fragile, mais qui contribue à une énergie de rupture 3000 fois plus élevée que celle de la céramique seule. Une telle matrice est anisotrope, ou plutôt orthotrope comme cela est énoncé par Bertoldi, Bigoni et Drugan (2008) [57]. Les travaux de Menig *et al.* (2000) [58] qui ont caractérisé le comportement mécanique des coquilles d'Haliotis sous sollicitations quasi-statiques et dynamiques, et de Chen *et al.* (2008) [54] qui ont décrit l'influence de la microstructure d'une coquille d'Haliotis, aident à comprendre les mécanismes de résistance à l'endommagement comme illustré sur la Figure II-14. Lorsque le matériau est sollicité perpendiculairement aux plaquettes, les modes de rupture sont liés à un tendage par dissociation axiale (si chargement en compression) et à la cassure des ponts entre les couches organiques (si chargement en traction) [54], [58]. Sollicité parallèlement aux plaquettes, les modes de

rupture sont liés à un mode de dissociation axiale et de micro-gauchissement plastique ou entortillement (si chargement en compression) et à du glissement des plaquettes et de la rupture en cisaillement (si chargement en traction) [54], [58]. Les valeurs de contraintes données en Figure II-14 sont observées en quasi-statiques. En compression dynamique, les valeurs de contraintes de la microstructure BM de l'Halotus sont 50 % plus élevée [57].



**Figure II-14.** (a) Résistance en compression ( $\sigma_c$ ) et en tension (résistance ultime  $R_m$  ou  $\sigma_t$ ) sous différentes directions de chargement [54]. (b) Mécanismes de rupture pour différentes conditions de chargement : (coin supérieur gauche) traction parallèle, (coin supérieur droit) compression parallèle, (coin inférieur gauche) cisaillement parallèle, (coin inférieur droit) traction perpendiculaire [54].

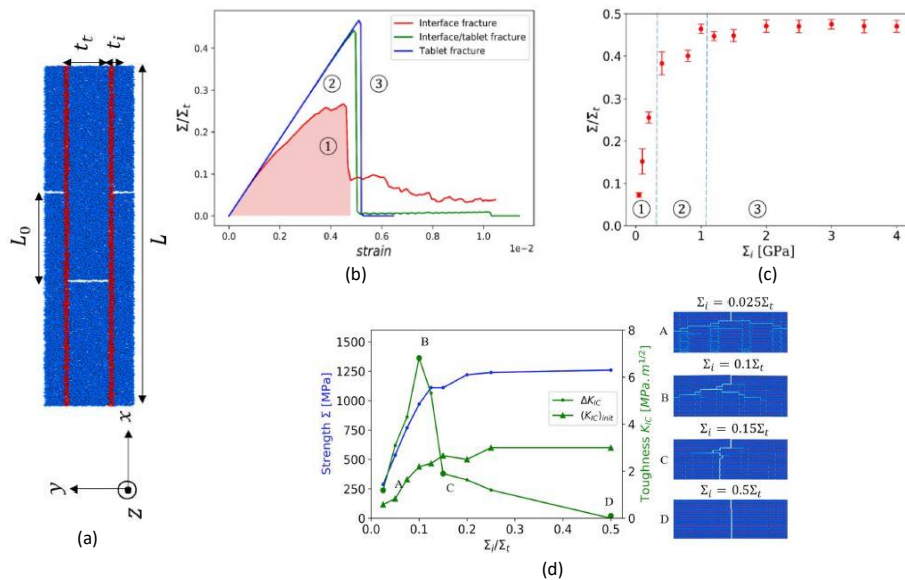
La couche organique joue un rôle significatif sur le développement de l'endommagement puisque c'est elle qui conduit à des mécanismes de déformation plastique et à un mécanisme de déviation de fissure [56]. Radi *et al.* (2019) [59] ont réalisé des simulations numériques mésoscopiques de la nacre en utilisant la méthode DEM (*Discrete Element Modelling*, « Modélisation par Éléments Discrets ») avec le modèle présenté sur la Figure II-15 (a). Ils ont démontré que le rapport de résistance entre l'interface et les tablettes pilote le mode de rupture. Augmenter la résistance de l'interface (rapport tendant vers 1) mènera à une rupture fragile catastrophique, Figure II-15 (b) et Figure II-15 (c). La Figure II-15 (d) met en évidence le fait qu'un optimum existe entre les résistances de l'interface et des plaquettes.

En outre, la palourde de la rivière du Rio Araguaia au Brésil, qui est un autre mollusque à revêtement BM, possède elle aussi une couche nacrée mais pas identique à celle de l'Halotus : trois fois plus épaisse, deux fois plus longue, moins uniforme, et avec une quantité d'interface organique moindre. Chez cette palourde, le matériau se comporte comme unagile sans les mécanismes de résilience observés avec l'Halotus. Plus de détails sur le rôle de la phase polymérique – ou même métallique depuis le papier de Wat *et al.* (2019) [60] – sont donnés dans Mayer (2011) [61], Khayer Dastjerdi, Rabiei et Barthelat (2013) [62], Niebel *et al.* (2016) [63] et Aoyanagi et Okumura (2019) [64]. Par ailleurs, le nombre de nano-ponts par tablettes a également une influence sur la ténacité (à l'initiation  $K_{Ic}$  et à la propagation  $K_J$ ), où un idéal doit être trouvé ; Radi *et al.* (2020) [65] l'estiment autour de 18, ce qui ne correspond pas à la nacre naturelle (environ de 40) mais sans doute lié au fait que les ponts ne sont pas de même nature entre la nacre naturelle et la nacre de laboratoire.

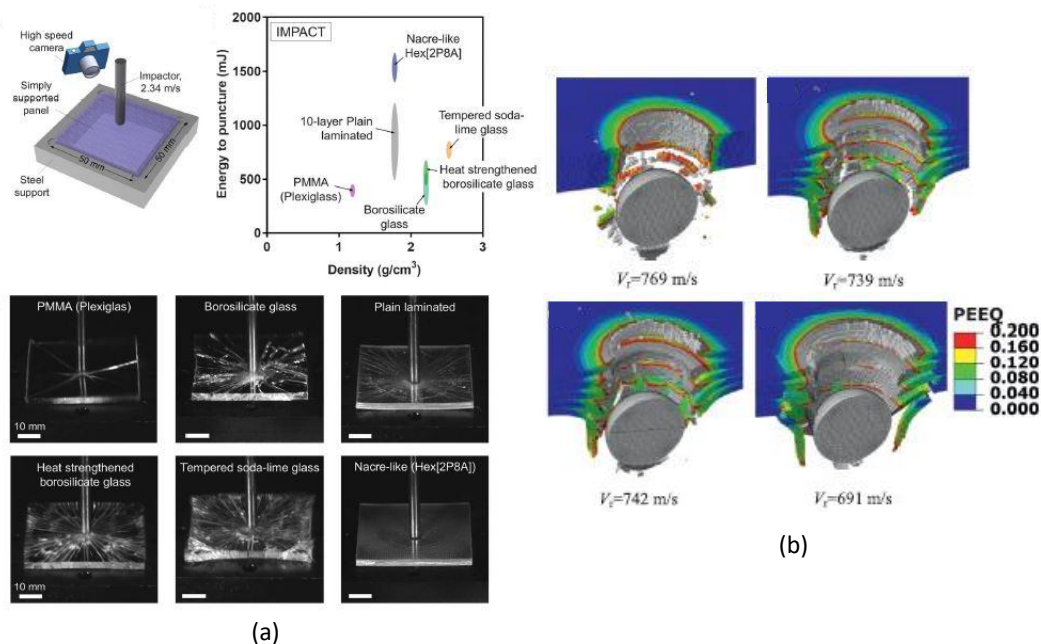
Yin, Hannard et Barthelat (2019) [66] ont évalué la résistance à l'impact par chute de poids sur un verre qui copie la microstructure de la nacre. Cette nuance est faite de plaques de verre de borosilicate (épaisse de 0,220 mm), gravées par laser pour reproduire à la fois les contours des plaquettes et laisser une interface faible (épaisse de 0,04 mm). Ces plaques sont empilées avec des interfaces d'éthylène-acétate de vinyle (épaisse de 0,125 mm). Le matériau reproduit le « mécanisme de glissement des plaquettes », deux à trois fois plus important en terme d'absorption d'énergie que le verre laminé ou que le verre revenu.

Un modèle numérique 3D aux éléments finis d'un blindage inspiré de la microstructure BM a été développé par Grujicic, Ramaswami et Snipes (2016) [67] avec des tablettes de  $B_4C$  et des couches de polyurée à l'interface. Un autre modèle a été développé par Flores-Johnson *et al.* (2014) [68] en utilisant différentes configurations que sont un volume d'un seul bloc, des plaques multicouches planes, multicouches ondulées, multicouches reliées avec une résine époxy à l'interface (similaires à la nacre), dans un alliage d'aluminium 7075.

Les deux modèles ont conclu à des performances balistiques meilleures que celles de leurs homologues monolithiques, mais aucune donnée expérimentale ne permet de confirmer ou d'infirmer leurs résultats. De plus, Flores-Johnson *et al.* (2014) [68] nuancent les résultats à partir d'une certaine épaisseur plus épaisse (plaques de 7,5 et 9,6 mm contre 5,4 mm) qui n'apporte pas d'amélioration significative. De plus, alors que pour des vitesses élevées l'endommagement peut être diffus avec de la déformation plastique, Flores-Johnson *et al.* (2014) [68] revoient cette amélioration pour des vitesses d'impact faibles. En effet, l'aluminium simulant la (micro-)structure de la nacre donne des résultats moins bons, ce qui est attribué à une résistance à la flexion inférieure par rapport au bloc monolithique.



**Figure II-15.** (a) Modèle DEM d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER) de la microstructure BM ( $i$  : interface),  $t$  : tablet (« tablette » ou « plaquette ») [59]. (b) Courbes contrainte-déformation typiques pour trois résistances d'interface (200, 1200 et 1400 MPa) dévoilant graduellement trois modes de rupture : (1) fracture à l'interface, (2) fracture interface/tablette, (3) fracture de la tablette [59]. (c) Résistance macroscopique associée à (b) [59]. (d) Résistance, initiation de la fissure et propagation de la fissure pour différentes résistances d'interface [65].



**Figure II-16.** (a) Montage expérimental, énergie de perforation et essais d'impact de chute sur différents panneaux (Plexiglas® (Polyméthacrylate de méthyle (PMMA)), verre borosilicaté plat, laminé, renforcé et revenu, microstructure nacrée) capturés avec une caméra ultra-rapide [66]. (b) Vitesses résiduelles comparées entre différentes configurations d'aluminium (bloc, laminé, laminé avec courbure, nacrée) (PEEQ : *Plastic Epsilon Equivalent*, Déformation  $\epsilon$  Plastique Équivalente) [68].

La nacre reste un matériau encore récent et peu de recherche existe sur les propriétés dynamiques à hautes vitesses de déformation pour application balistique. À la connaissance de l'auteur, aucune technique expérimentale n'a été employée pour évaluer la fissuration d'une microstructure BM, à l'exception d'un essai d'impact sur tranche sur un  $\text{Ti}_3\text{SiC}_2$  nano-couches (phase MAX). Les caractéristiques liées à la fissuration d'un matériau nacré seront étudiées en profondeur dans les chapitres 5 et 6.

## II.2.2 Synthèse d'une microstructure BM

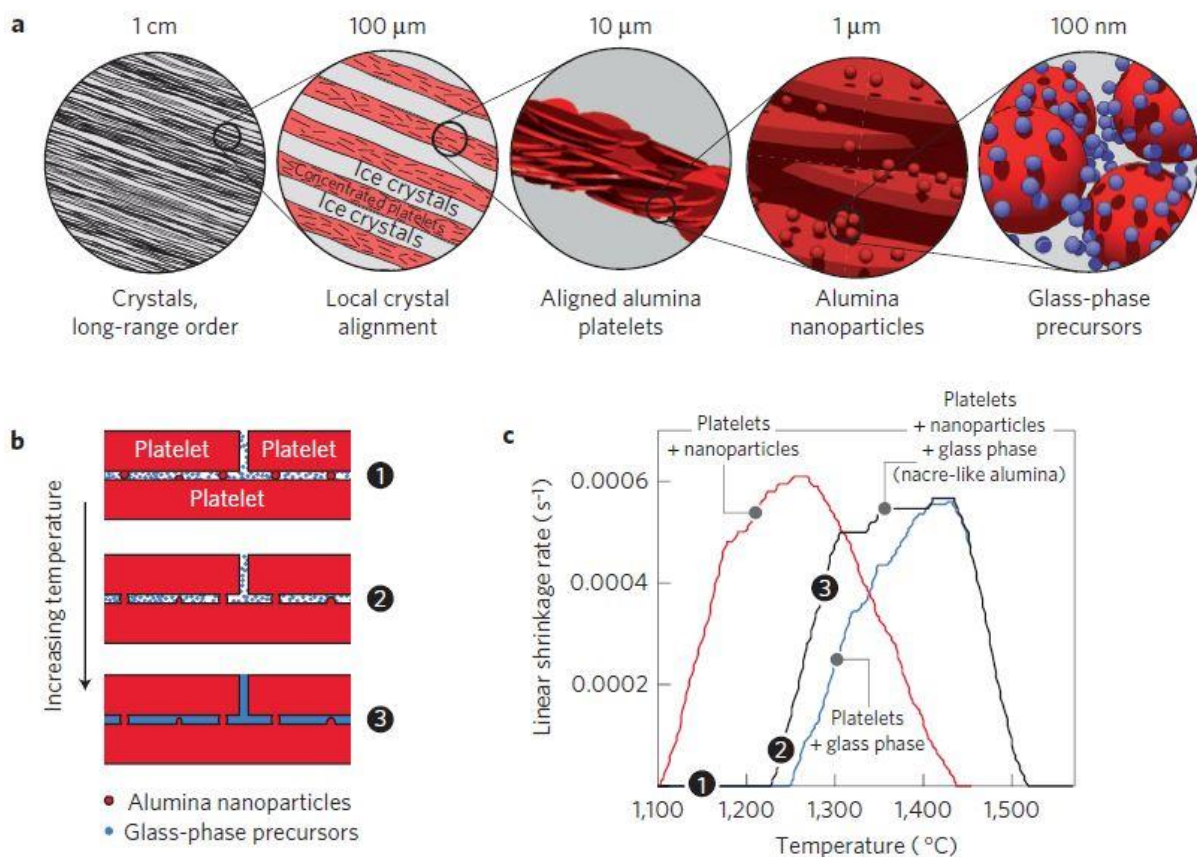
Bouville *et al.* (2014) [69] ont développé une nacre artificielle, incluant la microstructure BM, entièrement minérale, de composition volumique 98,5 % vol en  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 1,3 % vol en  $\text{SiO}_2$  et 0,2 % vol en  $\text{CaO}$ . Le mortier, qualifié de matrice, est fait d'une phase vitreuse (amorphe) en  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , les plaquettes correspondent également à de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et les ponts sont en partie maçonnés à partir de nanoparticules d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Cette nacre synthétique n'est donc pas un composite céramique/polymère mais un composite céramique/céramique essentiellement fait d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . En effet, la présence d'une phase en polymère (mortier des nacres naturelles) apporte de la résilience mais au détriment d'une baisse de résistance (pointé du doigt par Munch *et al.* (2008) [70]) et du recours à de hautes températures [69].

Durant la technique de préparation de la céramique dite *ice-templating*, les procédés de *freeze-casting* (« moulage par congélation ») et *-drying* (« lyophilisation ») ont été utilisés sur la barbotine. L'*ice-templating* est une technique de congélation directionnelle pour obtenir des cristaux de glace parallèles à grande échelle. La croissance des cristaux de glace agit comme une force pilotante pour l'auto-assemblage local des plaquettes anisotropes, comme représenté sur la Figure II-17 (a). Ces cristaux de glace sont ensuite retirés par lyophilisation sous vide, la lyophilisation étant l'élimination de l'eau (dessiccation) d'un produit préalablement congelé par transition de phases solide/gazeux (sublimation) au lieu de liquide/gazeux (vaporisation, séchage conventionnel), gardant ainsi la forme initiale du produit. Des informations supplémentaires sur l'*ice-templating* sont fournies dans Deville (2018) [71], dont l'auteur a également rédigé un site (2011) [72] sur la technique (Figure II-18). Plus de détails sur tout le procédé sont également consultables dans [73]. Le frittage de l'échantillon poreux à 86 % obtenu après *ice-templating* se fait par SPS (*Spark-Plasma Sintering* ou « Frittage par Étincelage »), aussi connu par le terme FAST (*Field-Assisted Sintering Technique*, « Technique de Frittage Sous Champ électrique »). Par rapport au frittage conventionnel, la technique SPS<sup>6</sup> produit un échauffement plus homogène, un taux de chaleur plus grand, des grains plus fins et une densité relative plus grande. En SPS, l'élévation de température n'est plus due à une diffusion de chaleur comme dans un four, mais à l'effet Joule *i.e.* production de chaleur par perte d'intensité de courant à cause de la résistance électrique. L'effet Joule se manifeste à cause du moule en graphite (peut aussi être fait en un autre matériau) parcouru par un courant électrique direct. Le développement du frittage du matériau est décrit sur les Figure II-17 (b) et Figure II-17 (c) ; le frittage se fait sous une charge de 100 MPa.

La Figure II-19 détaille et résume les propriétés mécaniques et microstructurales du matériau. La Figure II-19 (a) rend compte des effets synergiques de la nacre. Leur matériau (plaquettes + phase vitreuse + nanoparticules pontantes) fut testé en flexion 3-points et comparé avec deux autres matériaux « partiellement » nacrés. Le premier matériau, ayant une microstructure partielle à celle de la nacre, possède les plaquettes et la phase vitreuse mais n'est pas pourvu de nanoparticules. Ce premier matériau montre une réponse classique fragile même si une ténacité élevée est achevée par rapport aux céramiques conventionnelles d'alumine ( $6,1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  contre  $3,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ). Le deuxième matériau, ayant aussi une microstructure partielle à celle de la nacre, possède les plaquettes et les nanoparticules mais pas de phase vitreuse. Ce deuxième matériau montre une étape résiliente importante avec une déformation à la rupture élevée, mais avec une résistance à la contrainte de rupture plus faible (Figure II-19 (i)). La Figure II-19 (b) illustre la tenue en température (ambiante

<sup>6</sup> Anecdote sur SPS : Le plasma est un état de la matière gazeux et électrique, caractérisé par la présence d'ions chargés ou d'électrons libres. Une fausse idée veut qu'une étincelle de plasma soit créée momentanément entre les particules durant le SPS. Il est intéressant de signaler que le terme de SPS est un abus de langage ; en effet, durant le frittage flash, Hulbert *et al.* (2008) [74] n'ont trouvé aucune évidence de formation de plasma, d'étincelle ou d'arc électrique, d'où le titre catégorique de leur article (*The absence of plasma in "spark plasma sintering"*).

autour de 25 °C et haute à 600 °C) et la stabilité de la propagation de fissure. Selon la Figure II-19 (c), l'intérêt de la microstructure BM est que la ténacité grandit à mesure que la fissure croît en raison des mécanismes de dissipation d'énergie qui s'enclenchent. Ce phénomène de résistance de ténacité qui s'améliore est connu sous le terme de *R-curve effect* qui traduit la résistance à la propagation de fissure d'un matériau. *R* est une énergie en  $J.m^{-2}$ . Elle est considérée comme l'énergie critique de propagation de fissure  $G_{Ic}$  ( $J.m^{-2}$ ) et peut être caractérisée par le paramètre de ténacité « apparente »  $K_{Jc}$  ( $MPa.m^{1/2}$ ). C'est ce dernier paramètre matériau qui est tracé sur la Figure II-19 (c), montrant celui-ci augmenter alors que l'agrandissement de fissure  $\Delta a$  augmente également. Ainsi, la surface de fracture n'est pas caractérisée par un comportement fragile comme c'est le cas dans la Figure II-19 (d) correspondant à un matériau fait seulement de plaquettes et de la phase vitreuse (donc sans nanoparticules et donc sans copier entièrement la microstructure de la nacre). Effectivement, la surface de fracture de la nacre elle-même prend l'aspect visible dans la Figure II-19 (e) témoignant d'une déviation de fissure. Une plus petite échelle (Figure II-19 (f)) révèle de la multi-fissuration et du *crack bridging*. À partir d'une visualisation pointée sur la surface de fracture, les Figure II-19 (g) et Figure II-19 (h) montrent une rupture de plaquettes similaire entre la nacre naturelle (Figure II-19 (g)) et la nacre créée (Figure II-19 (h)). Dans la Figure II-19 (i), les résistances de la nacre reproduite artificiellement et des deux matériaux partiellement nacrés sont comparées. Une alumine de référence est à environ 325 MPa, contre : ~ 275 MPa avec plaquettes + nanoparticules (perte de résistance), ~ 350 MPa avec plaquettes + phase vitreuse (résistance similaire), et ~ 450 MPa pour la nacre de Bouville (gain de résistance). D'un autre côté, dans la Figure II-19 (j), les ténacités critiques à l'initiation et à la propagation (apparente) lors de la fissuration sont comparées pour la nacre de Bouville, à deux températures différentes.



**Figure II-17.** (a) Auto-organisation durant la formation par congélation (formation de la nacre). (b) Représentation schématique du scénario de frittage (en bleu, la phase vitreuse, en rouge, les plaquettes). (c) Retrait linéaire pendant le frittage des trois compositions nacrées (une totalement qui correspond à la mention « plaquettes + nanoparticules + phase vitreuse », deux partiellement), le retrait du matériau qui copie la nacre a lieu entre les deux autres nuances (preuve d'une interaction entre les nanoparticules et les précurseurs) [75].

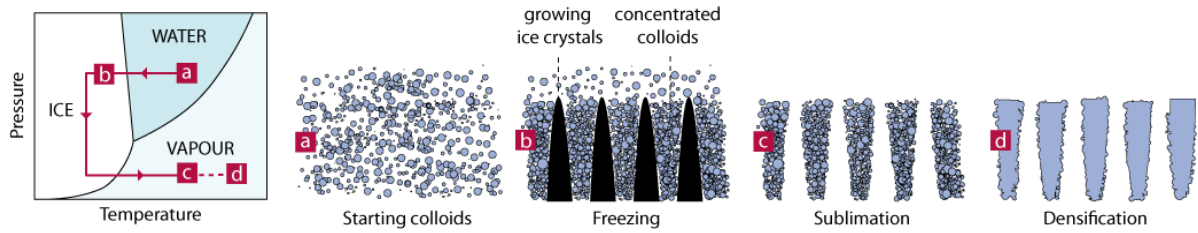


Figure II-18. Principe du *ice-templating*, de gauche à droite : chemin thermodynamique de la sublimation, schéma d'une suspension colloïdale, alignement des plaquettes durant le *freeze-casting*, microstructure après que l'eau ait été retirée, microstructure après frittage [72].

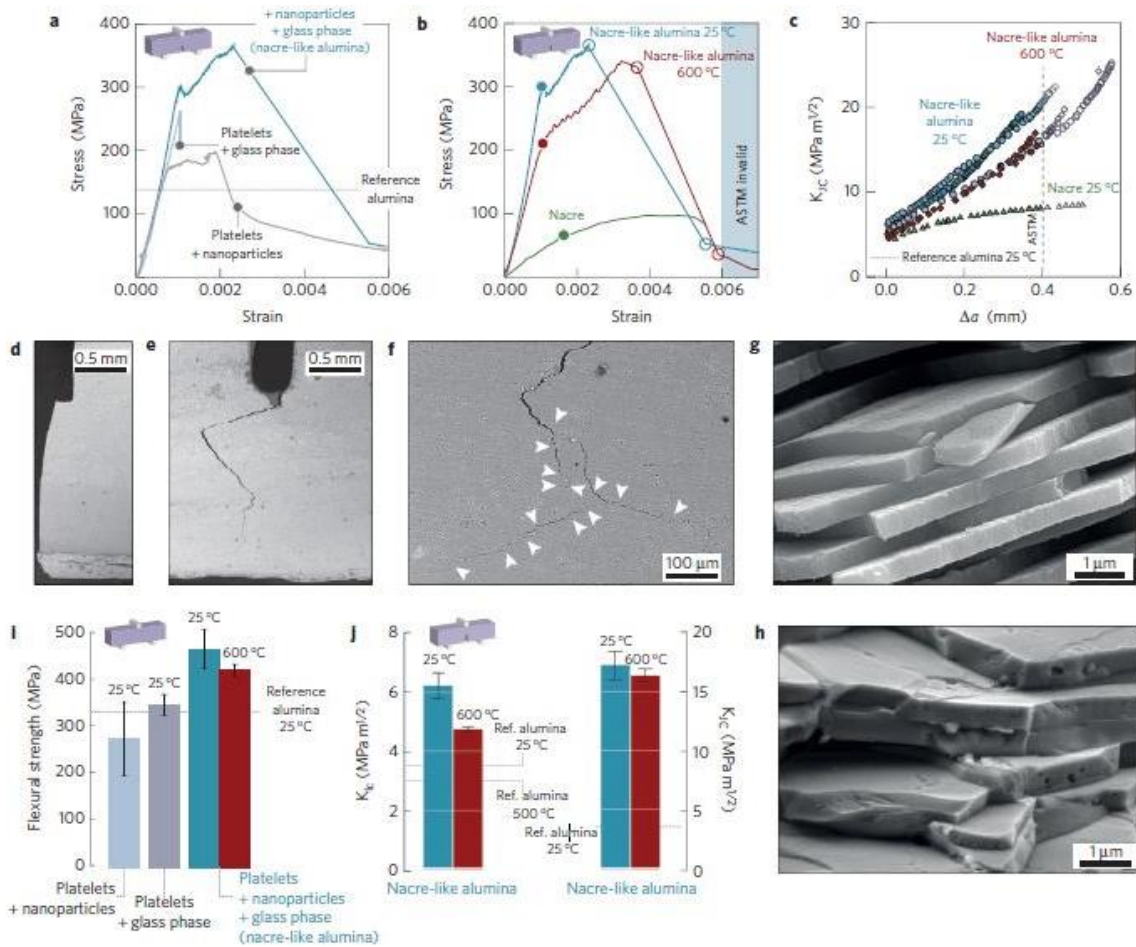


Figure II-19.

- (a) Courbes contrainte vs. déformation de trois compositions nacrées : la composition avec plaquettes et avec 5 % vol de phase liquide présente un comportement fragile, la composition avec plaquettes et avec 3 % vol de nanoparticules présente de la résilience, la composition combinant les deux (plaquettes, 1,5 % vol de phase liquide et 3 % vol de nanoparticules) montre de la résilience notable [69].
- (b) Courbes contrainte vs. déformation de la composition nacrée (pour deux températures) et de la composition nacrée naturelle, les points pleins correspondent à l'initiation d'une propagation de fissure stable, les points vides correspondent au début et à la fin de la propagation d'une fissure instable (rupture catastrophique) [69].
- (c) Ténacité calculée à partir de l'intégrale- $J$  en fonction de l'extension de fissure. La longueur de fissure durant la propagation est la projection de la longueur réelle de la fissure sur la position de l'entaille [69].
- (d) Surface de fracture de la composition fragile (plaquettes et phase liquide, sans nanoparticules) [69].
- (e) Surface de fracture de la composition la plus résiliente (plaquettes + phase vitreuse + nanoparticules) [69].
- (f) Multi-fissuration et *crack bridging* vers le fin du chemin de fissure [69].
- (g) Détails de la surface de fracture de la nacre naturelle [69].
- (h) Détails de la surface de fracture de la nacre non naturelle [69].
- (i) Valeurs de contrainte de flexion de trois compositions nacrées, avec une alumine à grains fins pour référence [69].
- (j) Valeurs de ténacité des nacres naturelle et non naturelle, avec une alumine à grains fins pour référence. La ténacité  $K_{Ic}$  est évaluée à 6,2  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  à température ambiante et 4,7  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  à haute température (600 °C). La ténacité  $K_I$  est évaluée à 17,3  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  à température ambiante et 16,4  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  à haute température (600 °C) [69].

Pour finir, les auteurs distinguent des phénomènes de résilience intrinsèques et extrinsèques comme des mécanismes additionnels permettant de dissiper davantage l'énergie de rupture. La Figure II-20 (a) tout comme la Figure II-20 (b) rendent compte de tels mécanismes. Les phénomènes intrinsèques incluent la résistance inhérente de la matrice, des plaquettes et des ponts de nanoparticules, la visco-plasticité de la matrice et la déviation de fissure à l'interface des plaquettes. Les phénomènes extrinsèques, déclarés comme de la ductilité dite « non vraie » par les auteurs en question, correspondent à la ductilité apparente et résultent de la croissance stable de la fissure. Ces phénomènes illustrent la contribution de chaque constituant de la nacre, à savoir : la déformation visco-élastique de la matrice, la cassure des ponts, le cisaillement inélastique et le glissement frictionnel lors de l'arrachement des plaquettes. Au niveau de la pointe de fissure, la *crack branching* (« ramification de fissure »), *crack bridging*, *multiple cracking* (« multiplication de fissure ») et délamination des plaquettes libèrent localement les hauts niveaux de contraintes.

Enfin, la Figure II-21 (Bouville (2020) [75]) compare les microstructures d'une nacre de la nature (sur les coquillages) avec celle synthétisée. Elles exhibent les mêmes caractéristiques optiques macroscopiques, même si celle synthétisée est plus irrégulière.

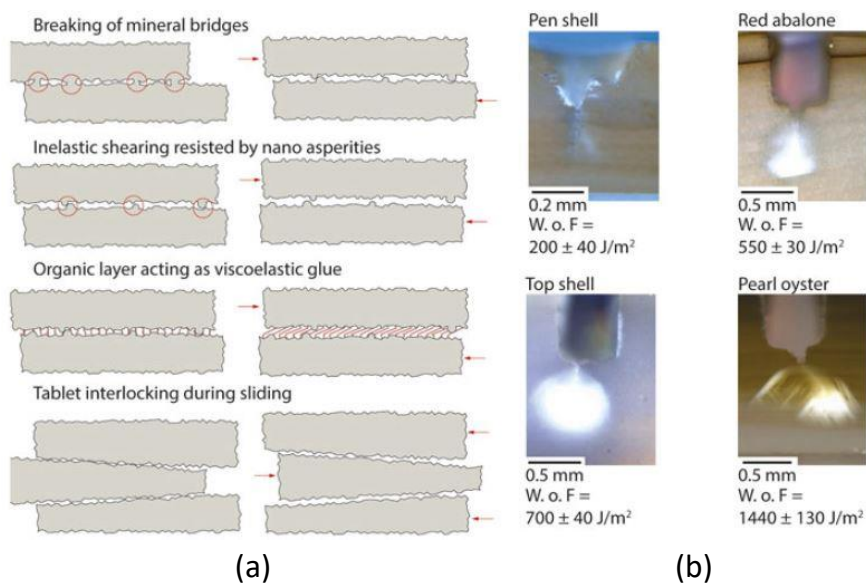


Figure II-20. (a) Mécanismes participant à la ténacité et à la résilience de la nacre [75]. (b) Ruptures et résiliences de plusieurs espèces contenant de la nacre [75].

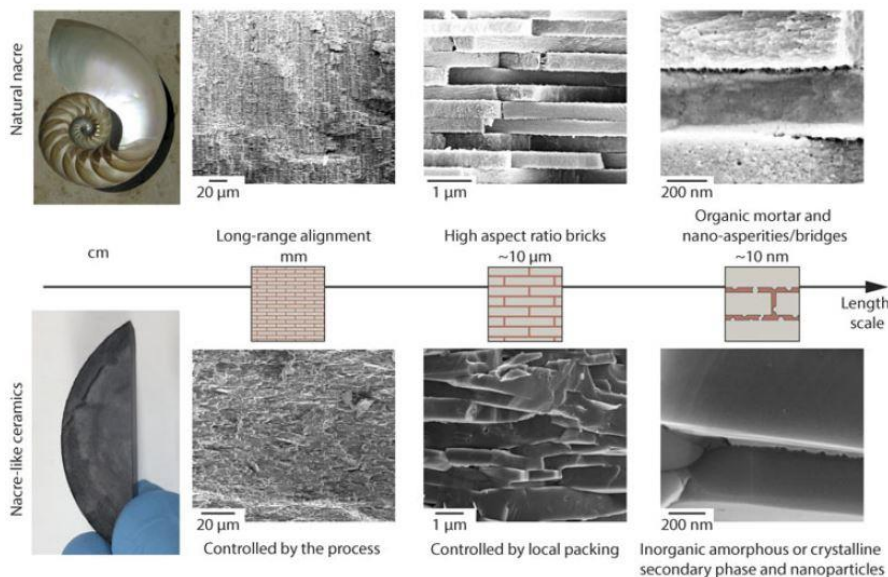


Figure II-21. Stratégie de copie de la hiérarchie de la nacre à différentes échelles de longueur [75].



## II.3 Lien entre microstructure et fragmentation dynamique par simulation numérique

En dynamique, la fragmentation dépend d'une compétition entre augmentation de contrainte et chute de contrainte au voisinage des premières fissures. Ce phénomène dépend de paramètres d'amorçage de fissures et de paramètres liés à la propagation de ces fissures. L'influence de la microstructure sur la fragmentation dynamique est décrite dans le modèle de Denoual-Forquin-Hild (2000, 2010) [76], [77], désigné par le sigle DFH.

### II.3.1 Limite du modèle de Weibull en dynamique pour la fragmentation

Mott (1947) [78] a proposé une théorie pour expliquer l'augmentation du nombre de fragments avec le taux de déformation  $\dot{\varepsilon}$  dans un anneau, communément appelé l'« anneau de Mott », soumis à une expansion radiale et se retrouvant en extension. Il explique que si le matériau constitutif de l'anneau possède une déformation à rupture  $\varepsilon_f$  identique en tout point, alors la rupture aurait lieu sur l'ensemble de la structure et la taille des fragments serait infiniment petite. En réalité, la Figure II-22 ne montre que quelques points de rupture qui se forment à différentes positions angulaires le long de l'anneau à différentes contraintes aléatoires, générant un déchargement (relaxation de contraintes) qui empêche la nucléation de nouvelles ruptures aux alentours. La taille des fragments est en réalité déterminée par  $\dot{\varepsilon}$  et le déchargement. Plus le paramètre  $\dot{\varepsilon}$  est élevé, plus le nombre de fragments est important, d'où la transition entre un régime de fragmentation simple (un ou deux fragments) et un régime de fragmentation multiple (plusieurs fragments).

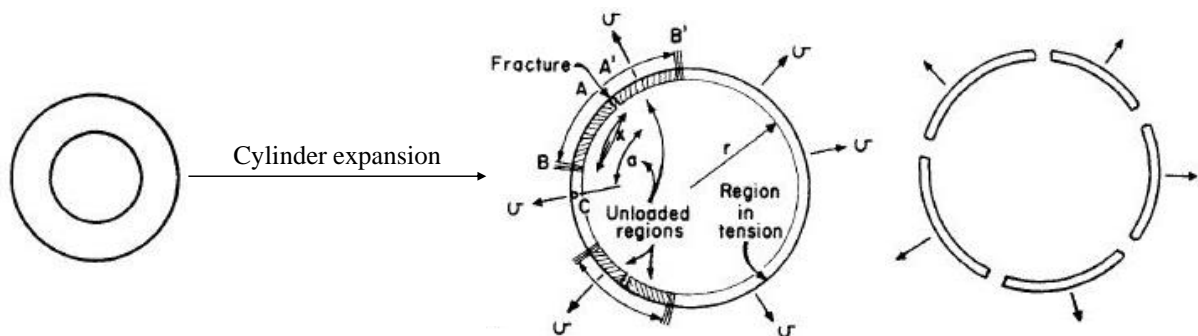


Figure II-22. Fragmentation expliquée dans le « problème de Mott » (adaptée de [47]).

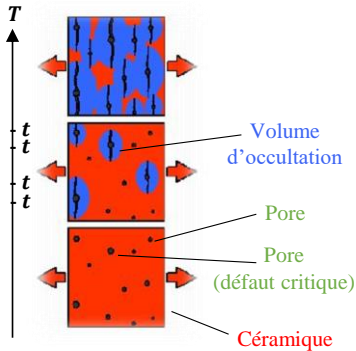
### II.3.2 Mécanismes d'occultation

Un défaut critique s'initie pour une certaine contrainte aléatoire  $\sigma_k$  à un instant  $t$  au point  $P$ , ce qui génère une fissure à l'instant  $T$ . Cette fissure se propage à une vitesse supposée constante au cours du temps. En se propageant, la fissure induit un phénomène de relaxation des contraintes dans un volume noté  $V_0$  appelé volume d'occultation (équation (II-2), Figure II-23). La taille de ce volume  $V_0$  est proportionnelle au cube de la vitesse de fissure  $V_{crack}$  et à un paramètre de forme  $S$  dépendant de  $n$  la dimension de l'espace considéré ; si  $n$  est de 1, 2 ou 3 alors  $S$  peut être pris respectivement égale à 2,  $\pi$  ( $\sim 3,14$ ) ou  $4\pi/3$  ( $\sim 4,19$ ). Quand  $n = 3$ ,  $S$  vaut en réalité 3,74 car le volume occulté par une fissure n'est pas parfaitement sphérique [52]. Si un défaut se retrouve dans la zone espace-temps appelée horizon et correspondant à un cône d'occultation comme schématisé sur la Figure II-23, le défaut ne peut pas s'amorcer. Ce phénomène explique l'augmentation de résistance des matériaux fragiles avec  $\dot{\varepsilon}$  et constitue la base du modèle d'endommagement anisotrope de Denoual-Forquin-Hild (2000, 2010) [76], [77], désigné par le sigle DFH et élaboré par Denoual (1998) [79] et Forquin (2003) [15]. Denoual et Hild (2000) [76] et Forquin et Hild (2010) [77] présentent de manière complète le modèle.

$$V_0(T - t) = S \cdot (V_{crack} \cdot (T - t))^n \quad (II-2)$$

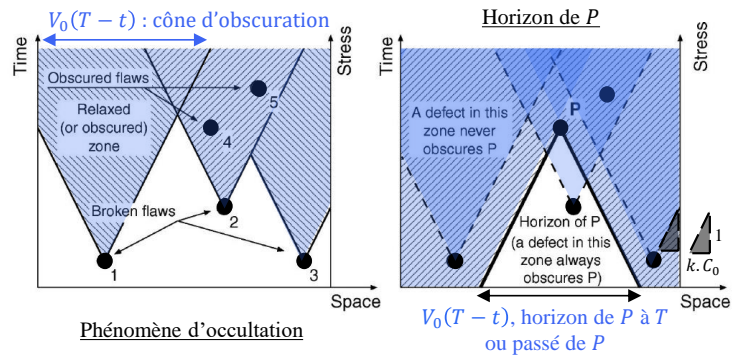
**INITIATION DE FISSURE**

$$\lambda_t(\sigma(T)) = \lambda_0 \cdot (\sigma(T)/\sigma_0)^m$$



**PROPAGATION DE FISSURE ET RÉSILIENCE (RENFORCEMENT)**

$$V_0(T - t) = S \cdot [v_{crack} \cdot (T - t)]^n$$



**Figure II-23.** Développement des volumes d'occultations dans une céramique soumise à un chargement de traction avec une représentation visuelle de la propagation de ces volumes décrivant le phénomène d'occultation et d'horizon des événements d'un défaut P (adaptée de [52], [77]).

### II.3.3 Équations principales du modèle DFH

La variable d'endommagement  $D$  est définie comme égale à la probabilité d'occultation  $P_o$ . En considérant que les nouvelles fissures sont amorcées sur des défauts non-occultés, l'accroissement de la densité de fissures  $\lambda_{cracks}$  est calculée en (II-3) en fonction de l'évolution de la densité de défauts critiques  $\lambda_t$ .

$$\frac{d\lambda_{cracks}}{dt} = (1 - D) \cdot \frac{d\lambda_t}{dt} \quad \text{avec : } D = P_o(T) \text{ et } \lambda_{cracks}(T = 0) = 0 \quad (II-3)$$

En supposant un taux de contrainte  $\dot{\sigma}$  constant et un amorçage des fissures à  $t = 0$ , la fragmentation (simple puis multiple) se termine lorsque tout le volume est occulté. Un temps caractéristique  $t_c$  (cf. annexe A.2.1 pour plus d'informations sur ce paramètre), une contrainte caractéristique  $\sigma_c = \dot{\sigma} \cdot t_c$ , une densité de fissures caractéristique  $\lambda_c = \lambda_t(t_c)$  et un volume caractéristique  $V_c = V_0(t_c) = 1/\lambda_c$  sont définis selon (II-4) tel que  $\lambda_c \cdot V_c = 1$  (avec  $\sigma_0$  et  $\lambda_0$  des paramètres de référence et  $m$  le module de Weibull, généralités en annexe A.2.2).

En considérant toujours une vitesse de chargement  $\dot{\sigma}$  constante, la contrainte macroscopique ultime  $\Sigma_u$  maximale prend la forme analytique en (II-5). La densité de fissures  $\lambda_{cracks}$  prend la forme exprimée selon (II-6) en début de chargement ( $\sigma \ll \sigma_c$ ) et en fin de chargement ( $\sigma \gg \sigma_c$ ) lorsque  $\lambda_{cracks}$  sature ( $\Lambda_\infty$  est alors défini et  $\gamma(\cdot)^7$  la fonction gamma incomplète).

$$\begin{aligned} t_c &= \left( \sigma_0 \cdot \lambda_0^{\frac{1}{m}} \right)^{\frac{m}{m+n}} \cdot (\dot{\sigma})^{-\frac{m}{m+n}} \cdot \left( V_{crack} \cdot S^{\frac{1}{n}} \right)^{-\frac{n}{m+n}} & \sigma_c &= \left( \sigma_0 \cdot \lambda_0^{\frac{1}{m}} \right)^{\frac{m}{m+n}} \cdot (\dot{\sigma})^{\frac{n}{m+n}} \cdot \left( V_{crack} \cdot S^{\frac{1}{n}} \right)^{-\frac{n}{m+n}} \\ \lambda_c &= \left( \sigma_0 \cdot \lambda_0^{\frac{1}{m}} \right)^{\frac{m \cdot n}{m+n}} \cdot (\dot{\sigma})^{\frac{m \cdot n}{m+n}} \cdot \left( V_{crack} \cdot S^{\frac{1}{n}} \right)^{-\frac{m \cdot n}{m+n}} & V_c &= \left( \sigma_0 \cdot \lambda_0^{\frac{1}{m}} \right)^{\frac{m \cdot n}{m+n}} \cdot (\dot{\sigma})^{-\frac{m \cdot n}{m+n}} \cdot \left( V_{crack} \cdot S^{\frac{1}{n}} \right)^{\frac{m \cdot n}{m+n}} \end{aligned} \quad (II-4)$$

→ variable = (initiation de fissure). (taux de chargement). (propagation de fissure)

$$\Sigma_u = \sigma_c \cdot \left( e^{-1} \cdot \frac{(m+n-1)!}{m! \cdot n!} \right)^{\frac{1}{m+n}} \quad (II-5)$$

<sup>7</sup>  $\gamma$ : La fonction gamma incomplète, considérant  $z$  un nombre complexe appartenant à  $\mathbb{C}$  tel que sa partie réelle  $Re(z)$  et  $t$  un paramètre, s'expriment ainsi :  $\gamma(z, T) = \int_0^T e^{-t} \cdot t^{z-1} \cdot dt$ .

$$\frac{\lambda_{cracks}}{\lambda_c}(\sigma) = \frac{m}{m+n} \cdot \left( \frac{(m+n)!}{m!.n!} \right)^{\frac{m}{m+n}} \cdot \gamma \left( \frac{m}{m+n}, \frac{m!.n!}{(m+n)!} \cdot \left( \frac{\sigma}{\sigma_c} \right)^{m+n} \right)$$

$$\text{tel que : } \begin{cases} \frac{\lambda_{cracks}}{\lambda_c}(\sigma \ll \sigma_c) = \left( \frac{\sigma}{\sigma_c} \right)^m \\ \frac{\lambda_{cracks}}{\lambda_c}(\sigma \gg \sigma_c) = \left( \frac{(m+n)!}{m!.n!} \right)^{\frac{m}{m+n}} \cdot \Gamma \left( 1 + \frac{m}{m+n} \right) = \Lambda_\infty(m, n) \end{cases} \quad (\text{II-6})$$

Dans le modèle dit « multi-échelle » proposé par Hild, Forquin et da Silva (2003) [80] et Forquin et Hild (2010) [77], la loi d'endommagement est obtenue en utilisant l'équation (II-7) dans laquelle  $\sigma_k$  correspond à une contrainte tirée aléatoirement pour chaque élément fini de volume  $V_{FE}$  le volume d'un élément fini (numérique).

$$\frac{d^2}{dt^2} \left( \frac{1}{1-D} \cdot \frac{dD}{dt} \right) = \frac{d\lambda_t}{dt} \cdot n! \cdot V_{crack} \cdot S \quad \text{avec : } \lambda_t = \begin{cases} 0 \\ \lambda_0 \cdot \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \end{cases} \quad \text{si : } \begin{cases} \sigma \leq \sigma_k \\ \sigma > \sigma_k \end{cases} \quad (\text{II-7})$$

$$\text{et avec : } \sigma_k = \sigma_0 \cdot \left( \lambda_0 \cdot V_{FE} \cdot \ln \left( \frac{1}{1-P_k} \right) \right)^{\frac{1}{m}} \quad \text{et } P_k \in [0,1] \subset \mathbb{R}$$

Finalement, à  $\dot{\sigma}$  constant, la densité de fissures critiques  $\lambda_{cracks}$  est fonction de la vitesse de chargement, de paramètres matériaux (paramètres de Weibull  $\sigma_w$  et  $m$ ) et de paramètres pilotant la croissance des zones d'occultation ( $V_{crack} = k \cdot C_0 \cdot S$  et  $n$ ), plus de précisions en *annexe A.2.3*.

### II.3.4 Anisotropie de l'endommagement

Le modèle DFH est un modèle d'endommagement d'anisotropie. Une variable d'endommagement est définie pour chaque direction principale (I, II et III identifiées par les indices 1, 2 et 3) du tenseur des contraintes. Le tenseur des déformations  $\varepsilon_i$  est relié au tenseur des contraintes macroscopiques  $\Sigma_j$  par le tenseur des souplesses lié à l'endommagement  $S_{ij}^D$  – inverse du tenseur des raideurs  $C_{ij}$  lié au module de Young  $E$  – selon le produit contracté (matriciel) présenté en (II-8) (avec  $\nu$  le coefficient de Poisson et  $d$  un vecteur).

$$\bar{\varepsilon} = \bar{S}^D(D_1, D_2, D_3) \cdot \bar{\Sigma}$$

$$\text{avec : } \bar{S}^D(D_1, D_2, D_3) = \frac{1}{E} \cdot \begin{pmatrix} 1 & & \\ \frac{1}{1-D_1} & -\nu & -\nu \\ -\nu & \frac{1}{1-D_2} & -\nu \\ -\nu & -\nu & \frac{1}{1-D_3} \end{pmatrix}_{(\bar{d}_1, \bar{d}_2, \bar{d}_3)} \quad (\text{II-8})$$

### II.3.5 Application sur des microstructures SiC

Le modèle DFH dépend des paramètres de Weibull et de la vitesse de propagation dynamique de fissure. Des essais d'*Edge-On-Impact* ont été mis en œuvre pour valider le modèle dans les travaux de Rossiquet (2012) [27], de Zinsner (2014) [8] et de Forquin *et al.* (2018) [44]. La fragmentation change selon la microstructure. La Figure II-24 compare les faciès d'endommagement *post-mortem* de quatre céramiques SiC fragmentées, qui ont été infiltrées et polies, avec les champs de densités de fissuration qui sont prévues par le modèle DFH. Ces travaux ont montré une bonne cohérence entre les valeurs numériques des densités de fissures et les observations expérimentales.

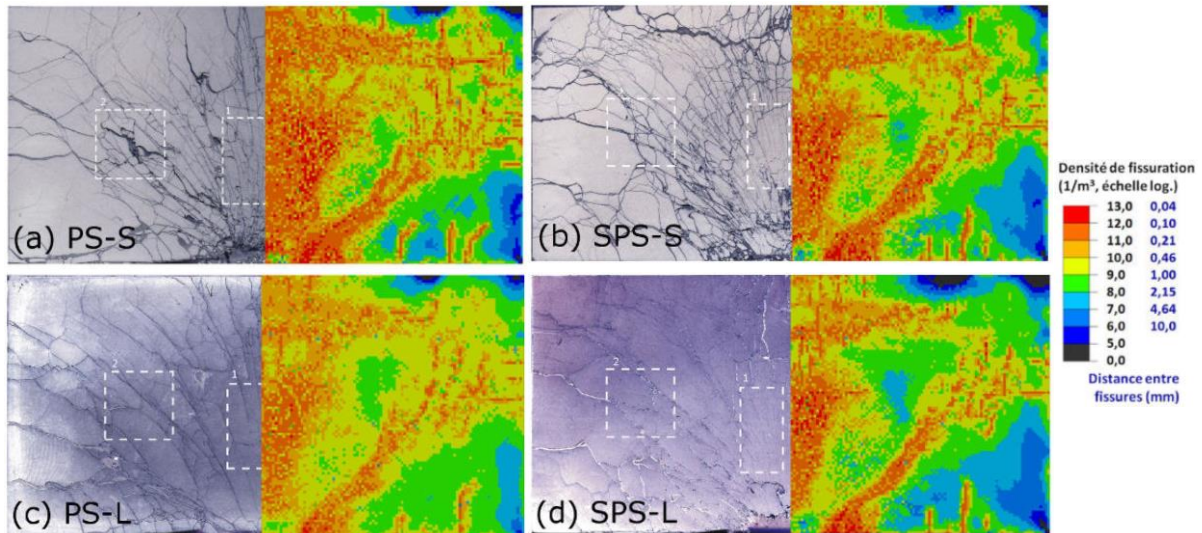


Figure II-24. Comparaison de quatre microstructures SiC (nuances PS-S, SPS-S, PS-L et SPS-L) après impact de type EOI à 175 m/s (adaptée de [8]).

## II.4 Matériaux d'étude

La section « II.1 » a permis de comprendre le rôle des paramètres matériaux (aciers comme céramiques) et le rôle de la microstructure pour des applications balistiques. La fissuration est liée à la ténacité dont la nature et la manière dont elle peut être modulée en fonction de la microstructure ou de l'architecture de la microstructure ont été appréhendées. C'est ainsi que la section « II.2 » a présenté les bio-matériaux aux propriétés de ténacités remarquables, comme la nacre dont s'inspire le matériau novateur désigné « MAINA ». Puis, la section « II.3 » a décrit un modèle de fragmentation pour matériaux fragiles. La section « II.4 » est dédiée à la description des matériaux qui seront étudiés dans la thèse, notamment le MAINA.

### II.4.1 Noyau du projectile

#### II.4.1.1 Présentation

La balle d'API-BZ 7,62 × 39 mm (projectile AP de calibre 7,62 mm monté sur un étui de 39 mm) est faite d'une chemise cuivrée à l'intérieur de laquelle une bague métallique en plomb entoure un noyau en acier, dur et à très haute limite élastique. Un modèle numérique de l'ensemble est montré sur la Figure II-25 (a), le noyau est pris en photo sur la Figure II-25 (b). Ce type de munition, aussi appelée 7,62 Soviet, est tirée dans une cartouche conçue pour le fusil d'assaut AK-47 (*Avtomat Kalachnikova* modèle 47). La masse du noyau testé varie entre 1,9 et 2,0 g lorsque la pointe est érodée (hauteur d'environ 10 mm), tandis que la munition pèse 7,675 g.

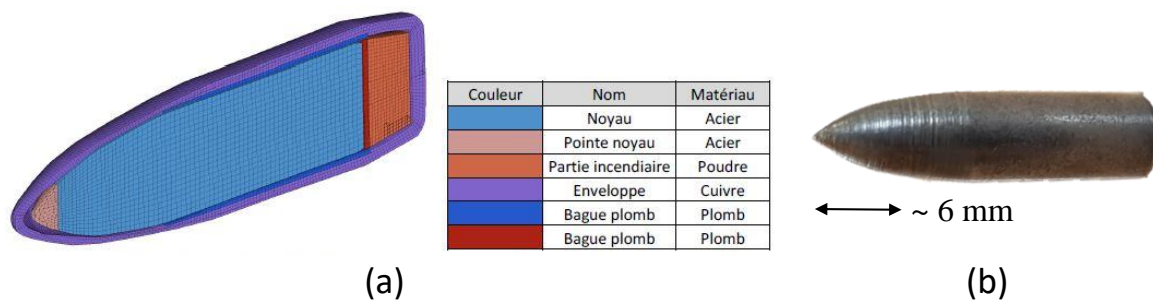


Figure II-25. (a) Modèle numérique de la balle et des matériaux (avec la permission de CEDREM). (b) Noyau de la balle en acier.

Pour cette nuance d'acier allié (nuance dérivée du XC100), les éléments Cr et Ni sont les principaux éléments à effet durcissant, avec des traces de Mn, de Zn, de Co et de W. La composition partielle est donnée dans le Tableau II-1. La quantité de carbone a été déterminée avec un analyseur C/S.

Tableau II-1. Composition chimique de la nuance d'acier utilisée (certains éléments ne sont pas dévoilés).

Élément chimique (symbole)	Composition (%.m)
Fer (Fe)	97,4
Carbone (C) / Soufre (S)	1,160 / 0,008
Silicium (Si)	0,25
Chrome (Cr)	0,23
Nickel (Ni)	0,23

### II.4.1.2 Paramètres

La caractérisation de l'acier est décisive pour deux raisons. Elle permet de développer des modèles et des simulations numériques fiables, et elle permet de développer des blindages capables de le stopper. Pour en déterminer les paramètres matériaux, des essais mécaniques sont réalisés sur différentes géométries. L'entreprise CEDREM (Centre Expertise Dynamique Rapide Explosion Multiphysique) se charge d'extraire le noyau de la balle via une procédure interne. L'entreprise se charge également d'usiner le noyau selon la géométrie demandée par électro-érosion.

Des essais (*cf.* chapitre 3) permettront d'identifier les paramètres du modèle de Johnson-Cook [81], [82] à travers la loi de comportement en contrainte [81] et à travers la loi d'endommagement [82].

La dureté de la balle fournie provient d'essais Vickers à 30 daN, donnant une valeur de  $852 \pm 2 H_{V,30}$ . Pour confirmer cette valeur, la dureté a été remesurée en laboratoire, via des essais Vickers et également des essais Rockwell C (brièvement énoncées dans le chapitre 1), dont le protocole et les valeurs mesurées sont indiquées en *annexe A.3*. La dureté finale a été évaluée à  $793 \pm 45$ .

À titre de comparaison, pour plusieurs projectiles AP 7,62 mm avec noyau en acier, la dureté de l'acier de Savio *et al.* (2015) [83] fait  $765 \pm 7$ , celles de Horsfall, Ehsan et Bishop (2000) [84] fait 870 (Fabrique Nationale 7,62 × 51 mm) et 785 (*US Government Arsenal 30-06 APM2*)

## II.4.2 Alumines : Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> dense et Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> MAINa

### II.4.2.1 Présentation de l'alumine dense

L'alumine de référence sera simplement appelée « alumine » ou « Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ». C'est une alumine dense, pure à 98 % en masse, produite via un procédé classique.

Un procédé classique est décrit plus bas pour mieux appréhender les différences par rapport à un procédé conduisant à la fabrication de la nacre. Une poudre initiale est sélectionnée et préparée pour la mise en forme du matériau. Le *green-body* (la barbotine), qui consiste en une mixture de la poudre céramique avec des additifs organique et inorganique avant cuisson, est mise en forme par pressage uniaxial. L'étape de frittage est de type naturel : le matériau est chauffé sans qu'il n'y ait de fusion (pressage en phase solide) ni de réaction entre les différents constituants (frittage non réactif). Pendant ce temps, alors que le liant polymérique fond, les grains de la céramique se mettent à fusionner et à se souder à leurs joints (c'est la coalescence des grains) et la porosité va être considérablement réduite (c'est la densification, ou la contraction dimensionnelle). Le frittage est réalisé sans assistance de pression (PS). Les aspects physico-chimiques avancés du frittage ne seront pas décrits ici mais sont traités dans la thèse de Rossiquest (2012) [27] et dans des articles des Techniques de l'Ingénieur écrits par Bernache-Assolant et Bonnet (2005a) [85] pour le frittage en phase solide et par Bernache-Assolant et Bonnet (2005b) [86] pour le frittage en phase liquide.

Pour chaque carreau de céramique, des étapes de finition, incluant la rectification, l'usinage et/ou le polissage ont été réalisés par Saint-Gobain. Un contrôle dimensionnel est à chaque fois effectué au laboratoire.

### II.4.2.2 Présentation de l'alumine inspirée de la nacre

L'alumine nacrée sera appelée « Matériau Aluminé Inspiré de la Nacre » ou « MAINa », matériau développé dans le cadre du projet sur la base des travaux de Bouville *et al.* [69] (2014) et décrit dans le brevet WO 2018/141736 "Dense sintered products" (traduit par « Produits frittés denses ») [87]. Les plaquettes proviennent d'une poudre Ronafair® White Sapphire (groupe Merck) avec une taille approximative de 5 à 10  $\mu\text{m}$  et une épaisseur de 500 à 1000 nm. Les nanoparticules qui forment des ponts entre les plaquettes correspondent à de la zircone ( $\text{ZrO}_2$ ) stabilisée à l'yttrium ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) à 3 % mol, venant d'une poudre de TZ-3Y-E® avec une taille approximative de 40 nm [88] selon le fournisseur Tosoh. Les nanoparticules additionnelles plus petites (~ 20 nm), formées de silice  $\text{SiO}_2$  et d'oxyde de calcium CaO de la phase liquide précurseuse, aident à combler les vides restant après frittage. Certaines de ces nanoparticules se déposent à la surface des plaquettes et forment des nano-aspérités responsable d'une partie de la dissipation d'énergie par glissement frictionnel lors de l'arrachement des plaquettes et de la cassure des ponts. En termes de composition massique, ce matériau a une composition de 94,7 % en  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 4,0 % en  $\text{ZrO}_2$ , 0,75 % en  $\text{SiO}_2$ , 0,25 % en CaO. Le pourcentage restant de 0,3 correspond à d'autres éléments (dont MgO présent à moins de 0,1 %).

La stratégie de mise en forme et les processus de fabrication peuvent être divisés en trois étapes.

Préparation de la poudre dans un colloïde<sup>8</sup> aqueux : Il s'agit de mixer un dispersant anionique (Darvan® 7NS (Vanderbilt Minerals), méthacrylate de méthyle de sodium) avec des additifs dans de l'eau déminéralisée contenant la suspension de poudres nanométriques ( $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$ , carbonate de calcium  $\text{CaCO}_3$ ). Le tout est agité dans un tourne-jarre avec des billes d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  jusqu'au lendemain pendant au moins 12 heures afin d'assurer une bonne désagglomération. Ensuite, les plaquettes d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  sont ajoutées 3 heures avant la fin du cycle, évitant tout excès de cassure par le broyage, avec un épaississant (Carbopol® EDT 2691 (Lubrizol Corporation)).

Congélation de la barbotine : La barbotine est coulée dans un récipient en acier inoxydable. Le récipient est plongé dans de l'azote liquide pour une congélation rapide (autour de 20 minutes) dans le but de créer des cristaux de glace. La barbotine, maintenant congelée, est lyophilisée pendant environ 5 jours. Le produit intermédiaire, un bloc déshydraté sec avec de faibles propriétés mécaniques, est broyé à l'aide d'une presse à main avant d'être tamisé à 1 mm pour éliminer les plus gros agglomérats.

Traitement thermique, suivi d'un frittage SPS assisté par la pression : En premier lieu, la poudre broyée est placée dans un four, avec une montée à 50 °C/h jusqu'à 450 °C pendant 1 h. Afin d'enlever les éléments organiques et de permettre le pré-frittage des nanoparticules sur les plaquettes (*i.e.* leur adhésion), la poudre est montée à 100 °C/h jusqu'à 900 °C avant d'être refroidie à -300 °C/h. Les nanoparticules frittent à une température plus basse que celle nécessaire pour les plaquettes en raison de leur plus grande surface spécifique. Les particules de  $\text{ZrO}_2$  ne se dissolvent pas complètement dans la phase vitreuse car elles ont moins de temps pour le faire durant la densification de la pièce céramique. Il se peut aussi que les particules de  $\text{SiO}_2$  et de CaO retardent la densification des nanoparticules de  $\text{ZrO}_2$  en empêchant leur contact avec les plaquettes. En deuxième lieu, suivant ce traitement thermique, la poudre est placée dans une matrice cylindrique en graphite et pressée à 5 MPa. Ensuite, le moule est placé dans un autre four, avec une montée en température à 100 °C/h, et fritté par SPS autour de 1500 °C à 50 MPa. Après le frittage, les plaquettes sont alignées entre elles.

### II.4.2.3 Paramètres matériaux « physiques »

Les paramètres matériaux physiques sont indiqués dans le Tableau II-2.

Les masses volumiques sont arrondies par rapport aux fiches de données matériaux à disposition (masses volumiques théoriques  $\rho_{th}$  de 3890  $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$  pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et de 3933  $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$  pour MAINa). La porosité de

---

<sup>8</sup> Colloïde : Mélange (homogène) d'une ou plusieurs substances dispersées dans une autre, formant un système métastable à deux phases séparées et sensible aux faibles variations énergétiques. Ici, des particules solides sont dispersées dans un liquide : c'est un sol.

l' $Al_2O_3$  est déduite de sa pureté en masse ( $100\% - 98\% = 2\%$ ). Celle du MAINa a été estimée en comparant les masses volumiques, théorique vraie ( $4032\text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ) et expérimentale ( $3933\text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ). La porosité des deux matériaux considérés dans cette étude est sensiblement la même. La taille de pore est estimée à partir d'images MEB et d'images tomographiques d'échantillons cassés après essais de flexion 3-points. Enfin, les tailles relatives aux grains (pour  $Al_2O_3$ ) et aux plaquettes (pour MAINa) ont été fournies par Saint-Gobain à partir d'images MEB. Les images obtenues de la microstructure sont visualisées sur la Figure II-26.

Tableau II-2. Propriétés physiques des deux nuances d' $Al_2O_3$  (données 3SR et Saint-Gobain).

Nuance	Masse volumique $\rho$ ( $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$ )	Porosité $p$ (%)	Taille de pores $d_p$ ( $\mu\text{m}$ )	Taille de grains ( $Al_2O_3$ ) / plaquettes (MAINa) $d$ ( $\mu\text{m}$ )
$Al_2O_3$	3900	~ 2	~ 2	2,6
MAINa	3930	~ 3	~ 2	5 – 10 (diamètre) 0,5 – 1 (épaisseur)

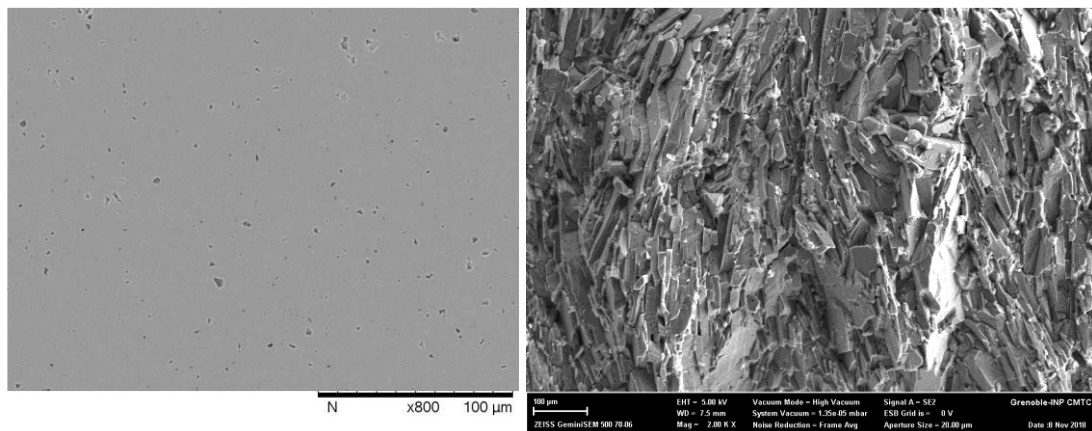


Figure II-26. Images MEB de l' $Al_2O_3$  (avec la permission de Saint-Gobain, sur la gauche) et MAINa (sur la droite, note : l'image du MAINa a été prise après un essai de rupture dynamique).

#### II.4.2.4 Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques sont rassemblées à la fois dans le Tableau II-3 et dans le Tableau II-4. Les différents moyens expérimentaux pour obtenir ces valeurs sont présentés sur la Figure II-27.

Concernant la dureté, un micro-duromètre Buehler 6030 produisant des indentations Vickers a été utilisé selon la norme NF EN 843-44<sup>9</sup>. Les échantillons sont préalablement intégrés dans une résine puis polis. La dureté de l' $Al_2O_3$  a été testée avec des charges de 0,2 kg ( $H_{V,0,2}(Al_2O_3) = 1735 \pm 75$ , donnée fournisseur : ~ 1530) et de 1 kg ( $H_{V,1}(Al_2O_3) = 1641 \pm 61$ ) ; la valeur obtenue avec une charge de 0,2 kg sera considérée. La dureté de la nacre a, elle, été testée avec une charge de 0,1 kg ( $H_{V,0,1}(MAINa) = 1600$ ). Dans le Tableau II-3, les valeurs de dureté sont converties en GPa. Effectivement, partant de l'unité de la dureté  $H_V$  qui est le kilogramme-force par millimètre carré et sachant que  $1\text{ kg}_f = 9,806\ 65\text{ N}$ , la valeur de dureté du MAINa, par exemple, est calculée comme suit :  $H_V(MAINa) = 1600 = 1600\text{ kg}_f\cdot\text{mm}^{-2} \sim 15691\text{ N}\cdot\text{mm}^{-2} \sim 15,7\text{ GPa}$ .

Concernant le module de Young, une méthode de mesure par résonance a été employée pour l' $Al_2O_3$  selon la norme ASTM C 1259<sup>10</sup>. Soumises à une impulsion mécanique, les fréquences de résonance en mode

<sup>9</sup> NF EN 843-44 : "Mechanical properties of monolithic ceramics at room temperature - Part 4: Vickers, Knoop and Rockwell superficial hardness" (« Propriétés mécaniques des céramiques monolithiques à température ambiante – Partie 4 : duretés Vickers, Knoop et Rockwell superficielle »).

<sup>10</sup> ASTM C 1259 : "Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio for Advanced Ceramics by Impulse Excitation of Vibration" (« Méthode d'Essai Normalisée pour le Module de Young Dynamique, le Module de Cisaillement, et le Rapport de Poisson pour Céramiques Avancées par Excitation d'Impulsion de Vibration »).

vibratoire de flexion ont été mesurées et analysées sur des barrettes de flexion (aussi appelées barrettes MOR pour *Modulus Of Rupture*) pour calculer le module dynamique en flexion (estimé comme étant le module de Young). De même, les fréquences de résonance en mode vibratoire de flexion et de torsion d'échantillons rectangulaires de même taille ont été mesurées et analysées pour calculer le même module dynamique. Pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 356 GPa sont trouvés avec le premier mode de vibration, 369 GPa avec le deuxième mode de vibration (cette deuxième valeur sera retenue car les plaquettes rectangulaires permettent d'atteindre les deux modes de vibration). La donnée du fournisseur est de 370 GPa. Le module de Young du MAINa a été déduit des courbes de flexion, la valeur est de 344 GPa.

Enfin, à partir des modules dynamiques de torsion obtenus par résonance d'éprouvettes rectangulaires en mode vibratoire de torsion, donnant  $G = 154$  GPa pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et  $G = 136$  GPa pour le MAINa, les coefficients de Poisson sont déduits selon la norme ASTM C 1259, donnant  $\nu = 0,20$  pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et  $\nu = 0,26$  pour le MAINa.

Concernant les contraintes moyennes à rupture, notées  $\sigma_w$  (ou *MOR*), elles sont obtenues par essais de flexion 3-points sur des éprouvettes à section rectangulaire ( $\sim 45 \times 4 \times 3$  mm<sup>3</sup>), polies et chanfreinées, selon la norme NF EN 843-15<sup>11</sup>. Les tests ont été réalisés avec une presse Shimadzu de 10 kN.  $\sigma_{w,flexion}$  est calculée à partir de la charge maximale  $F_{max}$  acquise pendant l'essai et à partir des dimensions de la section de la barrette MOR (largeur  $l$  et épaisseur  $b$ ) et de la longueur  $L$ , équation (II-9). La contrainte dépend du volume effectif  $V_{eff}$  de l'éprouvette testée. En effet, durant une flexion, le champ de contraintes n'est pas homogène sur l'ensemble du volume  $V$  de la structure  $\Omega$ . Le  $V_{eff}$  correspond au volume qu'aurait  $\Omega$  si le champ de contraintes était uniforme. Les valeurs obtenues pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et le MAINa sont respectivement de 367 MPa ( $V_{eff,flexion} \sim 3,0 - 3,3$  mm<sup>3</sup>) et de 581 MPa ( $V_{eff,flexion} \sim 1,1 - 1,2$  mm<sup>3</sup>).

$$\sigma_{w,flexion} = \frac{3 \cdot F_{max} \cdot L}{2 \cdot l \cdot b^2} \quad (\text{II-9})$$

Grâce aux valeurs de  $\sigma_{w,flexion}$ , la contrainte moyenne à rupture peut être calculée avec une analyse de Weibull [89], [90] pour un volume effectif de référence ( $V_{eff,ref}$ ) d'après la relation (II-10).

$$\sigma_{w,ref}(V_{eff,ref}) = \sigma_{w,flexion} \cdot \left( \frac{V_{eff,flexion}}{V_{eff,ref}} \right)^{1/m} \quad (\text{II-10})$$

Cette relation est déduite grâce au rapport des contraintes moyennes à rupture entre deux essais (effet d'échelle, relation (II-11)). Dans cette relation apparaît le terme  $m$  qui correspond au module de Weibull. En effet, en quasi-statique, une approche probabiliste est employée pour représenter la distribution statistique dans la résistance à la fracture des céramiques, conformément à l'hypothèse du maillon le plus faible. L'hypothèse utilise l'analogie d'une chaîne de maillons avec différentes résistances à la rupture, et la résistance du maillon le plus faible pilote la résistance globale de la chaîne. Les matériaux fragiles comme les céramiques contiennent divers défauts, les « maillons », qui sont activés sous une contrainte aléatoire avant de mener à la rupture.

Le paramètre de Weibull  $m$  témoigne de la population homogène ( $m$  grand) ou hétérogène ( $m$  petit) des défauts.

$$m = - \frac{\ln \left( \frac{V_{eff,flexion}}{V_{eff,ref}} \right)}{\ln \left( \frac{\sigma_{eff,flexion}}{\sigma_{eff,ref}} \right)} \quad (\text{II-11})$$

Pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $m$  peut être déterminé à partir des résultats de flexion 3-points car un nombre suffisant d'échantillons ont été testés ( $\geq 20$ ), mais pas pour le MAINa dont le  $m$  provient d'un autre matériau aluminé

<sup>11</sup> NF EN 843-15 : « Propriétés mécaniques des céramiques monolithiques à température ambiante - Partie 1 : Détermination de la résistance à la flexion ».



nacré. Les données de contraintes affichées dans le Tableau II-3 sont données en fonction d'un volume effectif exprimé selon l'équation (II-12) [91].

$$V_{eff,flexion} = \int_{\Omega} \left( \frac{\langle \sigma_i(x) \rangle}{\sigma_{max}} \right)^m \cdot d\omega \quad (II-12)$$

$\sigma_i(x)$  est la contrainte à la rupture d'un échantillon  $i$  dans une zone  $x$  (de volume infinitésimal à différentielle totale  $d\omega$ ) et  $\sigma_{max}$  est la contrainte maximale principale. Les crochets de Macauley  $\langle \cdot \rangle$  prennent la valeur positive (en traction) du champ de contraintes. En flexion 3-points, l'expression (II-12) devient (II-13).

$$V_{eff,flexion} = \frac{1}{2 \cdot (m + 1)^2} \cdot V \quad (II-13)$$

Enfin, la ténacité des deux céramiques a été déterminée avec la méthode SENB se trouvant être des essais de flexion 4-points sur un échantillon pré-entallé (ASTM C 1421<sup>12</sup>). Les entailles ont été usinées avec une scie diamantée. Une pré-fissure (~ 0,03 mm), insérée avec une scie en acier sur laquelle une pate diamantée est appliquée, affine le fond d'entaille pour faciliter la concentration de contraintes. Les dimensions des échantillons restent identiques aux dimensions des échantillons testés en flexion 3-points, et la machine est la même également.

Les valeurs de ténacité suivantes ont été obtenues :

- Pour  $K_{Ic}$  :  $6,15 \pm 0,26 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ .
- Pour  $K_J$  :  $9,84 \pm 0,34 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ .

Il peut être noté que comparé à l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  ( $\sigma_w = 421 \text{ MPa}$  pour  $V_{eff} = 1 \text{ mm}^3$ ,  $K_{Ic} = 4,86 \pm 0,26 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ), la contrainte à la rupture de la nuance MAINa a augmenté de 39,90 % (facteur 1,40). Quant à la ténacité, elle a augmenté de 26,54 % (facteur 1,27) pour  $K_{Ic}$  et de 102,5 % (facteur 2,02) considérant  $K_J$ .

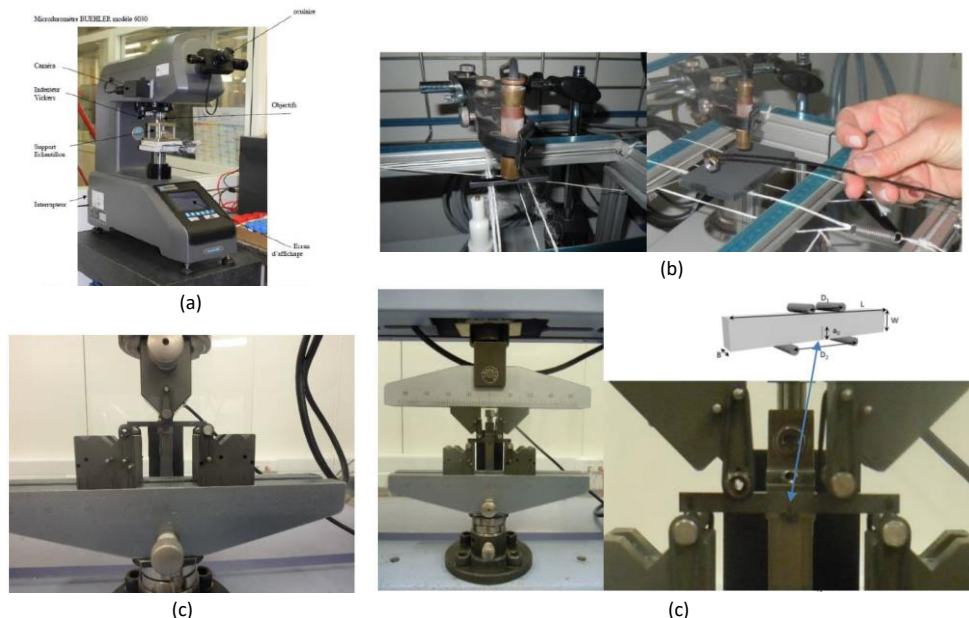


Figure II-27. Avec la permission de Saint-Gobain : (a) Microduromètre utilisé. (b) Montage utilisé pour la mesure du  $E$  dynamique (flexion sur barrettes MOR à gauche, flexion et torsion sur plaquettes à droite). (c) Montage flexion 3-points pour mesure du MOR. (d) Montage flexion 4-points d'une barrette entaillée pour mesure de la ténacité par SENB.

<sup>12</sup> ASTM C 1421 : "Standard Test Methods for Determination of Fracture Toughness of Advanced Ceramics at Ambient Temperature" (« Méthodes d'Essai Normalisées pour la Détermination de la Ténacité de Céramiques Avancées à Température Ambiante »).

En outre, il peut être rappelé que le MAINa est un matériau anisotrope (ou au moins orthotrope), les propriétés matériaux dépendent de l'orientation. Selon la direction de chargement, le MAINa peut être désigné sous le terme de MAINa-0°, Figure II-28, dont l'attention est principalement portée. Lorsque les plaquettes sont orientées de manière parallèle à la propagation de fissure, le matériau est alors désigné comme étant le MAINa-90°. Cependant, d'après l'expérience, les valeurs de  $\sigma_w$  et de ténacité ( $K_J$ ) pour le MAINa-90° seraient au moins deux fois plus faibles que le MAINa-0°. Entre les deux orientations, les valeurs caractérisées sont semblables pour le module de Young (du moins situées dans l'incertitude expérimentale) mais ne le sont pas pour le coefficient de Poisson.

Tableau II-3. Propriétés mécaniques des deux nuances d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (données Saint-Gobain), incluant les deux orientations du MAINa.

Nuance	Dureté Vickers $H_v$ (GPa)	Module de Young $E$ (GPa)	Coefficient de Poisson $\nu$ (-)	Module de Weibull $m$ (-)	Contrainte moyenne à la rupture $\sigma_w$ (MPa)
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	17,0 ( $\pm$ 0,74)	369	0,20	8	421 ( $V_{eff,0}$ )
MAINa (ou MAINa-0°)	15,7	344	0,26	14 (autre matériau aluminé nacré de Saint-Gobain)	589 ( $V_{eff,0}$ ) (incertitude expérimentale non évaluée)
MAINa-90°	15,7 ( <i>supposition</i> )	359	0,39	<i>Non mesuré</i>	<i>Non mesurée</i>

Tableau II-4. Propriétés mécaniques de ténacité des deux nuances d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (données Saint-Gobain), incluant les deux orientations du MAINa.

Nuance	Ténacité $K_{Ic}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )	Ténacité $K_J$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	4,86 ( $\pm$ 0,50)	
MAINa-0°	6,15 ( $\pm$ 0,26)	9,84 ( $\pm$ 0,34)
MAINa-90°	<i>Non mesurée</i>	<i>Non mesurée</i>

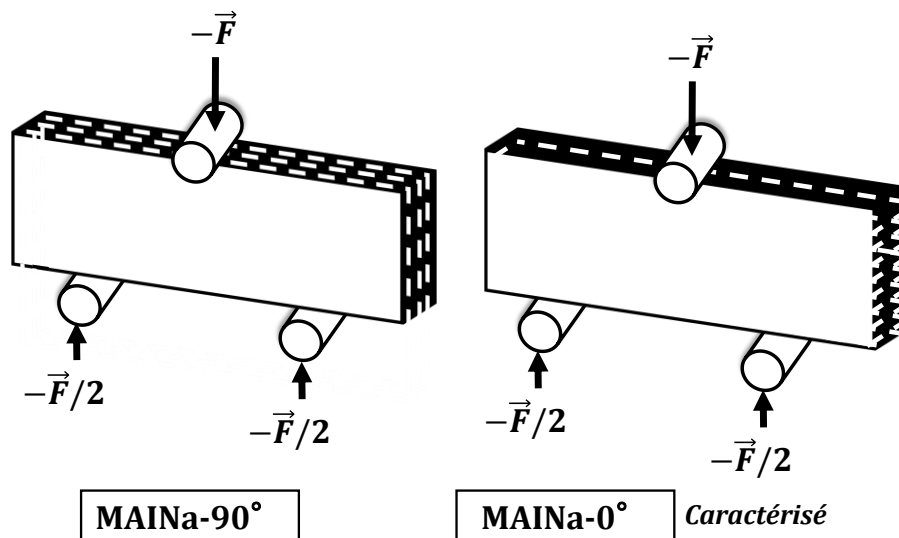


Figure II-28. Schéma d'orientation des plaquettes de MAINa : MAINa-0° (Tableau II-2 et Tableau II-4, plaquettes horizontales) et MAINa-90° (non caractérisé, plaquettes verticales) durant un essai de flexion 3-points.

## II.4.3 Carbures de silicium : SiC dense et poreux

### II.4.3.1 Céramique de référence

La céramique de référence est l'Hexoloy SA® [92]. La nuance SA® de la famille des Hexoloy® constitue le matériau de référence pour les applications de protection balistique. Elle sera mise à profit pour les simulations numériques (calibrations des modèles), avant d'utiliser ces simulations soit sur les alumines, soit sur les autres nuances de SiC.

Ce matériau est similaire aux nuances de SiC étudiés dans Rossiquet (2012) [27], dans Zinsner (2014) [8] et dans Forquin *et al.* (2018) [44]. Fabriquée à partir d'une poudre de SiC, son mode de fabrication est proche de celui de l'alumine, à savoir que c'est un matériau fritté en phase solide à une température supérieure à 2000 °C. Le SiC étant une céramique difficile à densifier en raison du fort caractère covalent de ses liaisons interatomiques, l'obtention des pièces denses et homogènes après frittage demande une certaine uniformité du produit à cru (qualité de la dispersion des poudres dans la barbotine et homogénéité de la suspension), rendue possible grâce à des additifs de frittage, ici le carbure de bore et le carbone. Après frittage, le B<sub>4</sub>C peut se retrouver sous forme d'inclusions entre les joints de grains du SiC, réparties de manière homogène dans toute la microstructure. De même, le carbone en excès cristallise sous forme d'inclusions intergranulaires de graphite. Les composants des additifs de frittage se retrouvent donc majoritairement en joint de grain, traduisant une mobilité lente des joints de grains au cours du frittage [8].

### II.4.3.2 Céramique poreuse

La céramique poreuse correspond au Forceram® [92]. La nuance Forceram® est un matériau secondaire à la thèse. Elle correspond à une céramique plus légère pour la protection balistique. La porosité est un paramètre fondamental dans la fragmentation des céramiques. Dans Forquin *et al.* (2018) [44], les céramiques frittées en phase liquide (comblement des pores) possédaient les ténacités les plus élevées par rapport à leurs homologues frittés en phase solide (5,2 et 3,8 MPa.m<sup>1/2</sup> pour les PS-L et SPS-L contre 3,0 et 2,5 MPa.m<sup>1/2</sup> pour les PS-S et SPS-S). De même, l'influence de la porosité a été étudiée dans la section « II.1.8 » (variations de la HEL et de la contrainte d'écaillage) et dans la section « II.1.9 » (résilience améliorée avec la formation d'une *process zone* et du phénomène d'effondrement des pores).

Durant le processus de fabrication du Forceram®, une barbotine homogène et stable est obtenue, elle est coulée dans un moule composé de deux parois de gypse. Ce procédé de mise en forme par coulage est un des avantages du Forceram® pour réaliser des pièces à géométries complexes.

### II.4.3.3 Paramètres matériaux

Les matériaux SiC n'étant pas les matériaux principaux de la thèse, les données des paramètres matériaux qui sont disponibles sont résumées dans le Tableau II-5. Les paramètres de l'Hexoloy SA® et du Forceram® proviennent de données Saint-Gobain et de la littérature.

Tableau II-5. Propriétés physiques et mécaniques des nuances de SiC.

Nuance	Masse volumique $\rho$ (kg.m <sup>-3</sup> )	Taille de grains $d$ ( $\mu$ m)	Module de Young $E$ (GPa)	Contrainte moyenne à la rupture $\sigma_w$ (MPa)	Ténacité $K_{Ic}$ (MPa.m <sup>1/2</sup> )
Hexoloy SA®	3150 [92]	4 – 10 [92]	430 [92]	550 [92]	3,0 [92]
Forceram®	2800 [93]		250 [93]	160 [93]	3,6 [93]

## II.5 Conclusion

Pour développer les matériaux balistiques de demain, il est nécessaire de comprendre le **rôle de la microstructure ainsi que des paramètres matériaux**. La bibliographie montre que pour améliorer la résistance à la propagation de fissures, la **ténacité de la céramique** est le paramètre fondamental à étudier. Plusieurs méthodes se démarquent pour améliorer la ténacité ou bien la résilience d'un matériau fragile. L'**ajout de pores** est une de ces méthodes. D'un autre côté, les ingénieurs cherchent à imiter et à transposer dans de nouvelles technologies ce qui se trouve dans la nature. C'est ainsi que la nacre, un **matériau avec une microstructure particulière (BM)**, fait partie des développements prometteurs pour faire face aux fissures. Le MAINa, développé par Bouville *et al.*, s'inspire de la microstructure BM. Les essais quasi-statiques d'une nacre montrent un comportement caractérisé par une **haute ténacité et une résilience singulière** mettant en jeux des mécanismes de fissuration uniques.

Pour **parvenir à des résistances balistiques supérieures** dans les futurs blindages, une céramique BM pourrait être une des solutions. Cependant, **la bibliographie ne présente pas de résultats de fragmentation pour ce type de microstructure**, ni même de résultats de fissuration à haute vitesse de déformation. C'est pourquoi, **le comportement sous chargement d'impact du MAINa est une piste à considérer**. De même, la modélisation de la fragmentation d'un tel matériau avec le modèle DFH est à considérer. Le modèle DFH n'a, en effet, jamais été appliqué pour des céramiques à hautes ténacités. Plus particulièrement, **la propagation de fissure selon la microstructure doit être examinée pour améliorer le modèle**. Les chapitres 5 et 6 vont évaluer les propriétés dynamiques en traction d'une  $Al_2O_3$  et du MAINa afin de répondre à la première problématique de la thèse.

Des essais balistiques ont été **conduits avec un projectile d'API-BZ comprenant un noyau en acier dont la nuance est méconnue** (paramètres matériaux non identifiés et non disponibles), ce qui empêche une modélisation numérique de l'expérience. Étant principalement responsable de la pénétration de la céramique durant un impact, **il convient alors de caractériser ce noyau d'acier**. Le chapitre 3 caractérise les propriétés mécaniques de cet acier particulièrement difficile à tester, tandis que le chapitre 4 se sert des résultats du chapitre 3 pour la simulation numérique.

# Bibliographie

- [1] W. D. Callister, Jr. et D. G. Rethwisch, « 1. Introduction », in *Materials Science and Engineering - An introduction*, Wiley., United States of America, 2013.
- [2] R. A. Ketcham et W. D. Carlson, « Acquisition, optimization and interpretation of X-ray computed tomographic imagery: applications to the geosciences », *Comput. Geosci.*, vol. 27, n° 4, p. 381–400, 2001.
- [3] M. J. Normandia et W. A. Gooch, « An Overview of Ballistic Testing Methods of Ceramic Materials », *Int. Conf. Adv. Ceram. Glass*, 2001.
- [4] Z. Rosenberg, S. J. Bless, Y. Yeshurun, et K. Okajima, « A new definition of ballistic efficiency of brittle materials based on the use of thick backing plates », *DGM Informationsgesellschaft MbH*, vol. 1, p. 491-498, 1988.
- [5] S. G. Savio et V. Madhu, « Effect of Tile Thickness and Projectile Velocity on the Ballistic Performance of Boron Carbide Against 12.7 mm AP », *Procedia Eng.*, vol. 173, p. 286-292, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2016.12.015.
- [6] S. G. Savio et V. Madhu, « Ballistic performance evaluation of ceramic tiles with respect to projectile velocity against hard steel projectile using DOP test », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 113, p. 161-167, mars 2018, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2017.11.020.
- [7] Y. Shin, J. Chung, et J.-H. Kim, « Test and estimation of ballistic armor performance for recent naval ship structural materials », *Int. J. Nav. Archit. Ocean Eng.*, vol. 10, n° 6, p. 762-781, nov. 2018, doi: 10.1016/j.ijnaoe.2017.10.007.
- [8] J.-L. Zinszner, « Identification des paramètres matériau gouvernant les performances de céramiques à blindage », PhD thesis, Université de Lorraine, Metz, 2014.
- [9] R. L. Woodward et B. J. Baxter, « Ballistic evaluation of ceramics: influence of test conditions », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 15, n° 2, p. 119–124, 1994.
- [10] V. Madhu, K. Ramanjaneyulu, T. Balakrishna Bhat, et N. K. Gupta, « An experimental study of penetration resistance of ceramic armour subjected to projectile impact », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 32, n° 1-4, p. 337-350, déc. 2005, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2005.03.004.
- [11] F. Cui, G. Wu, T. Ma, et W. Li, « Effect of Ceramic Properties and Depth-of-penetration Test Parameters on the Ballistic Performance of Armour Ceramics », *Def. Sci. J.*, vol. 67, n° 3, p. 260, avr. 2017, doi: 10.14429/dsj.67.10664.
- [12] J. López-Puente, A. Arias, R. Zaera, et C. Navarro, « The effect of the thickness of the adhesive layer on the ballistic limit of ceramic/metal armours. An experimental and numerical study », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 32, n° 1-4, p. 321-336, déc. 2005, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2005.07.014.
- [13] D. B. Rahbek et B. B. Johnsen, « FFI ».
- [14] C. Kaufmann, D. Cronin, M. Worswick, G. Pageau, et A. Beth, « Influence of material properties on the ballistic performance of ceramics for personal body armour », *Shock Vib.*, vol. 10, n° 1, p. 51–58, 2003.
- [15] P. Forquin, « Endommagement et fissuration de matériaux fragiles sous impact balistique - Rôle de la microstructure », PhD thesis, ENS Cachan, Cachan, 2003.
- [16] C. E. Anderson Jr. et B. L. Morris, « The ballistic performance of confined Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic tiles », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 12, n° 2, p. 167–187, 1992.
- [17] F. Malaise, « Réponse d'une céramique à l'impact d'un barreau à grande vitesse (1500 m/s). Croisement essais dynamiques-modélisation numérique », PhD thesis, École Normale Supérieure d'Arts et Métiers, Bordeaux, 1999.
- [18] F. Malaise, « Effects of a dynamic confinement on the penetration resistance of ceramics against long rods », in *AIP Conference Proceedings*, Snowbird, Utah (USA), 2000, vol. 505, p. 1121-1124, doi: 10.1063/1.1303662.
- [19] D. Sherman, « Impact failure mechanisms in alumina tiles on "nite thickness support and the effect of confinement" », *Int. J. Impact Eng.*, p. 16, 2000.
- [20] A. Tate, « A theory for the deceleration of long rods after impact », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 15, n° 6, p. 387-399, 1967, doi: 10.1016/0022-5096(67)90010-5.
- [21] A. Tate, « Further results in the theory of long rod penetration », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 17, n° 3, p. 141-150, 1969, doi: 10.1016/0022-5096(69)90028-3.
- [22] A. Tate, « Long rod penetration models—Part II. Extensions to the hydrodynamic theory of penetration », *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 28, n° 9, p. 599-612, 1986, doi: 10.1016/0020-7403(86)90075-5.
- [23] H. C. Heard et C. F. Cline, « Mechanical behaviour of polycrystalline BeO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and AlN at high pressure », *J. Mater. Sci.*, vol. 15, n° 8, p. 1889–1897, 1980.
- [24] « Crouch, I.G., 2014. Effects of cladding ceramic and its influence on ballistic performance. Paper Presented at the International Symposium on Ballistics, Atlanta, GA, USA, September 2014. »
- [25] « Crouch, I.G., 2012. Advanced body armour systems. Paper Presented at the DMTC Annual Conference, Melbourne, Australia, March 2012. »
- [26] C. Watson, T. Ringrose, S. Champion, I. Horsfall, et B. Mallon, « The effect of cracks on the ballistic performance of contoured protective body armour plates », in *23rd International Symposium on Ballistics*, 2007, p. 1347–1354.
- [27] G. Rossiquet, « Carbure de Silicium pour Application Blindage : Élaboration et Étude du Comportement à l'Impact », PhD thesis, Université de Bourgogne & Saint-Gobain CREE, Dijon & Cavailon, 2012.
- [28] I. G. Crouch, G. V. Franks, C. Tallon, S. Thomas, et M. Naebe, « 7. Glasses and ceramics », in *The Science of Armour Materials*, I. G. Crouch, Éd. Woodhead Publishing, 2017, p. 331-393.

- [29] N. Bourne, J. Millett, et I. Pickup, « Delayed failure in shocked silicon carbide », *J. Appl. Phys.*, vol. 81, n° 9, p. 6019-6023, mai 1997, doi: 10.1063/1.364450.
- [30] « cooper2006.pdf » .
- [31] D. Hallam, A. Heaton, B. James, P. Smith, et J. Yeomans, « The correlation of indentation behaviour with ballistic performance for spark plasma sintered armour ceramics », *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 35, n° 8, p. 2243-2252, août 2015, doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2014.11.035.
- [32] C.-Y. Liu, W.-H. Tuan, et S.-C. Chen, « Ballistic performance of liquid-phase sintered silicon carbide », *Ceram. Int.*, vol. 39, n° 7, p. 8253-8259, sept. 2013, doi: 10.1016/j.ceramint.2013.04.010.
- [33] I. G. Crouch, S. J. Cimpoeru, H. Li, et D. Shanmugam, « 2. Armour steels », in *The Science of Armour Materials*, I. G. Crouch, Éd. Woodhead Publishing, 2017, p. 55-115.
- [34] « Woodward RL. Materials for projectile disruption. Mater Forum 1988;12:26–30. »
- [35] P. C. Den Reijer, « Impact on Ceramic Faced Armours », PhD thesis, Delft University of Technology (Technische Universiteit Delft), Delft, Netherlands, 1991.
- [36] K. M. Liang, G. Orange, et G. Fantozzi, « Evaluation by indentation of fracture toughness of ceramic materials », *J. Mater. Sci.*, vol. 25, n° 1, p. 207–214, 1990.
- [37] I. G. Crouch, « Metallic Armour - from Cast Aluminium Alloys to High-Strength Steels ». Materials Forum, 1988.
- [38] F. Longy et J. Cagnoux, « Plasticity and microcracking in shock-loaded alumina », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 72, n° 6, p. 971–979, 1989.
- [39] N. K. Bourne, Z. Rosenberg, I. G. Crouch, et J. E. Field, « The effect of microstructural variations upon the dynamic compressive and tensile strengths of aluminas », *Proc. R. Soc. Lond. Ser. Math. Phys. Sci.*, vol. 446, n° 1927, p. 309–318, 1994.
- [40] N. K. Bourne, « Impact on alumina. I. Response at the mesoscale », *Proc. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 462, n° 2074, p. 3061-3080, oct. 2006, doi: 10.1098/rspa.2006.1661.
- [41] « Hall, E.O., 1951. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results. Proc. Phys. Soc. B 64, 747–753. »
- [42] « Petch, N.J., 1953. The cleavage strength of polycrystals. J. Iron Steel Institute 174, 25–28 ».
- [43] O. Tokariev, L. Schnetter, T. Beck, et J. Malzbender, « Grain size effect on the mechanical properties of transparent spinel ceramics », *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 33, n° 4, p. 749-757, avr. 2013, doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2012.09.024.
- [44] P. Forquin, G. Rossiquet, J.-L. Zinszner, et B. Erzar, « Microstructure influence on the fragmentation properties of dense silicon carbides under impact », *Mech. Mater.*, vol. 123, p. 59-76, août 2018, doi: 10.1016/j.mechmat.2018.03.007.
- [45] G. R. Irwin, « Fracture Dynamics », *Fract. Met.*, p. 144-166, 1948.
- [46] A. A. Griffith, « The Phenomena of Rupture and Flow in Solids », *Philos. Trans. Ser. A*, vol. 221, p. 163-198, 1920.
- [47] M. A. Meyers, « CHAPTER 16 Dynamic Fracture », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [48] C. B. Carter et M. G. Norton, « 18 - Fracturing: Brittleness », in *Ceramic Materials: Science and Engineering*, New York: Springer-Verlag, 2007.
- [49] K. T. Faber, « Ceramics: Microstructural Toughening (Excluding Transformation Toughening, Whisker Toughening, and Continuous Fiber Toughening) », in *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, Elsevier, 2001, p. 1108-1112.
- [50] A. Cosculluela, « Plasticité, endommagements et ruptures des aluminas sous sollicitations dynamiques triaxiales : influence de la taille de grains », PhD thesis, Université de Bordeaux I, Bordeaux, 1992.
- [51] J. Cook, J. E. Gordon, C. C. Evans, et D. M. Marsh, « A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems », *Proc. R. Soc. Lond. Ser. Math. Phys. Sci.*, vol. 282, n° 1391, p. 508-520, déc. 1964, doi: 10.1098/rspa.1964.0248.
- [52] C. Denoual et F. Hild, « Dynamic fragmentation of brittle solids: a multi-scale model », *Eur. J. Mech. - Solids*, vol. 21, n° 1, p. 105–120, 2002, doi: 10.1016/S0997-7538(01)01187-1.
- [53] T. Koyama, A. Nishiyama, et K. Niihara, « Effect of grain morphology and grain size on the mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramics », *J. Mater. Sci.*, vol. 29, n° 15, p. 3949–3954, 1994.
- [54] P.-Y. Chen *et al.*, « Structure and mechanical properties of selected biological materials », *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, vol. 1, n° 3, p. 208-226, juill. 2008, doi: 10.1016/j.jmbbm.2008.02.003.
- [55] H. Nakahara, G. Bevelander, et M. Kakei, « Electron Microscopic and Amino Acid Studies on the Outer and Inner Shell Layers of *Haliotis rufescens* », *Venus Jpn. J. Malacol.*, vol. 41, n° 1, p. 33-46, 1982, doi: 10.18941/venusjrm.41.1\_33.
- [56] A. P. Jackson, J. F. Vincent, et R. M. Turner, « The mechanical design of nacre », *Proc. R. Soc. Lond. B Biol. Sci.*, vol. 234, n° 1277, p. 415–440, 1988.
- [57] K. Bertoldi, D. Bigoni, et W. J. Drugan, « Nacre: An orthotropic and bimodular elastic material », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 68, n° 6, p. 1363-1375, mai 2008, doi: 10.1016/j.compscitech.2007.11.016.
- [58] R. Menig, M. H. Meyers, M. A. Meyers, et K. S. Vecchio, « Quasi-static and dynamic mechanical response of *Haliotis rufescens* (abalone) shells », *Acta Mater.*, vol. 48, n° 9, p. 2383–2398, 2000.
- [59] K. Radi, D. Jauffrès, S. Deville, et C. L. Martin, « Elasticity and fracture of brick and mortar materials using discrete element simulations », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 126, p. 101-116, mai 2019, doi: 10.1016/j.jmps.2019.02.009.
- [60] A. Wat *et al.*, « Bioinspired nacre-like alumina with a bulk-metallic glass-forming alloy as a compliant phase », *Nat. Commun.*, vol. 10, n° 1, déc. 2019, doi: 10.1038/s41467-019-08753-6.
- [61] G. Mayer, « New toughening concepts for ceramic composites from rigid natural materials », *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, vol. 4, n° 5, p. 670-681, juill. 2011, doi: 10.1016/j.jmbbm.2010.08.001.

- [62] A. Khayer Dastjerdi, R. Rabiei, et F. Barthelat, « The weak interfaces within tough natural composites: Experiments on three types of nacre », *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, vol. 19, p. 50-60, mars 2013, doi: 10.1016/j.jmbbm.2012.09.004.
- [63] T. P. Niebel, F. Bouville, D. Kokkinis, et A. R. Studart, « Role of the polymer phase in the mechanics of nacre-like composites », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 96, p. 133-146, nov. 2016, doi: 10.1016/j.jmps.2016.06.011.
- [64] Y. Aoyanagi et K. Okumura, « Toughening in a nacre-like soft-hard layered structure due to weak nonlinearity in the soft layer », *Phys. Rev. Mater.*, vol. 3, n° 5, p. 053607, 2019.
- [65] K. Radi, D. Jauffres, S. Deville, et C. L. Martin, « Strength and toughness trade-off optimization of nacre-like ceramic composites », *Compos. Part B Eng.*, vol. 183, p. 107699, févr. 2020, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107699.
- [66] Z. Yin, F. Hannard, et F. Barthelat, « Impact-resistant nacre-like transparent materials », *Science*, vol. 364, n° 6447, p. 1260-1263, juin 2019, doi: 10.1126/science.aaw8988.
- [67] M. Grujicic, S. Ramaswami, et J. Snipes, « Nacre-like ceramic/polymer laminated composite for use in body-armor applications », *AIMS Mater. Sci.*, vol. 3, n° 1, p. 83-113, 2016, doi: 10.3934/mat.2016.1.83.
- [68] E. A. Flores-Johnson, L. Shen, I. Guiamatsia, et G. D. Nguyen, « Numerical investigation of the impact behaviour of bioinspired nacre-like aluminium composite plates », *Compos. Sci. Technol.*, vol. 96, p. 13-22, mai 2014, doi: 10.1016/j.compscitech.2014.03.001.
- [69] F. Bouville, E. Maire, S. Meille, B. Van de Moortèle, A. J. Stevenson, et S. Deville, « Strong, tough and stiff bioinspired ceramics from brittle constituents », *Nat. Mater.*, vol. 13, n° 5, p. 508-514, mai 2014, doi: 10.1038/nmat3915.
- [70] E. Munch, M. E. Launey, D. H. Alsem, E. Saiz, A. P. Tomsia, et R. O. Ritchie, « Tough, Bio-Inspired Hybrid Materials », *Science*, vol. 322, n° 5907, p. 1516-1520, déc. 2008, doi: 10.1126/science.1164865.
- [71] S. Deville, « The lure of ice-templating: Recent trends and opportunities for porous materials », *Scr. Mater.*, vol. 147, p. 119-124, avr. 2018, doi: 10.1016/j.scriptamat.2017.06.020.
- [72] S. Deville, « Ice templating of porous materials », *Sylvain Deville*, sept. 20, 2011. <https://sylvaindeville.net/research/ice-templating-of-porous-materials/> (consulté le janv. 14, 2020).
- [73] S. Deville, F. Bouville, et A. J. Stevenson, « CERAMIC PRODUCT WITH ORIENTED PARTICLES AND METHOD FOR THE PRODUCTION THEREOF », WO 2015/189659, 12 2015.
- [74] D. M. Hulbert *et al.*, « The absence of plasma in “spark plasma sintering” », *J. Appl. Phys.*, vol. 104, n° 3, p. 033305, août 2008, doi: 10.1063/1.2963701.
- [75] F. Bouville, « Strong and tough nacre-like aluminas: Process–structure–performance relationships and position within the nacre-inspired composite landscape », *J. Mater. Res.*, p. 1-19, févr. 2020, doi: 10.1557/jmr.2019.418.
- [76] C. Denoual et F. Hild, « A Damage Model for the Dynamic Fragmentation of Brittle Solids », *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 183, n° 3-4, p. 247-258, 2000, doi: 10.1016/S0045-7825(99)00221-2.
- [77] P. Forquin et F. Hild, « A probabilistic damage model of the dynamic fragmentation process in brittle materials », in *Advances in Applied Mechanics*, vol. 44, New York; London. Paris [etc]: Academic Press, 2010, p. 1-72.
- [78] N. F. Mott, « Fragmentation of shell cases », *Proc. R. Soc. Lond. Ser. Math. Phys. Sci.*, vol. 189, n° 1018, p. 300-308, mai 1947, doi: 10.1098/rspa.1947.0042.
- [79] C. Denoual, « Approche probabiliste du comportement à l'impact du carbure de silicium : application aux blindages moyens », Laboratoire de mécanique et technologie, Cachan, 1998.
- [80] F. Hild, P. Forquin, et A. R. C. da Silva, « Single and multiple fragmentation of brittle geomaterials », p. 32.
- [81] G. R. Johnson et W. H. Cook, « A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures », *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, Netherlands, 1983.
- [82] G. R. Johnson et W. H. Cook, « Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 21, n° 1, p. 31-48, 1985.
- [83] S. G. Savio, P. Senthil, V. Singh, P. Ghoshal, V. Madhu, et A. K. Gogia, « An experimental study on the projectile defeat mechanism of hard steel projectile against boron carbide tiles », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 86, p. 157-166, déc. 2015, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2015.07.011.
- [84] I. Horsfall, N. Ehsan, et W. Bishop, « A comparison of the performance of various light armour piercing ammunition.pdf », vol. 3, n° 3, 2000.
- [85] D. Bernache-Assollant et J.-P. Bonnet, « Frittage : aspects physico-chimiques - Partie 1 : frittage en phase solide », *Tech. Ing.*, p. AF6620.1-AF620.20, 2005.
- [86] D. Bernache-Assollant et J.-P. Bonnet, « Frittage : aspects physico-chimiques - Partie 2 : frittage en phase liquide », *Tech. Ing.*, p. AF6621.1-AF6621.14, 2005.
- [87] N. Benameur, C. His, et J. Leloup, « DENSE SINTERED PRODUCT », WO 2018/141736, 08 2018.
- [88] « Zirconia (Tosoh Ytria-stabilized Zirconia (YSZ)) », *Tosoh (Advanced Ceramics | Zirconia Powders)*, [no date]. <https://www.rbhld.com/wp-content/uploads/2019/05/Tosoh-Zirconia-Brochure.pdf> (consulté le juin 24, 2020).
- [89] W. Weibull, « A Statistical Theory of the Strength of Materials », *Gen. Litografiska Anst. Förlag*, vol. 151, p. 45, 1939.
- [90] W. Weibull, « A Statistical Distribution Function of Wide Applicability », *J. Appl. Mech.*, vol. 18, p. 293-297, 1951.
- [91] D. G. S. Davies, « The statistical approach to engineering design in ceramics », *Proc. Br. Ceram. Soc.*, vol. 22, p. 429-452, 1973.
- [92] « Saint-Gobain Ceramics: Maximum Protection - Minimum Weight ». Saint-Gobain document, 2015.
- [93] « Saint-Gobain Ceramics: Forceram® - Material Data Sheet ». Saint-Gobain document, PAS DE DATE, Consulté le: sept. 24, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.ceramicsrefractories.saint-gobain.com/sites/imdf.hpr.com/files/hpr-forceram-ds-en.pdf>.



# Chapitre III

## Caractérisation du noyau d'API-BZ

---

### Sommaire

III.1	Compréhension de la réponse mécanique de l'acier à hauts taux de déformation.....	64
III.1.1	Dépendances à considérer pour le comportement de l'acier .....	64
III.1.2	Essais de caractérisation utilisant des méthodes ou géométries particulières .....	64
III.1.3	Présentation du modèle de Johnson-Cook .....	65
III.1.3.1	Généralités .....	65
III.1.3.2	Modèle de Johnson-Cook .....	65
III.1.3.3	Limites du modèle de Johnson-Cook.....	67
III.2	Présentation des géométries testées .....	68
III.2.1	Introduction : vue globale des géométries .....	68
III.2.2	<i>Shear-Compression Specimen</i> (SCS).....	68
III.2.2.1	Présentation de la géométrie .....	68
III.2.2.2	Système d'équations .....	70
III.2.2.3	Identification des paramètres géométriques .....	70
III.2.2.3.i	Modèle pour la simulation numérique .....	70
III.2.2.3.ii	Paramètres à température ambiante (petites déformations) .....	71
III.2.2.3.iii	Paramètres à haute température (grandes déformations).....	72
III.2.2.4	Validation du modèle géométrique et des paramètres géométriques .....	73
III.2.2.4.i	Validation numérique des <b>ki</b> .....	73
III.2.2.4.ii	Hypothèse du modèle élasto-plastique parfait .....	74
III.2.2.4.iii	Discussion de l'influence du maillage sur les valeurs de <b>ki</b> .....	74
III.2.3	<i>Shear-Compression Specimen</i> avec rayon de courbure (SCS R <sub>cv</sub> ).....	75
III.2.3.1	Introduction d'un R <sub>cv</sub> .....	75
III.2.3.2	Identification des paramètres géométriques .....	75
III.2.4	Dog-Bone Specimen (DBS) .....	76
III.2.4.1	Conception de la géométrie .....	76



III.2.4.2	Système d'équations .....	77
III.3	Présentation des essais et montages expérimentaux .....	78
III.3.1	Essais quasi-statiques .....	78
III.3.2	Essais dynamiques .....	79
III.3.3	Essais en température .....	80
III.3.4	Traitement des données .....	81
III.3.4.1	Équations en quasi-statique .....	81
III.3.4.2	Équations en dynamique .....	81
III.4	Résultats expérimentaux .....	81
III.4.1	Limite de la géométrie cylindrique .....	81
III.4.2	Courbes de force .....	82
III.4.3	Courbes de contrainte .....	82
III.4.4	Tableau de synthèse .....	83
III.4.5	Vues <i>post-mortem</i> .....	83
III.5	Discussions des résultats .....	85
III.5.1	Validation par comparaison expérimentale – numérique (SCS) .....	85
III.5.2	Influence de la géométrie : paramètre de Lode .....	86
III.6	Identification des paramètres de Johnson-Cook .....	87
III.6.1	Paramètres liés aux parties quasi-statiques des équations .....	87
III.6.2	Paramètres liés aux parties dynamiques des équations .....	87
III.6.3	Paramètres liés aux parties en température des équations .....	88
III.6.4	Paramètres identifiés .....	89
III.7	Conclusion .....	90

*« La fracture ductile est un phénomène local et l'état de contrainte et de déformation sur les emplacements de rupture potentielle doivent être déterminés avec grande précision. L'initiation à la rupture est souvent précédée par de la grande déformation plastique et il y a des gradients de contrainte et de déformation considérables autour du point de rupture. » – Bai et Wierzbicki (2008) [1]*

L'objectif de ce chapitre est de caractériser le noyau d'acier de la balle d'API-BZ qui a servi à l'évaluation des performances balistiques de plusieurs céramiques pour le compte de la DGA. En raison de la résistance singulière de cet acier, ce chapitre fournit une méthodologie pour tester le comportement des matériaux ductiles à très haute limite élastique, à travers l'emploi de différentes éprouvettes. Par la suite, ce chapitre délivre une loi de comportement ainsi qu'une loi d'endommagement de l'acier, à travers l'identification des constantes d'un modèle numérique (modèle de Johnson-Cook).

Ce chapitre présente, en premier lieu, le modèle de Johnson-Cook qui est le modèle sans doute le plus utilisé pour décrire le comportement des matériaux ductiles (*e.g.* les aciers) sous sollicitations dynamiques. En deuxième lieu, les géométries utilisées pour la caractérisation expérimentale sont présentées en détails, tout comme leur intérêt ainsi que la manière dont elles ont été conçues. Ces géométries sont au nombre de trois et pour chacune d'elles, les équations à utiliser pour traiter les données sont expliquées. De même, en troisième lieu, la nature des essais et des moyens expérimentaux mis en œuvre est présentée.

Les résultats expérimentaux sont regroupés pour chaque géométrie. Ces résultats sont explicités en termes de grandeurs physiques qui peuvent être lues sur les graphiques, comme la limite élastique ou la déformation plastique, avant d'être analysés plus en détails et discutés dans une section ultérieure.

Enfin, les paramètres de Johnson-Cook sont identifiés. La méthode d'identification est présentée et tous les paramètres du modèle de Johnson-Cook sont adressés sous la forme d'un tableau récapitulatif pour chaque géométrie.

### Introduction

Dans les hydrocodes, les programmes (ou logiciels) d'ordinateur qui font tourner des simulations numériques, trois familles d'équations sont nécessaires, celles : de conservation (masse, moment, énergie) selon une définition eulérienne (déformation de l'objet seul) ou lagrangienne (déformation du référentiel de la grille en même temps que l'objet), constitutives pour matériaux (*e.g.* régimes plastiques, réponses sous choc (Mie-Grüneisen, ...)) et des modèles d'endommagement [2].

Pour comprendre la résistance et les modes d'endommagement subis par un projectile durant un impact (ainsi que ceux se produisant conjointement dans la céramique), il est possible de recourir à la simulation numérique. Elle nécessite la caractérisation du noyau du projectile. Cette caractérisation permet d'identifier les paramètres de modèles constitutifs. Le modèle de Johnson-Cook (1983, 1985) [3], [4] est couramment utilisé pour décrire le comportement des matériaux ductiles (*e.g.* les aciers) sous sollicitation dynamique et en prenant en compte l'effet de la température. En raison des taux de déformation  $\dot{\epsilon}$  élevés produits à l'impact ( $> 10^4 \text{ s}^{-1}$ ), un échauffement adiabatique, de quelques centaines de degrés, est généré. La résistance doit être explorée en conséquence sur une large plage de vitesses et de températures. Néanmoins, le modèle n'est pas parfait. De plus, l'état de contrainte ainsi que l'influence de l'angle de Lode qui règnent dans la zone sollicitée ne sont pas considérés. Une idée de l'influence de ces derniers paramètres peut être évaluée en changeant la géométrie des éprouvettes testées.

La Figure III.1 (a) montre le noyau d'acier. La Figure III.1 (b) montre des échantillons de différentes géométries à partir de noyaux (Figure III.1 (c)). Ces différentes géométries permettront de mieux comprendre la rupture de l'acier.

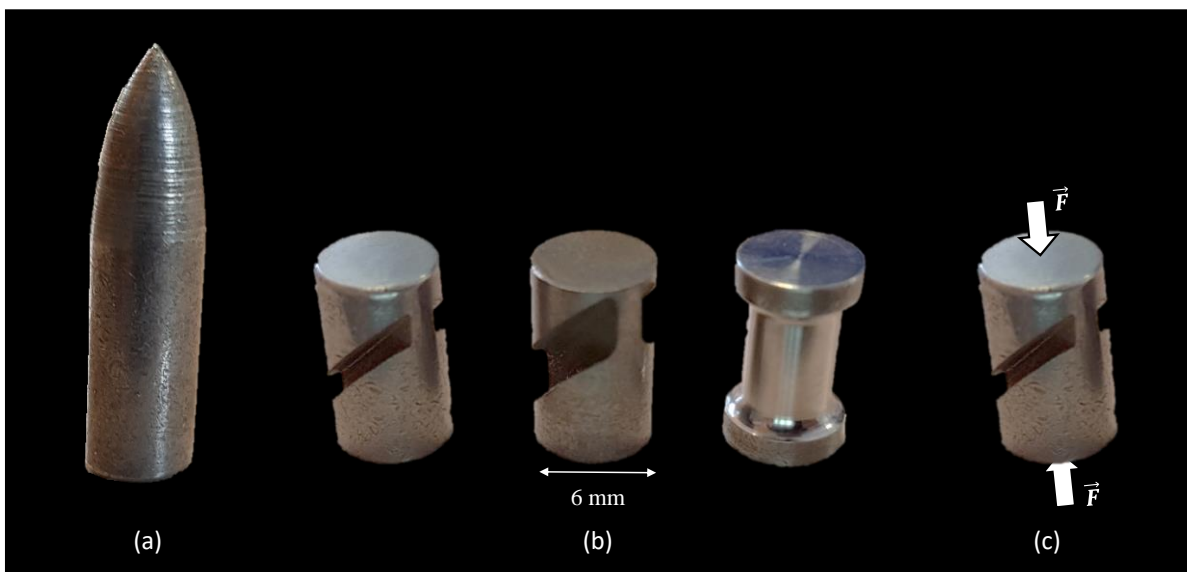


Figure III.1. (a) Noyau perforant (balle API-BZ) en acier dur. (b) Photos des trois géométries des échantillons après usinage, pointe enlevée. (c) Vecteurs forces de chargement sur une des géométries.

Ces trois géométries vont être exploitées afin de caractériser l'acier et d'identifier les paramètres du modèle de Johnson-Cook, directement à partir des noyaux. Le modèle cité est le plus largement répandu en applications balistiques en raison de sa relative simplicité d'utilisation, de calibration et d'intégration dans la plupart des codes de calcul aux Éléments Finis (EF).

## III.1 Compréhension de la réponse mécanique de l'acier à hauts taux de déformation

Différentes techniques expérimentales ont été développées pour caractériser la réponse mécanique des aciers à hauts taux de déformation, que ce soit à travers le montage et le type d'essai, ou à travers la géométrie même de l'échantillon. Le but est toujours le même : identifier des paramètres matériaux à implémenter dans des modèles numériques.

### III.1.1 Dépendances à considérer pour le comportement de l'acier

La contrainte  $\sigma$  à l'écoulement (domaine plastique) et la déformation plastique  $\varepsilon_p$  sont souvent décrites par des équations qui incluent la déformation  $\varepsilon$ , le taux de déformation  $\dot{\varepsilon}$  et la température  $T$ . Pour étudier le comportement de l'acier en conditions quasi-statiques (incluant les effets en température) mais aussi selon la vitesse de déformation, il faut, en prérequis, savoir comment peuvent se comporter les métaux en fonction de ces paramètres. La résistance augmente avec  $\varepsilon_p$  par effet d'écrouissage. Dans les métaux, la création de déformation plastique génère des dislocations (mécanisme de Frank-Read). Leur interaction et leur multiplication les rendent de plus en plus difficiles à se déplacer, cela durcit le métal. À partir d'une certaine contrainte maximale ( $\sigma_m$  ou  $R_m$ ) qui marque la transition entre les domaines de plasticité homogène (ou répartie) et localisée (ou striction), l'endommagement démarre et la résistance se met à diminuer par le biais des mécanismes suivants en traction : germination, croissance et coalescence de cavités formant une fissuration menant à une rupture en cisaillement. Les effets inertiels prennent de l'importance avec  $\dot{\varepsilon}$  et avec la propagation des ondes. Le matériau tend à se rigidifier. Cependant, cela ne concerne pas tous les matériaux, d'où l'importance de caractériser chaque matériau et alliage en dynamique. La résistance est adoucie car le matériau se ramollit sur lui-même avec  $T$ . C'est l'adoucissement thermique. En effet, le caractère adiabatique est typique en dynamique, il signifie que le travail plastique a conduit à une augmentation locale de la température sans que la chaleur ne puisse s'échapper du projectile, expliquant la diminution de la résistance du matériau (déformation plastique à rupture plus petite) par rapport à un chargement quasi-statique. En définitif, en dynamique, l'écrouissage et l'adoucissement thermique sont deux phénomènes en compétition à causes des conditions adiabatiques.

### III.1.2 Essais de caractérisation utilisant des méthodes ou géométries particulières

Pour caractériser un acier à haute limite élastique, pour de larges déformations, taux de déformations et températures, une première démarche se trouve dans le développement de méthodes particulières. Des essais d'impacts en mode II développés par Kalthoff et Bürgel (2004) [5] peuvent être cités. Ces auteurs ont observé la rupture d'un acier à haute limite élastique et d'un alliage d'aluminium, en fonction de la vitesse de déformation, pour caractériser la ténacité en mode II  $K_{IIc}$ . En fonction de la vitesse d'impact, une transition du mode d'endommagement est observée : des fissures sont générées en mode I et des bandes de cisaillement adiabatique le sont à partir d'un certain taux de chargement fonction de la ténacité  $\dot{K}_{IIc}$  pour l'acier. Dans les conditions expérimentales des auteurs, cette transition n'est pas observable pour l'aluminium où seulement des bandes adiabatiques sont générées.

Une autre démarche fait appel, elle, à l'utilisation de géométries spécifiques. Pour des expériences en cisaillement, au lieu d'utiliser un montage en torsion aux barres d'Hopkinson, les géométries suivantes peuvent être déployées : ST (*Shear-Tensile specimen*, Hundy et Green (1954) [6], Figure III.2 (a)), *torsion specimen*, PDNS (*Planar Double Notched Shear specimen*), PTSS (*Planar Torsional Shear Specimen*), HS (*Hat-Shape specimen*), CS (*Compression-Shear specimen*) présentées dans une revue de Meyer et Halle (2011) [7] (Figure III.2 (b)), ST (*Shear-Tensile specimen*) ou encore CFSS (*Compact Forced-Simple-Shear specimen*, Cady et al. (2018) [8], Figure III.2 (c)).

Une autre géométrie concerne la géométrie SCS (*Shear Compression Specimen*) qui sera utilisée dans cette thèse.

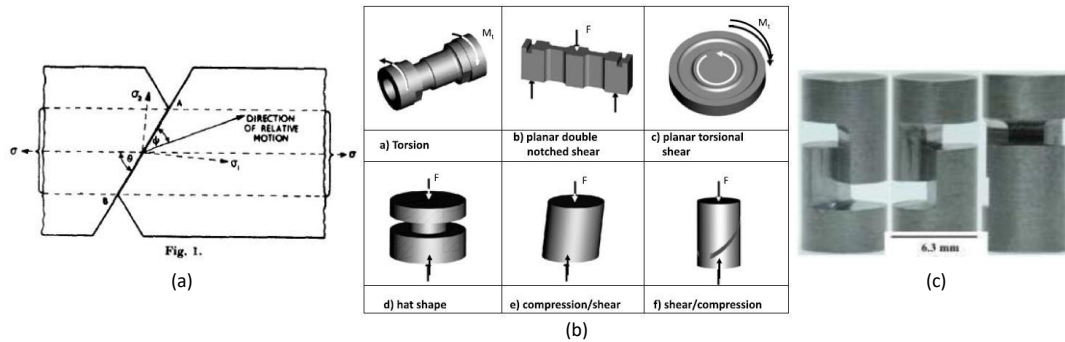


Figure III.2. Différentes géométries d'éprouvettes de compression, de traction, de flexion ou de torsion ((a) [6], (b) [7], (c) [8]).

### III.1.3 Présentation du modèle de Johnson-Cook

#### III.1.3.1 Généralités

Les modèles viscoplastiques sont classifiés entre des modèles dits phénoménologiques/empiriques et des modèles dit basés sur la physique. Pour les premiers, il s'agit d'ajuster des paramètres pour que le modèle numérique se cale aux résultats expérimentaux. Les deuxièmes sont inspirés de la thermodynamique, basés sur la cinétique, et fondés sur des phénomènes physiques ainsi que sur la structure cristalline. Roth et Mohr (2014) [9] et Francart (2017) [10] résumant différents modèles pour chaque famille.

Plus particulièrement, le modèle de Johnson-Cook (1983, 1985) [3], [4] sert de référence parmi les modèles phénoménologiques. La limite d'élasticité est exprimée comme dépendante de l'écroutissage ( $\epsilon_p$ ), de la vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon}$ ) et des effets de température ( $T$ ). Johnson et Cook (1983) [3] ont écrit un article de référence concernant l'identification des constantes du modèle appliquées à l'écoulement pour différents types de métaux. Néanmoins, la résistance à l'écoulement donnée par le modèle souffre de plusieurs inconvénients que plusieurs études comparatives (Hor *et al.* (2013) [11], He *et al.* (2013) [12], Francart (2017) [10], Simon, Demarty et Rusinek (2018) [13], Simon, Demarty et Rusinek (2019) [14], *etc.*) ont signalé au fil des années. Outre cela, l'équation donnée par Johnson et Cook (1983) [3] ne suffit pas, le comportement à la rupture doit aussi être pris en compte. Johnson et Cook (1985) [4] développent un modèle d'endommagement cumulatif pour la fracture dynamique sur une série de trois différents métaux.

La déformation plastique de rupture dépend de la triaxialité des contraintes  $\sigma^*$ , de la vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon}$ ) et des effets de température ( $T$ ). La contrainte triaxiale (paramètre noté  $\sigma^*$  ou  $\eta$  dans certains livres et par certains auteurs) définit l'état de contraintes dans le matériau, les différentes directions que peut prendre le champ de contraintes. Le rapport  $\sigma^*$  influence grandement la quantité de déformation plastique qu'un matériau peut supporter avant fracture [15]. Différentes expressions pour  $\sigma^*$ ,  $\dot{\epsilon}$  et  $T$  sont revues par Francart (2017) [10]. Cependant, certains résultats expérimentaux semblent suggérer que la triaxialité n'est pas suffisante pour expliquer les différences dans la ductilité de certains métaux (exemple dans Dorogoy, Rittel et Godinger (2015) [16], détails dans la section « III.1.3.3 »).

D'autres modèles, qu'ils soient phénoménologiques ou empiriques, peuvent donc être cités. Pour autant, le modèle de Johnson-Cook sera retenu en raison de sa simplicité d'utilisation, sa praticité et son efficacité à prédire la réponse mécanique des métaux dans de nombreuses applications, incluant celles à hauts taux de déformation.

#### III.1.3.2 Modèle de Johnson-Cook

La contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  est exprimée en (III-1) avec un code couleur en fonction de la déformation plastique  $\epsilon_p$ , du taux de déformation plastique normalisé  $\dot{\epsilon}_p^*$  et de la température normalisée  $T^*$  par le modèle de Johnson-Cook.

$$\sigma_{eq} = (A + B \cdot \varepsilon_p^n) \cdot (1 + C \cdot \ln(\varepsilon_p^*)) \cdot (1 - T^{*m}) \quad (\text{III-1})$$

Les quantités non-dimensionnelles sont décrites comme il suit. Premièrement,  $\varepsilon_p^* = \varepsilon_p / \varepsilon_{p,0}$  est le rapport entre le taux de déformation plastique  $\dot{\varepsilon}_p$  et une référence  $\dot{\varepsilon}_{p,0}$  (ou  $\dot{\varepsilon}_0$ ). Deuxièmement,  $T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r)$  est le rapport entre l'écart de température entre la température du matériau  $T$  et la température dite de transition  $T_r$  (correspondant à la température ambiante ( $\sim 24^\circ\text{C}$ , 297,15 K)) et l'écart entre la température de fusion du matériau  $T_m$  ( $\sim 1450^\circ\text{C}$ , 1723,15 K pour l'acier) et  $T_r$ .

Dans l'équation (III-1), cinq constantes (paramètres) définies plus loin doivent être identifiées par une procédure expérimentale : en vert par des essais quasi-statiques, en bleu par des essais dynamiques, en rouge par des essais (quasi-statiques) en température. Ces constantes sont :  $A$  la limite élastique ( $\sigma_y$  ou  $R_e$ ),  $B$  le facteur d'écroûissage,  $n$  le coefficient-puissance d'écroûissage,  $C$  le facteur de sensibilité au taux de déformation,  $m$  le coefficient-puissance de sensibilité à la température.

Fournie dans ABAQUS, la déformation plastique équivalente (à la rupture)  $\varepsilon_{p,f}$  est exprimée en (III-2) en fonction de la contrainte triaxiale  $\sigma^*$ , du taux de déformation normalisé  $\varepsilon_p^*$  et de la température normalisée  $T^*$  par le modèle de Johnson-Cook.

$$\varepsilon_{p,f} = (d_1 + d_2 \cdot e^{d_3 \cdot \sigma^*}) \cdot (1 + d_4 \cdot \ln(\varepsilon_p^*)) \cdot (1 + d_5 \cdot T^*) \quad (\text{III-2})$$

La quantité  $\sigma^*$  est, plus précisément, le rapport (III-3) entre la contrainte isostatique  $\sigma_h$  (ou contrainte sphérique ou moyenne  $\sigma_m$ ) et la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  (ou  $\bar{\sigma}$ , généralement celle de von Mises  $\sigma_{eq,vM}$ ). Dans les cas simples, ce paramètre tend vers moins l'infini en compression hydrostatique, vaut  $-2/3$  en compression biaxiale,  $-1/3$  en compression uniaxiale, 0 en cisaillement pur,  $+1/3$  en traction uniaxiale,  $+2/3$  en traction biaxiale et  $+1$  en tension généralisée. Les différents termes sont soigneusement définis en annexe B.1, mais pour synthétiser :

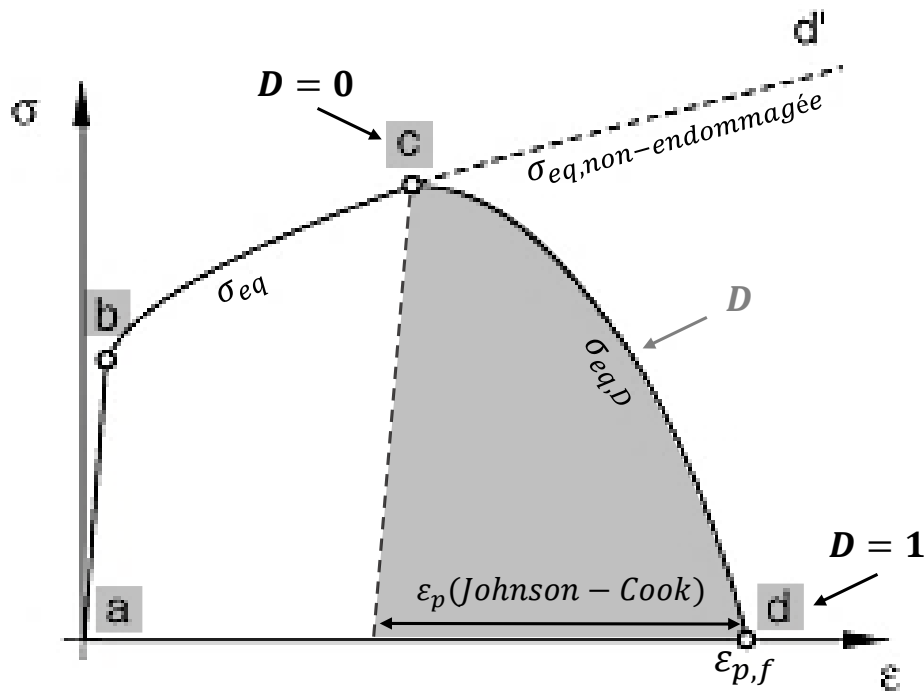
- $\sigma_h$  correspond au tiers du premier invariant du tenseur des contraintes  $\bar{\sigma}$  et  $\bar{T}$  noté  $I_1$  égale à la trace de la matrice  $tr(\sigma_{ii})$ . Il est rappelé que  $\sigma_I$ ,  $\sigma_{II}$  et  $\sigma_{III}$  sont les contraintes principales de  $\sigma_{ij}$ .
- $\sigma_{eq}$  est proportionnelle au deuxième invariant du tenseur des contraintes déviatoriques  $s_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_h \cdot \delta_{ij}$  ( $\delta_{ij}$  ou  $\bar{I}d$  le tenseur de la matrice identité) noté  $J_2$ .

$$\sigma^* = \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} = \frac{1/3 \cdot I_1}{\sqrt{3} \cdot J_2} = \frac{1/3 \cdot (\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III})}{1/\sqrt{2} \cdot \sqrt{(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_I - \sigma_{III})^2}} \quad (\text{III-3})$$

Dans l'équation (III-2), cinq constantes doivent également être identifiées par une procédure expérimentale. Ces constantes sont :  $d_1$  la déformation plastique (équivalente) quand l'endommagement  $D$  commence,  $d_2$  le premier paramètre de contrainte triaxiale,  $d_3$  le deuxième paramètre de contrainte triaxiale,  $d_4$  le paramètre de rupture dynamique,  $d_5$  le paramètre de rupture en température.

L'endommagement  $D$ , progressif, repose sur l'expression de  $\varepsilon_{p,f}$  écrite en (III-2). La variable numérique d'endommagement  $\omega_D$  s'accumule par incréments de déformation plastique  $\Delta\varepsilon_p$  selon (III-4). Il est indispensable de comprendre que cette variable d'endommagement  $\omega_D$  s'accroît *post-pic*, c'est-à-dire dans le domaine de plasticité localisée d'une courbe de traction, interprétation rendue sur la Figure III.3.

$$\omega_D = D = \sum_{D=0}^{D=1} \frac{\Delta\varepsilon_p}{\varepsilon_{p,f}} = \int_{D=0}^{D=1} \frac{d\varepsilon_p}{\varepsilon_{p,f}} \quad (\text{III-4})$$



**Figure III.3.** Schématisation sur une courbe de traction de l'endommagement progressif dans les matériaux ductiles. La partie  $a-b-c-d'$  est la réponse non endommagée ( $\sigma_{eq}$ , (III-1)). La partie  $a-b-c-d$  est la réponse endommagée à partir du point  $c$  où  $c$  est le point initial à l'endommagement.  $c-d$  est l'évolution de l'endommagement se manifestant par une dégradation du module de Young (pente du coefficient directeur de  $a-b$ ) avec  $\sigma_{eq,D} = \sigma_{eq,non-endommagée} \cdot (1 - D)$ . Le dernier point,  $d$ , correspond à la rupture ( $\epsilon_{p,f}$ , (III-2)) qui se manifeste par la suppression d'un élément fini durant la simulation numérique (adaptée de [17]).

### III.1.3.3 Limites du modèle de Johnson-Cook

Le modèle de Johnson-Cook n'est pas adapté pour tous les matériaux et à toutes les situations. Ainsi, des équations supplémentaires peuvent s'ajouter au modèle (exemple : addition d'une équation spécifique en cisaillement pouvant prendre plusieurs formes, résumées dans Meyers (1994) [18]) ou alors le modèle lui-même peut être couplé à un autre (exemple : Lin et Chen (2010) [19]). Comme suggéré par Hor *et al.* (2013) [11], des modifications directes de l'expression de la contrainte de Johnson-Cook (expression (III-1)) peuvent également se pratiquer. Parmi les nombreux exemples : Grujicic *et al.* (2012) [20], Francart (2017) [10], He *et al.* (2013) [12], Moris Devotta *et al.* (2019) [21]).

Récemment, des auteurs ont suggéré que le paramètre de Lode  $L$ , qui joue sur la forme de la surface de plasticité tandis que  $\sigma^*$  en contrôle la taille [1], peut être déterminant (Pivonka et Willam (2003) [22], Bai et Wierzbicki (2008) [1], Gao *et al.* (2009) [23], Barsoum, Faleskog et Pingle (2012) [24], Keshavarz, Ghajar et Mirone (2014) [25]). *Per se*, l'expression (III-2) permettant de calculer la déformation plastique peut être limitée :  $L$  change selon la géométrie de l'éprouvette (Barsoum, Faleskog et Pingle (2012) [26]), c'est pourquoi la section de déformation considérée peut changer la manière dont le matériau plastifie. En particulier, Barsoum, Faleskog et Pingle (2012) [26] observent que l'influence de Lode serait plus prononcée pour des matériaux à haute limite élastique, rendant délicat la caractérisation des aciers à hautes limites élastiques rencontrées dans les noyaux de projectile. Toutes circonstances confondues, l'extension de la théorie de plasticité ne s'applique pas à tous les matériaux ductiles. Bai, Teng et Wierzbicki (2006) [27] rapportent que l'acier 1055 ne montre pas d'effet notable de la pression hydrostatique ou d'effet de Lode sur la plasticité, et que l'acier DH36 ne montre pas d'effet notable de Lode.

Des modèles micromécaniques prenant en compte notamment  $\sigma^*$  et  $L$ , tels que le critère modifié de Mohr-Coulomb proposé par Bai et Wierzbicki (2008, 2010) [1], [28], pourraient être envisagés. Toutefois, ce dernier modèle est plus compliqué à calibrer et ne prend pas en compte la dépendance du taux de déformation et de la température. Le modèle de Johnson-Cook, bien qu'imparfait, donne lieu à une bonne description du comportement des matériaux avec une relative simplicité.

## III.2 Présentation des géométries testées

Les différentes géométries testées dans le travail de thèse, accompagnées des équations de dépouillement lors du traitement des données, sont présentées.

### III.2.1 Introduction : vue globale des géométries

Les différentes géométries introduites dans Duplan, Saletti et Forquin (2019) [29] sont montrées dans la Figure III.4, ainsi que les plans de définition, Figure III.5.

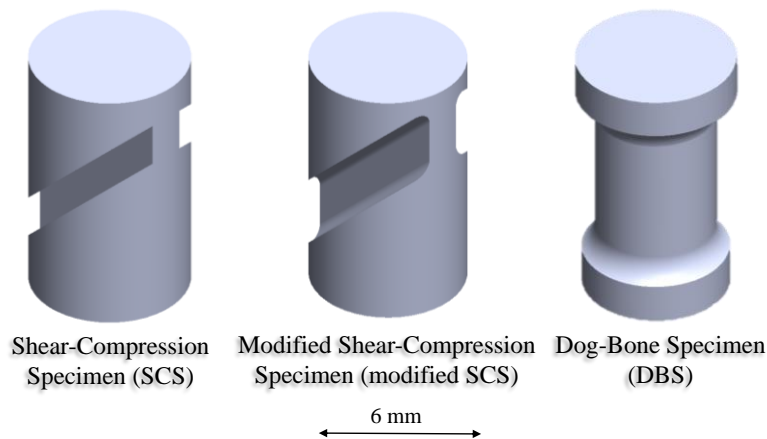


Figure III.4. Modèles 3D des géométries dites SCS (originale et modifiée) accompagnées d'une géométrie dite en « os-de-chien » [29].

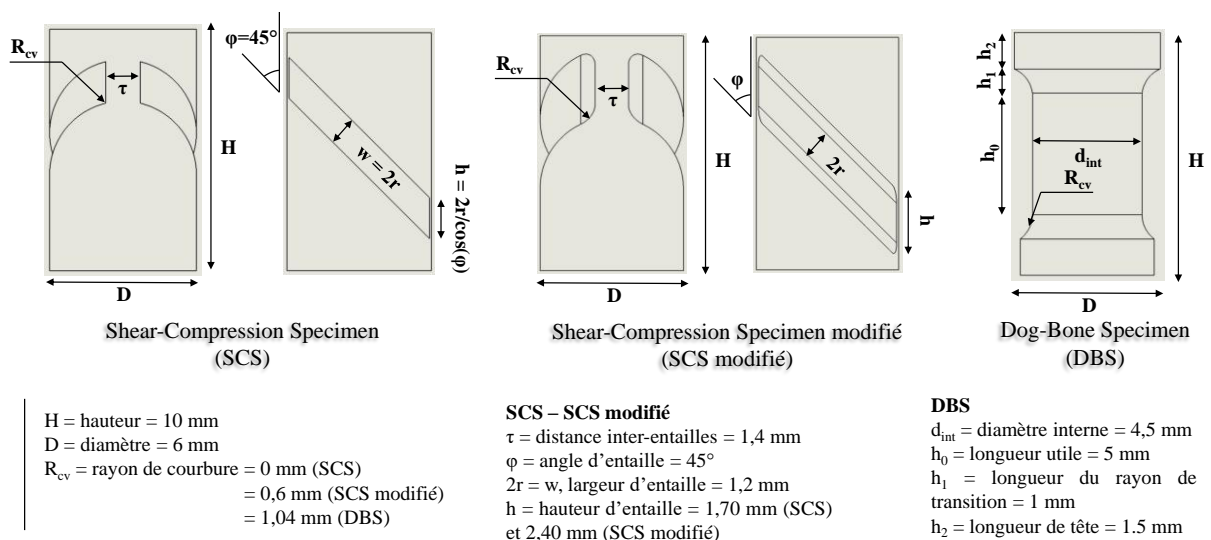


Figure III.5. Dimensions des géométries SCS, SCS Rcv et DBS (traduite de [29]).

### III.2.2 Shear-Compression Specimen (SCS)

#### III.2.2.1 Présentation de la géométrie

La géométrie *Shear-Compression Specimen* (« Échantillon Cisaillement-Compression »), dénotée par le sigle SCS, est un cylindre sur lequel une paire d'entailles parallèles opposées, de forme (quasi)rectangulaires et inclinées à 45° par rapport à l'axe de l'échantillon, sont usinées. Ce type de géométrie fut initialement développé par Rittel, Lee et Ravichandran (2002) [30] pour la caractérisation du comportement plastique d'un alliage de titane (Ti-6Al-4V), d'un alliage de cuivre (OFHC (*Oxygen-Free High thermal Conductivity*)) et d'un alliage

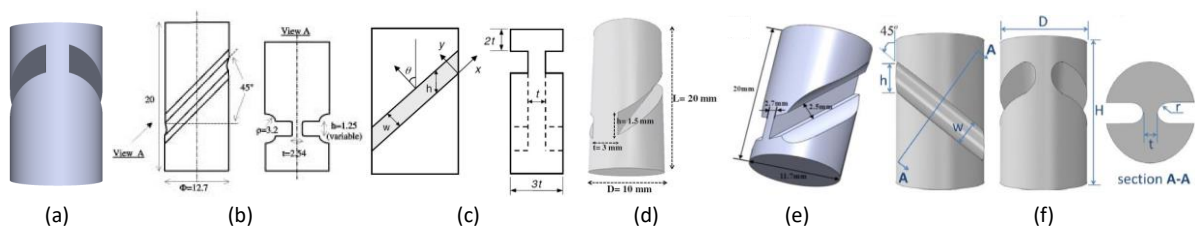


d'aluminium (6061-T351). Cette géométrie a été étudiée par une série de simulations numériques dans Dorogoy et Rittel (2005a) [31] et dans Dorogoy et Rittel (2005b) [32]. Le mode de rupture est dominé par du cisaillement [30] et, plus particulièrement, la région qui rompt correspond à un état de cisaillement confiné [33]. Des paramètres de Johnson-Cook peuvent en être déduits (Dorogoy et Rittel (2009) [34]).

L'échantillon est utilisé sur une large gamme de taux de déformation ( $10^{-3}$  à  $10^5$  s<sup>-1</sup> [35]) à la fois en quasi-statique et en dynamique, avec l'avantage de pouvoir utiliser la même technique de traitement des données : les mêmes équations (section « III.2.2.2 ») peuvent être appliquées quelque-soit le type d'essai et le taux de déformation de l'essai, du moment que les forces et déplacements sont connus (section « III.3.4 »). Le désavantage de cette méthode de dépouillement est que des simulations numériques préliminaires sont requises pour déterminer des paramètres inconnus dans ces équations.

Depuis, la géométrie a fait l'objet de plusieurs modifications mineures par rapport à celles proposées en [30] et celles présentes sur la Figure III.6 (a) (géométrie utilisée ici) et sur la Figure III.6 (b). D'abord, il est possible de donner une forme globale rectangulaire à l'échantillon, Figure III.6 (c), une géométrie plus adaptée pour des matériaux viscoélastiques plus « mous » que les métaux comme cela fut expérimenté par Zhao, Knauss et Ravichandar (2009) [35] sur un polymère (polyurée). Aussi, bien que les entailles soient considérées comme rectangulaires dans Rittel, Lee et Ravichandran (2002) [30] et dans Dorogoy, Rittel et Godinger (2015a) [16] (qui comparent des entailles rectangulaires et cylindriques), elles sont en réalité quasi-rectangulaires et comportent un léger arrondi au niveau des coins. Moemeni *et al.* (2012) [36] ont utilisé des entailles parfaitement rectangulaires (Figure III.6 (d), sur un alliage de magnésium (AZ31)), tout comme Sang, Fu et Li (2016) [37] (Figure III.6 (e), sur un alliage d'aluminium (7050)). De plus, le fond des entailles peut comporter un rayon de courbure pour limiter l'effet des concentrations de contraintes, de manière à ce que toute la zone plastifiée corresponde à une entaille circulaire (c'est le cas de Dorogoy, Rittel et Godinger (2015) [16], Figure III.6 (f)) ou que seuls les coins de l'entailles aient une courbure (dans cette thèse, SCS modifié, section « III.2.3 »).

Enfin, l'angle des entailles  $\varphi$  peut varier : habituellement à  $45^\circ$  pour avoir un cisaillement maximal (cf. relation de Schmid et Boas<sup>1</sup>), l'inclinaison des entailles peut créer différents états de contraintes et donc contrôler l'état triaxial de la zone plastifiée selon Rittel, Lee et Ravichandran (2002) [30]. Ces différents angles ont été testés expérimentalement par Vural, Molinari et Bhattacharyya (2011) [38] (géométrie de la Figure III.6 (c)) et par Francart *et al.* (2017) [39] (géométrie similaire à la Figure III.6 (f)). À  $45^\circ$ , la contrainte triaxiale est majoritairement compressive (égale à  $1/3$ ) [7].



**Figure III.6.** Différentes géométries SCS : (a) SCS classique (utilisée dans ce chapitre), (b) SCS classique dans sa première forme [30], (c) SCS à section rectangulaire [35], (d) SCSC classique, entailles parfaitement rectangulaires [36], (e) SCSC classique dans sa première forme, entailles parfaitement rectangulaires [37], (f) SCS avec entailles cylindriques [16].

La géométrie SCS a également été adaptée pour des essais en traction par Dorogoy, Rittel et Godinger (2015b) [40] avec la géométrie *Shear-Tension Specimen* ou STS. Dorogoy et Rittel (2017) [41] ont consacré une étude comparative entre les géométries en compression (SCS) et en traction (STS) sur du tantale Ta de  $10^3$  à  $10^4$  s<sup>-1</sup>. Le comportement en rupture dynamique avec STS est nettement différent de celui avec SCS en terme de déformation, ce-dernier développant plus de ductilité. Ces différences ne sont pas attribuées à une dissymétrie intrinsèque de comportement compression-traction mais à une différence de contrainte triaxiale  $\sigma^*$  entre les

<sup>1</sup> Relation de Schmid et Boas : Donne la contrainte de cisaillement  $\tau$ , créée par un chargement uniaxial  $\sigma$ , en fonction de l'orientation. Elle se base sur les angles  $\phi$  (angle de plan de glissement) et  $\lambda$  (angle de direction de glissement), dont le produit des cosinus donne le facteur de Schmid  $k_S$ , tel que :  $\tau = \sigma \cdot k_S = \sigma \cdot \cos(\phi) \cdot \cos(\lambda)$ . Le cisaillement est maximal lorsque  $\phi = \lambda = 45^\circ$  et  $\sigma = \sigma_y$  :  $\tau_{max} = (1/2) \cdot \sigma_y$ .

deux géométries pendant l'accumulation de l'endommagement (-0,5 – -2,0 pour SCS en compression, 0,7 – 1 pour STS en traction).

### III.2.2.2 Système d'équations

Dans le ligament d'une géométrie SCS, le calcul de la déformation plastique équivalente  $\varepsilon_{eq}$  et de la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  ( $\sigma_{vM}$  au sens de von Mises) est décrit par le système phénoménologique ou géométrique en (III-5). Le développement inhérent de ce système commence avec Rittel, Lee et Ravichandran (2002) [30] où seules trois constantes  $k$  sont suffisantes. Par la suite, une fonction polynomiale d'ordre 2 est proposée (Dorogoy et Rittel (2005a, 2005b) [31], [32]). Un troisième ordre peut être utilisé pour mieux capturer les phénomènes non linéaires, comme dans Francart *et al.* (2017) [39] et dans Francart (2017) [10]. La plupart des termes du système sont décrits sur la Figure III.5 ;  $F$  est la force et  $d$  le déplacement ( $d_y$  le déplacement élastique relié à la limite élastique).

$$\begin{cases} \varepsilon_{eq} = k_1 \cdot \left(\frac{d-d_y}{h}\right) + k_2 \cdot \left(\frac{d-d_y}{h}\right)^2 + k_3 \cdot \left(\frac{d-d_y}{h}\right)^3 \\ \sigma_{eq} = k_4 \cdot (1 - k_5 \cdot \varepsilon_{eq}) \frac{F^{k_6}}{D \cdot \tau} \end{cases} \quad (\text{régime plastique}) \quad \text{(III-5)}$$

Différentes inconnues  $k_i$  (avec  $i \in [1 ; 6] \subset \mathbb{N}$ ) doivent être identifiées par simulation numérique. Le logiciel commercial ABAQUS (ABAQUS *Explicit* pour un schéma d'intégration explicite, version 2016) est employé et s'appuie sur la Méthode des Éléments Finis (MEF). Une compression quasi-statique est simulée, les modèles géométriques de SOLIDWORKS sont importés dans ABAQUS.

### III.2.2.3 Identification des paramètres géométriques

#### III.2.2.3.i Modèle pour la simulation numérique

Un modèle élasto-plastique parfait est introduit dans ABAQUS, avec une limite élastique  $\sigma_y$  à 3,3 GPa (cette valeur est justifiée dans la section « III.4.1 », partie traitant des résultats expérimentaux).

La géométrie est discrétisée par des éléments TET (tétraédriques) C3D10M (éléments 3D à 10 nœuds) de taille 0,3 mm (le maillage final fait 45.553 nœuds pour 30.516 éléments). Ce type d'élément est choisi car plus pratique pour créer un maillage avec des formes complexes [42], comme c'est le cas autour des entailles. Ils utilisent une interpolation bilinéaire des nœuds qui améliore la précision des résultats (comparé aux éléments C3D10 linéaires du premier ordre) et augmente la robustesse lors d'une déformation finie, tout en évitant des problèmes numériques rencontrés avec les éléments totalement intégrés comme le *shear locking* (cisaillement parasite menant à un élément de raideur exagérée) [42]. De plus, les éléments TET ont aussi été utilisés par Dorogoy et Rittel (2005a) [31] après avoir utilisé des HEX ou BRICK (briques) dans Rittel, Lee et Ravichandran (2002) [30].

En ce qui concerne les conditions limites et de chargement (Figure III.7), le déplacement axial de la base est fixé à 0, un champ de vitesse axiale homogène est appliqué sur la surface du dessus. L'amplitude de cette vitesse augmente progressivement à 5 m/s durant les premières 40  $\mu$ s afin d'assurer des conditions d'équilibre ; ici, le temps aller-retour d'onde vaut deux fois la longueur de l'échantillon sur la vitesse, soit environ 4  $\mu$ s, ce qui représente 10 allers-retours avant d'atteindre la vitesse maximale (les effets inertiels peuvent donc être négligés). La simulation s'arrête après 100  $\mu$ s, soit 0,4 mm de déplacement<sup>2</sup>. En addition, un plan de symétrie est pris en compte pour réduire le temps de calcul.

<sup>2</sup> Sur le déplacement  $d$  : À partir de la courbe de vitesse  $V$  temporelle ( $t$ ), et sachant que  $V = d/t \Leftrightarrow d = V \cdot t$ , le déplacement est obtenu par l'intégrale de la vitesse, soit l'aire sous la courbe :  $d = \int v \cdot dt + V_0$  ( $V_0$  nulle), c'est-à-dire  $(1/2) \cdot \int_0^{40} V \cdot dt$  additionnée à  $\int_{40}^{100} V \cdot dt$ , avec 5 m/s pour  $V$ .

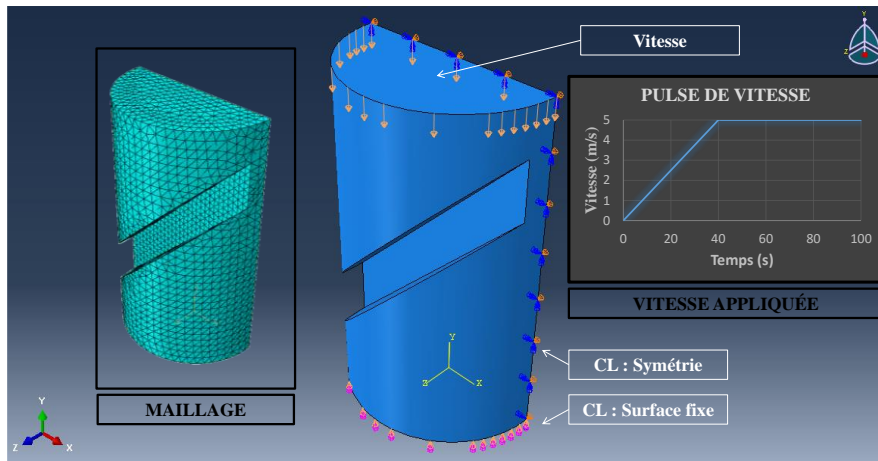


Figure III.7. Conditions limites de l'acier SCS avec vues sur la montée en vitesse et sur le maillage.

Les moyennes des forces (nodales)  $F$  et des déplacements (des nœuds)  $d$  sur la surface supérieure de l'échantillon sont extraites pour en calculer les déformations et contraintes dans la section cisailée (zone plastifiée) comprise entre les deux entailles. Cette étape numérique est indispensable pour déterminer les différentes inconnues que sont les paramètres constants  $k_1$  à  $k_6$ , ainsi que le déplacement élastique  $d_y$ .

### III.2.2.3.ii Paramètres à température ambiante (petites déformations)

Avant tout,  $d_y$  doit être identifié, Figure III.8 (a). Vers 0,1 mm, la variable d'ABAQUS PEEQ *i.e.* la déformation plastique équivalente  $\varepsilon_{eq}$ , augmente (Figure III.8 (b)).  $d_y = 89,69 \mu\text{m} \sim 0,1 \text{ mm}$  est déduit. Selon la première équation de (III-5),  $k_1$ ,  $k_2$  et  $k_3$  sont déterminés en traçant le graphe  $\varepsilon_{eq} = f((d - d_y)/h)$ , Figure III.9 (a) : chaque coefficient est déduit d'une courbe de tendance du troisième ordre, forcée de passer par zéro, qui *fit* (au sens de la méthode des moindres carrés) le mieux tous les points.

Quant à la deuxième équation de (III-5) concernant  $k_4$ ,  $k_5$  et  $k_6$ , celle-ci est réécrite sous la forme  $(\sigma_{eq} \cdot D \cdot \tau) / F^{k_6} = k_4 \cdot (1 - k_5 \cdot \varepsilon_{eq})$ . Ainsi, le graphe  $k_4 \cdot (1 - k_5 \cdot \varepsilon_{eq}) = f(\varepsilon_{eq})$  peut être tracé, Figure III.9 (b) : en considérant l'équation linéaire  $y = a \cdot x + b$  avec  $y = (\sigma_{eq} \cdot D \cdot \tau) / F^{k_6}$  et  $x = \varepsilon_{eq}$ , le calcul de  $k_4$  et  $k_5$  est tel que  $b = k_4$  et  $a = -k_4 \cdot k_5$ . Le tracé de  $(\sigma_{eq} \cdot D \cdot \tau) / F^{k_6}$  fonctionne si  $k_6$  est connu ; il est fixé à 1, comme reporté par Francart *et al.* (2017) [39] qui étudièrent la variabilité des paramètres  $k_i$  en fonction de  $\varphi$ .

Le Tableau III-1 résume les valeurs des coefficients  $k_i$  et du déplacement élastique  $d_y$ . Il convient d'indiquer que ces paramètres sont valides pour : un angle d'entaille  $\varphi$  de 45° et des matériaux à (très) haute limite élastique avec un faible écrouissage.

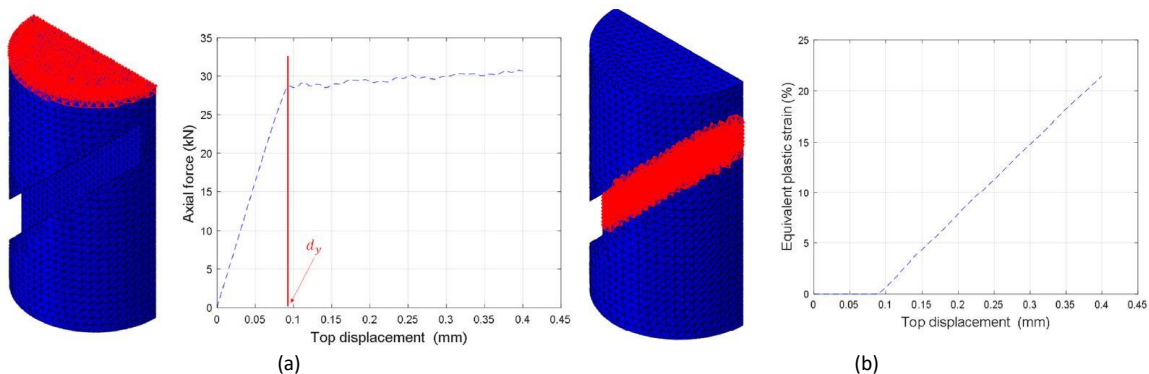


Figure III.8 (a) Identification de  $d_y$  à partir du graphe de la force numérique  $F$  (extraction nodale des éléments en rouge) vs. le déplacement  $d$  (extraction nodale unique) [33]. (b) Évolution de la valeur numérique de  $\varepsilon_{eq}$  dans la section de jauge en fonction du déplacement  $d$  [33].

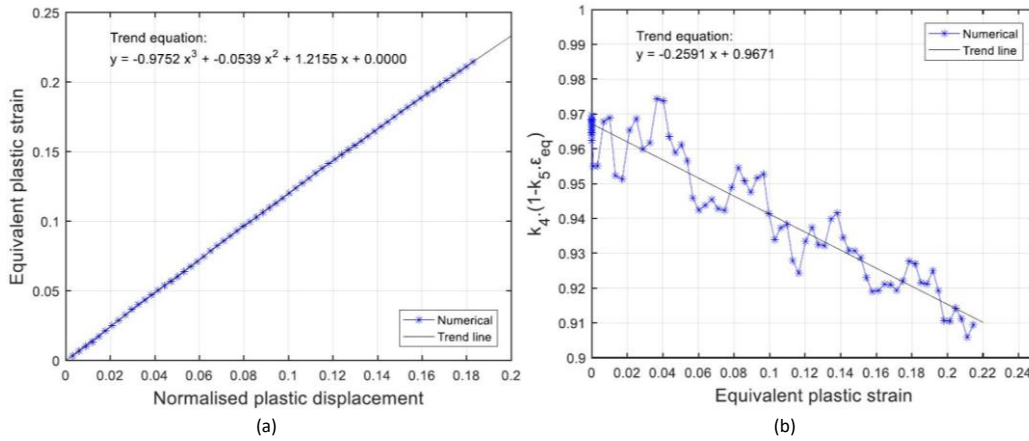


Figure III.9. (a) Évolution de  $\epsilon_{eq}$  fonction du déplacement plastique normalisé. (b) Identification des coefficients  $k_4$  et  $k_5$  (avec  $k_6 = 1$ ) [33].

Tableau III-1. Tableau récapitulatif des paramètres  $k_i$  avec  $d_y$  pour la géométrie SCS en « petites » déformations (« petites » se réfèrent à des déformations plastiques n'excédant pas les 20 %, ces paramètres devraient être utilisés en quasi-statique et en dynamique).

Paramètres SCS	« Petites » déformations						$d_y$ (mm)
	$k_1$ (-)	$k_2$ (-)	$k_3$ (-)	$k_4$ (-)	$k_5$ (-)	$k_6$ (-)	
Valeurs	1,2155	-0,0539	-0,9752	0,9671	0,2679	1,0000	0,08969

### III.2.2.3.iii Paramètres à haute température (grandes déformations)

À plus haute température, la ductilité est plus importante, la déformation plastique tend à être plus élevée. Cela est traduit par le terme  $(1 + d_5 \cdot T^*)$  dans l'une des équations de Johnson-Cook (celle sur  $\epsilon_{p,f}$ ).

L'utilisation des paramètres du Tableau III-1 ne permet pas de traiter correctement les courbes de données obtenues en température. La simulation numérique est donc refaite de manière à atteindre une déformation plastique proche des 100 %. Cette fois-ci, la simulation s'arrête après 400  $\mu s$ , soit 1,9 mm de déplacement (vitesse gardée à 5 m/s). Les graphes obtenus alors sont montrés sur la Figure III.10.

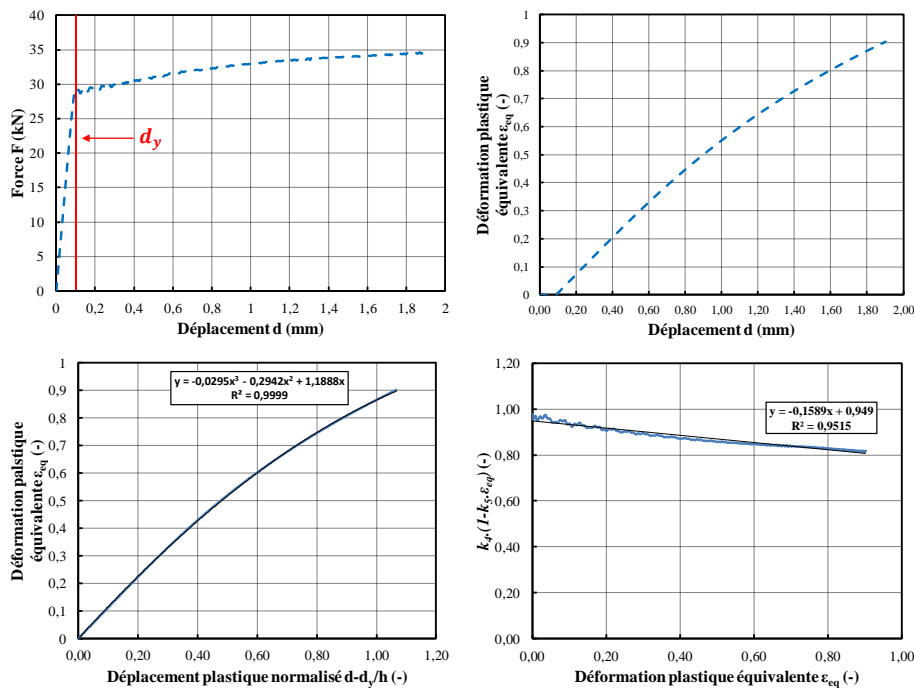


Figure III.10. Principaux graphes d'intérêt pour la caractérisation des paramètres  $k_i$ , ici pour de larges déformations plastiques.

Le Tableau III-2 résume les valeurs des coefficients  $k_i$  et du déplacement élastique  $d_y$  en température. Il peut être remarqué que : le  $d_y$  est le même puisque la limite élastique fixée dans le modèle numérique n'a pas changé, une augmentation importante de  $k_2$  qui est la preuve que la plasticité n'est plus linéaire, le paramètre  $k_4$  change peu puisque les effets de température ne sont pas considérés dans la simulation pour l'adoucissement en contraintes (mais cela n'empêche pas l'identification d'être quand même valide, section « III.5.1 »).

Tableau III-2. Tableau récapitulatif des paramètres  $k_i$  avec  $d_y$  pour la géométrie SCS en « grandes » déformations (« grandes » se réfèrent à des déformations plastiques jusqu'à les 100 %, ces paramètres devraient être utilisés en température).

Paramètres SCS	« Grandes » déformations						$d_y$ (mm)
	$k_1$ (-)	$k_2$ (-)	$k_3$ (-)	$k_4$ (-)	$k_5$ (-)	$k_6$ (-)	
Valeurs	1,1888	-0,2942	-0,0295	0,9490	0,1674	1,0000	0,08969

### III.2.2.4 Validation du modèle géométrique et des paramètres géométriques

#### III.2.2.4.i Validation numérique des $k_i$

L'évaluation de la fiabilité des différents paramètres  $k_i$  est présentée sur la Figure III.11. Les déformations plastiques et contraintes équivalentes  $\epsilon_{eq}$  et  $\sigma_{eq}$ , obtenues en section de jauge en numérique, sont pour cela comparées à  $\epsilon_{eq,calc}$  et  $\sigma_{eq,calc}$ .  $\epsilon_{eq,calc}$  et  $\sigma_{eq,calc}$  sont calculées à partir du traitement des forces et déplacements  $F$  et  $d$  numériques en utilisant le système d'équations (III-5) et les paramètres  $k_i$  trouvés à la fois dans le Tableau III-1 et dans le Tableau III-2. L'Erreur Relative ER (différence absolue non considérée) est alors calculée, Figure III.11 (a) pour les paramètres identifiés en « petites » déformations (Tableau III-1) et Figure III.11 (b) pour les paramètres identifiés en « grandes » déformations (Tableau III-2).

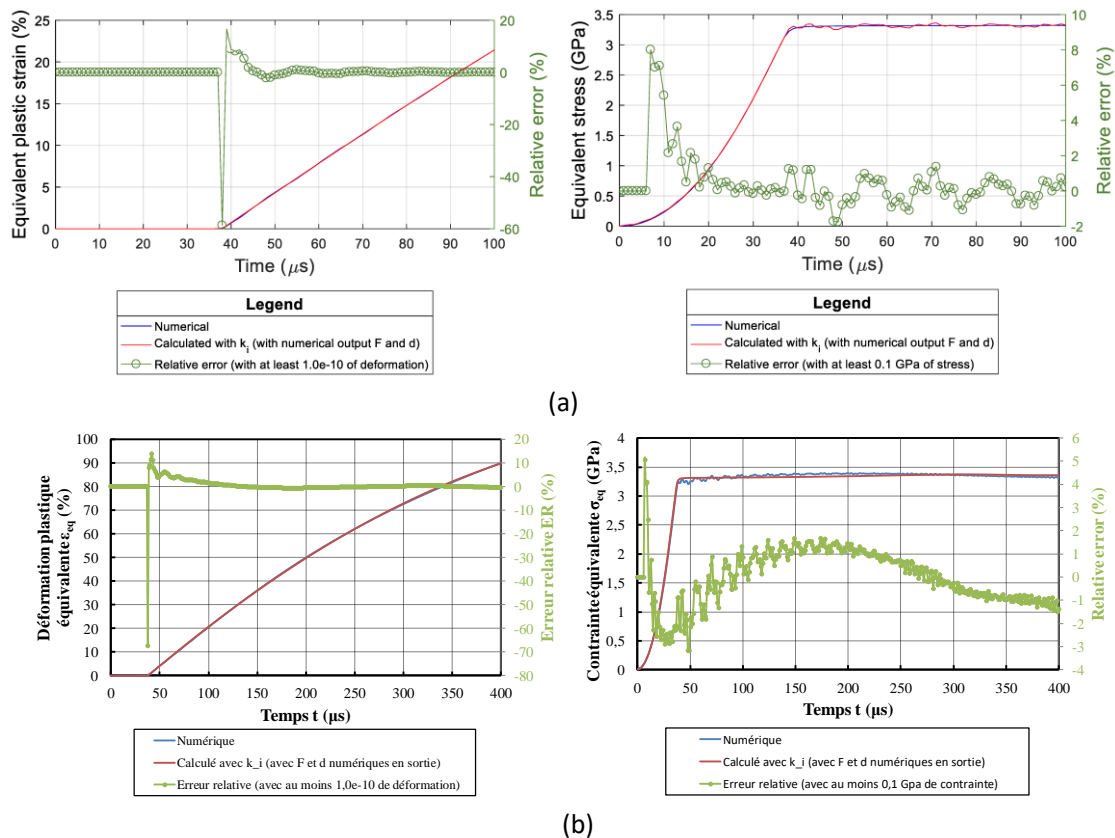


Figure III.11. Comparaison de  $\epsilon_{eq}$  et  $\sigma_{eq}$  avec  $\epsilon_{eq,calc}$  et  $\sigma_{eq,calc}$  en plus de leurs ER respectives, cas des (a) « petites » déformation ( $k_i$ ) [33] et (b) grandes » déformations ( $k_i$  en température).

III.2.2.4.ii Hypothèse du modèle élasto-plastique parfait

Les courbes expérimentales montreront un certain écrouissage. Dans Duplan, Saletti et Forquin (2018) [33], l'hypothèse d'une plasticité parfaite a été testée pour son application dans la caractérisation des paramètres  $k_i$  (et donc son utilisation pour un métal « réel » à comportement élasto-plastique non parfait).

Une loi d'écrouissage a été considérée pour l'acier avec les paramètres suivants :  $\sigma_y = 2,7$  GPa pour  $\varepsilon_p = 0$ ,  $\sigma_y = 3,3$  GPa pour  $\varepsilon_p = 0,1$  et  $\sigma_y = 3,9$  GPa pour  $\varepsilon_p = 0,2$ . La même méthode d'identification des paramètres  $k_i$  permet d'en déduire des paramètres  $k_i$  avec « écrouissage » dénotés  $k_{i,hardening}$  (Figure III.12 (a)). Ces derniers donnent :  $k_{1,hardening} = 1,0391$ ,  $k_{2,hardening} = -1,5654$ ,  $k_{3,hardening} = 2,3236$ ,  $k_{4,hardening} = 0,9613$ ,  $k_{5,hardening} = 0,2802$ ,  $k_{6,hardening} = 1,0000$  et  $d_{y,hardening} = 0,07632$  mm.

Les paramètres  $k_i$  (identification n'assumant aucun écrouissage (toujours sur la Figure III.12 (a)) sont utilisés pour traiter les données numériques ( $F$  et  $d$ ) du modèle avec écrouissage (donnant  $\varepsilon_{eq,calc}$  et  $\sigma_{eq,calc}$ ). Les deux jeux de paramètres sont donc échangés pour traiter les deux modèles numériques (sans et avec écrouissage) pour vérifier leur applicabilité. Le niveau de contrainte entre le modèle et celui retrouvé avec les paramètres est quasiment le même, que l'utilisateur ait appliqué les paramètres  $k_i$  ou  $k_{i,hardening}$  dans les calculs. En revanche, pour la déformation plastique : celle attendue dans le modèle sans écrouissage est retrouvée en utilisant les  $k_{i,hardening}$ , mais celle attendue dans le modèle avec écrouissage n'est plus retrouvée en utilisant les  $k_i$  lorsque la déformation plastique dépasse les 10 % de déformation plastique [33]. Ainsi, l'hypothèse d'un modèle de matériau élasto-plastique parfait pour reproduire le comportement d'un métal est valide à condition que le métal testé ait une haute limite élastique et surtout un faible écrouissage.

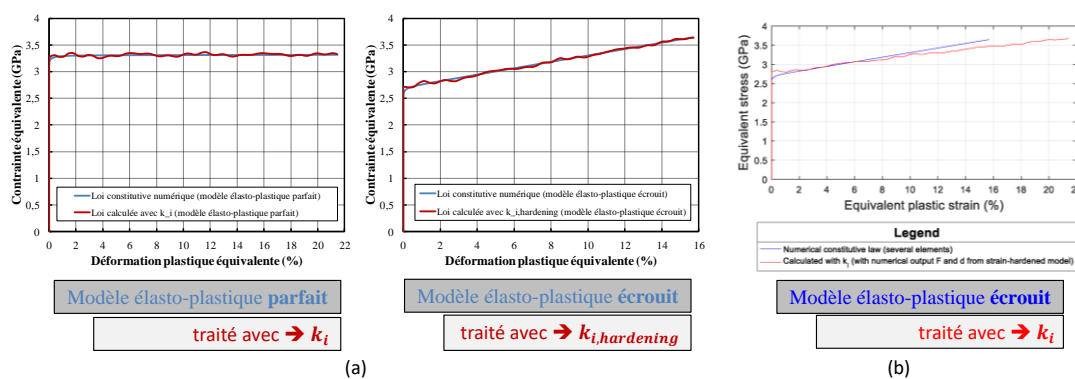


Figure III.12. (a) Courbes de contraintes en fonction de la déformation plastique pour les modèles élasto-plastiques parfait et écrouit. (b) Utilisation des paramètres  $k_i$  pour traiter les forces et déplacements numériques d'un modèle écrouit (courbe rouge), comparée à la courbe numérique obtenue directement dans la section de jauge (courbe bleue) (adaptée de [33]).

III.2.2.4.iii Discussion de l'influence du maillage sur les valeurs de  $k_i$

Des simulations numériques avec le modèle élasto-plastique parfait ont été faites avec deux tailles d'éléments EL : 0,3 mm (celle utilisée initialement) et 0,1 mm autour de la zone d'entaille (hors cette zone, la taille est laissée à 0,3 mm). Cette étude a été faite avec une limite élastique fixée à 2,0 (au lieu de 3,3 GPa). Le Tableau III-3 affiche les erreurs relatives (avec signes). Il semble que le maillage ait peu d'influence, du moins avec la taille de 0,3 mm utilisée, car les paramètres qui pilotent la forme des courbes ( $k_1$  et  $k_4$ ) ont une erreur inférieure à 10 %.

Tableau III-3. Coefficients type SCS avec maillages grossier et fin.

Paramètres SCS	« Petites » déformations avec $\sigma_y = 2,0$ GPa						
	$k_1$ (-)	$k_2$ (-)	$k_3$ (-)	$k_4$ (-)	$k_5$ (-)	$k_6$ (-)	$d_y$ (mm)
Valeurs (EL = 0,3 mm)	1,2640	-0,6553	0,9429	0,9650	0,2456	1,0000	0,05701
Valeurs (EL = 0,1 mm)	1,1718	-0,5730	1,4993	0,9800	0,2704	1,0000	inchangé

ER (%), par rapport à EL = 0,3 mm	7,29	12,56	-59,10	-1,55	-10,10	« 0,00 »	« 0,00 »
-----------------------------------	------	-------	--------	-------	--------	----------	----------

### III.2.3 Shear-Compression Specimen avec rayon de courbure (SCS $R_{cv}$ )

#### III.2.3.1 Introduction d'un $R_{cv}$

Dans la géométrie SCS, les entailles rectangulaires ont des coins à angle droit. Il n'est donc pas absurde de penser que la concentration de contraintes qui en résulte peut jouer sur la résistance (en contrainte voire en déformation) de l'acier. En effet, même si le champ de contraintes est homogène dans la largeur d'entaille (Rittel, Lee et Ravichandran (2002) [30]), la rupture s'amorce sur les coins angulaires (Dorogoy, Rittel et Godinger (2015) [16]). Une autre géométrie est donc envisagée, de telle sorte à ce que la taille de la zone plastifiée soit identique ( $2r = 1,2$  mm, forme rectangulaire), mais en introduisant une courbure qui donne lieu à la transition avec la zone plastifiée dans l'entaille. Cette courbure est choisie égale à la moitié de  $2r$ , soit 0,6 mm. Cette nouvelle géométrie correspond à la *Shear-Compression Specimen with curvature Radius* (« Échantillon Cisaillement-Compression avec Rayon de courbure »), dénotée par le sigle SCS  $R_{cv}$ .

Les travaux de cette thèse seront souvent comparés à ceux de Rittel, spécialement lorsque la contrainte triaxiale et le paramètre de Lode seront évoqués. Une vue d'ensemble entre les deux travaux est donc montrée sur la Figure III.13.

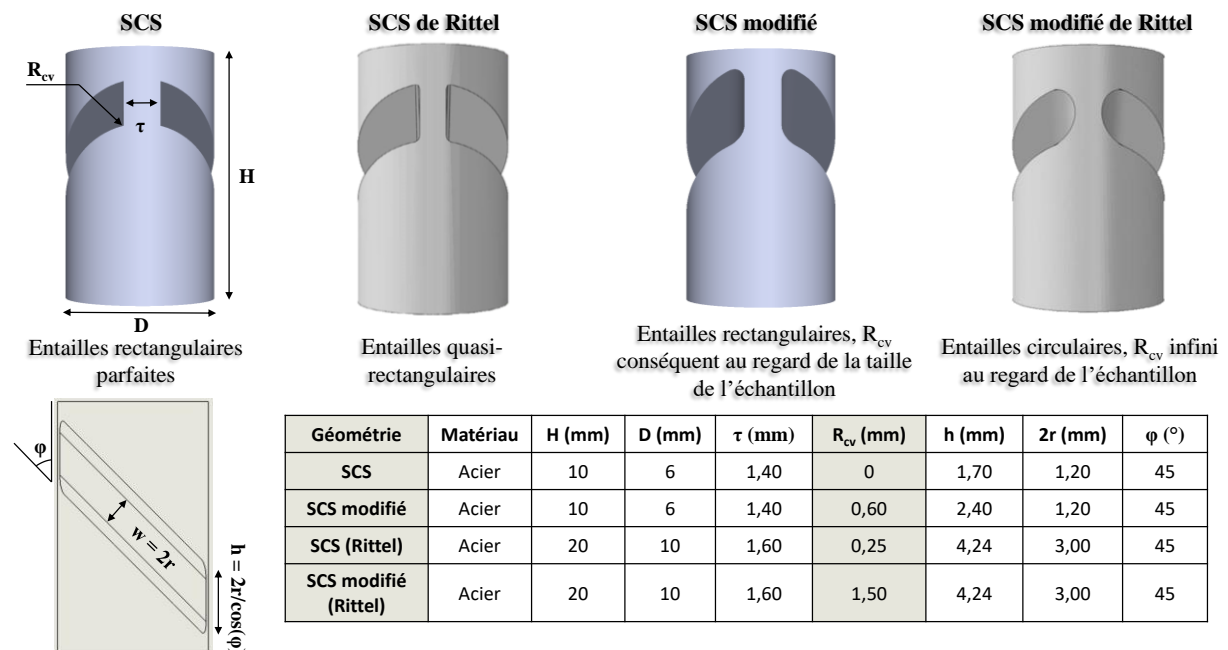


Figure III.13. Parallèle des géométries SCS (non à l'échelle) avec celles de Dorogoy, Rittel et Godinger (2015a) [16], accompagnées des dimensions.

#### III.2.3.2 Identification des paramètres géométriques

La procédure d'identification des paramètres géométriques pour SCS  $R_{cv}$  suit scrupuleusement celle pratiquée et détaillée jusqu'à maintenant pour SCS, le système d'équations utilisé dans le traitement donné étant le même (cf. (III-5)).

Le récapitulatif des paramètres pour cette nouvelle géométrie est donné, Tableau III-4.

Tableau III-4. Tableau récapitulatif des paramètres  $k_i$  avec  $d_y$  pour la géométrie SCS  $R_{cv}$  en « petites » et « grandes » déformations.

« Petites » déformations							
Paramètres SCS	$k_1$ (-)	$k_2$ (-)	$k_3$ (-)	$k_4$ (-)	$k_5$ (-)	$k_6$ (-)	$d_y$ (mm)
Valeurs	0,9012	0,5028	-1,7528	0,9777	0,2869	1,0000	0,08969
« Grandes » déformations							
Paramètres SCS	$k_1$ (-)	$k_2$ (-)	$k_3$ (-)	$k_4$ (-)	$k_5$ (-)	$k_6$ (-)	$d_y$ (mm)
Valeurs	0,9596	-0,1209	-0,0761	0,9670	0,2003	1,0000	0,08969

### III.2.4 Dog-Bone Specimen (DBS)

#### III.2.4.1 Conception de la géométrie

Les géométries SCS sont particulières. Il serait plus rassurant d'avoir une géométrie plus répandue pour mieux trancher sur les résultats. Deux géométries sont candidates : une géométrie diabolo et une géométrie en os de chien. Tout comme SCS (et SCS  $R_{cv}$ ), elles s'astreignent des conditions de contact puisque la rupture a lieu loin du contact impliquant les surfaces supérieures et inférieures des éprouvettes. La géométrie en os de chien doit être suffisamment grande pour que la rupture ait bien lieu dans la zone utile (essai valide), or les échantillons d'aciers disponibles sont petits (hauteur totale de 10 mm). C'est bien la géométrie *Dog-Bone Specimen* (« Échantillon en os de chien »), dénotée DBS, qui est quand même retenue car elle minimise le plus possible l'hétérogénéité des contraintes au centre de l'échantillon, comme il peut être aperçu sur la Figure III.14 (a) par simulation numérique quasi-statique (ABAQUS Standard) avec des éléments CAX4R qui est un type d'élément standard QUAD (quadrilatères) à interpolation bilinéaire avec 4 nœuds, à définition axisymétrique, à intégration réduite (réduction du nombre de points de Gauss sur lesquels le schéma d'intégration est calculé dans un élément, ce qui diminue le temps de calcul), avec contrôle du *hourglass* (biais numérique qui peut conduire une flexibilité trop importante), de taille 0,2 mm. En conditions limites, un déplacement est défini le long des surfaces supérieures (de 0,14/60 mm) et un déplacement fixe est appliqué sur la surface inférieure. Une interaction *self-contact* (« auto-contact ») discrétisée par *surface-to-surface* (« surface à surface ») est créée.

Quelques simulations numériques en implicite ont été réalisées pour concevoir une géométrie qui conduira bien à la rupture de l'échantillon. Différents diamètres internes ( $d_{int}$  de 5,5, 5,0 et 4,5 mm) et plusieurs hauteurs de tête ( $h_2$  de 2,0, 1,5 et 1,0 mm) sont testés, avec l'objectif de : réduire suffisamment  $d_{int}$  pour maximiser la contrainte au centre, avoir un  $h_2$  assez grand pour ne pas être dépendant des conditions de contact mais assez petit pour conserver une longueur utile la plus grande possible, et maximiser la contrainte de von Mises au centre de l'échantillon (et non sur la tête). Il suffit pour cela de vérifier que : la contrainte de von Mises minimale au centre de l'échantillon est supérieure à la contrainte de von Mises maximale mesurée sur la tête supérieure (un exemple en Figure III.14 (b)). Un bon compromis a été trouvé avec un diamètre interne de 4,5 mm et une hauteur de tête de 1,5 mm. Le rayon de courbure  $R_{cv}$  au niveau de la tête est ainsi déduit par rapport à la hauteur de cette courbure (1 mm) : 1,04 mm.

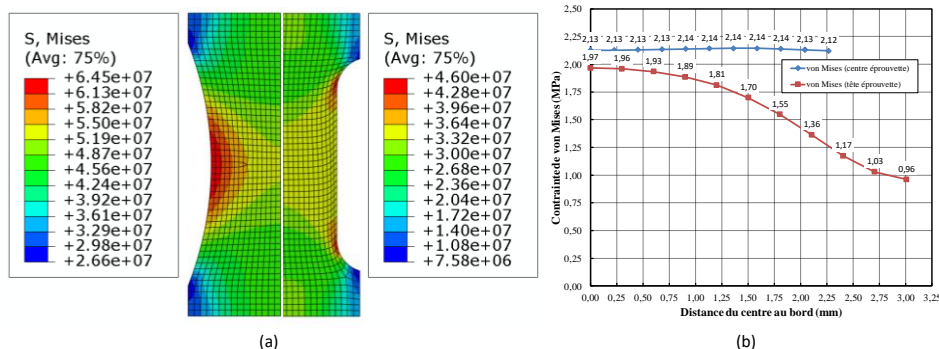


Figure III.14. (a) Visualisation du champ de von Mises (variable S.Mises pour Stress Mises) entre une géométrie diabolo et une « demi-diabolo » (os de chien) ; modèle élasto-plastique parfait (3,0 GPa). (b) Vérification de la contrainte de von Mises au centre et sur la tête de l'éprouvette (tête haute de 1,5 mm, diamètre interne de 4,5 mm, déplacement numérique de 0,09 mm).



De plus, l'influence des conditions de contact a été étudiée par l'introduction d'un coefficient de frottement  $\nu_{fric}$  entre l'acier et des carbures de tungstène (WC) qui seront disposés pendant les essais de compression (les conditions limites sont à présents appliquées sur les WC), Figure III.15. Dans ABAQUS, cela se fait par la définition d'une interaction, à la fois de type tangentielle et de type pénalité entre les surfaces, celles de contact. Les valeurs de 0, 0,2 et 0,5 ont été testées. L'extraction depuis le calcul des forces de contact au niveau de ces surfaces permet de vérifier que la contrainte axiale au centre de l'échantillon varie peu avec  $\nu_{fric}$  puisque la rupture (au centre de l'éprouvette) est bien indépendante du contact avec ce type de géométrie. La contrainte axiale est mesurée directement avec la variable S.22 (contrainte dans la direction 2) sur la tête de l'éprouvette, du centre (0) au bord (6/2 mm), et change en fonction de  $\nu_{fric}$ .

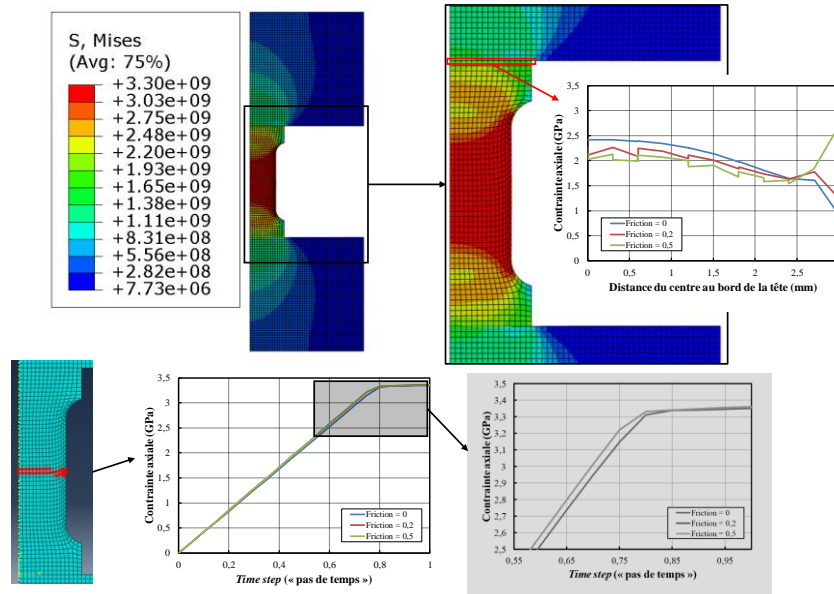


Figure III.15. Simulation de l'acier os de chien entre deux WC, avec les graphes de l'évolution de la contrainte en fonction de la distance radiale d'éloignement de la tête de l'éprouvette et de l'évolution de la contrainte au centre de l'éprouvette.

### III.2.4.2 Système d'équations

La géométrie DBS nécessite un système de formules classiques en mécanique des matériaux pour traiter les essais quasi-statiques, équations (III-6). L'expression de la déformation équivalente  $\epsilon_{eq}$  et de la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  correspondent aux déformations vraies<sup>3</sup> et aux contraintes vraies<sup>4</sup>; avec, pour l'échantillon,  $L$  la longueur,  $L_0$  la longueur initiale,  $dL$  (infinitésimal) et  $\Delta L$  les déplacements,  $F$  la force,  $S$  la section et  $S_0$  la section initiale. Les taux de déformations  $\dot{\epsilon}$  sont déduits par division d'incrément de déformation par intervalle de temps, normalement situés entre  $10^{-5}$  et  $10^0 \text{ s}^{-1}$ . Pour les essais dynamiques, les niveaux de déformation et de contraintes équivalentes  $\epsilon_{eq}$  et  $\sigma_{eq}$  sont déduites au cours du temps  $t$  à l'aide d'un traitement de Kolsky (1949) [43] pour un taux de déformation  $\dot{\epsilon}$  donné, par traitement des signaux de déformation  $\epsilon$  ( $\epsilon_I$ ,  $\epsilon_R$ ,  $\epsilon_T$ ) mesurés par des jauges de déformations placées sur les barres d'Hopkinson, équations (III-7). Dans l'expression dite « à l'équilibre », il est effectivement fait l'hypothèse qu'un équilibre est établi entre la barre entrante et celle sortante. La définition des termes est donnée plus tard. Les taux de déformation  $\dot{\epsilon}$  sont déduits par une équation de Kolsky (1949) [43].

$$\begin{cases} \epsilon_{eq} = \ln(1 + \epsilon) \\ \sigma_{eq} = \sigma \cdot (1 + \epsilon) \end{cases} \quad (\text{régime plastique}) \quad \text{(III-6)}$$

<sup>3</sup> Déformation vraie (ou rationnelle) :  $\int_{L_0}^L dL/L$  et non  $\Delta L/L_0$  (celle-ci étant la déformation nominale ou d'ingénieur).

<sup>4</sup> Contrainte vraie (ou rationnelle) :  $F/S$  et non  $F/S_0$  (celle-ci étant la contrainte nominale ou d'ingénieur  $\sigma$ ).

$$\left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_{eq} = \frac{C_{0,bar}}{L} \cdot \int_0^t (\varepsilon_I(t) - \varepsilon_R(t) - \varepsilon_T(t)) \cdot dt \stackrel{\text{à l'équilibre}}{\cong} - \frac{2 \cdot C_{0,bar}}{L} \cdot \int_0^t \varepsilon_R(t) \cdot dt \\ \sigma_{eq} = \frac{1}{2} \cdot E_{bar} \cdot \frac{S_{bar}}{S} \cdot (\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) + \varepsilon_T(t)) \stackrel{\text{à l'équilibre}}{\cong} E_{bar} \cdot \frac{S_{bar}}{S} \cdot \varepsilon_T(t) \end{array} \right. \quad (III-7)$$

### III.3 Présentation des essais et montages expérimentaux

Les types d'essais et moyens expérimentaux sont présentés. Afin d'identifier les paramètres cités dans les sections précédentes, des campagnes expérimentales ont été menées : en quasi-statique (QS) à température et à plus haute température (QS(T)) et en dynamique (Dyn.) à température ambiante à l'aide d'un dispositif aux barres d'Hopkinson en compression.

#### III.3.1 Essais quasi-statiques

Des essais de compression uniaxiale sont réalisés avec une presse uniaxiale haute capacité Instron équipée d'une cellule de force de 100 kN mesurant le chargement appliqué  $F$ . L'allongement expérimental  $\Delta L$  est, lui, mesuré de deux manières : à partir du déplacement de la traverse mobile et à partir d'un capteur LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*) donnant une valeur plus précise à partir d'une différence de déplacement entre les deux plateaux de compression de 150 mm de diamètre. Le LVDT donne ainsi un déplacement très proche de celui qui serait mesuré par un extensomètre fixé directement sur la zone utile de l'éprouvette. Les échantillons d'acier sont placés entre deux bouchons de carbure de tungstène (WC) de 10 mm de hauteur et de 20 mm de diamètre. Ceci permet d'augmenter la surface de contact avec les mors de la machine en acier qui risqueraient de se plastifier localement à chaque essai. Une graisse multi-usage à graphite est appliquée sur la surface de contact entre l'échantillon et les bouchons, ceci afin de minimiser le plus possible le frottement qui pourrait surestimer la réponse en contrainte (exemples : [30], [33]). Au cours des différentes campagnes expérimentales, un boîtier de protection en acier fut conçu et fixé sur le plateau de compression descendant (Figure III.16 (a)) pour protéger l'utilisateur des éclats de fragments d'acier éjectés à la rupture (Figure III.16 (b)).

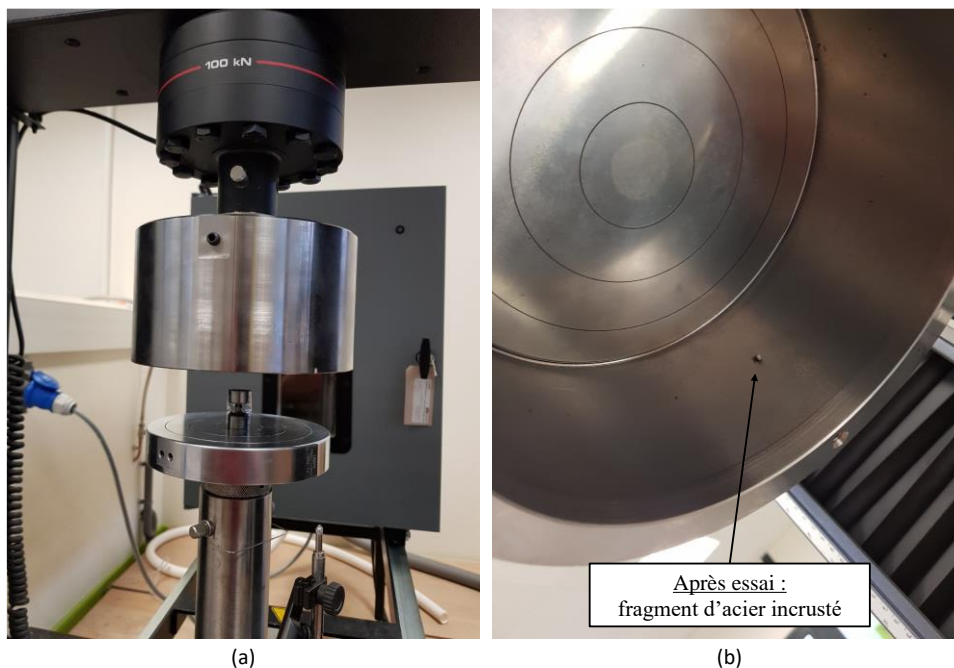


Figure III.16. (a) Test quasi-statique sur un échantillon SCS-Rcv. (b) Vue sur l'intérieur du boîtier de protection.

Des cycles de charge-décharge sont entrepris pour s'assurer de la qualité de contact durant la phase de réponse élastique. Les vitesses de chargement sont de  $4 \mu\text{m/s}$  pour les deux SCS et de  $3 \mu\text{m/s}$  pour DBS. Les taux de déformation quasi-statiques trouvés et qui sont les taux  $\dot{\varepsilon}_{p,0}$  sont :  $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  pour SCS,  $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  pour SCS  $R_{cv}$  et  $4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  pour DBS. La calibration repose sur des corrections prenant en compte la déformation du montage lui-même de manière à ne considérer que le déplacement réel de l'échantillon.

### III.3.2 Essais dynamiques

Les essais dynamiques sont réalisés avec un dispositif aux barres d'Hopkinson en compression SHPB (*Split Hopkinson Pressure Bars*, Hopkinson (1914) [44], Taylor (1946, 1948) [45], [46], Davies (1948) [47], Kolsky (1949) [43]). L'échantillon est pris en sandwich entre deux barres d'acier à haute limite élastique (acier maraging,  $\sigma_y = 1,8 \text{ GPa}$ ), Figure III.17 (a) et Figure III.17 (b). Propulsé par un lanceur à gaz, un projectile (diamètre 20 mm, longueur 450 mm) impacte une barre incidente (diamètre 20 mm, longueur 1500 mm) produisant un pulse de compression. Ledit pulse a une courbe moyenne carrée mais présente des oscillations autour de sa valeur nulle, notamment à cause des effets inertiels et des interactions d'onde dans la barre. Il possède une amplitude de déformation  $\varepsilon_I$  et se propage à la vitesse des ondes élastiques unidimensionnelles  $C_0^5$  (noté  $C_{0,bar}$  dans la barre). Arrivé à l'interface avec l'échantillon, une partie de l'onde est réfléchiée ( $\varepsilon_R$ ) dans la barre et une autre est transmise ( $\varepsilon_T$ ) dans l'échantillon et dans la barre sortante (diamètre 20 mm, longueur 1200 mm). Un *pulse-shaper* est placé à l'interface entre le projectile et la barre incidente, visible sur la Figure III.17 (c), pour augmenter le temps de montée du pulse de l'onde afin de permettre à l'échantillon comprimé d'être en équilibre mécanique dynamique (au moins deux allers-retours d'onde dans l'échantillon) et d'avoir un taux de déformation constant dans l'éprouvette. Ce *pulse-shaper* est un matériau ductile qui va se plastifier à l'impact, comme exposé sur la Figure III.17 (d). Ici, il s'agit d'un anneau de plomb troué avec un emporte-pièce, épais de moins d'un mm, de diamètre externe légèrement inférieur à celui de la barre. De la graisse est appliquée entre l'échantillon et les pastilles de WC fixées aux barres par l'intermédiaire d'inserts en Téflon® (PTFE, Poly-Tétra-Fluoro-Éthylène). Des jauges de déformation (Tokyo Sokki Kenkyujo) sont placées au milieu de la barre incidente et proche de l'échantillon en barre de sortie. Elles sont montées en pont de Wheatstone pour obtenir un signal mesurable. Également, un interféromètre laser pointant sur la surface libre de la barre sortante peut être utilisé pour mesurer une vitesse.

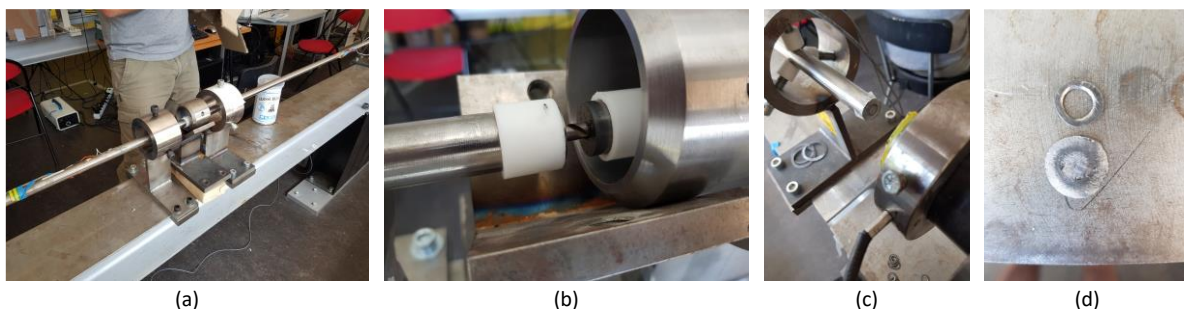


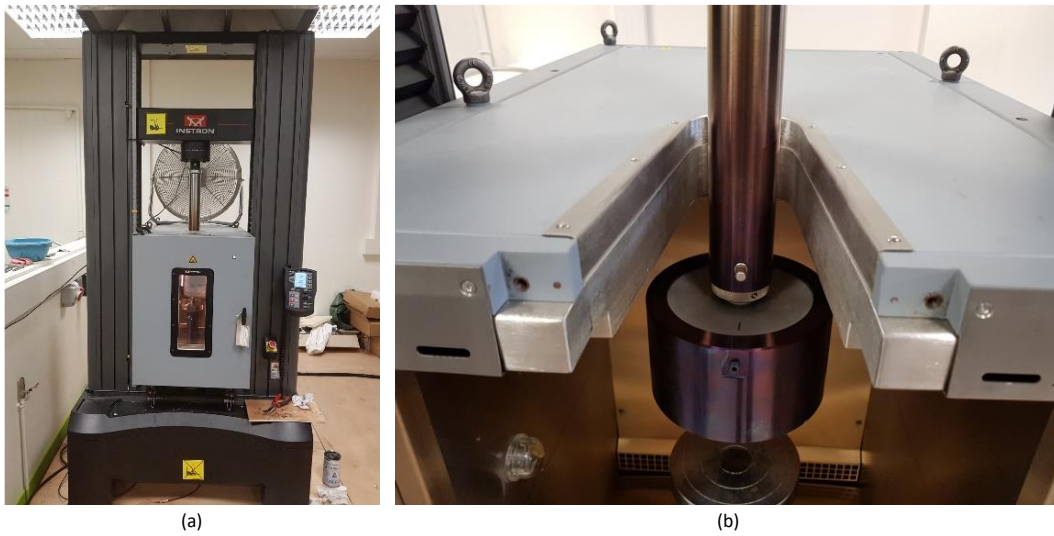
Figure III.17. (a) Vue sur les barres d'Hopkinson au niveau de l'échantillon. (b) Zoom sur un échantillon SCS- $R_{cv}$  placé entre les deux WC. (c) Barre d'entrée avec le *pulse-shaper*. (d) Deux *pulse-shapers*, avant et après impact.

Les vitesses d'impact, mesurées avec des barrières de vitesse (fibres optiques), et les taux de déformations associés sont :  $10 \text{ m/s}$  et  $2500 \text{ s}^{-1}$  pour SCS,  $10 \text{ m/s}$  et  $900 \text{ s}^{-1}$  pour SCS- $R_{cv}$ ,  $25 \text{ m/s}$  et  $5000 \text{ s}^{-1}$  pour DBS. Des informations concernant le développement de Kolsky en SHPB sont données en *annexe B.2.1*.

<sup>5</sup> Vitesse d'onde élastique : La vitesse est donnée par la racine du rapport entre le module de Young  $E$  et la masse volumique  $\rho$  du matériau. Cette vitesse est vraie dans un milieu unidimensionnel (conditions de contraintes uniaxiales) et bordé (fini). Dans un milieu infini et en 3D, l'onde n'est plus unidimensionnelle, elle est dite longitudinale : aussi appelée onde P en sismologie, c'est une onde volumique dont la déformation est parallèle à la direction de propagation (si perpendiculairement, c'est une onde transversale ou onde S). Une onde élastique longitudinale se propage en réalité un peu plus vite, à une vitesse  $V_0$  de  $1,2 \cdot C_0$  pour un métal à coefficient de Poisson  $\nu$  de  $0,3$  [48].

### III.3.3 Essais en température

Les essais en température sont des essais quasi-statiques effectués dans une enceinte thermique fixée sur la machine Instron et glissée sur des rails. Cette enceinte héberge des plateaux de compression, vue d'ensemble en Figure III.18 (a). Des rallonges sont ajoutées sur chaque plateau de compression de manière à ce que la compression se fasse à l'intérieur de la chambre, Figure III.18 (b). Un ventilateur est positionné sur le dessus, orienté vers la cellule de force pour en diminuer la température et éviter l'instabilité de la mesure de force. La température est contrôlée via un instrument Eurotherm qui peut être piloté par le logiciel de la machine de compression. Une fois la température de consigne atteinte, un temps d'environ une minute est appliqué avant de démarrer l'essai.



**Figure III.18.** Vue sur la presse et sur l'enceinte climatique. (b) Glissement du plateau de compression rallongé et protégé par le boîtier (à noter : la coloration du boîtier et d'une partie de la rallonge est due à l'oxydation thermique).

Tous les essais en température sont faits à 250 °C. Cette valeur est choisie à partir de la relation isotherme (température  $T$  constante) et adiabatique (échange de chaleur  $\Delta Q$  nul) impliquant le coefficient de Taylor-Quinney  $\beta$  (Taylor et Quinney (1934) [49]). Le coefficient  $\beta$  représente la fraction d'énergie de déformation inélastique non dissipée. En thermodynamique, cette proportion  $\beta$  apparaît dans la variation de température  $\Delta T$  qui dépend de la déformation  $\varepsilon$ , relation (III-8) ; la dépendance de chaque terme est mise entre parenthèses. L'origine de cette relation est donnée en *annexe B.2.2*.

$$\Delta T(\varepsilon) = \frac{\beta}{\rho(T) \cdot C_p(T)} \cdot \int \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \cdot d\varepsilon \quad \text{(III-8)}$$

Avec :  $\rho$  la masse volumique,  $C_p$  la capacité calorifique (ou thermique) à pression constante, et  $\sigma$  la contrainte sachant que  $\int \sigma \cdot d\varepsilon$  représente l'énergie de déformation. Pour les métaux, et plus particulièrement les aciers, il est admis que le travail plastique, converti en chaleur adiabatique durant la déformation plastique, est constant et présumé égale à 90 %, c'est-à-dire  $\beta = 0,9$ . Dans la situation présente, il en sera aussi fait l'hypothèse même si elle est remise en cause par plusieurs études (exemple : Rittel, Zhang et Osovski [50]). La masse volumique de l'acier est prise à 7785 kg.m<sup>-3</sup>, sa chaleur spécifique à environ 490 J.kg<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>. La limite élastique de l'acier est supposée être, à ce stade, entre 2 et 3 GPa. Étant dur, sa déformation à la rupture (élastique + plastique) est supposée être autour de 20 %. En remplaçant avec les paramètres précédemment énoncés, cela donne les valeurs de 94 et 142 °C pour  $\Delta T(\varepsilon)$ . Pour une température ambiante de 24 °C, cela correspond à une montée en température entre 118 et 166 °C, au minimum. Ces valeurs sont néanmoins considérées faibles au regard de la température de transition solide-liquide de l'acier (1450 °C), il a donc été décidé de monter la température à 250 °C.

### III.3.4 Traitement des données

#### III.3.4.1 Équations en quasi-statique

En quasi-statique, la force  $F$  et le déplacement  $\Delta L$  étant directement mesurés, aucune étape supplémentaire n'est nécessaire, hormis des corrections de mesures sur le déplacement.  $F$  et  $\Delta L$  sont ensuite injectés dans les équations de chacune des géométries présentées en section « III.2 » pour calculer  $\sigma_{eq}$  et  $\varepsilon_{eq}$ .

#### III.3.4.2 Équations en dynamique

Les jauges de déformations placées sur les barres d'Hopkinson permettent de remonter à la force axiale  $F$  et aux déplacements  $\Delta L$  au cours du temps  $t$  en utilisant le système (III-9).  $F$  et  $\Delta L$  sont injectés dans les équations de chaque géométries présentées dans la section « III.2 » pour calculer  $\sigma_{eq}$  et  $\varepsilon_{eq}$ .

$$\begin{cases} \Delta L = C_{0,bar} \cdot \int_0^t (\varepsilon_I(t) - \varepsilon_R(t) - \varepsilon_T(t)) \cdot dt & \stackrel{\text{à l'équilibre}}{\cong} -2 \cdot C_{0,bar} \cdot \int_0^t \varepsilon_R(t) \cdot dt \\ F = \frac{1}{2} \cdot E_{bar} \cdot S_{bar} \cdot (\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) + \varepsilon_T(t)) & \stackrel{\text{à l'équilibre}}{\cong} E_{bar} \cdot S_{bar} \cdot \varepsilon_T(t) \end{cases} \quad (III-9)$$

## III.4 Résultats expérimentaux

Les principaux résultats expérimentaux concernant chaque géométrie (SCS, SCS R<sub>cv</sub> et DBS) sont présentés. En introduction, les résultats provenant de l'utilisation d'une géométrie cylindrique « simple » démontrent la nécessité de concevoir les géométries testées.

### III.4.1 Limite de la géométrie cylindrique

Des essais quasi-statiques et dynamiques de compression uniaxiale sur des échantillons cylindriques (ni SCS, ni SCS R<sub>cv</sub>, ni DBS) furent réalisés en compression simple.

- En quasi-statique (échantillon diamètre 6,05 mm, longueur 9,88 mm), Figure III.19 (a) → Malgré une capacité de charge de 100 kN, l'échantillon n'a pas été mené à la rupture. La contrainte axiale maximale a atteint les 3,4 GPa, soit une valeur proche de la valeur maximale pouvant être atteinte en sécurité par la machine ( $\sigma = F/S = (100 \times 10^3 N) / (\pi \times (6,05 mm \div 2)^2) \sim 3,5 GPa$ ).
- En dynamique (échantillon diamètre 6,07 mm, longueur 9,77 mm), Figure III.19 (b) → Avec un taux de déformation approximatif de  $2000 s^{-1}$  (et une force maximale autour de 10.500 kN), l'échantillon a bien été mené à la rupture, délivrant une contrainte nominale autour de 3,0 à 3,5 GPa.

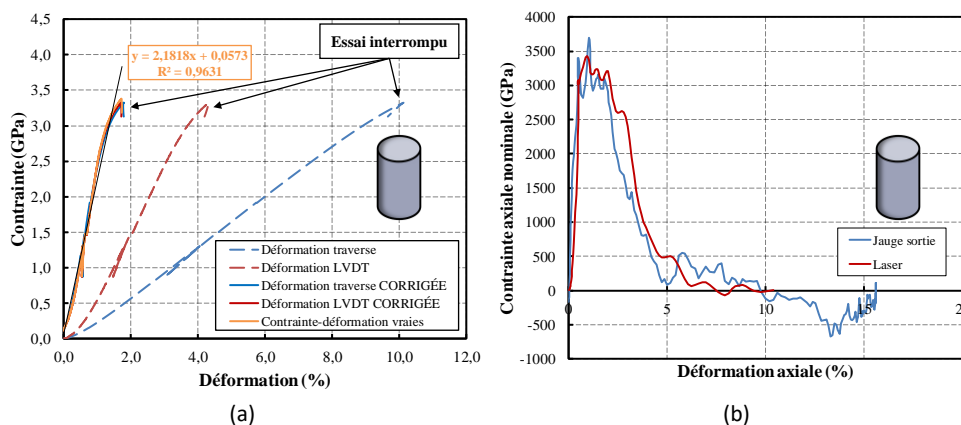


Figure III.19. Courbes de résistance en contrainte-déformation de l'acier circulaire (schématisé) en compression simple : (a) en quasi-statique, sans rupture et (b) en dynamique, avec rupture (signaux obtenus avec les équations de Kolsky à l'équilibre).

Pour autant, l'essai quasi-statique a permis d'obtenir le module de l'échantillon : 218 GPa, soit proche des 210 GPa (Écart Relatif ( $ER$ ) de 3,81 %). Pour la suite, le coefficient de Poisson  $\nu$  admis pour les aciers (0,3) sera adopté. De même, la masse volumique  $\rho$  est également proche des aciers conventionnels (7785 kg.m<sup>-3</sup>).

Dans les deux conditions de chargement, la limite élastique semble être autour de 3,3 GPa, une valeur élevée pour un acier. De plus, ces essais ont fait voir la difficulté de tester ce genre d'acier à haute, même très haute, limite d'élasticité. En se basant sur les valeurs dynamiques, les essais quasi-statiques étaient sans doute proches de mener à la rupture de l'échantillon, mais ça n'a pas suffi avec l'équipement à disposition. L'intérêt, donc, de développer d'autres géométries d'éprouvettes et d'aller plus loin en déformation et de réduire les forces à appliquer pour casser l'échantillon.

### III.4.2 Courbes de force

Les forces et allongements corrigés obtenus en quasi-statiques et en dynamiques sont toutes et tous représentés dans trois graphes, Figure III.20, pour chaque géométrie. Les géométries SCS et SCS  $R_{cv}$  ont permis de descendre en force par rapport à DBS (en quasi-statique : force maximale  $F_m$  entre 25 et 30 kN pour SCS et SCS  $R_{cv}$  contre près de 75 kN avec DBS). Pour la géométrie DBS, le déplacement a également été mesuré par *Digital Image Correlation* (DIC) puis corrigé grâce aux résultats DIC (raideur réelle grâce à la DIC) ; il est conseillé de lire l'annexe B.3 (annexes B.3.1 pour le principe, annexes B.3.2 pour la mesure des déplacements et B.3.3 pour une analyse d'erreur) à ce propos.

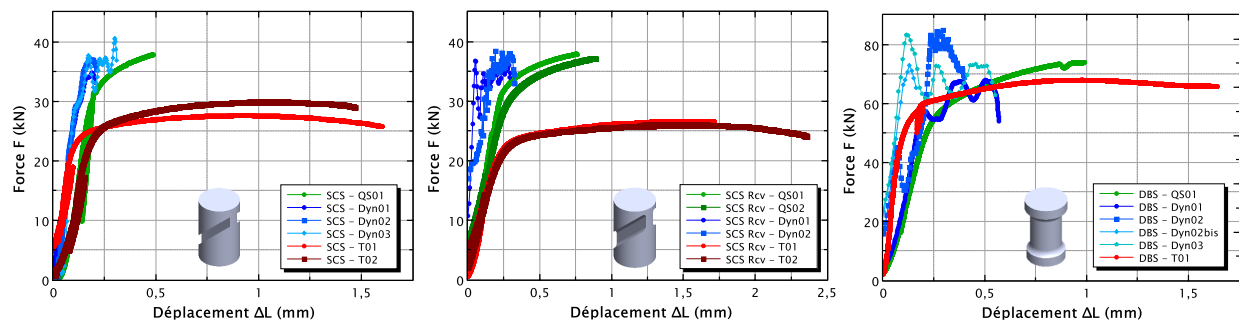


Figure III.20. Données expérimentales des forces et déplacements pour les trois géométries du noyau d'acier.

### III.4.3 Courbes de contrainte

Les différents systèmes d'équations pour chaque géométrie – c'est-à-dire : (III-5) pour SCS (paramètres  $k_i$ , Tableau III-1 et Tableau III-2) et SCS  $R_{cv}$  (paramètres  $k_i$ , Tableau III-4), (III-6) et (III-7) pour DBS – sont adressés sur la Figure III.21, conduisant au comportement de l'acier en fonction de la géométrie en quasi-statique, en dynamique et en quasi-statique en température.

Avant d'aller plus loin, quelques remarques :

- DBS – Dyn01 et surtout Dyn02 et Dyn03 donnent une valeur de contrainte  $\sim 5$  GPa en tout début de plasticité avant une diminution apparente. Il est supposé que cette réponse est causée par de larges effets d'inertie ( $\dot{\epsilon}$  est nettement supérieur pour DBS que pour SCS et SCS  $R_{cv}$ ).
- DBS – Dyn01 et Dyn02 n'ont pas rompu au premier chargement de compression (essai #1) mais après le second (essai #2). La déformation plastique après l'essai #1 a été estimée à partir de la contraction de la longueur de l'éprouvette d'essai. Pour DBS – Dyn01, elle était négligeable alors que pour DBS – Dyn02, elle ne l'était pas. Ce dernier est, par conséquent, rapporté en deux courbes « DBS – Dyn02 » ( $\epsilon_p \sim 4\%$ , impact #1) et « DBS – Dyn02bis » ( $\epsilon_p \sim 2\%$ , impact #2).

Le comportement de l'acier semble être peu sensible au taux de déformation  $\dot{\epsilon}$ , même si la courbe DBS est difficile à lire. En température, DBS apparaît peu sensible thermiquement en début de plasticité alors que les deux géométries SCS sont fortement influencées (effet d'adoucissement thermique clair).

Il vaut de noter que :

- Les niveaux de contrainte sont comparables pour chaque géométrie en quasi-statique et en dynamique, puisque la limite élastique est quasi-similaire. De légères variations sont visibles : la contrainte à l'écoulement semble être légèrement plus basse pour SCS Rcv (~ 3,6 GPa à 20 % en quasi-statique) que SCS (~ 4,0 GPa à 20 % en quasi-statique).
- La ductilité et la déformation plastique à la rupture changent selon la géométrie, notamment entre les deux géométries SCS (SCS, SCS R<sub>cv</sub>) et DBS, et le changement de comportement en déformation est net en température. Une explication possible est discutée dans la section « III.5.2 ».

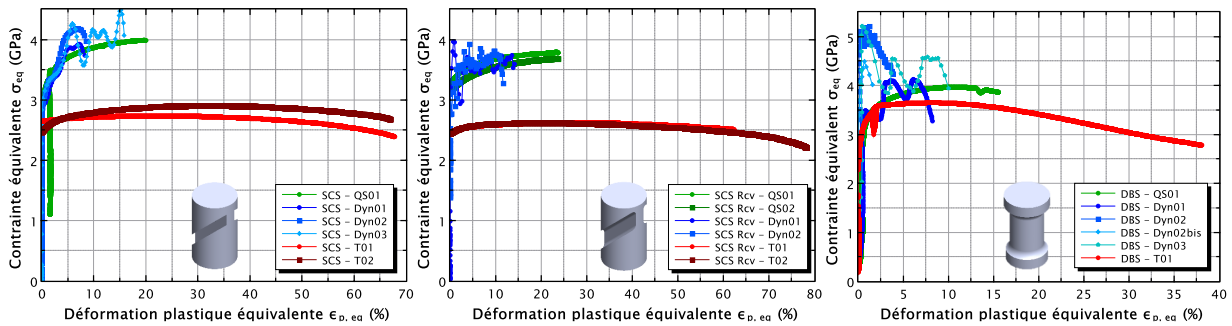


Figure III.21. Résultats expérimentaux pour les trois géométries du noyau d'acier (adaptée de [29]).

### III.4.4 Tableau de synthèse

Les principales caractéristiques des courbes (pour Johnson-Cook) sont restituées dans le Tableau III-5. Les données sont moyennées et rendues avec leurs valeurs minimale et maximale quand cela est possible (donner un écart-type statistique n'est pas judicieux au vu du faible nombre d'éprouvette par géométrie et par type d'essai).

Tableau III-5. Valeurs expérimentales de  $\sigma_y$  et de  $\epsilon_{p,f}$  pour les trois géométries.

		SCS	SCS R <sub>cv</sub>	DBS
$\sigma_y$ (GPa), à 2 % de $\epsilon_p$	QS	3,30	3,34 <small>min : 3,27 max : 3,40</small>	3,64
	Dyn.	3,35 <small>min : 3,32 max : 3,38</small>	3,11 <small>min : 2,92 max : 3,29</small>	3,68 <small>min : 3,33 max : 4,08</small>
	QS(T)	2,65 <small>min : 2,62 max : 2,67</small>	2,52 <small>min : 2,51 max : 2,52</small>	3,57
$\epsilon_{p,f}$ (%)	QS	20,00	23,43 <small>min : 23,08 max : 23,78</small>	15,42
	Dyn.	11,17 <small>min : 8,53 max : 16,13</small>	12,68 <small>min : 11,17 max : 14,18</small>	8,10 <small>min : 6,00 max : 10,00</small>
	QS(T)	67,40 <small>min : 67,01 max : 67,78</small>	70,45 <small>min : 62,63 max : 78,26</small>	39,44

### III.4.5 Vues *post-mortem*

Des photographies (avec une lentille macro ×10 attachée à la caméra arrière d'un téléphone portable de 12 Mpx) *post-mortem* de la Figure III.22 des différents échantillons expérimentés (Figure III.21) rendent compte des niveaux de déformation plastique après rupture.

Une mesure de l'angle (en radian) de cisaillement  $\gamma$  du plan de rupture pourrait éventuellement permettre de remonter à la déformation plastique à la rupture en utilisant l'équation (III-10) (cf. annexe B.4).

$$\epsilon_{eq} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \tan(\gamma) \tag{III-10}$$

À partir de ces photos, un script MATLAB® calcule l'angle entre deux vecteurs à partir de la définition de trois points. Exemple en Figure III.23 : la méthode ne marche pas tout le temps, sans doute parce que la zone

de cisaillement est trop endommagée, sans compter le fait qu'une faible variation de  $\gamma$  (de quelques degrés) mène à une variation importante de  $\varepsilon_{eq}$  pour des échantillons aussi petits (10 mm avant rupture).

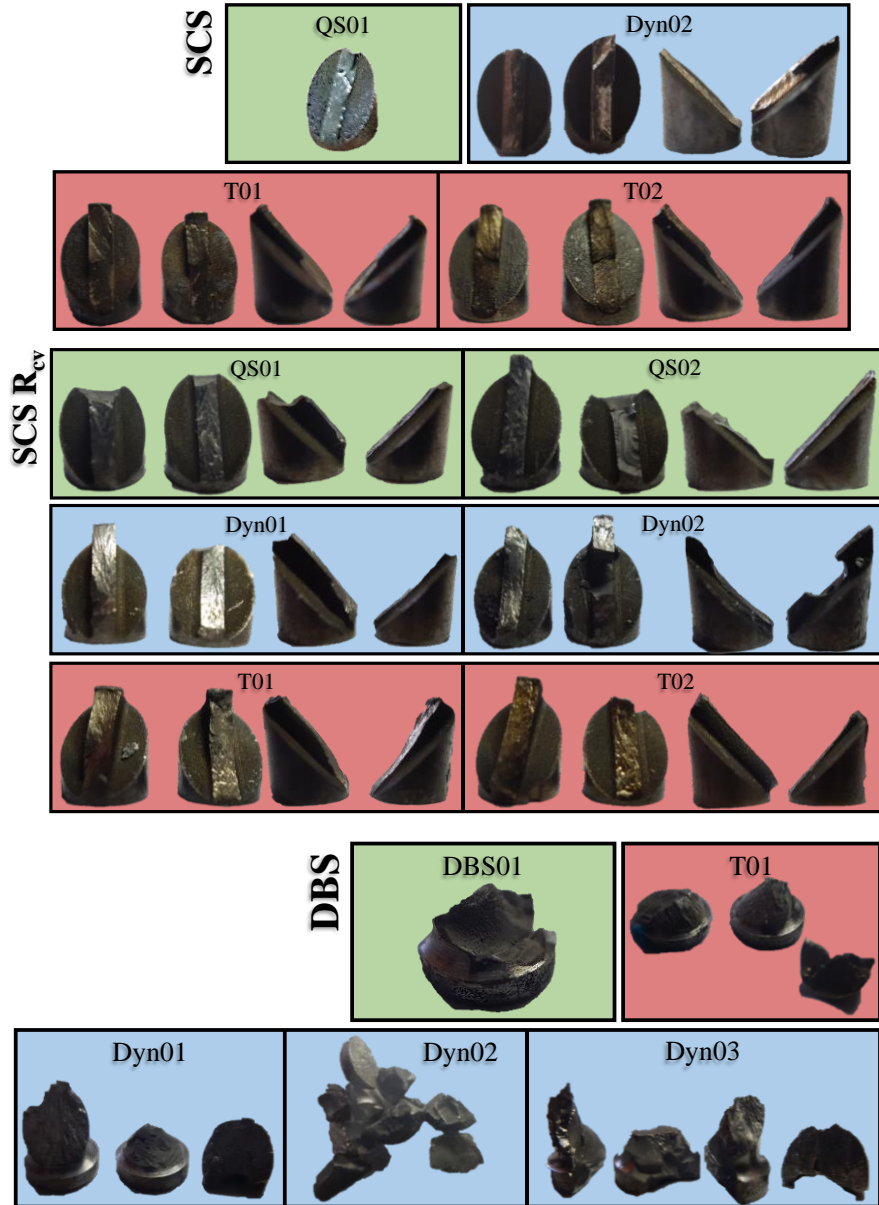


Figure III.22. Fragments de SCS, SCS R<sub>cv</sub> et DBS récupérés.

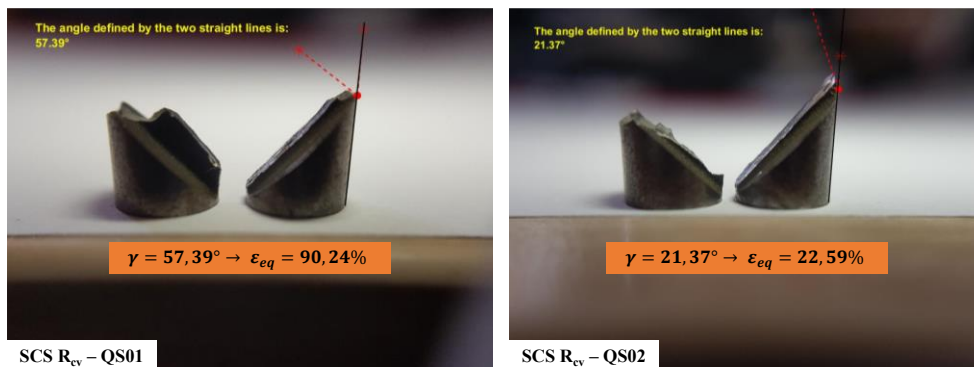


Figure III.23. Estimation de la déformation plastique à partir de l'angle de cisaillement obtenu sur des échantillons de SCS – R<sub>cv</sub> rompus : cas où cela n'a pas fonctionné (SCS R<sub>cv</sub> – QS01), cas où cela a fonctionné (SCS R<sub>cv</sub> – QS02).



## III.5 Discussions des résultats

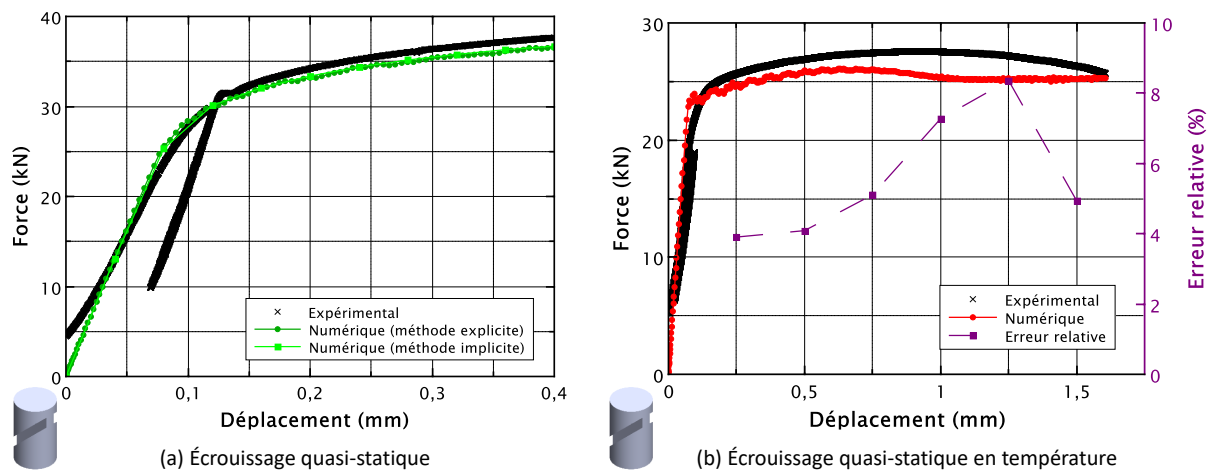
Les résultats obtenus précédemment sont discutés à propos de l'influence de la géométrie, menant à un commentaire sur le paramètre de Lode  $L$ .

### III.5.1 Validation par comparaison expérimentale – numérique (SCS)

Afin de valider le comportement identifié de l'acier, une comparaison entre les données expérimentales et numériques a été conduite (une première est avancée en *annexe B.5*). Les trois géométries donnant des résultats similaires (même si la valeur de  $\varepsilon_{p,f}$  n'est pas exactement la même), une comparaison est effectuée sur la géométrie SCS car la géométrie DBS est « simple » pour laquelle le doute sur les résultats est moins envisageable. L'objectif est de valider les paramètres  $k_i$  pour cette géométrie (Tableau III-1 et Tableau III-2), tout comme la méthodologie et les résultats de SCS –  $R_{cv}$ . Pour ce faire, le comportement à l'écroutissage identifié est intégré dans le modèle numérique. La comparaison est effectuée avec les données des essais quasi-statiques et quasi-statiques en température. En température, il y a deux manières de simuler l'acier : soit en intégrant l'écroutissage de l'acier (à température ambiante) puis en effectuant une simulation numérique en température<sup>6</sup> (250 °C), soit en intégrant l'écroutissage de l'acier en température puis en effectuant une simulation numérique normale. Cette deuxième méthode a été choisie. Les données d'écroutissage intégrées numériquement sont listées en *annexe B.6*.

Par ailleurs, une simulation identique a été accomplie en implicite (ABAQUS *Standard* ou *Implicit*) dans le cas des « petites » déformations < 20 % (essais non effectués en température). Les conditions limites imposées sont de type déplacement en rampe (pente) linéaire.

Les résultats de validation sont montrés sur la Figure III.24. La force numérique s'approche de la force expérimentale (Figure III.24 (a)). À 0,4 mm de déplacement, l'écart relatif des forces (~ 36,5 kN en numérique et ~ 37,6 kN en expérimental) par rapport à l'expérimental est équivalent à 2,93 %, ce qui est satisfaisant. Il en est de même sur la Figure III.24 (b) en température. L'écart entre la force numérique et le comportement expérimental est un peu plus grand. Quantifié tous les 0,25 mm, il reste inférieur à 10 %, ce qui est acceptable.



**Figure III.24.** (a) Comparaison entre la réponse force-déplacement expérimentale (SCS – QS01) et la réponse numérique utilisant la loi expérimentale identifiée. (b) Comparaison entre la réponse force-déplacement expérimentale en température (SCS – T01) et la réponse numérique explicite utilisant la loi expérimentale identifiée en température.

<sup>6</sup> Simulation numérique en température : Sur ABAQUS, cela peut se faire de deux manières. Soit en dynamique explicite, il suffit de : créer un champ prédéfini en température et d'ajouter un coefficient de dilatation linéaire thermique dans les paramètres matériaux. Soit en dynamique explicite température-déplacement (plus compliqué), qui prend réellement en compte le couplage mécanique-température, il suffit de créer : également une température, de changer le type d'élément et en prendre un avec le degré de température actif (e.g. élément C3D8R à C3D8RT (T pour la « température »)) et d'ajouter en plus un coefficient de dilatation linéaire, une conductivité et une capacité thermiques.

### III.5.2 Influence de la géométrie : paramètre de Lode

Une explication possible pour les faibles variations constatées dans la déformation plastique équivalente entre les trois géométries pourrait venir du paramètre de Lode  $L$ . En théorie de la plasticité, le tenseur des contraintes peut s'exprimer dans un espace des contraintes principales  $(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III})$  (coordonnées cartésiennes), mais peut aussi être représenté dans deux autres systèmes cylindriques  $(\sigma_m, \sigma_{eq}, \theta)$  et sphériques  $(\sigma_{eq}, \sigma^*, \theta)$  [28]. La « dépendance de Lode » est exprimée soit en fonction de l'angle de Lode  $\theta$ , soit du paramètre de l'angle de Lode  $\bar{\theta}$ , soit du paramètre de Lode  $L$  [51]. Les relations précises entre  $\theta$ ,  $\bar{\theta}$  et  $L$  sont détaillées en annexe de Lou et Huh (2012) [51]. Les variables  $\theta$  et  $\bar{\theta}$  sont reliées entre elles tel qu'indiqué en (III-11). L'angle de Lode est associé au troisième invariant normalisé  $\xi$  (théorie  $J_3$ ) ; avec  $r = \sqrt[3]{(27/2) \cdot \det(s)}$  et  $s$  la matrice du tenseur  $S_{ij}$ .

$$\begin{cases} \bar{\theta} = 1 - \frac{6 \cdot \theta}{\pi} \\ \xi = \cos(3 \cdot \theta) = \left(\frac{r}{\sigma}\right)^3 \end{cases} \quad \text{(III-11)}$$

$L$  peut être exprimé en fonction de  $\theta$  par des relations complexes, mais il peut aussi l'être plus simplement par rapport au champ de contraintes, relation (III-12). Dans les cas simples,  $L$  vaut : -1 en tension généralisée, 0 en cisaillement généralisé et +1 en compression généralisée [16].

$$L = \frac{2 \cdot \sigma_{II} - \sigma_I - \sigma_{III}}{\sigma_I - \sigma_{III}} \quad \text{(III-12)}$$

Cette relation fut également utilisée par Dorogoy, Rittel et Godinger (2015) [16]. Ces derniers ont étudiés deux géométries SCS (rappel : Figure III.13) en quasi-statique et en dynamique et ont calculé la contrainte triaxiale  $\sigma^*$  et le paramètre de Lode  $L$  dans les entailles pour leurs deux géométries. Par simulation numérique avec un modèle d'endommagement, ils arrivent à la Figure III.25 (a). Au-delà du fait que  $\sigma^*$  et  $L$  varient en fonction de la déformation plastique  $\varepsilon_p$ ,  $\sigma^*$  et  $L$  sont davantage constants pour leur géométrie SCS avec entailles circulaires et surtout, quand la plasticité démarre ( $\varepsilon_p = 0$ ),  $L$  est différent entre leurs géométries SCS à entailles rectangulaire et circulaire. C'est selon eux cette différence qui serait à l'origine de la différence de ductilité entre les deux géométries. Les modèles numériques de SCS, de SCS Rcv et de DBS ont été repris pour une évaluation numérique afin d'avoir, dans les entailles pour SCS et SCS Rcv et au centre de la longueur utile pour DBS,  $\sigma^*$  qui peut soit être calculée à partir du rapport (III-3) (section « III.1.3.2 »), soit en exportant la variable TRIAX dans ABAQUS (la comparaison a été faite pour vérifier) qui est théoriquement de -1/3 en compression uniaxiale.  $L$  est, par la suite, calculé avec l'équation (III-12). Cette évaluation est fourni sur la Figure III.25 (b). Alors que  $\sigma^*$  ne varie pas entre les trois géométries,  $L$  en a l'aspect, ce qui pourrait être une explication à la variation du niveau de déformation plastique que peut emmagasiner un échantillon en fonction de la géométrie.

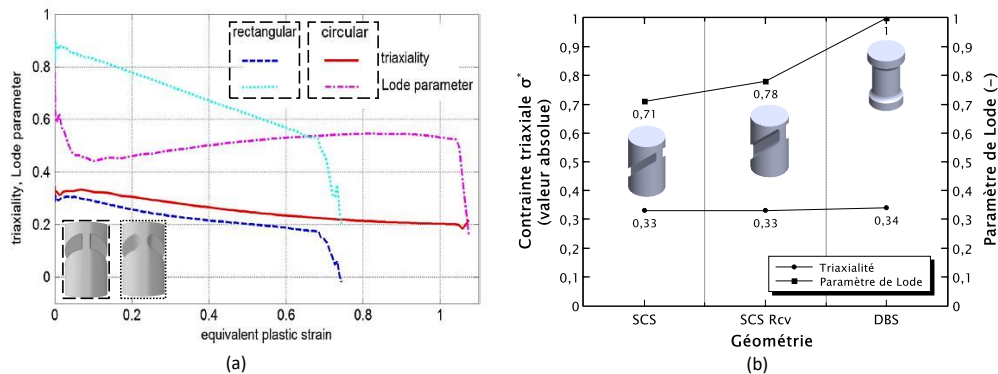


Figure III.25. Variation de  $\sigma^*$  et de  $L$  (moyennées) dans la section des entailles pour : (a) les deux géométries SCS de Dorogoy, Rittel et Godinger (2015) [16] en fonction de  $\varepsilon_p$  (adaptée de [16]), (b) les trois géométries dans cette thèse, quand la plasticité démarre ( $\varepsilon_p = 0$ ).

### III.6 Identification des paramètres de Johnson-Cook

La caractérisation expérimentale permet en dernier lieu l'identification des paramètres du modèle de Johnson-Cook. Une méthode est rapportée.

#### III.6.1 Paramètres liés aux parties quasi-statiques des équations

Les parties quasi-statiques des équations de Johnson-Cook ( $\sigma_{eq}$  équation (III-1) et  $\varepsilon_{p,f}$  équation (III-2)) correspondent à :  $(A + B \cdot \varepsilon_p^n)$  et  $(d_1 + d_2 \cdot e^{d_3 \cdot \sigma^*})$ .

Par étapes pour  $\sigma_{eq}$  :

- 1)  $A$  est la limite élastique, lisible directement sur les graphes.
- 2)  $\sigma_{eq} - A$  est tracé en fonction de  $\varepsilon_p$ ,  $\varepsilon_p$  étant donné directement pour SCS et SCS  $R_{cv}$  tandis que  $\varepsilon_p = \varepsilon - \sigma/E$  pour DBS.
- 3) La courbe de tendance de type puissance de  $(\sigma_{eq} - A) = f(\varepsilon_p)$  est définie pour obtenir la constante de proportionnalité ( $B$ ) et la puissance correspondante ( $n$ ).
- 4) Vérification : comparaison de  $\sigma_{eq}$  expérimentale avec  $\sigma_{eq} = (A + B \cdot \varepsilon_p^n)$  de Johnson-Cook calculée avec  $A$ ,  $B$  et  $n$  identifiés.

Pour  $\varepsilon_{p,f}$  :

Les paramètres de rupture sont mesurés quand l'endommagement démarre *i.e.*  $\varepsilon_{eq} = \varepsilon_{eq}(\sigma_{eq,max}) = \varepsilon_{eq}(\sigma_{eq}(D = 0))$ . Une telle hypothèse demande que les paramètres  $d_2$  et  $d_3$  soient égaux à 0 *i.e.* que l'effet de la triaxialité ne soit pas pris en compte. Ceci est justifié par le fait que  $d_2$  et  $d_3$  ne peuvent être identifiés avec les trois géométries SCS, SCS  $R_{cv}$  et DBS puisque la contrainte triaxiale  $\sigma^*$  y est similaire.

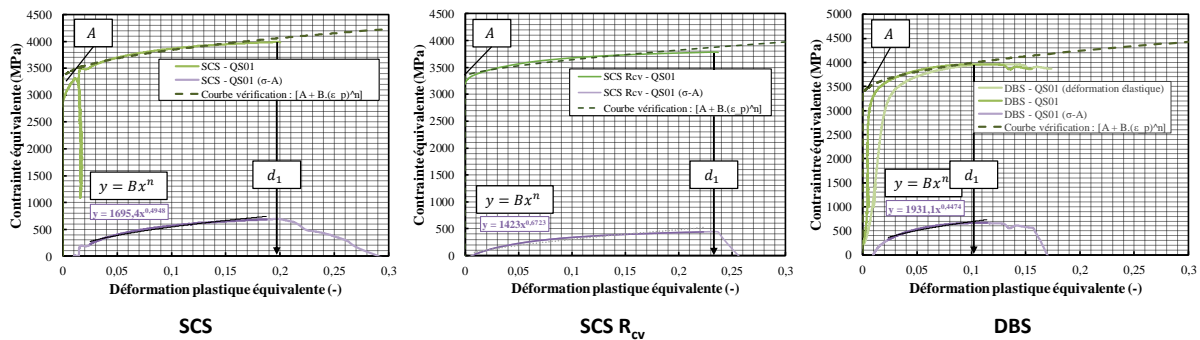


Figure III.26. Identification des paramètres de Johnson-Cook quasi-statiques.

L'ajustement des courbes semble être convenable même s'il peut être remarqué une imprécision sur le début de la plasticité. Après le point initial d'endommagement, la courbe de contrainte continue à augmenter jusqu'à l'infini étant donné que la loi de Johnson-Cook est multiplicative.

#### III.6.2 Paramètres liés aux parties dynamiques des équations

Les parties dynamiques des équations de Johnson-Cook ( $\sigma_{eq}$  équation (III-1) et  $\varepsilon_{p,f}$  équation (III-2)) correspondent à :  $(1 + C \cdot \ln(\dot{\varepsilon}_p^*))$  et  $(1 + d_4 \cdot \ln(\dot{\varepsilon}_p^*))$ .

Pour une déformation plastique  $\varepsilon_p$  donnée et une température  $T$  spécifique, le paramètre  $C$  peut être trouvé en posant les équations en (III-13) conduisant à l'expression de  $C$  en (III-14). Dans (III-14),  $S_{Dyn}$  est  $1 +$

$C \cdot \ln(\dot{\epsilon}_{p,Dyn}^*)$  et  $S_{QS}$  est  $1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}_{p,QS}^*)$ . En se plaçant à une déformation plastique  $\epsilon_p$  choisie à 5 %, la valeur de  $C$  calculée est de 0,4524 pour SCS Rcv, vérifié sur la Figure III.27. Avec l'usage d'une seule constante (d'un seul paramètre) dynamique, le modèle peut admettre une validité limitée sur une gamme étroite de taux de déformation (celle atteinte durant les essais dynamiques).

$$\begin{cases} \sigma_{eq}(\epsilon_p, \dot{\epsilon}_{p,Dyn}, T) = (A + B \cdot \epsilon_p^n) \cdot (1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}_{p,Dyn}^*)) \cdot (1 - T^{*m}) \\ \sigma_{eq}(\epsilon_p, \dot{\epsilon}_{p,QS}, T) = (A + B \cdot \epsilon_p^n) \cdot (1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}_{p,QS}^*)) \cdot (1 - T^{*m}) \end{cases} \quad (III-13)$$

$$C = \frac{S_{Dyn} - S_{QS}}{\ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_{p,Dyn}}{\dot{\epsilon}_{p,QS}}\right)} \quad (III-14)$$

Pour une déformation plastique  $\epsilon_p$  donnée et une température  $T$  spécifique, et en négligeant  $d_2$  et  $d_3$ , le paramètre  $d_4$  peut être identifié en suivant l'équation (III-15). En se plaçant à une déformation plastique dynamique  $\epsilon_p$  choisie à 5 %, et avec une  $\epsilon_{p,f}$  de 15,75 % montré sur la Figure III.27, la valeur de  $d_4$  calculée est de -0,02203 pour SCS Rcv.

$$\epsilon_{p,f} = d_1 \cdot (1 + d_4 \cdot \ln(\dot{\epsilon}_p^*)) \leftrightarrow d_4 = \frac{\epsilon_{p,f}/d_1 - 1}{\ln(\dot{\epsilon}_p^*)} \quad (III-15)$$

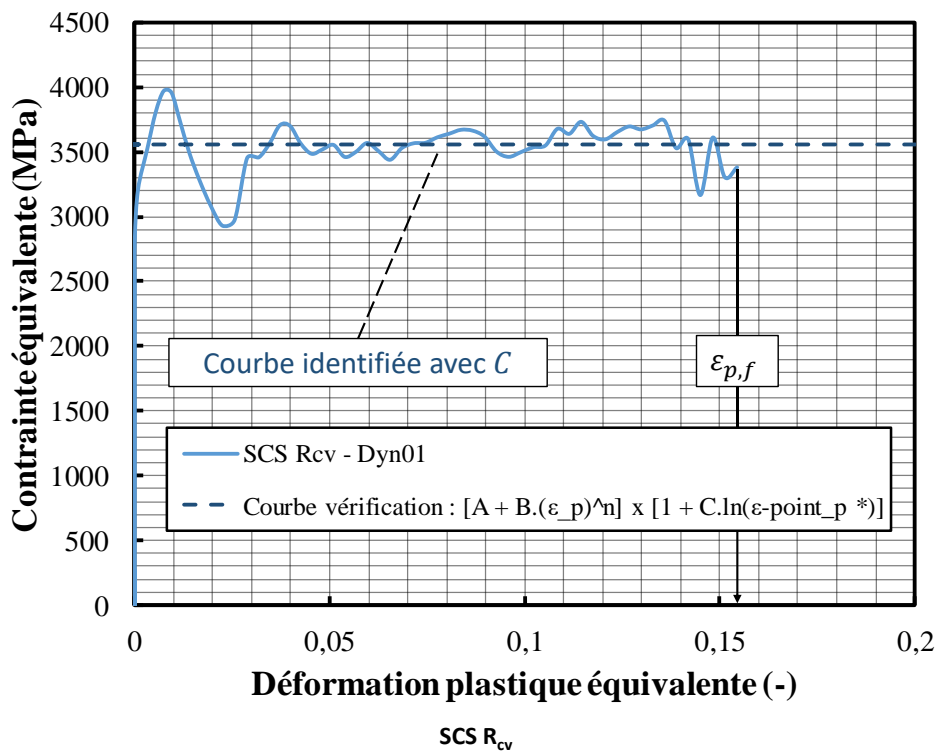


Figure III.27. Vérification des paramètres de Johnson-Cook dynamiques pour SCS Rcv.

### III.6.3 Paramètres liés aux parties en température des équations

Les parties en température des équations de Johnson-Cook ( $\sigma_{eq}$  équation (III-1) et  $\epsilon_{p,f}$  équation (III-2)) correspondent à :  $(1 - T^{*m})$  et  $(1 + d_5 \cdot T^*)$ .

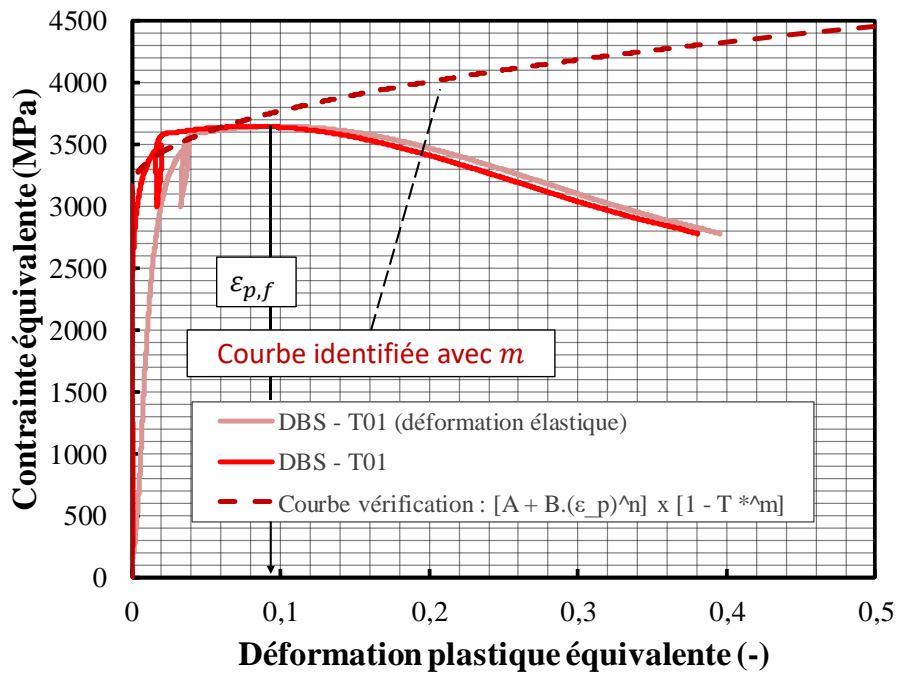
Pour une déformation plastique  $\epsilon_p$  donnée et un taux de déformation (plastique)  $\dot{\epsilon}_p$  spécifique, le paramètre  $m$  peut être retrouvé en posant les équations en (III-16) conduisant à l'expression de  $m$  en (III-17) considérant  $T_1 = T_r$  (donc  $T_1^* = 0$ ) et  $T_2 = T$  (donc  $T_2^* = T^*$  et  $T = 250$  °C). Dans (III-17),  $R_T$  est  $(1 - T_2^{*m}) / (1 - T_1^{*m})$ . En se plaçant à une déformation plastique  $\epsilon_p$  choisie à 5 %, la valeur de  $m$  calculée est de 1,578 pour DBS, vérifié sur la Figure III.28.

$$\begin{cases} \sigma_{eq}(\epsilon_p, \dot{\epsilon}_{p,Dyn}, T_2) = (A + B \cdot \epsilon_p^n) \cdot (1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}_p^*)) \cdot (1 - T_2^{*m}) \\ \sigma_{eq}(\epsilon_p, \dot{\epsilon}_{p,QS}, T_1) = (A + B \cdot \epsilon_p^n) \cdot (1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}_p^*)) \cdot (1 - T_1^{*m}) \end{cases} \quad (III-16)$$

$$m = \frac{\ln(1 - R_T)}{\ln(T^*)} \quad (III-17)$$

Pour une déformation plastique  $\epsilon_p$  donnée et un taux de déformation (plastique)  $\dot{\epsilon}_p$  spécifique, et en négligeant  $d_2$  et  $d_3$ , le paramètre  $d_5$  peut être retrouvé en suivant l'équation (III-18). En se plaçant à une déformation plastique dynamique  $\epsilon_{p,f}$  choisie à 5 %, et avec une  $\epsilon_{p,f}$  de 9,5 % montré sur la Figure III.28, la valeur de  $d_5$  calculée est de -0,4674 pour DBS.

$$\epsilon_{p,f} = d_1 \cdot (1 + d_5 \cdot T^*) \leftrightarrow d_5 = \frac{\epsilon_{p,f} / d_1 - 1}{T^*} \quad (III-18)$$






DBS

Figure III.28. Vérification des paramètres de Johnson-Cook dynamiques pour DBS (l'identification est la plus difficile en température, un compromis doit être trouvé entre le fait de vérifier la limite élastique en température et, en même temps, de vérifier l'écroutissage en température).

### III.6.4 Paramètres identifiés

Les paramètres de Johnson-Cook identifiés pour chacune des trois géométries étudiées (SCS, SCS  $R_{cv}$  et DBS) du noyau d'acier d'API-BZ sont listés dans le Tableau III-6.

Tableau III-6. Paramètres matériaux du modèle de Johnson-Cook pour les trois géométries.

		SCS		SCS R <sub>cv</sub>		DBS	
Modèle de plasticité de Johnson-Cook	A (GPa)		3,300		3,400		3,230
	B (GPa)		1,695		1,423		1,931
	n (-)		$4,948 \times 10^{-1}$		$6,723 \times 10^{-1}$		$4,474 \times 10^{-1}$
	C (-)		$1,856 \times 10^{-2}$		$4,524 \times 10^{-3}$		$9,027 \times 10^{-3}$
	m (-)		$7,526 \times 10^{-1}$		$7,461 \times 10^{-1}$		$1,578 \times 10^0$
Modèle d'endommagement de Johnson-Cook	d <sub>1</sub> (-)	1,973 × 10 <sup>-1</sup>	2,307 × 10 <sup>-1</sup>	1,026 × 10 <sup>-1</sup>			
	d <sub>2</sub> (-)	0	0	0			
	d <sub>3</sub> (-)	0	0	0			
	d <sub>4</sub> (-)	$-4,491 \times 10^{-2}$	$-2,203 \times 10^{-2}$	$-9,075 \times 10^{-2}$			
	d <sub>5</sub> (-)	$9,338 \times 10^{-1}$	$1,212 \times 10^0$	$-4,674 \times 10^{-1}$			

### III.7 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de fournir une **caractérisation expérimentale de l'acier constitutif** du noyau des projectiles.

Cette caractérisation a été réalisée grâce à **trois géométries d'essai à partir des noyaux d'un projectile AP (API-BZ)** de type **SCS**, **SCS R<sub>cv</sub>** et **DBS** (sigles respectifs de : *Shear Compression Specimen*, *Shear-Compression Specimen with curvature Radius* et *Dog-Bone Specimen*). D'autre part, cette caractérisation a été **accomplie pour de hauts taux de déformation (essais SHPB) et en température**. Des **simulations numériques sont employées pour aider à la conception, à la validation de la méthode de dépouillement** et pour calculer les contraintes et déformations équivalentes (SCS et SCS R<sub>cv</sub>) ainsi que pour l'optimisation des dimensions (DBS). Les géométries de type SCS, caractérisées par leur double entaille, peuvent être utilisées sur une large plage de vitesse de déformation et sont dépouillées par le même système d'équations du moment que les forces et les déplacements sont connus. La caractérisation de paramètres, notés **k<sub>i</sub>**, est **réalisée sur deux échelles de déformation plastique** (« petites » déformations jusqu'à 20 %, « grandes » déformation au-delà), paramètres validés après essais. La géométrie DBS, plus connue en mécanique expérimentale des matériaux, possède une section réduite en son centre qui permet de réduire la force nécessaire pour mener à la rupture, mais un outil de **DIC est préférable et a été mis à contribution** pour mesurer les déplacements exacts. Le dépouillement de chaque essai mène aux courbes de comportement en contrainte en fonction de la déformation plastique.

En conclusion sur la caractérisation de l'acier : celui-ci a une **limite élastique très élevée**, d'environ 3,3 GPa, ce qui est, de fait, un résultat original. Sa **sensibilité à la vitesse semble être modérée**, d'où une faible valeur du paramètre **C** du modèle de Johnson-Cook. En comparant les trois géométries, le comportement obtenu pour l'acier est analogue. Les **courbes de contraintes du matériau montrent la même loi d'écoulement**. Toutefois, **des différences sont observées au sujet de la déformation plastique à la rupture**. Une explication est proposée au moyen du **paramètre de Lode**, évalué numériquement pour les trois géométries, calculé comme étant supérieur pour DBS comparé à SCS et SCS R<sub>cv</sub>. En conséquence, selon la géométrie, les paramètres identifiés diffèrent, ce qui rend alors **plus difficile l'identification d'un modèle** dans un code de calculs aux EF.

# Bibliographie

- [1] Y. Bai et T. Wierzbicki, « A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence », *Int. J. Plast.*, vol. 24, n° 6, p. 1071-1096, juin 2008, doi: 10.1016/j.ijplas.2007.09.004.
- [2] M. A. Meyers, « CHAPTER 6 Differential Form of Conservation Equations and Numerical Solutions to More Complex Problems », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [3] G. R. Johnson et W. H. Cook, « A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures », *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, Netherlands, 1983.
- [4] G. R. Johnson et W. H. Cook, « Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 21, n° 1, p. 31-48, 1985.
- [5] J. F. Kalthoff et A. Bürgel, « Influence of loading rate on shear fracture toughness for failure mode transition », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 30, n° 8-9, p. 957-971, sept. 2004, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2004.05.004.
- [6] B. B. Hundy et A. P. Green, « A determination of plastic stress-strain relations », *J. Mech. Physcis Solids*, vol. 3, p. 16-21, 1954.
- [7] L. W. Meyer et T. Halle, « Shear strength and shear failure, overview of testing and behavior of ductile metals », *Mech. Time-Depend. Mater.*, vol. 15, n° 4, p. 327-340, nov. 2011, doi: 10.1007/s11043-010-9113-x.
- [8] C. M. Cady, C. Liu, C. P. Trujillo, D. W. Brown, et G. T. Gray III, « The Shear Response of Beryllium as a Function of Temperature and Strain Rate », *EPJ Web Conf.*, vol. 183, p. 02017, 2018, doi: 10.1051/epjconf/201818302017.
- [9] C. C. Roth et D. Mohr, « Effect of strain rate on ductile fracture initiation in advanced high strength steel sheets: Experiments and modeling », *Int. J. Plast.*, vol. 56, p. 19-44, mai 2014, doi: 10.1016/j.ijplas.2014.01.003.
- [10] C. Francart, « Experimental and numerical study of the mechanical behavior of metal/polymer multilayer composite for ballistic protection », PhD Thesis, Université de Strasbourg, Strasbourg, 2017.
- [11] A. Hor, F. Morel, J.-L. Lebrun, et G. Germain, « Modelling, identification and application of phenomenological constitutive laws over a large strain rate and temperature range », *Mech. Mater.*, vol. 64, p. 91-110, sept. 2013, doi: 10.1016/j.mechmat.2013.05.002.
- [12] A. He, G. Xie, H. Zhang, et X. Wang, « A comparative study on Johnson–Cook, modified Johnson–Cook and Arrhenius-type constitutive models to predict the high temperature flow stress in 20CrMo alloy steel », *Mater. Des. 1980-2015*, vol. 52, p. 677-685, déc. 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2013.06.010.
- [13] P. Simon, Y. Demarty, et A. Rusinek, « Mechanical behaviour modelling under dynamic conditions: Application to structural and high strength steels », *EPJ Web Conf.*, vol. 183, p. 01056, 2018, doi: 10.1051/epjconf/201818301056.
- [14] P. Simon, Y. Demarty, et A. Rusinek, « Influence of the constitutive relation on the response of an armor steel subjected to perforation (DynaMAT) », présenté à The 13th Workshop of DYNAMIC BEHAVIOUR OF MATERIALS AND ITS APPLICATIONS IN INDUSTRIAL PROCESSES (DynaMAT 2019), Nicosia (CYPRUS), avr. 17, 2019.
- [15] « ABAQUS - Lecture 9: Material Damage and Failure ». ABAQUS/Explicit, 2005.
- [16] A. Dorogoy, D. Rittel, et A. Godinger, « Modification of the Shear-Compression Specimen for Large Strain Testing », *Exp. Mech.*, vol. 55, n° 9, p. 1627-1639, nov. 2015, doi: 10.1007/s11340-015-0057-6.
- [17] « Abaqus Analysis User's Manual (6.13) - 24.1.1 Progressive damage and failure ». <http://dsk.ippt.pan.pl/docs/abaqus/v6.13/books/usb/default.htm?startat=pt05ch23s02abm23.html> (consulté le déc. 24, 2017).
- [18] M. A. Meyers, « CHAPTER 13 Plastic Deformation at High Strain Rates », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [19] Y. C. Lin et X.-M. Chen, « A combined Johnson–Cook and Zerilli–Armstrong model for hot compressed typical high-strength alloy steel », *Comput. Mater. Sci.*, vol. 49, n° 3, p. 628-633, sept. 2010, doi: 10.1016/j.commatsci.2010.06.004.
- [20] M. Grujicic, B. Pandurangan, C.-F. Yen, et B. A. Cheeseman, « Modifications in the AA5083 Johnson-Cook Material Model for Use in Friction Stir Welding Computational Analyses », *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 21, n° 11, p. 2207-2217, nov. 2012, doi: 10.1007/s11665-011-0118-7.
- [21] A. Moris Devotta *et al.*, « A Modified Johnson-Cook Model for Ferritic-Pearlitic Steel in Dynamic Strain Aging Regime », *Metals*, vol. 9, n° 5, p. 528, mai 2019, doi: 10.3390/met9050528.
- [22] P. Pivonka et K. Willam, « The effect of the third invariant in computational plasticity », *Eng. Comput.*, vol. 20, n° 5/6, p. 741-753, août 2003, doi: 10.1108/02644400310488844.
- [23] X. Gao, T. Zhang, M. Hayden, et C. Roe, « Effects of the stress state on plasticity and ductile failure of an aluminum 5083 alloy », *Int. J. Plast.*, vol. 25, n° 12, p. 2366-2382, déc. 2009, doi: 10.1016/j.ijplas.2009.03.006.
- [24] I. Barsoum et J. Faleskog, « Rupture mechanisms in combined tension and shear—Experiments », *Int. J. Solids Struct.*, vol. 44, n° 6, p. 1768-1786, mars 2007, doi: 10.1016/j.ijsolstr.2006.09.031.
- [25] A. Keshavarz, R. Ghajar, et G. Mirone, « A new experimental failure model based on triaxiality factor and Lode angle for X-100 pipeline steel », *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 80, p. 175-182, mars 2014, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2014.01.007.
- [26] I. Barsoum, J. Faleskog, et S. Pingle, « The effect of stress state on ductility in the moderate stress triaxiality regime of medium and high strength steels », *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 65, n° 1, p. 203-212, déc. 2012, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2012.10.003.

- [27] Y. Bai, Y. Bao, et T. Wierzbicki, « Study on the effect of the third stress invariant on ductile fracture », Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, MA, Technical report 151, 2006.
- [28] Y. Bai et T. Wierzbicki, « Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture », *Int. J. Fract.*, vol. 161, n° 1, p. 1-20, janv. 2010, doi: 10.1007/s10704-009-9422-8.
- [29] Y. Duplan, D. Saletti, et P. Forquin, « Identification of Johnson-Cook Model Parameters of an AP Projectile Core Based on Two Shear-Compression Specimen Geometries and One Dog-Bone Sample », *Proceeding LWAG 2019 - Light Weight Armour Group Def. Secur.*, vol. 1, p. 190-200, oct. 2019.
- [30] D. Rittel, S. Lee, et G. Ravichandran, « A shear-compression specimen for large strain testing », *Exp. Mech.*, vol. 42, n° 1, p. 58–64, 2002.
- [31] A. Dorogoy et D. Rittel, « Numerical Validation of the Shear Compression Specimen. Part I: Quasi-static Large Strain Testing », *Exp. Mech.*, vol. 45, n° 2, p. 167-177, avr. 2005, doi: 10.1177/0014485105052325.
- [32] A. Dorogoy et D. Rittel, « Numerical validation of the shear compression specimen. Part II: Dynamic large strain testing », *Exp. Mech.*, vol. 45, n° 2, p. 178-185, avr. 2005, doi: 10.1007/BF02428191.
- [33] Y. Duplan, D. Saletti, et P. Forquin, « Identification of the Quasi-Static and Dynamic Behaviour of Projectile-Core Steel by Using Shear-Compression Specimens », *Metals*, vol. 9, n° 2, p. 216, févr. 2019, doi: 10.3390/met9020216.
- [34] A. Dorogoy et D. Rittel, « Determination of the Johnson–Cook Material Parameters Using the SCS Specimen », *Exp. Mech.*, vol. 49, n° 6, p. 881-885, déc. 2009, doi: 10.1007/s11340-008-9201-x.
- [35] J. Zhao, W. G. Knauss, et G. Ravichandran, « A New Shear-Compression-Specimen for Determining Quasistatic and Dynamic Polymer Properties », *Exp. Mech.*, vol. 49, n° 3, p. 427-436, juin 2009, doi: 10.1007/s11340-008-9171-z.
- [36] S. Moemeni, A. Zarei-Hanzaki, H. R. Abedi, et V. Torabinejad, « The Application of Shear Compression Specimen to Study Shear Deformation Behavior of AZ31 Mg Alloy at High Temperatures and Quasi-Static Regime », *Exp. Mech.*, vol. 52, n° 6, p. 629-636, juill. 2012, doi: 10.1007/s11340-011-9525-9.
- [37] D. Sang, R. Fu, et Y. Li, « Combined deformation behavior and microstructure evolution of 7050 aluminum alloy during hot shear-compression deformation », *Mater. Charact.*, vol. 122, p. 154-161, déc. 2016, doi: 10.1016/j.matchar.2016.10.025.
- [38] M. Vural, A. Molinari, et N. Bhattacharyya, « Analysis of Slot Orientation in Shear-Compression Specimen (SCS) », *Exp. Mech.*, vol. 51, n° 3, p. 263-273, mars 2011, doi: 10.1007/s11340-010-9363-1.
- [39] C. Francart, Y. Demarty, N. Bahlouli, et S. Ahzi, « Dynamic Characterization and Modeling of Ductile Failure of Sintered Aluminum Alloy through Shear-compression Tests », *Procedia Eng.*, vol. 197, p. 69-78, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2017.08.083.
- [40] A. Dorogoy, D. Rittel, et A. Godinger, « A Shear-Tension Specimen for Large Strain Testing », *Exp. Mech.*, vol. 56, n° 3, p. 437-449, nov. 2015, doi: 10.1007/s11340-015-0106-1.
- [41] A. Dorogoy et D. Rittel, « Dynamic large strain characterization of tantalum using shear-compression and shear-tension testing », *Mech. Mater.*, vol. 112, p. 143-153, sept. 2017, doi: 10.1016/j.mechmat.2017.06.003.
- [42] « Abaqus Analysis User's Guide (6.14) - 28.1.1 Solid (continuum) elements ». <https://www.sharcnet.ca/Software/Abaqus/6.14.2/v6.14/books/usb/default.htm?startat=pt06ch28s01alm01.html> (consulté le janv. 21, 2019).
- [43] H. Kolsky, « An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at very High Rates of Loading », *Proc. Phys. Soc. Sect. B*, vol. 62, n° 11, p. 676, 1949.
- [44] B. Hopkinson, « A method of measuring the pressure produced in the detonation of high, explosives or by the impact of bullets », *Philos. Trans. R. Soc. Lond. Ser. Contain. Pap. Math. Phys. Character*, vol. 213, n° 497-508, p. 437, janv. 1914, doi: 10.1098/rsta.1914.0010.
- [45] G. I. Taylor, « The testing of materials at high rates of loading », *J Inst Civ. Engrs*, vol. 26, p. 486–519, 1946.
- [46] G. I. Taylor, « The use of flat-ended projectiles for determining dynamic yield stress I. Theoretical considerations », *Proc R Soc Lond A*, vol. 194, n° 1038, p. 289–299, 1948.
- [47] R. M. Davies, « R.M. Davies, A Critical Study of the Hopkinson Pressure Bar, Philos. Trans. R. Soc. (London) A, Vol 240, 1948, p 375 ».
- [48] M. A. Meyers, « CHAPTER 2 Elastic Waves », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [49] G. I. Taylor et H. Quinney, « The latent energy remaining in a metal after cold working », *Proc. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 143, n° 849, p. 20, 1934, doi: doi.org/10.1098/rspa.1934.0004.
- [50] D. Rittel, L. H. Zhang, et S. Osovski, « The dependence of the Taylor–Quinney coefficient on the dynamic loading mode », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 107, p. 96-114, oct. 2017, doi: 10.1016/j.jmps.2017.06.016.
- [51] Y. Lou et H. Huh, « Evaluation of ductile fracture criteria in a general three-dimensional stress state considering the stress triaxiality and the lode parameter », *Acta Mech. Solida Sin.*, vol. 26, n° 6, p. 642-658, déc. 2013, doi: 10.1016/S0894-9166(14)60008-2.





# Chapitre IV

## Simulation numérique d'un essai d'impact balistique

---

### Sommaire

IV.1	Simulation numérique balistique avec Johnson-Holmquist .....	96
IV.1.1	Mesure d'une vitesse de perforation dans un essai balistique .....	96
IV.1.2	Présentation du modèle numérique de Johnson-Holmquist pour matériaux fragiles .....	96
IV.1.2.1	Généralités .....	97
IV.1.2.2	Modèle de Johnson-Holmquist .....	97
IV.1.2.3	Vers d'autres modèles .....	98
IV.2	Simulation numérique .....	98
IV.2.1	Campagne expérimentale sur l'Hexoloy SA® .....	99
IV.2.2	Configuration numérique .....	99
IV.2.3	Propriétés des matériaux .....	101
IV.2.3.1	Noyau du projectile .....	101
IV.2.3.2	SiC Hexoloy SA® .....	101
IV.2.3.2.i	Premier jeu de paramètres .....	101
IV.2.3.2.ii	Deuxième jeu de paramètres .....	103
IV.2.3.3	Backing en aluminium .....	103
IV.2.3.4	Suppression des éléments finis dans ABAQUS .....	104
IV.3	Étude de sensibilité de la simulation numérique .....	105
IV.3.1	Sensibilité de l'érosion .....	105
IV.3.1.1	Paramètre <i>uf</i> .....	105
IV.3.1.2	<i>Tunneling</i> .....	106
IV.3.2	Autres paramètres numériques .....	107
IV.3.3	Influence du comportement du projectile .....	108
IV.3.4	Paramètres gouvernant la résistance à l'impact d'une céramique .....	109

IV.4	Résultats de la simulation numérique .....	111
IV.4.1	Validation du modèle numérique .....	112
IV.4.2	Phénoménologie avec l'Hexoloy SA® .....	112
IV.5	Conclusion .....	113

« La caractérisation du comportement dynamique et des processus d'endommagement induits dans les matériaux fragiles sous chargements de compression et de traction à haut taux de déformation [...] constitue une exigence importante dans l'étude de leurs performances lorsqu'ils sont soumis à des impacts et/ou à des hautes vitesses de chargement. » – Forquin (2017) [1]

L'objectif de ce chapitre est de proposer une simulation numérique d'un test d'impact balistique en s'appuyant sur des résultats de caractérisation de l'acier (chapitre 3). La céramique considérée est l'Hexoloy SA® et le *backing* choisi est en aluminium.

Ce chapitre présente un essai expérimental balistique et le modèle de Johnson-Holmquist qui est le modèle communément utilisé pour décrire le comportement des matériaux fragiles (*e.g.* les céramiques) sous sollicitations dynamiques. Le résultat expérimental de l'Hexoloy SA® est fourni avec l'objectif de retrouver numériquement la valeur expérimentale.

Le modèle proposé est créé dans ABAQUS. Les matériaux qui constituent le modèle numérique sont décrits (projectile, céramique, *backing*), de même que les paramètres matériaux qui sont implémentés. L'ensemble des paramètres numériques, des conditions initiales et des conditions limites sont également décrits. Après quoi, plusieurs résultats provenant de plusieurs calculs numériques sont présentés pour évaluer la sensibilité du modèle (exemple : dépendance du maillage) puis pour évaluer les paramètres de Johnson-Holmquist qui sont essentiels dans la modélisation d'un impact avec une céramique. Une fois ceci fait, et après avoir établi un modèle final, plusieurs vitesses d'impact sont testées afin de pouvoir constater si la vitesse balistique limite correspond aux résultats expérimentaux obtenus par Saint-Gobain.

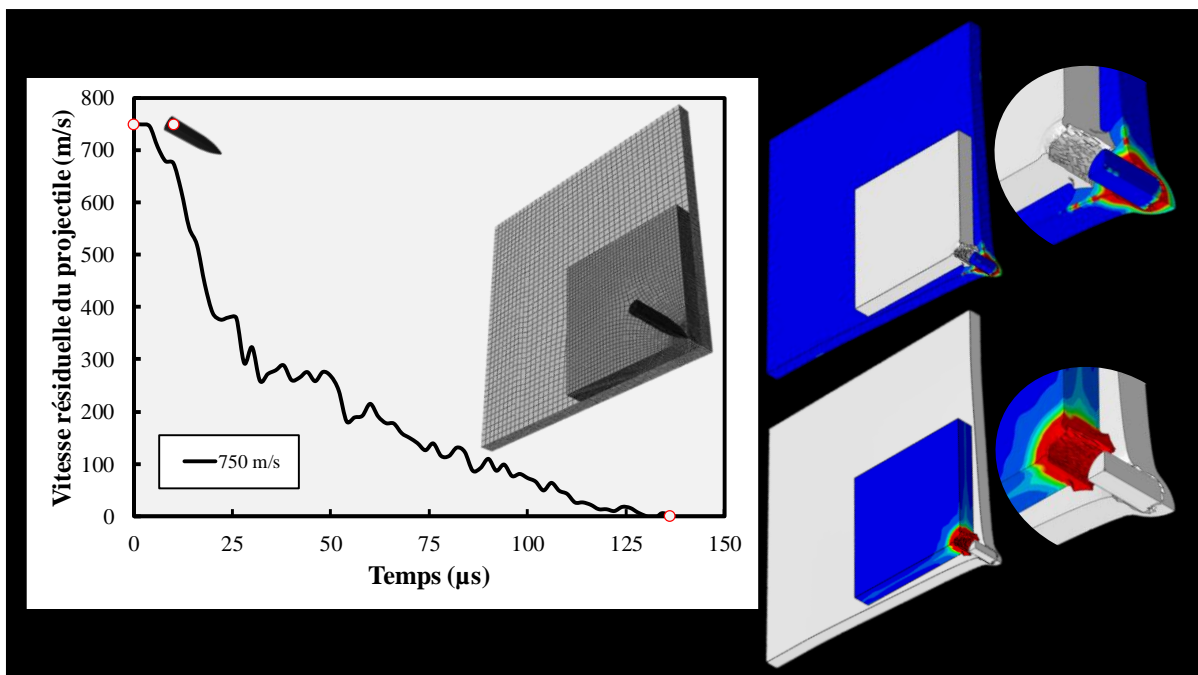
### Introduction

Prédire la résistance d'une céramique face à un impact balistique est un réel défi car l'impact d'un projectile AP contre un blindage bi-couche céramique/*backing* est un phénomène complexe :

- Endommagement en compression : compression triaxiale, comportement confiné, déformation uniaxiale, micro-fissuration, micro-plasticité, plasticité locale, pré-pénétration.
- Fragmentation : compression-bitraction, contraintes ortho-radiales, fissuration dynamique, érosion du projectile, fracturation.
- Pénétration : érosion du projectile et de la céramique, milieu fragmenté, flexion du *backing*.

En balistique, les modèles de Johnson-Cook (1983, 1985) [2], [3] et de Johnson-Holmquist (version 1 (1992) [4], version 2 (1994) [5]) sont les modèles les plus utilisés pour la simulation respective de matériaux ductiles et fragiles. Les deux modèles reposent d'ailleurs sur une variable d'endommagement  $D$  qui s'accumule par intégration de déformation plastique ( $\Delta\varepsilon_p, d\varepsilon_p$ ) par rapport une déformation plastique à la rupture ( $\varepsilon_{p,f}$ ). C'est l'expression de  $\varepsilon_{p,f}$  qui est exprimée différemment entre les deux modèles.

À partir des paramètres de Johnson-Cook identifiés pour l'acier dans le chapitre 3, de paramètres identifiés pour un alliage d'aluminium (littérature), ainsi que de paramètres de Johnson-Holmquist pour la plupart extraits des travaux d'une précédente thèse (Zinszner (2014) [6]), une simulation numérique est construite pour prédire la vitesse balistique limite d'un Hexoloy SA® (céramique SiC), anticipée à travers la Figure IV.1.



La construction du modèle numérique conduisant à une simulation capable de corrélérer la vitesse expérimentale d'un essai d'impact balistique est détaillée.

## IV.1 Simulation numérique balistique avec Johnson-Holmquist

Tout comme les aciers, les céramiques offrent une résistance plus importante en chargement dynamique qu'en chargement quasi-statique. Ce sont des matériaux fragiles néanmoins appréciés pour leurs performances balistiques et pour leur résistance croissante au fur et à mesure que le taux de déformation grandit. Des essais balistique peuvent fournir une évaluation des performances balistiques d'une céramique par rapport à une autre. De tels essais peuvent comparer l'efficacité d'une céramique dans une configuration blindage.

### IV.1.1 Mesure d'une vitesse de perforation dans un essai balistique

L'évaluation balistique d'une céramique repose sur sa capacité à stopper un projectile durant l'impact d'un projectile, conduisant à une vitesse résiduelle  $V_R$  nulle pour ce dernier après impact. Pour Crouch (2017) [7], dans un système simple impliquant l'impact d'un projectile chemisé contre une plaque d'acier (HHA), la  $V_R$  est mesurée en considérant l'impact du noyau seul. La chemise de la balle s'écoule sur la surface de la plaque, d'où l'intérêt de caractériser et de modéliser le noyau. Si cette  $V_R$  est nulle, le projectile est arrêté ; la vitesse de « résistance » de la céramique est obtenue.

La vitesse associée à la perforation d'un blindage dans un essai balistique est obtenue par une série de plusieurs tests balistiques (jusqu'à 20 tirs [8]) réalisés à différentes vitesses qui augmentent et/ou diminuent de manière à se rapprocher de la vitesse limite de perforation. En statistique, une méthode séquentielle dicte la vitesse de réglage de chaque projectile d'un essai à un autre. Johnson *et al.* (2014) [8], [9] présentent et comparent plusieurs de ces méthodes, deux exemples sont retracés en Figure IV.2, montrant que la convergence vers une valeur limite peut dépendre de la méthode utilisée. Par ailleurs, les résultats peuvent être perturbés selon les conditions expérimentales et selon la configuration d'essai (pas de réelle standardisation).

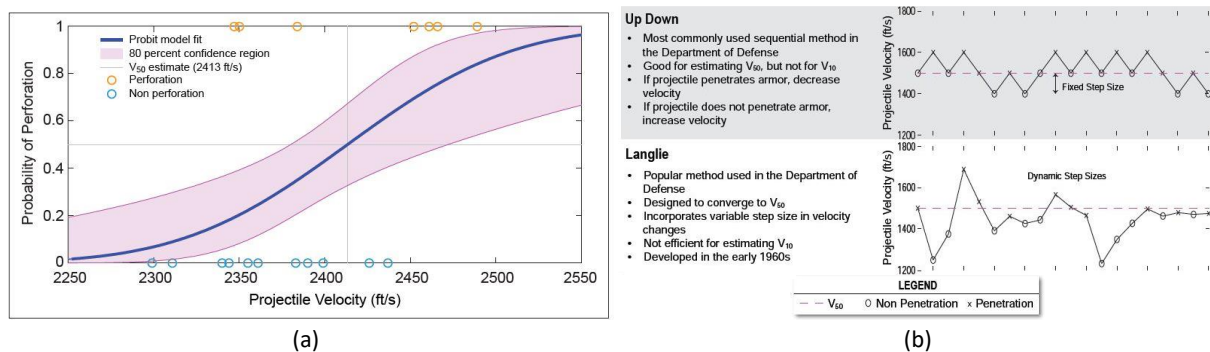


Figure IV.2. (a) Exemple de données d'un essai de limite balistique [8]. (b) Exemples de méthodes séquentielles : *Up and Down method* [10] et *Langlie method* [11] pris de [8].

### IV.1.2 Présentation du modèle numérique de Johnson-Holmquist pour matériaux fragiles

À l'impact, les vitesses peuvent aller jusqu'à 1000 m/s (vérifié pour des tirs faits avec une 7,62 mm AP8). Les propriétés multiples de la céramique impliquent sa sensibilité au taux de déformation  $\dot{\epsilon}$ , mais aussi ses propriétés de plasticité, de fragmentation et de mobilité des fragments et toutes ces propriétés sont à prendre compte dans la modélisation. Le modèle de Johnson-Holmquist est communément utilisé du calcul numérique en mécanique pour représenter le comportement dynamique de matériaux fragiles à hautes vitesses de chargement ( $\dot{\epsilon}$ ). À pression  $P$  (ou  $P^*$ ) montante, la céramique devient plus résistante (Figure IV.3 (a)) et plus ductile (Figure IV.3 (b)). Une pression de tension  $T$  (ou  $T^*$ ) est également prise en compte. La Figure IV.3 (a) montre la surface de plasticité dépendante de la pression sous confinement (comportement déviatorique) dans JH-2. La Figure IV.3 (b) montre le modèle de la variable d'endommagement. La Figure IV.3 (c) montre l'équation

d'état pour le comportement hydrostatique (dilatoire) fonction du rapport  $\mu$  (avec  $\rho$  et  $\rho_0$  les masses volumiques actuelle et initiale).

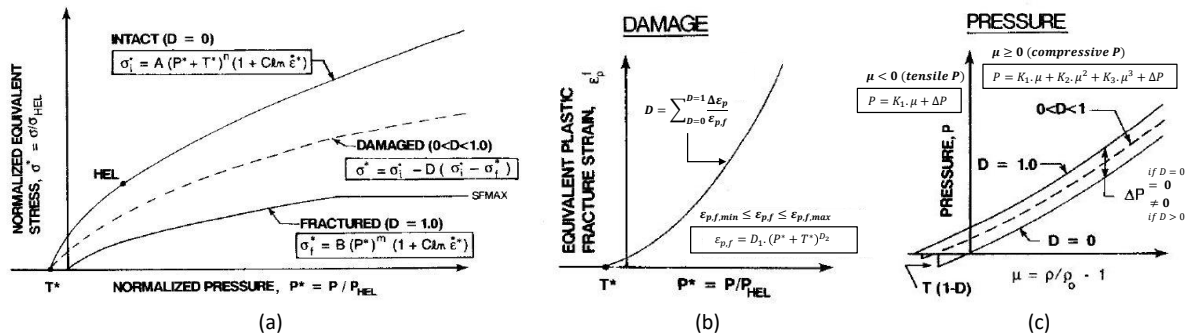


Figure IV.3. Description du modèle JH-2 pour céramiques : (a) relation  $\sigma^* - P^*$ , (b) relation  $\epsilon_{p,f} - P^*$ , (c) relation  $P - \mu$ . L'étoile (\*) renvoie à une donnée normalisée par rapport à la HEL du matériau,  $\Delta P$  une pression incrémentale additionnelle due au bulking (« gonflement »), quand la pression ou la déformation volumique  $\epsilon_v$  augmentent, se produisant quand l'endommagement est créé (adaptée de [5]).

### IV.1.2.1 Généralités

Dans le modèle original de Johnson et Holmquist (1992) [4] postérieurement appelé modèle JH-1, la contrainte est décrite par deux équations représentant chacune deux états du matériau en fonction de l'endommagement  $D$  : intact (aucun endommagement,  $D = 0$ ) et fracturé (totalement endommagé,  $D = 1$ ). Les auteurs établissent donc une distinction claire entre le matériau intact et fragmenté puisque même entièrement fragmenté, la céramique endommagée continue à fournir une certaine résistance, ce qui diffère d'autres modèles comme celui de Johnson-Cook pour lequel quand  $D = 1$ , le matériau (ou l'élément numérique rompu) n'oppose plus aucune résistance. Dans une seconde version du modèle de Johnson et Holmquist (1994) [5] (JH-2), l'endommagement progressif est intégré dans la résistance : une autre expression de la contrainte décrit le matériau partiellement endommagé pour  $0 < D < 1$ . Cette modification de JH-2 répondait aux difficultés rencontrées avec JH-1, notamment l'adoucissement progressif observé pour quelques céramiques (tel que le B&C) et les problèmes numériques dus à un changement abrupt de la contrainte ( $D = 0$  à  $D = 1$ ).

Dans une version plus tardive, modèle de Johnson-Holmquist-Bessel (2003) [12] (JHB), les changements de phase possibles dans les céramiques à de hautes pressions (tel que l'AlN) sont pris en considération.

### IV.1.2.2 Modèle de Johnson-Holmquist

Concernant la résistance de la céramique en fonction de la pression, l'expression de la contrainte normalisée est  $\sigma^* = (\sigma_{eq} / \sigma_{HEL})$ , reportée en (IV-1) avec un code couleur, où  $\sigma_{eq}$  est la contrainte équivalente et  $\sigma_{HEL}$  (aussi notée  $\sigma_y$ ) la contrainte équivalente à la HEL du matériau tel que  $\sigma_{HEL} = ((1 - 2\nu) / (1 - \nu)) \cdot (HEL)$  [13].  $\sigma_i^*$ ,  $\sigma_{i-f}^*$  et  $\sigma_f^*$  sont les contraintes normalisées de Johnson-Holmquist, respectivement aux états intact (borné par une valeur maximale  $\sigma_{i,max}^*$ ), endommagé et fracturé (borné par une valeur maximale  $\sigma_{f,max}^*$ ).  $P^* = P / P_{HEL}$  est la pression normalisée par la pression de la HEL.  $T^* = T / P_{HEL}$  est la somme des contraintes principales normalisée par la pression de la HEL.  $P_{HEL} = ((1 + \nu) / (3 \cdot (1 - \nu))) \cdot (HEL)$  [13] ;  $\dot{\epsilon}^* = \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0$  divise le taux de déformation  $\dot{\epsilon}$  par une référence  $\dot{\epsilon}_0$ .

$$\sigma^* = \begin{cases} \sigma_i^* = \sigma_{i,quasi-static}^* \cdot (1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}^*)) \\ \sigma_{i-f}^* = \sigma_i^* - D \cdot (\sigma_i^* - \sigma_f^*) \\ \sigma_f^* = \sigma_{f,quasi-static}^* \cdot (1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}^*)) \end{cases} \quad (IV-1)$$

$$= \begin{cases} (A \cdot (P^* + T^*)^n) \cdot (1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}^*)) \leq \sigma_{i,max}^* \\ (1 - D) \cdot \sigma_i^* + D \cdot \sigma_f^* \\ (B \cdot P^{*m}) \cdot (1 + C \cdot \ln(\dot{\epsilon}^*)) \leq \sigma_{f,max}^* \end{cases}$$

Les constantes de Johnson-Holmquist sont  $A$  la contrainte intacte normalisée,  $n$  le coefficient-puissance à l'état intact,  $B$  la contrainte de fracture normalisée,  $m$  le coefficient-puissance à l'état fracturé et  $C$  le facteur de sensibilité au taux de déformation (comme Johnson-Cook (1983) [2]).

Concernant la définition du matériau fracturé avec Johnson-Holmquist, des méthodes expérimentales permettent de calibrer le comportement constitutif du matériau intact. Les essais d'impact de plaques permettent de déterminer au moins  $A$ .

La caractérisation du matériau fracturé est plus délicate. Comme expliqué par Johnson et Holmquist (1994) [5], idéalement,  $B$  peut être déduit en réalisant une déformation de cisaillement à pression et taux de déformations constants, mais comme mentionné par Cronin, Bui et Kaufmann (2003) [14], les fonctions d'endommagement et le paramètre  $B$  sont généralement déduits (et non mesurés directement) car il n'est pas possible d'aller suffisamment haut en pression. Les données de  $B$  et de  $m$  disponibles dans la littérature pour le  $B_4C$ , le  $SiC$  et l' $Al_2O_3$  ont été obtenues par une caractérisation expérimentale. Le chapitre 6 présentera un modèle, le modèle de Drucker-Prager DP (1952) [15], permettant de décrire le comportement du matériau fracturé identifié à l'aide d'un essai dit « tandem ».

Concernant l'expression de l'endommagement en fonction de la pression, dans le modèle JH-2, la déformation plastique équivalente (à la rupture)  $\varepsilon_{p,f}$  (ou  $\varepsilon_{p,f}(P)$ ) est exprimée en (IV-2). Elle est fonction des pressions normalisées en compression  $P^*$  et en tension  $T^*$  pour Johnson-Holmquist. Dans l'intégration du modèle, des bornes limites peuvent être spécifiées ( $\varepsilon_{p,f,min}$  et  $\varepsilon_{p,f,max}$ ).

$$\varepsilon_{p,f} = D_1 \cdot (P^* + T^*)^{D_2} \quad (IV-2)$$

Les constantes  $D_1$  et  $D_2$  sont des constantes d'endommagement, communément déduites (pareillement pour  $B$ ), ce qui peut avoir des conséquences dans la prédiction numérique. Quant à l'endommagement, l'expression est la même que dans Johnson-Cook, équation (IV-3).

$$\omega_D = D = \sum_{D=0}^{D=1} \frac{\Delta \varepsilon_p}{\varepsilon_{p,f}} = \int_{D=0}^{D=1} \frac{d\varepsilon_p}{\varepsilon_{p,f}} \quad (IV-3)$$

### IV.1.2.3 Vers d'autres modèles

Les versions du modèle de JH furent également adaptées pour d'autres types de matériaux fragiles. Ces derniers sont : le modèle d'Holmquist, Johnson et Cook (HJC, 1993) [16] pour les bétons, le modèle de Johnson, Beissel et Cook (JBC, 2002) [17] pour les composites et les modèles original (2011) [18] et amélioré (2016) [19] d'Holmquist et Johnson (HJ) pour les verres.

Par ailleurs, bien que le(s) modèle(s) de JH soient les plus populaires, d'autres modèles ont été développés au cours des dernières décennies ; Rajendran (2002) [20] en dresse une perspective historique. Mais, à l'instar du modèle de Johnson-Cook (1983, 1985) [2], [3] largement utilisé pour les métaux concernant les applications balistiques, le modèle de Johnson-Holmquist (1992, 1994) [4], [5] est largement utilisé pour les matériaux fragiles pour des applications balistiques.

Dans le modèle de plasticité de Johnson-Holmquist, la variable d'endommagement  $D$  est en compression et il serait donc profitable de coupler cette variable avec une en traction, comme celle décrite dans le modèle micromécanique de Denoual-Forquin-Hild (2000, 2010) (DFH) [21], [22] (*étude en cours par Forquin*).

## IV.2 Simulation numérique

Sur ABAQUS, une simulation numérique d'un essai expérimental en conditions balistiques est construite en modélisant le noyau de la balle d'API-BZ (modèle de Johnson-Cook), la céramique  $SiC$  de référence qu'est l'Hexoloy SA® (modèle de Johnson-Holmquist) et enfin une nuance d'aluminium (modèle de Johnson-Cook).

### IV.2.1 Campagne expérimentale sur l'Hexoloy SA®

Des tests balistiques ont été réalisés sur l'Hexoloy SA® avec un projectile 7,62 × 51 mm P80 (noyau en acier durcit) similaire à la 7,62 × 39 mm API-BZ (noyau en acier du chapitre 3).

La valeur expérimentale de l'Hexoloy SA® contre une balle d'API-BZ est estimée (convertie) à partir des résultats de céramiques testées à la fois avec une balle de P80 et avec une balle d'API-BZ. Dans la configuration étudiée dans ce travail, c'est-à-dire Hexoloy SA® sur *backing* en aluminium et avec une certaine densité surfacique, la vitesse limite de perforation est donnée à 800 m/s.

### IV.2.2 Configuration numérique

Le maillage est montré sur la Figure IV.4 avec une vue rapprochée de la zone d'impact. La description du modèle numérique (maillage de chaque élément, conditions numériques) est indiquée sur la Figure IV.5. Le modèle 3D et complet du noyau du projectile a été communiqué par la société CEDREM sous format IGES (*Initial Graphics Exchange Specification*). Le modèle a été importé dans ABAQUS puis partitionné en quart directement dans le logiciel avant d'être maillé comme voulu.

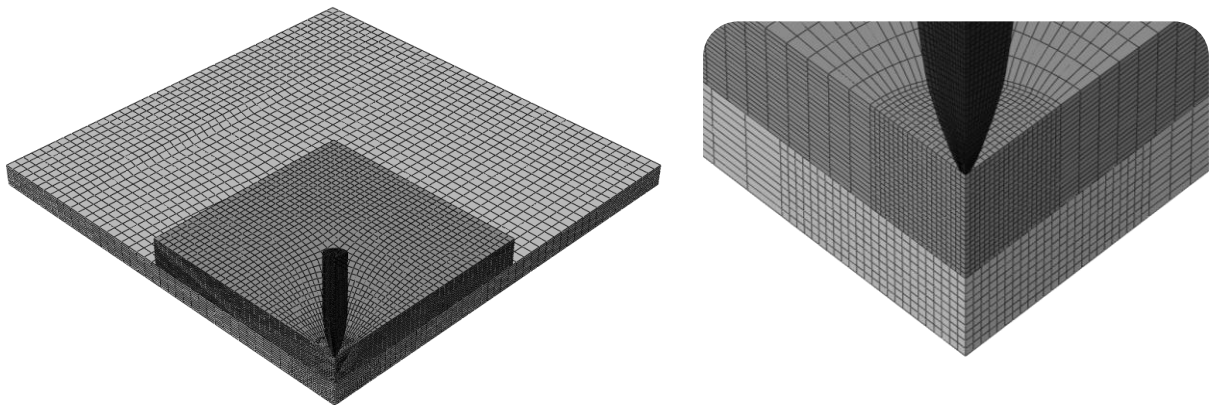


Figure IV.4. Modèle numérique de la modélisation de l'essai balistique.

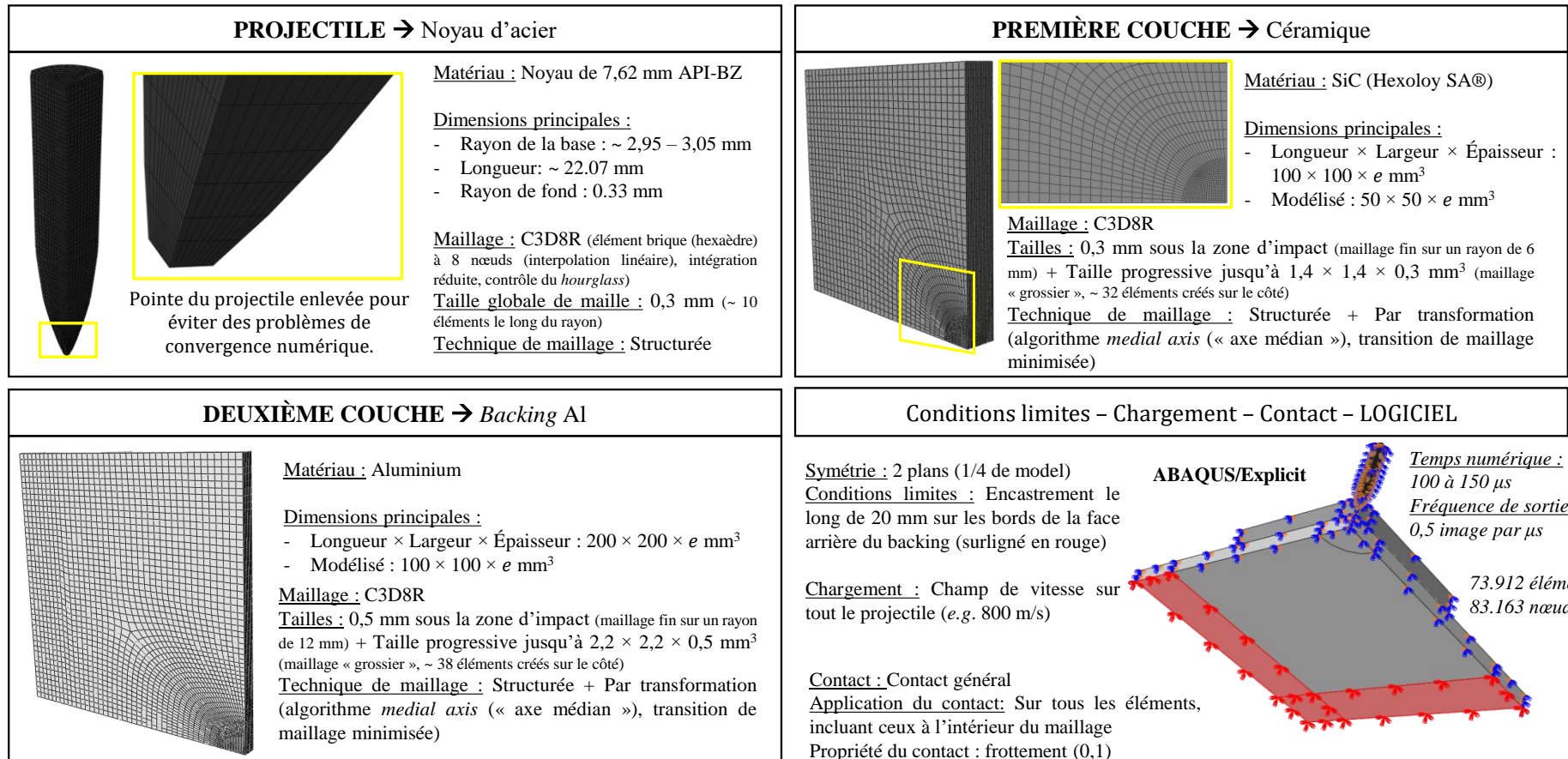


Figure IV.5. Description complète du maillage et de plusieurs conditions numériques.



### IV.2.3 Propriétés des matériaux

#### IV.2.3.1 Noyau du projectile

Les paramètres d'entrée du modèle de Johnson-Cook correspondent aux paramètres matériaux identifiés dans le chapitre 3. Les paramètres obtenus avec la géométrie SCS ont été implémentés puisque cette géométrie conduit à un mode de rupture en cisaillement [23], le cisaillement étant supposé être le mode de déformation prédominant au sein du projectile durant un impact (cf. chapitre 1). Les paramètres décrivant l'effet de température ( $m$  et  $d_5$ ) ont été identifiés grâce à la géométrie DBS car disponibles au moment des simulations.

#### IV.2.3.2 SiC Hexoloy SA®

##### IV.2.3.2.i Premier jeu de paramètres

Les paramètres d'entrée du modèle de Johnson-Holmquist-2 correspondent aux paramètres déduits principalement des travaux de la thèse de Zinsner (2014) [6] sur l'Hexoloy SA®. Ces paramètres sont indiqués dans le Tableau IV-1.

Tableau IV-1. Paramètres de Johnson-Holmquist-2 de l'Hexoloy SA®.

		Johnson-Holmquist-2			
Plasticité	$A$ ( $\times 10^{-1}$ -)	$n$ ( $\times 10^{-1}$ -)	$B$ ( $\times 10^{-1}$ -)	$m$ (-)	$C$ (-)
		9,3	6	3,05	1
Endommagement	$D_1$ ( $\times 10^{-2}$ -)	$D_2$ ( $\times 10^{-1}$ -)			
	50	50			

-  $A$  et  $n$  :

Par essais de compression d'impact de plaques sur différentes nuances de SiC dont l'Hexoloy SA®, Zinsner (2014) [6] montre que la HEL de l'Hexoloy SA®, caractéristique du matériau intact, est du même ordre de grandeur que celles obtenues sur le SiC-B (paramètres matériaux disponibles dans Forquin (2003) [24]) étudié par Bourne, Millet et Pickup (1997) [25] entre autres. Le paramètre  $A$  est donc déduit. Par simulation numérique et par comparaison avec le signal de vitesse expérimentale, la valeur de  $n$  est affinée.

-  $B$  et  $m$  :

Des essais tandem (cf. chapitre 6, essais d'impact perforant contre une céramique fragmentée) permettent de remonter aux paramètres matériaux du modèle de Drucker-Prager (grâce au signal de vitesse en face arrière). En effet, l'équation constitutive de la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  calculée avec Drucker-Prager, écrite en (IV-4), est attribuée à la contrainte de fracture (normalisée)  $\sigma_f^*$  calculée avec JH-2, Figure IV.6.

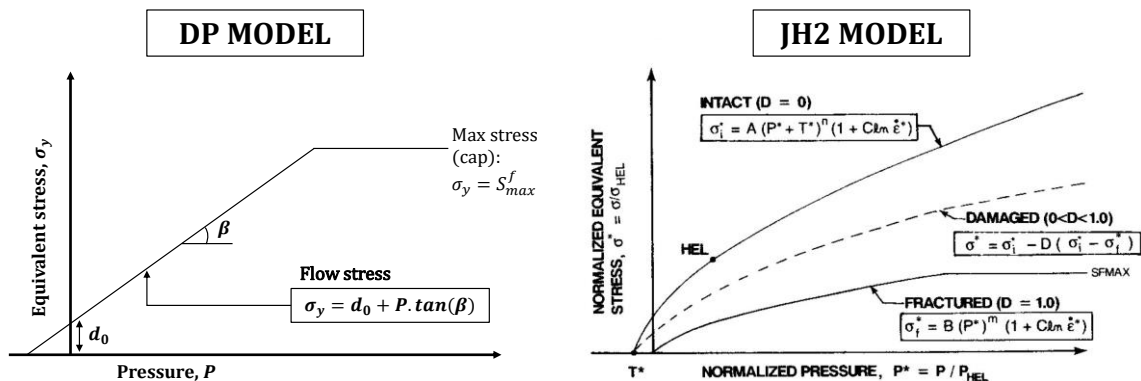


Figure IV.6. Description des modèles de DP (reproduit) et de JH-2 ([5]) en termes de contraintes.

La surface de plasticité ne dépend que des paramètres  $d_0$  la cohésion et  $\beta$  l'angle de friction (interne) du matériau. La limite élastique est égale à  $d_0$  si la pression  $P$  est nulle, et l'expression (IV-4) est limitée à une valeur maximale dénotée  $S_f^{max}$  pour de très grandes pressions. Un angle de dilatation  $\psi$  peut aussi être considéré pour représenter l'augmentation de volume durant le cisaillement et l'augmentation de pression.

$$\sigma_{eq} = \min(d_0 + P \cdot \tan(\beta), S_f^f) \tag{IV-4}$$

En ce qui concerne la résistance de l'état fracturé, les modèles de DP et de JH-2 sont équivalents lorsqu'il n'y a pas de dilatance ( $\psi$  (DP) = 0), pour de basses pressions ( $m$  (JH-2) = 1) et en négligeant les effets dynamiques ( $C$  (JH-2) = 0). Dans ce cas, le modèle de Drucker-Prager correspond alors au modèle de Johnson-Holmquist 2 quand la céramique est totalement endommagé ( $D$  (DP et JH-2) = 1). Avec ces hypothèses,  $\sigma_{eq}$  (JH2) est exprimé en (IV-5). Quand  $D = 1$ ,  $\sigma_{eq}$  (JH2) =  $\sigma_{eq}$  (DP) équivalent à  $P \cdot \tan(\beta) = B \cdot (P/P_{HEL}) \cdot \sigma_{HEL}$ , ce qui donne l'expression de  $B$  en (IV-6).

$$\sigma_{eq}(JH2) = \sigma_f^* \cdot \sigma_{HEL} = B \cdot P^* \cdot \sigma_{HEL} = B \cdot \frac{P}{P_{HEL}} \cdot \sigma_{HEL} \tag{IV-5}$$

$$B = \frac{(1 + \nu) \cdot (1 - \nu)}{3 \cdot (1 - \nu) \cdot (1 - 2 \cdot \nu)} \cdot \tan(\beta) \tag{IV-6}$$

Rossiquet (2012) [26] a conduit des essais tandem sur un Hexoloy SA® et Zinszner (2014) [6] a identifié les paramètres de Drucker-Prager par simulation numérique, ce qui a permis d'identifier le couple  $(d_0, \beta) = (35 \text{ MPa}, 30^\circ)$ . En remplaçant dans la formule de (IV-6) par  $\nu = 0,14$  et  $\beta = 30^\circ$ ,  $B = 0,305$  est obtenu. Cronin *et al.* (2003) [14], reposant sur les données de Hallquist (2001) [27], donne un  $B$  de 0,35 pour un SiC de composition sans doute différente. Une comparaison entre  $\sigma_{eq}$  du modèle Drucker-Prager pour  $\beta = 30^\circ$  (avec  $d_0 = 35 \text{ MPa}$  de la relation (IV-4)) et celle du modèle JH-2 pour  $B = 0,305$  (avec  $m = 1$  et  $C = 0$  de la relation (IV-1)) est montrée sur la Figure IV.7 pour des pressions allant jusqu'à 10 GPa.

Toutefois, il convient de noter que le modèle JH-2 fonctionne avec  $D$  piloté en fonction de la déformation plastique. Or, l'état fragmenté de la céramique généré durant un essai tandem ne produit pas nécessaire un endommagement total égale à 1 au sens de JH-2. L'utilisation d'un essai tandem pour identifier  $B$  peut être remise en cause mais a le mérite de donner une approximation.

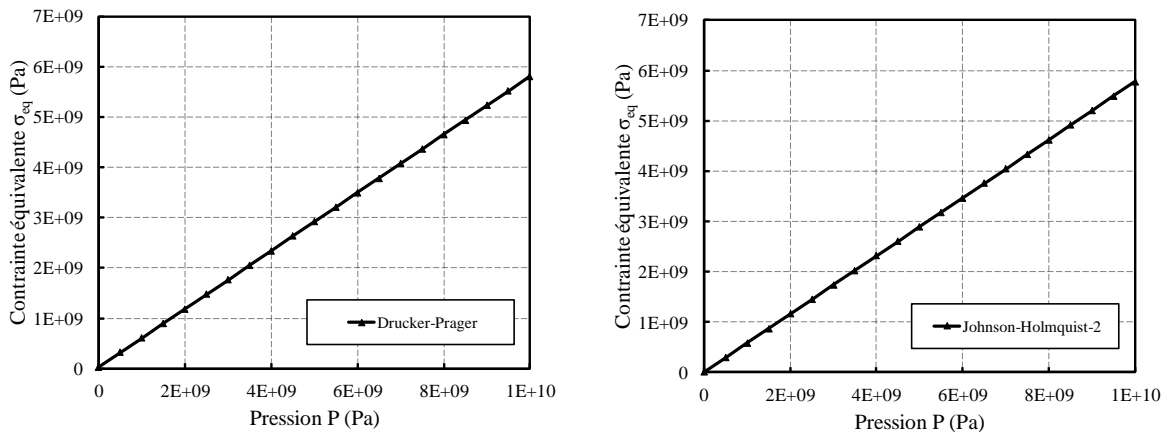


Figure IV.7. Similitude des contraintes équivalentes fracturées des modèles de Drucker-Prager et de Johnson-Holmquist-2.

- C :

La sensibilité de l'Hexoloy SA® au taux de déformation est négligée dans la simulation numérique.

-  $D_1$  et  $D_2$  :

Les paramètres d'endommagement sont repris d'un tutoriel ABAQUS pour la simulation d'un impact à haute vitesse d'un projectile en or (plasticité parfaite) sur un SiC (modélisé avec JHB, JH-2 et DP) [28], lui-même basé sur la référence d'Holmquist et Johnson (2005) [29]. Il est intéressant de noter que  $D_1$  et  $D_2$  ne sont pas introduits de la même manière selon si le modèle de JH-2 ( $D_1 = D_2 = 0,48$ ) ou de JHB ( $D_1 = 0,16$ ,  $D_2 = 1,0$ ) est utilisé.

#### IV.2.3.2.ii Deuxième jeu de paramètres

D'autres paramètres d'entrée du modèle de Johnson-Holmquist-2 sont nécessaires. Ces paramètres sont indiqués dans le Tableau IV-2.

Tableau IV-2. Autres paramètres de Johnson-Holmquist-2 de l'Hexoloy SA®.

Plasticité	Johnson-Holmquist-2					
	$K_1$ (GPa)	$K_2$ et $K_3$ (GPa)	HEL (GPa)	$T$ (GPa)	$\sigma_{i,min}$ et $\sigma_{i,max}$ (GPa)	$\sigma_{f,min}$ et $\sigma_{f,max}$ (GPa)
	190	0	12	0,2	3 et 12	0,035 et 7

Les paramètres  $K_1$ ,  $K_2$  et  $K_3$  apparaissent dans l'équation d'état.  $K_1$  correspond au *bulk modulus* (qui peut se traduire par « module de compressibilité ») et se calcule à partir de  $E$  et  $\nu$  :  $(1/3) \cdot (E/(1 - 2 \cdot \nu))$ . En ne considérant qu'un comportement parfaitement élastique,  $K_2$  et  $K_3$  sont nuls. La Limite Élastique d'Hugoniot (HEL), déterminée par Zinszner (2014) [6] (renvoi au chapitre 2), est utilisée.  $T$  représente la rupture de la céramique en traction (quand  $P < 0$ ). Pour une contrainte isostatique maximale estimée à 600 MPa (d'après [30]),  $T$  correspond au tiers de la trace du tenseur des contraintes, soit 200 MPa.

Pour les limites minimale et maximale du matériau intact,  $\sigma_{i,min}$  et  $\sigma_{i,max}$  correspondent, respectivement, à la moitié de la résistance en compression de l'Hexoloy SA® (minorée à 3 GPa par rapport à la fiche technique [31]) et à  $HEL = ((1 - \nu)/(1 - 2 \cdot \nu)) \cdot \sigma_{i,max}$ . Pour les limites minimale et maximale du matériau fracturé,  $\sigma_{f,min}$  correspond à la limite de cohésion du matériau ( $d_0$  de Zinszner (2014) [6] dans le modèle de Drucker-Prager) et  $\sigma_{f,max}$  est déduite de Bourne, Millet et Pickup (1997) [25].

L'ensemble des paramètres de Johnson-Holmquist sont intégrés dans une VUMAT (*User-defined mechanical MATerial behavior* (UMAT en implicite, VUMAT en explicite)) sous ABAQUS sous la forme d'une *subroutine* Fortran. Le modèle de JH-2 codé est simplifié tel que l'endommagement  $\omega_D$  est calculé par incrément de déformation totale ( $\Delta\varepsilon$ ) et non plastique ( $\Delta\varepsilon_p$ ), ce qui est une hypothèse raisonnable pour un paramètre  $D_1 = 0,50$ .

#### IV.2.3.3 Backing en aluminium

Les paramètres d'entrée du modèle de Johnson-Cook correspondent aux paramètres identifiés par Fras *et al.* (2015) [32] pour un aluminium AA7020-T651, un alliage proche de celui utilisé au cours des essais balistiques expérimentaux. Dans cette dénomination : la lettre « T » est une désignation renvoyant à un traitement thermique de revenu pour *Thermally Treated*, un alliage « T6 » indique que la solution solide a été traitée en température pour durcir le métal par un mécanisme de durcissement structural (formation de précipités obstacles aux dislocations), un alliage « T651 » indique, au final, que le soulagement des contraintes internes s'est fait par étirement [33].

Cette série contient du zinc comme principal élément d'alliage et est utilisée dans des applications aéronautiques, balistiques et de compétitions sportives [33]. Le Tableau IV-3 indique les propriétés de cet alliage (la dureté et le cisaillement ne sont pas requis pour la simulation). Les paramètres du modèle de Johnson-Cook sont indiqués dans le Tableau IV-4, tandis que les autres paramètres à renseigner pour l'implémentation du modèle de Johnson-Cook dans ABAQUS sont indiqués dans le Tableau IV-5 ( $T^*$  étant calculé à partir de différences de température, les données peuvent être alors mises soit en degré Celsius soit en Kelvin). La

composition de l'alliage est en *annexes C.1* et des graphes du comportement de l'alliage en *annexe C.2*. À noter que Fras, Colard et Pawlowski (2016) [34] ont proposé un autre jeu de paramètres ( $d_1, d_2, d_3, d_4$  et  $d_5$ ) sur le même aluminium 7020. Cela s'explique par le fait que les  $d_2$  et  $d_3$  ne sont pas nuls et donc que des  $n$ -uplets différents peuvent être ajustés.

Tableau IV-3. Propriétés de la nuance d'aluminium dans [32].

Masse volum. $\rho$ (kg.m <sup>-3</sup> )	Dureté Vickers $H_v$ (-)	Module de cisaillement $G$ (GPa)	Module de Young $E$ (GPa)	Coefficient de Poisson $\nu$ (-)	Capacité thermique massique $C_{p,m}$ (J.kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )
2770	133 (± 2)	25	71	0,3	910

Tableau IV-4. Paramètres de Johnson-Cook de la nuance d'aluminium (Al 7020) dans [32].

Plasticité	Johnson-Cook				
	$A$ (MPa)	$B$ (MPa)	$n$ (-)	$C$ ( $\times 10^{-4}$ -)	$m$ (-)
	295	260	1,65	8,89	1,26
Endommagement	$d_1$ ( $\times 10^{-2}$ -)	$d_2$ ( $\times 10^{-1}$ -)	$d_3$ (-)	$d_4$ ( $\times 10^{-2}$ -)	$d_5$ (-)
	1,1	4,2	-3,26	1,6	1,1

Tableau IV-5. Autres paramètres de la nuance d'aluminium (Al 7020) dans [32].

Taux de déformation de référence $\dot{\epsilon}_0$ ( $\times 10^{-4}$ s <sup>-1</sup> )	Température de référence $T_r$ (°C = 273,15 K)	Température de fusion $T_m$ (°C = 273,15 K)
3	24 °C = 297,15 K	606,85 °C = 880 K

### IV.2.3.4 Suppression des éléments finis dans ABAQUS

Pour modéliser la pénétration, deux techniques subsistent : l'érosion et le *tunneling* (« creusement »), deux techniques qui ont un sens purement numérique.

La technique d'érosion consiste à supprimer un élément quand un critère d'endommagement atteint une valeur seuil, typiquement  $\omega_D = 1$ . L'avantage est que cette technique fonctionne quelle que soit la géométrie du matériau modélisé. L'inconvénient réside dans l'introduction de vibrations dans les éléments solides à chaque fois qu'un élément est éliminé dues à la perte soudaine de contact. De plus, cette technique est fortement dépendante de la taille de maille et du critère d'érosion souvent choisi arbitrairement [24]. En effet, dès que l'endommagement commence, la relation contrainte – déformation ne représente plus assez bien le comportement du matériau à cause de la localisation de la déformation (striction en traction, effet tonneau en compression) et devient fortement dépendante du maillage [35].

Dans ABAQUS, afin d'éroder les éléments, la définition d'une loi d'endommagement pour Johnson-Cook nécessite de définir un déplacement à la rupture  $u_f$  après que  $D = 0$ . L'évolution de la variable d'endommagement avec le déplacement plastique  $u_p$  peut être spécifiée sous une forme tabulaire (point par point), linéaire ou exponentielle [35]. La forme linéaire est choisie pour l'ensemble des simulations numériques. Sans ce paramètre ( $u_f = 0$ ), la courbe de contrainte chute instantanément et les paramètres d'endommagement déterminés dans le chapitre 3 ne seraient pas exploités. Dans la VUMAT sous ABAQUS, afin d'éroder les éléments dans la céramique modélisée avec Johnson-Holmquist, un critère en déformation plastique équivalente maximale  $\epsilon_{p,eq,max}$  est défini, usuellement fixé entre 100 et 300 %. Les deux paramètres d'érosion  $u_f$  de l'acier et  $\epsilon_{p,eq,max}$  de la céramique sont inspectés dans la section « IV.3.1 ».

En outre, en recourant à la technique d'érosion, la surface de contact est redéfinie après chaque suppression d'un élément. Pour perpétuer les propriétés de contact durant la pénétration du projectile dans le système céramique-aluminium, l'érosion des éléments doit donc être définie non pas seulement aux éléments externes (de surface) du modèle mais aussi aux éléments internes (dans le volume). Ceci doit être pris en considération dans l'instauration de l'interaction *General Contact* qui est utilisée dans ABAQUS (car courante pour la simulation numérique d'impact [36]), ce qui n'est pas le cas avec le CAE (*Complete ABAQUS Environment*,

fenêtre du logiciel d'ABAQUS). Lors de la création du *General Contact*, il est possible de définir le contact dans le domaine appelé *All\* with self* où *All* inclut toutes les surfaces extérieures, les bordures, les segments et les surfaces rigides analytiques, mais effectivement, les éléments finis internes ne sont pas inclus. Pour y remédier, le *General Contact* est défini autrement, expliqué dans ce qui suit pour les utilisateurs d'ABAQUS. Dans le CAE, un ensemble basé sur les éléments (et non sur la géométrie ou sur les nœuds) est défini (noté *Set\_ERODE*). Puis, une surface basée sur les éléments eux-mêmes (et non sur la géométrie) est définie (notée *SURF\_Erode*). Dans le *General Contact*, *SURF\_Erode* est liée avec elle-même. Le fichier *.inp* (pour *input file*) est ensuite exporté. Ce fichier *inp* contient l'ensemble des données sources du modèle numérique créées dans ABAQUS (position des nœuds, géométries, paramètres matériaux, ...) et ce fichier est lié avec la VUMAT de JH-2. En ouvrant le fichier avec un éditeur de texte, il est modifié manuellement afin d'intégrer l'érosion des éléments intérieurs, à l'aide de la ligne de code suivante : « *Set\_ERODE, INTERIOR* », ajoutée à la suite de la définition de la surface *SURF\_Erode* ; cela donne la ligne « *\*Surface, type=ELEMENT, name=SURF\_Erode* » dans l'*inp*. Pour s'assurer du fait que l'érosion interne fonctionne, il suffit de demander en *history output* les forces de contact associées à *SURF\_ERODE* et vérifier qu'elles existent bien.

Quant au *tunneling*, aucun élément n'est supprimé. Une portion cylindrique vide de matière – le tunnel – est créée au niveau du point d'impact dans le blindage (céramique et *backing*) sur le chemin supposé du projectile, avec un diamètre petit par rapport au diamètre de celui-ci. Le projectile repousse la matière du blindage de manière radiale durant sa course. Cette technique n'est applicable que pour un projectile relativement pointu arrivant avec une trajectoire faiblement incurvée par rapport au tunnel [24].

### IV.3 Étude de sensibilité de la simulation numérique

Cette partie présente différents résultats de simulations numériques à l'impact et obtenus avec l'Hexoloy SA®, 20 μs (sections « IV.3.1 », « IV.3.2 » et « IV.3.3 ») ou 30 μs (section « IV.3.4 ») après impact. Cette partie s'accompagne des graphes associés des vitesses du projectile (vitesses résiduelles  $V_r$ ).

#### IV.3.1 Sensibilité de l'érosion

##### IV.3.1.1 Paramètre $u_f$

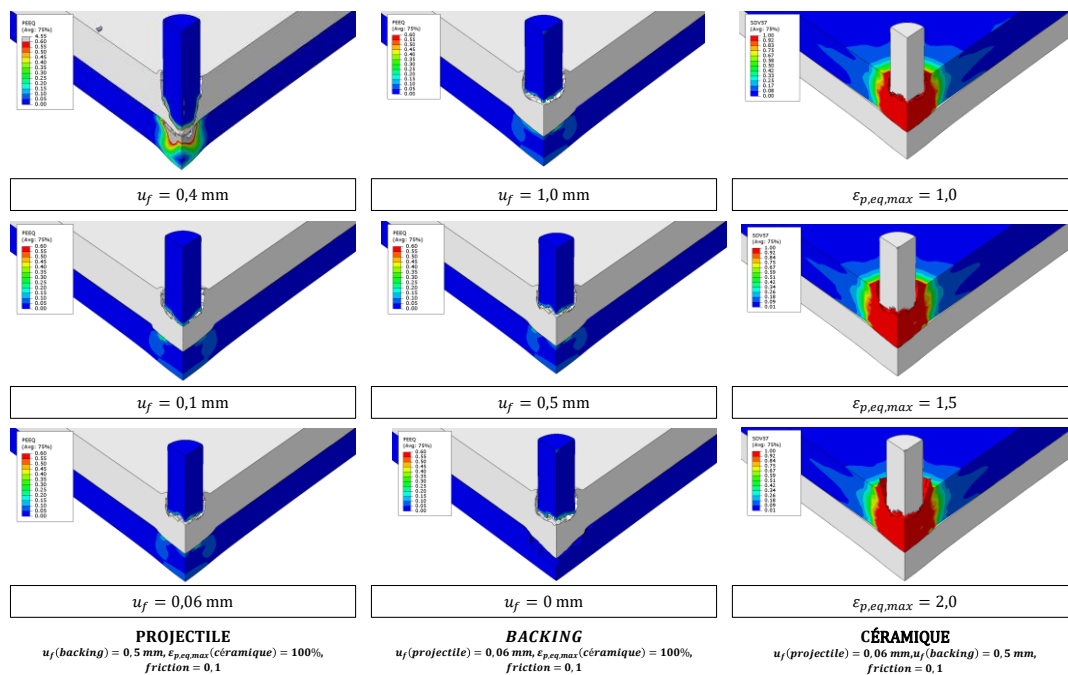


Figure IV.8. Comparaison de trois paramètres d'érosion :  $u_f$  pour les deux matériaux ductiles avec visualisation de la déformation plastique équivalente  $\epsilon_{p,eq}$  (PEEQ),  $\epsilon_{p,eq,max}$  pour la céramique avec visualisation de la variable d'endommagement  $\omega_D$  (SDV57).

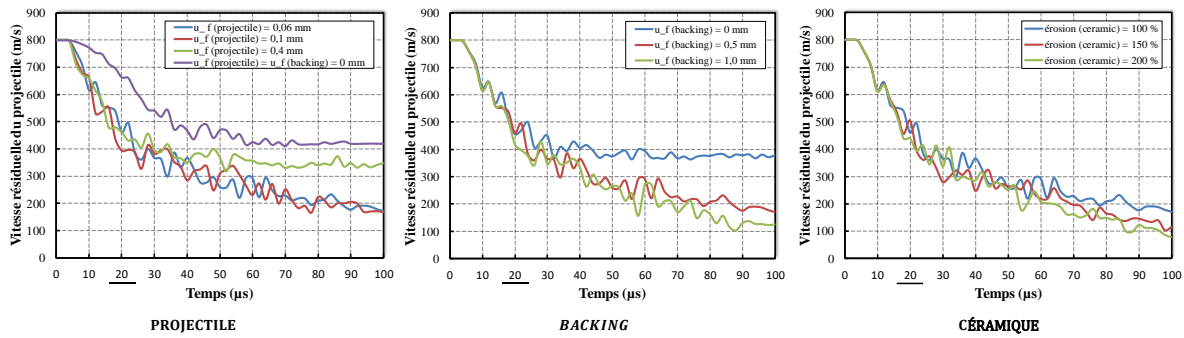


Figure IV.9. Évolution de la vitesse en face arrière du projectile pour différents paramètres d'érosion.

La sensibilité du paramètre  $u_f$  est montrée sur la Figure IV.8 qui illustre l'état d'érosion 20  $\mu$ s après impact et sur la Figure IV.9 présentant les graphes de  $V_r$ .

- Quand  $u_f$  augmente pour le projectile : la  $V_r$  du projectile augmente également car celui-ci est moins freiné étant donné que sa pointe est moins érodée.
- Quand  $u_f$  augmente pour le *backing* : la  $V_r$  du projectile diminue car les éléments du *backing*, étant moins érodés, permettent une meilleure résistance à l'impact.
- Quand  $u_f$  augmente pour la céramique : la  $V_r$  du projectile diminue légèrement pour la même raison que le *backing*.

Si  $u_f \leq 0,1$  mm pour le projectile et si  $u_f \leq 0,5$  mm pour le *backing*, les résultats ne semblent plus varier. Une  $\epsilon_{p,eq,max}$  de 100, 150 ou 200 % pour la céramique semble avoir peu d'effet, même si une valeur au moins égale à 150 % semble préférable.

### IV.3.1.2 Tunneling

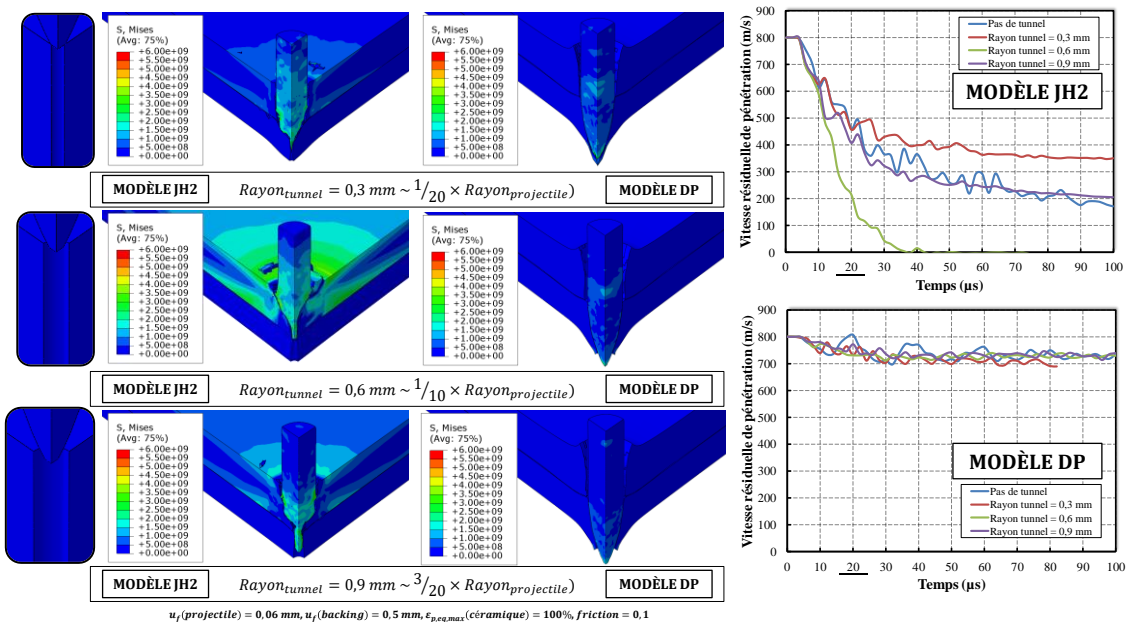


Figure IV.10. Utilisation de deux modèles pour la céramique (JH-2 et DP) sur la pertinence du *tunneling*, avec visualisation du champ de contraintes de von Mises (S. Mises) et évolutions de la vitesse en face arrière du projectile.

La sensibilité du *tunneling* est montrée sur la Figure IV.10 en utilisant les modèles JH-2 et DP.

Avec le modèle JH-2, la céramique étant plus dure (plus résistante), le projectile s'écoule dans le tunnel au lieu de « dilater » celui-ci. Cette technique ne semble donc pas adaptée dans cette situation d'impact avec le

projectile et la céramique étudiés. Il faudrait effectivement que le projectile soit plus dur que la cible *i.e.* que les paramètres matériaux du projectile procurent un comportement plus résistant que ceux de la cible, comme c'est le cas lors d'un impact d'un projectile en acier (35NCD16) contre un béton à ultra haute performance (Forquin, Sallier et Pontiroli (2015) [37]).

Pour confirmer ce point, le modèle de JH-2 a été remplacé par le modèle de DP dans la céramique, modélisant le comportement de la céramique fragmentée/fracturée et, de fait, moins résistance que dans JH-2 (du moins pendant les premiers  $\mu s$ ). Le projectile s'y écoule comme attendu.

### IV.3.2 Autres paramètres numériques

Les sensibilités à propos du maillage (taille de mailles), du frottement (coefficient de *friction*) et du contact spécifique entre la céramique et le *backing* (application d'une contrainte de contact dans ABAQUS de type  *tied*) sont montrées sur la Figure IV.11.

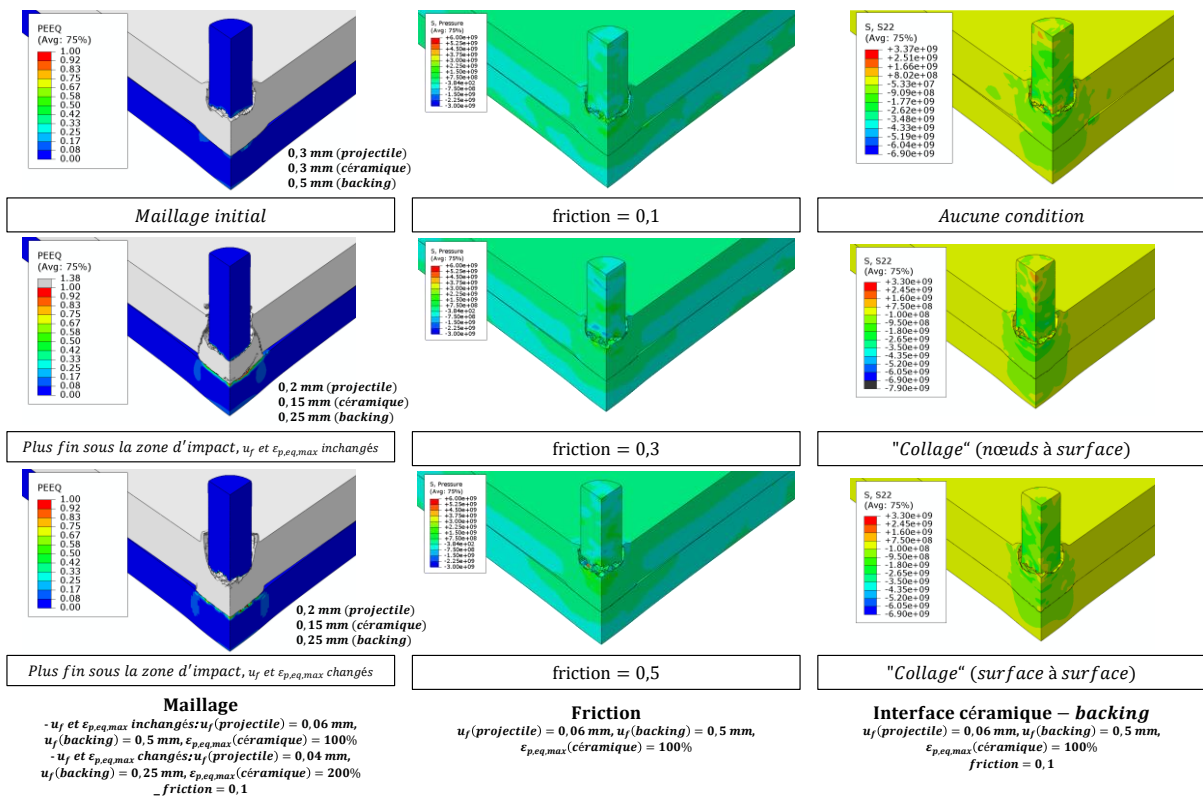


Figure IV.11. Comparaison sur : le maillage (maillage plus fin :  $\times 1,5$  pour le projectile,  $\times 2,0$  pour la céramique et le *backing*) passant de 73.912 à 301.820 éléments et de 83.163 à 322.638 nœuds, le frottement et le contact céramique – *backing* utilisant des méthodes de discrétisation « nœuds à surface » et « surface à surface » où le *master* (« maître ») est la céramique et le *slave* (« esclave ») est le *backing* (avec visualisations de : PEEQ, champ de pression S. Pressure et contrainte dans la direction axiale S. S22).

Les profils de déformation et de décélération de  $V_r$  sont légèrement impactés. Les différences avec les résultats « initiaux » restent non significatives, bien qu'en regardant les  $V_r$  de plus près : un maillage plus fin donne des résultats naturellement plus précis, un frottement plus important participe davantage à l'amortissement du projectile et un « collage » (aucune colle n'est modélisée) des deux matériaux du blindage semble renforcer sa résistance.

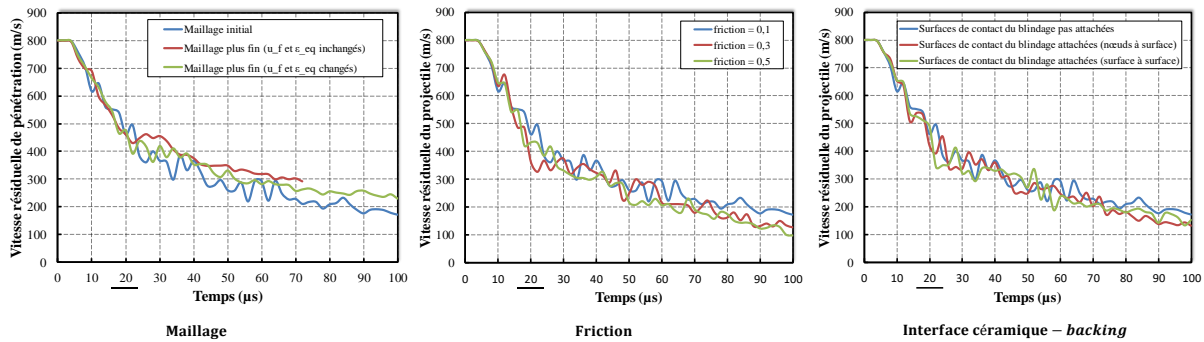


Figure IV.12. Évolution de la vitesse en face arrière du projectile pour différents paramètres de maillage (convergence non atteinte peu après 70 μs si les paramètres d'érosion ne sont pas modifiés avec un maillage plus fin), de friction et de contact céramique – backing.

### IV.3.3 Influence du comportement du projectile

La sensibilité aux paramètres de Johnson-Cook pour cet acier, utilisant les paramètres des géométries SCS (*Shear Compression Specimen*), SCS  $R_{cv}$  et DBS (*Dog-Bone Specimen*) du chapitre 3, est montrée sur la Figure IV.13. En outre, l'influence de l'angle d'impact (0, 10 et 20°) est montrée sur la même figure.

Il peut être remarqué que même avec des paramètres de Johnson-Cook aussi proches entre les trois géométries, quelques écarts peuvent quand même être constatés : la géométrie DBS semble moins freinée pendant les 20 premières microsecondes et la géométrie SCS  $R_{cv}$  finit avec la  $V_r$  la plus petite.

Concernant l'angle d'impact, des simulations sur un modèle numérique complet, donc sans plans de symétries, sont pourvues. À 10°, peu de différence avec 0°, mais à 20°, le projectile est beaucoup plus ralenti (réduction de son pouvoir perforant).

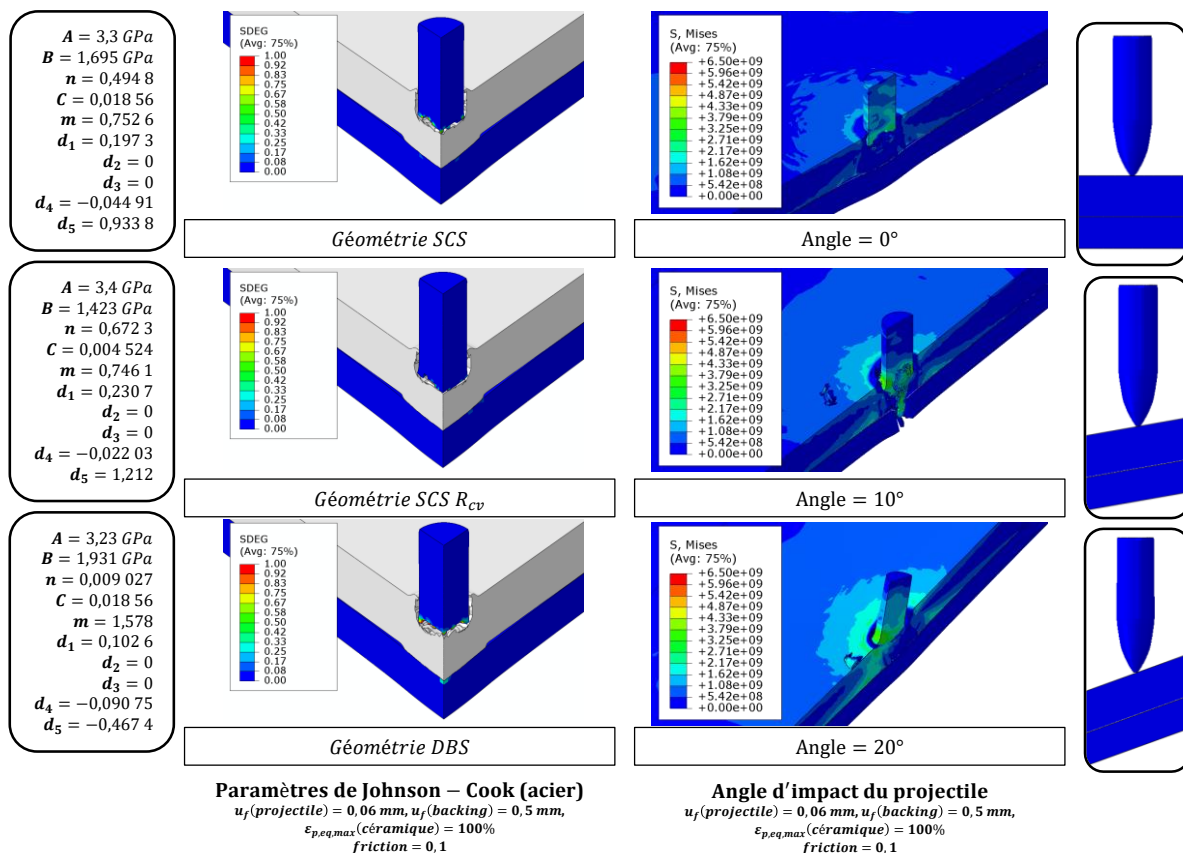


Figure IV.13. Comparaison sur : les paramètres de Johnson-Cook du projectile identifiés dans le chapitre 3 (vue sur SDEG la variable d'endommagement) et l'angle du projectile (modèle complet à 301.709 éléments et 328.549 nœuds) (vue sur Mises).



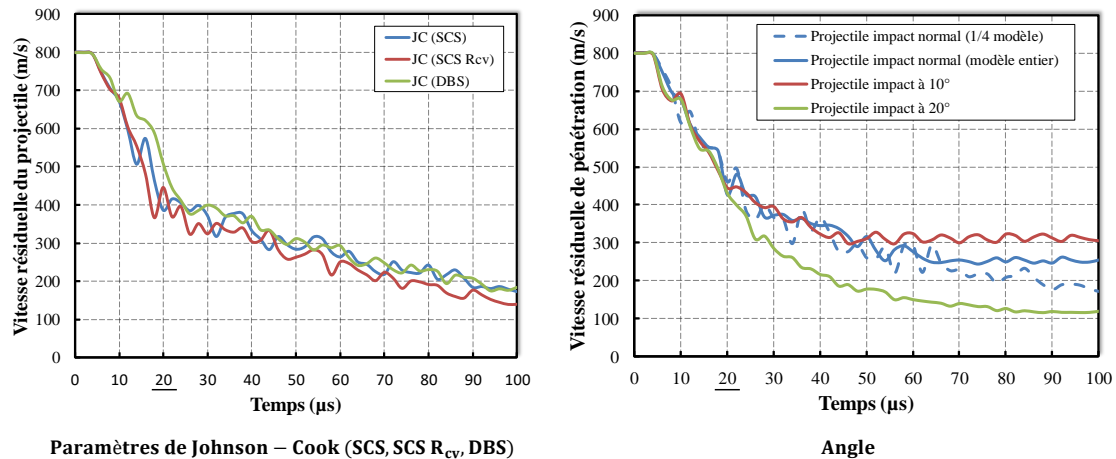


Figure IV.14. Évolution de la vitesse en face arrière du projectile pour différents paramètres de Johnson-Cook et différents angles d'impact.

Le projectile, la céramique et le *backing* étant entièrement modélisés, le diamètre de la déformée, elle-même visible par une bosse du *backing*, est mesuré de manière approximative et comparé à un essai expérimental réalisé à une vitesse qui est au-dessus de la vitesse limite de perforation donnée par Saint-Gobain pour ce type de configuration (800 m/s). La déformée numérique (diamètre ~ 54 mm) n'est pas très éloignée de celle mesurée expérimentalement (~ 51 mm, fourchette plutôt comprise entre 40 et 50 mm). De plus, l'état de déformation en face arrière (trou laissé par le projectile dans le *backing*) est similaire à celui obtenu numériquement. Cette confrontation ne valide pas forcément le fait que la simulation numérique reproduit bien l'essai expérimental mais seulement que les résultats numériques semblent être satisfaisants.

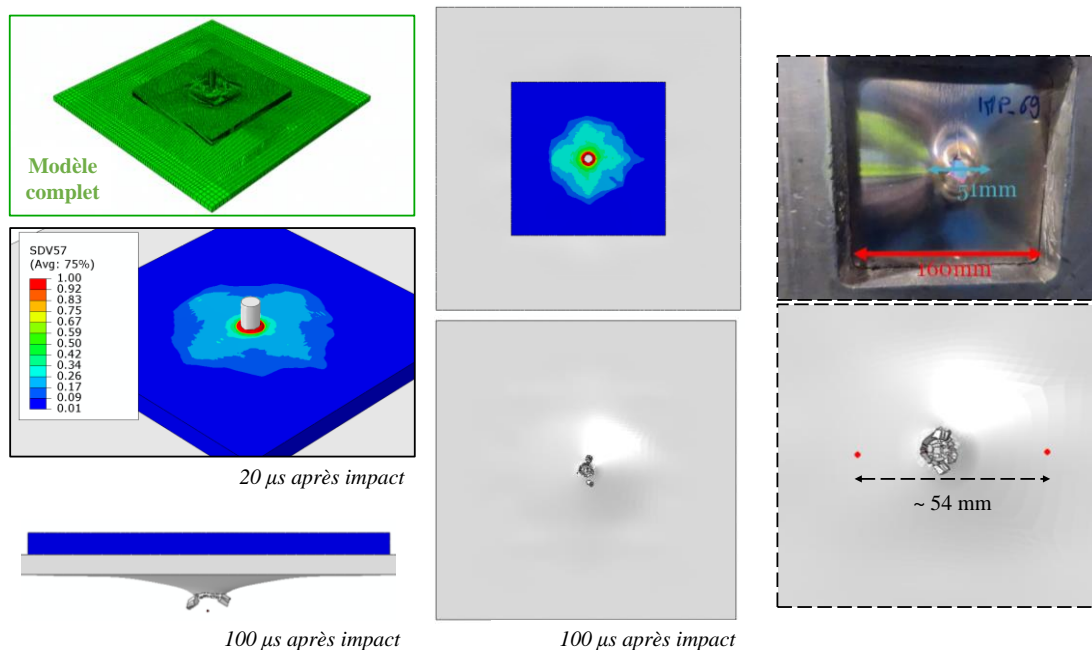


Figure IV.15. Résultats de simulation numérique du modèle numérique complet (avec visualisation sur l'endommagement SDV57 de la céramique). Les faces avant et arrière sont exposées, une estimation numérique de la déformée du *backing* est donnée par rapport à une estimation expérimentale (avec la permission de CEDREM).

### IV.3.4 Paramètres gouvernant la résistance à l'impact d'une céramique

Une analyse de sensibilité de chacun des paramètres du modèle de Johnson-Holmquist (Tableau IV-1) pourrait être conduite pour évaluer leurs effets sur la performance du blindage vis-à-vis d'un projectile AP. Les

paramètres étudiés par rapport à la vitesse résiduelle du projectile  $V_r$  sont :  $C$  (comportement dynamique),  $B$ ,  $m$ ,  $\sigma_{f,min}$  et  $\sigma_{f,max}$  (comportement fracturé) et  $D_1$  et  $D_2$  (endommagement).

- La Figure IV.16 montre l'effet d'un changement de  $C$  (de 0 à 0,5) sur  $V_r$  : quand  $C$  augmente, la  $V_r$  du projectile diminue, ce qui n'est pas étonnant puisque la résistance de la céramique est plus grande quand le taux de déformation augmente.
- La Figure IV.17 montre l'effet d'un changement de  $B$  (de 0,305 à 0,1525) sur  $V_r$  : quand  $B$  diminue, la  $V_r$  du projectile augmente puisque la résistance de la céramique fracturée est plus faible ( $B$  est la pente du domaine fracturé).
- La Figure IV.17 montre aussi l'effet d'un changement de  $m$  (de 1 à 0,5) sur  $V_r$  : quand  $m$  diminue, la  $V_r$  du projectile diminue puisque la résistance de la céramique fracturée est plus grande (en compression donc  $P < 0$ ).
- La Figure IV.18 montre l'effet d'un changement de  $\sigma_{f,min}$  (de 35 à 17,5 MPa) et de  $\sigma_{f,max}$  (de 7 à 3,5 GPa) sur  $V_r$  : quand  $\sigma_{f,min}$  ou  $\sigma_{f,max}$  de la céramique diminuent, la  $V_r$  du projectile change peu, ce qui peut s'expliquer par le fait que les pressions générées par l'impact sont tellement importantes que  $\sigma_{f,min}$  est largement dépassé, mais pas assez pour atteindre  $\sigma_{f,max}$ .
- La Figure IV.19 montre l'effet d'un changement du paramètre  $D_1$  (de 0,5 à 0,25) : quand  $D_1$  diminue, la  $V_r$  du projectile augmente car l'endommagement évolue avec une amplitude supérieure (en compression).
- La Figure IV.19 montre aussi l'effet d'un changement du paramètre  $D_2$  (de 0,5 à 0,25) : quand  $D_2$  diminue, la  $V_r$  du projectile diminue car l'endommagement évolue avec une amplitude inférieure.

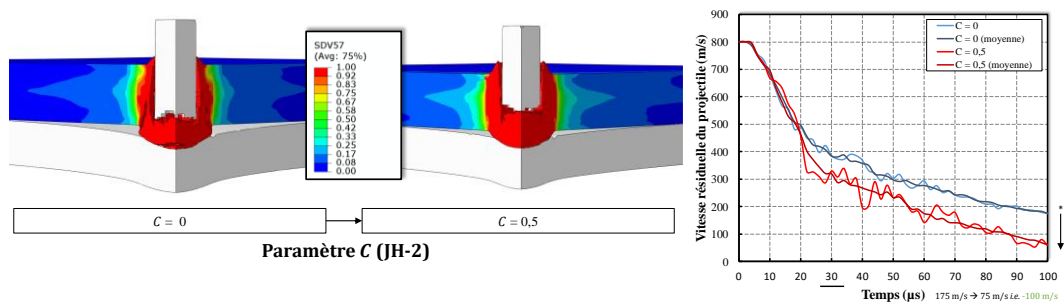


Figure IV.16. Influence de  $C$  (céramique, JH-2) sur  $V_r$  (projectile).

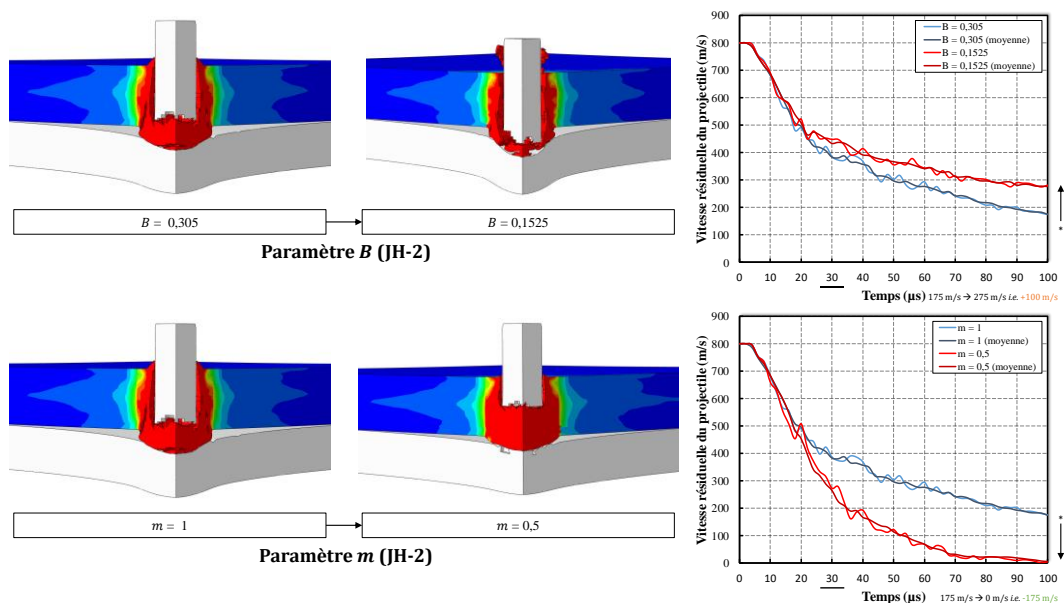


Figure IV.17. Influence de  $B$  et  $m$  (céramique, JH-2) sur  $V_r$  (projectile).

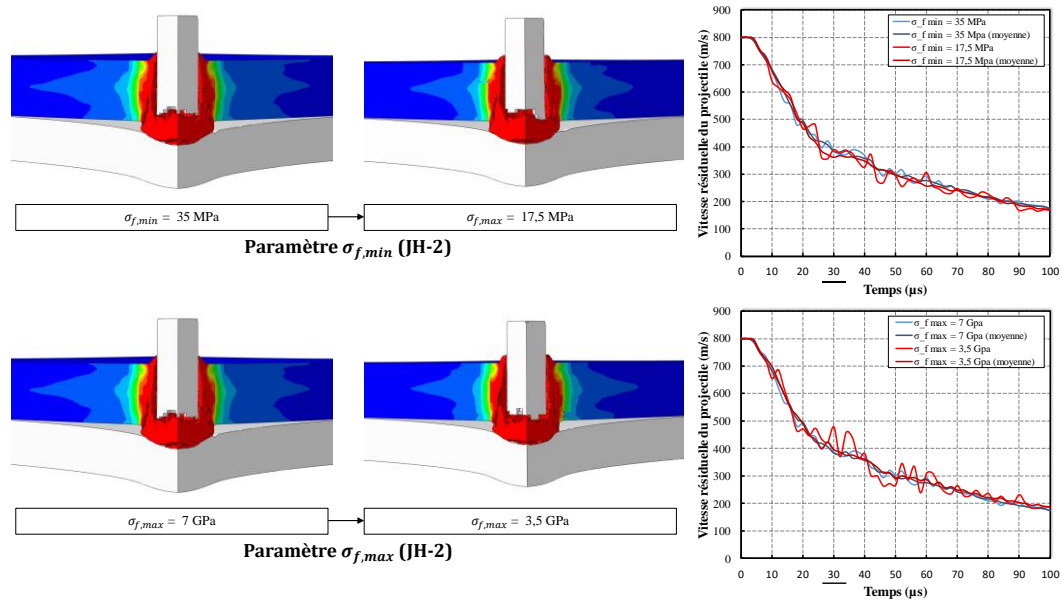


Figure IV.18. Influence de  $\sigma_{f,min}$  et  $\sigma_{f,max}$  (céramique, JH-2) sur  $V_r$  (projectile).

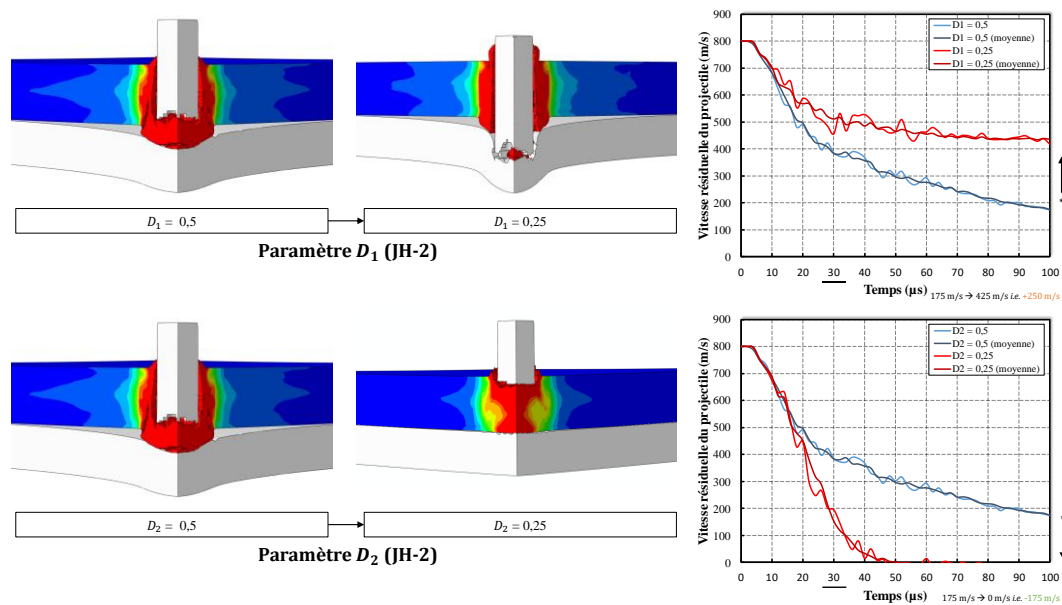


Figure IV.19. Influence de  $D_1$  et  $D_2$  (céramique, JH-2) sur  $V_r$  (projectile).

Ainsi, il peut être conclu que les paramètres  $\sigma_{f,min}$  et  $\sigma_{f,max}$  (paramètres matériaux) ont une influence faible,  $C$  et  $B$  (paramètres matériaux) ont une influence modérée,  $m$  (paramètre matériau),  $D_1$  et  $D_2$  (paramètres numériques) ont une influence forte. S'ajoutent :  $u_f$  (numérique) qui a une influence modérée et  $\epsilon_{p,eq,max}$  (numérique) qui a une influence faible.

### IV.4 Résultats de la simulation numérique

Après avoir étudié en détails le modèle numérique construit dans ABAQUS, le but est d'obtenir numériquement la vitesse expérimentale de l'Hexoloy SA® caractéristique de sa résistance balistique dans la configuration étudiée. La lecture de cette vitesse se fait pour une vitesse résiduelle du projectile  $V_r$  qui tend vers

0 : la transition entre une asymptote horizontale non nulle et nulle marque un domaine dans lequel appartient la valeur de la vitesse balistique.

#### IV.4.1 Validation du modèle numérique

Suivant un protocole expérimental, différentes vitesses d'impact du projectile sont testées numériquement autour de 800 m/s (car c'est celle attendue expérimentalement). La Figure IV.20 montre des courbes de vitesse du projectile pour quatre vitesses initiales (800, 750, 700 et 650 m/s) et pour deux paramètres d'entrée d'érosion de la céramique (100 et 150 %). Pour  $\varepsilon_{p,eq,max} = 100\%$ , une asymptote horizontale nulle se dessine, avec peu ou sans rebond du projectile, entre 700 m/s ( $V_r \sim 0$  autour de 105  $\mu\text{s}$ ) et 750 m/s ( $V_r \sim 50$  m/s autour de 150  $\mu\text{s}$  en fin de calcul). La vitesse limite de perforation de l'Hexoloy SA® sur *backing* aluminium peut ainsi être sondée entre ces deux vitesses. De même, pour  $\varepsilon_{p,eq,max} = 150\%$ , une asymptote horizontale se dessine entre 750 m/s ( $V_r \sim 0$  autour de 130  $\mu\text{s}$ ) et 800 m/s ; la vitesse expérimentale peut ainsi être sondée entre ces deux vitesses.

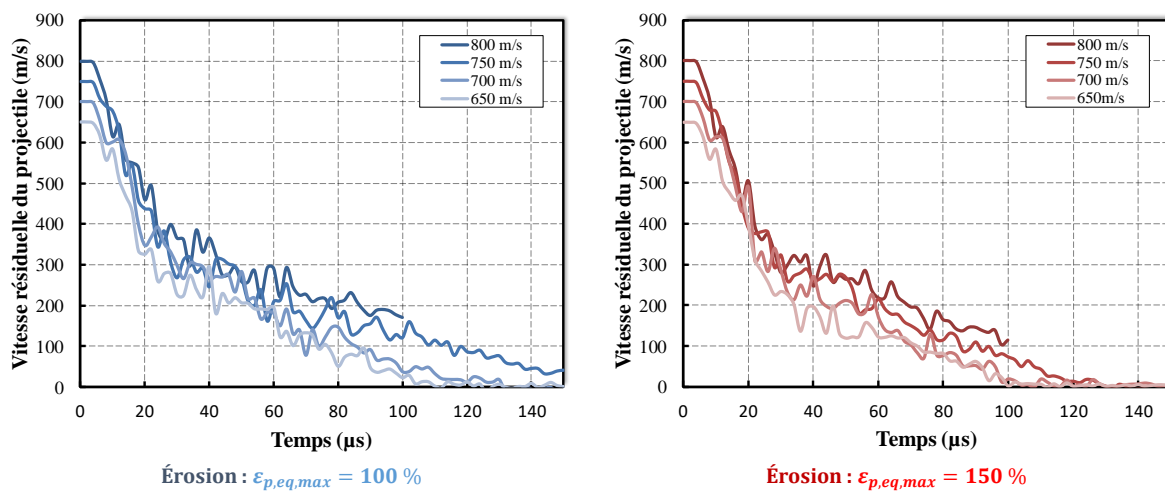


Figure IV.20. Estimation de la vitesse expérimentale de l'Hexoloy SA® testé dans un essai balistique.

La simulation numérique de l'Hexoloy SA® approche la valeur expérimentale attendue (800 m/s) à  $\pm 25$  m/s : environ  $725 \pm 25$  m/s avec  $\varepsilon_{p,eq,max} = 100\%$  (écart relatif : 9,38 %) et  $775 \pm 25$  m/s avec  $\varepsilon_{p,eq,max} = 150\%$  (écart relatif : 3,13%). Il serait nécessaire d'établir une comparaison des courbes numériques avec une courbe d'un essai expérimental pour s'assurer de la validité du modèle et des simulations et être sûr du résultat numérique.

#### IV.4.2 Phénoménologie avec l'Hexoloy SA®

Les modes de rupture numériques sont comparés aux modes de rupture observés dans Normandia *et al.* (2004) [38], mentionnés plusieurs fois dans le chapitre 1, Figure IV.21. À 6  $\mu\text{s}$  est observé une forte érosion du projectile qui s'aplatit et s'écoule sur la céramique, conduisant à des pressions de confinement élevées. À 16  $\mu\text{s}$  (et pendant les 10 premières  $\mu\text{s}$ ) est constaté un fort endommagement sous le projectile lorsque celui-ci commence à pénétrer la céramique ; la longueur du projectile ne varie plus ou varie peu, la céramique fracturée pilote la résistance finale. À 35  $\mu\text{s}$ , la rupture du noyau est évidente. À 56  $\mu\text{s}$ , le noyau a complètement pénétré la céramique dans le cas de Normandia *et al.* (2004) [38], phénomène se produisant pareillement numériquement bien que les configurations ne soient pas les mêmes. Les mécanismes de rupture ne sont pas exactement identiques puisque dans la simulation, seul le noyau (et non la balle entière) du projectile a été représenté. Or, Gooch *et al.* (2000) [39], qui ont impacté une céramique B<sub>4</sub>C (avec *backing*) avec plusieurs types d'APM2 selon trois conditions de projectile (balle blindée, noyau d'acier et plomb, uniquement le noyau d'acier) et dont Normandia *et al.* (2004) [38] reprennent le contenu, montrent à l'aide d'images aux rayons X que la chemise de la balle et le plomb (qui comble le vide dans la balle) ont bien un rôle à jouer dans la pénétration de

la céramique, celle-ci pouvant même avoir lieu avant que le noyau n'atteigne la céramique (~ 7  $\mu$ s). Avec une chemise, la balle a une masse plus importante et donc une énergie cinétique plus grande qu'avec le noyau seul et dont le surplus d'énergie doit aussi être absorbé.

Sur la Figure IV.22, une idée des niveaux de pression (autour de 8 GPa sous le projectile), de contrainte, et de déformation sont représentés (érosion de 150 % sous le projectile).

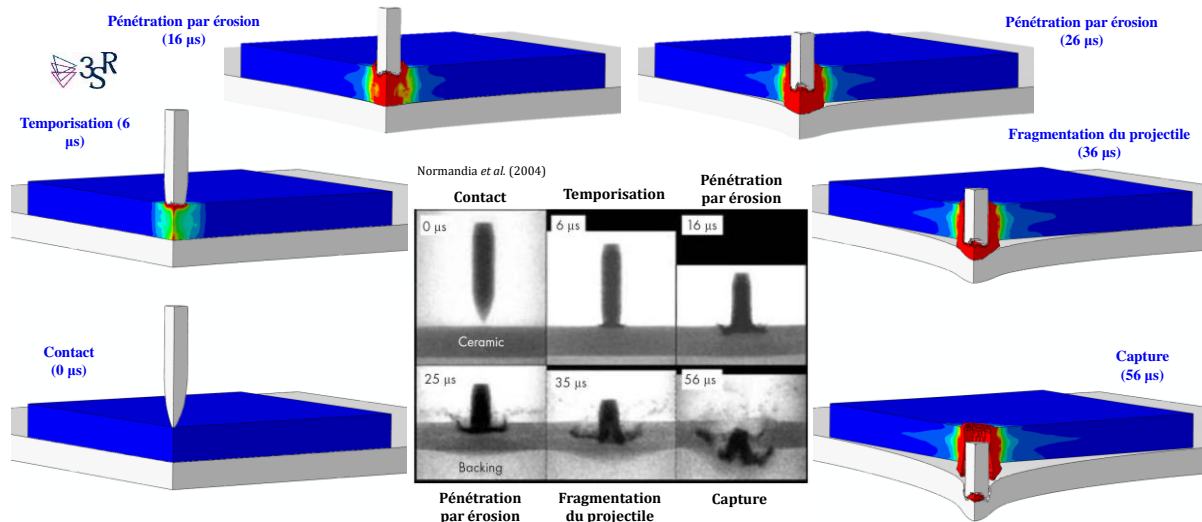


Figure IV.21. Chronologie du processus de pénétration : expérience (Normandia *et al.* (2004) [38]) et simulation (laboratoire 3SR), pour une vitesse d'impact de 800 m/s et une érosion de la céramique de 150%.

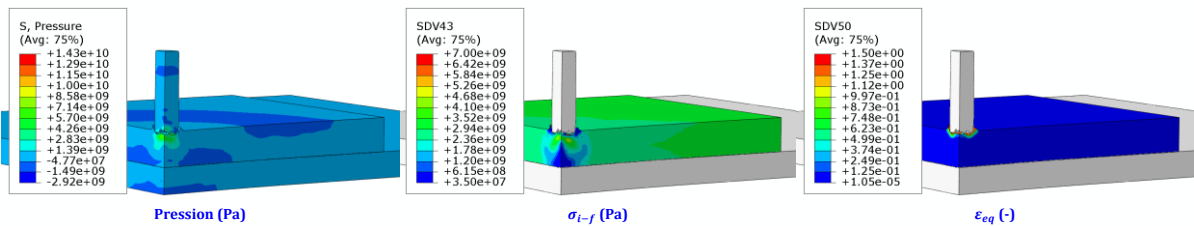


Figure IV.22. Visualisation des champs de pression (S Pressure numérique), de contrainte du matériau partiellement endommagé (SDV43 numérique) et de déformation (SDV50 numérique), 10  $\mu$ s après impact.

## IV.5 Conclusion

L'objectif de ce chapitre était de **retrouver numériquement la vitesse limite de perforation d'un essai balistique** réalisé dans une configuration spécifique (Hexoloy SA® sur *backing* aluminium) par l'établissement d'un modèle numérique appliquant les conditions limites expérimentales.

Une série de simulations numériques a été effectuée concernant l'impact du noyau d'un projectile (7,62 mm API-BZ) en acier sur une cible constituée de la céramique à haute ténacité et d'une nuance d'aluminium balistique en tant que *backing*. Les simulations numériques sont exécutées avec les modèles de Johnson-Cook et de Johnson-Holmquist. Les paramètres de Johnson-Cook de l'acier proviennent du chapitre 3 et les paramètres de Johnson-Holmquist proviennent d'autres travaux. Les résultats numériques permettent d'avoir l'**information de vitesse en face arrière du projectile**. Une analyse de sensibilité de plusieurs paramètres numériques, en particulier l'érosion des éléments finis, est conduite : l'**érosion semble plus critique pour les matériaux ductiles** (acier, aluminium) que pour le matériau fragile (céramique). Une analyse de sensibilité de plusieurs paramètres numériques et matériaux, en particulier les paramètres de Johnson-Holmquist pour le comportement de la céramique endommagé et fracturé, est également conduite : **les paramètres  $m$ ,  $D_1$  et  $D_2$  semblent être les plus importants**.

La simulation numérique a permis une corrélation acceptable entre l'expérimental et le numérique : **800 m/s (expérimental, entreprise Saint-Gobain) et 775 m/s (numérique, laboratoire 3SR)**. Par ailleurs, la

phénoménologie d'un impact d'un projectile perforant (AP) contre un blindage céramique-métal bicouche est convenablement explicitée en numérique : au cours du temps, les différents modes de rupture concernant la pénétration du projectile dans la céramique semblent reproduits. La cinétique d'endommagement est donc mieux appréhendée.

Par conséquent, la simulation numérique d'un essai d'impact permet de **comprendre ce qu'il se passe dans une céramique lorsqu'elle est impactée par un projectile pénétrant**. Elle révèle que **la phase de pénétration du projectile se produit dans une céramique pré-endommagée**, c'est pourquoi la caractérisation des propriétés de traction dynamique (fissuration, fragmentation) des céramiques est importante pour combler les lacunes sur les microstructures de la thèse. Les chapitres suivants (5 et 6) contribuent à une telle caractérisation des matériaux céramiques présentés dans le chapitre 2 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  et MAINa) en termes de fissuration simple et de fissuration multiple (ou fragmentation).

# Bibliographie

- [1] P. Forquin, « Brittle materials at high-loading rates: an open area of research », *Philos. Trans. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 375, n° 2085, p. 20160436, janv. 2017, doi: 10.1098/rsta.2016.0436.
- [2] G. R. Johnson et W. H. Cook, « A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures », *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, Netherlands, 1983.
- [3] G. R. Johnson et W. H. Cook, « Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 21, n° 1, p. 31–48, 1985.
- [4] G. R. Johnson et T. J. Holmquist, « A Computational Constitutive Model for Brittle Materials Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Pressures », in *Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena in Materials*, Marcel Dekker Inc., New York: M.A. Meyers, L.E. Muir, and K.P. Staudhammer, 1992, p. 1075-1081.
- [5] G. R. Johnson et T. J. Holmquist, « An improved computational constitutive model for brittle materials », in *AIP Conference Proceedings*, Colorado Springs, Colorado (USA), 1994, vol. 309, p. 981-984, doi: 10.1063/1.46199.
- [6] J.-L. Zinszner, « Identification des paramètres matériau gouvernant les performances de céramiques à blindage », PhD thesis, Université de Lorraine, Metz, 2014.
- [7] I. G. Crouch, « 1. Introduction to armour materials », in *The Science of Armour Materials*, I. G. Crouch, Éd. Woodhead Publishing, 2017, p. 1-54.
- [8] T. Johnson, L. Freeman, J. Hester, et J. Bell, « Ballistic Resistance Testing Techniques - IDA (Institute for Defense Analyses) Research Notes ».
- [9] T. H. Johnson, L. Freeman, J. Hester, et J. L. Bell, « A Comparison of Ballistic Resistance Testing Techniques in the Department of Defense », *IEEE Access*, vol. 2, p. 1442-1455, 2014, doi: 10.1109/ACCESS.2014.2377633.
- [10] W. J. Dixon et A. M. Mood, « A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data », *J. Am. Stat. Assoc.*, vol. 43, n° 241, p. 109-126, 1948.
- [11] H. J. Langlie, « A Reliability Test Method for 'One-Shot' Items. Ford Motor Company ». Aeronutronic Division of Ford Motor Company Publication No. U-1792, 1963.
- [12] G. R. Johnson, T. J. Holmquist, et S. R. Beissel, « Response of aluminum nitride (including a phase change) to large strains, high strain rates, and high pressures », *J. Appl. Phys.*, vol. 94, n° 3, p. 1639-1646, août 2003, doi: 10.1063/1.1589177.
- [13] Z. Rosenberg, « On the relation between the Hugoniot elastic limit and the yield strength of brittle materials », *J. Appl. Phys.*, vol. 74, n° 1, p. 752-753, juill. 1993, doi: 10.1063/1.355247.
- [14] D. S. Cronin, K. Bui, C. Kaufmann, G. McIntosh, et T. Berstad, « Implementation and Validation of the Johnson-Holmquist Ceramic Material Model in LS-Dyna », p. 14, 2003.
- [15] D. C. Drucker et W. Prager, « Soil mechanics and plastic analysis or limit design », *Q. Appl. Math.*, vol. 10, n° 2, p. 157-165, juill. 1952, doi: 10.1090/qam/48291.
- [16] T. J. Holmquist, G. R. Johnson, et W. H. Cook, « A Computational Constitutive Model for Concrete Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Pressures », in *Warhead mechanisms, terminal ballistics*, vol. 2, 1993, p. 591-600.
- [17] G. R. Johnson, S. R. Beissel, et P. M. Cunniff, « A Computational Approach for Composite Materials Subjected to Ballistic Impact », in *Structural Stability and Dynamics*, Singapore, déc. 2002, p. 939-948, doi: 10.1142/9789812776228\_0140.
- [18] T. J. Holmquist et G. R. Johnson, « A Computational Constitutive Model for Glass Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Pressures », *J. Appl. Mech.*, vol. 78, n° 5, p. 051003, sept. 2011, doi: 10.1115/1.4004326.
- [19] T. J. Holmquist, G. R. Johnson, et C. A. Gerlach, « An improved computational constitutive model for glass », *Philos. Trans. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 375, n° 2085, p. 20160182, janv. 2017, doi: 10.1098/rsta.2016.0182.
- [20] A. M. Rajendran, « Historical Perspective on Ceramic Materials Damage Models », in *Proceedings of the Ceramic Armor Materials by Design Symposium*, vol. 134, J. W. McCauley, A. Crowson, W. Gooch, A. M. Rajendran, J. B. Bless, K. V. Logan, M. Normandia, et S. Wax, Éd. 2002, p. 281-297.
- [21] C. Denoual et F. Hild, « A Damage Model for the Dynamic Fragmentation of Brittle Solids », *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 183, n° 3-4, p. 247-258, 2000, doi: 10.1016/S0045-7825(99)00221-2.
- [22] P. Forquin et F. Hild, « A probabilistic damage model of the dynamic fragmentation process in brittle materials », in *Advances in Applied Mechanics*, vol. 44, New York; London. Paris [etc]: Academic Press, 2010, p. 1-72.
- [23] D. Rittel, S. Lee, et G. Ravichandran, « A shear-compression specimen for large strain testing », *Exp. Mech.*, vol. 42, n° 1, p. 58–64, 2002.
- [24] P. Forquin, « Endommagement et fissuration de matériaux fragiles sous impact balistique - Rôle de la microstructure », PhD thesis, ENS Cachan, Cachan, 2003.
- [25] N. Bourne, J. Millett, et I. Pickup, « Delayed failure in shocked silicon carbide », *J. Appl. Phys.*, vol. 81, n° 9, p. 6019-6023, mai 1997, doi: 10.1063/1.364450.
- [26] G. Rossiquet, « Carbure de Silicium pour Application Blindage : Élaboration et Étude du Comportement à l'Impact », PhD thesis, Université de Bourgogne & Saint-Gobain CREE, Dijon & Cavallion, 2012.
- [27] J. O. Hallquist, « LS-DYNA Keyword User's Manual », 2003, vol. II (version 960).
- [28] « Abaqus Example Problems Manual (6.10) - 2.1.18 High-velocity impact of a ceramic target ». <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEEXARefMap/simaexa-c-impactceramictarget.htm> (consulté le avr. 25, 2020).

- [29] T. J. Holmquist et G. R. Johnson, « Characterization and evaluation of silicon carbide for high-velocity impact », *J. Appl. Phys.*, vol. 97, n° 9, p. 093502, mai 2005, doi: 10.1063/1.1881798.
- [30] P. Forquin, G. Rossiquet, J.-L. Zinszner, et B. Erzar, « Microstructure influence on the fragmentation properties of dense silicon carbides under impact », *Mech. Mater.*, vol. 123, p. 59-76, août 2018, doi: 10.1016/j.mechmat.2018.03.007.
- [31] « Saint-Gobain Ceramics: Maximum Protection - Minimum Weight ». Saint-Gobain document, 2015.
- [32] T. Fras, L. Colard, E. Lach, A. Rusinek, et B. Reck, « Thick AA7020-T651 plates under ballistic impact of fragment-simulating projectiles », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 86, p. 336-353, déc. 2015, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2015.08.001.
- [33] « Understanding the Aluminum Alloy Designation System », *ESAB Knowledge center*, 2020. <https://www.esabna.com/us/en/education/blog/understanding-the-aluminum-alloy-designation-system.cfm> (consulté le avr. 25, 2020).
- [34] T. Fras, L. Colard, et P. Pawlowski, « Perforation of aluminum plates by fragment simulating projectiles (FSP) », *Int. J. Multiphysics*, vol. 9, n° 3, 2016.
- [35] « Abaqus Analysis User's Manual (6.12) - 24.2.3 Damage evolution and element removal for ductile metals ». <http://abaqus.software.polimi.it/v6.12/books/usb/default.htm?startat=pt05ch24s02abm41.html> (consulté le déc. 24, 2017).
- [36] « Projectile Impact on a Carbon Fiber Reinforced Plate ». Abaqus Technology Brief, 2007.
- [37] P. Forquin, L. Sallier, et C. Pontiroli, « A numerical study on the influence of free water content on the ballistic performances of plain concrete targets », *Mech. Mater.*, vol. 89, p. 176-189, oct. 2015, doi: 10.1016/j.mechmat.2015.02.016.
- [38] M. Normandia, J. LaSalvia, W. Gooch, J. W. McCauley, et A. M. Rajendran, « Protecting the Future Force: Ceramics Research Leads to Improved Armor Performance », *AMPTIAC Adv. Mater. Process. Technol. Inf. Anal. Cent.*, vol. 8, n° 4, 2004.
- [39] W. A. Gooch, M. S. Burkins, G. Hauver, P. Netherwood, et R. Benck, « Dynamic X-ray imaging of the penetration of boron carbide », *J. Phys. IV*, vol. 10, n° PR9, p. Pr9-583-Pr9-588, sept. 2000, doi: 10.1051/jp4:2000997.





# Chapitre V

## Fragmentation simple des céramiques

---

### Sommaire

V.1	Vitesse de fissuration.....	120
V.1.1	Prédiction et confrontation expérimentale .....	120
V.1.1.1	Prédiction de Broek .....	120
V.1.1.2	Données expérimentales.....	121
V.1.2	Autres paramètres et phénomènes à prendre en compte .....	122
V.1.3	Transition du régime de fragmentation : simple à multiple.....	122
V.2	Propagation d'une fissure dynamique.....	123
V.2.1	Présentation des techniques expérimentales .....	123
V.2.1.1	Introduction aux techniques .....	123
V.2.1.2	Technique Rockspall .....	123
V.2.1.3	Technique nEOI .....	125
V.2.2	Simulations numériques des essais de fissuration .....	125
V.2.2.1	Paramètres matériaux utilisés pour le modèle DFH .....	125
V.2.2.2	Description des simulations.....	125
V.2.2.3	Simulations Rockspall .....	126
V.2.2.4	Simulations Rockspall et cas particulier du MAINa .....	127
V.2.2.5	Simulations nEOI.....	129
V.2.3	Montage et préparation des expériences .....	129
V.2.3.1	Montage Rockspall .....	129
V.2.3.2	Montage nEOI.....	130
V.2.3.3	Préparation de l'échantillon .....	131
V.3	Résultats des essais de fragmentation simple.....	132
V.3.1	Résultats des essais Rockspall .....	132
V.3.1	Résultats approfondis des essais Rockspall sur MAINa.....	133
V.3.2	Résultats des essais nEOI .....	135

V.4	Détermination d'une vitesse de fissure par corrélation d'images.....	136
V.4.1	Analyse DIC.....	136
V.4.1.1	Outil de DIC.....	136
V.4.1.2	Fissure DIC.....	136
V.4.1.3	Résolution.....	138
V.4.2	Vitesse expérimentale des fissures.....	138
V.4.2.1	Méthode de traitement par DIC.....	138
V.4.2.2	Suivi de fissure.....	139
V.4.2.3	Tableau récapitulatif pour chaque microstructure.....	140
V.4.3	Surfaces de fracture par SEM.....	142
V.5	Sensibilité sur le bruit de l'imagerie dynamique.....	144
V.5.1	Bruit de la caméra.....	144
V.5.2	Explication du modèle numérique Rockspall avec la X-FEM.....	145
V.5.2.1	Principe de la X-FEM.....	145
V.5.2.2	Paramètres matériaux en X-FEM.....	145
V.5.2.3	Quantification de l'intensité du signal par rapport au bruit.....	147
V.6	Conclusion.....	148

« La fracture quasi-statique a reçu beaucoup d'attention depuis le travail de Griffith [...] et la mécanique de la fracture quasi-statique de matériaux linéairement élastiques, plastiques et (linéairement) viscoélastiques est assez bien comprise. D'autre part, la fracture dynamique [...] a reçu relativement moins d'attention, principalement dû à la nature complexe du problème. Il y a, cependant, un intérêt substantiel dans le problème de la fracture dynamique en raison de son importance dans plusieurs applications d'ingénierie. » – Ravi-Chandar et Knauss (1984a) [1]

L'objectif de ce chapitre est de caractériser la vitesse limite de fissure se propageant dans des céramiques à haute ténacité. La fragmentation conduisant à la création et à la propagation d'une seule fissure est recherchée pour pouvoir identifier et comparer la valeur de cette vitesse entre les céramiques. Au-delà des résultats apportés pour la céramique SiC qu'est le Forceram®, ce chapitre permet de mieux comprendre les propriétés de fissuration du MAINa par rapport à l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, le MAINa étant testé selon deux orientations par rapport aux plaquettes.

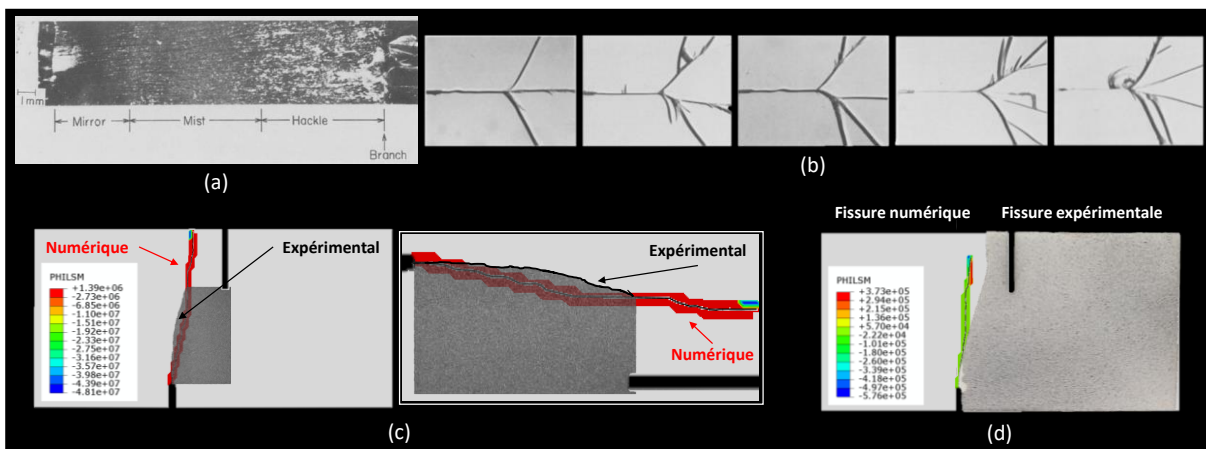
Ce chapitre présente un modèle théorique pour la vitesse d'une fissure et des résultats expérimentaux disponibles dans la littérature. Dans ce chapitre, deux techniques expérimentales pratiquées sur des échantillons entaillés sont proposées, permettant la propagation d'une seule fissure dans des conditions dynamiques. Ces essais sont appelés Rockspall et nEOI. Ces essais sont simulés numériquement avec un modèle d'endommagement dans le but d'optimiser les conditions expérimentales (vitesses d'impact). Le montage et l'instrumentation de chaque type d'essai est expliqué.

Les essais montrent des résultats différents pour la microstructure MAINa-0° (plaquettes orientées de manière perpendiculaire à la propagation de fissure) comparée aux autres microstructures. À partir de l'enregistrement des images obtenues par caméra ultra-rapide, les champs de déplacement entre chaque image sont calculés par corrélation d'images afin de détecter la pointe de la fissure. En localisant la pointe de fissure, il est possible d'estimer la vitesse de la fissure, ce qui est fait pour chaque céramique (Forceram®, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et MAINa). Une dernière partie sur la sensibilité des résultats par rapport au bruit de la caméra utilisée conclut le chapitre.

**Introduction**

La fissuration est le phénomène d’initiation et de propagation d’une fissure, née d’un chargement dans un matériau, conduisant à dissiper et à réduire l’énergie par création de surfaces. D’apparence simple, la fissuration unique est pourtant complexe. Le phénomène a été fortement étudié expérimentalement pour les matériaux (quasi-)fragiles par Ravi-Chandar et Knauss (1984a [1], 1984b [2], 1984c [3], 1984d [4]) dans quatre articles (ou parties) d’un même thème, la fracture dynamique. Plusieurs points y sont abordés et parmi eux, le fait que plus le facteur d’intensité de contraintes  $K_I$  est grand (comme en dynamique), plus le front de fissure se redresse (la courbure diminue), assimilable à un front de plusieurs micro-fissures [2]. Pour dissiper l’énergie en excès, une fissure crée une surface relativement rugueuse au lieu de changer de vitesse [2]. Cela se retrouve dans la surface de fracture, Figure V-1 (a), qui évolue en plusieurs stades selon l’intensité de chargement [2]. Une fissure se divise en deux autres fissures si l’énergie de fissure vaut  $2 \cdot R$  ( $\sim 2 \cdot G_{Ic}$ ) [5]. La bifurcation se produit dès lors que la vitesse de propagation d’une fissure a atteint une limite [3]. Cette vitesse limite est vue comme une conséquence de l’évolution naturelle d’un « nuage » de micro-fissuration en pointe de fissure vers un processus de ramification de fissures. Autrement dit, la ramification d’une macro-fissure est vue comme le résultat du regroupement et de l’interaction de plusieurs micro-fissures. Ces dernières sont fonction de la distribution de vide dans le matériau, leur nombre dépend de  $K_I$ , la ramification créée est de nature statistique comme l’atteste la Figure V-1 (b) et les vides du matériau redirigent les fissures vers plusieurs plans [3].

La mécanique qui porte son intérêt à la fissure constitue un domaine de recherche à part entière que des méthodes expérimentales (e.g. essai *Rockspall* ou *Rocking by spalling*) et numériques (e.g. *X-FEM* signifiant *Extended FEM*, « MEF étendue ») permettent de traiter (Figure V-1 (c) et Figure V-1 (d)). En outre, la vitesse d’une « fissure »  $V_{crack}$  peut apparaître dans des modèles numériques de fragmentation dynamique comme c’est le cas dans le modèle de Denoual-Forquin-Hild (2000, 2010) [6], [7].  $V_{crack}$  devient alors un paramètre matériau qui influe sur la résistance de celui-ci et qu’il est nécessaire de caractériser.



**Figure V-1.** (a) Motifs de surface de fracture [2]. (b) Ramification d’une fissure dans cinq expériences identiques : le point de ramification a lieu globalement au même endroit, mais les branches ramifiées ne se développent pas de la même manière [3]. (c – d) Propagation d’une fissure numérique en X-FEM avec visualisation de la variable PHILSM (*level set value phi*», avec  $\phi$  une fonction qui mesure la distance entre les nœuds et la surface de fracture) comparée à un résultat expérimental d’un carreau doublement entaillé en Rockspall : (c) cas d’un SiC (Forceram®) impacté à ~ 5 m/s et (d) cas d’une Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> impactée à ~ 10 m/s.

Une fissure se propage à vitesse constante même si le facteur d’intensité de contrainte  $K_I$  change expérimentalement [3]. La vitesse limite ou terminale d’une fissure dans des matériaux fragiles SiC et Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> est l’objet de ce chapitre.

## V.1 Vitesse de fissuration

Il est difficile d'établir une relation théorique pour calculer la vitesse de fissure  $V_{crack}$  à partir du facteur d'intensité de contraintes  $K_I$ . Tandis que le paramètre  $K_I$  durant un essai dynamique augmente ( $K_{I,dyn.}$ ), le paramètre  $V_{crack}$  reste, quant à lui, constant dans son régime permanent (Ravi-Chandar et Knauss 1984c [3]). La caractérisation de la vitesse repose donc sur des essais expérimentaux.

### V.1.1 Prédiction et confrontation expérimentale

#### V.1.1.1 Prédiction de Broek

Il n'est pas absurde de penser que la vitesse d'une fissure peut dépendre du type de matériau puisque la vitesse d'une onde peut se calculer à partir de paramètres matériaux : le module de Young  $E$  et la masse volumique  $\rho$  pour une onde unidimensionnelle<sup>1</sup>, avec le coefficient de Poisson en plus pour une onde transversale<sup>2</sup>. Forquin *et al.* (2018) [8] observent que le motif dessiné par les fissures sur la surface de chaque carreau, concernant quatre SiC impactés à 175 m/s sur la tranche et possédant chacun une microstructure différente, n'est pas identique (vu dans les chapitres 1 et 2). L'initiation d'une fissure est donc dépendante de la microstructure, mais cela ne renseigne pas sur l'influence de la microstructure sur la propagation.

Dans les travaux de Broek (1982) [5], l'énergie cinétique  $E_c$  dérivée des travaux de Mott (1948) [9] est égalisée avec une autre expression de l'énergie cinétique, alors exprimée comme un excès d'énergie égale à l'intégrale  $\int_a^{a_c} (G - R) \cdot da$  (avec  $a$  la longueur de fissure,  $a_c$  la longueur critique de fissure,  $da$  l'extension de fissure,  $G$  l'énergie de fracture et  $R$  l'énergie de résistance à la fissuration, Figure V-2 (a)). En utilisant ces considérations énergétiques de conservation, Broek estime qu'une fissure accélère jusqu'à atteindre une limite asymptotique proportionnelle à  $k \cdot C_0$ , avec  $k$  un paramètre constant égale à 0,38 (Figure V-2 (b)).

Différents travaux expérimentaux semblent constater les prédictions de Broek sur l'établissement d'un plateau de la vitesse de fissure (*e.g.* Kanninen *et al.* (1968) [10] pour des matériaux ductiles à comportement fragile comme des feuilles d'acier). Similairement, le problème connu comme le « problème de Broberg » implique qu'une fissure existe au sein d'une certaine région bornée par une valeur maximale. Lorsqu'une fissure s'ouvre à cause d'un champ de contraintes perpendiculaires et qu'elle se propage à une vitesse  $V_{crack}$  au cours du temps  $t$ , Broberg (1960) [11] assume que le rapport entre le facteur d'intensité pour cette vitesse  $K_I(t, V_{crack})$  et le facteur homologue pour une fissure stationnaire de même taille  $K_I(t = 0, V_{crack} = 0)$  diminue presque de manière monotone de 1 à 0 au fur et à mesure que  $V_{crack}$  tend vers la valeur de  $C_R$  *i.e.* la vitesse de Rayleigh<sup>3</sup>. La vitesse de Rayleigh est un type d'onde élastique dans les solides correspondant à une onde de surface (cas particulier d'une onde d'interface ou onde de Stoneley avec un bord à l'air libre) ; à ne pas confondre avec les ondelettes de surface qui correspondent à l'interaction entre l'onde longitudinale et la surface en bord libre [12]. La vitesse de fissure est généralement exprimée en fonction de la vitesse d'onde unidimensionnelle ( $k \cdot C_0$ ) qui est l'onde la plus rapide qui se propage dans le matériau ou en fonction de la vitesse d'onde de Rayleigh via un paramètre  $k_R$  ( $k_R \cdot C_R$ ) qui est l'onde qui transporte la plus grande quantité d'énergie durant un impact (67 % pour  $C_R$  contre 26 % pour  $C_S$  et 7 % pour  $C_0$  pour un chargement normal et harmonique) car son intensité se décompose la moins rapidement par rapport à la distance au bord libre  $r$  ( $r^{-1/2}$  pour  $C_R$  contre  $r^{-1}$  dans le volume et  $r^{-2}$  en surface pour  $C_S$  et  $C_0$ ) [12]. Yoffe (1951) [14] indique qu'une fissure tend à se ramifier (assez d'énergie pour deux fissures) ou à devenir incurvée quand celle-ci voyage de plus en plus vite ; Ravi-Chandar et Knauss (1984a) [1] déclarent même que la ramification peut avoir lieu à des vitesses plus basses que celles prédites par Yoffe (1951) [14]. D'ailleurs,  $V_{crack}$  a été souvent mesurée entre 0,50 – 0,60 $C_R$  dans des matériaux

<sup>1</sup> Vitesse onde unidimensionnelle :  $C_0 = \sqrt{E/\rho}$  (onde de compression), différente de la vitesse d'onde longitudinale  $C_l = \sqrt{C_0 \cdot \sqrt{(1-\nu)/(1+\nu) \cdot (1-2\nu)}}$ .

<sup>2</sup> Vitesse onde transversale :  $C_s = \sqrt{C_0 \cdot \sqrt{1/[2 \cdot (1+\nu)]}}$ ,  $s$  pour *shearing* (« cisaillement »).

<sup>3</sup> Vitesse onde de Rayleigh :  $C_R = [(0.862 + 1.14 \cdot \nu)/(1 + \nu)] \cdot C_s$  telle qu'exprimée dans [12] et dans [13].

fragiles (et transparents),  $C_R$  étant une limite usuellement jamais dépassée ni même atteinte (Freund (1972) [15], Knauss et Ravi-Chandar (1985) [16]).

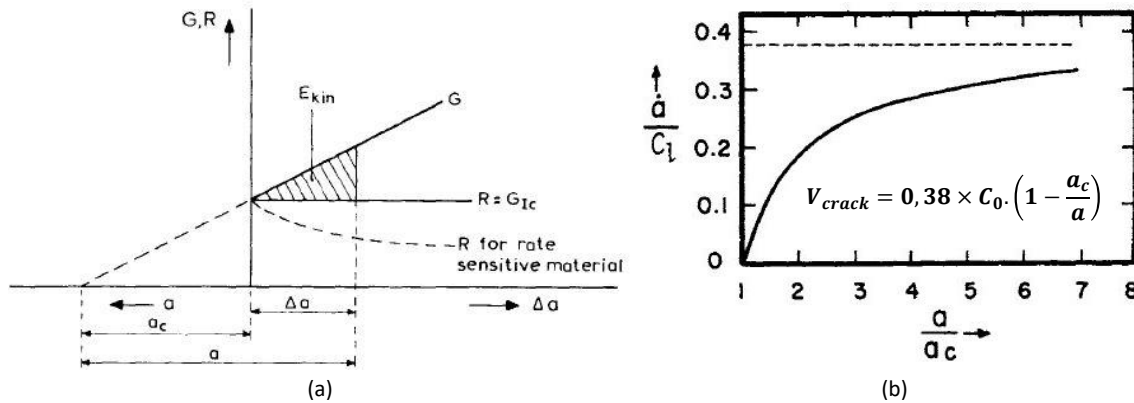


Figure V-2. Représentation de l'énergie cinétique dans un graphe énergie de fissure ( $G$ ) vs. grandissement de fissure ( $\Delta a$ ) [5]. (b) Augmentation du taux de croissance d'une fissure  $\dot{a}$  (la vitesse) avec la taille de fissure  $a$  (adaptée de [17]).

### V.1.1.2 Données expérimentales

Plusieurs vitesses expérimentales sont recueillies.

Les vitesses identifiées par plusieurs auteurs sont de  $\sim 0,49C_R^*$  ( $0,29C_0$ ) pour un verre,  $\sim 0,35C_R^*$  ( $0,20C_0$ ) à  $\sim 0,49C_R^*$  ( $0,28C_0$ ) pour un acier et  $\sim 0,65C_R^*$  ( $0,37C_0$ ) pour l'acétate de cellulose [18]. Le paramètre  $k$  varie de 0,20 à 0,38 dans ces situations. Ensuite, d'autres vitesses sont identifiées :  $0,40C_R$  pour l'Homalite-100 (polymère transparent fragile) [1], [16],  $0,50 - 0,60C_R$  pour un verre [19], [20] et  $0,59C_R^*$  pour le Borofloat® (verre borosilicate) [21],  $0,53 - 0,57C_R$  pour un béton (R30A7) [13], [22] ( $\sim 0,32C_0^*$  si mouillé,  $\sim 0,36C_0^*$  si sec),  $0,60C_R$  pour le Plexiglass® (PMMA, polyméthacrylate de méthyle) [23]. Le paramètre  $k_R$  est observé dans la gamme de 50 à 60 % la vitesse de Rayleigh.

Néanmoins, d'autres études manifestent des vitesses hors des gammes attendues. À nouveau avec le PMMA, une autre étude mesure, quant à elle, la vitesse de  $0,28$  à  $0,77C_R^*$  [24]. McCauley *et al.* (2013) [25] ont réalisés des essais EOI (Edge-On-Impact, « Impact Sur la Tranche ») utilisant des projectiles à bout plat en acier sur des carreaux transparents impactés de 125 à 950 m/s. Ils ont mesuré des vitesses de fissure à partir de la lumière transmise (non-polarisée, technique shadowgraph utilisant l'ombre) et réfléchi (polarisée) et trouvent :  $\sim 0,50C_R^*$  ( $0,27 - 0,28C_0$ ) pour le Starphire® (verre silicate avec une faible quantité de fer),  $\sim 0,63C_R^*$  ( $0,37C_0$ ) pour le Borofloat®,  $\sim 0,70C_R^*$  ( $0,40C_0$ ) pour un verre de quartz,  $0,33C_0$  pour le TRANSARM® (vitro-céramique),  $\sim 0,81C_R^*$  ( $0,42 - 0,43C_0$ ) pour un oxynitride d'aluminium AlON (céramique polycristalline) et  $\sim 0,90 - 1,01C_R^*$  si  $\rho = 3980 \text{ kg.m}^{-3}$  et  $E = 345 \text{ GPa}$  ou  $\sim 0,79 - 0,89C_R^*$  si  $\rho = 3980 \text{ kg.m}^{-3}$  et  $E = 445 \text{ GPa}$  ( $0,53 - 0,60C_0$ ) pour le saphir (céramique  $\text{Al}_2\text{O}_3$  monocristalline). Les hypothèses utilisées pour établir  $k$  à 0,38 par Broek ne sont peut-être pas remplies dans toutes les situations expérimentales, ce qui peut expliquer ces différences.

Enfin, dans des conditions spécifiques, des « hypervitesses » sont également rapportées. En matière de vocabulaire : selon sa vitesse, une fissure peut être appelée supersonique ( $V_{crack} > C_0$ ), intersonique ( $C_0 > V_{crack} > C_s$ ), transsonique ( $V_{crack} \sim C_s$ ) ou subsonique ( $C_s > V_{crack}$ ). Ces hypervitesses sont :  $\sim 1,86C_R^*$  ( $1,41C_s$  ou  $\sqrt{2}C_s$ , vitesse intersonique) pour l'Homalite-100 [26]. Des vitesses dépassant  $C_R$  (et  $C_s$ ) sont prédites par simulations numériques [27], [28] et atteignent  $\sim 1,86C_R^*$  ( $1,57C_0$ , vitesse supersonique) pour certains verres [29]. Ces niveaux de vitesse sont atteints pour des fissures dites de « cisaillement » (rupture dominée en mode

<sup>4</sup> \* : Lorsqu'une vitesse est suivie par une étoile, cela signifie que la valeur indiquée n'a pas été communiquée directement (si des paramètres matériaux sont manquants pour calculer  $C_0$ ,  $C_R$  ou  $C_s$ ) ou indirectement (si tous les paramètres matériaux sont disponibles pour calculs) par les auteurs mais estimée ici.

Par exemple : pour le verre dans [18],  $C_0$  (5200 m/s) et  $V_{crack}$  (1500 m/s) sont données par les auteurs, alors  $C_R$  est calculée avec  $\nu$  ( $\sim 0,2$ ) trouvé en faisant des recherches diverses de plusieurs sources extérieures pour enfin pouvoir calculer  $k_R = V_{crack}/C_R$ .

II) lorsqu'elles sont forcées de se propager le long d'une interface cristallographique faible, comme par exemple l'introduction d'une couche de plus basse ténacité [28].

### V.1.2 Autres paramètres et phénomènes à prendre en compte

Les données de vitesses ont été données, jusqu'à maintenant, pour des céramiques transparentes. Avec des céramiques transparentes (comme ici), des outils spécifiques pour suivre l'évolution d'une fissure seront nécessaires (corrélation d'images). De plus, d'autres paramètres et phénomènes pourraient avoir une influence sur la vitesse de fissure selon certains auteurs et pouvant expliquer pourquoi la vitesse maximum théorique ( $0,38C_0$ ) n'est pas atteinte ou alors dépassée. L'intensité des déformations  $\epsilon$  (Broberg (1960) [11]) et des taux de déformation  $\dot{\epsilon}$  (Rosakis, Samudrala et Coker (1999) [26]) peuvent être à prendre en compte. Des observations à hypervitesses ont été effectivement constatées lorsque le chargement a été appliqué directement en pointe de fissure [26]. Pour Ravi-chandar et Knauss (1984a) [1], l'initiation d'une fissure peut dépendre du taux de chargement (noté  $\dot{\sigma}$ ) sur le facteur d'intensité de contraintes  $K_I$  requis pour initier une fissure et qui doit être grand. Puis, Ravi-Chandar et Knauss (1984d) [4] réalisent que l'onde de compression elle-même, sa forme et son intensité, peut interagir avec une fissure et affecter sa propagation, son trajet, l'évolution de sa ramification et également sa vitesse [4]. De plus, l'état de la zone autour de la pointe de fissure, comme la présence de microfissures, pourrait avoir une influence puisque cette zone influence la manière dont une fissure se propage ou bifurque (Ravi-Chandar et Knauss (1984a) [1]). Enfin, pour de hautes vitesses, une fissure tend à se propager le long d'un chemin rugueux ou ondulé pour maintenir voire diminuer sa vitesse (Gao (1993) [30]).

### V.1.3 Transition du régime de fragmentation : simple à multiple

En dynamique, à hauts taux de déformation  $\dot{\epsilon}$ , le comportement de la céramique change, représenté sur la Figure V-3. Dans un processus de fragmentation dynamique, le nombre de fissures dépend du volume considéré. Pour créer une seule fissure, il faut solliciter dans un petit volume mais il faut aussi que la fissure se propage dans un grand volume pour être capable de la voir. Le champ de contraintes doit donc être très localisé.

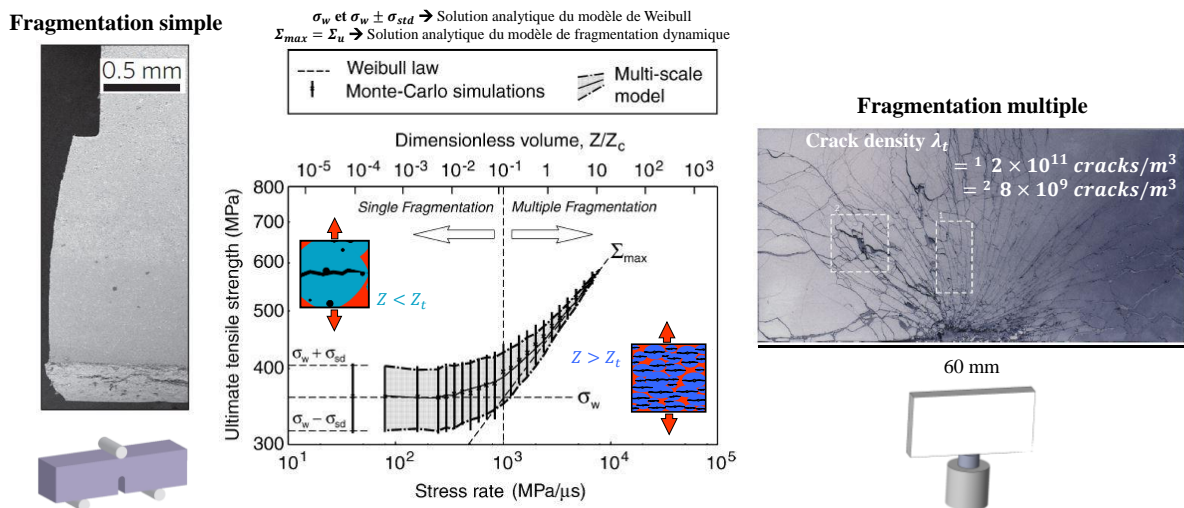


Figure V-3. Loi d'évolution et transition entre fragmentation simple (exemple d'une alumine, essai de flexion 3-points) et multiple (exemple d'un SiC, essai EOI) prédite par simulations utilisant la méthode de Monte-Carlo (adaptée de [31]–[34]).

Alors qu'en quasi-statique, une seule fissure se développe à partir d'un défaut critique unique, en dynamique, de la multi-fissuration est créée à partir de plusieurs défauts critiques. Des fissures nombreuses et orientées sont ainsi créées au lieu d'une seule, ce qui rend quasiment impossible tout suivi individuel de fissure.

Denoual et Hild (2002) [31] expliquent que cette transition a lieu pour certains critères comprenant un taux de transition  $\dot{\sigma}_t$  tel que  $\sigma_w = \Sigma_u(\dot{\sigma}_t)$  (avec  $\Sigma_u$  la résistance macroscopique  $\Sigma$  ultime) et est due à la fois à des paramètres matériaux de Weibull et à la taille  $Z$  de l'élément considéré donc à une échelle caractéristique

par rapport à une taille critique  $Z_c$  ou à une taille de transition  $Z_t$  (la réponse d'un élément large peut être considérée comme « dynamique » à bas  $\dot{\sigma}$  alors que le même matériau plus petit peut suivre un comportement probabiliste).

Le modèle Denoual-Forquin-Hild (DFH) est adapté à la fragmentation multiple. L'utilité de la modélisation DFH, dans le cadre présent, est de vérifier qu'il n'y ait pas de multi-fissuration. Le modèle est donc utilisé en tant qu'outil pour préparer les essais expérimentaux et pour pré-dimensionner les échantillons.

## V.2 Propagation d'une fissure dynamique

La création d'une seule fissure en régime dynamique est un réel enjeu. Des méthodes expérimentales spécifiques doivent être développées pour permettre la fissuration ou plutôt la fragmentation simple.

### V.2.1 Présentation des techniques expérimentales

#### V.2.1.1 Introduction aux techniques

Deux techniques expérimentales ont été développées, de type *stress-wave loading* : *Rockspall* (*Rocking by spalling*, « Écaillage à Bascule ») et *nEOI* (*notched-Edge-On-Impact*, « Impact Sur Tranche avec entaille »). Dans le cas du *Rockspall*, l'introduction d'une deuxième entaille plus petite dans un échantillon déjà entaillé, tout en prenant soin de décaler la première grande entaille, a été développée et mise au point par Forquin et Cheriguene (2011) [22] et Forquin (2012) [13] pour caractériser la vitesse de fissuration dans un béton (R30A7) selon deux méthodes : jauges et corrélations d'images avec CORRELI<sup>Q4</sup> (images obtenues par une caméra ultra-rapide Kirana®). Cette deuxième entaille facilite l'initiation de fissure. Les configurations *Rockspall* et *nEOI* sont montrées sur la Figure V-4.

Le développement de deux essais permet de voir dans quelle mesure le résultat change selon la configuration expérimentale. Il est intéressant d'étudier les deux techniques employées dans le même but qui est de faire propager une seule fissure en régime dynamique. La technique *Rockspall* est particulière et difficile à calibrer, elle demande de bonnes conditions de contact entre l'échantillon et la barre, ainsi que des vitesses d'impact relativement faibles. Quant à la technique *nEOI*, elle présente plus de risque de conduire à de la multi-fissuration.

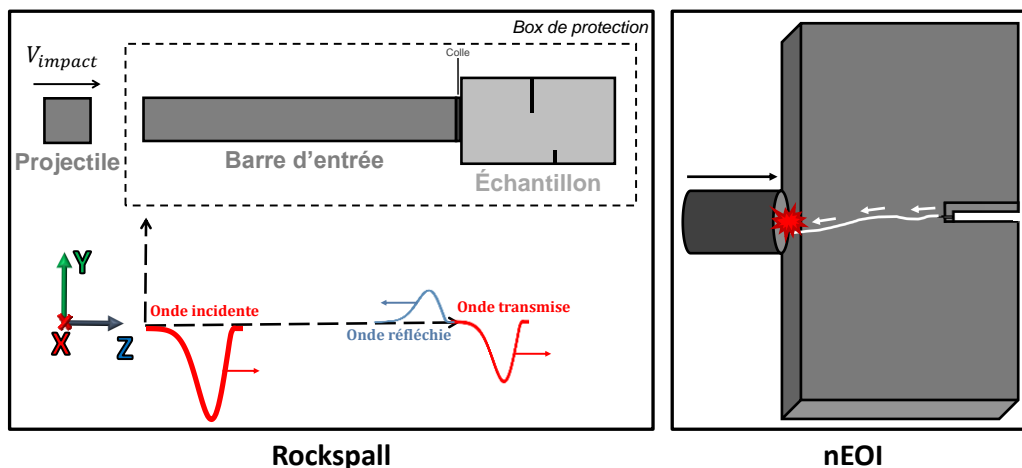


Figure V-4. Schémas des essais *Rockspall* et *nEOI*

#### V.2.1.2 Technique *Rockspall*

L'échantillon *Rockspall* est un échantillon  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  qui comporte deux entailles. Pour optimiser leur position, une grande entaille de 10 cm est d'abord placée au centre de l'échantillon. Une simulation numérique visible sur la Figure V-5 (a) permet de localiser la zone de traction dans laquelle la petite entaille

devrait être placée. Puis, d'autres simulation numériques sont effectuées en déplaçant la grande entaille pour obtenir le déplacement par effet *rocking* (« balancement ») le plus grand. Différentes géométries d'échantillon ont été testées par Duplan *et al.* (2018) [35] à l'aide de plusieurs simulations numériques (exemple Figure V-5 (b)) en considérant différentes longueurs de grande entaille, différentes longueurs de petite entaille et plusieurs distances entre les deux entailles. La Figure V-5 (c) montre l'avancée de la pointe de fissure par rapport à l'entaille. La propagation de fissure est favorisé dans le cas d'une configuration dite 10-4-9 (longueur grande entaille : 10 mm, longueur petite entaille : 4 mm, distance inter-entailles : 9 mm).

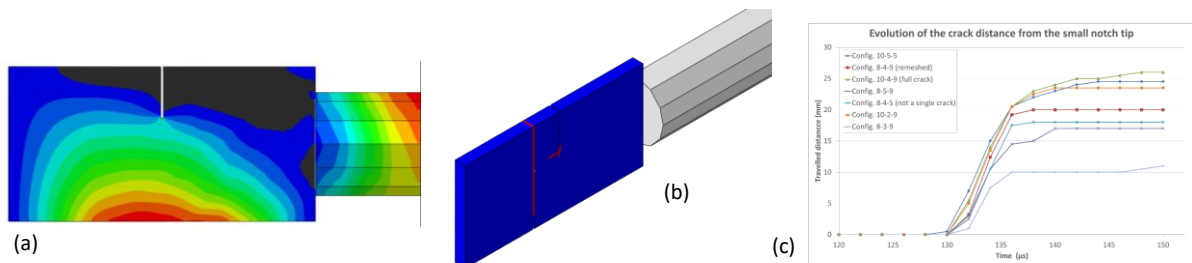


Figure V-5. Simulation Rockspall d'un Hexoloy SA®5 : (a) avec une seule entaille, montrant uniquement les contraintes de traction ( $\sigma > 0$ ) afin de placer la petite entaille là où le champ de contraintes est le plus grand possible selon la méthodologie empruntée de [13], (b) visualisation d'une fissure au temps final (150  $\mu$ s) avec SDV8 et (c) suivi de la fissure au cours du temps pour différentes configurations d'entailles [35].

Décrite dans la section « V.2.2.2 », la simulation numérique permet d'illustrer le principe de l'essai. Quand le projectile impacte la barre d'Hopkinson, un pulse de compression se propage le long de la barre jusqu'à atteindre l'échantillon, Figure V-6 (a). Arrivé dans l'échantillon, le pulse devient dissymétrique à cause de la configuration des entailles, Figure V-6 (b). Lorsque l'onde arrive sur la grande entaille, la partie gauche de l'échantillon bascule (les couleurs rouges dévoilent l'intensité de déplacement la plus grande), c'est le *rocking*.

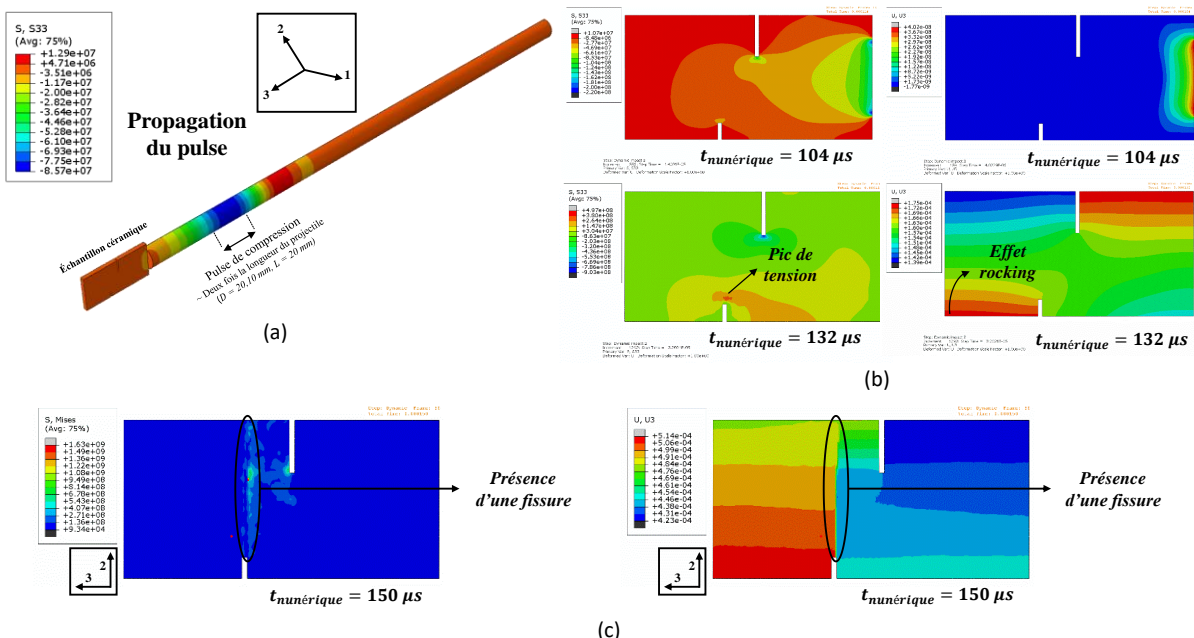


Figure V-6. Principe du Rockspall par simulation sur Hexoloy SA® (impact à 20 m/s) : (a) Propagation du pulse le long de la barre. (b-c) Champs de contrainte (gauche) et de déplacement (droite), au début du chargement et au début de l'initiation de la fissure et (c) au temps final

<sup>5</sup> Note sur la Figure V-5 : À noter que le modèle d'alors provient de [35] : maillage avec taille unique de 0,5 mm pour le carreau et de 5 mm pour la barre, largeur d'entaille de 0,5 mm (et non 1 mm) et projectile possédant un  $R_{cv}$  de 1,69 m.



Cet effet de *rocking* génère une concentration de contraintes sur la petite entaille qui facilite l'initiation de fissure. En effet, en fin de simulation (Figure V-6 (c)), une forte discontinuité de contraintes et de déplacement révèle bien la présence d'une fissure..

### V.2.1.3 Technique nEOI

L'échantillon nEOI est un échantillon  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  qui comporte une entaille usinée au centre de la longueur, faisant 10 mm en taille et 1 mm de largeur. Quand le projectile impacte l'échantillon, un pulse de compression s'y propage. Ce pulse se réfléchit en face arrière de l'échantillon et change de signe<sup>6</sup> (Figure V-7 (a)). Arrivé sur l'entaille, si l'intensité de contrainte qui résulte de la concentration de contrainte est suffisante, Figure V-7 (b), une fissure s'amorce.

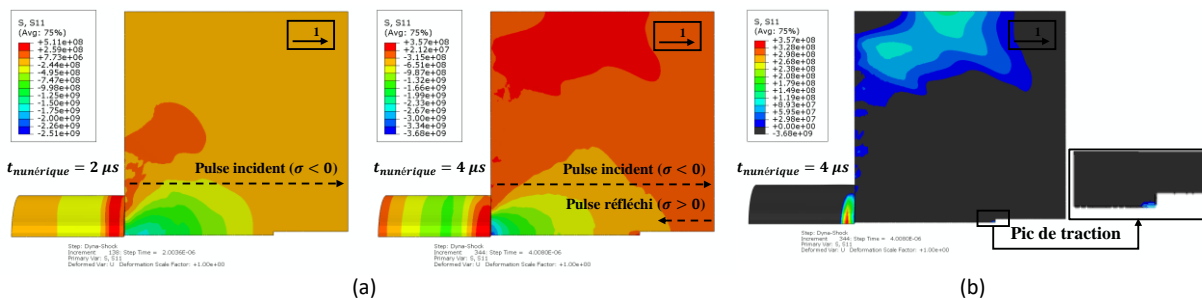


Figure V-7. Principe du nEOI par simulation sur Hexoloy SA® (impact à 65 m/s) : (a) Propagation du pulse dans l'échantillon. (b) Champ de contraintes de traction au moment où la fissure s'amorce.

## V.2.2 Simulations numériques des essais de fissuration

### V.2.2.1 Paramètres matériaux utilisés pour le modèle DFH

Les paramètres matériaux des céramiques SiC (Hexoloy SA® en numérique, Forceram®) et d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  et MAIna) peuvent être consultés dans le chapitre 2. Quant aux paramètres DFH qui sont implémentés, hormis les paramètres de Weibull  $\sigma_w$  (et  $\sigma_u$  ainsi que  $V_{eff}$ ) et  $m$ , les paramètres d'occultation  $k$  (0,38) et  $S$  (3,78) sont intégrés. Le modèle DFH est écrit et implémenté dans une VUMAT sous Fortran par Forquin tandis qu'ABAQUS/Explicit est utilisé pour réaliser les simulations numériques. Les principales variables d'intérêts sont : SDV8 pour l'endommagement  $D$  dans la direction principale, SDV23 pour le logarithme décimal de la densité de fissures *i.e.*  $SDV23 = \log(\lambda_{cracks})$  ou  $\lambda_{cracks} = 10^{SDV23}$ .

### V.2.2.2 Description des simulations

Les modèles numériques sont détaillées dans la Figure V-8. Un coefficient de frottement  $\nu_{fric}$  nul (pour Rockspall) et non nul (0,2 pour nEOI) est appliqué aux différentes surfaces de contact. Les conditions de contact sont assurées par des interactions « surface à surface ». La simulation va jusqu'à  $100 + 50 \mu s$  (en deux étapes pour Rockspall) et  $7 \mu s$  (en une étape pour nEOI) compte tenu du temps de propagation des ondes, avec une (pour Rockspall) et cinq (pour nEOI) images toutes les microsecondes. Enfin, la simulation Rockspall utilise un plan de symétrie (moitié du modèle) alors que la simulation nEOI en utilise deux (quart du modèle). Deux projectiles en acier de géométries différentes sont conçus selon l'essai : le projectile Rockspall d'un diamètre 20,10 mm et d'une longueur exacte de 19,875 mm avec un bombé haut de 0,125 mm (rayon de courbure  $R_{cv}$  de 400 mm) et le projectile nEOI d'un diamètre de 10 mm et d'une longueur exacte de 14,875 mm avec un bombé haut de 0,125 mm ( $R_{cv}$  de 100 mm). Le premier projectile sera directement placé dans le tube du canon à gaz tandis que le deuxième sera placé dans un sabot en Téflon® (PTFE, polytétrafluoroéthylène). Pour la simulation

<sup>6</sup> Changement de signe de l'onde : Cf. mécanique des ondes (élastiques). Quand une onde incidente  $\sigma_I$  atteint un milieu d'impédance  $Z = \rho \cdot C_0$  comme le vide ( $\rho \cdot C_0 \rightarrow 0$ ), alors aucune onde n'est transmise ( $\sigma_T = 0$ ) et l'onde se réfléchit dans le sens opposé ( $\sigma_R = -1 \times \sigma_I$ ).

Rockspall, une longue barre d'Hopkinson est modélisée. Sur la surface opposée à la céramique, un pulse de compression est appliqué via un chargement numérique. Ce pulse a été obtenu par une simulation préliminaire en 2D du projectile impactant la barre à une certaine vitesse : la vitesse longitudinale  $V$  est extraite sur la surface supérieure de la barre et convertie en un signal de contrainte  $\sigma$  (plus de détails en *annexe D.1.1*). Le pulse est ultérieurement utilisé en simulation 3D en modifiant l'amplitude pour fixer la vitesse désirée. Pour la simulation nEOI, un champ de vitesse est créé directement sur le projectile à la vitesse voulue. Les propriétés matériaux de l'acier constitutif dans le modèle sont : masse volumique  $\rho = 7785 \text{ kg.m}^{-3}$ , module de Young  $E = 210 \text{ GPa}$ , coefficient de Poisson  $\nu = 0,3$ , limite élastique  $\sigma_y = R_e = 1,35 \text{ GPa}$ .

Le modèle DFH est utilisé pour dimensionner les essais en jouant sur la vitesse d'impact permettant le développement d'une seule fissure.

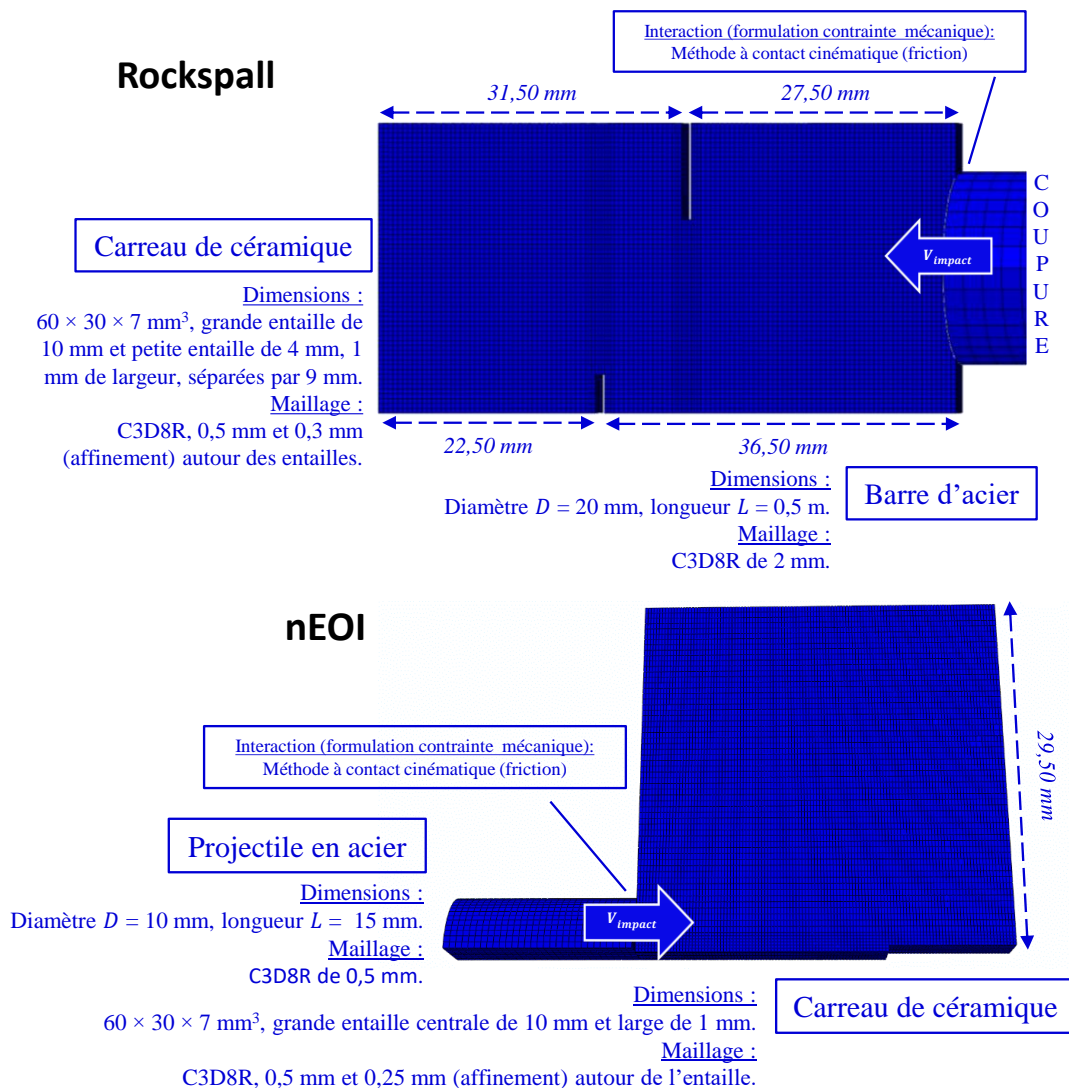


Figure V-8. Modèles numériques des essais Rockspall et nEOI.

### V.2.2.3 Simulations Rockspall

En changeant la vitesse, différents types de fragmentation sont obtenus jusqu'à ce qu'un compromis soit trouvé entre l'amorçage d'une fissure et le fait de ne pas avoir de la multi-fissuration. La Figure V-9 montre la recherche d'un tel compromis pour le Forceram®. La vitesse de chaque microstructure pour obtenir une seule fissure est renseignée en Figure V-10. L'effet du maillage sur la fragmentation simple est montré en *annexe D.1.2*. Une note sur la propagation de fissure : la fissure se propage quasiment en ligne droite puisque l'endommagement dans DFH n'est pas piloté par les contraintes. L'utilisation d'un autre modèle

d'endommagement ou d'une autre technique d'endommagement (e.g. X-FEM) peut donner ou donne une propagation différente (cela peut être visualisé en Figure V-1 de la couverture du chapitre). En effet, l'onde elle-même peut influencer sur le chemin parcouru par la fissure (section « V.1.2 », référence de Ravi-Chandar et Knauss (1984d) [4]).

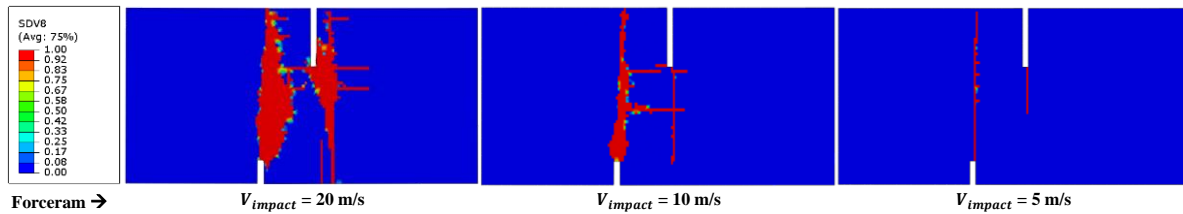


Figure V-9. Endommagement numérique (SDV8, temps final) en Rockspall d'un carreau de Forceram® impacté à différentes vitesses.

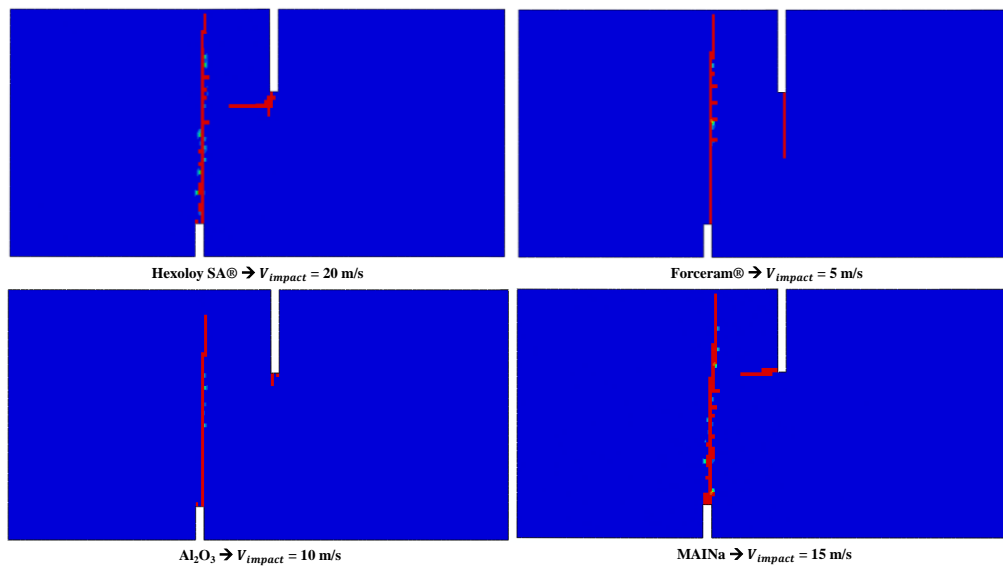


Figure V-10. Endommagement Rockspall pour différentes microstructures. L'échelle de couleurs est la même que dans la Figure V-9.

### V.2.2.4 Simulations Rockspall et cas particulier du MAINa

Le MAINa est un matériau anisotrope (tenseur élastique non considéré). Pour avoir une simulation qui prend en compte les deux orientations du MAINa (0° et 90°), il est nécessaire de se doter de deux jeux de paramètres matériaux associés à chaque orientation. Or, seuls les paramètres mécaniques ( $E$ ,  $\nu$ ) et de fracture ( $m$ ,  $\sigma_w$ ) du MAINa-0° sont connus, le MAINa-0° est simulé dans la Figure V-10 ; pour rappel, il s'agit de lorsque les plaquettes sont orientées perpendiculairement à la direction de propagation de la fissure. Cependant, en raison de contraintes liées au procédé de mise en forme, il n'est pas possible d'avoir des carreaux de MAINa-0° aux dimensions voulues. Une campagne expérimentale supplémentaire a donc été conduite avec des carreaux de dimensions  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$  au lieu de  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  (Figure V-11).

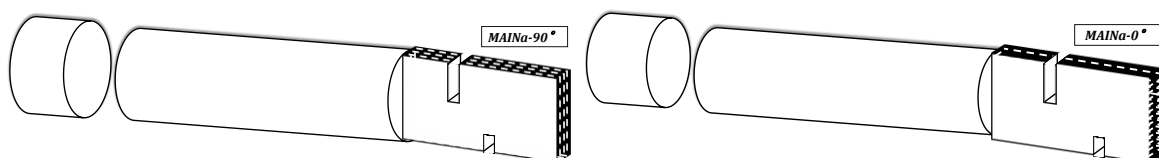


Figure V-11. Schéma d'orientation des plaquettes de MAINa durant un essai de Rockspall.

L'épaisseur reste inchangée. Une homothétie d'un facteur 0,6 a été appliquée sur les autres paramètres dimensionnels (e.g.  $60 \text{ mm} \times 0,6 = 36 \text{ mm}$ ) sauf pour la petite entaille. En effet, avec des dimensions aussi

réduites, l'effet *rocking* sera moins important. Il faut donc s'assurer que la fissure sera bien initiée, qui plus est, avec des vitesses d'impact probablement plus importantes.

Cette évaluation a été faite sur l'Hexoloy SA® (matériau de référence) en appréciant l'évolution de la ténacité  $K_I$  au cours du temps, selon l'équation (V-1) découlant de la solution de Westergaard (1939) [36] et de la théorie d'Irwin (1957) [37] en conditions *plane stress*.  $\delta$  représente le COD (*Crack Opening Displacement*, « Déplacement par Ouverture de Fissure ») égale à  $\Delta u = u_2 - u_1$  la différence de déplacement entre les deux arrêtes verticales de la petite entaille et  $r$  représente la distance à laquelle le COD est mesuré (ici  $u_2$  et  $u_1$  sont extraits pour un seul nœud, celui du milieu de la petite entaille). L'évolution du COD et de la ténacité déduite au cours du temps sont données sur la Figure V-12.

$$K_I = \frac{1}{8} \cdot E \cdot \delta(r) \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot \pi}{r}} \quad (V-1)$$

Ces résultats montrent qu'il vaut mieux ne pas toucher à longueur de la petite entaille qui est donc laissée à 4 mm puisque le  $K_I$  (tout comme  $\dot{K}_I$ ) est plus grand avec une petite entaille longue de 4 mm que de 2,4 mm. La configuration des échantillons Rockspall de dimensions plus petites est donc 6-4-5,4. Par ailleurs, il est intéressant de noter que les chargements en ténacité  $\dot{K}_I$  sont de l'ordre de  $10^{5-6} \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} \cdot \text{s}^{-1}$  comme attendu théoriquement.

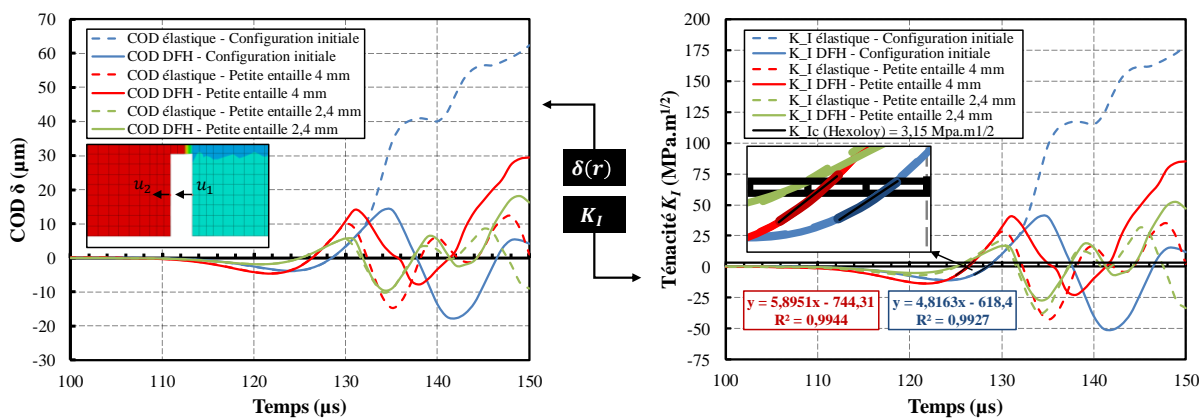


Figure V-12. Courbes d'évolution temporelle du COD et du  $K_I$  pour un Hexoloy SA® Rockspall  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$  impacté à 32 m/s (et non plus à 20 m/s) ; les courbes d'un échantillon de dimensions  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  impacté à 20 m/s sont montrées en bleu pour comparaison.

Même si les échantillons d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  ne seront pas dimensionnés dans ces dimensions, il est intéressant de regarder l'influence de la vitesse d'impact pour ce matériau comme avec le MAINa, Figure V-13. En outre, il convient de signaler que la fissure numérique du MAINa (MAINa-0°) ne reproduit pas les mécanismes de fissuration du matériau que sont la déviation, la ramification et la multi-fissuration en pointe de la fissure. Ces mécanismes ne peuvent en effet pas être modélisés dans la simulation conduite ici présent pour une architecture aussi complexe ; une simulation mésoscopique, prenant en compte la micro- et la méso-structure du MAINa tel que l'ajout des plaquettes et des nanoparticules, le pourrait.

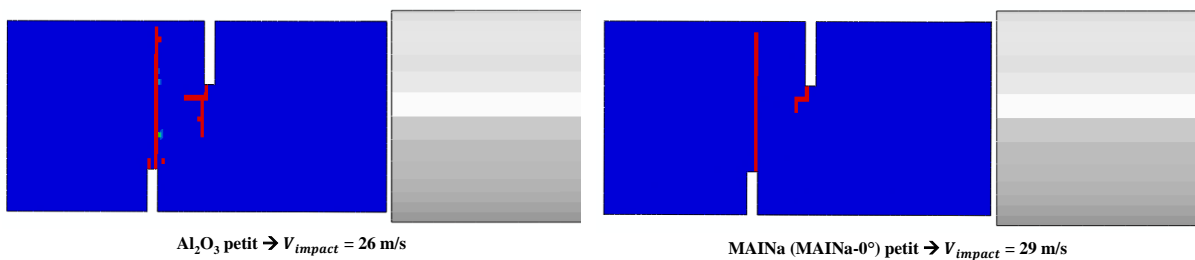


Figure V-13. Endommagement Rockspall pour différentes microstructures d'alumines redimensionnées.

### V.2.2.5 Simulations nEOI

La vitesse d'impact admissible n'est plus unique mais située sur une plage de valeurs (Figure V-14) : la borne minimale est la vitesse à laquelle au moins un élément fini s'endommage, la borne maximale est la vitesse au-dessus de laquelle une large proportion d'éléments finis hors de la zone d'entaille s'endommage. Les différentes vitesses d'impacts pour chaque microstructure sont résumées en Figure V-15.

Par rapport aux essais Rockspall, pour lesquels obtenir des vitesses basses avec un lanceur à gaz peut être compliqué, les essais nEOI permettent une plage de vitesse plus grande.

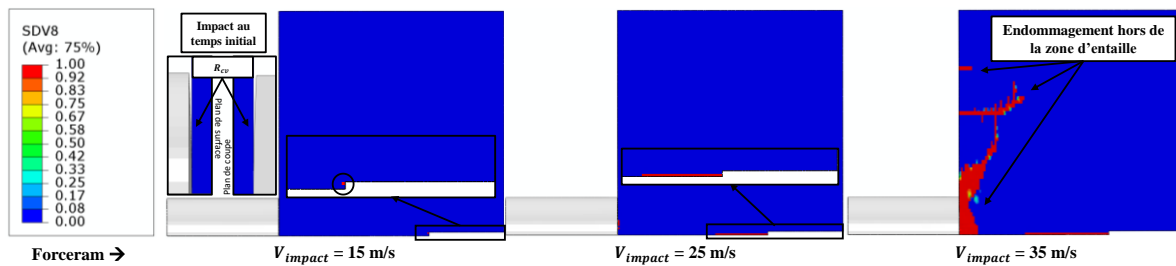


Figure V-14. Endommagement numérique (SDV8, temps final) en nEOI d'un carreau de Forceram® impacté à différentes vitesses. La plage de valeurs à considérer pour les essais est 15 – 25 m/s.

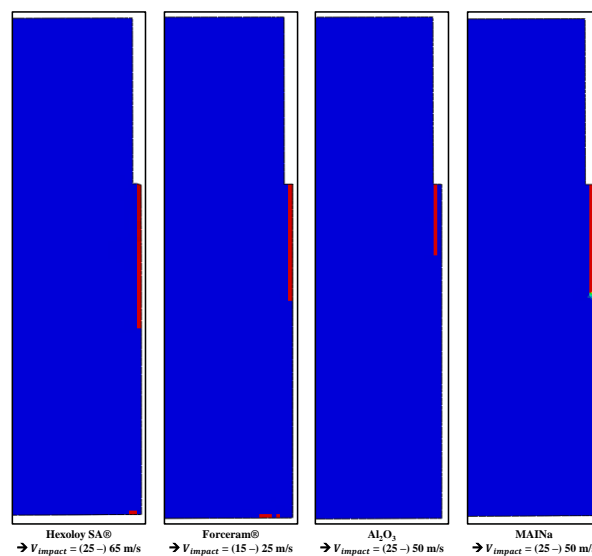


Figure V-15. Endommagement nEOI pour différentes microstructures.

## V.2.3 Montage et préparation des expériences

### V.2.3.1 Montage Rockspall

Le montage expérimental complet incluant l'instrumentation utilisée est présenté sur la Figure V-16.

La configuration utilise une mini-barre de Hopkinson (diamètre  $D$  20,01 mm, longueur  $L$  92,21 mm, masse  $m$  225,10 g) pour améliorer la reproductibilité des essais par rapport à un impact direct. Les masses des échantillons sont d'environ : 35-36 g pour le Forceram®, 47-48 g pour l' $Al_2O_3$ , 56-57 g pour les MAINa de grandes tailles et 16-17 g pour les MAINa de petites tailles. L'échantillon Rockspall est fixé à la barre avec une colle (cyanoacrylate). Celle-ci est impactée avec le projectile ( $D$  et  $L$  de ~ 20 mm) d'une masse de 48 – 49 g accéléré à l'intérieur du tube d'un lanceur à gaz. La caméra ultra-rapide Kirana® (modèle Kirana5M®) de Specialised Imaging est utilisée (capacité d'enregistrement à 5 Mfps *i.e.* 5 images/ $\mu$ s, résolution de 924 × 768 px, sauvegarde de 180 images en 10 bit) pour filmer l'essai. Celle-ci est déclenchée par interféromètre laser (bande passante de 1,5 MHz), le faisceau pointant sur un papier réflecteur apposé sur la tranche du carreau qui est opposée au point

d'impact. La sensibilité du laser est réglée à 2 m/s/V. L'interféromètre est relié à un amplificateur différentiel AM502® de Tektronix, réglé à 0,1 – 0,3 MHz, de manière à filtrer le signal laser et éviter de déclencher la caméra sur un bruit ; le signal filtré est utilisé pour le déclenchement.

Lorsque la caméra est prête pour l'acquisition, elle enregistre en boucle les images. Ainsi, à n'importe quel instant, il y a toujours un temps qui a été enregistré. Ce temps correspond à 180 images multiplié par le temps entre images (*interframe period*). Ici, la caméra se déclenche sur un front montant du signal de vitesse lorsque celui-ci dépasse 1 V. À ce moment, N images sont encore enregistrées (ce sont les *post-trigger frames*) et les M images qui précèdent le déclenchement sont conservées (ainsi,  $N + M = 180$ ). L'intérêt est que l'acquisition des images encadre la durée de l'essai, celui-ci ayant déjà commencé lorsque la vitesse mesurée dépasse le volt. Un objectif macro est fixé à la caméra pour avoir une vue rapprochée autour de la fissure. L'ensemble des signaux électriques des différents instruments sont observables sur un ou deux oscilloscopes (DLM4038® d'Yokogawa Electric Corporation et DSOS254A® de Keysight Technologies). Les vitesses d'impact du projectile sont obtenues grâce à trois barrières de vitesses, des fibres optiques positionnées à la sortie du canon.

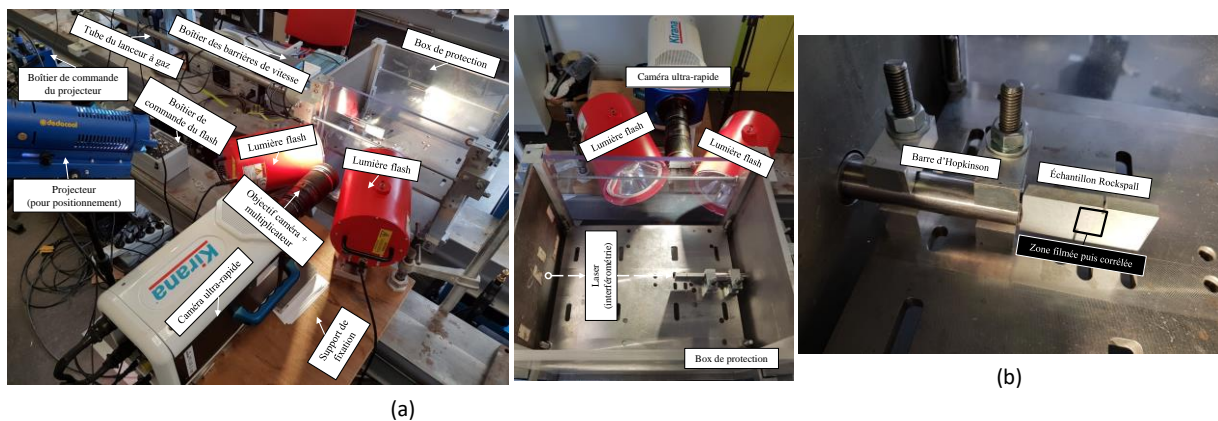


Figure V-16. Montage expérimental Rockspall (deuxième campagne) : (a) vue complète et vue étendue en plongée dans le box de protection (fait d'acier avec vitres en PC (Polycarbonate)), (b) vue sur l'échantillon.

Trois campagnes ont été réalisées.

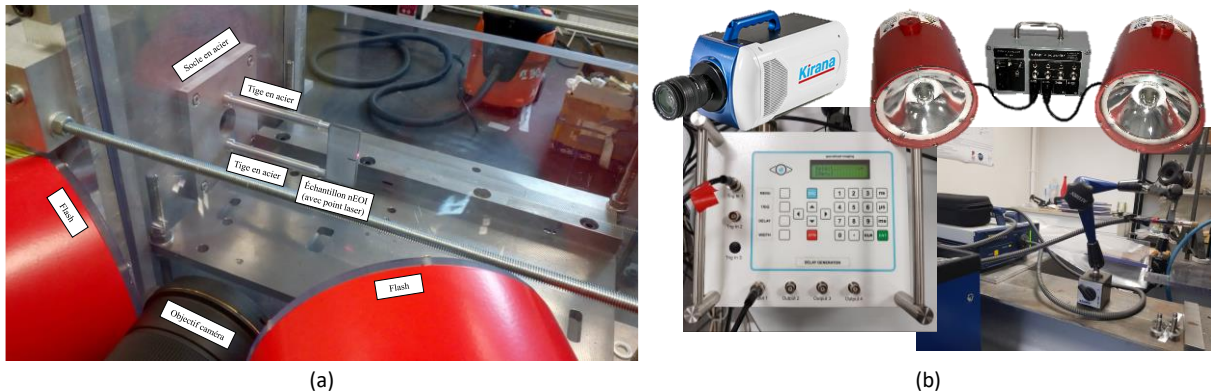
Dans la première (concernant les microstructures Forceram® et MAINa-90°), l'échantillon était filmé en entier avec une vitesse d'acquisition de 2 Mfps et avec un éclairage continu de type projecteur halogène Dedocool®. L'objectif de la caméra permettait d'atteindre une résolution moyenne d'environ 70  $\mu\text{m}/\text{px}$ . La résolution, imposée par les pixels du capteur, est obtenue par la connaissance physique de la distance entre deux points observable sur l'image.

Dans les deuxième (Forceram®) et troisième ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ , MAINa-90° et MAINa-0°) campagnes, l'échantillon est filmé seulement autour de l'entaille où s'initie la fissure avec une vitesse d'acquisition de 2 à 5 Mfps. Deux flashes AD-500® (de Specialised Imaging) à tête unique de 500 J (boîtier de contrôle CU-500®) sont déclenchés avec le signal d'une des barrières de vitesse. Leur utilisation permet de délivrer suffisamment de lumière pour filmer jusqu'à 5 Mfps. Pour prendre en compte le temps de montée du flash ( $\sim 200 \mu\text{s}$  avant d'atteindre son régime permanent pendant  $\sim 2000 \mu\text{s}$ ), la caméra est retardée par un générateur de retardement (de Specialised Imaging) pendant ce laps de temps. Un multiplicateur de focale (ou téléconvertisseur), intercalé entre l'objectif et le boîtier, permettant de zoomer encore plus sur l'échantillon, est utilisé pendant la deuxième campagne. Enfin, la caméra est tournée de 90° autour de son axe optique pour bénéficier de la plus grande résolution d'image (924 px) lors de la propagation de la fissure qui se fait sur un plan vertical. L'objectif de la caméra permet ainsi d'atteindre une résolution moyenne d'environ 17  $\mu\text{m}/\text{px}$ .

### V.2.3.2 Montage nEOI

Le montage incluant l'instrumentation des essais nEOI est similaire à celui utilisé pour les essais Rockspall (dans la configuration de la deuxième campagne).

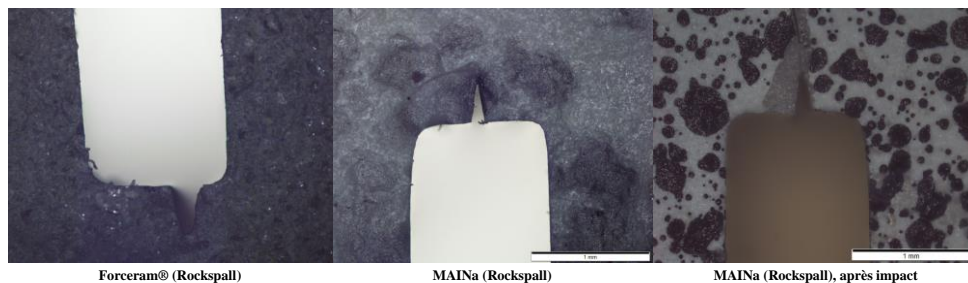
L'échantillon nEOI est collé et maintenu en l'air par deux tiges d'acier pour assurer l'inertie de la fracture de l'échantillon. La Figure V-17 (a) montre une vue d'ensemble de l'essai et la Figure V-17 (b) montre une vue de quelques équipements mis à contribution. La masse des échantillons est d'environ 36-37 g pour le Forceram®. Les essais nEOI (de même que les essais Rockspall – première campagne) ont été réalisés avec l'aide d'un post-doctorant<sup>7</sup>. Le projectile nEOI ( $D \sim 10$  mm et  $L$  de  $\sim 15$  mm) est placé dans un sabot en Téflon®. Les masses respectives sont approximativement de 9,10 g et 11,05 g ; le système projectile-sabot impacte directement l'échantillon nEOI. La caméra ultra-rapide est réglée à 5 Mfps pour chaque essai et les deux flashes illuminent la surface du carreau.



**Figure V-17.** (a) Montage expérimental nEOI, vue sur l'échantillon. (b) Vues singulières de quelques équipements : la caméra Kirana® ([38]), le boîtier de retardement (système VT [39]), le dispositif flash ([40]), le laser sur son *magic arm* avec le contrôleur en arrière-plan.

### V.2.3.3 Préparation de l'échantillon

Dans ces deux types d'essai, des entailles sont créées et finies à la lame de rasoir diamantée pour initier une pré-fissure ( $\sim 0,3$  mm en moyenne de taille) de manière à faciliter la fissuration, Figure V-18.



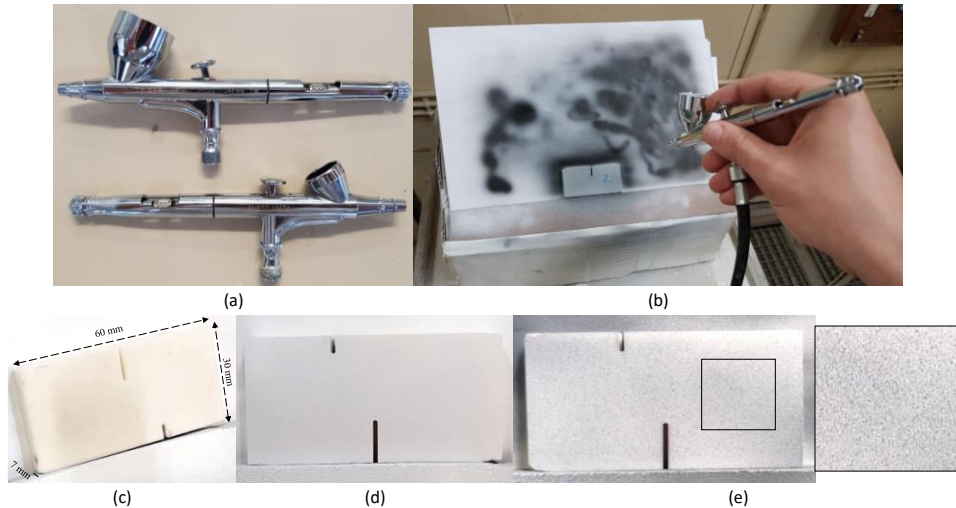
**Figure V-18.** Exemples de pré-entailles réalisées par Saint-Gobain, observées sous microscope optique (grossissement  $\times 5$ ) au laboratoire (le mouchetis réalisé durant la première campagne expérimentale Rockspall est visible pour le MAINa après impact et rassemblement des parties séparées du carreau).

Préalablement aux essais, les échantillons sont préparés avec un mouchetis dans le but de réaliser de la corrélation d'images ou DIC. Le principe de la DIC, son application avec CORRELIQ4 (implémentation MATLAB) et les caractéristiques que devrait avoir un mouchetis pour appliquer la corrélation ont été intronisés en annexe du chapitre 3. Les bases de CORRELIQ4, son utilisation et ses performances, sont décrites dans Hild et Roux (2008) [41].

Puisque l'ouverture des fissures est faible, de l'ordre de quelques micromètres, et parce-que la résolution des images est de l'ordre de quelques dizaines de micromètres par pixel, un mouchetis micrométrique est réalisé à partir de la deuxième campagne expérimentale des essais Rockspall et pour tous les essais nEOI. Pour ce faire, deux pistolets pulvérisateurs sont employés (Figure V-19 (a)), deux par soucis pratique car chacun contenant une peinture en particulier (blanche pour l'un, noire pour l'autre).

<sup>7</sup> Aide post-doctorant : Lukić, thèse soutenue en 2018.

Une image de la pose du mouchetis d'un carreau de nEOI SiC (Forceram®) est donnée sur la Figure V-19 (b) : après avoir nettoyé l'échantillon à l'acétone, celui-ci est revêtu d'abord d'une fine couche de peinture blanche par des mouvements délicats et circulaires de la main, puis par des points noirs, soit en éloignant la main de l'échantillon, soit en réduisant la pression de l'air du pistolet. La Figure V-19 (c), la Figure V-19 (d) et la Figure V-19 (e) montrent un échantillon d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> en cours de traitement.

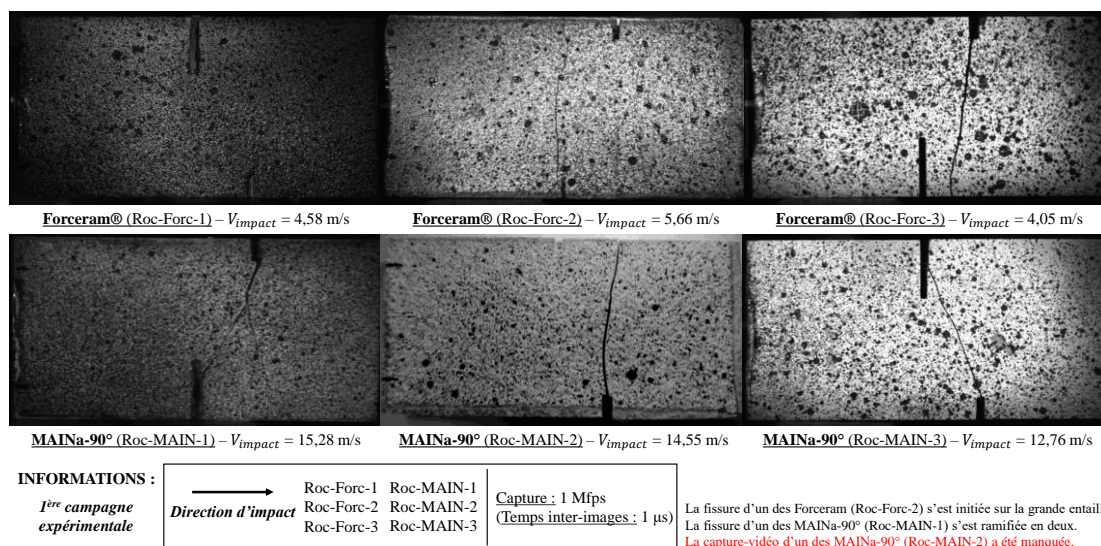


**Figure V-19.** (a) Pistolets de pulvérisation et (b) application du mouchetis, avec les différentes phases de peinture (+ 20 % de luminosité pour visualisation) : (c) échantillon nettoyé, (d) application de la couche du motif blanc et (e) application de la couche du motif en points avec zoom sur une zone.

### V.3 Résultats des essais de fragmentation simple

#### V.3.1 Résultats des essais Rockspall

Les dernières images enregistrées par la caméra Kirana® des échantillons de Forceram® et du MAINa-90° des essais Rockspall de la première campagne peuvent être visualisées sur la Figure V-20. Les vitesses d'impact déterminées par simulation numérique, à savoir 5 m/s pour le Forceram® et 15 m/s pour le MAINa, ont bien été considérées expérimentalement et ont bien conduit à la propagation d'une seule fissure, montrant la capacité du modèle DFH à pouvoir dimensionner ce type d'essai dynamique.



**Figure V-20.** Résultats de fissuration dynamique d'échantillons Rockspall.

Les résolutions d'images sont, par ordre : 70,7 μm/px, 72,2 μm/px et 68,3 μm/px (Forceram®) et 71,4 μm/px, 70,4 μm/px et 67,8 μm/px (MAINa-90°)



La Figure V-21 montre la propagation d'une fissure observée par la caméra durant un des essais de la seconde campagne. La fissure se propage rapidement puisque la fissure a déjà parcouru toute la largeur du carreau ( $\sim 30 - (10 + 4) = 16$  mm en considérant une ligne droite) en quelques microsecondes. Il semble même que la fissure du Forceram®, présenté sur la Figure V-21, a déjà atteint le bord du carreau en moins de 6  $\mu$ s, mais le suivi de la fissure peut difficilement se faire à l'œil nu. En effet, la pointe de fissure ne peut pas être directement mesurée simplement en regardant les images puisque l'ouverture de fissure (le COD) est inférieure à la taille de pixels. Comparer les images initiales et finales de la séquence d'images fournit seulement une idée du chemin parcouru par la fissure, mais la cinématique reste à déterminer.

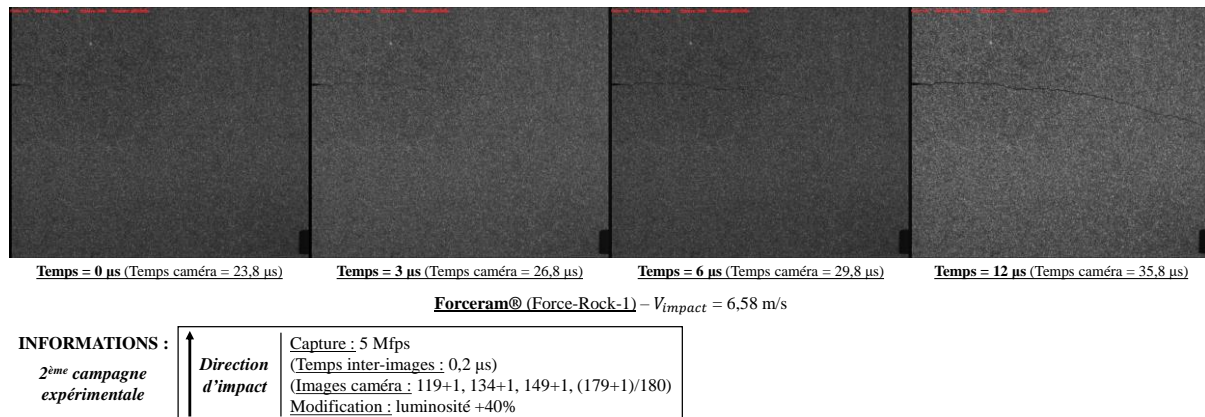


Figure V-21. Résultats de fissuration dynamique d'un échantillon Rockspall de Forceram® de la deuxième campagne expérimentale.

Les échantillons fracturés pendant les essais Rockspall de la deuxième campagne sont montrés sur la Figure V-22, concernant le Forceram® et l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Il est à noter le changement de nom des échantillons : Roc-Forc-1 pour le Forceram® testé durant la 1<sup>re</sup> campagne, Force-Rock-1 pour le Forceram® testé durant la 2<sup>nd</sup> campagne.

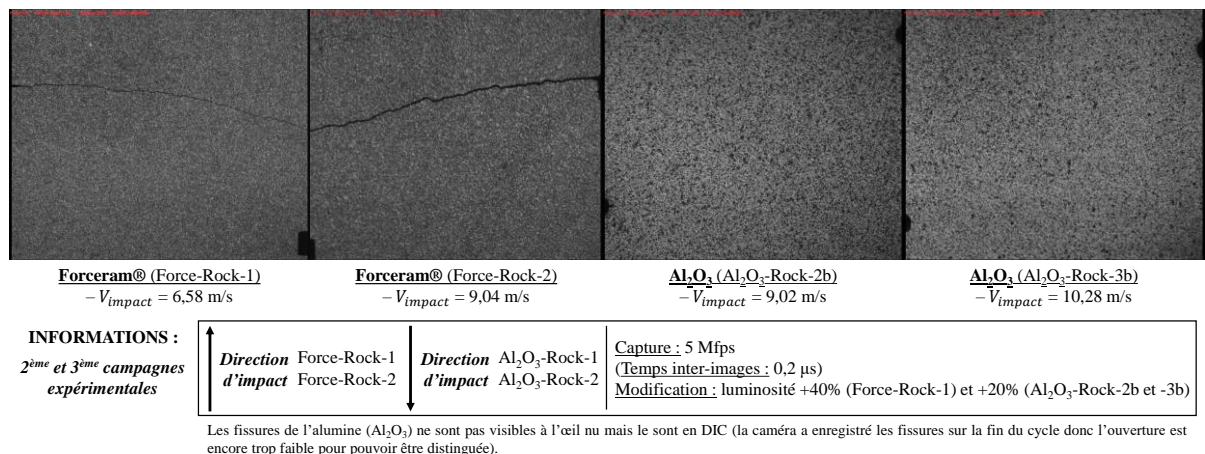


Figure V-22. Résultats de fissuration dynamique d'échantillons Rockspall des deuxième et troisième campagnes expérimentales (vitesses d'impact par simulation numérique : 5 m/s pour le Forceram®, 10 m/s pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Les résolutions d'images sont, par ordre : 17,7  $\mu$ m/px et 16,1  $\mu$ m/px (Forceram®) et 16,1  $\mu$ m/px et 15,9  $\mu$ m/px (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

### V.3.1 Résultats approfondis des essais Rockspall sur MAINa

Des essais Rockspall ont été réalisés sur des échantillons de MAINa de dimensions plus petites (section « V.2.2.4 ») selon deux directions pour pouvoir tester l'orientation des plaquettes de la microstructure. Selon l'analyse par simulation numérique, la vitesse d'impact ciblée pour ces essais doit être comprise entre 25 et 30 m/s. Dans la Figure V-23, une pièce de monnaie est placée à côté des échantillons de MAINa pour rendre plus facilement compte de leur taille.

La Figure V-23 met en évidence l'influence de l'orientation sur la propagation de fissure. Lorsque les plaquettes sont orientées parallèlement à la direction de propagation de fissure (MAINa-90°), la fissure se propage suivant une ligne quasi-droite. En revanche, lorsque la microstructure est tournée de 90° (MAINa-0°), la fissure est fortement déviée plusieurs fois.

Les images de la caméra ultra-rapide obtenues dans cette campagne expérimentale (la 3<sup>ème</sup>) comportent un effet *ghosting* (« de frantôme ») conséquent, signalé Figure V-24. Cet effet, connu pour la Kirana® [42], [43], consiste en une persistance de l'image (à un temps  $t$ ) sur le capteur qui se superpose alors sur l'image qui suit (à  $t + 1$ ). Il est préjudiciable pour la DIC puisque les champs de déplacement sont perturbés, ce qui peut même empêcher l'analyse.

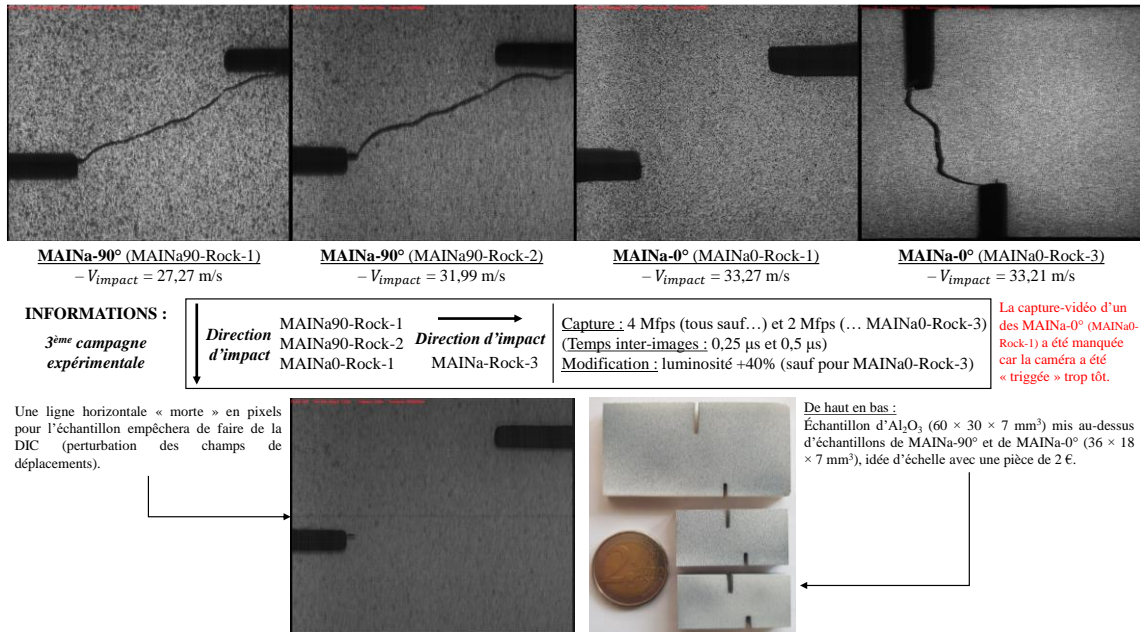


Figure V-23. Résultats de fissuration dynamique d'échantillons Rockspall 36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup> sur MAINa (MAINa-90° et MAINa-0°). Les résolutions d'images sont, par ordre : 16,3 μm/px et 16,3 μm/px (MAINa-90°) et 18,4 μm/px et 23,0 μm/px (MAINa-0°).

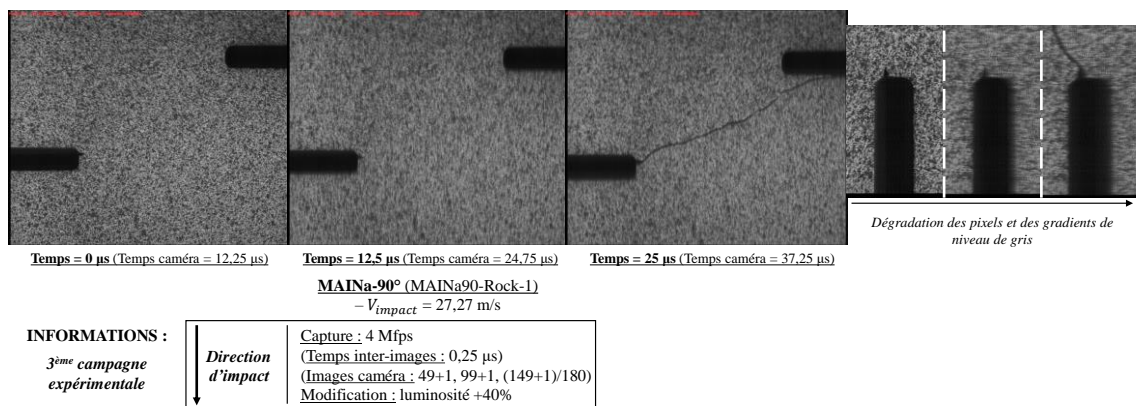


Figure V-24. Manifestation du *ghosting* dans un échantillon de MAINa-90°.

En étudiant de plus près la pré-entaille de chaque carreau, Figure V-25, il peut être constaté que pour le MAINa-0° (plaquettes orientées perpendiculairement à la direction de propagation), la fissure préfère s'initier sur le coin à angle droit de l'entaille plutôt que sur la pré-entaille comme attendu. Il semblerait donc que les plaquettes, orientées perpendiculairement, contribuent d'une certaine manière à la résistance à la propagation de fissure. Dans ces conditions, la fissure prend un autre chemin possiblement moins coûteux en énergie pour se propager.

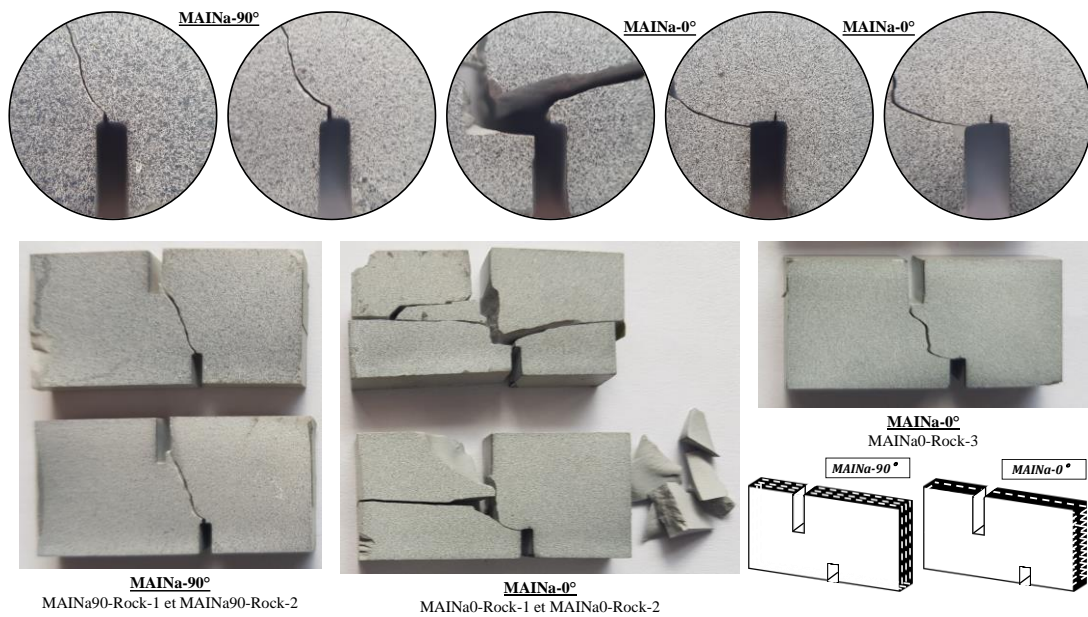


Figure V-25. Investigation du mode d'initiation de la fissure en pointe de la pré-entaille en fonction de l'orientation des plaquettes du MAINa : la fissure a plus de difficultés à se propager lorsque les plaquettes sont verticales.

### V.3.2 Résultats des essais nEOI

La Figure V-26 donne une idée de l'évolution temporelle d'une fissure. Les échantillons fracturés pendant les essais nEOI et filmés du bord libre à la base de l'entaille sont montrés sur la Figure V-27 concernant la dernière image d'acquisition sur du Forceram®.

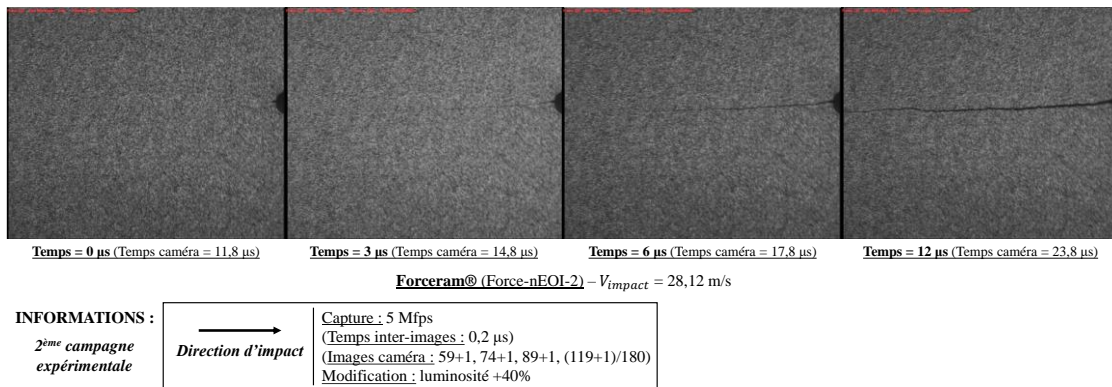


Figure V-26. Résultats de fissuration dynamique d'un échantillon nEOI de Forceram®.

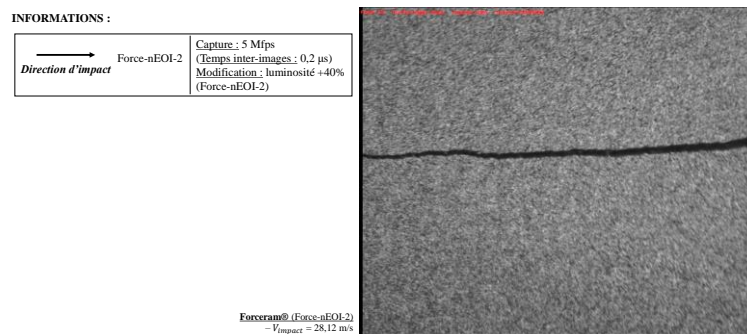


Figure V-27. Résultats de fissuration dynamique d'un échantillon nEOI (vitesse d'impact par simulation numérique : 15 – 25 m/s). La résolution d'image est : 23,3 μm/px.

## V.4 Détermination d'une vitesse de fissure par corrélation d'images

La détermination de la vitesse d'une fissure exige de connaître la position de la pointe de fissure à l'aide de la DIC, image après image, tout en ayant connaissance de la base temporelle utilisée entre deux images.

### V.4.1 Analyse DIC

#### V.4.1.1 Outil de DIC

L'outil de DIC CORRELI<sup>Q4</sup> est un outil de DIC global<sup>8</sup> développé par le LMT-Cachan<sup>9</sup> et intégré dans MATLAB (les versions mises à disposition sont les 7,10 (MATLAB R2010a) et 9,1 (MATLAB R2016b)). L'exposant Q4 signifie que des éléments de type Q4 (Q4P1 pour être plus précis) constituent la grille d'éléments finis. Ce sont des éléments 2D quadrilatères (plus particulièrement des rectangles) avec un nœud sur chaque sommet, avec une interpolation linéaire (P1) ou bilinéaire. Ces éléments, appelés ZOI (*Zones Of Interest*), subdivisent la surface de l'échantillon qui est corrélé et cette surface est appelée la ROI (*Region Of Interest*). Le déplacement de chaque ZOI est obtenu par la minimisation d'une fonction de corrélation et en approche globale, ce déplacement est calculé sur les nœuds de chaque ZOI.

#### V.4.1.2 Fissure DIC

L'analyse DIC de chaque microstructure et pour chaque essai met en évidence la présence d'une fissure dans chaque carreau de céramique. Dans l' $Al_2O_3$  testée en Rockspall, alors que la fissure était difficilement visible à l'œil nu dans la fenêtre temporelle filmée, la DIC permet clairement de la remarquer. Les champs de déplacements dans la direction perpendiculaire à la propagation de la fissure, et ce pour chaque analyse de DIC, sont présentés aux temps finaux d'acquisition : Figure V-28 pour Rockspall (1<sup>re</sup> campagne), Figure V-29 pour Rockspall (2<sup>e</sup> et 3<sup>e</sup> campagnes), Figure V-30 pour Rockspall sur MAINa (3<sup>e</sup> campagne) et Figure V-31 pour nEOI, respectant une taille de ZOI de  $16 \times 16$  px (et avec un décalage entre ZOI de 16 px). À l'initiation, lorsque la fissure débute sa propagation, les valeurs de COD sont proches de celles obtenues en numérique.

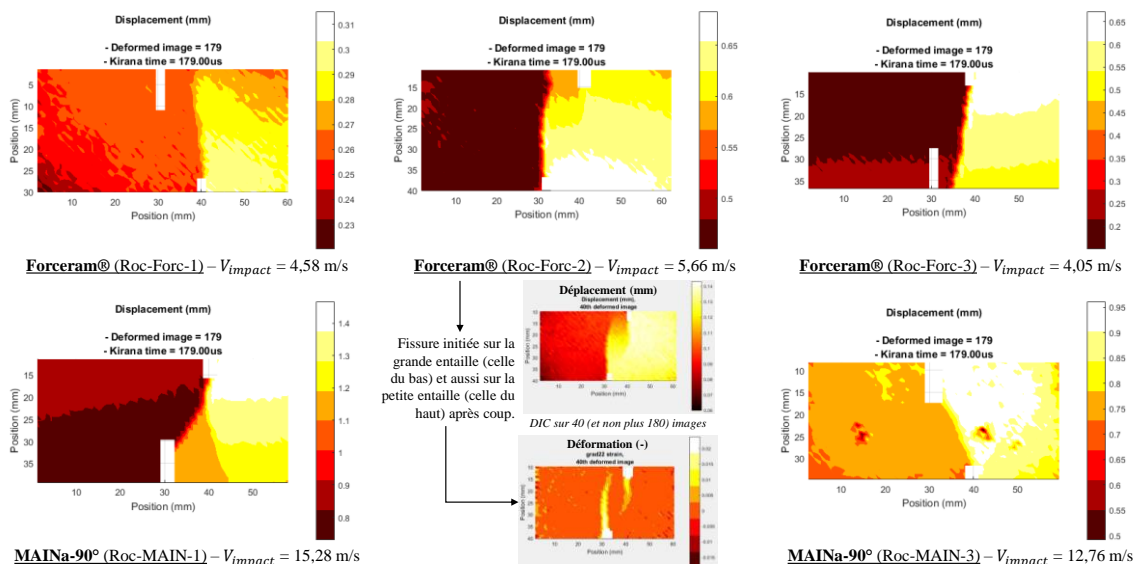


Figure V-28. Résultats de fissuration dynamique, après DIC, d'échantillons Rockspall de la 1<sup>re</sup> campagne expérimentale.

<sup>8</sup> Global : Expliqué en annexe du chapitre 3 (à ne pas confondre avec « local »).

<sup>9</sup> LMT-Cachan : Laboratoire de Mécanique et Technologie de l'École Normale Supérieure de Cachan (ENS Cachan, aujourd'hui ENS Paris-Saclay).

Pour les échantillons Rockspall, les 180 images de la Kirana® ont été utilisées pour réaliser le traitement DIC. L'image 0 sert de référence pour la corrélation tandis que les images 1 à 179 sont corrélées par rapport à l'image 0.

Pour les échantillons Rockspall de MAINa de dimensions  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$ , ainsi que pour tous les échantillons testés en configuration nEOI, la corrélation s'est faite avec une option intitulée *image update* à propos de la référence, cette fois-ci. Ainsi, l'image traitée est corrélée avec l'image précédente (image 1 corrélée sur image 2, image 2 corrélée sur image 1, etc.) afin d'éviter une erreur de traitement d'images. Cette option est utile pour contourner le problème des grands déplacements par rapport à l'image de référence, mais elle cumule les erreurs, et donc le bruit, entre deux images. Deux images de DIC sur Forceram® effectuée sans et avec cette option sont mises côte à côte sur la Figure V-32 pour deux temps d'acquisition.

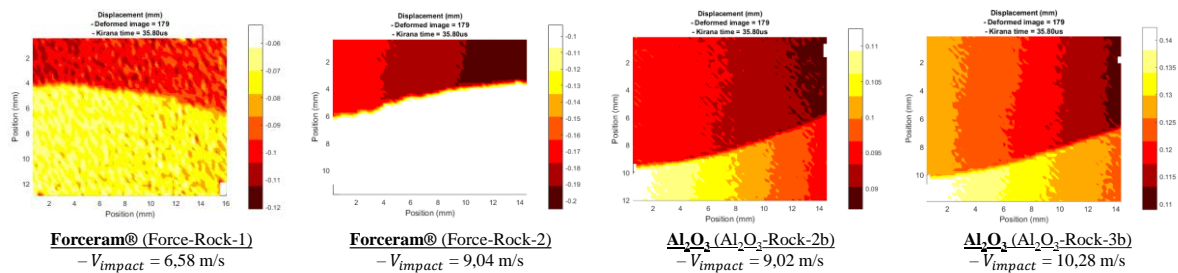


Figure V-29. Résultats de fissuration dynamique, après DIC, d'échantillons Rockspall des deuxième et troisième campagnes expérimentales.

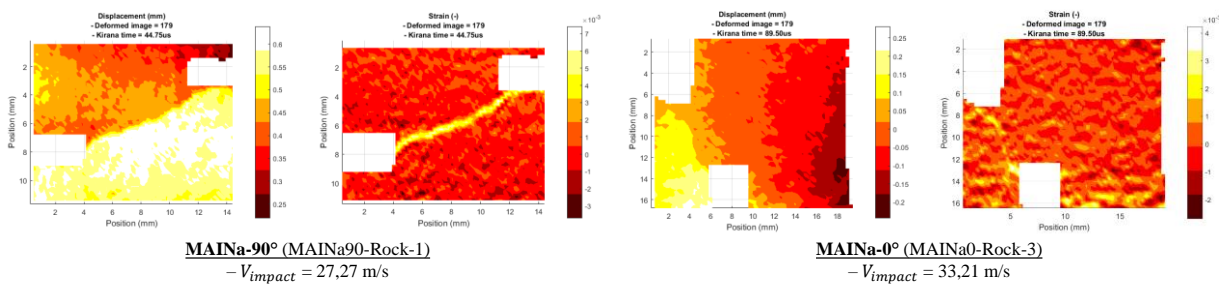


Figure V-30. Résultats de fissuration dynamique, après DIC, d'échantillons Rockspall  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$  sur MAINa (MAINa-90° et MAINa-0°).

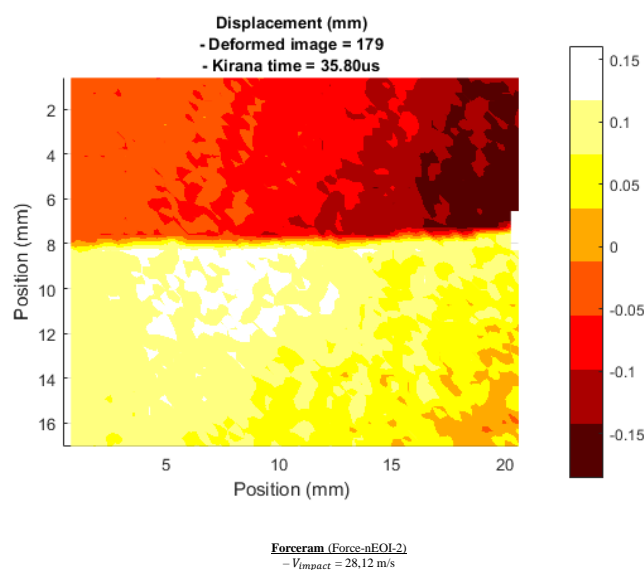
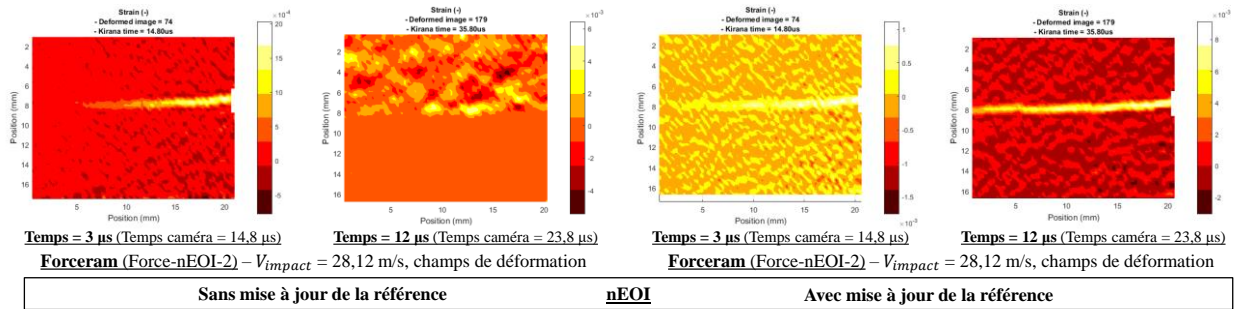
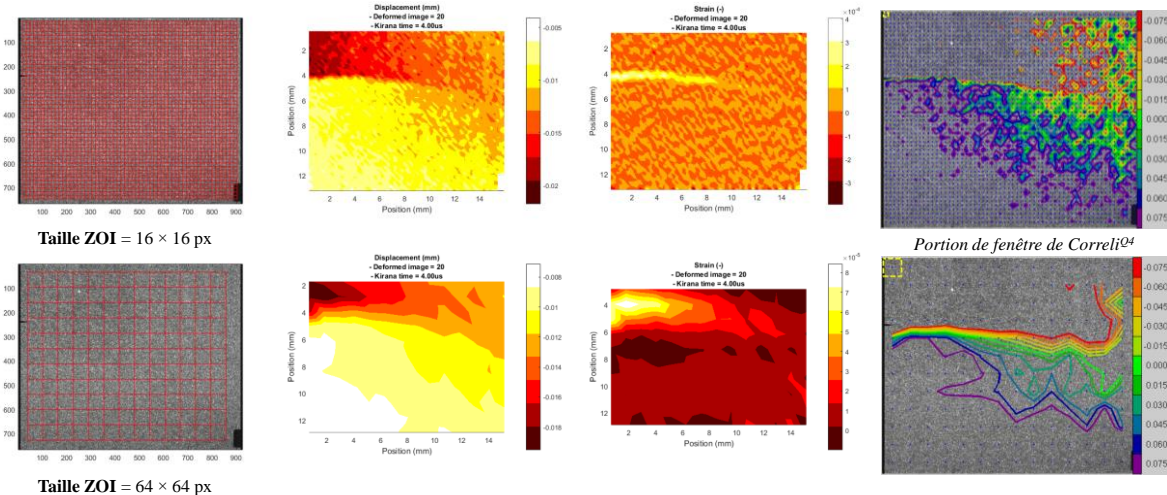


Figure V-31. Résultats de fissuration dynamique, après DIC, d'échantillons nEOI.



### V.4.1.3 Résolution

Le choix de la taille de la ZOI n'est pas anodin. En prenant deux tailles de ZOI, comme 16 pixels et 64 pixels de résolution dans la Figure V-33 et en appliquant la DIC sur une gamme restreinte des 180 images de la Kirana® (pour gagner du temps de calcul), en l'occurrence entre les 95<sup>ème</sup> et 115<sup>ème</sup> images déformées (images 96 à 116 incluse de la Kirana®) pour l'échantillon concerné, les champs cinématiques sont manifestement disparates entre les deux discrétisations. Avec des ZOI de 16 px, le chemin suivi par la fissure est mieux perceptible puisque les gradients de déplacements sont plus importants, mais au détriment du bruit et du temps de calcul. Le bruit qui se manifeste est caractéristique du capteur de la Kirana® [42].



## V.4.2 Vitesse expérimentale des fissures

### V.4.2.1 Méthode de traitement par DIC

Le traitement est adapté à chaque microstructure puisque la ténacité (ainsi que le module de Young) n'est (ne sont) pas identique(s), et donc l'ouverture de fissure ( $\delta$  ou COD) non plus. Un  $r$  spécifique doit donc être choisi et adapté selon le matériau qui est analysé en fonction de la résolution souhaitée. Des ordres de grandeur sont donnés à titre indicatif en annexe D.2.1.

L'objectif est de déterminer la position de la pointe de fissure. Une méthode développée dans Forquin (2003) [32] et Forquin *et al.* (2004) [44] ayant déjà été employée dans de précédents travaux sur une céramique SiC et sur un béton en SENB ([32], [44]) ainsi que sur un béton (R30A7) en Rockspall ([13], [22]), est employée pour détecter et suivre manuellement le COD  $\delta$  entre chaque image expérimentale. La Figure V-34 (a) tout comme la Figure V-34 (b) fournissent des exemples de visualisation sur un échantillon SB (*Sandwiched-Beam*)

d'un SiC testé en flexion 3-points (Forquin *et al.* (2004) [44]). La position de la (pointe de) fissure est estimée à une certaine distance  $r$  de celle-ci. Le COD sert de critère pour régler l'échelle des valeurs des déplacements observés dans CORRELI<sup>Q4</sup>, l'échelle étant exprimée en pixels et divisée en 11 sous-échelles de contours de déplacements qui forment les isocontours. Le COD est calculé avec l'équation (V-2), réécrite à partir de (V-1), illustrant deux exemples en considérant un  $r = 3,2 \text{ mm}$  (~ la moitié de l'épaisseur de la céramique).

$$\delta(r = 3,2\text{mm}) = 8 \cdot \frac{K_{Ic}}{E} \cdot \sqrt{\frac{r = 3,2 \text{ mm}}{2 \cdot \pi}}$$

$$\text{Forceram}^{\text{®}} \text{ SiC} \rightarrow = 8 \times \frac{3,60 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}}{250 \times 10^3 \text{ MPa}} \times \sqrt{\frac{3,2 \times 10^{-3} \text{ m}}{2 \times \pi}} \sim 2,60 \mu\text{m} \quad (\text{V-2})$$

$$\text{Alumine Al}_2\text{O}_3 \rightarrow = 8 \times \frac{4,86 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}}{369 \times 10^3 \text{ MPa}} \times \sqrt{\frac{3,2 \times 10^{-3} \text{ m}}{2 \times \pi}} \sim 2,38 \mu\text{m}$$

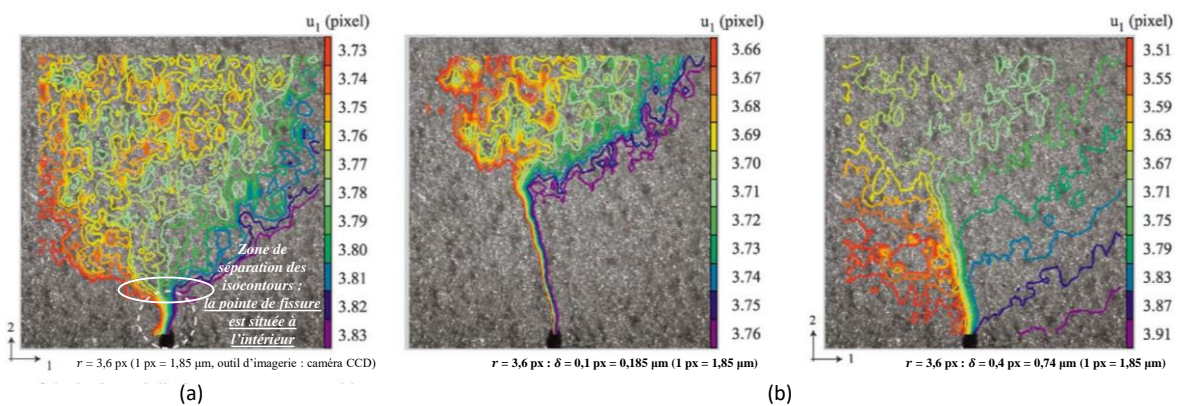


Figure V-34. Contours du déplacement horizontal ( $u_1$ ) mesuré par DIC (taille de ZOI = 64 px, décalage de ZOI = 16 px, avec une charge  $P = 1050 \text{ N}$ ) : la fissure est située dans le cercle blanc en pointillé, la pointe de fissure dans le cercle blanc plein (adaptée de [44]). (b) Même essai avec une taille de ZOI de 32 px et pour deux valeurs de  $\delta(r)$  entrées dans CORRELI<sup>Q4</sup> (avec une charge  $P = 1200 \text{ N}$ ) (adaptée de [44]).

Avec une taille de pixel de  $17,7 \mu\text{m}/\text{px}$  pour le Forceram<sup>®</sup> (Force-Rock-1) et de  $16,1 \mu\text{m}/\text{px}$  pour l'alumine ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Rock-1b), cela donne respectivement des COD de  $0,15 \text{ px}$  dans les deux cas ( $2,60 \text{ px}/17,7 \mu\text{m} \cdot \text{px}^{-1} \sim 0,146 \text{ px}$  et  $2,38 \text{ px}/16,1 \mu\text{m} \cdot \text{px}^{-1} \sim 0,148 \text{ px}$ ), valeur qui devra être entrée dans CORRELI<sup>Q4</sup> pour la visualisation des isocontours. Cette technique nécessite, toutefois, l'hypothèse d'une ténacité  $K_I$  qui varie peu et qui est assumée constante pendant l'analyse ( $K_I = K_{Ic}$ ). À titre indicatif, avec les exemples du SiC (Forceram<sup>®</sup>) et de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , si une incertitude de  $\pm 10 \%$  est supposée par rapport à  $K_{Ic}$  pour le Forceram<sup>®</sup> et pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , après avoir recalculé  $\delta(r)$ , cela conduit à des valeurs de  $r$  entre  $2,6$  et  $3,9 \text{ mm}$  dans les deux cas, soit une incertitude de  $\pm 0,65 \text{ mm}$ , ce qui est acceptable comparé à la taille de la fenêtre des ZOI et de la distance parcourue par les fissures.

### V.4.2.2 Suivi de fissure

Une capture-écran de la fenêtre MATLAB de CORRELI<sup>Q4</sup> (menu de visualisation) est enregistrée avec la Figure V-35, concernant la corrélation d'un Forceram<sup>®</sup> (Force-Rock-1) sur une plus petite quantité d'images analysées en DIC. La réduction du nombre d'images traitée est faite après avoir identifié, des 180 images que la caméra fournit, la plage temporelle à laquelle le fissure s'initie de l'entaille et traverse la largeur du carreau (une vingtaine à une trentaine d'images), ceci afin de réduire le temps de traitement sur ordinateur. Sont tracés : sur la gauche, le champ de déplacements avec des isocontours, sur la droite, les vecteurs de déplacements. Au centre apparaissent les paramètres que peut renseigner l'utilisateur. Le mouvement de corps rigide est supprimé.

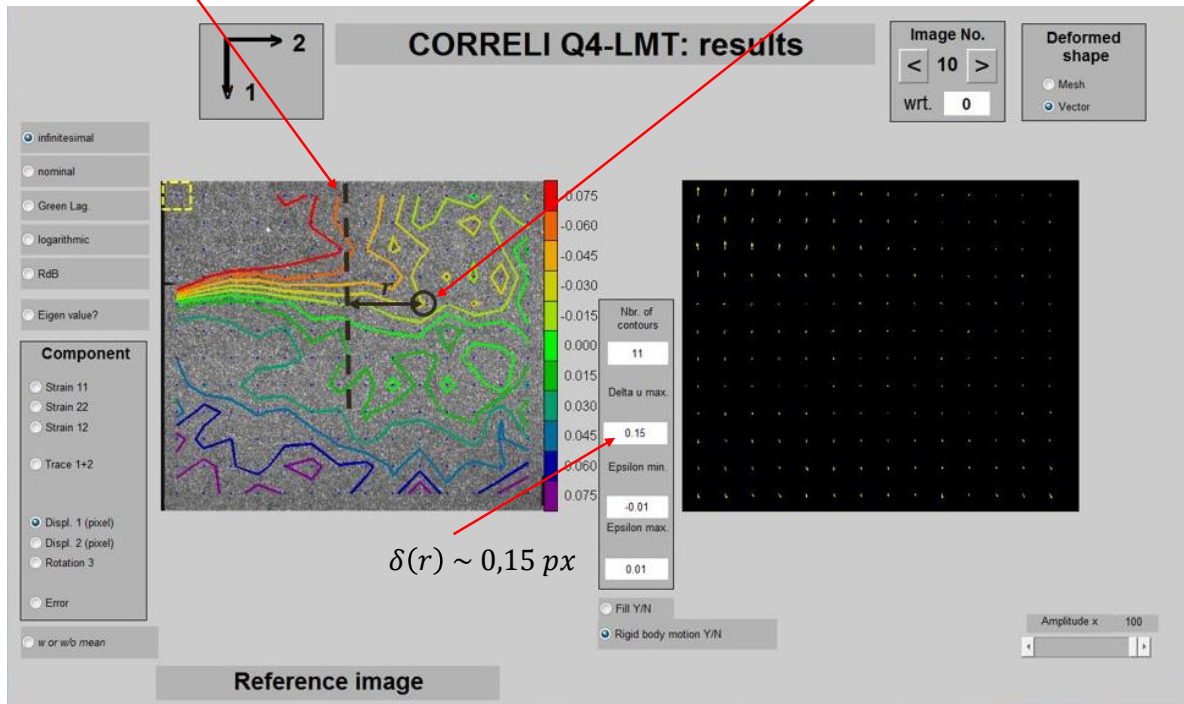
Les étapes d'analyse sont les suivantes : i) entrée du COD minimum calculé précédemment, ii) définition de la séparation des isocontours (prenant place pour la séparation d'au moins cinq d'entre eux), iii)

positionnement au niveau de la séparation des isocontours à partir de la droite pleine en Figure V-35, iv) observation de ce qu'il se passe à une distance  $r$  à partir de la double flèche en Figure V-35. À une distance  $r$ , le cercle plein indique la pointe de fissure marquant un saut de déplacement. Plusieurs captures-écran sont données en *annexe D.2.2* et les  $r$  utilisés pour l'analyse de chaque essai  $y$  sont indiqués.

**Estimation de la pointe de fissure**

Séparation des isocontours

À regarder: déviation. À faire : rapporter la position.



**Figure V-35.** Affichage CORRELI<sup>Q4</sup> (ZOI = 64 × 64 px, décalage de 16 px) pour un Forceram® (Force-Rock-1) avec : la zone corrélée (ROI) annotée, l'amplitude des vecteurs déplacements (× 100) et les paramètres de visualisation de corrélation utilisant 0,15 px de COD (identique entre Rockspall et nEOI). Ce dernier paramètre DIC pour les céramiques sera : 0,15 px pour le Forceram® et 0,16 px pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et le MAINa.

**V.4.2.3 Tableau récapitulatif pour chaque microstructure**

Pour chaque microstructure, les différents graphes de la position de la pointe de fissure en fonction du temps sont retranscrits sur la Figure V-36 (Rockspall) et sur la Figure V-37 (nEOI). Le temps  $t = 0$  est pris sur la première image de corrélation, chaque droite de vitesse est donc relative au temps d'analyse de la plage d'images qui ont été analysées en DIC, permettant une meilleure distinction des droites entre elles. Le Tableau V-1 indique les vitesses d'ondes  $C_0$ ,  $C_s$  et  $C_R$ , calculées à partir des relations données en pied de page de la section « V.1.1 » et des paramètres matériaux utilisant  $\rho$ ,  $E$  et  $\nu$ .

Le Tableau V-2 rassemble les résultats en termes de vitesses expérimentales des fissures et paramètres  $k$ ,  $k_s$  et  $k_R$  pour les vitesses d'ondes qui leur sont associées.

Pour chaque échantillon de céramique, le paramètre  $k$  est supérieur à celui proposé par Broek (1982) [5] de 0,38 et le paramètre  $k_R$  est au-dessus des  $0,50 - 0,60C_R$ , ce qui est cohérent avec une partie des expériences de la littérature estimant des vitesses pouvant être supérieures à celles théorisées par Broek (1982) [5] (section « V.1.1 »). Certaines fissures sont même caractérisées par une vitesse  $V_{crack}$  proche de  $C_R$  (« trans-Rayleigh ») pour le MAINa-90°. La plus petite borne de  $k$  est estimée à 0,42 (Forceram® en Rockspall) et la plus grande à 0,52 (MAINa-90° en Rockspall), soit 1,11 à 1,37 fois plus rapide par rapport à  $k = 0,38$ .

Les différences entre l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et le MAINa-90° sont faibles même si le MAINa-0° affiche une vitesse de propagation sensiblement plus lente. Orientées perpendiculairement à la direction de propagation de la fissure, les plaquettes du MAINa-0° ont pu être un obstacle à la propagation de la fissure.



Enfin, il ne semble pas y avoir de corrélation nette entre la vitesse de fissure et la ténacité des céramiques. Quand la ténacité augmente (Forceram® : 3,60 MPa.m<sup>1/2</sup> [45], Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> : 4,85 MPa.m<sup>1/2</sup>, MAINa-0° : 6,15 MPa.m<sup>1/2</sup>), une relation montrant une augmentation ou une diminution stricte du paramètre *k* n'est pas observées (Forceram® : 0,42 MPa.m<sup>1/2</sup> [45], Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> : 0,50 MPa.m<sup>1/2</sup>, MAINa-0° : 0,46 MPa.m<sup>1/2</sup>).

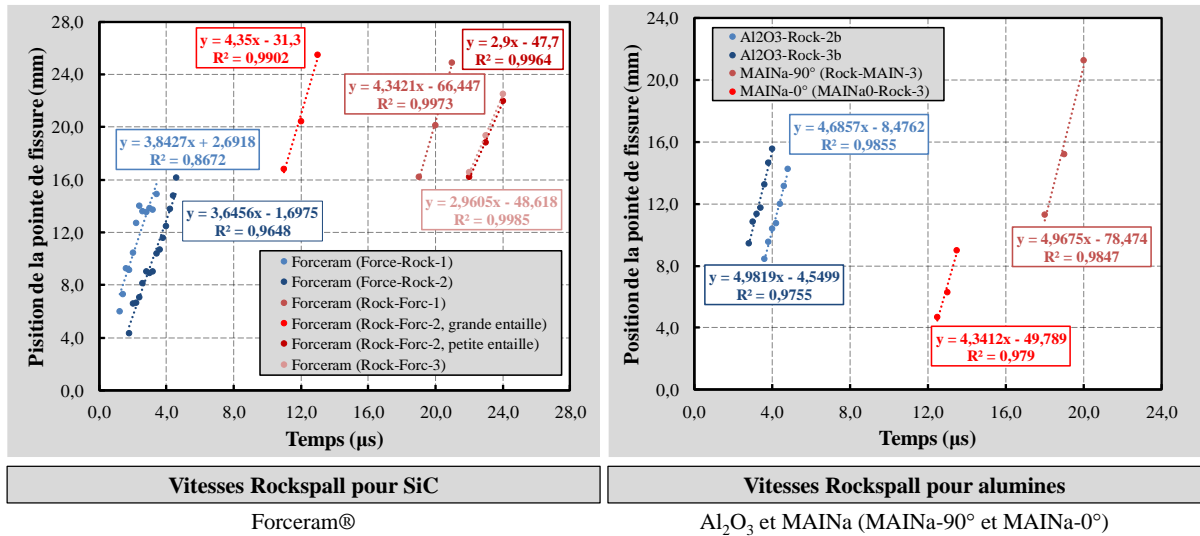


Figure V-36. Appréciation des vitesses terminales des fissures pour les différentes microstructures étudiées, par régression linéaire des différents points de la position temporelle de la pointe de fissure suivant la DIC (Rockspall).

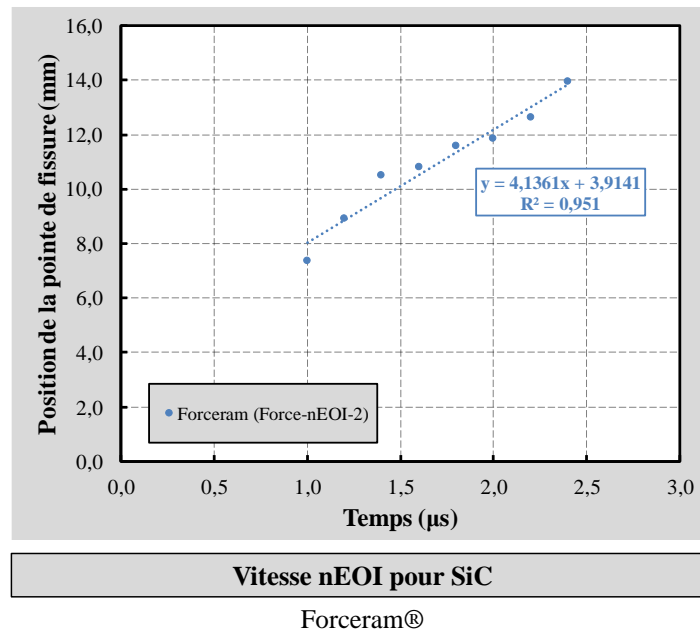


Figure V-37. Appréciation des vitesses terminales de fissures pour les différentes microstructures étudiées, par régression linéaire des différents points de la position temporelle de la pointe de fissure suivant la DIC (nEOI).

Tableau V-1. Vitesses d'ondes matériaux des céramiques

Céramique	$\rho$ (kg.m <sup>-3</sup> )	<i>E</i> (GPa)	$\nu$ (-)	<i>C</i> <sub>0</sub> (m/s)	<i>C</i> <sub>s</sub> (m/s)	<i>C</i> <sub>R</sub> (m/s)
Forceram®	~ 2800 [45]	~ 250 [46]		8.856	5.865	5.256
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3900	369	0,20	9.727	6.279	5.703
MAINa-90°	3930	359	0,39	9.558	5.732	5.388
MAINa-0°	3930	344	0,26	9.356	5.894	5.418

Tableau V-2. Vitesses limites de fissures des céramiques et paramètres proportionnels ( $k$ ,  $k_s$  et  $k_R$ ).

Céramique	$V_{crack}$ (m/s)		$k$ (-)		$k_s$ (-)		$k_R$ (-)	
	Rockspall	nEOI	Rockspall	nEOI	Rockspall	nEOI	Rockspall	nEOI
Forceram® **	3.745 ± 99	4.136	0,42	0,47	0,64	0,71	0,71	0,79
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	4.834 ± 148	non testé	0,50		0,77		0,85	
MAINa-90° **	4.968	non testé	0,52		0,87		0,92	
MAINa-0° ***	4.341	non testé	0,46		0,74		0,80	

\* Pour la 1<sup>re</sup> campagne expérimentale,  $V_{crack} = 3.638 \pm 708$  m/s en Rockspall, d'où  $k \sim 0,41$ ,  $k_s \sim 0.62$  et  $k_R \sim 0,69$

\*\* Traitement du seul échantillon Rock-MAIN-3 de la 1<sup>re</sup> campagne expérimentale, les autres échantillons (1<sup>re</sup> et 3<sup>e</sup> campagnes) n'ont pas pu être traités : Rock-MAIN-1 (deux fissures), Rock-MAIN-2 (échec d'acquisition avec la caméra ultra-rapide), MAINa90-Rock-1 (bruit trop important sur les images à cause du ghosting), MAINa90-Rock-2 (ligne horizontale « morte » en pixels sur les images).

\*\*\* Traitement du seul échantillon MAINa0-Rock-3 de la 3<sup>e</sup> campagne expérimentale, les autres de la même campagne n'ont pas pu être traités : MAINa0-Rock-1 (échec d'acquisition avec la caméra ultra-rapide, déclenchée trop tôt) et MAINa0-Rock-2 (échec d'acquisition avec la caméra ultra-rapide, pas déclenchée).

### V.4.3 Surfaces de fracture par SEM

Avec différentes microstructures, différentes vitesses de fissures ont été trouvées. Afin de mieux comprendre l'origine de ces différences, les surfaces de rupture sont observées par Microscopie Électronique à Balayage (MEB) à différents grossissements. Le MEB utilisé est un MEB GeminiSEM 500® à haute résolution (de Zeiss) équipé d'un canon à électrons FEG (*Field Emission Gun*) de type Schottky<sup>10</sup>. Deux détecteurs à électrons secondaires, donnant des informations sur la topographie, sont exploités : une perspective du dessus permet d'écraser le relief et mieux voir les différences de phase, une position rasante permet de mieux bénéficier des informations du relief. Les échantillons sont recouverts de graphite (métallisation au carbone) de manière à évacuer les électrons et à réduire le bruit des images du microscope ; les échantillons des 2<sup>e</sup> et 3<sup>e</sup> campagnes ont eux, en plus, été recouverts d'une laque d'argent. La Figure V-38, la Figure V-39 et la Figure V-40 rassemblent plusieurs des clichés pris par le microscope électronique.

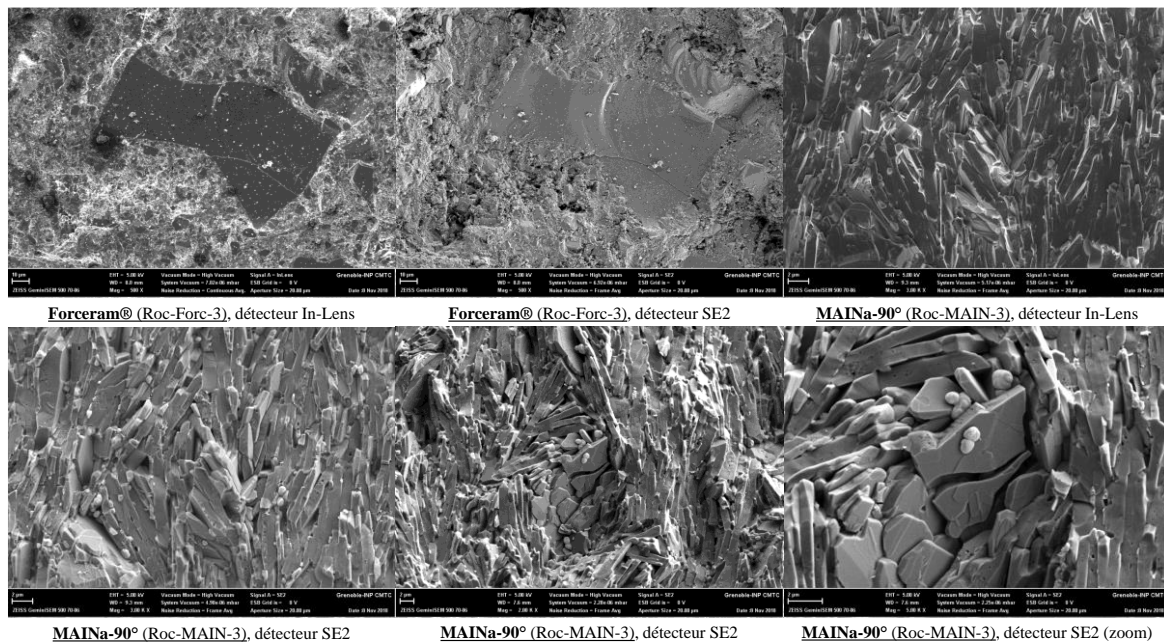


Figure V-38. Micrographies SEM d'échantillons Rockspall (testés pendant la 1<sup>re</sup> campagne d'essais) avec deux détecteurs (In-Lens pour les électrons secondaires du dessus, SE2 pour les électrons secondaires latéraux).

<sup>10</sup> Canon FEG : Principale source d'électrons avec l'émission thermoionique, consistant à rapprocher une pointe métallique cathodique fine vers une anode et à appliquer un courant assez élevé pour créer un champ électrique intense (effet de pointe) susceptible d'extraire des électrons de la pointe (effet tunnel). D'une brillance plus importante, il existe deux types de FEG : à champ froid (pointe à température ambiante) et à champ chaud ou de Schottky (pointe thermo-assistée à presque 1800 K).

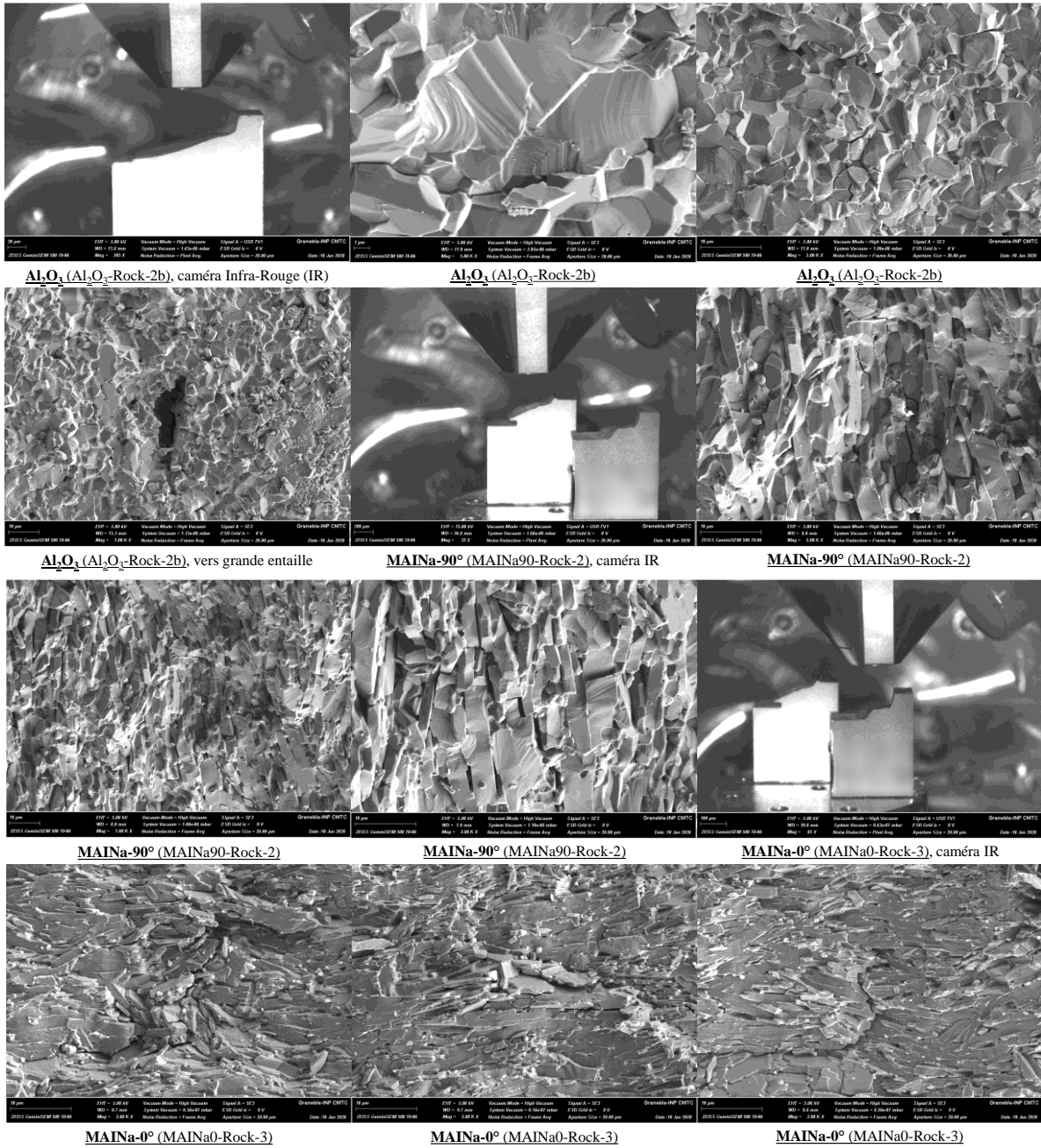


Figure V-39. Micrographies SEM d'échantillons Rockspall (testés pendant les 2<sup>e</sup> et 3<sup>e</sup> campagnes d'essais) avec un détecteur (SE2).

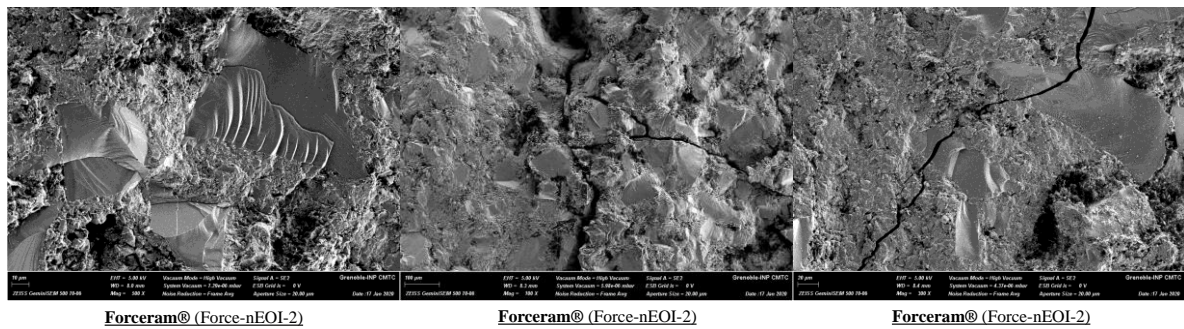


Figure V-40. Micrographies SEM d'échantillons nEOI avec un détecteur (SE2).

Les motifs de rupture observés sur le Forceram® sont similaires entre les essais Rockspall et nEOI. Un mode de rupture fragile trans-granulaire domine puisque des plans de clivage, des *river patterns* et des *feather markings* sont observés en particulier, à travers la matrice comme à travers les grains. Pour le matériau Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, une rupture fragile en mode inter-granulaire domine clairement, même si des caractéristiques typiques d'une rupture trans-granulaire peuvent aussi être aperçus. Enfin, concernant le MAINa et quelque-soit l'orientation, les plaquettes semblent parallèles au plan de fissure. Il semble que les fissures se propagent plus à travers l'interface des plaquettes dans le cas du MAINa-90°, alors que le chemin est plus tortueux dans le cas du MAINa-0°.

## V.5 Sensibilité sur le bruit de l'imagerie dynamique

La caméra Kirana® possède une forte résolution pour l'application qui en est faite : 0,71 Mpx. Néanmoins, la question du niveau de bruit des images peut être posée pour le suivi des isocontours en DIC.

### V.5.1 Bruit de la caméra

La Kirana® possède une architecture complexe conçue à partir de deux capteurs photographiques, à savoir le capteur CCD (*Charge Coupled Device*) et le capteur CMOS (*Complementary Metal Oxide Semiconductor*). La technologie hybride du capteur uCMOS (*ultra-high-speed CMOS*) tente de combiner les avantages du CCD (capacité de stockage, résolution d'images) et du CMOS (rapidité d'enregistrement), mais cette technologie unique manifeste également un bruit caractéristique qui peut éventuellement perturber la mesure des champs cinématiques et donc amener à des incertitudes sur les résultats.

Le bruit généré pendant les essais de fragmentation peut être quantifié en capturant des images fixes (les échantillons ne bougent pas) et en appliquant la DIC dessus. Le déplacement moyen de la ROI de chaque image est calculé sur MATLAB en prenant la moyenne des déplacements de tous les points d'intégration de chaque matrice représentative d'une image. Ces points sont reliés en pointillé sur la Figure V-41 et les lignes solides horizontales en représentent la moyenne. L'incertitude, ou l'erreur systématique ( $\pm$ ), est donnée par l'écart-type  $\sigma(x)$  calculé (et préalablement validé dans le cas d'une matrice simple) pour chaque image. Dans chaque cas, le bruit est inférieur à 1  $\mu\text{m}$ , ce qui reste inférieur au COD des céramiques.

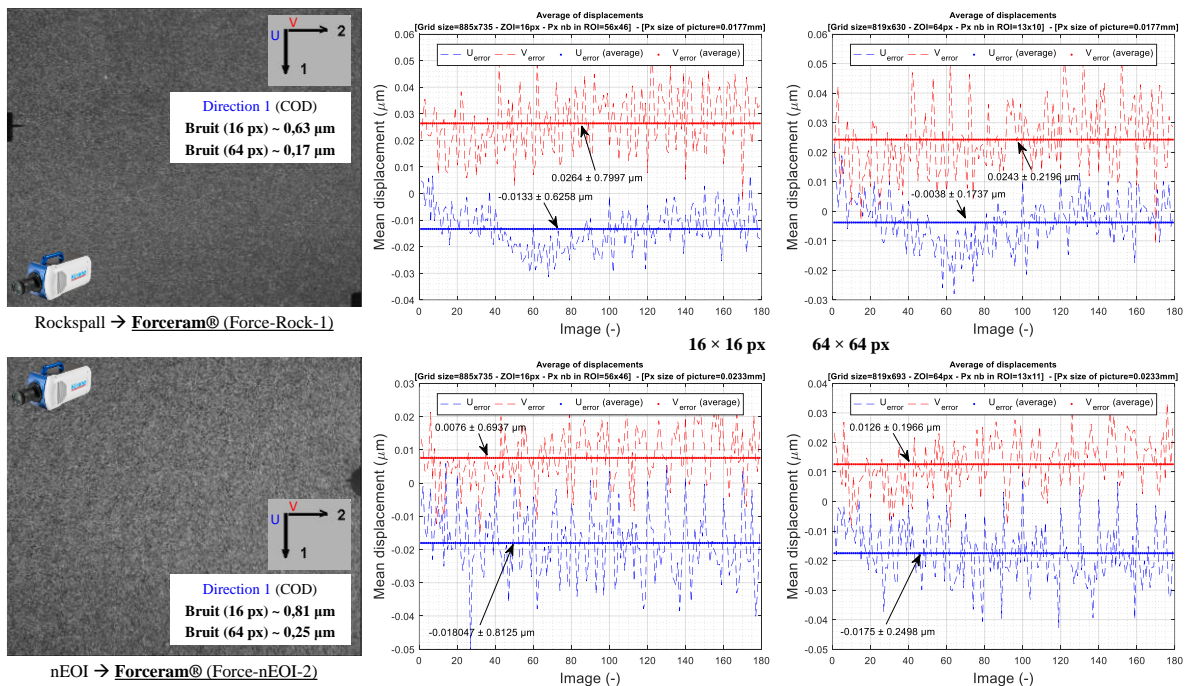


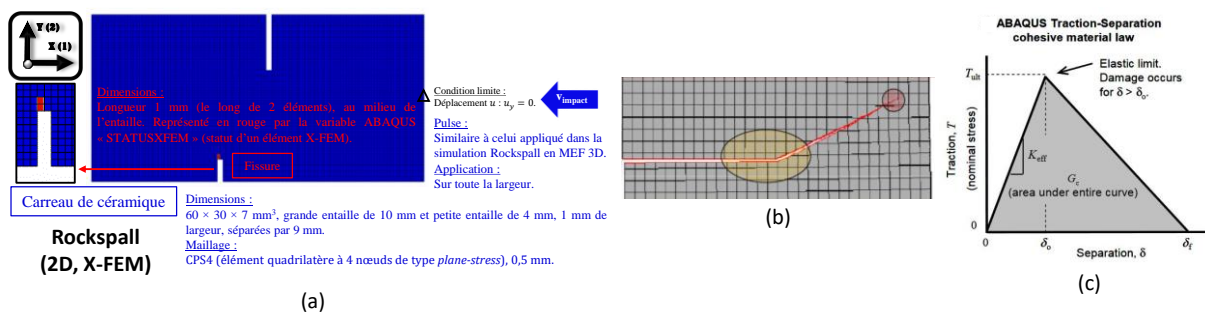
Figure V-41. Déplacement moyen par image (échantillons Force-Rock-1 et Force-nEOI-2) en Rockspall et en nEOI pour deux tailles de ZOI : la carte de déplacement est moyennée en une seule valeur (lignes en pointillés) pour chaque image corrélée (1 à 179), puis une moyenne globale sur les 179 valeurs est tracée (lignes solides).

La question est de savoir si le bruit est suffisamment faible pour être négligé. Autrement dit, si le signal est suffisamment grand par rapport au bruit. Cette interrogation est analysée par la X-FEM.

## V.5.2 Explication du modèle numérique Rockspall avec la X-FEM

### V.5.2.1 Principe de la X-FEM

Une simulation numérique X-FEM est conduite avec ABAQUS *Standard*, « standard » faisant référence à un schéma implicite. Les paramètres de *step* sont les suivants : l’option Nlgeom permet de prendre en compte les effets non-linéaires géométriques (pour des déplacements larges), 50  $\mu$ s de *time period*, le pas de temps est automatique *i.e.* le temps entre deux incréments  $\Delta t$  est déterminé par le logiciel qui assure la convergence du calcul numérique, avec un nombre d’incrément maximal de 10.000 et une taille d’incrément de 5  $\mu$ s (initial) et de 0,5 ns (minimum). En raison du temps de calcul plus long en dynamique implicite (plutôt qu’en dynamique explicite), la barre d’Hopkinson n’est pas modélisée et le pulse de compression est appliqué directement sur la céramique. La Figure V-42 (a) présente le modèle.



**Figure V-42.** (a) Modèle numérique d’un essai Rockspall en X-FEM. (b) Représentation visuelle d’une fissure en X-FEM (le cercle jaune délimite la zone autour de la fissure définie par l’utilisateur, le cercle rouge la zone enrichie (DDL augmentés) après propagation de la fissure) [47]. (c) Loi de traction-séparation avec un adoucissement linéaire (partie descendante endommagée de la courbe) [48].

La X-FEM consiste en un enrichissement nodal (local) des éléments FEM pour pouvoir traiter la fissuration et elle est basée sur la FEM généralisée pour laquelle il existe deux *shape functions* (« fonctions de forme »). La PU-FEM (*Partition Unity FEM*) autorise la présence de discontinuité dans un élément (Figure V-42 (b)) par l’enrichissement des Degrés de Liberté » (DDL) sur les nœuds ou points d’intégration de Gauss (points géométriques sur lesquels l’intégration numérique d’une grandeur donnée est réalisée), rendu possible grâce à des fonctions de déplacement particulières [47]. Un développement plus approfondi de la X-FEM est détaillé en *annexe D.3.1*. Les paramètres X-FEM à renseigner sont liés à un endommagement en traction basé sur une loi traction-séparation de type MPS (*maximum principal stress*), Figure V-42 (c) : au-delà d’une valeur d’une contrainte maximale, l’endommagement *D* démarre et la résistance diminue jusqu’à un critère défini en déplacement ou en énergie (aire sous la courbe) ; le type d’évolution considéré est celui en énergie avec décroissance linéaire.

### V.5.2.2 Paramètres matériaux en X-FEM

En paramètres d’entrée, deux propriétés matériaux sont donc nécessaires (en plus des paramètres de base comme la masse volumique  $\rho$ , le module de Young  $E$  ou le coefficient de Poisson  $\nu$ ). D’abord, la contrainte principale de traction avant endommagement pilotant l’initiation de fissure, prise comme égale à la contrainte moyenne à la rupture  $\sigma_w$  obtenue en flexion pour un volume effectif  $V_{eff}$  de 1 mm<sup>3</sup> (*cf.* chapitre 2). Le deuxième paramètre correspond à l’énergie de fracture critique  $G_{Ic}$  pilotant la propagation de fissure, calculée à partir de la ténacité critique  $K_{Ic}$  et du module de Young  $E$  de la céramique en conditions *plane stress*. Par exemple, pour l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, l’équation (V-3) détaille un des calculs pour  $G_{Ic}$ . Les paramètres de rupture en X-FEM pour chaque

microstructure d'alumine ( $Al_2O_3$  et MAINa) étudiée sont donnés dans le Tableau V-3 (MPS est exprimé pour  $V_{eff} = 1 \text{ mm}^3$ ).

$$G_{Ic}(Al_2O_3) = \frac{K_{Ic}^2(Al_2O_3)}{E(Al_2O_3)} = \frac{(4,86 \times 10^6 \text{ Pa} \cdot \text{m}^{1/2})^2}{369 \times 10^9 \text{ Pa}} \sim 64,01 \text{ J} \cdot \text{m}^{-2} \quad (\text{V-3})$$

Tableau V-3. Paramètres X-FEM utilisés pour les céramiques modélisées.

Nuance	MPS = $\sigma_w$ (MPa)	$G_{Ic} = K_{Ic}^2/E$ (J.m <sup>-2</sup> )
$Al_2O_3$	421	64,01
MAINa	589	109,95

Un paramètre est introduit dans la loi d'endommagement : *damage stabilization cohesive* (noté  $\nu$ ), fixé à  $1 \times 10^{-9}$ . Ce paramètre correspond à une viscosité et permet d'améliorer la convergence rendue plus difficile lorsque la raideur du matériau se dégrade, typiquement pendant l'endommagement [49]. Ce paramètre est choisi de manière à ce que l'énergie visqueuse (variable de sortie ALLVD dans ABAQUS) soit petite comparée à l'énergie de déformation (ALLSE dans ABAQUS) [50]. Pour vérifier que ce paramètre ait peu d'influence sur le résultat numérique, la propagation de la fissure a été suivie manuellement, image après image. Selon la Figure V-43 (a), le paramètre  $1 \times 10^{-9}$  semble être un bon compromis et est utilisé pour les autres microstructures en Figure V-43. Certaines dépendances du modèle sont étudiées en *annexe D.3.2*. La fissuration de chaque carreau de céramique est renseignée sur la Figure V-44.

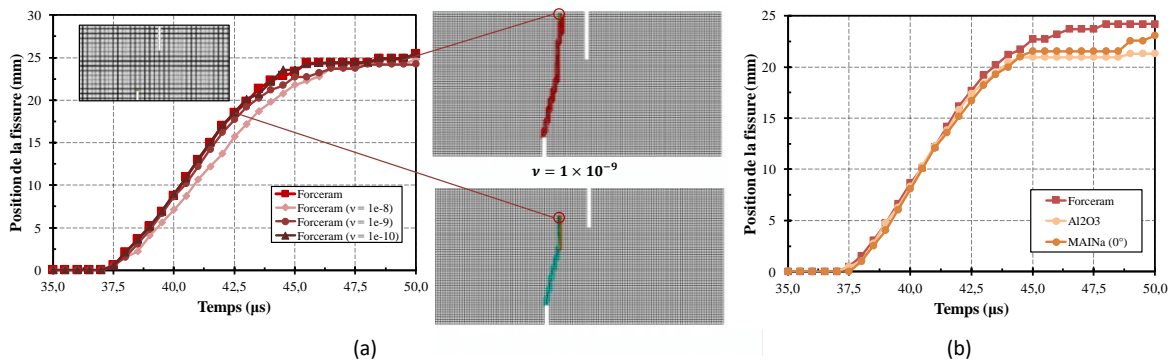


Figure V-43. (a) Suivi de la pointe d'une fissure X-FEM pour le Forceram®, considérant différents paramètres de viscosité. (b) Suivi d'une fissure X-FEM pour différentes microstructures, considérant une viscosité de  $1 \times 10^{-9}$ .

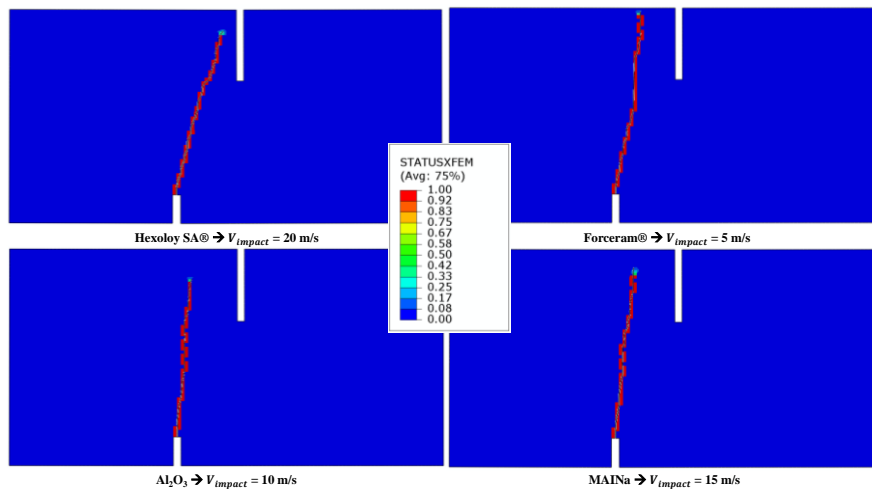


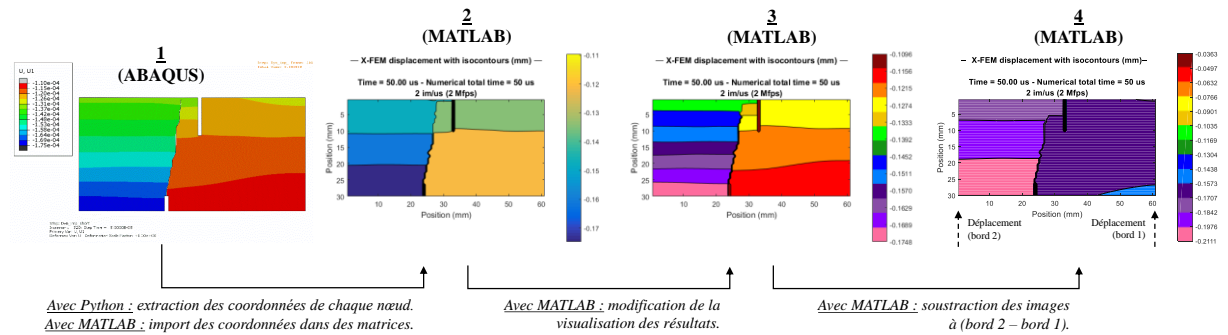
Figure V-44. Endommagement X-FEM Rockspall pour différentes microstructures. Le travail ayant déjà été effectué avec le modèle DFH, le pulse numérique du modèle 3D est repris en 2D pour les modélisations X-FEM, et les mêmes vitesses d'impact permettant la propagation d'une seule fissure sont obtenues.

### V.5.2.3 Quantification de l'intensité du signal par rapport au bruit

Le but est de pratiquer une étude sur le bruit des images de la Kirana® et d'évaluer la qualité des résultats qui sont ressortis des vitesses des différentes fissures.

Le rapport signal-sur-bruit  $SNR = \mu_{mean} / \sigma_{STD,noise}$  est défini comme étant le rapport entre le déplacement moyen  $\mu_{mean}$  et l'écart-type  $\sigma_{STD,noise}$  du bruit. Un code, écrit sous Python, extrait les coordonnées de chaque nœud des éléments finis dans ABAQUS. Le champ numérique de déplacement numérique extrait d'ABAQUS est répliqué avec un code écrit sous MATLAB. Le mouvement de corps rigide est ensuite supprimé. Enfin, un bruit gaussien est ajouté sur les images grâce à une fonction<sup>11</sup>, faisant varier le paramètre  $SNR$ . Les étapes sont montrées sur la Figure V-45 et la variation du  $SNR$  sur la Figure V-46.

Visuellement, il peut être estimé que pour qu'une fissure soit bien visible, le signal doit être 30 à 40 fois plus grand que le bruit des images. Avec une ZOI de 64 px, le bruit étant de 0,17  $\mu m$  (Rockspall) et de 0,25  $\mu m$  (nEOI) comme estimé sur la Figure V-41, il faudrait que l'ouverture de fissure expérimentale soit d'environ 5,10 à 6,80  $\mu m$  en Rockspall et de 7,50 à 10,0  $\mu m$  en nEOI, ce qui semble être le cas avec les résolutions adoptées pendant les 2<sup>e</sup> et 3<sup>e</sup> campagnes expérimentales.



- 1 Simulation numérique X-FEM (sur ABAQUS)
- 2 Visualisation brute (sur MATLAB)
- 3 Visualisation (sur MATLAB) reproduisant la visualisation de la simulation numérique (sur ABAQUS)
- 4 Suppression du mouvement de corps rigide : conditions identiques à CORRELI<sup>Q4</sup>

Figure V-45. Étapes d'extraction et d'imitation d'un champ de résultat X-FEM, vu sous ABAQUS, avec MATLAB (pour les mêmes conditions rencontrées dans CORRELI<sup>Q4</sup>, c'est-à-dire en enlevant le mouvement de corps rigide) : cas du Forceram®.

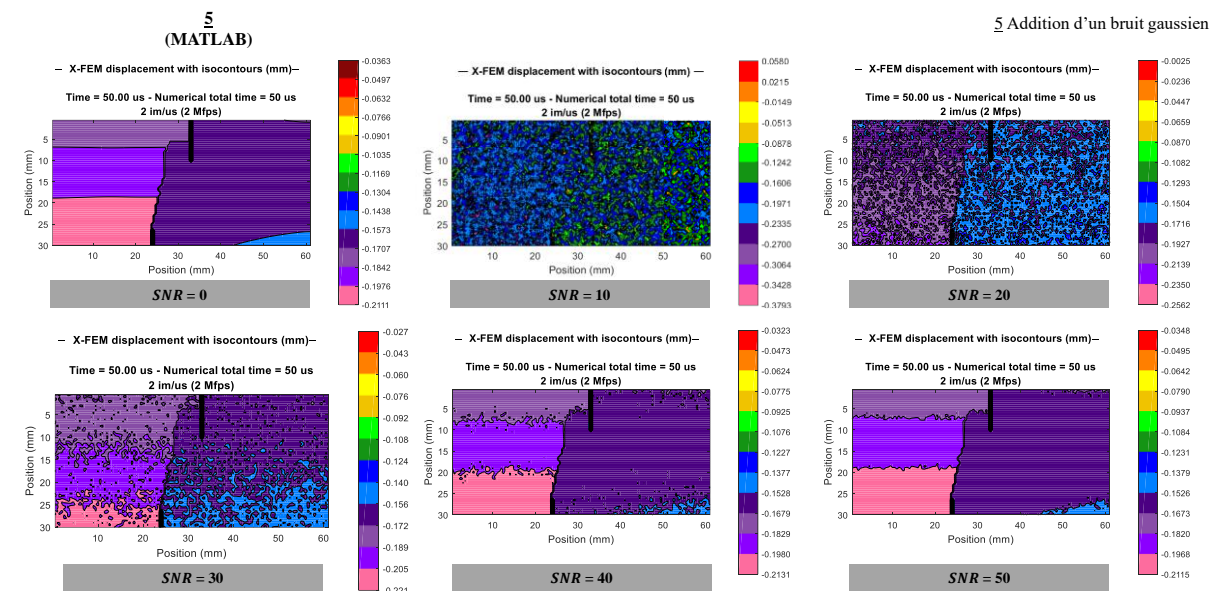


Figure V-46. Différents bruits gaussiens.

<sup>11</sup> Référence pour le bruit : Code écrit par un membre de la communauté MATLAB ([51]).

## V.6 Conclusion

La vitesse limite d'une fissure instable est estimée, de manière théorique, à **38 % de la vitesse des ondes 1D ( $C_0$ )** dans un matériau. Ce facteur ( $k = 0,38$ ) peut donc être intégré dans les modèles numériques qui en ont besoin, comme **le modèle DFH qui se sert de la vitesse de fissure comme paramètre d'entrée** (paramètre matériau) jouant sur la **taille du volume d'occultation** durant le processus de fragmentation. Néanmoins, plusieurs essais expérimentaux de la littérature ont conduit à des **valeurs de vitesses limites parfois proches et parfois plus élevées**. La caractérisation expérimentale de la vitesse de fissure, dont ce chapitre fait l'objet, devient donc nécessaire pour **disposer de données caractéristiques du matériau et de sa microstructure**.

Deux types d'essais utilisant des échantillons **doublement entaillés (essais Rockspall)** ou à **une seule entaille (essais nEOI)** ont été développés pour générer une **fragmentation simple en conditions dynamiques**. Les essais Rockspall sont pour la première fois mis à profit sur des céramiques. **Des simulations numériques avec le modèle DFH ont permis de dimensionner les essais et de sélectionner la vitesse d'impact** (ou la gamme de vitesses d'impact) nécessaire pour initier une seule fissure dans chaque microstructure.

La fissuration des céramiques est observée à l'aide d'une caméra ultra-rapide (Kirana®). Les images obtenues sont **traitées par DIC (CORRELIQ<sup>4</sup>)** de manière à distinguer clairement la fissure et en suivre la propagation grâce aux **contours des déplacements orthogonaux** au voisinage de la pointe de la fissure. En repérant, image après image (temps après temps), la position de la pointe de fissure, **la vitesse peut être obtenue en dérivant par rapport au temps**. La vitesse que peut atteindre une fissure **semble bien varier d'une microstructure à une autre**, même si cette dépendance reste modérée si les deux matériaux sont proches (exemple du MAINa). Les **vitesses de fissures sont, à peu près, de 40 à 50 % fois  $C_0$** . Le paramètre  $k$  du Forceram®, testé à la fois en Rockspall et en nEOI, est trouvé à 0,42 en Rockspall et 0,47 en nEOI. **La technique expérimentale utilisée conduit donc à des valeurs de  $k$  qui sont proches**, suggérant que le paramètre  $k$  puisse être considéré comme un paramètre indépendant de la technique expérimentale, mais des essais supplémentaires doivent être effectués afin de vérifier si la valeur légèrement plus grande obtenue en nEOI est liée aux incertitudes ou non. Concernant le MAINa, **l'orientation des plaquettes a clairement une influence sur l'initiation de la fissure en pointe d'entaille** : lorsque la fissure cherche à se propager dans une direction perpendiculaire aux plaquettes (MAINa-0°), la déviation de la fissure est évidente. La propagation semble également être impactée dans une certaine mesure. La microscopie électronique (MEB) dévoile des modes de rupture tous fragiles. Enfin, une étude sur l'influence du bruit de la caméra semble légitimer les résultats puisque **le bruit temporel est suffisamment faible comparé à l'ouverture de fissure**.

D'après les résultats trouvés, **la valeur de  $k$  (et donc la vitesse de fissure) ne semble pas être liée avec la ténacité**. La ténacité des céramiques ne semble donc pas être un avantage manifeste en ce qui concerne la propagation d'une seule fissure, en régime de fragmentation dynamique simple. Toutefois, **ce constat n'est pas nécessairement le même en ce qui concerne la fragmentation multiple** traitée dans le chapitre suivant (chapitre 6), dans lequel le bénéfice des céramiques à haute ténacité  $\gamma$  est étudié et analysé.



# Bibliographie

- [1] K. Ravi-Chandar et W. G. Knauss, « An experimental investigation into dynamic fracture: I. Crack initiation and arrest », *Int. J. Fract.*, vol. 25, n° 4, p. 247–262, 1984, doi: 10.1007/BF00963460.
- [2] K. Ravi-Chandar et W. G. Knauss, « An experimental investigation into dynamic fracture: II. Microstructural aspects », *Int. J. Fract.*, vol. 26, n° 1, p. 65–80, sept. 1984, doi: 10.1007/BF01152313.
- [3] K. Ravi-Chandar et W. G. Knauss, « An experimental investigation into dynamic fracture: III. On steady-state crack propagation and crack branching », *Int. J. Fract.*, vol. 26, n° 2, p. 141–154, 1984, doi: 10.1007/BF01157550.
- [4] K. Ravi-Chandar et W. G. Knauss, « An experimental investigation into dynamic fracture: IV. On the interaction of stress waves with propagating cracks », *Int. J. Fract.*, vol. 26, n° 3, p. 189–200, nov. 1984, doi: 10.1007/BF01140627.
- [5] D. Broek, « 6 | Dynamics and crack arrest », in *Elementary engineering fracture mechanics*, 3rd printing., The Hague: Martinus Nijhoff Publishers, 1982.
- [6] C. Denoual et F. Hild, « A Damage Model for the Dynamic Fragmentation of Brittle Solids », *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 183, n° 3-4, p. 247–258, 2000, doi: 10.1016/S0045-7825(99)00221-2.
- [7] P. Forquin et F. Hild, « A probabilistic damage model of the dynamic fragmentation process in brittle materials », in *Advances in Applied Mechanics*, vol. 44, New York; London. Paris [etc]: Academic Press, 2010, p. 1–72.
- [8] P. Forquin, G. Rossiquet, J.-L. Zinszner, et B. Erzar, « Microstructure influence on the fragmentation properties of dense silicon carbides under impact », *Mech. Mater.*, vol. 123, p. 59–76, août 2018, doi: 10.1016/j.mechmat.2018.03.007.
- [9] N. F. Mott, « Fracture of metals: some theoretical considerations », *Engineering*, vol. 165, p. 16–18, 1948.
- [10] M. F. Kanninen, A. K. Mukherjee, A. R. Rosenfield, et G. T. Hahn, « The Speed of Ductile-Crack Propagation and the Dynamics of Flow in Metals », in *Mechanical Behavior of Materials under Dynamic Loads*, U. S. Lindholm, Éd. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1968, p. 96–133.
- [11] K. B. Broberg, « The propagation of a Brittle Crack », *Ark. Fys.*, vol. 18, n° 2, p. 159–192, 1960, doi: 10.1016/0022-5096(60)90006-5.
- [12] M. A. Meyers, « CHAPTER 2 Elastic Waves », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [13] P. Forquin, « An optical correlation technique for characterizing the crack velocity in concrete », *Eur. Phys. J. Spec. Top.*, vol. 206, n° 1, p. 89–95, mai 2012, doi: 10.1140/epjst/e2012-01590-6.
- [14] E. H. Yoffe, « LXXV. The moving Griffith crack », *Lond. Edinb. Dublin Philos. Mag. J. Sci.*, vol. 42, n° 330, p. 739–750, juill. 1951, doi: 10.1080/14786445108561302.
- [15] L. B. Freund, « Energy flux into the tip of an extending crack in an elastic solid », *J. Elast.*, vol. 2, n° 4, p. 341–349, 1972.
- [16] W. G. Knauss et K. Ravi-Chandar, « Some basic problems in stress wave dominated fracture », p. 17.
- [17] M. A. Meyers, « CHAPTER 16 Dynamic Fracture », in *Dynamic behavior of materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1994.
- [18] D. K. Roberts et A. A. Wells, « Velocity of brittle fracture », *Engineering*, 1954.
- [19] H. E. Edgerton et F. E. Barstow, « Further Studies of Glass Fracture with High-Speed Photography », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 24, n° 4, p. 131–137, 1941, doi: 10.1111/j.1151-2916.1941.tb14836.x.
- [20] G. D. Quinn, *Fractography of ceramics and glasses*. National Institute of Standards and Technology Washington, DC, 2007.
- [21] C. E. Anderson Jr., R. P. Bigger, et C. E. Weiss, « Crack and Damage Velocities in Ballistic Experiments », *Int. J. Appl. Glass Sci.*, vol. 5, n° 4, p. 374–383, déc. 2014, doi: 10.1111/ijag.12091.
- [22] P. Forquin et R. Cheriguene, « A rocking spalling test to characterize the crack velocity in concrete », in *Experimental and Applied Mechanics, Volume 6*, T. Proulx, Éd. New York, NY: Springer New York, 2011, p. 1–2.
- [23] E. N. Dulaney et W. F. Brace, « Velocity Behavior of a Growing Crack », *J. Appl. Phys.*, vol. 31, p. 2233, 1960, doi: <https://doi.org/10.1063/1.1735529>.
- [24] S. Chen et S. Osovski, « A new specimen for growing dynamic cracks along a well defined path using stress wave loading », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 191, p. 102–110, mars 2018, doi: 10.1016/j.engfracmech.2018.01.027.
- [25] J. W. McCauley, E. Strassburger, P. Patel, B. Paliwal, et K. T. Ramesh, « Experimental Observations on Dynamic Response of Selected Transparent Armor Materials », *Exp. Mech.*, vol. 53, n° 1, p. 3–29, janv. 2013, doi: 10.1007/s11340-012-9658-5.
- [26] A. J. Rosakis, O. Samudrala, et D. Coker, « Cracks Faster than the Shear Wave Speed », *Science*, vol. 284, n° 5418, p. 1337–1340, mai 1999, doi: 10.1126/science.284.5418.1337.
- [27] « Brittle Fracture Mechanism breaks the Sound Barrier », *Max-Planck-Gesellschaft*, 2003. <https://www.mpg.de/481609/pressRelease20031113> (consulté le mai 07, 2020).
- [28] F. F. Abraham et H. Gao, « How Fast Can Cracks Propagate? », *Phys. Rev. Lett.*, vol. 84, n° 14, p. 3113–3116, avr. 2000, doi: 10.1103/PhysRevLett.84.3113.
- [29] Jow Lay Huang et A. V. Virkar, « High speed fracture in brittle materials: Supersonic crack propagation », *Eng. Fract. Mech.*, vol. 21, n° 1, p. 103–113, janv. 1985, doi: 10.1016/0013-7944(85)90057-8.
- [30] H. Gao, « Surface roughening and branching instabilities in dynamic fracture », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 41, n° 3, p. 457–486, 1993.

- [31] C. Denoual et F. Hild, « Dynamic fragmentation of brittle solids: a multi-scale model », *Eur. J. Mech. - Solids*, vol. 21, n° 1, p. 105–120, 2002, doi: 10.1016/S0997-7538(01)01187-1.
- [32] P. Forquin, « Endommagement et fissuration de matériaux fragiles sous impact balistique - Rôle de la microstructure », PhD thesis, ENS Cachan, Cachan, 2003.
- [33] F. Bouville, E. Maire, S. Meille, B. Van de Moortèle, A. J. Stevenson, et S. Deville, « Strong, tough and stiff bioinspired ceramics from brittle constituents », *Nat. Mater.*, vol. 13, n° 5, p. 508-514, mai 2014, doi: 10.1038/nmat3915.
- [34] J. L. Zinszner, P. Forquin, et G. Rossiquet, « Experimental and numerical analysis of the dynamic fragmentation in a SiC ceramic under impact », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 76, p. 9-19, févr. 2015, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2014.07.007.
- [35] Y. Duplan, P. Forquin, B. Lukić, et D. Saletti, « Numerical analysis of a testing technique to investigate the dynamic crack propagation in armour ceramic », *EPJ Web Conf.*, vol. 183, p. 02039, 2018, doi: 10.1051/epjconf/201818302039.
- [36] Westergaard, « Bearing Pressures and Cracks », *J. Appl. Mech.*, vol. 6, p. 49-53, 1939.
- [37] G. R. Irwin, « Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate », *J. Appl. Mech. - Trans. ASME*, vol. E24, p. 351-369, 1957.
- [38] « Ultra High Speed Imaging For Scientific Research ». Specialised Imaging Company Brochure, 2019, Consulté le: févr. 02, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.specialised-imaging.com/products/video-cameras/kirana>.
- [39] « SI-VT ». Specialised Imaging document (SI-VT-SYS full technical specification), 2019, Consulté le: févr. 02, 2020. [En ligne]. Disponible sur: [https://www.specialised-imaging.com/application/files/9516/0582/7074/SI\\_VT\\_A4\\_1120.pdf](https://www.specialised-imaging.com/application/files/9516/0582/7074/SI_VT_A4_1120.pdf).
- [40] « AD-500 ». Specialised Imaging document (FLASH AD-500 full technical specification), 2019, Consulté le: févr. 02, 2020. [En ligne]. Disponible sur: [http://specialised-imaging.com/application/files/6616/0582/7052/SI\\_Flashes\\_A4\\_1120.pdf](http://specialised-imaging.com/application/files/6616/0582/7052/SI_Flashes_A4_1120.pdf).
- [41] F. Hild et S. Roux, « CORRELI Q4: A Software for “ Finite-element ” Displacement Field Measurements by Digital Image Correlation ». LMT-Cachan, 2008.
- [42] B. Lukic, « Advanced measuring techniques for characterisation of the concrete dynamic tensile response », PhD Thesis, 2018.
- [43] P. Moy et T. Walter, « Ultra-High Speed Imaging for DIC Measurements in Kolsky Bar Experiments », in *Advancement of Optical Methods & Digital Image Correlation in Experimental Mechanics, Volume 3*, L. Lamberti, M.-T. Lin, C. Furlong, C. Sciammarella, P. L. Reu, et M. A. Sutton, Éd. Cham: Springer International Publishing, 2019, p. 127-128.
- [44] P. Forquin, L. Rota, Y. Charles, et F. Hild, « A method to determine the macroscopic toughness scatter of brittle materials », *Int. J. Fract.*, vol. 125, n° 1, p. 171–187, 2004, doi: 10.1023/B:FRAC.0000021076.76987.62.
- [45] « Saint-Gobain Ceramics: Forceram® - Material Data Sheet ». Saint-Gobain document, PAS DE DATE, Consulté le: sept. 24, 2020. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.ceramicsrefractories.saint-gobain.com/sites/imdf.hpr.com/files/hpr-forceram-ds-en.pdf>.
- [46] « Saint-Gobain Ceramics: Maximum Protection - Minimum Weight ». Saint-Gobain document, 2015.
- [47] Z. Du, « eXtended Finite Element Method (XFEM) in Abaqus ». Simulia (Dassault Systèmes), 2009.
- [48] T. Diehl, « Using ABAQUS Cohesive Elements to Model Peeling of an Epoxy-Bonded Aluminum Strip: A Benchmark Study for Inelastic Peel Arms ». ABAQUS Users' Conference, 2006.
- [49] « Abaqus Documentation - Defining the constitutive response of cohesive elements using a traction-separation description ». <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEELMRefMap/simaelm-c-cohesivebehavior.htm#simaelm-c-cohesivebehavior-regularize> (consulté le mai 21, 2020).
- [50] « Modelling crack propagation using XFEM », *Simuleon (Simuleon FEA Blog)*, 2017. <https://info.simuleon.com/blog/modelling-crack-propagation-using-xfem> (consulté le mai 21, 2020).
- [51] « Add AWGN noise to signal », *MathWorks®*, 2020. <https://www.mathworks.com/matlabcentral/fileexchange/62820-add-awgn-noise-to-signal> (consulté le mai 28, 2020).



# Chapitre VI

## Fragmentation multiple des céramiques et résistance *post*-fragmentation

---

### Sommaire

VI.1	Techniques expérimentales pour la fragmentation dynamique .....	154
VI.1.1	Techniques d'endommagement en traction des matériaux fragiles .....	154
VI.1.1.1	Essais EOI .....	154
VI.1.2	Résistance d'une céramique fragmentée .....	156
VI.1.3	Simulations numériques des essais EOI et tandem .....	157
VI.1.3.1	Simulations numériques EOI et tandem avec DFH .....	157
VI.1.3.2	Simulations numériques tandem avec Drucker-Prager .....	157
VI.2	Fragmentation dynamique par essais EOI .....	159
VI.2.1	Présentation des essais EOI .....	159
VI.2.1.1	Montage et tomographie (EOI) .....	159
VI.2.1.2	Analyse des conditions de contact par modélisation numérique (EOI) .....	160
VI.2.2	EOI entre l' $Al_2O_3$ et le MAINa-90° .....	162
VI.2.2.1	Imagerie ultra-rapide : essais EOI en configuration ouverte pour l' $Al_2O_3$ et pour le MAINa-90° 162	
VI.2.2.2	Imagerie ultra-rapide : essais EOI en configuration fermée pour l' $Al_2O_3$ et pour le MAINa-90° 167	
VI.2.2.3	Analyse sous rayons X des sarcophages après les essais EOI fermés pour l' $Al_2O_3$ et pour le MAINa-90° .....	167
VI.2.2.4	Influence du sarcophage pour l' $Al_2O_3$ et pour le MAINa-90° .....	169
VI.2.2.5	Distribution des fragments ( $Al_2O_3$ et MAINa-90°) .....	170
VI.2.2.5.i	Distribution des fragments après EOI ouvert pour l' $Al_2O_3$ et pour le MAINa-90° .....	170
VI.2.2.5.ii	Distribution des fragments après EOI fermé pour l' $Al_2O_3$ et pour le MAINa-90° .....	171
VI.2.3	EOI entre le MAINa-90° et le MAINa-0° .....	173

VI.2.3.1	Imagerie ultra-rapide : essais EOI en configuration ouverte pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°	173
VI.2.3.2	Imagerie ultra-rapide : essais EOI en configuration fermée pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°	175
VI.2.3.3	Analyse sous rayons X des sarcophages après les essais EOI fermés pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°	177
VI.2.3.4	Influence du sarcophage pour l'Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> et pour le MAINa-90°	178
VI.2.3.5	Distribution des fragments (MAINa-90° et MAINa-0°)	179
VI.2.3.5.i	Distribution des fragments après EOI ouvert pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°	179
VI.2.3.5.ii	Distribution des fragments après EOI fermé pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°	180
VI.2.4	Comparaison numérique des essais EOI avec le modèle DFH	182
VI.2.4.1	Comparaison numérique (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> et MAINa-90°)	182
VI.2.4.1	Comparaison numérique (MAINa-90° et MAINa-0°)	184
VI.3	Fragmentation dynamique avec les essais tandem	185
VI.3.1	Présentation des essais tandem	186
VI.3.1.1	Montage et tomographie (tandem)	186
VI.3.1.1.i	Configuration globale	186
VI.3.1.1.ii	Configuration de l'impact normal	187
VI.3.1.1.iii	Configuration de l'impact pénétrant	187
VI.3.2	Étude des impacts normaux	188
VI.3.3	Étude des impacts pénétrants	195
VI.3.4	Identification de la loi de Drucker-Prager à partir du signal de vitesse des impacts perforants	197
VI.3.4.1	Calibration du modèle	197
VI.3.4.2	Identification	198
VI.3.5	Distribution des fragments après l'impact pénétrant de l'impact tandem	200
VI.4	Conclusion	200

« Le processus de fragmentation se produisant dans les cibles céramiques soumises à un impact balistique d'un projectile [AP] reste mal compris. » – Forquin *et al.* (2019) [1]

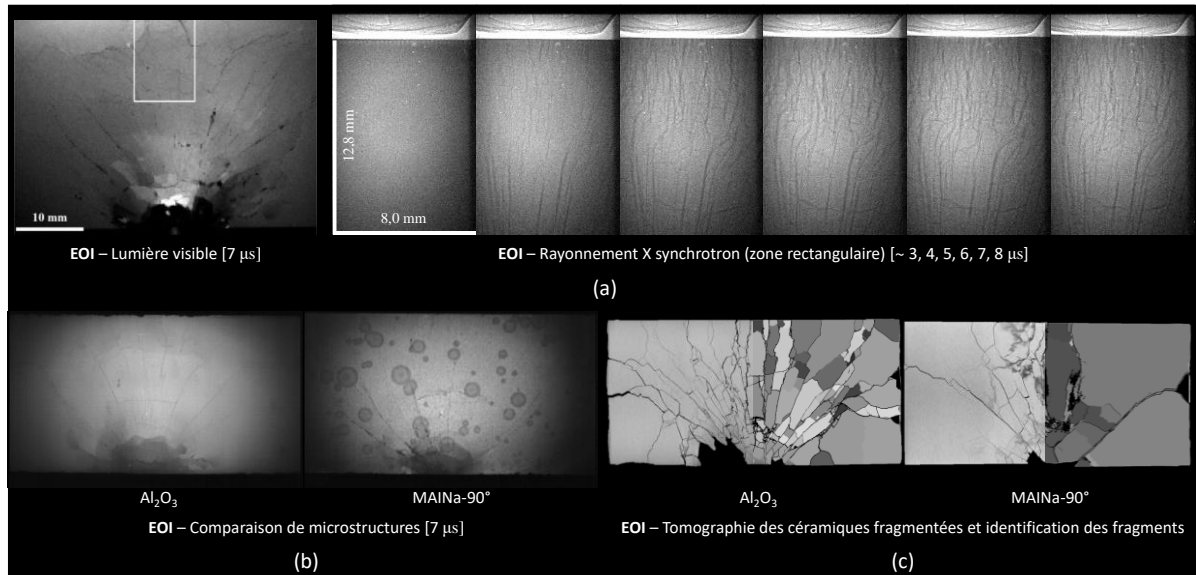
L'objectif de ce chapitre est de caractériser la fragmentation dynamique des deux céramiques aluminées (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et MAINa) ainsi que leur comportement dynamique à l'état fragmenté.

Ce chapitre présente deux types d'essais de fragmentation dynamique, les essais EOI et les essais d'impact normal. Ensuite, les essais tandem sont présentés. L'analyse par tomographie et des simulations numériques sont rapportés.

Ces essais permettent de mieux comprendre le comportement dynamique du MAINa par rapport à l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

**Introduction**

L'essai EOI (*Edge-On-Impact*, « Impact Sur la Tranche ») permet d'explorer le processus de fragmentation à hautes vitesses de déformation  $\dot{\epsilon}$  et pour une large gamme de vitesses. La Figure VI-1 (a) montre un exemple d'un tel essai observé par imagerie ultra-rapide incluant une visualisation *in-situ* aux rayons X [1]. La Figure VI-1 (b) et la Figure VI-1 (c) montrent des carreaux d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et de MAINa (orientation  $90^\circ$ ) impactés à 175 m/s qui fragmentent différemment, montrant l'effet de la microstructure sur la fissuration.



**Figure VI-1.** (a) EOI sur des céramiques SiC impactées à environ 175 m/s et visualisées avec une caméra ultra-rapide de Shimadzu pour des temps inter-images de 1 à 1,065  $\mu\text{s}$  : en lumière visible (avec la HPV-1<sup>®</sup>) [1] et sous rayons X (avec la HPV-X2<sup>®</sup> couplée à un scintillateur) (adaptée de [1]). (b) EOI (configuration ouverte) sur des céramiques aluminées ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  et MAINa, luminosité + 40 %) impactées à environ 175 m/s et filmées avec une caméra ultra-rapide de Specialised Imaging, la Kirana<sup>®</sup>, pour un temps inter-images de 0,5  $\mu\text{s}$ . (c) Après EOI (configuration fermée), les céramiques sont scannées par tomographie aux rayons X avec une résolution microscopique et les tranches de la partie gauche sont placées avec les fragments identifiés subséquentement sur la partie droite.

Des essais EOI vont permettre de comprendre le processus de fragmentation multiple en termes de cinétique d'endommagement, de densité de fissures et de distribution de la taille des fragments. Puis, des essais appelés « tandem », comprenant un impact normal (projectile à bout plat) suivi d'un impact pénétrant (projection à bout pénétrant), vont permettre de caractériser le comportement de *post-fragmentation* des céramiques, c'est-à-dire leur comportement à l'état totalement endommagé.

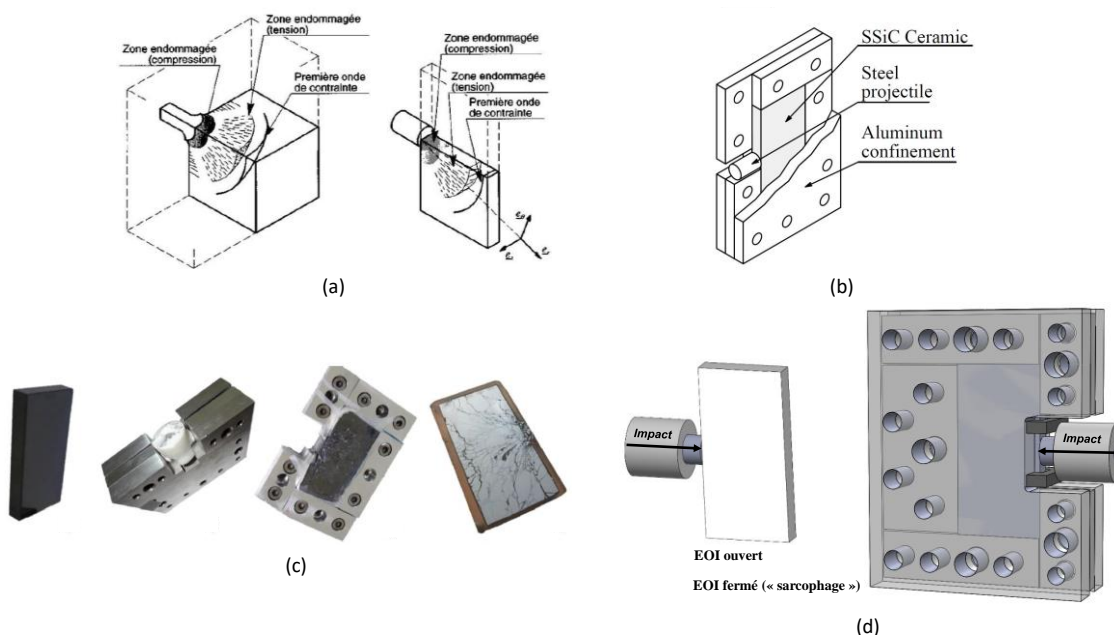
## VI.1 Techniques expérimentales pour la fragmentation dynamique

Pour les matériaux fragiles, le rôle de la microstructure sur le comportement mécanique macroscopique et sur l'endommagement en traction (fissures) subi durant un chargement d'impact peut mieux être appréhendé par différentes approches expérimentales.

### VI.1.1 Techniques d'endommagement en traction des matériaux fragiles

#### VI.1.1.1 Essais EOI

La technique EOI fournit une information sur les modes d'endommagement et sur les mécanismes de fissuration induits à hauts taux de déformation  $\dot{\epsilon}$ . L'essai EOI a été développé à l'EMI (*Ernst-Mach-Institut*) et au CTA (Centre Technique d'Arcueil) de la DGA, la Direction Générale de l'Armement, avec les travaux de : Hornemann *et al.* (1984) [2], Senf, Strassburger et Rothenhäusler (1994) [3], Strassburger et Senf (1995) [4], Riou (1996) [5], Riou, Cottenot et Boussuge (1996) [6], Riou, Denoual et Cottenot (1998) [7], Denoual et Hild (2000) [8], Forquin (2003) [9], Forquin *et al.* (2003) [10], Strassburger (2004) [11], Forquin et Hild (2010) [12], McCauley *et al.* (2013) [13], Zinszner, Forquin et Rossiquet (2015) [14], Forquin *et al.* (2018) [15], Lukić et Forquin (2020) [16] (liste non exhaustive). Dans cet essai, un projectile cylindrique en acier ( $\sigma_y \sim 1,3 \text{ GPa}$ ) frappe le bord d'un carreau fin d'une épaisseur généralement inférieure au diamètre du projectile. L'intérêt de l'EOI est qu'il permet de reproduire l'endommagement en traction du matériau durant un impact balistique en deux dimensions, Figure VI-2 (a), de manière à pouvoir visualiser et identifier le phénomène de fragmentation sur la surface du carreau. L'accès à une information volumique de l'endommagement a pu être conduite sous rayons X par Forquin *et al.* (2019) [1] à l'ESRF (*European Synchrotron Radiation Facility*). Le carreau testé est un matériau fragile dont la résistance en compression est supérieure à celle en traction, ce qui est le cas de la céramique, ce qui permet de développer un endommagement en traction (fissures) sans induire aucun endommagement en compression. Deux configurations existent : une dite ouverte et une autre dite fermée ou en « sarcophage ». La Figure VI-2 (b) montre un premier exemple de sarcophage, la Figure VI-2 (c) en montre un deuxième (ce chapitre).



**Figure VI-2.** (a) Essai EOI en configuration ouverte comparé à un impact balistique [17]. (b) Exemple de confinement (métallique) emprisonnant un carreau de céramique [8]. (c) Exemple de confinement (métallique) et étapes successives : carreau de céramique, coffrage, ouverture du sarcophage et échantillon retiré après infiltration avec une résine [15]. (d) Schémas 3D d'essais EOI réalisés ici dans ce chapitre : ouvert et fermé avec sarcophage transparent en polymère sur une céramique d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

- Essai EOI en configuration ouverte (Figure VI-2 (d) et Figure VI-3 (a)) :

L'échantillon est filmé à l'aide d'une caméra ultra-rapide de manière à avoir accès à la chronologie de l'endommagement et avoir une idée de la densité de fissuration. Des informations sur le front d'endommagement, sur les différents types de fissures ainsi que sur leur origine peuvent également être obtenues. En récupérant les fragments de céramique après impact, la distribution de la taille des fragments peut être tracée après tamisage. Un carreau de nuance Hexoloy® testé en configuration ouverte peut être visualisé sur la Figure VI-3 (a).

- Essai EOI en configuration « sarcophage » (Figure VI-2 (d) et Figure VI-3 (b)) :

L'échantillon est emprisonné dans un boîtier qui confine la céramique pour maintenir les fragments en place après impact. Cela introduit plusieurs avantages. Premièrement, il est possible d'évaluer la densité de fissures et le *pattern* d'endommagement dessiné sur la surface de la céramique. En configuration ouverte, il est plus difficile d'observer certaines fissures qui peuvent se refermer pendant l'essai. Ainsi, la densité de fissures est sous-estimée. Deuxièmement, la configuration sarcophage permet d'avoir accès à la position et à la taille des fragments en fonction du point d'impact. La taille des fragments dépend du taux de déformation et donc de la distance par rapport au point d'impact. Proche du point d'impact, les fragments sont petits. Loin du point d'impact, les fragments ont une taille relative plus grande. Cependant, cette configuration mène également à plusieurs désavantages, en commençant par le montage et la préparation qui sont plus difficiles. Ensuite, si le sarcophage est opaque, le test ne peut pas être filmé, et si le sarcophage est transparent (*cf.* travaux ici présent et initiés dans Zinszner (2014) [18]), la quantité de lumière réfléchiée par la surface de la céramique sera moins importante, la transparence n'étant jamais à 100 %, l'épaisseur du sarcophage étant traversée à deux reprises avant d'atteindre le capteur de la caméra. De plus, un jeu d'au moins 0,1 mm entre le carreau et le sarcophage est nécessaire pour empêcher un contact direct avec la céramique et ainsi créer une rupture d'impédance. Ce jeu peut être réalisé en plaçant un film plastique entre la céramique et le sarcophage (*cf.* Forquin et Andò (2017), Forquin *et al.* (2018) [15]) ou bien deux à trois épaisseurs de ruban adhésif coupées en triangle et collées sur les coins de chacune des faces de la céramique (*cf.* travaux ici présent). De plus, un jeu supplémentaire (de l'ordre du millimètre ou plus selon la vitesse d'impact) doit être pris en compte entre la face arrière de la céramique et le sarcophage pour laisser la céramique libre sur le temps de la fragmentation  $t_{frag}$  (fonction de la largeur du carreau et de la vitesse des ondes de la céramique). Ces jeux ont pour but d'être aussi proche que possible des conditions limites en configuration ouverte et de ne pas perturber le mouvement des ondes et des fissures et donc la fragmentation. Le carreau peut être infiltré avec une résine hyper-fluide pour solidifier l'ensemble des fragments. Un carreau de nuance Hexoloy® qui a été infiltré après test réalisé configuration fermée peut être visualisé sur la Figure VI-3 (b).

Les différents types de fissures peuvent être observés durant un essai EOI comme dévoilé dans la Figure VI-3 (c). Des fissures coniques se développent proche de la zone de contact (rupture formant un cône d'Hertz). Une fragmentation, constituée de fissures radiales, s'initie à cause des contraintes ortho-radiales créées dans le sillage de l'onde de compression. Les fissures horizontales d'écaillage proviennent de l'interaction des ondes de détente du projectile et de la céramique. Les fissures de détente, perpendiculaires à la face arrière du carreau, proviennent de la première onde de détente qui s'est propagée dans la céramique. Aussi, Brajer *et al.* (2003) [19] montrent que le motif de fragmentation, dans un verre sodocalcique, change selon le type de projectile utilisé (noyau en plomb lancé à 820 m/s, noyau en acier lancé à 430 m/s). La différence entre les deux essais est attribuée à la différence de la surface de contact avec les deux projectiles : le projectile BR4 à bout plat est à l'origine d'ondes de surface (cône de Rayleigh) dont le niveau de traction est suffisant pour initier des fissures sur les défauts de surface du verre, tandis que le projectile en acier à bout perforant ne produit pas de contraintes de traction assez grandes dans ce cône de surface pour initier des fissures.

Forquin et Andò (2017) [20] ont passé sous micro-tomographie des carreaux SiC de différentes microstructures sous rayons X après avoir infiltré les céramiques fragmentées en EOI. Plus la densité de fissures est grande, plus la taille des fragments tend à être petite. En se servant des résultats de la distribution en taille des fragments après tamisage, Figure VI-4 (a), la même courbe de distribution a pu être déduite après

tomographie, Figure VI-4 (b). Les courbes d'une même microstructure testée plusieurs fois affichent des tendances similaires, montrant le caractère déterministe de la céramique en dynamique.

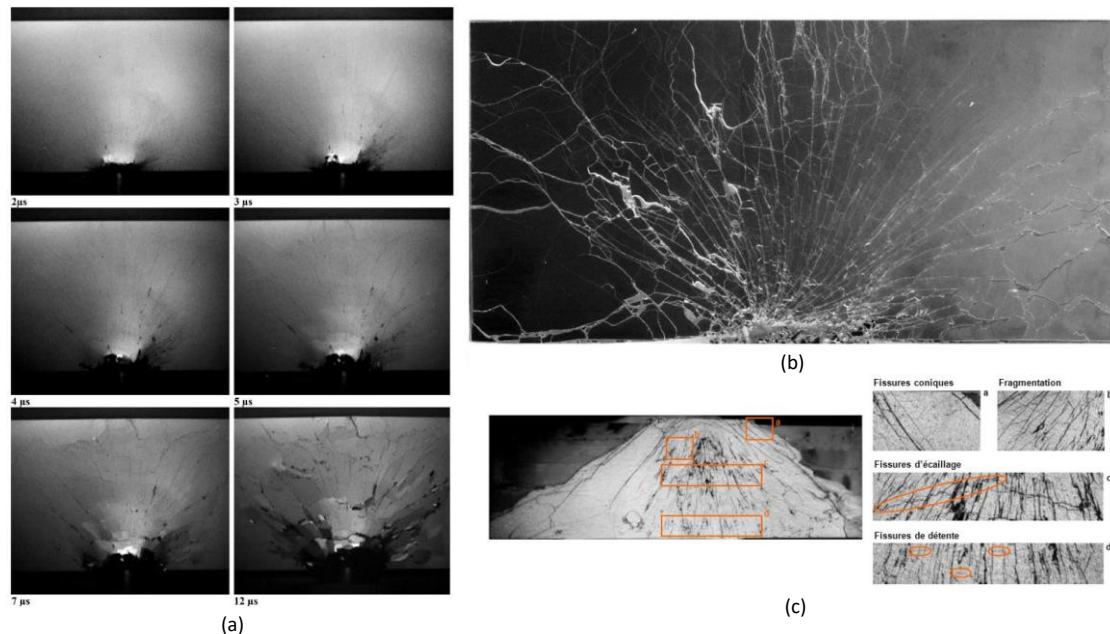


Figure VI-3. Essai EOI réalisé sur un SiC impacté à 175 m/s en configurations (a) ouverte (plusieurs images ultra-rapides sont affichées) [15] et (b) fermée (vue *post-mortem*) [15]. (c) Détails des différentes fissures rencontrées en fragmentation (les cercles oranges représentent les fissures d'écailage) dans un SiC impacté à 250 m/s (adaptée de [18] à partir de [5]).

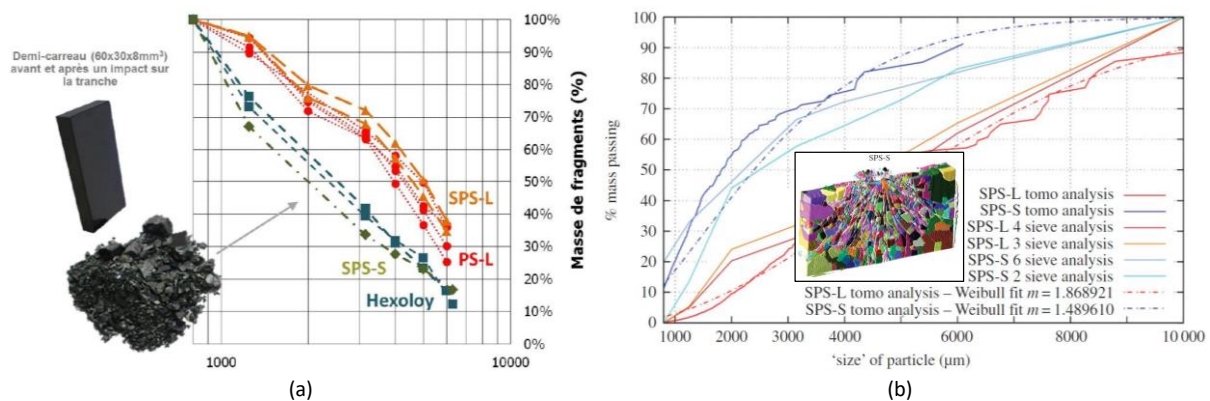


Figure VI-4. Courbes granulométriques de quatre nuances de SiC obtenues par (a) tamisage avec vue sur les fragments de la nuance PS-S [21] et (b) tomographie avec vue sur le rendu 3D d'images traitées de la nuance SPS-S (adaptée de [20]).

### VI.1.2 Résistance d'une céramique fragmentée

Une céramique fragmentée fait référence à une céramique dans son état totalement endommagé *i.e.* avec un endommagement  $D$  égale à 1 au sens de Johnson-Holmquist-2 (1992, 1994) [22], [23] (ou JH-2). La résistance d'une céramique fragmentée est relativement faible par rapport à la résistance en compression à l'état intact mais néanmoins non négligeable. L'analyse des propriétés de résistance d'une céramique fragmentée et confinée a été développée dans les thèses de doctorat de Rossiquet (2012) [21] et de Zinszner (2014) [18] avec la conception d'un essai « tandem ». Cet essai consiste à impacter un carreau de céramique en deux étapes : un premier impact normal (projectile à bout plat) fragmente la céramique, un deuxième impact pénétrant (projectile à bout perforant ou plutôt pénétrant) permet d'étudier la résistance de la céramique alors fragmentée. Une configuration « tandem », un sarcophage capable de conserver les fragments de la céramique en place après l'impact normal en vue de pouvoir ré-impacter le matériau, fut développée dans Zinszner, Forquin et Rossiquet (2012) [24] et utilisée dans Zinszner, Forquin et Rossiquet (2015) [14].



Après le premier impact (impact normal), des observations *post-mortem* d'une céramique SiC après impact normal ont été conduites dans Zinszner, Forquin et Rossiquet (2015) [14] et dans Forquin *et al.* (2018) [15] pour analyser la densité de fissures  $\lambda_{cracks}$ . La technique consiste à tracer un cercle de centre correspondant au point d'impact et de rayon  $r$ . Le nombre de fissures  $N_{cracks}$  traversant le cercle est compté. Ce nombre,  $N_{cracks}$ , est ensuite divisé par la longueur de l'arc  $L_{arc} = r \cdot \theta$ , avec  $\theta$  l'arc angulaire en radian, comme l'atteste la Figure VI-5 (a). La densité de fissures est ainsi estimée en utilisant la formule cubique qui suit :  $\lambda_{cracks} = (N_{cracks}/L_{arc})^3$ . Durant le deuxième impact (impact pénétrant) et par le biais d'interférométrie laser, la mesure de la vitesse en face arrière du *backing* du montage tandem fait d'un alliage d'aluminium (exemple sur la Figure VI-5 (b) selon Zinszner, Forquin et Rossiquet (2015) [14]) est caractéristique de la résistance de la céramique fragmentée impactée en Figure VI-5 (c).

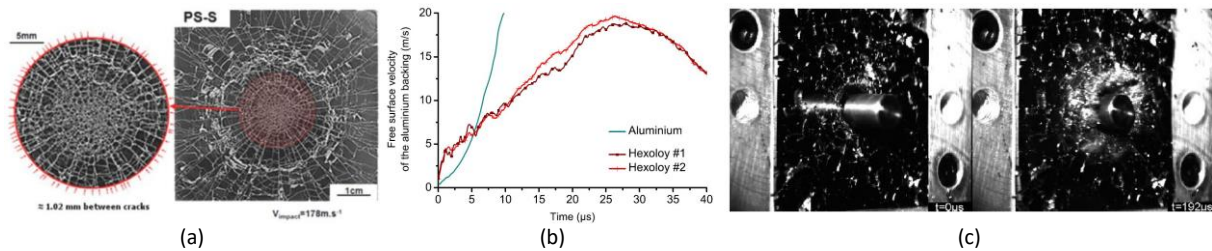


Figure VI-5. Hexoloy SA® testé en tandem autour de 175 m/s : (a) après un impact normal [15] et (b – c) durant un impact pénétrant (signal de vitesse en (b) [14] et imagerie ultra-rapide en (c) [14]).

### VI.1.3 Simulations numériques des essais EOI et tandem

#### VI.1.3.1 Simulations numériques EOI et tandem avec DFH

Les essais EOI servent de validation au modèle Denoual-Forquin-Hild (2000, 2010) [8], [12], en comparant l'endommagement dessinée par la variable SDV8 (endommagement DFH  $D$ ) ainsi que la valeur de la variable SDV23 (logarithme de la densité de fissures). Les essais tandem peuvent également servir de validation du modèle DFH, comme l'attestent la Figure VI-6 (a) et la Figure VI-6 (b). Dans la Figure VI-6 (a), la distance entre les fissures  $d_{cracks}$  est calculée tel que  $d_{cracks} = 1/\sqrt[3]{10^{SDV23}}$ .

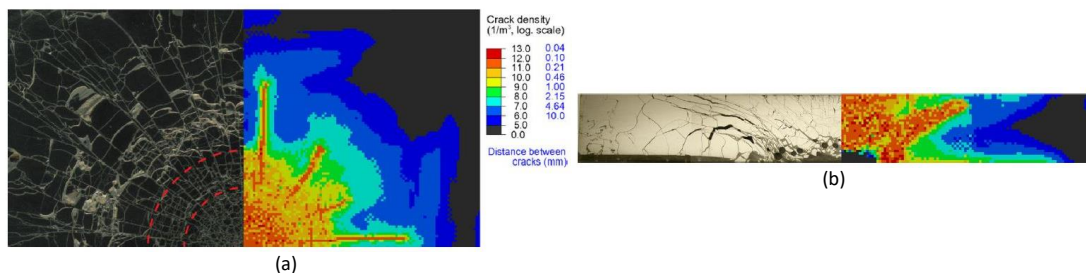


Figure VI-6. Comparaison entre les vues *post-mortem* et la simulation DFH (SDV23) prise, en numérique, 5 µs après impact normal d'un Hexoloy SA® à 175 m/s, vues (a) normale et (b) latérale (coupe transversale) [14].

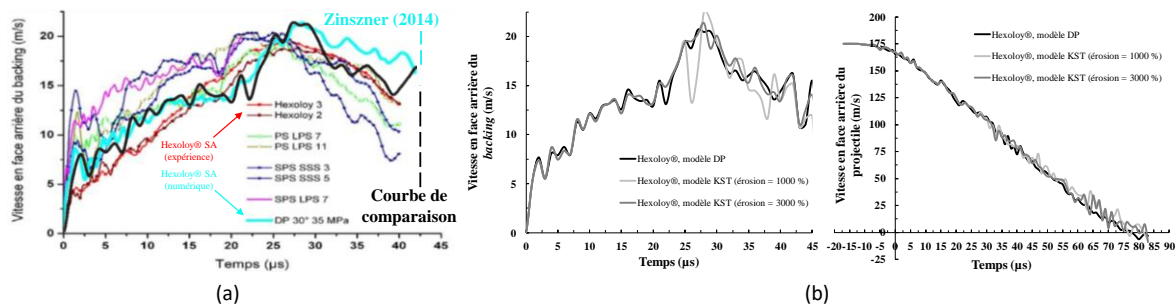
#### VI.1.3.2 Simulations numériques tandem avec Drucker-Prager

Le profil de vitesse expérimentale en face arrière du *backing* permet de remonter à la résistance de la céramique en considérant un modèle de plasticité comme celui de Drucker-Prager (1952) [25] (DP) qui propose une description de la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  en fonction de la pression  $P$  selon l'équation (VI-1) introduite dans le chapitre 4 et développée dans ce chapitre 6. Les paramètres du modèle,  $d_0$  et  $\beta$ , sont respectivement la cohésion et l'angle de friction des fragments du matériau. L'identification du paramètre  $\beta$  d'un couple  $(d_0, \beta)$  de

DP peut donner lieu à une estimation du paramètre  $B$  (contrainte de fracture normalisée) de JH-2<sup>1</sup>.  $d_0$  correspond à la résistance de la céramique à l'état fragmenté à pression nulle et  $\beta$  décrit l'élévation de résistance avec la pression et peut être interprété comme la capacité des fragments à interagir entre eux.

$$\sigma_{eq} = d_0 + P \cdot \tan(\beta) \quad (\text{VI-1})$$

Le modèle de DP fut déjà considéré pour modéliser numériquement la réponse d'une céramique fragmentée avec le modèle modifié de Wilkins (1997, 1998) [26]. DP est une version « lisse » des fonctions de rupture du modèle de Mohr-Coulomb [27] et est usuellement employé pour décrire les milieux granulaires (*e.g.* sols) qui manifestent une contrainte de cohésion faible voire nulle. Anderson Jr., Chocron et Behner (2009) [28] ont postulé que le modèle constitutif de DP pouvait représenter la réponse à la pénétration d'un SiC pré-endommagé qui, après un certain niveau d'endommagement, ne peut plus être considéré comme un milieu intègre. Les paramètres du modèle (alors dénotés comme la pente  $\beta$  et l'interception  $Y_0$ ) sont déterminés par approche inverse et une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux a pu être obtenue considérant différents jeux de paramètres, c'est-à-dire considérant différents couples  $(d_0, \beta)$ , faisant remarquer une insensibilité à la vitesse d'impact, au moins jusqu'à 3,0 km/s. Cependant, Anderson Jr. *et al.* (2011) [29] pointent du doigt le fait qu'un projectile pénètre un environnement pré-endommagé et fragmenté à une vitesse d'impact proche de celle pour un milieu non endommagé. Plus récemment, une identification des paramètres du modèle de DP a été conduite par Zinszner (2014) [18] en se basant sur la simulation numérique de la pénétration durant un impact d'un projectile à bout pointu (forme conique) à travers des essais tandem (deuxième étape de l'essai) sur un SiC pré-fragmenté d'Hexoloy SA®. Le profil de vitesse numérique concorde avec les résultats expérimentaux (Figure VI-7 (a)), ce qui valide le modèle numérique. Le couple identifié est le suivant :  $(d_0, \beta) = (35 \text{ MPa}, 30^\circ)$ .



**Figure VI-7.** (a) Résultats expérimentaux d'impact tandem (impact pénétrant) de différentes nuances de SiC avec l'identification numérique du modèle de DP pour la nuance de l'Hexoloy SA® (courbe bleu ciel) (adaptée de [18]), accompagnée de la courbe numérique obtenue dans ce travail (courbe noire). (b) Hexoloy SA® simulé, d'une part, avec le modèle de DP considérant les paramètres identifiés par Zinszner (2014) [18], et d'autre part, avec le modèle de KST considérant les paramètres identifiés à partir de ceux de DP et pour deux valeurs d'érosion selon un critère en déformation plastique équivalente (et choisies suffisamment grandes pour ne pas avoir de suppression d'élément) : vitesses en face arrière du *backing* et du projectile.

Un modèle numérique a été reproduit à partir des informations données dans la thèse de Zinszner (2014) [18] afin de vérifier que le modèle numérique utilisé dans cette thèse sera correcte pour la suite. Cette comparaison est juxtaposée sur la Figure VI-7 (a) et identifiée en noire. En outre, le modèle de Krieg-Swenson-Taylor (1978, 1983) [30], [31], ou modèle de KST, pourrait remplacer le modèle de DP. En effet, l'*annexe E.1* démontre que les équations des deux modèles sont analogues. Le modèle KST est alors utilisé pour tracer les deux graphes de la Figure VI-7 (b). Toutefois, KST suppose qu'il n'y a pas de variation de volume durant la pénétration, c'est pourquoi l'analogie entre KST et DP fonctionne à condition que la dilatance, représentant l'augmentation du volume avec le cisaillement qu'il est possible d'implémenter avec DP, soit nulle. La similitude entre les deux modèles est prouvée suivant la Figure VI-7 (b) pour laquelle l'impact pénétrant d'un essai tandem sur Hexoloy SA® a été modélisé considérant les deux modèles.

<sup>1</sup> Modèles DP et JH-2 (partie fragmentée) : Le lecteur est renvoyé au chapitre 4 pour le parallèle entre les modèles de DP et de JH-2 au sujet du lien entre les deux paramètres d'intérêt ( $\beta$  pour DP et  $B$  pour JH-2).

## VI.2 Fragmentation dynamique par essais EOI

L'alumine  $Al_2O_3$  et le MAINa, incluant les deux orientations MAINa-90° et MAINa-0°, sont comparés à travers des essais EOI pour pouvoir évaluer la différence de comportement en terme de fragmentation multiple.

### VI.2.1 Présentation des essais EOI

#### VI.2.1.1 Montage et tomographie (EOI)

Les carreaux de céramiques pour les microstructures  $Al_2O_3$  et MAINa-90° sont de mêmes dimensions que les carreaux Rockspall et nEOI ( $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$ , cf. chapitre 5) mais sans aucune entaille. Cependant, comme en Rockspall, la production des carreaux de MAINa-0° avec des plaquettes orientées perpendiculairement par rapport à la direction d'impact sur 30 mm n'est pas envisageable dans les conditions actuelles de réalisation. La comparaison entre les deux orientations (MAINa-90° et MAINa-0°) se fera alors, à nouveau, avec des dimensions  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$ . Quant au projectile, il est identique au projectile utilisé pour les essais nEOI (longueur 14,875 mm + 0,125 mm de bombé, diamètre 10 mm, masse avoisinant les 9,10 g). La vitesse d'impact visée est de 175 m/s.

L'équipement adopté pour les essais EOI est proche de celui utilisé dans les essais Rockspall et nEOI. La caméra ultra-rapide Kirana® est une nouvelle fois mise à contribution avec un enregistrement des images allant de 2 Mfps à 4 Mfps selon les essais : 2 Mfps en EOI ouvert avec échantillons  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  ( $Al_2O_3$  et MAINa-90°), 2 Mfps en EOI fermé avec échantillons  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  ( $Al_2O_3$  et MAINa-90°) et échantillons  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$  (MAINa-90° et MAINa-0°), et 4 Mfps en EOI ouvert avec échantillons  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$  (MAINa-90° et MAINa-0°). La zone filmée est éclairée avec un seul flash pour tous les essais, sauf pour les essais EOI ouverts avec échantillons  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  ( $Al_2O_3$  et MAINa-90°) qui se sont faits avec une lampe halogène Dedolight® 400. Afin de pouvoir recevoir le plus de lumière possible provenant de l'échantillon, c'est-à-dire maximiser la réflexion, la face de la céramique qui est filmée a été polie miroir *i.e.* polissage suffisamment plan et fin (plus aucun défaut ni fissure visibles) pour obtenir un effet miroir de la surface polie. Le flash (ou la lampe) étant positionné(e) en biais par rapport à la normale de la céramique, il en est de même pour la caméra, conformément à la loi de réflexion de Snell-Descartes, sans oublier que le rayon réfléchi appartient au plan d'incidence. Le passage du projectile sur une des trois barrières de vitesse déclenche le flash tandis que le signal laser (non filtré au début puis filtré par la suite), pointant sur la face arrière de la céramique par rapport au sens de l'impact, sert au déclenchement de la caméra ; avec un décalage temporel associé à la caméra pour prendre en compte le temps qui s'écoule entre le déclenchement du flash et celui de la caméra, à savoir le temps de vol du projectile de la barrière de vitesse au carreau de céramique (selon sa vitesse) et le temps de montée du flash. La caméra est équipée d'un objectif SIGMA macro 105 mm F2.8 pour les échantillons  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  en configuration ouverte, NIKON Nikkor® Lens micro 85 mm F2.8D à réglage angulaire pour les échantillons  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  en configuration fermée, SIGMA macro 105 mm F2.8 pour les échantillons  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$  en configurations ouverte et fermée.

La Figure VI-8 (a) et la Figure VI-8 (b) montrent les montages durant les essais EOI ouverts avec les deux tailles d'échantillons considérées. Les carreaux sont fixés sur une barrette métallique avec de la glue (cyanoacrylate) et du ruban de cuivre pour réduire le balancement de la céramique dû au souffle du canon durant l'impact. La Figure VI-9 (a), la Figure VI-9 (b) et la Figure VI-9 (c) montrent un montage en configuration fermée. La mousse bleue, visible en Figure VI-9 (c), permet de laisser le sarcophage se déplacer librement à l'impact tout en le retenant après la fragmentation. Les sarcophages ont été réalisés avec SOLIDWORKS (page de visualisation durant la conception en *annexe E.2*). Une longueur de 2 mm sur la largeur dépasse du sarcophage pour constituer la partie directement impactée. Les plaques transparentes sont en PC (polycarbonate), les pièces latérales opaques sont en PE (polyéthylène). Des pièces stoppeuses en acier (en forme similaire de U) sont collées avec de la glue sur le devant du sarcophage, faisant un pont sur les 2 mm de la céramique qui dépasse et permettant d'arrêter le sabot de projectile qui ne vient pas interférer au cours de l'impact de celui-ci avec le carreau. En remplaçant les vis en métal des sarcophages, retirées délicatement (pour bouger le moins possible les fragments) et remplacées, une à une, par des vis en polymère de plus basse densité (tout comme les plaques du sarcophage qui le sont déjà), une analyse pourra être conduite sans devoir infiltrer la céramique.



Figure VI-8. Montage EOI ouvert avec un échantillon (a)  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et (b)  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$  de MAINa.

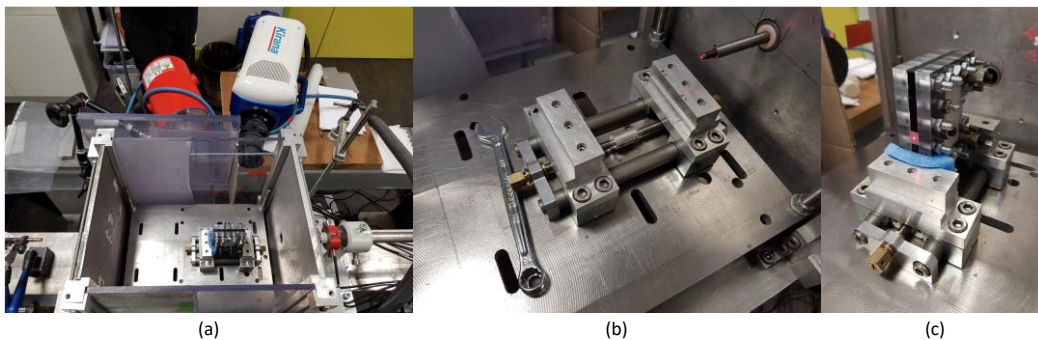


Figure VI-9. Montage EOI fermé avec (a) une vue plongeante dans le boîtier de protection, (b) le dispositif de fixation et de serrage d'un sarcophage et (c) un sarcophage d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  monté et prêt à être impacté.

Après chaque essai EOI en configuration fermée, les sarcophages sont analysés par micro-tomographie aux rayons X au sein de la plate-forme tomographique du laboratoire 3SR. La machine de tomographie vient de RX Solutions et le logiciel (XAct<sup>®</sup>) de la même entreprise. Plusieurs radiographies sont produites pour conduire à un ensemble de plusieurs tranches (somme des radiographies) par *CT scan* (*Computer Tomography scan*). La source aux rayons X consiste en un faisceau d'électrons accélérés contre une cible en tungstène. Un filtre d'aluminium épais de 0,5 mm est placé devant la source pour augmenter l'énergie moyenne du signal (pré-durcissement) et réduire ainsi l'artefact de *beam hardening*, un « durcissement de faisceau » conduisant à une surbrillance des bords par rapport au centre de l'échantillon. Le *ring artefact*, « artefact de l'anneau » causé par les décalages de l'échantillon sur l'axe de rotation après reconstruction, est corrigé grâce à un algorithme encodé dans le code de reconstruction. Les échantillons sont placés près d'une source tubulaire à micro-focus, sur une base rotative en platine, à l'intérieur d'une cabine de radio-protection. Un capteur à « panneau plat », avec une surface active de  $250 \times 250 \text{ mm}^2$ , est placé derrière. Les fichiers multi-images (format TIFF), obtenus après scan, sont chargés dans un environnement Python et traités avec l'importation du *package* SPAM [32] (version 0.5.0) développé et mis à jour régulièrement par le laboratoire 3SR et notamment par les chercheurs Andò (ingénieur de recherche), Roubin (enseignant-chercheur) et Stamati (post-doctorante), ainsi que Cailletaud (informaticien) [33], [34]. Ce paquet contient plusieurs fonctions pré-écrites pour aider au traitement et à l'analyse d'images en mécanique des matériaux (*e.g.* calcul du centre de masse d'un objet implémenté en une seule ligne).

### VI.2.1.2 Analyse des conditions de contact par modélisation numérique (EOI)

Le maillage créé dans le code de calculs ABAQUS *Explicit* (Figure VI-10) est constitué d'éléments C3D8R de taille 0,5 mm pour les deux matériaux modélisés. Le temps de calcul est fixé à 7  $\mu\text{s}$ . Deux plans de symétrie sont considérés. Le modèle DFH d'endommagement est utilisé pour modéliser les céramiques ( $\text{Al}_2\text{O}_3$  et MAINa ( $\text{MAINa-0}^\circ$ )), les propriétés matériaux et DFH étant listées dans le chapitre 2 et dans le chapitre 5. Les propriétés de l'acier sont les suivantes : masse volumique  $\rho = 7785 \text{ kg.m}^{-3}$ , module de Young  $E = 210 \text{ GPa}$ , coefficient de

Poisson  $\nu = 0,30$  et limite élastique de 1,35 GPa. Certaines simulations numériques sont montrées sur la Figure VI-10.

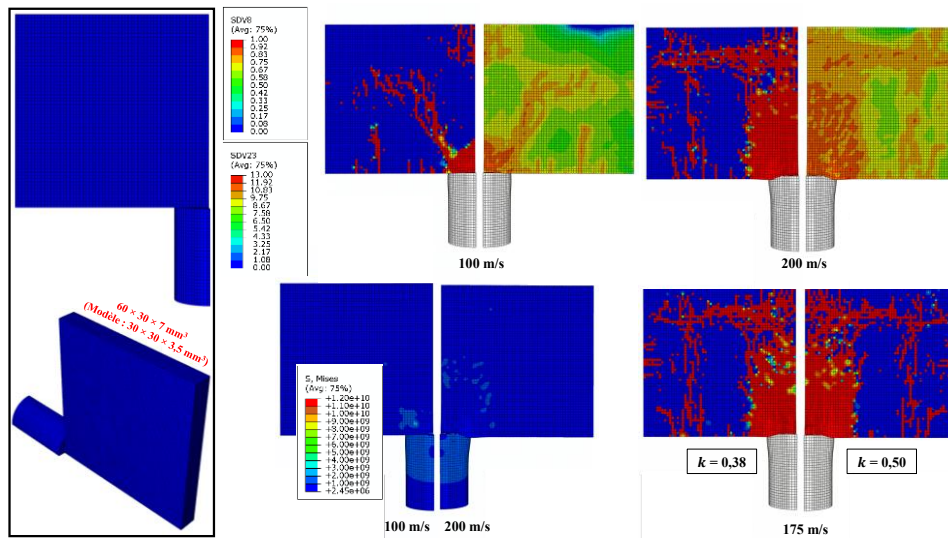


Figure VI-10. Modèle numérique des essais EOI avec plusieurs résultats numériques sur  $Al_2O_3$  à  $6 \mu s$  : influence de la vitesse d'impact et influence du paramètre de vitesse  $k$ .

Deux conditions de contact peuvent être considérées : le bout bombé et le bout plat en retournant le projectile. Les contraintes sont tracées en changeant de système de coordonnées cartésiennes ( $\vec{e}_x, \vec{e}_y, \vec{e}_z$ ) en coordonnées cylindriques ( $\vec{e}_r, \vec{e}_\theta, \vec{e}_z$ ), le point d'impact (face vue du dessus) étant pris comme origine du repère, Figure VI-11 (vues 2D). La contrainte ortho-radiale ( $\sigma_{\theta\theta}$ ) est tracée pour les deux conditions de contact en différents points par rapport au point d'impact (vitesse de 175 m/s), le long de l'épaisseur, et ce pour deux tailles de carreaux de céramiques  $Al_2O_3$ . La Figure VI-12 montre que le taux de déformation  $\dot{\epsilon}$  est plus grand lorsque l'impact est réalisé avec un bout plat qu'avec un bout hémisphérique. Mais, la différence de  $\dot{\epsilon}$  entre le bout hémisphérique et le bout plat à 20 mm du point d'impact tend à disparaître, conformément au principe de Saint-Venant dynamique qui stipule qu'à une distance assez éloignée de la région d'application du chargement, le chargement varie peu. En outre, à 9 mm sur un échantillon  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$ ,  $\dot{\epsilon}$  est proche du  $\dot{\epsilon}$  mesuré sur un échantillon  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  à presque la même distance (10 mm), la différence étant quasiment nulle avec un bout hémisphérique.

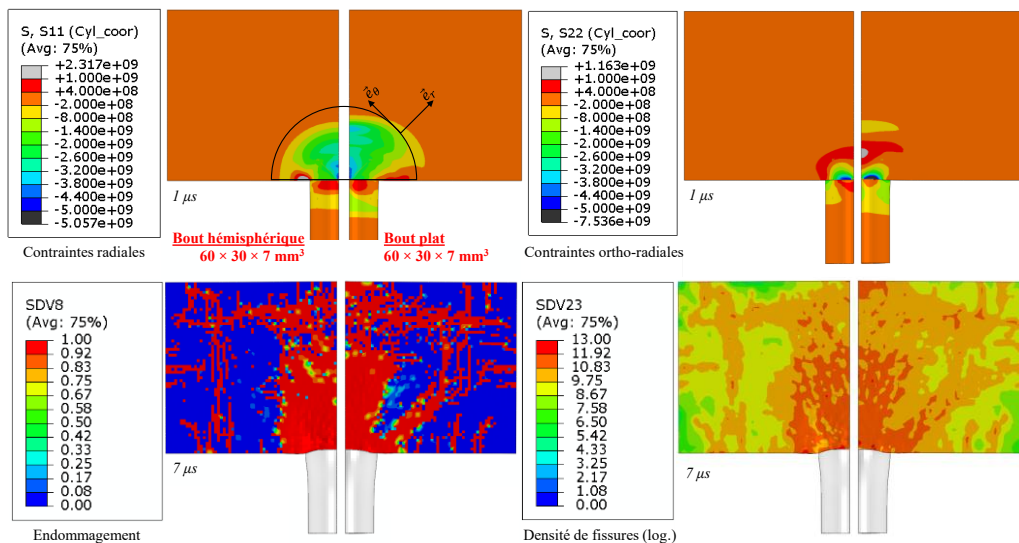


Figure VI-11. Variation des contraintes radiales et ortho-radiales ainsi que de l'endommagement (fissuration et nombre de fissures) en fonction du contact par simulations élastiques et DFH : bout hémisphérique à gauche et bout plat à droite (échantillon  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$ ).

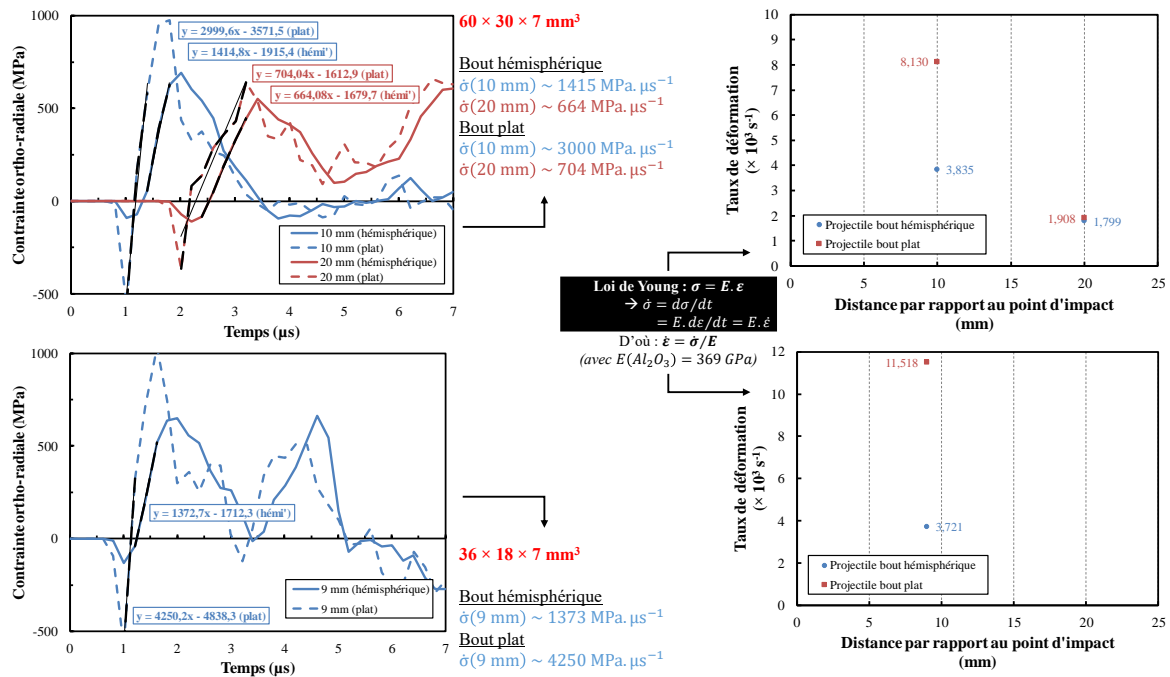


Figure VI-12. Évolution de la contrainte ortho-radiale au cours du temps, par simulations élastiques, lors d'un EOI sur  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (dimensions  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$  et  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$ ) sur différentes distances par rapport au point d'impact, montrant l'influence du contact avec le changement de  $\dot{\epsilon}$ . Pour le projectile à bout hémisphérique et avec des dimensions  $60 \times 30 \times 7 \text{ mm}^3$ , le taux de déformation approche les 2000 à  $4000 \text{ s}^{-1}$  entre 10 et 20 mm du point d'impact.

## VI.2.2 EOI entre l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ et le MAINa-90°

### VI.2.2.1 Imagerie ultra-rapide : essais EOI en configuration ouverte pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ et pour le MAINa-90°

L'endommagement subit durant un essai EOI pour les céramiques d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et de MAIN-90° impactées à 175 m/s avec un projectile à bout plat est montré sur la Figure VI-13 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) et sur la Figure VI-15 (MAINa-90°). Celui pour un impact d'un projectile à bout hémisphérique est présenté sur la Figure VI-14 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) et sur la Figure VI-16 (MAINa-90°). Les images ont été traitées pour être plus lumineuses (luminosité + 40 %). Les tâches apparentes sur les carreaux de MAINa (Figure VI-15 et Figure VI-16) correspondent à des impuretés de graphite pendant le frittage SPS. Présentes uniquement en surface, elles n'influençant pas la fragmentation (le MEB ne révélera d'ailleurs aucune inclusion).

L'endommagement est bien symétrique, au moins jusqu'à 12  $\mu\text{s}$ , et des fissures radiales, coniques, de détente et d'écaillage sont aperçues. Avec des vitesses d'onde de l'ordre de 10 km/s, les cibles semblent totalement endommagées environ 7  $\mu\text{s}$  après impact, après quoi les fissures s'ouvrent de plus en plus.

Deux comparaisons peuvent être effectuées. D'abord, portant sur l'influence des conditions de contact avec le projectile. L'endommagement n'est pas exactement identique entre celui observé avec un bout plat et celui avec un bout légèrement bombé, en particulier pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Avec le bout hémisphérique : l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  semble être plus fragmenté, possiblement à cause d'un mauvais contact avec le projectile à bout plat, tandis que le MAINa-90° semble être moins fragmenté, possiblement à cause du fait qu'avec un bout plat, lorsque le contact est bien fait, le taux de déformation est plus grand comme démontré précédemment sur la Figure VI-12. Portant sur l'influence de la microstructure, l'endommagement du MAINa-90° semble plus faible que celui de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Cette meilleure résistance à la création et/ou à la propagation de fissures pourrait être attribuée à la différence de ténacité  $K_{Ic}$  entre les deux matériaux.

Étant donné que le bout hémisphérique permet d'obtenir des conditions de contact plus reproductibles – en cas de contact non-plan (défaut angulaire), le bout bombé permet une réduction du jeu entre la face impactante du projectile et la face impactée de la céramique –, le bout hémisphérique sera utilisé pour les futurs essais. L'effet de la vitesse est étudié en regardant la Figure VI-17 ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) et la Figure VI-18 (MAINa-90°), pour lesquelles la vitesse d'impact passe d'environ 175 m/s à environ 250 m/s. La densité de fissures est plus importante lorsque la vitesse d'impact augmente, c'est-à-dire que la distance entre les fissures est plus petite.

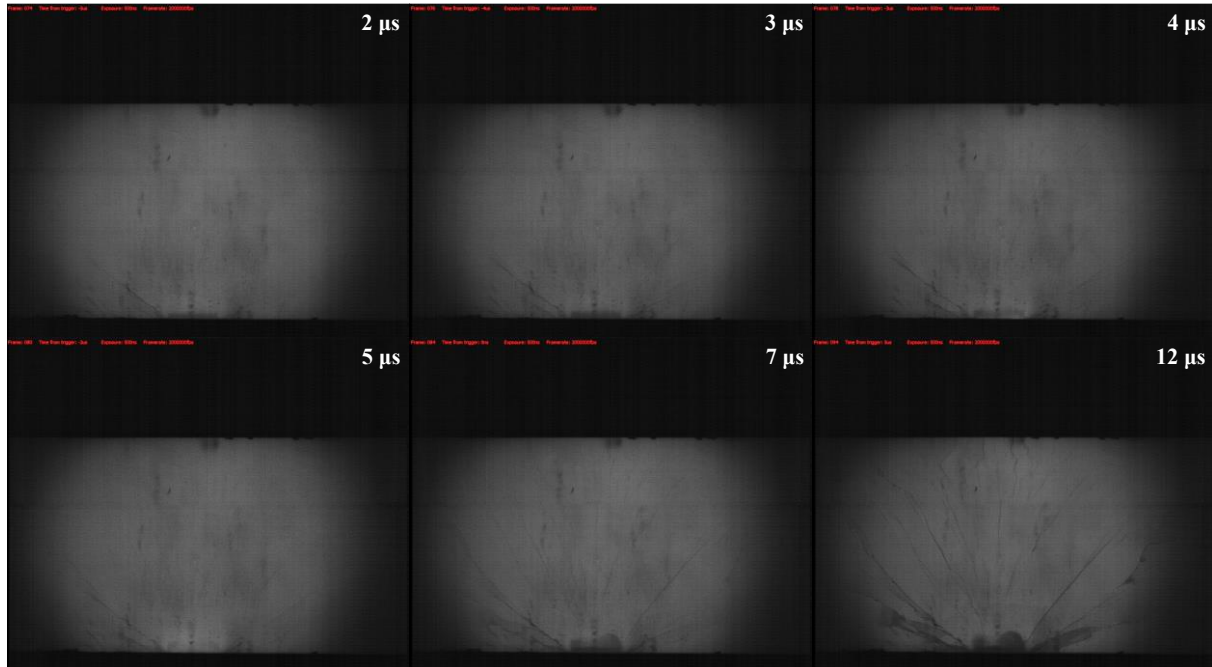


Figure VI-13. Séquence d'images à 2 Mfps d'un essai EOI sur  $\text{Al}_2\text{O}_3$  impactée avec le projectile à bout plat (vitesse d'impact : 173 m/s).

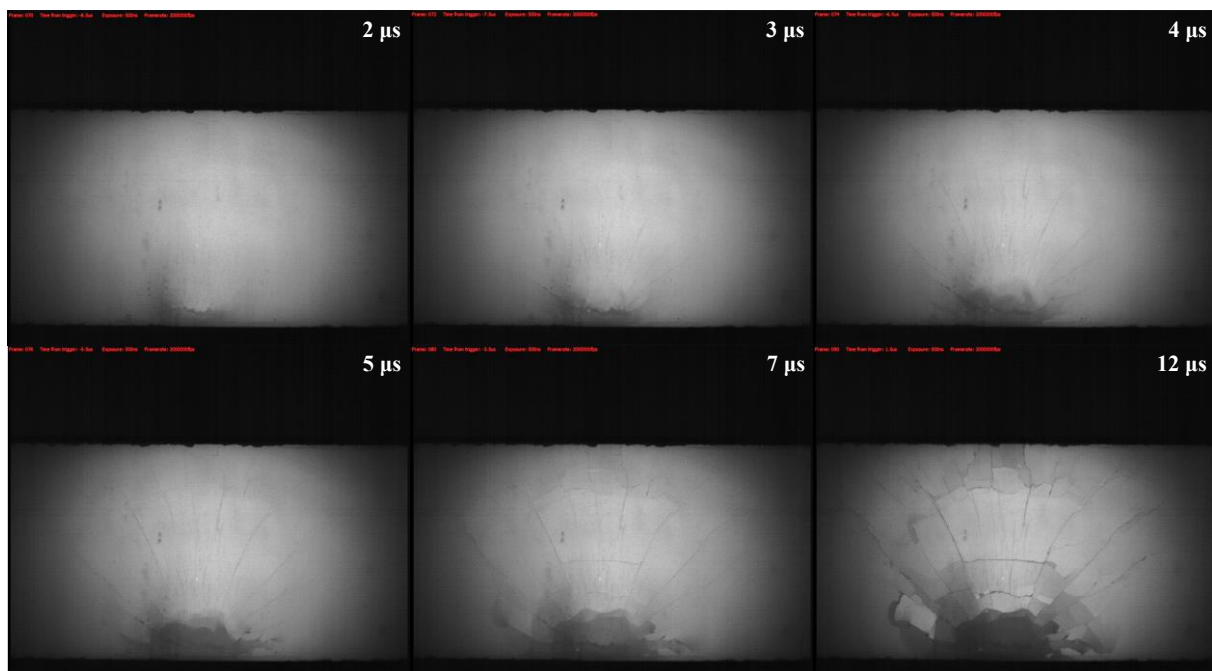


Figure VI-14. Séquence d'images à 2 Mfps d'un essai EOI sur  $\text{Al}_2\text{O}_3$  impactée avec le projectile à bout bombé (vitesse d'impact : 171 m/s).

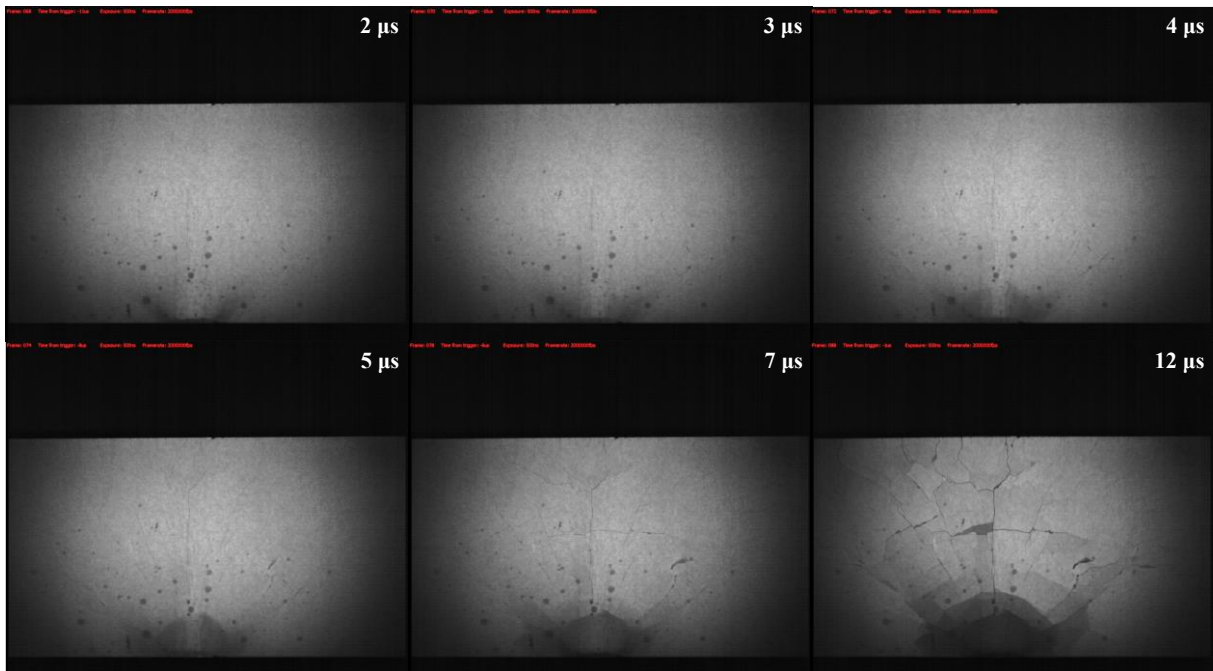


Figure VI-15. Séquence d'images à 2 Mfps d'un essai EOI sur MAINa-90° impacté avec le projectile à bout plat (vitesse d'impact : 178 m/s).

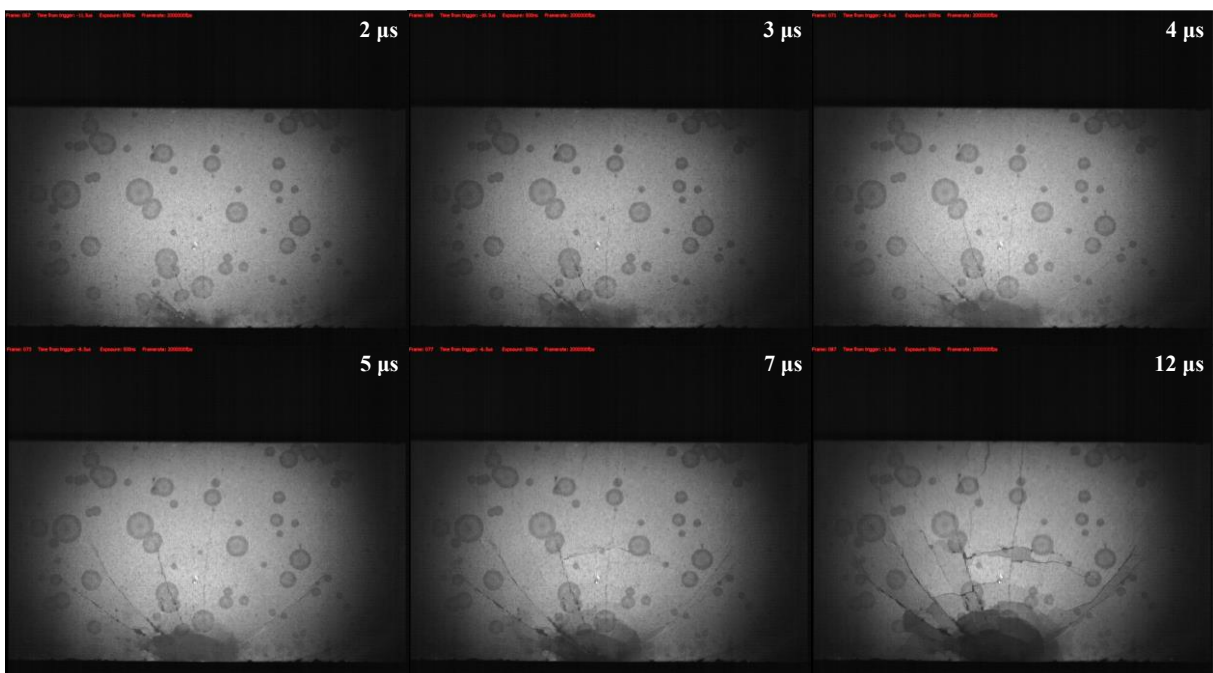


Figure VI-16. Séquence d'images à 2 Mfps d'un essai EOI sur MAINa-90° impacté avec le projectile à bout bombé (vitesse d'impact : 182 m/s).



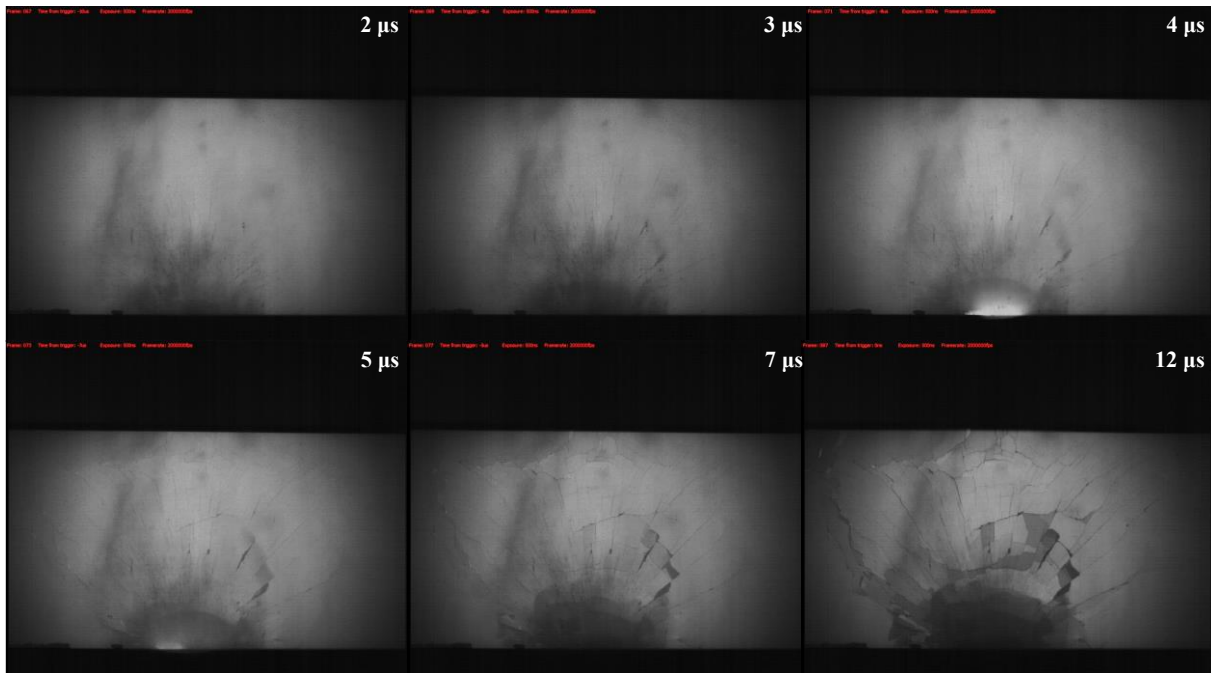


Figure VI-17. Séquence d'images à 2 Mfps d'un essai EOI sur Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> impactée avec le projectile à bout bombé (vitesse d'impact : 255 m/s).

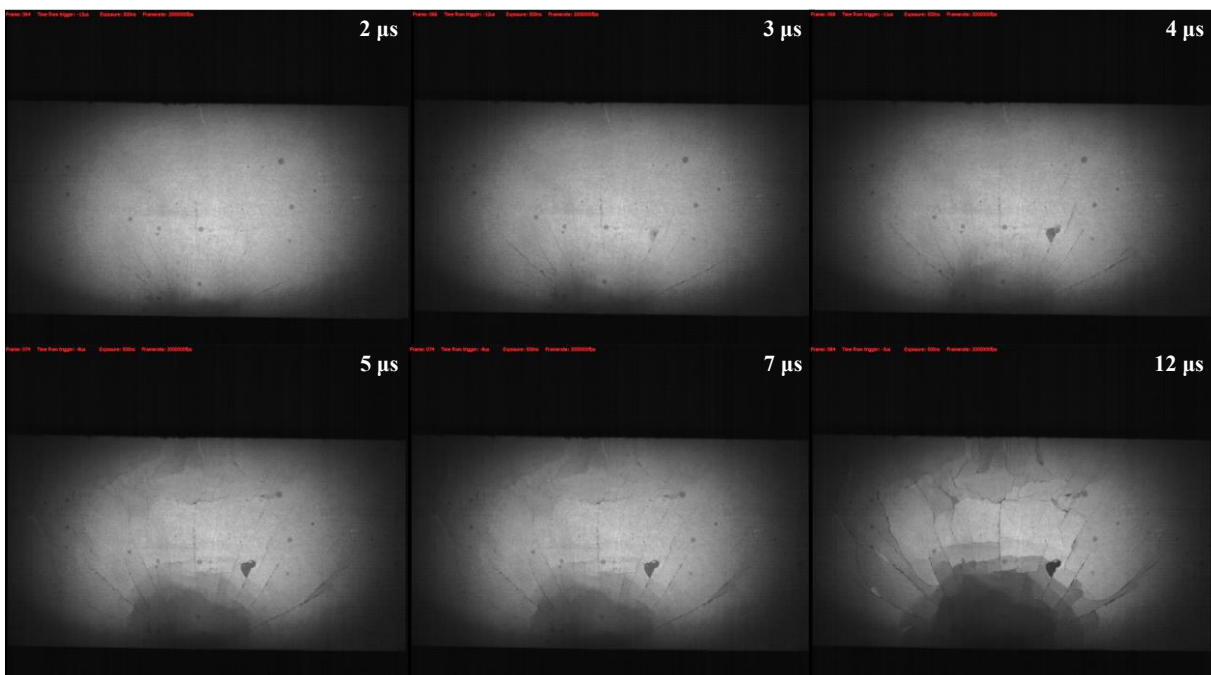
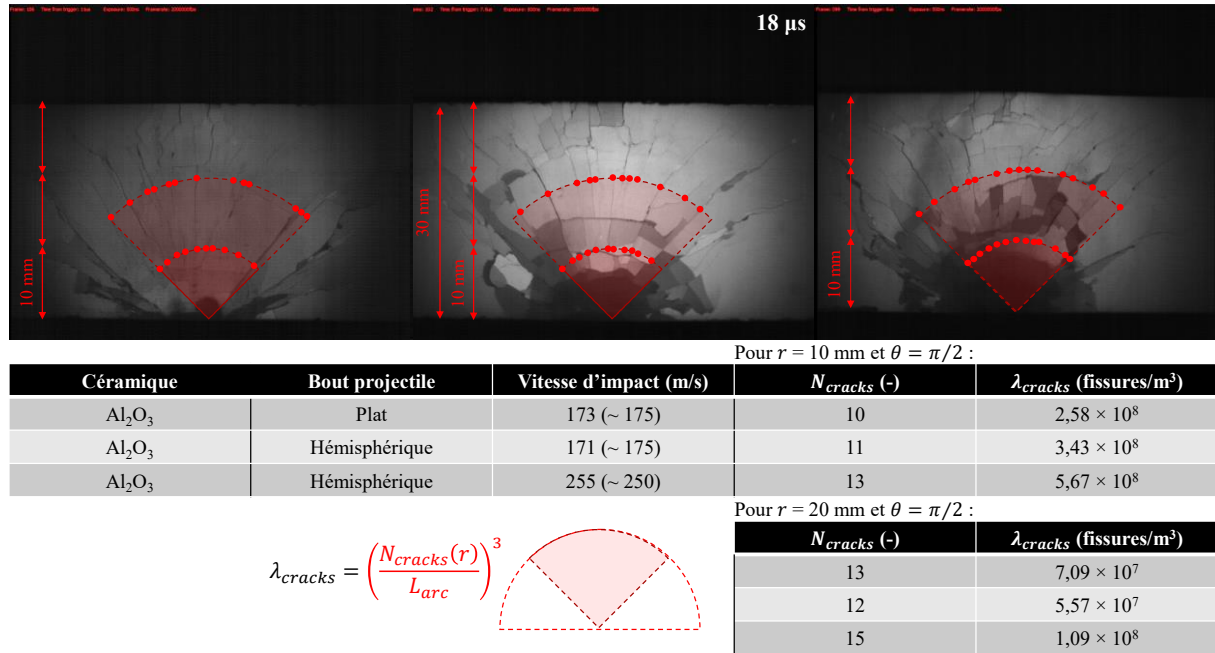
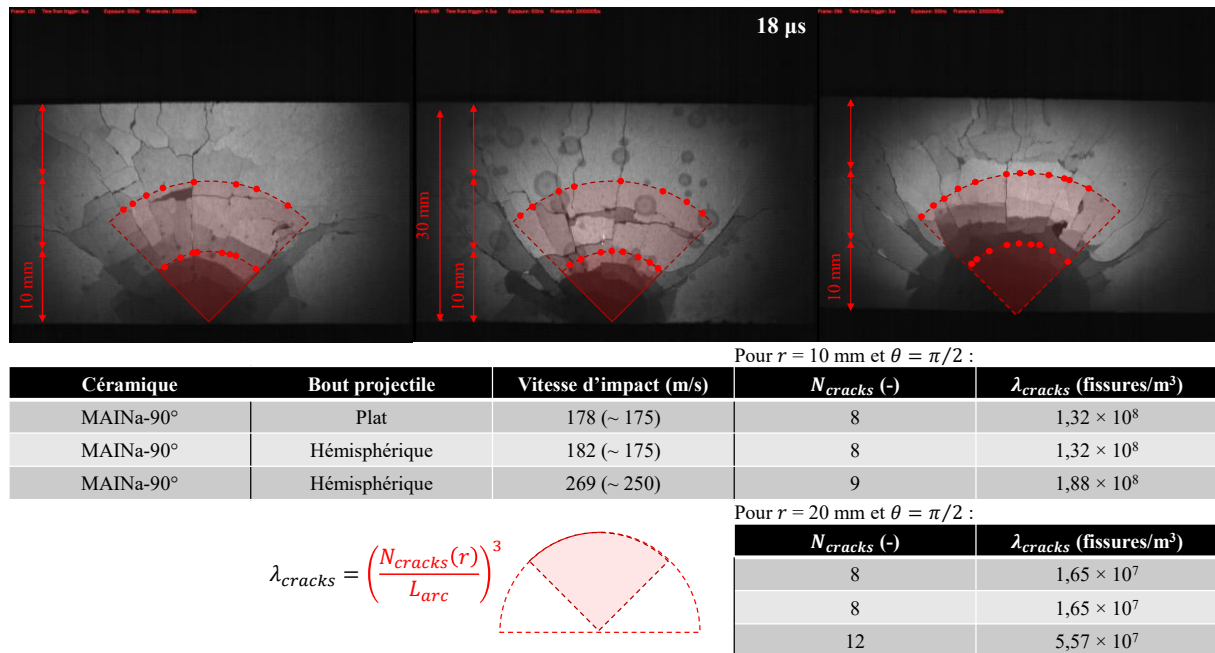


Figure VI-18. Séquence d'images à 2 Mfps d'un essai EOI sur MAINa-90° impacté avec le projectile à bout bombé (vitesse d'impact : 269 m/s).

Des observations *post-mortem* des céramiques fragmentées sont conduites pour estimer la densité de fissures  $\lambda_{cracks}$  comme étudié dans Zinsner, Forquin et Rossiquet (2015) [14] et dans Forquin *et al.* (2018) [15]. Pour rappel, des arcs de cercle ou des demi-cercles d'un rayon  $r$  donné sont tracés et le nombre de fissures  $N_{cracks}$  traversant chaque cercle est compté. Ce nombre est divisé par la longueur de l'arc dessiné  $L_{arc}$  égale à  $r \cdot \theta$  (avec le rayon  $r$  la distance à partir du point d'impact et  $\theta$  l'angle d'arc en radian), le tout étant mis à la puissance trois. Une telle analyse est montrée sur la Figure VI-19 pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et sur la Figure VI-20 pour le MAINa-90°.



**Figure VI-19.** Appréciation de la densité de fissures de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pour trois conditions d'impact du projectile (à bout plat, à bout hémisphérique et à bout hémisphérique à haute vitesse) ; pour rappel, pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> impacté à 175 m/s : à 10 mm du point d'impact,  $\dot{\epsilon} = 8130$  s<sup>-1</sup> (avec bout plat) et  $\dot{\epsilon} = 3835$  s<sup>-1</sup> (avec bout hémisphérique).



**Figure VI-20.** Appréciation de la densité de fissures du MAINa-90° pour trois conditions d'impact du projectile (à bout plat, à bout hémisphérique et à bout hémisphérique à haute vitesse).

Le rapport entre les densités de fissures  $\lambda_{cracks}$ , celle de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> sur celle du MAINa-90°, est calculé. Par exemple, à 10 mm du point d'impact après impact avec le projectile à bout plat, la densité de fissures de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> est de 2,58 × 10<sup>8</sup> fissures/m<sup>3</sup> tandis que celle du MAINa-90° est de 1,32 × 10<sup>8</sup> fissures/m<sup>3</sup>, ce qui donne un rapport du premier sur le deuxième de 1,95. Ce rapport vaut donc :

- à 10 mm du point d'impact : 1,95 avec le projectile à bout plat, 2,60 avec le projectile à bout hémisphérique et 3,02 à plus haute vitesse (175 à 250 m/s) ;

- à 20 mm du point d'impact : 4,30 avec le projectile à bout plat, 3,38 avec le projectile à bout hémisphérique, et 1,96 à plus haute vitesse (175 à 250 m/s).

Autrement dit, le MAINa-90° fragmente 2 à 3 fois moins que l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> proche du point d'impact (10 mm), et jusqu'à 2 à 4 fois moins loin du point d'impact (20 mm). Bien que la tendance soit donnée, une meilleure estimation et une meilleure quantification pourra être faite aux analyses *post-mortem* en configuration sarcophage.

### VI.2.2.2 Imagerie ultra-rapide : essais EOI en configuration fermée pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et pour le MAINa-90°

Les carreaux testés en configuration sarcophage ont été impactés avec la face bombée du projectile à 175 m/s. La Figure VI-21 montre les cibles avant impact puis après impact et après avoir remplacé les vis. Pour l'essai, les vis métalliques ont été peintes en noire et les pièces stoppeuses ont été recouvertes d'un adhésif noir, ceci afin d'éviter qu'elles réfléchissent de la lumière parasite. Les pièces stoppeuses ont joué leur rôle et ont bien stopper le sabot, ne laissant que le projectile toucher la céramique. La fragmentation dynamique en configuration sarcophage n'est montrée que pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Figure VI-22) car l'acquisition avec le MAINa-90° (vitesse d'impact : 181 m/s) a échoué.



Figure VI-21. Carreaux de céramiques (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et MAINa-90°) placés dans le sarcophage, avant et après impact.

### VI.2.2.3 Analyse sous rayons X des sarcophages après les essais EOI fermés pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et pour le MAINa-90°

Les sarcophages sont analysés par micro-tomographie aux rayons X avec les paramètres de scan suivants : tension de 100 kV et courant de 200  $\mu$ A (puissance de 20 W), 125 minutes de durée totale de scan, produisant 3200 tranches (images 3200  $\times$  1650 pixels, 500 pixels à travers l'épaisseur de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 499 à travers celle du MAINa) ; la résolution est interpolée bi-linéairement par la suite (réduction de la taille du fichier). La taille de voxel est de 20  $\mu$ m.

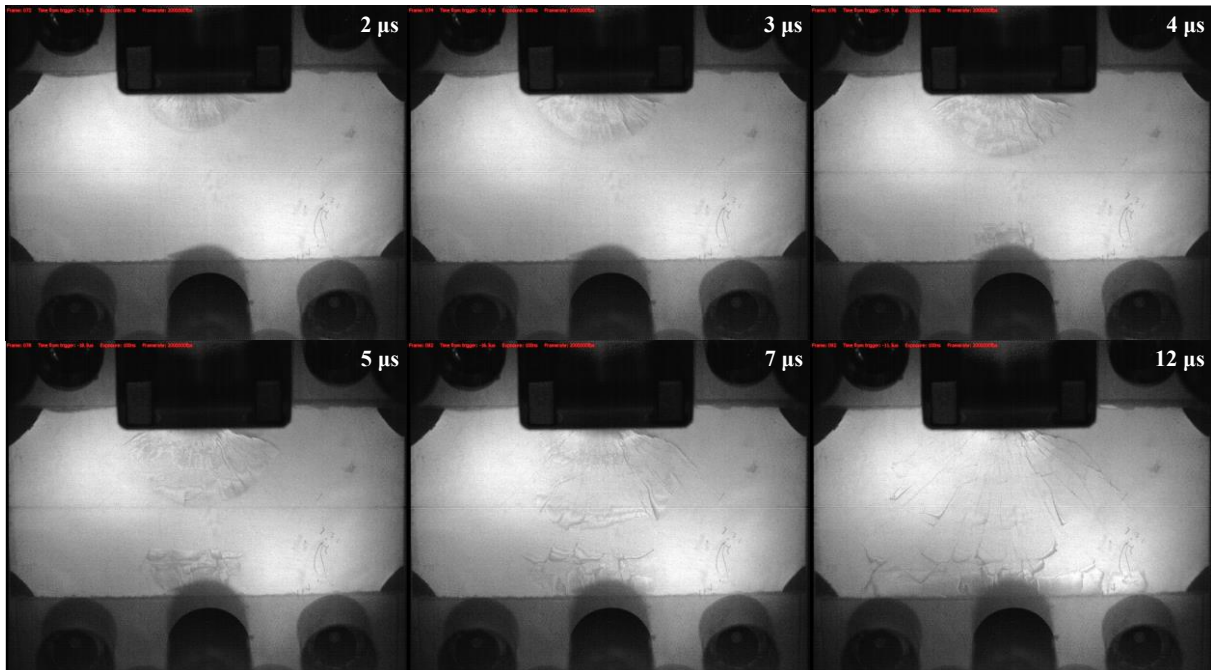


Figure VI-22. Séquence d'images à 2 Mfps d'un essai EOI sur  $\text{Al}_2\text{O}_3$  impactée dans son sarcophage (vitesse d'impact : 172 m/s).

Plusieurs tranches peuvent être visualisées sur la Figure VI-23 en niveaux de gris et des vues en coupe sont présentées sur la Figure VI-24. Comme avec les essais réalisés sans sarcophage, la fragmentation du MAINa-90° semble moins importante que celle de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . D'après la Figure VI-25, le rapport des densités de fissuration  $\lambda_{cracks}$  entre l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et le MAINa-90° est calculé :

- à 10 mm du point d'impact :  $4,92 (1,27 \times 10^9 \text{ fissures/m}^3 (\text{Al}_2\text{O}_3) / 2,58 \times 10^8 \text{ fissures/m}^3 (\text{MAINa-90}^\circ))$  ;
- à 20 mm du point d'impact :  $3,88 (3,43 \times 10^8 \text{ fissures/m}^3 (\text{Al}_2\text{O}_3) / 8,85 \times 10^7 \text{ fissures/m}^3 (\text{MAINa-90}^\circ))$ .

Bien que la densité de fissures estimée sur les images *post-mortem* tomographiques soit plus élevée, la tendance sur la fragmentation entre les deux matériaux reste à peu près la même, à savoir que le MAINa-90° fragmente 3 à 5 fois moins que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Les vues en coupe montrent une orientation similaire entre les différents fragments des deux microstructures.

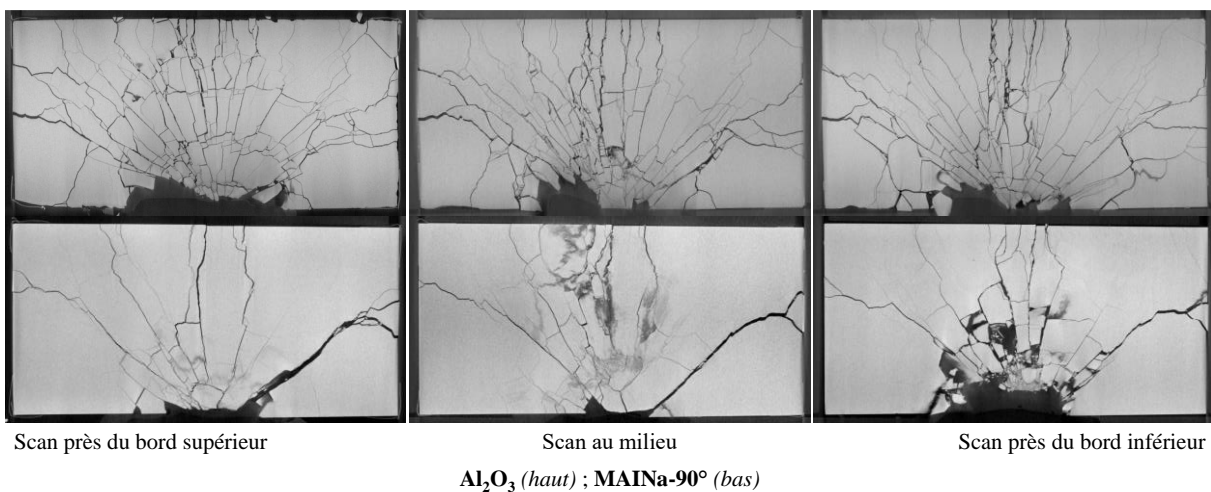


Figure VI-23. Différentes sections bidimensionnelles des échantillons d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et de MAINa-90° fragmentés dans leur sarcophage et reconstruits en 3D.

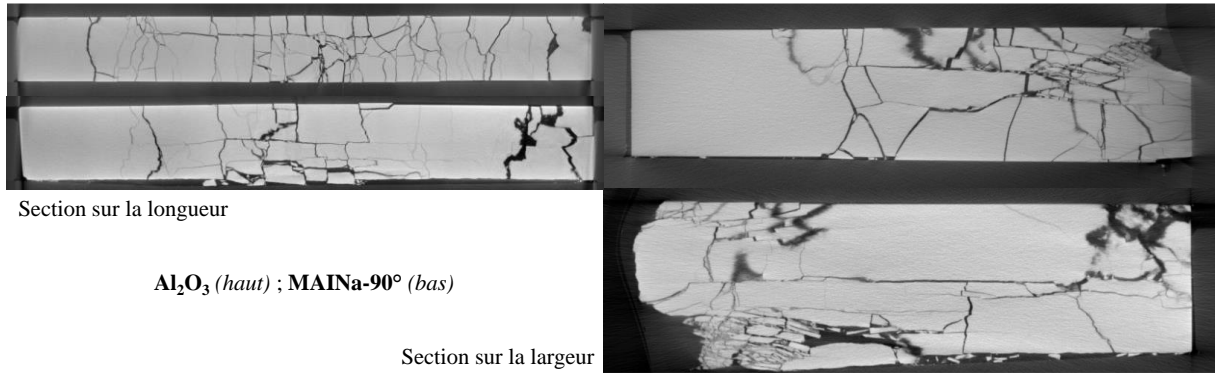


Figure VI-24. Différentes sections planes latérales des échantillons d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et de MAINa-90° fragmentés dans leur sarcophage.

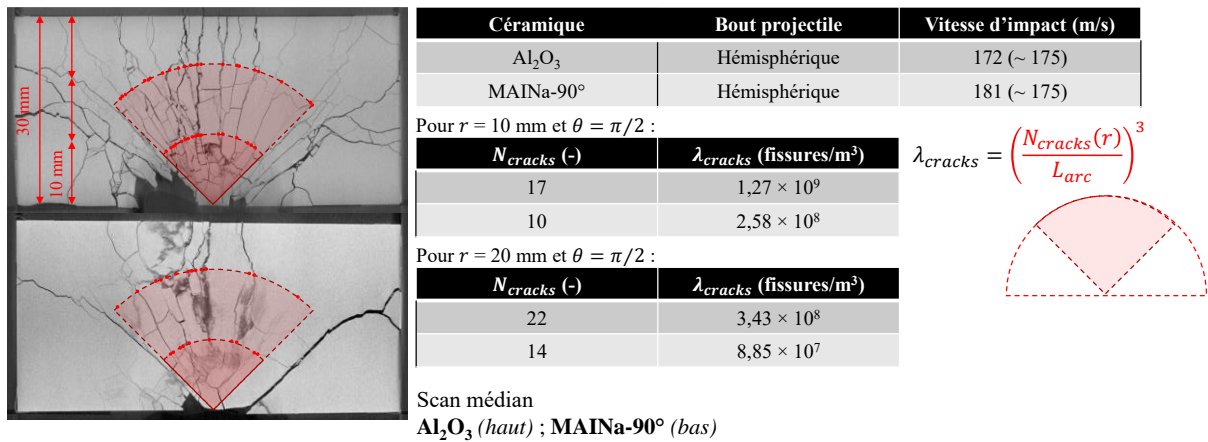


Figure VI-25. Appréciation de la densité de fissures de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et du MAINa-90° à partir des sections médianes restituées par la tomographie.

### VI.2.2.4 Influence du sarcophage pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et pour le MAINa-90°

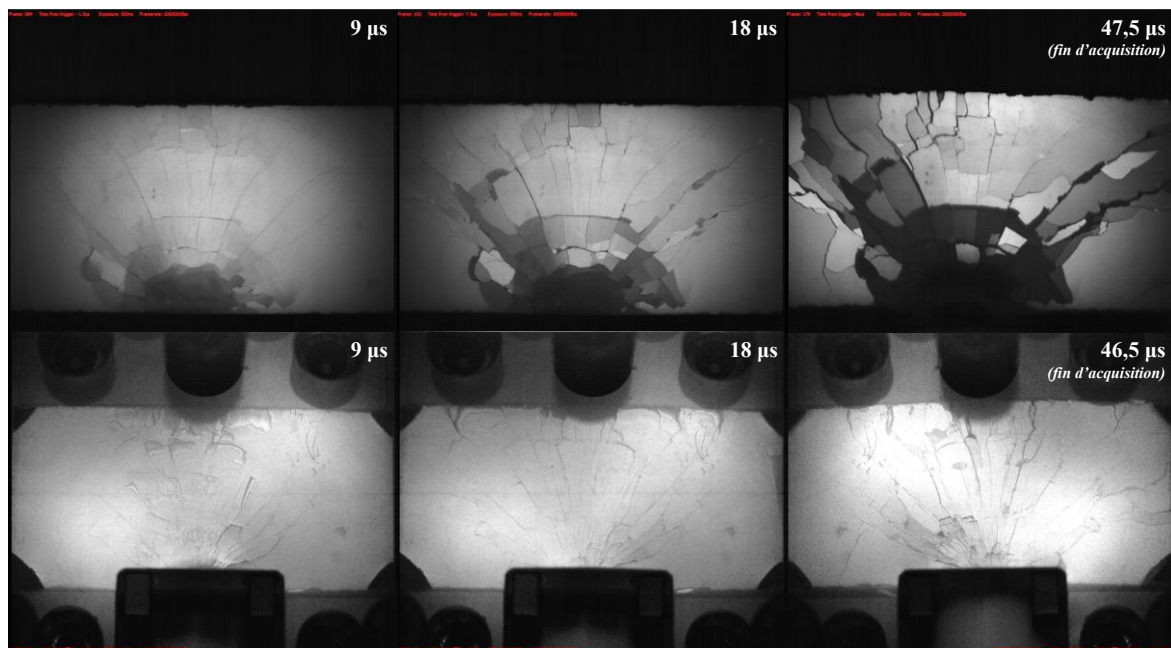


Figure VI-26. Comparaison et influence du sarcophage sur un essai EOI avec Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (vitesses d'impact respectives : 171 m/s et 172 m/s).

Il peut être vérifié que l'endommagement est identique ou similaire entre les essais EOI sans et avec sarcophage.

Différentes comparaisons sont établies, d'abord sur la Figure VI-26, puis sur la Figure VI-27 et sur la Figure VI-28, en comparant les images enregistrées avec la Kirana® et les images tomographiques des sarcophages. Le profil d'endommagement est proche de celui obtenu sans sarcophage, ce qui démontre, d'une part, la bonne répétabilité des essais, et d'autre part, la faible interaction du sarcophage.

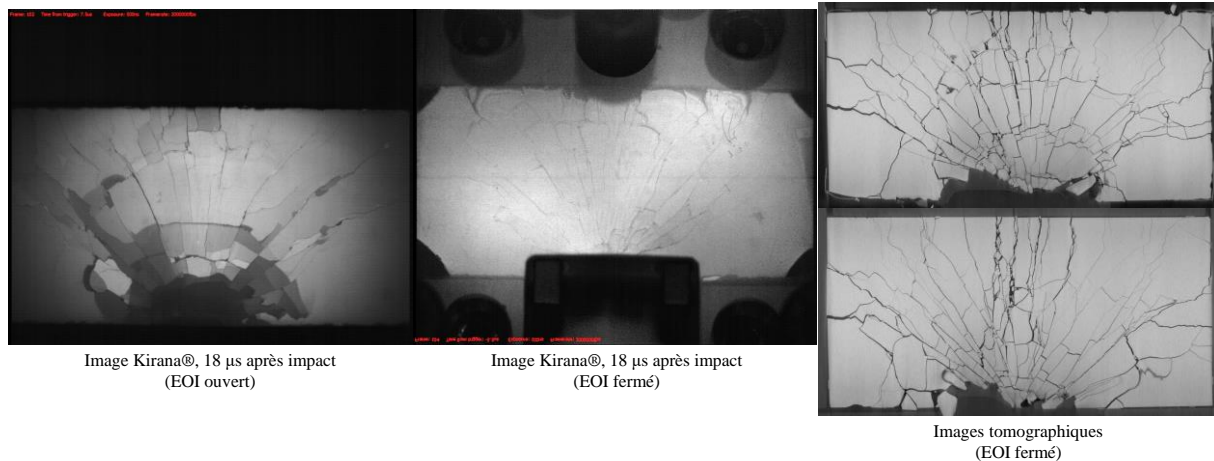


Figure VI-27. Faible influence du sarcophage sur la fragmentation de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

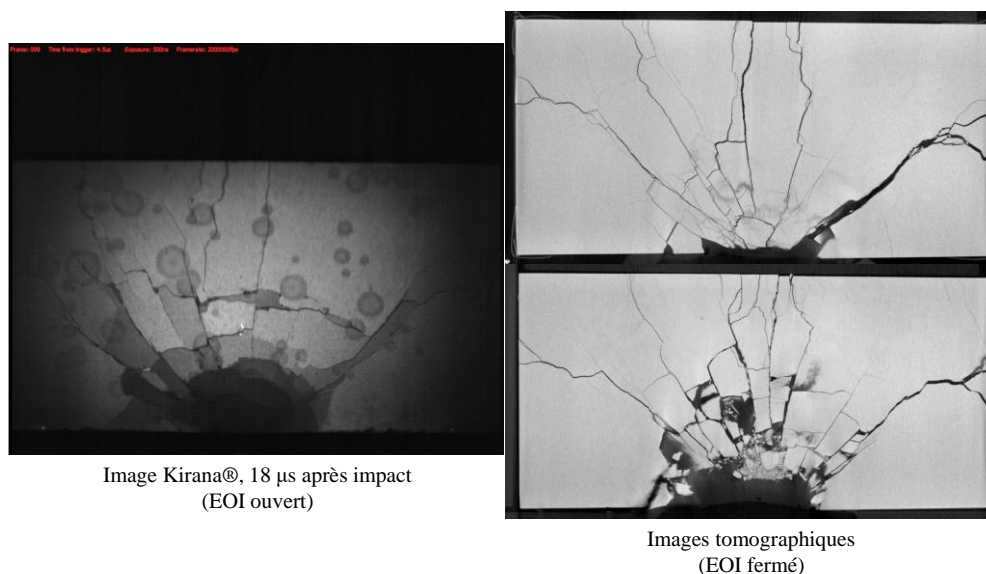


Figure VI-28. Faible influence du sarcophage sur la fragmentation du MAINa-90°.

### VI.2.2.5 Distribution des fragments ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ et MAINa-90°)

#### VI.2.2.5.i Distribution des fragments après EOI ouvert pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ et pour le MAINa-90°

Après chaque essai EOI en configuration ouverte, les fragments sont récupérés avec un pinceau à poils (Figure VI-29 (a)) avant d'être versés dans un sachet en plastique pour être, ensuite, passés sous tamis (Figure VI-29 (b)). Les différentes tailles de tamis correspondant à différentes grilles vont servir à trier les fragments en fonction de leur taille (Figure VI-29 (c)), de façon à construire la distribution de la taille des fragments. Cette distribution, caractéristique du niveau de fragmentation de la céramique, compare les différentes céramiques testées selon le résultat affiché en Figure VI-30. Les différentes tailles des tamis utilisés sont, par ordre décroissant : 4 mm, 1,8 mm, 1 mm, 0,8 mm, 0,63 mm, 0,40 mm, 0,25 mm, 0,125 mm et 0,045 mm (ou < 0,125

mm). Les carreaux ayant été pesés avant essai, le poids total des fragments est vérifié pour être sûr d’avoir à peu près récupéré la totalité du carreau.

En premier lieu, il peut être observé que les fragments sont sensiblement plus grands lorsque la céramique a été impactée avec le bout hémisphérique du projectile plutôt qu’avec le bout plat, bien que finalement la différence ne soit pas significative pour l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. En second lieu, les fragments sont nettement plus petits lorsque la vitesse d’impact augmente ; par exemple : pour l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 67,20 % des fragments ont une taille supérieure ou égale à 4 mm après impact à 175 m/s tandis que seulement 43,54 % des fragments ont une taille d’au moins 4 mm après impact à 250 m/s. Autre exemple pour le MAINa-90° et pour une taille de fragments de 4 mm ou plus, ces pourcentages sont respectivement 79,00 % à 175 m/s et 59,79 % à 250 m/s. Le troisième constat est que, dans chaque cas, les fragments créés pour le MAINa-90° sont plus grands que ceux créés pour l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

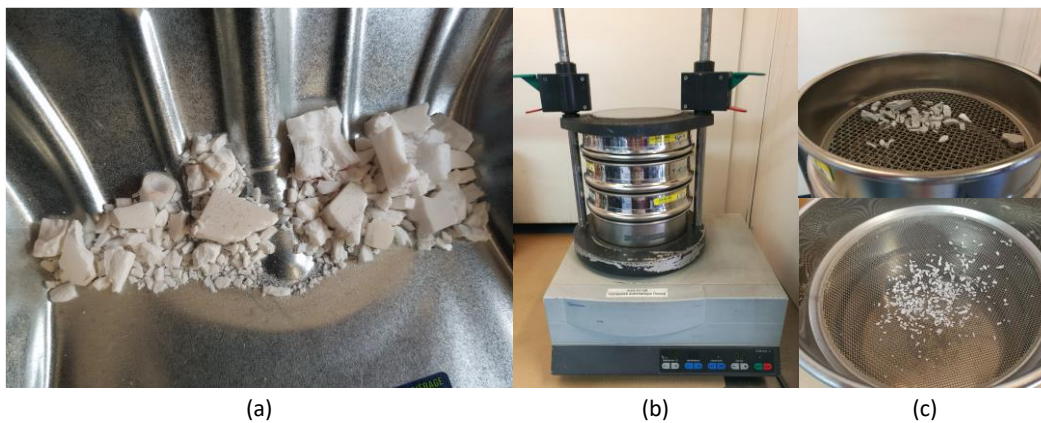


Figure VI-29. (a) Fragments d’une Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> récupérés après un essai EOI. (b) Différents tamis empilés. (c) Tamisage avec deux tailles de tamis sur un MAINa-90°.

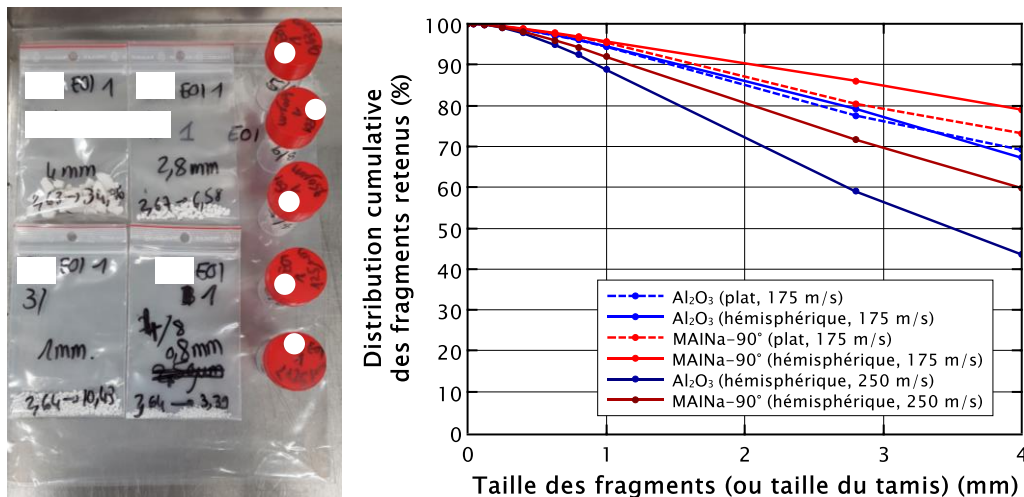


Figure VI-30. Granulométrie des céramiques d’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et de MAINa-90° testées en EOI selon différents contacts et selon différentes vitesses ; les rectangles et cercles blancs sur l’image de gauche cachent la référence de l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (l’échantillon en question correspond à celui testé avec un contact plat).

Les masses mesurées avant (carreau) et après (fragments) sont les suivantes : 47,93 g puis 46,33 g soit une différence de 1,60 g (plat, 175 m/s), 48,35 g puis 43,87 g soit une différence de 4,48 g (hémisphérique, 175 m/s) et 48,43 g puis 40,88 g soit une différence de 7,55 g (hémisphérique, haute vitesse) pour l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 55,32 g puis 54,58 g soit une différence de 0,74 g (plat, 175 m/s), 55,70 g puis 54,80 g soit une différence de 0,90 g (hémisphérique, 175 m/s) et 54,23 g puis 46,06 g soit une différence de 8,17 g (hémisphérique, haute vitesse) pour le MAINa-90°.

#### VI.2.2.5.ii Distribution des fragments après EOI fermé pour l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et pour le MAINa-90°

Après chaque essai EOI en configuration sarcophage et après scan tomographique, les fragments sont identifiés pour chaque céramique. La Figure VI-31 montre, en partie, la méthodologie mise en pratique. La

méthodologie complète conduisant à l'identification et à la séparation des différents fragments des céramiques est détaillée plus tard, à partir de la section « VI.3 » concernant la campagne expérimentale tandem. La Figure VI-32 montre l'identification finale pour les deux microstructures. Le diamètre équivalent de chaque fragment segmenté de la Figure VI-32 est calculé et ainsi, la distribution des deux céramiques peut être tracée en Figure VI-33 (a). Le MAINa-90°, qui montrait une fragmentation plus faible que l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, exhibe bien des fragments plus larges.

Les courbes granulométriques obtenues, d'une part, avec le tamisage à partir des fragments récupérés après essai EOI ouvert, et d'autre part, avec les scans tomographiques à partir des fragments identifiés après EOI sarcophage, sont comparés sur la Figure VI-33 (b). Les courbes obtenues avec les différentes tailles de tamis s'arrêtent à 4 mm (taille maximale disponible au centre de recherche). La Figure VI-33 (b) atteste tout de même de la similitude entre les deux méthodes (jusqu'à 4 mm) et donc de leur validité.

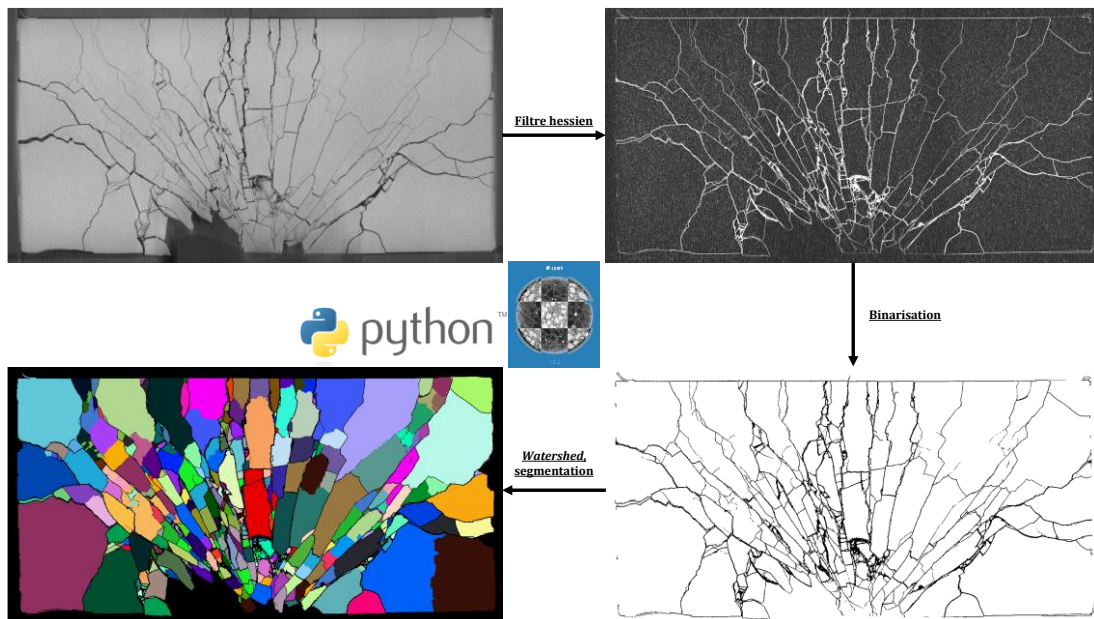


Figure VI-31. Étapes partielles de traitement de segmentation, exemple de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> sur la section médiane.

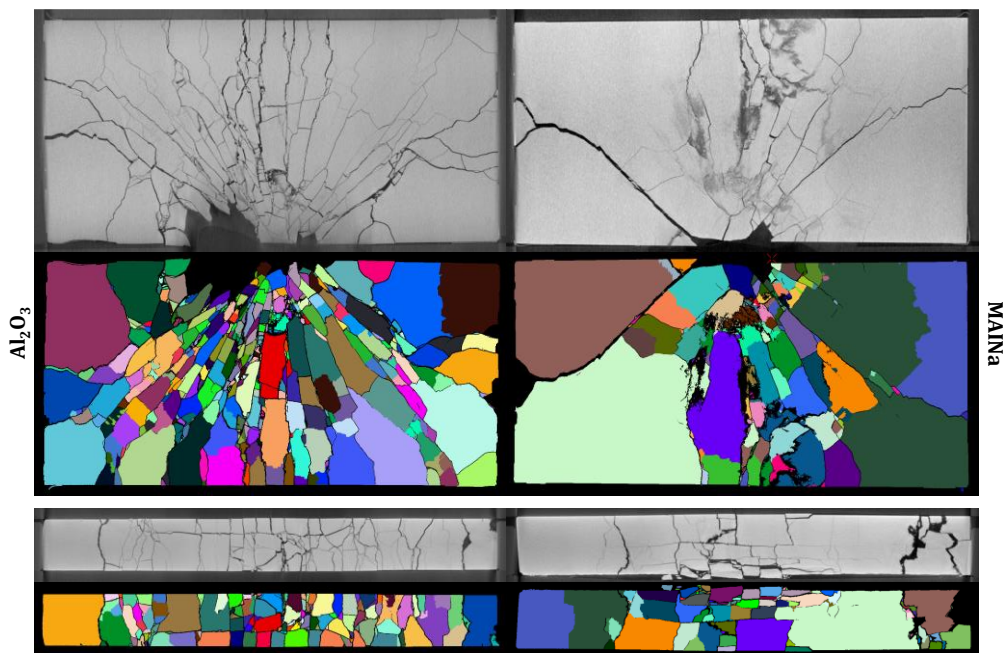
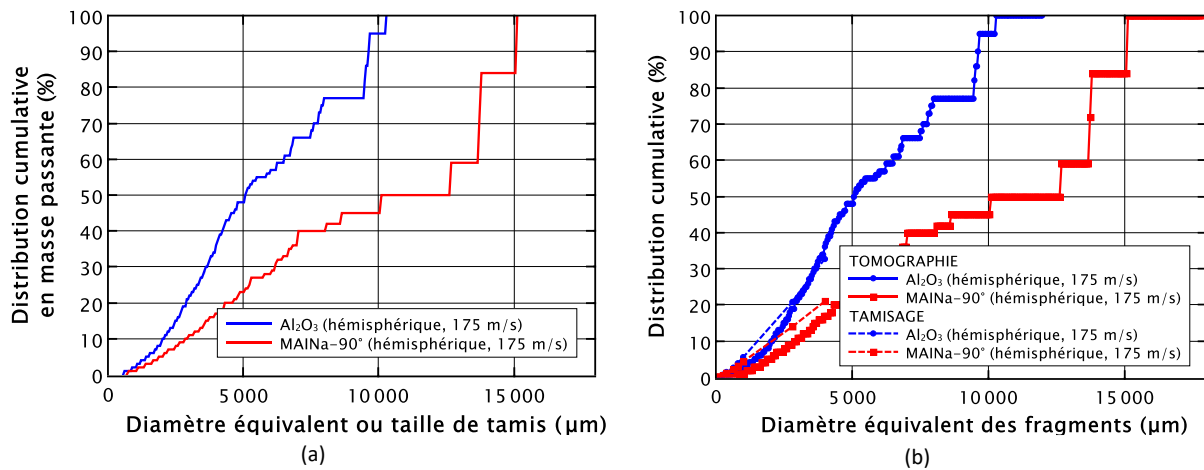


Figure VI-32. Images tomographiques et images segmentées pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et le MAINa-90° (valeurs seuils de binarisation : 2000 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) et 3500 (MAINa)).





**Figure VI-33.** (a) Granulométrie des céramiques d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et de MAINa-90° testées en EOI avec sarcophage. Les masses mesurées avant (carreau) sont les suivantes : 47,29 g (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) et 55,00 (MAINa-90°). (b) Granulométrie des céramiques d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et de MAINa-90° testées en EOI, comparaison sans sarcophage (*i.e.* sans tomographie des carreaux maintenus en place ou avec tamisage des éclats de céramique) et avec sarcophage (*i.e.* avec tomographie ou sans tamisage).

## VI.2.3 EOI entre le MAINa-90° et le MAINa-0°

### VI.2.3.1 Imagerie ultra-rapide : essais EOI en configuration ouverte pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°

Les profils de fissuration créés durant un essai EOI pour les céramiques de MAINa-90° et de MAINa-0° sont comparés sur la Figure VI-34 (MAINa-90°) et sur la Figure VI-35 (MAINa-0°), sur des échantillons  $36 \times 18 \times 7$  mm<sup>3</sup> filmés à 4 Mfps, pour un impact avec un projectile à bout hémisphérique à 175 m/s (le bout plat n'est pas testé). Les images ont été traitées pour être plus lumineuses (luminosité + 20 %). Étant donnée la plus petite taille des échantillons, l'*annexe E.3* présente la fragmentation sur des intervalles de temps plus petits. En effet, cette fois-ci, sur 18 mm et avec des vitesses d'onde de 9558 m/s (MAINa-90°) et 9356 m/s (MAINa-0°), l'onde mets environ 2 μs pour atteindre la face arrière de la céramique ; après 4 à 5 μs, les cibles sont totalement endommagées. La Figure VI-36 compare la fragmentation du MAINa-90° pour les deux tailles d'échantillons testés. Un motif de fragmentation similaire est observé.

Lorsque les plaquettes sont orientées perpendiculairement par rapport au projectile (MAINa-0°), les fissures tendent à « fléchir » de manière bien plus prononcée que lorsque les plaquettes sont orientées parallèlement par rapport au projectile (MAINa-90°). L'effet des plaquettes concernant la déviation de la fissure à l'interface des plaquettes dans la direction à 0° est observé, comme cela avait aussi été observé en Rockspall dans le chapitre 5 dans le cadre d'une fissuration dynamique. Durant des essais de flexion à bas taux de déformation en quasi-statique (*cf.* chapitre 2 et Bouville *et al.* (2014) [35]) ainsi que durant des essais Rockspall à plus bas taux de déformation en dynamique (*cf.* chapitre 5), plusieurs changements de direction abrupts pouvaient se produire. Ce n'est pas le cas en EOI car la fissure est plus courte.

Lorsque les plaquettes sont orientées perpendiculairement par rapport au projectile (MAINa-0°), la densité de fissures semble plus importante que dans la direction parallèle (MAINa-90°). L'endommagement du MAINa-0° est paradoxalement plus conséquent que celui du MAINa-90° alors que ce dernier semble fragmenter autant que l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

L'origine d'une telle différence peut s'expliquer comme suit : les fissures suivent l'orientation des plaquettes. Sur le MAINa-0° (plaquettes perpendiculaires), les fissures se propagent en déviant nettement car les plaquettes les dévient de leur chemin initial. C'est donc dans le MAINa-0° que la fissure semble interagir le plus avec les plaquettes. Or, en traversant les plaquettes, de la multi-fissuration est créée localement en pointe de la fissure. En dynamique, dans le cadre d'un essai EOI, cela conduit à autant de sites de nucléation à la propagation d'une fissure. L'effet du MAINa qui possède des propriétés de ténacité intrinsèques plus

intéressantes (cas du MAINa-90° qui fragmente moins que l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) est contrebalancé avec les plaquettes selon l'orientation (cas du MAINa-0° qui fragmente autant que l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). En se basant uniquement sur les essais EOI, l'aptitude du MAINa-0° pour des applications balistiques ne paraît pas démontrée. Cependant, des essais supplémentaires (cf. essais tandem dans la section « VI.3 ») ne conduiront pas au même constat.

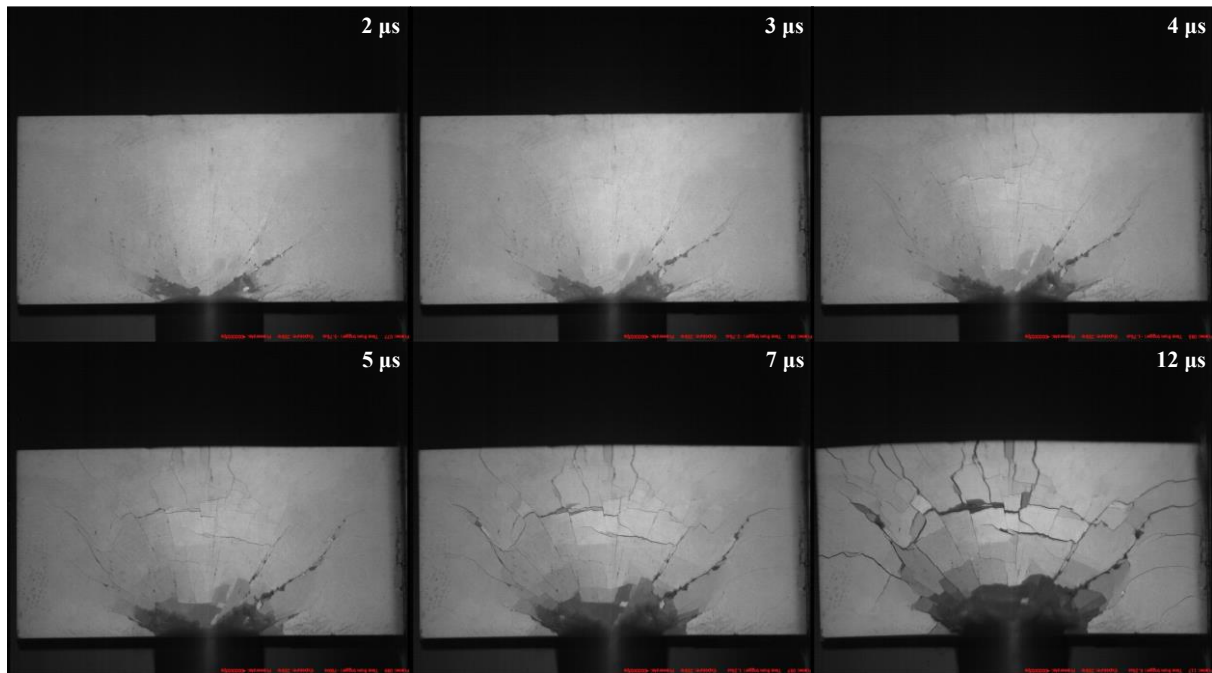


Figure VI-34. Séquence d'images à 4 Mfps d'un essai EOI sur MAINa-90° (36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup>) i.e. lorsque les plaquettes sont orientées dans la direction parallèle à la direction d'impact (vitesse d'impact : 172 m/s).

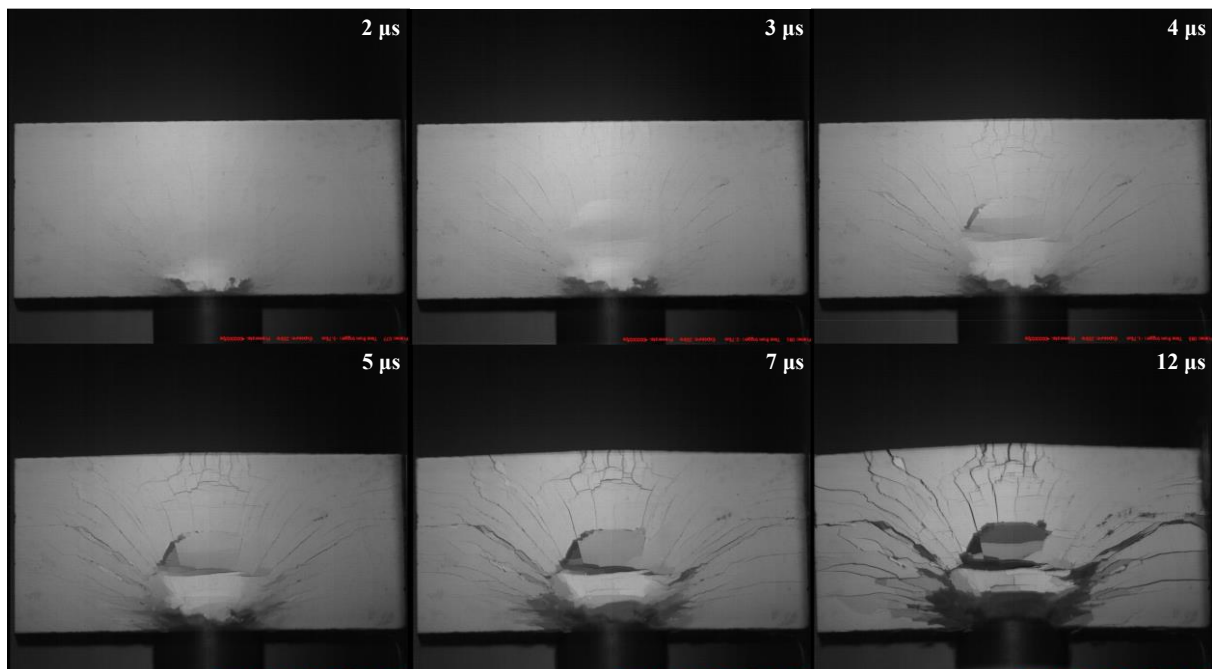


Figure VI-35. Séquence d'images à 4 Mfps d'un essai EOI sur MAINa-0° (36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup>) i.e. lorsque les plaquettes sont orientées dans la direction perpendiculaire à la direction d'impact (vitesse d'impact : 178 m/s).

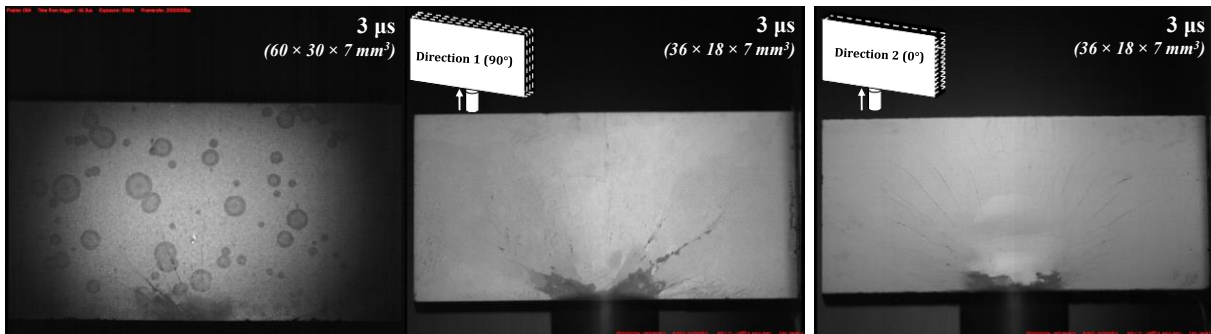


Figure VI-36. Images dynamiques *in-situ* d'un essai EOI sur MAINa-90° (60 × 30 × 7 mm<sup>3</sup>), MAINa-90° (36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup>) et MAINa-0° (36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup>), 3 μs après impact.

Des observations par imagerie ultra-rapide avec la Kirana® des céramiques fragmentées sont conduites pour estimer la densité de fissures  $\lambda_{cracks}$  en Figure VI-37. À 9 mm du point d'impact, la densité de fissures du MAINa-90° (de dimensions 36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup>) est de  $1,81 \times 10^8$  fissures/m<sup>3</sup>, ce qui est proche de celle trouvée pour un carreau plus grand (60 × 30 × 7 mm<sup>3</sup>, Figure VI-20 en EOI ouvert là aussi) pour lequel une valeur de  $1,32 \times 10^8$  fissures/m<sup>3</sup> à 10 mm fut trouvée. Ce résultat montre que la densité de fissures ne dépend pas des dimensions horizontales et verticales de l'échantillon si l'épaisseur reste inchangée.

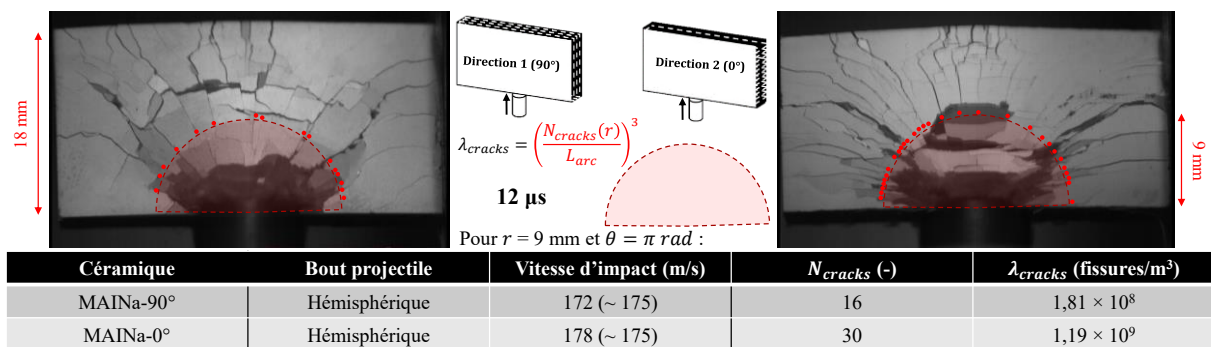


Figure VI-37. Appréciation de la densité de fissures du MAINa-90° et du MAINa-0° pour qualifier l'influence de l'orientation des plaquettes sur la fragmentation.

Concernant les deux microstructures et l'influence de l'orientation des plaquettes, à 9 mm du point d'impact, le MAINa-90° fissure donc avec une densité de  $1,81 \times 10^8$  fissures/m<sup>3</sup>, alors que le MAINa-0° fissure avec une densité de  $1,19 \times 10^9$  fissures/m<sup>3</sup>, soit 6 à 7 fois plus. Les deux céramiques ne fragmentent pas de la même manière.

### VI.2.3.2 Imagerie ultra-rapide : essais EOI en configuration fermée pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°

Deux essais ont été réalisés en configuration sarcophage sur des carreaux 36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup>. Des pièces latérales additionnelles sont collées aux pièces latérales vissées du sarcophage pour combler le vide laissé par les plus petits carreaux. Les carreaux, placés dans leur sarcophage, sont montrés avant puis après impact sur la Figure VI-38.

Comme l'acquisition avec le MAINa-90° a été déclenchée trop tard (Figure VI-39), la fragmentation dynamique en configuration sarcophage n'est montrée que pour le MAINa-0° (Figure VI-40).



Figure VI-38. Carreaux de céramiques (MAINa-90° et MAINa-0°) placés dans le sarcophage, avant et après impact.



Figure VI-39. Dernière image d'acquisition à 2 Mfps d'un essai EOI sur MAINa-90° impacté dans son sarcophage (vitesse d'impact supposée : 178 m/s).

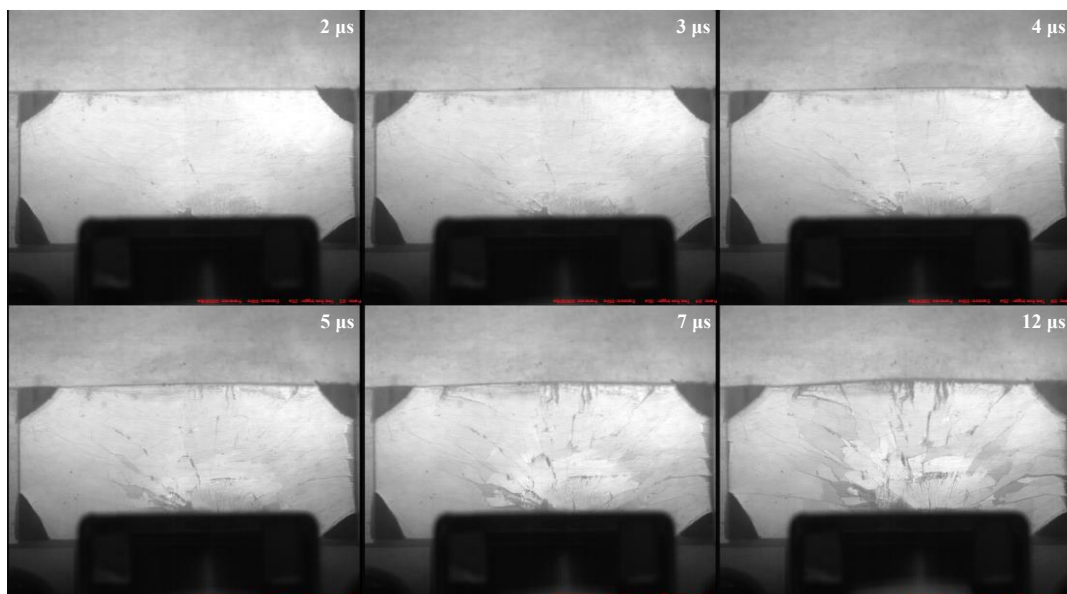


Figure VI-40. Plusieurs images à 2 Mfps d'un essai EOI sur MAINa-0° impacté dans son sarcophage (vitesse d'impact : 181 m/s).

### VI.2.3.3 Analyse sous rayons X des sarcophages après les essais EOI fermés pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°

Les sarcophages des deux échantillons de MAINa aux dimensions  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$  sont analysés grâce aux rayons X. Les paramètres de scan sont les suivants : tension de 100 kV et courant de 150  $\mu\text{A}$  (puissance de 15 W), 124 minutes de durée totale de scan, produisant 2800 tranches (images  $2800 \times 1588$  pixels pour le MAINa-90°,  $2800 \times 1343$  pixels pour le MAINa-0°, 700 pixels à travers l'épaisseur du MAINa-90°, 600 à travers celle du MAINa-0°) ; la résolution est également interpolée bi-linéairement par la suite. La taille de voxel est de 15  $\mu\text{m}$ .

Comme précédemment, plusieurs tranches peuvent être visualisées sur la Figure VI-41 en niveaux de gris et des vues sur l'épaisseur le sont sur la Figure VI-42.

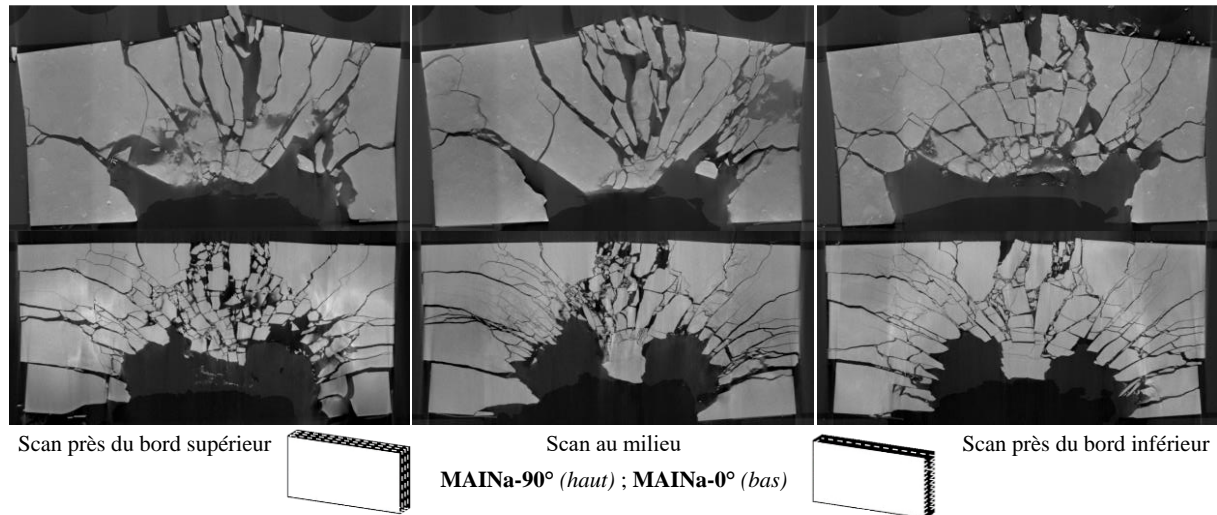


Figure VI-41. Différentes sections bidimensionnelles des échantillons de MAINa-90° et de MAINa-0° fragmentés dans leur sarcophage et reconstruits en 3D.

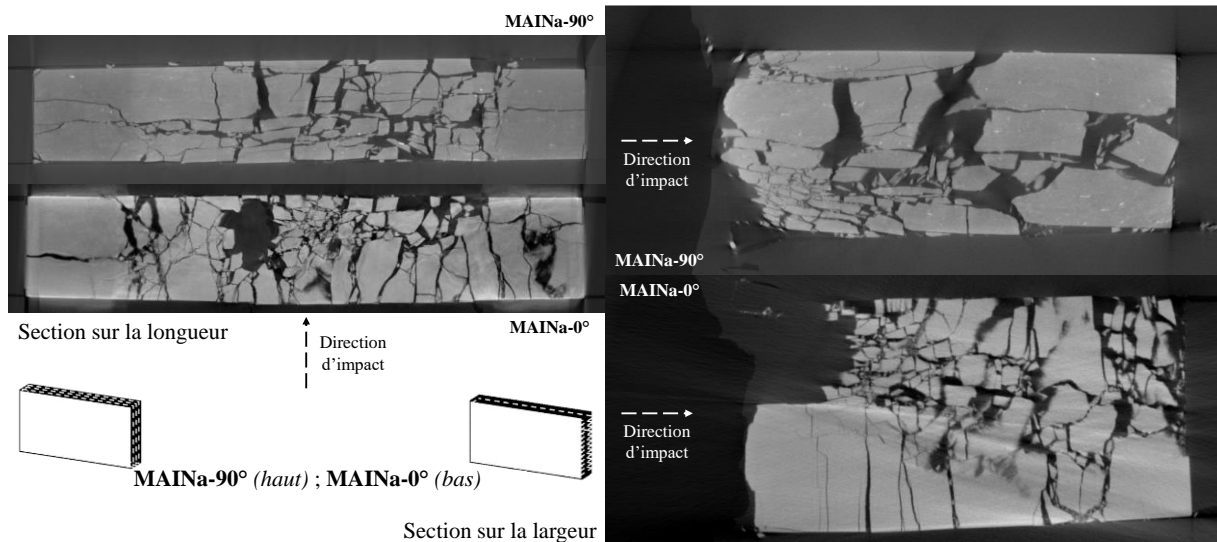


Figure VI-42. Différentes sections latérales des échantillons de MAINa-90° et de MAINa-0° fragmentés dans leur sarcophage et reconstruits en 3D.

Comme avec les essais réalisés sans sarcophage, la fragmentation du MAINa-90° semble moins importante que celle du MAINa-0° (5 à 6 fois moins importante d'après la Figure VI-43) et constituée de fragments allongés. La tendance sur la densité de fissures par rapport à l'estimation faite sans sarcophage est donc retrouvée (les conditions d'essai et d'éclairage ayant été optimisées), sachant que la densité de fissures est

estimée à 18 mm (et non à 9 mm) du point d'impact. Les vues en coupe prises sous différents angles affichent une orientation différente des fragments. Après impact, par rapport à la direction du projectile : les fragments sont orientés proche de la verticale pour le MAINa-90° tandis qu'ils sont proche de l'horizontale pour le MAINa-0°. En conséquence, bien que le nombre et la densité de fissures soient plus importants pour le MAINa-0° que pour le MAINa-90°, cela ne veut pas nécessairement dire que la résistance du MAINa-0° fragmenté (fragments horizontaux) sera moindre que celle du MAINa-90° fragmenté (fragments verticaux).

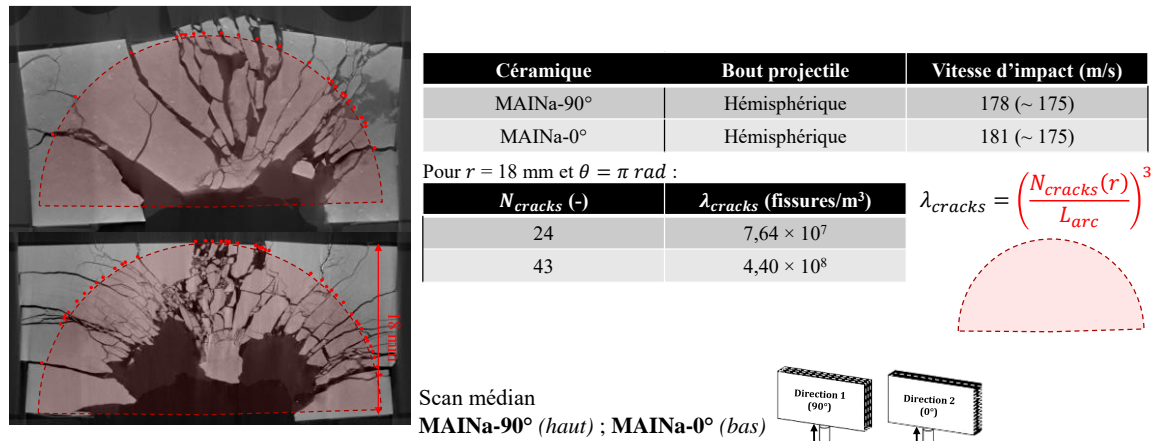


Figure VI-43. Appréciation de la densité de fissures du MAINa-90° et du MAINa-0° à partir des sections médianes restituées par la tomographie.

### VI.2.3.4 Influence du sarcophage pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et pour le MAINa-90°

Différentes comparaisons, sans et avec sarcophage, sont établies, d'abord sur la Figure VI-44, puis sur la Figure VI-45 et sur la Figure VI-46 pour attester de la faible incidence du sarcophage sur les résultats de fragmentation. L'orientation et les trajectoires de fissuration ont l'air identiques. Ces images montrent aussi que dans le cas de configuration en sarcophage, il n'y a pas de mouvement hors plan des fragments qui peuvent perturber l'analyse des motifs de fissurations, comme c'est le cas dès les premières images en configuration ouverte.

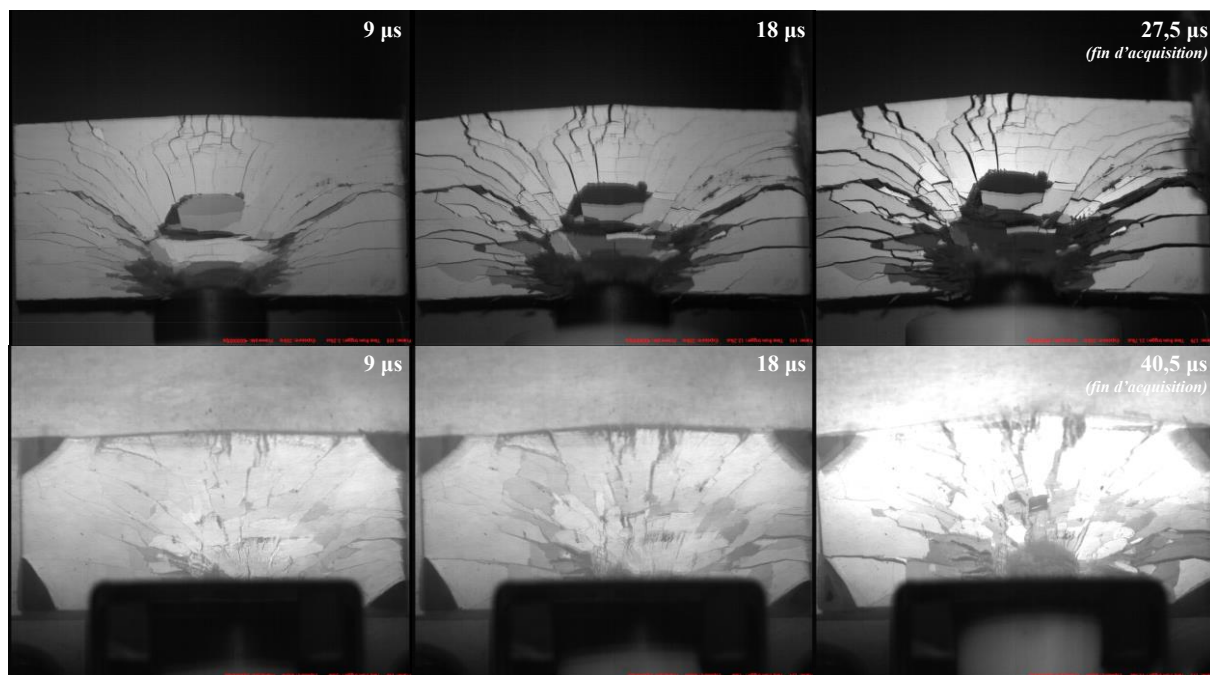


Figure VI-44. Comparaison et influence du sarcophage sur un essai EOI avec MAINa-0° (vitesses d'impact : 178 m/s et 181 m/s) : en-haut, série sans sarcophage ; en-bas, série avec sarcophage.

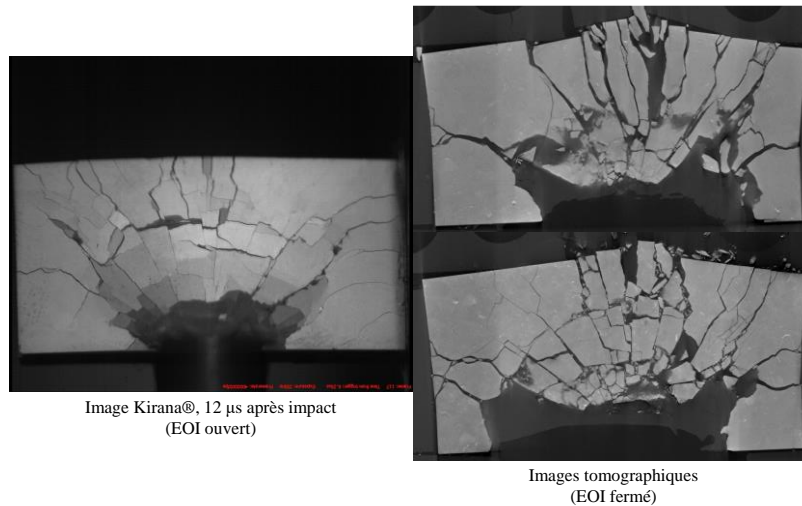


Figure VI-45. Faible influence du sarcophage sur la fragmentation du MAINa-90° (dimensions 36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup>).

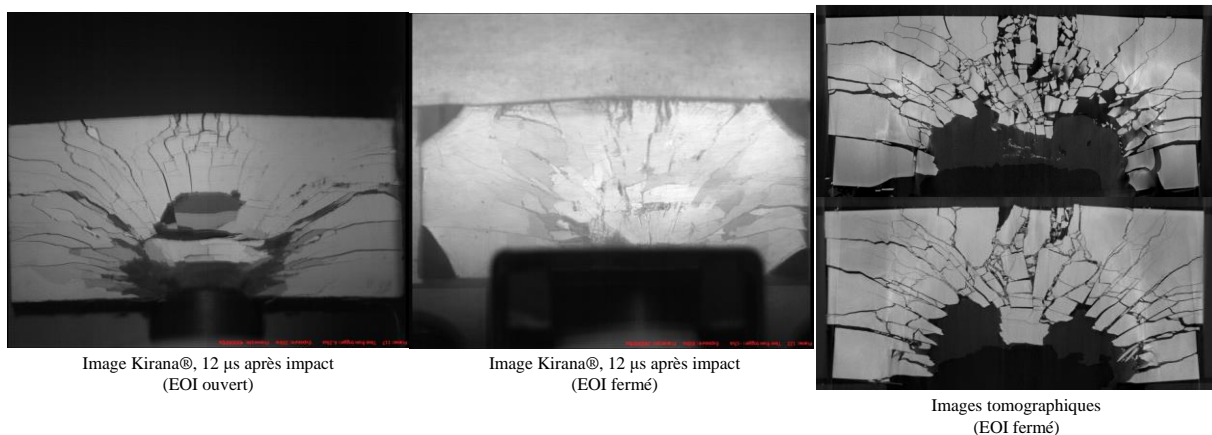


Figure VI-46. Faible influence du sarcophage sur la fragmentation du MAINa-90° (dimensions 36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup>).

### VI.2.3.5 Distribution des fragments (MAINa-90° et MAINa-0°)

#### VI.2.3.5.i Distribution des fragments après EOI ouvert pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°

Après chaque essai EOI en configuration ouverte, les fragments sont également récupérés pour pouvoir trier les fragments selon leurs tailles. Dans le cas présent, l'analyse de tamisage se fait avec un analyseur microscopique dynamique (ANALYSETTE 28® ImageSizer de Fritsch), Figure VI-47 (a). Les fragments sont versés dans un entonnoir puis sur un rail métallique faiblement penché qui vibre à une certaine fréquence, Figure VI-47 (b). Les fragments tombent dans une chambre de mesure, entre une caméra et un stroboscope LED, vers un récipient collecteur. Grâce à la caméra, des informations intéressantes peuvent être extraites, comme : le rapport d'aspect, la circularité ou la convexité des fragments. La distribution des fragments est reportée sur la Figure VI-48 (a) et le rapport d'aspect sur la Figure VI-48 (b). Le diamètre correspond au diamètre équivalent. Le rapport d'aspect correspond au rapport entre le diamètre maximal de Féret et le diamètre minimal de Féret ; le diamètre de Féret étant la distance entre deux tangentes parallèles qui sont toutes deux en contact avec la projection de la particule (distance qui sépare deux points de la particule sur un axe).

Les fragments du MAINa-0° sont plus petits que ceux du MAINa-90° (Figure VI-48 (a)) ce qui confirme le plus haut niveau de fragmentation du premier matériau par rapport au second. L'écart-type standard sur les valeurs de distribution est également reporté sur les courbes de la Figure VI-48 (a), puisque chaque carreau (chaque orientation) a été passé(e) cinq fois (l'écart-type n'est pas reporté pour la Figure VI-48 (b) puisqu'étant

quasiment nul). En se basant sur le graphe de la Figure VI-48 (b), la différence de fragmentation ne s'explique pas par l'anisotropie des fragments *i.e.* leur forme puisque le rapport d'aspect est trouvé comme identique entre les deux orientations.

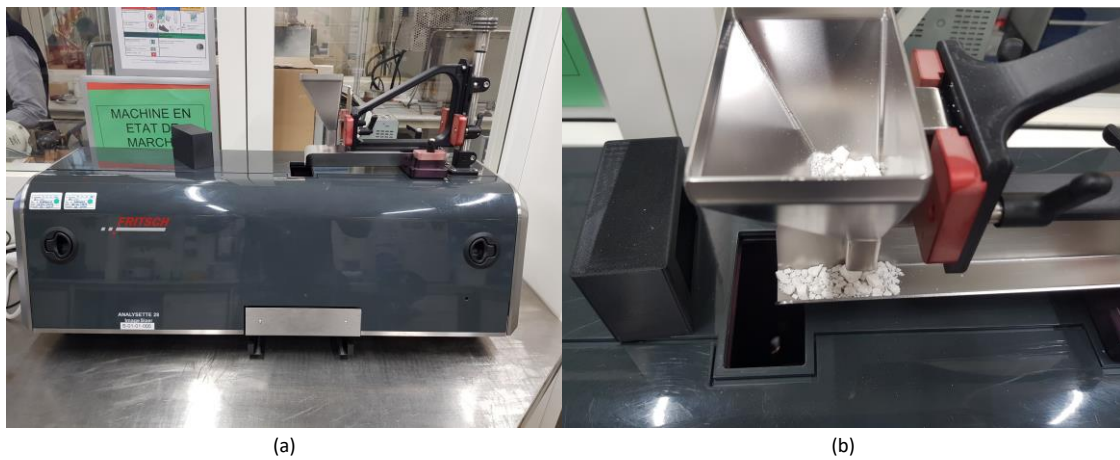


Figure VI-47. (a) Machine utilisée pour tamiser automatiquement les fragments de céramiques. (b) Fragments tombant dans la chambre d'analyse (les fragments proviennent d'une  $Al_2O_3$  testée en tandem).

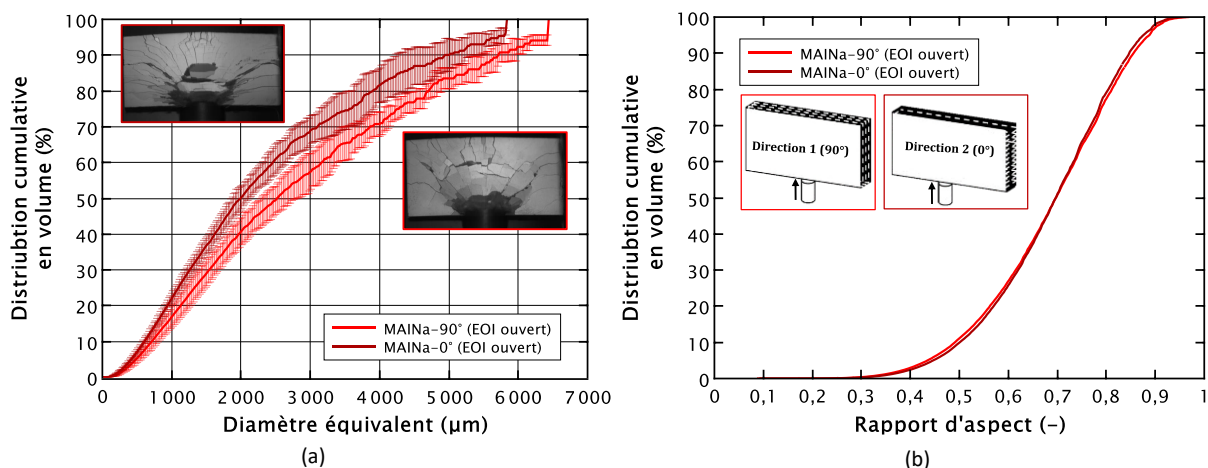


Figure VI-48. Granulométrie passante des céramiques de MAINa-90° (courbe au-dessus) et de MAINa-0° (courbe en-dessous) testées en EOI. Les masses mesurées avant (carreau) sont les suivantes : 16,02 g (MAINa-90°) et 16,59 g (MAINa-0°).

### VI.2.3.5.ii Distribution des fragments après EOI fermé pour le MAINa-90° et pour le MAINa-0°

Après chaque essai EOI fermé et après scan tomographique des sarcophages, les fragments sont identifiés pour chaque céramique, comme montré sur la Figure VI-49. L'analyse conduit à deux autres figures, à savoir la Figure VI-50 et la Figure VI-51 (a). Le MAINa-90°, qui montrait une fragmentation plus faible que le MAINa-0°, exhibe bien des fragments plus larges.

Les courbes granulométriques obtenues sans et avec sarcophage grâce à l'analyseuse ou grâce à la tomographie, respectivement, sont comparées sur la Figure VI-51 (b). Les deux techniques montrent des résultats proches entre les deux configurations (même si quelques différences sont à signaler), mais surtout, les courbes permettent d'argumenter le fait qu'il y a bien une forte influence de l'orientation des plaquettes sur la taille des fragments.

La Figure VI-51 (c) montre à nouveau la réponse à la fragmentation des deux matériaux en EOI ouvert et fermé. En configuration ouverte, les fragments produits semblent être plus petits qu'en configuration fermée. Cela pourrait être dû à un effet du sarcophage, mais cette hypothèse semble peu probable puisqu'il a été vu que le sarcophage a peu voire pas d'effet sur la fragmentation. Il peut être alors proposé le fait que les courbes



obtenues par tamisage (fragments des essais EOI ouvert) tendent à sous-estimer, dans une certaine mesure, la taille des fragments. La taille des fragments est en effet estimée grâce à une caméra qui prend en photo chaque fragment qui tombe dans l'Analysette®. Les paramètres de la caméra tels que l'amplification (gain), la luminosité et la résolution (5 Mpx ont été utilisés en acquisition lente) pourraient avoir un impact sur la taille des fragments donnée par l'appareil. De plus, selon l'angle auquel tombe le fragment et étant donné la forme non équiaxe des fragments, selon la rapidité à laquelle tombe un fragment et selon le nombre de fragments qui tombent en même temps, la taille des fragments donnée par l'appareil peut aussi varier, même si ces effets ont tenté d'être réduits en réalisant plusieurs analyses d'une même microstructure. Enfin, concernant les courbes tomographiques, la limite de résolution peut empêcher de voir les fragments les plus petits.

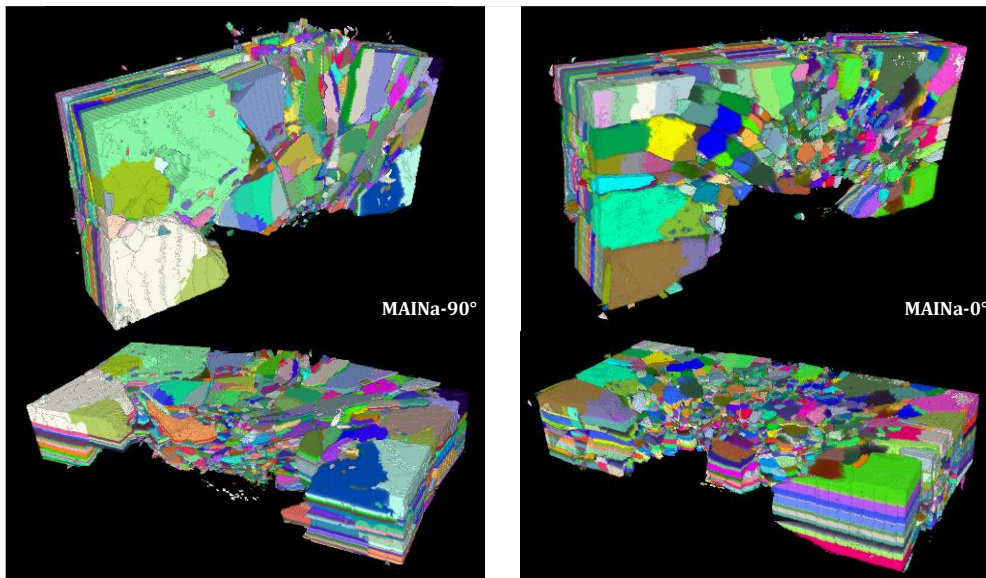


Figure VI-49. Rendu tridimensionnel du traitement de segmentation sur le MAINa-90° et sur le MAINa-0°.

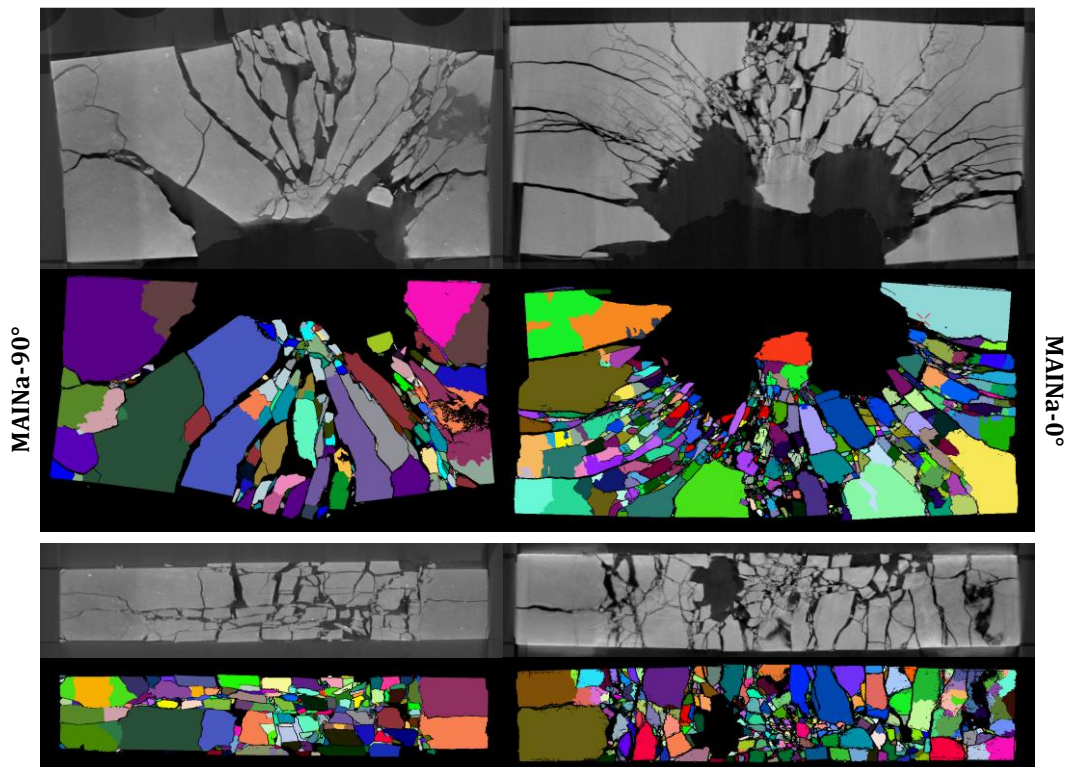


Figure VI-50. Images tomographiques et images segmentées pour le MAINa-90° et le MAINa-0° (valeurs seuils de binarisation : 2000 (MAINa-90°) et 1500 (MAINa-0°)).

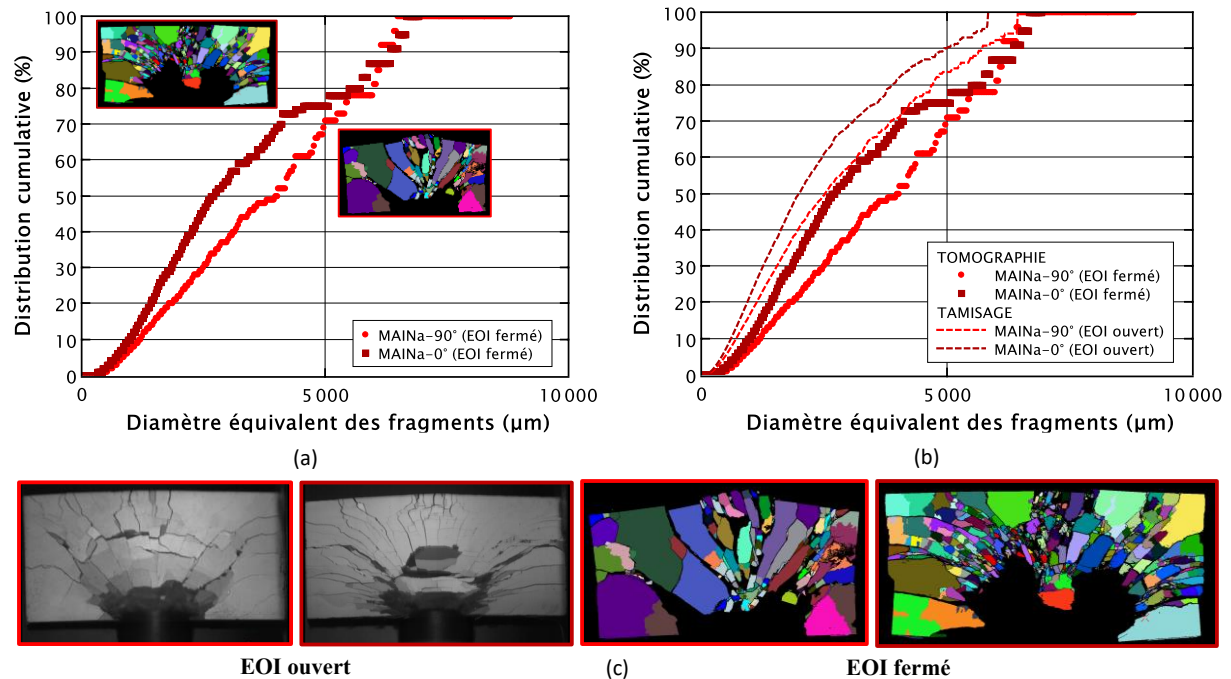


Figure VI-51. (a) Granulométrie des céramiques de MAINa-90° et de MAINa-0° testées en EOI avec sarcophage. Les masses mesurées avant (carreau) sont les suivantes : 15,85 g (MAINa-90°) et 16,56 (MAINa-0°, fusion automatique des fragments sur-segmentés). (b) Granulométrie des céramiques de MAINa-90° et de MAINa-0° testées en EOI, comparaison sans sarcophage et avec sarcophage. (c) Rappel des microstructures fragmentées après essais d'EOI ouverts et fermés.

## VI.2.4 Comparaison numérique des essais EOI avec le modèle DFH

### VI.2.4.1 Comparaison numérique ( $Al_2O_3$ et MAINa-90°)

La Figure VI-52 présente l'évolution de l'endommagement par rapport à ce que prédit la simulation numérique avec le modèle DFH.

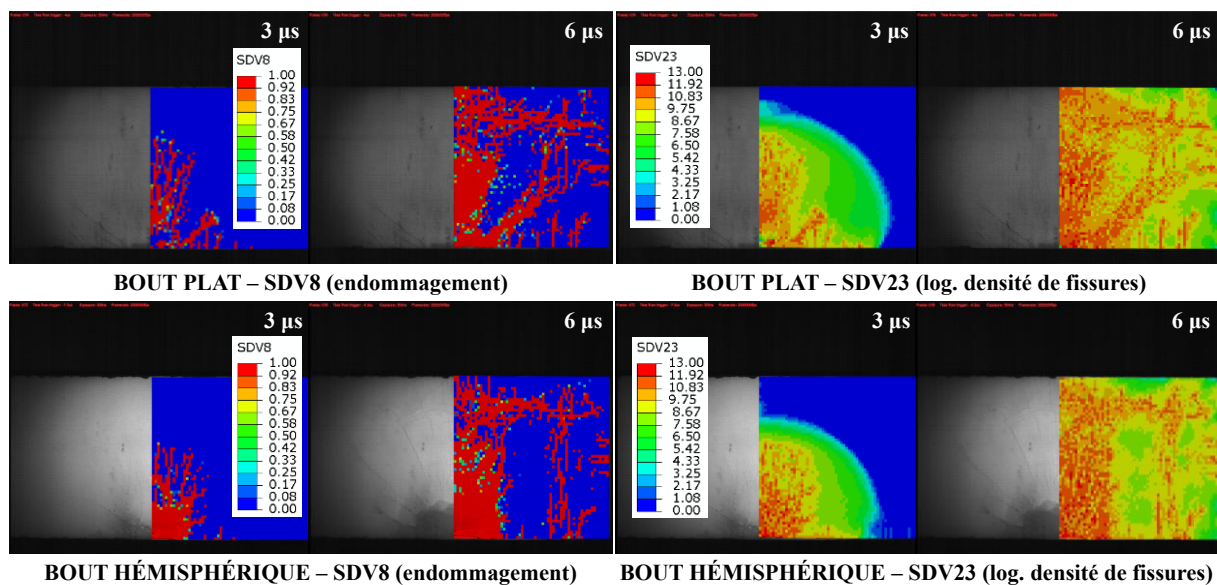
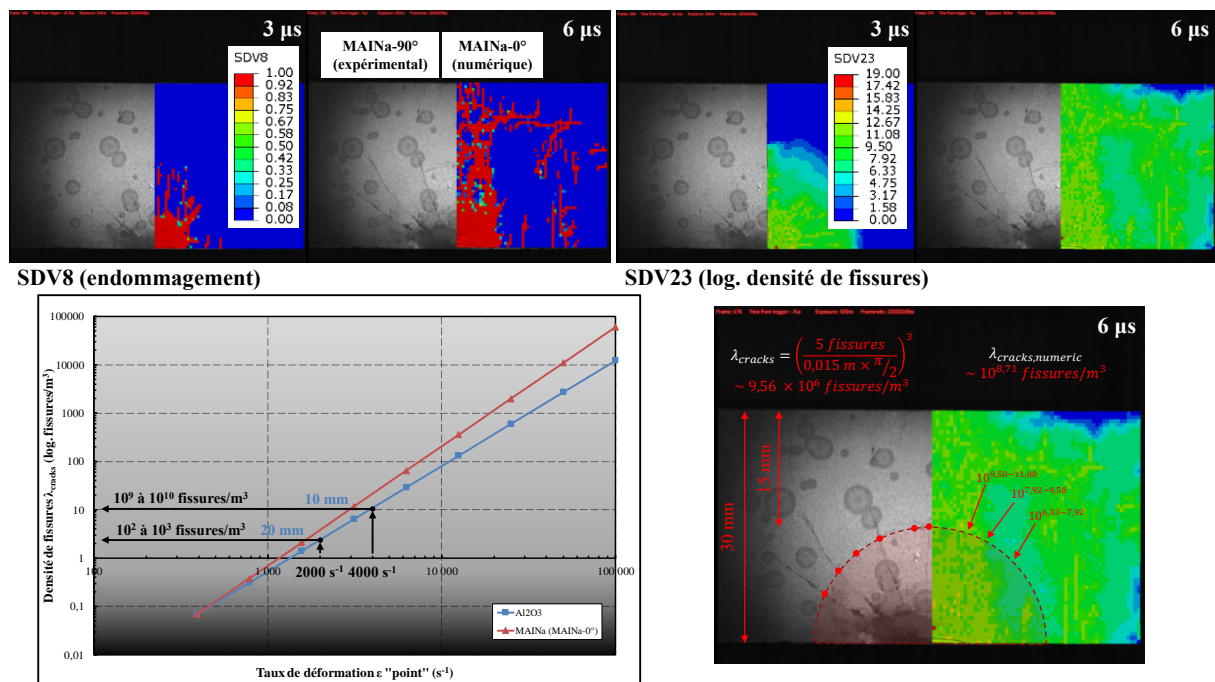


Figure VI-52. Comparaison entre l'endommagement expérimental et numérique avec la densité de fissures numérique pour l' $Al_2O_3$  impacté avec les projectiles à bout plat (haut de la figure) et à bout hémisphérique (bas de la figure) à ~ 175 m/s.

Pour l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> impacté à 175 m/s, une bonne corrélation entre ce qui est observé expérimentalement et les prévisions numériques est observée. Vers 15 mm du point d'impact, au milieu du carreau, le modèle donne une densité de fissures  $\lambda_{cracks}$  autour de 10<sup>8</sup> à 10<sup>9</sup> à 10<sup>10</sup> fissures/m<sup>3</sup>, proche des densités de fissures observées expérimentalement (10<sup>7</sup> à 10<sup>8</sup> fissures/m<sup>3</sup> en EOI ouvert et jusqu'à 10<sup>9</sup> fissures/m<sup>3</sup> en EOI fermé). Le résultat numérique tend à légèrement surestimer le résultat expérimental, possiblement à cause : des conditions de contact parfaites ou « idéales » en numérique et de la sous-estimation visuelle en expérimental (fissures manquées par l'observation optique, fissures refermées). Une autre cause pourrait venir de la fragilité du modèle DFH à rendre convenablement compte du comportement des céramiques à haute ténacité statique, comme l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ici présente.

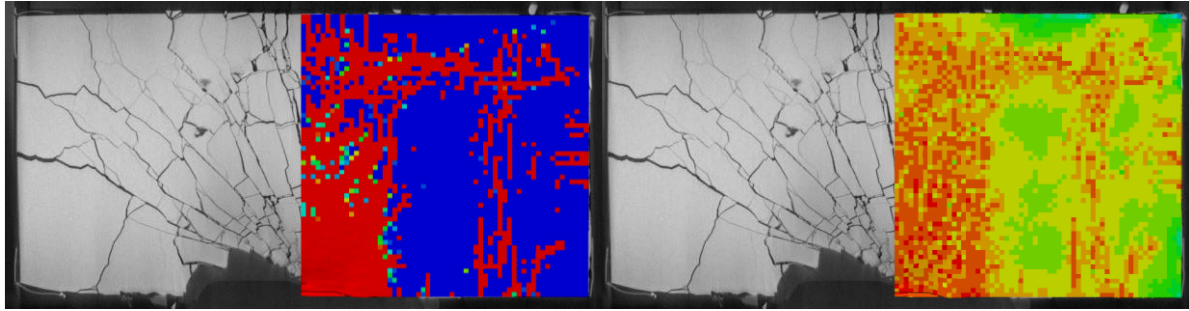
Dans le cas du MAINa, avant tout, il convient de faire remarquer que les équations et la simulation se basent sur les paramètres matériaux du MAINa-0°, et non du MAINa-90° caractérisé que partiellement. La comparaison n'est donc pas valable avec le MAINa-90° et devrait être faite avec le MAINa-0° testé en dimensions 36 × 18 × 7 mm<sup>3</sup> dans la section « VI.2.3 ». Néanmoins, la comparaison numérique accolée avec le MAINa-90° reste pertinente pour mettre en évidence l'importance du choix des paramètres matériaux selon l'orientation des plaquettes du MAINa. Avec le MAINa-90°, Figure VI-53, la prédiction du modèle DFH n'apparaît pas en accord avec l'essai.

Vers 15 mm du point d'impact, au milieu du carreau, le modèle donne une densité de fissures  $\lambda_{cracks}$  autour de 10<sup>7</sup> à 10<sup>9</sup> fissures/m<sup>3</sup>. Le modèle prédit une densité de fissuration supérieure par rapport à l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, or c'est l'inverse qui est constaté expérimentalement. Les équations analytiques du modèle DFH sont utilisées pour tracer  $\lambda_{cracks}$  en fonction de  $\dot{\epsilon}$ , Figure VI-53, et le modèle montre bien que la courbe de  $\lambda_{cracks}$  de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> est en-dessous de la courbe représentative du MAINa (calculée avec les paramètres du MAINa-0°).



**Figure VI-53.** Comparaison entre l'endommagement expérimental et numérique avec la densité de fissures numérique, pour le MAINa (MAINa-90° expérimental, MAINa-0° numérique) impacté avec le projectile à bout hémisphérique à ~ 175 m/s. Le graphe est construit selon les équations analytiques du modèle DFH : en observant la densité de fissuration pour un taux de déformation donné (valeurs trouvées par simulation numérique en Figure VI-12 avec un projectile à bout hémisphérique), le modèle rend à peu près compte du niveau de fragmentation de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mais pas pour le MAINa-90°.

Dans le cas de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, la Figure VI-54 présente la même comparaison de l'endommagement avec le modèle DFH à partir des images tomographiques X.

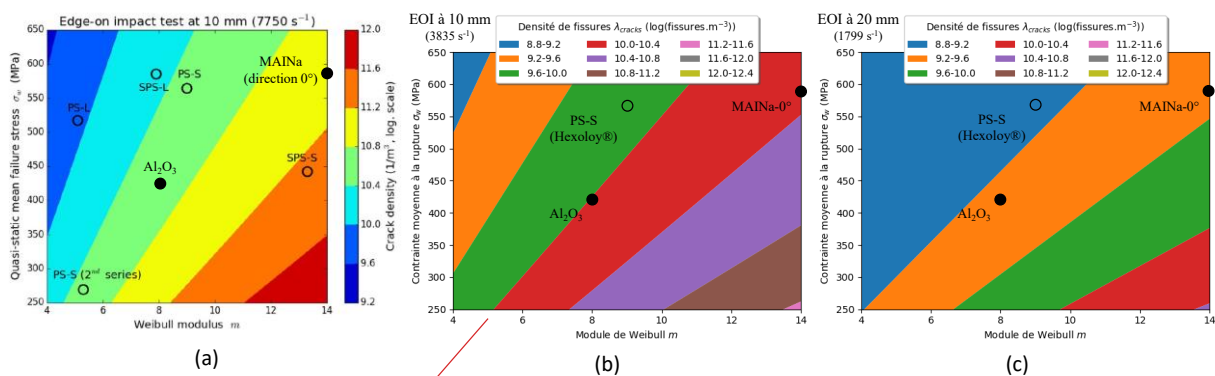


Scan près du bord supérieur  
Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Figure VI-54. Comparaison entre l’endommagement expérimental et numérique avec la densité de fissures numérique pour l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> impacté avec le projectile à bout plat à ~ 175 m/s et 6 μs après impact.

Enfin, le modèle DFH permet de prévoir, de manière théorique, la densité de fissures  $\lambda_{cracks}$  que génère une céramique soumise à un chargement  $\dot{\epsilon}$  donné (pour un taux de contrainte  $\dot{\sigma}$  constant) et donc à une certaine vitesse de chargement, connaissant : le module de Weibull  $m$  et la contrainte moyenne à la rupture  $\sigma_w$  (pour un même volume effectif  $V_{eff}$  de 1 mm<sup>3</sup>), des paramètres pouvant être obtenus par des essais de flexion. Les différentes valeurs spécifiques de  $\lambda_{cracks}$  sont tracées sur la Figure VI-55 (a) sous forme de barres de couleurs en considérant la vitesse d’onde  $C_0$  du SiC (repris de Forquin *et al.* (2018) [15]). Le SiC (PS-S), l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et le MAINa-0° y sont représentés mais pas le MAINa-90° puisque  $m$  et  $\sigma_w$  sont inconnus pour ce matériau. La Figure VI-55 (a) illustre l’influence de  $m$  et de  $\sigma_w$  sur  $\lambda_{cracks}$  : plus  $m$  est élevé ou plus  $\sigma_w$  est basse, plus  $\lambda_{cracks}$  est grande. Le modèle prévoit que le niveau de fragmentation de l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> est du même niveau que celui du PS-S. Le même tracé a été conduit en considérant la vitesse d’onde  $C_0$  de l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pour deux taux de déformation (3835 s<sup>-1</sup> sur la Figure VI-55 (b) et 1799 s<sup>-1</sup> sur la Figure VI-55 (c)).

Dans tous les cas, le MAINa-0° fragmente presque pareil ou un peu plus que l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (selon la théorie et le numérique) qui à son tour fragmente plus que le MAINa-90° (selon l’expérimental). Il reste à vérifier si la fragmentation du MAINa-0° se retrouve expérimentalement (section « VI.2.3 »).



Exemple :  $\lambda_{cracks} = 10^{10}$  fissures/m<sup>3</sup>, puis pour différents  $m$  (1, 2, 3, ...),  $\sigma_w$  est calculé tel que :  $\sigma_w = \left( \frac{\Gamma\left(1 + \frac{m}{\lambda_{cracks} V_{eff}^{1/m}}\right)}{\lambda_{cracks} V_{eff}^{1/m}} \right)^{\frac{m+1}{m}} \cdot \frac{\sigma_f \left(\frac{m+1}{m}\right)}{V_{crack} S_{eff}^{1/m}} \left( \frac{m+1}{m \ln 2} \right)^{\frac{1}{m}}$ .

Figure VI-55. Densités de fissures théoriques obtenues en EOI avec le modèle DFH à partir des paramètres de (a) SiC PS-S, pour  $\dot{\epsilon} = 7750$  s<sup>-1</sup> trouvé numériquement à 10 mm du point d’impact (adaptée de [15]), et de (b – c) l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pour (b)  $\dot{\epsilon} = 3835$  s<sup>-1</sup> (10 mm du point d’impact) et pour (c)  $\dot{\epsilon} = 1799$  s<sup>-1</sup> (20 mm du point d’impact), comme trouvé en Figure VI-12 avec un bout hémisphérique.

À noter que : le module de Weibull  $m$  du MAINa-0° n’a pas été déterminé mais pris d’un autre matériau nacré, il mériterait donc d’être mesuré.

### VI.2.4.1 Comparaison numérique (MAINa-90° et MAINa-0°)

La Figure VI-56 présente l’évolution de l’endommagement par rapport à ce que prédit la simulation numérique avec DFH pour le MAINa-0° impacté à 175 m/s. La corrélation entre le modèle DFH et la fragmentation

observée expérimentalement n'est pas encore satisfaisante. Il semble que le modèle DFH ne puisse pas reproduire le comportement du MAINa-0° (la comparaison ne peut être faite dans la direction 90°). Cette constatation mérite tout de même d'être nuancée car l'architecture complexe du MAINa, notamment le MAINa-0°, ne facilite pas la comparaison ; une simulation mésoscopique serait plus appropriée pour ce matériau.

Dans le cas du MAINa-0°, la Figure VI-57 présente la même comparaison de l'endommagement avec le modèle DFH à partir des images tomographiques X.

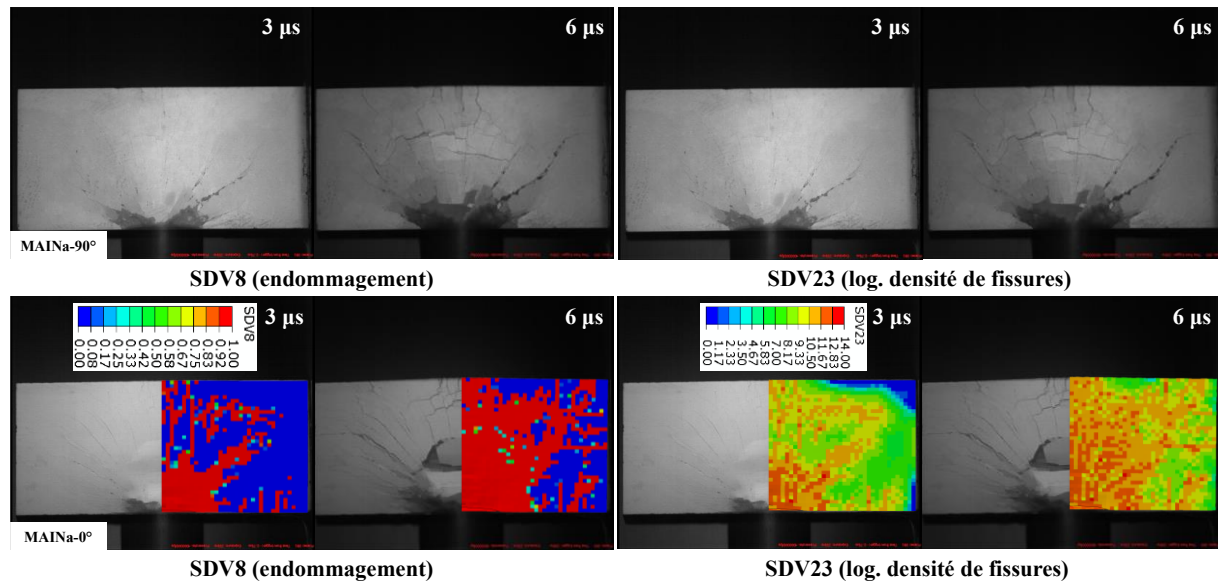
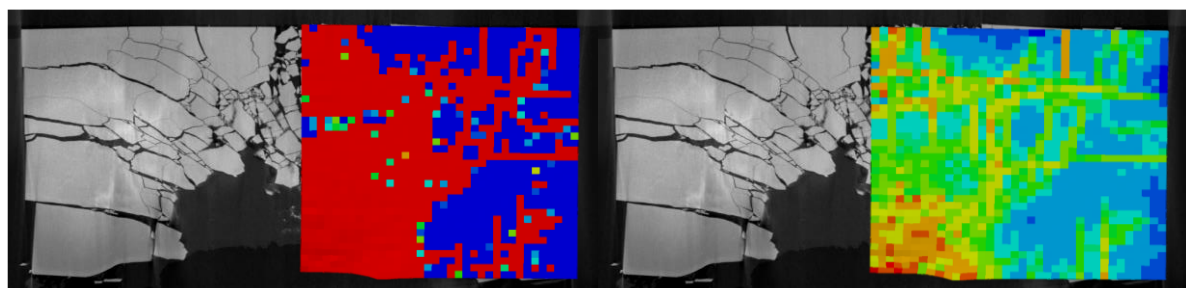


Figure VI-56. Comparaison entre l'endommagement expérimental et numérique avec la densité de fissures numérique, pour le MAINa (MAINa-90° et MAINa-0° expérimentaux, MAINa-0° numérique) impacté à ~ 175 m/s.



Face supérieure/inférieure 1  
MAINa-0°

Figure VI-57. Comparaison entre l'endommagement expérimental et numérique avec la densité de fissures numérique, pour le MAINa-0° impacté avec le projectile à bout plat à ~ 175 m/s et 6 μs après impact.

### VI.3 Fragmentation dynamique avec les essais tandem

Cette partie a pour but de poursuivre, à la fois, l'analyse des essais tandems conduits dans Rossiquet (2012) [21], Zinszner (2014) [18] et Zinszner, Forquin et Rossiquet (2015) [14], et les méthodologies de Forquin et Andò (2017) [20] et de Forquin *et al.* (2018) [15]. Les deux microstructures des matériaux que sont l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et le MAINa (orientation MAINa-0°) sont comparées. La plupart des résultats font l'objet d'un papier (Duplan et Forquin (2020 – 2021) [36], *preprint*) en cours d'évaluation par les pairs.

### VI.3.1 Présentation des essais tandem

#### VI.3.1.1 Montage et tomographie (tandem)

##### VI.3.1.1.i Configuration globale

L'impact tandem est représenté sur la Figure VI-58 (a). Cet essai a été développé pour étudier le comportement d'une céramique fragmentée (obtenue après le premier impact) à l'impact. La première étape est un essai d'impact normal conduit avec un projectile à bout plat (Figure VI-58 (b)) sur une céramique confinée dans un système empêchant toute perte de fragments. La deuxième étape est un essai d'impact pénétrant conduit avec un projectile à bout pénétrant (Figure VI-58 (b) : bouts conique ou hémisphérique) sur la céramique endommagée suite à l'impact normal. Ainsi, il est possible d'analyser la résistance résiduelle confinée de la céramique fragmentée vis-à-vis d'un chargement d'impact à la pénétration. Le comportement mécanique est déduit de la mesure de la vitesse matérielle en face arrière du *backing*. Les trois projectiles possèdent la même masse (~ 9,10 g), le projectile de l'impact normal étant identique à celui utilisé pour les essais EOI, tout comme les sabots en Téflon® ; les hauteurs des deux autres projectiles (13,27 et 11,60 mm) étant choisies de manière à atteindre une masse identique à celle du projectile « normal ».

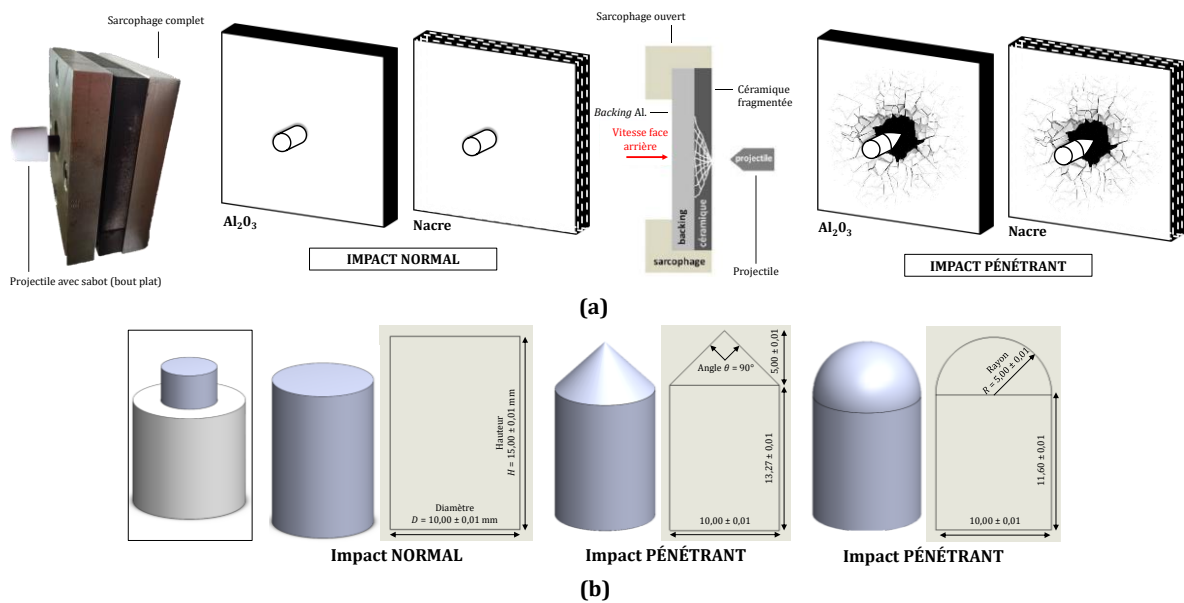


Figure VI-58. (a) Essai tandem, avec vues sur l'impact normal et sur l'impact pénétrant (adaptée de [18]) avec les orientations d'intérêt du MAINa-0° (traduite de [36]). (b) Formes et dimensions des projectiles (traduite de [36]).

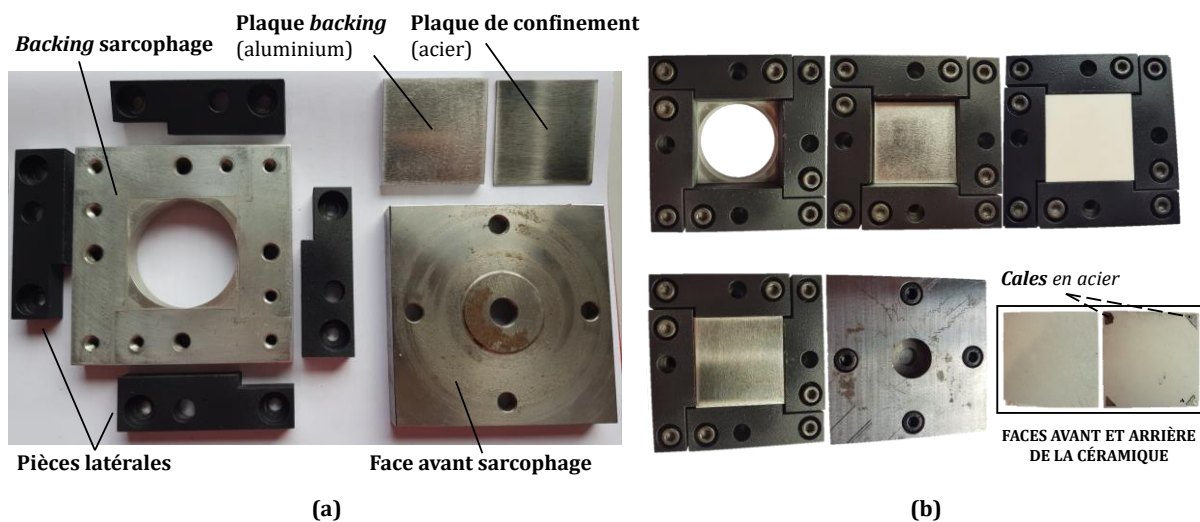
Les carreaux des céramiques sont de dimensions 50 × 50 × 7 mm<sup>3</sup>, avec des finitions assurant un strict parallélisme des surfaces (écart maximal de 0,05 mm), sans polissage des faces. Les masses des carreaux d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> sont comprises entre 69 et 70 g pour des masses volumiques expérimentales autour de 3838 kg.m<sup>-3</sup>. Les épaisseurs ont été mesurées à : 7,03, 7,14 et 7,17 mm. Les masses du MAINa-0° sont comprises entre 61 et 62 g dont un carreau à environ 54 g (avec l'épaisseur la plus fine pour l'échantillon « Tandem-MAINa-2 ») pour des masses volumiques expérimentales autour de 3906 kg.m<sup>-3</sup>. Les épaisseurs ont été mesurées à : 6,27, 6,30, 6,28 et 5,63 mm ; les épaisseurs sont plus fines (d'où des valeurs de masses volumiques plus faibles pour le MAINa-0°) car il fut difficile de garder les 7 mm après le contrôle qualité du parallélisme.

La vitesse d'impact est fixée à 175 m/s dans le cas de l'impact normal et de l'impact pénétrant à bout conique, tandis qu'une vitesse d'impact de 145 m/s est fixée dans le cas d'un impact pénétrant à bout hémisphérique.

Comme avec les sarcophages des essais en EOI, les céramiques impactées après l'impact normal (1<sup>re</sup> étape de l'essai tandem) infiltrées sont passées en micro-tomographie aux rayons X. La méthodologie et les différentes étapes d'analyse sont expliquées.

### VI.3.1.1.ii Configuration de l'impact normal

Durant la première étape, le projectile impacte un sandwich aluminium – céramique – acier, l'aluminium ( $49,40 \times 49,40 \times 6 \text{ mm}^3$ ) correspondant au *backing* et l'acier ( $49,40 \times 49,40 \times 1 \text{ mm}^3$ ) correspondant à la face avant. Les différentes pièces du sarcophage sont visibles sur la Figure VI-59 (a). Des cales (ou clinquants ou lamelles) en acier de quelques mm<sup>2</sup> sont collées avec de la glue sur les coins de la face arrière de la céramique pour imposer un espace de 0,1 mm avec le *backing*, ce qui assure une discontinuité d'impédance entre les deux matériaux. Les étapes d'assemblage du sarcophage sont visibles en Figure VI-59 (b). Les propriétés de l'acier ne changent pas par rapport aux expériences en EOI. Les propriétés de l'alliage d'aluminium (nuance 7075) sont estimées par les données qui suivent : masse volumique  $\rho = 2800 \text{ kg.m}^{-3}$ , module de Young  $E = 72 \text{ GPa}$ , coefficient de Poisson  $\nu = 0,33$ , limite élastique de 450 MPa.



**Figure VI-59.** (a) Vue explosée du sarcophage tandem (traduite de [36]) avec (b) les étapes successives d'assemblage : vissage des pièces latérales en aluminium (peintes en noires), positionnement du *backing* de la céramique, positionnement de la céramique (avec les cales), positionnement de la face avant en acier et fermeture de l'assemblage (traduite de [36]).

### VI.3.1.1.iii Configuration de l'impact pénétrant

Après l'impact normal, le sarcophage est retiré de son dispositif de serrage. La plaque avant du sarcophage ainsi que la face avant en acier sont retirées, révélant la céramique fragmentée pour le deuxième impact de type pénétrant. La Figure VI-60 montre le montage et l'installation pour un essai d'impact pénétrant.

Le sarcophage, avec la face avant de la céramique apparente, est placé sur un deuxième dispositif de serrage situé à l'arrière du premier dispositif. Le premier dispositif sert à présent à serrer une plaque épaisse en acier, trouée en son centre, pour stopper le sabot et empêcher l'impact de celui-ci avec la céramique. Le projectile continue ainsi sa course seul. La visualisation s'effectue avec la caméra ultra-rapide Kirana<sup>®</sup> avec un enregistrement fixé à 500 kfps (2  $\mu\text{s}$  d'exposition), sauf pour les échantillons « Tandem- $\text{Al}_2\text{O}_3$ -1 » et « Tandem-MAINa-1 » filmés à 200 kfps (même temps d'exposition). Le passage du projectile devant une des trois barrières de vitesse déclenche les flashes tandis que le signal laser filtré pointant sur la face arrière du *backing* en aluminium déclenche la caméra. La caméra est équipée d'un objectif NIKON Nikkor<sup>®</sup> Lens micro 85 mm F2.8D à basculement. L'interférométrie laser est réglé à 2 m/s/V permettant une mesure de vitesse jusqu'à 20 m/s (maximum autour de 23 m/s).

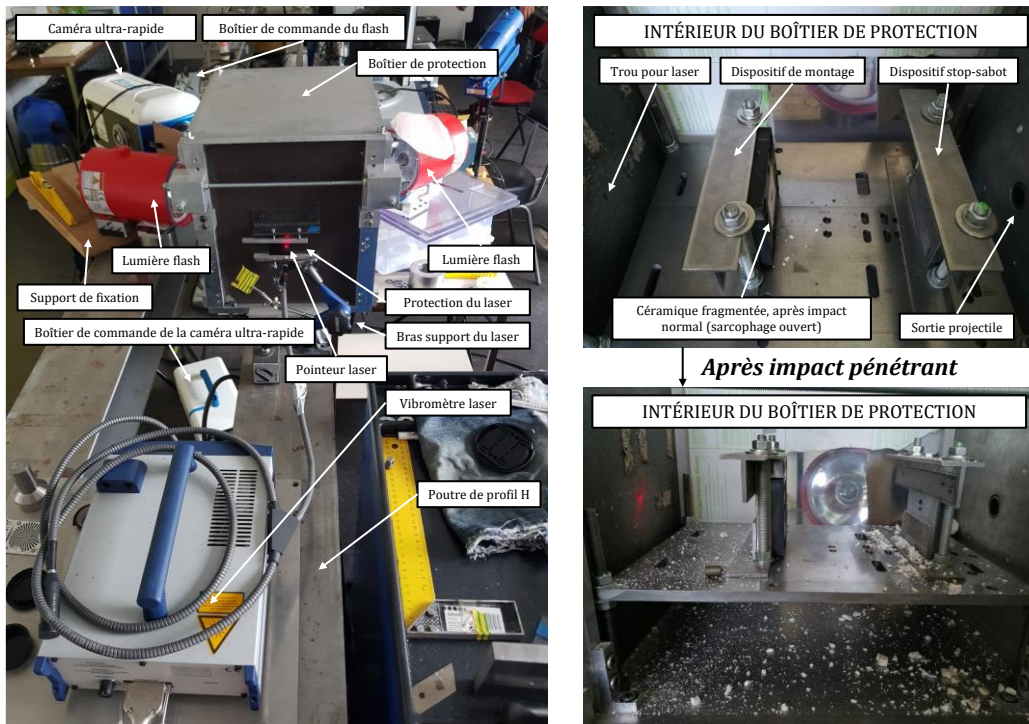


Figure VI-60. Montage d'un impact pénétrant et vues à l'intérieur du box de protection (avant et après impact sur une  $Al_2O_3$ ).

### VI.3.2 Étude des impacts normaux

Une simulation numérique de l'essai normal est conduite avec ABAQUS *Explicit* pour visualiser la fragmentation sous l'impacteur. La géométrie du modèle de l'essai normal est affichée dans l'*annexe E.4*. Avec la simulation numérique DFH, la Figure VI-61 montre que le niveau d'endommagement varie sous l'impacteur et est fonction de la microstructure, d'où l'intérêt de caractériser la pénétration de la résistance de la céramique fragmentée pour chaque céramique.

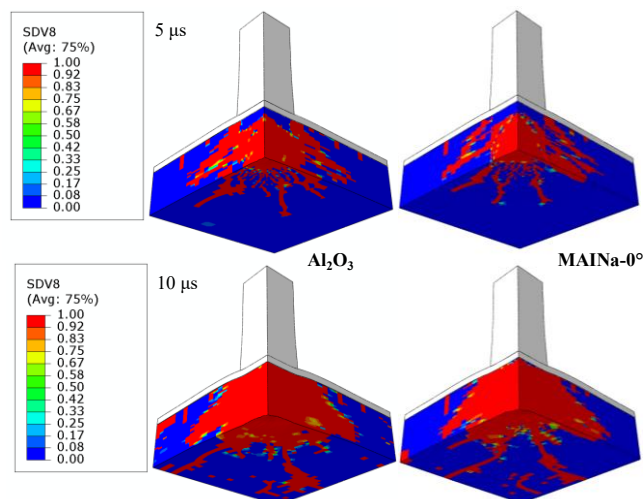
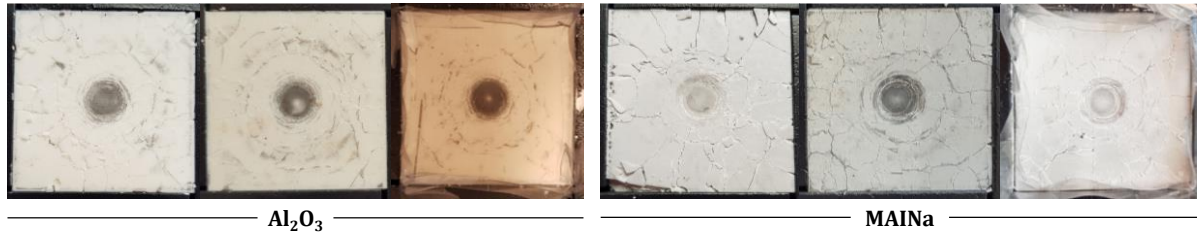


Figure VI-61. Endommagement et densité de fissures pour les deux nuances d'alumine prédits par le modèle numérique DFH.

La Figure VI-62 lève le voile sur l'état de fragmentation expérimental généré suite à l'impact normal après avoir retiré la face avant du sarcophage et la fine plaque d'acier. L'endommagement qui se dessine montre une bonne répétabilité. Comme les échantillons ne sont pas polis, il est difficile de compter le nombre de fissures, spécialement pour l' $Al_2O_3$  où les fissures sont peu visibles par rapport au MAINa. Des cercles de fissures concentriques sont observés en abondance.

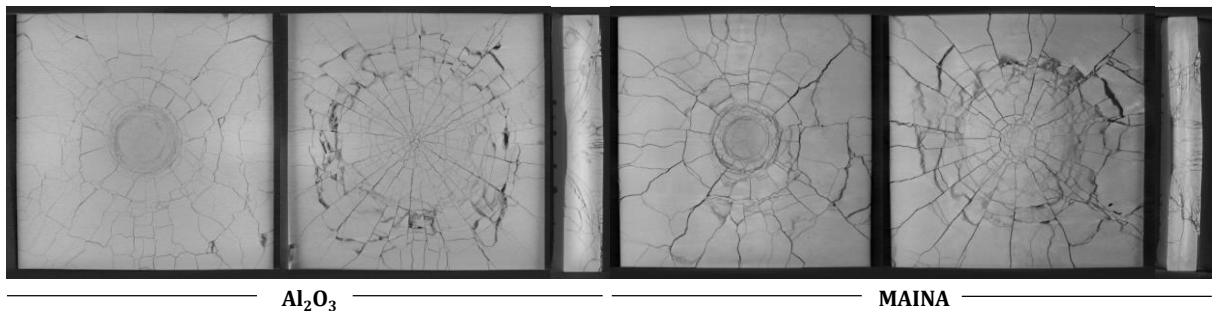




**Figure VI-62.** Observations *post-mortem* après impact normal sur l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et sur le MAINa (de gauche à droite : Tandem- $\text{Al}_2\text{O}_3$ -1, Tandem- $\text{Al}_2\text{O}_3$ -1b et Tandem- $\text{Al}_2\text{O}_3$ -2 ; Tandem-MAINa-1, Tandem-MAINa-1b et Tandem-MAINa-2) [36].

Un échantillon de chaque microstructure (Tandem- $\text{Al}_2\text{O}_3$ -2 et Tandem-MAINa-2) a été analysé par micro-tomographie. Pour rendre cela possible, avant de réaliser l'impact normal, un papier plastique englobe à la fois la céramique et l'acier déposé sur la face avant de la cible. Après impact, la plaque d'acier est retirée et le sarcophage est placé dans une machine d'infiltration (équipement : VACUMET 52® Metkon Instruments Inc.) pour y couler une résine hyper-fluide. La résine s'écoule dans la céramique enveloppée dans son film plastique.

Les paramètres de scan sont les suivants : tension de 100 kV et courant de 250  $\mu\text{A}$  (puissance de 25 W), 112 minutes de durée totale de scan, produisant 1800 tranches (images  $1800 \times 1800$  pixels, 400 pixels à travers l'épaisseur). La taille de voxel est de 30  $\mu\text{m}$ . Trois tranches peuvent être visualisées sur la Figure VI-63 en niveaux de gris (deux vues coronales et une vue sagittale des images avec une résolution en pixel divisée de moitié).



**Figure VI-63.** Images 2D des échantillons reconstruits en 3D des faces avant, arrière et latérale (coupe transversale selon un axe vertical) de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et du MAINa (affichage après mise à l'échelle par interpolation bilinéaire).

Le MAINa semble produire moins de fissures et donc de plus gros fragments. Pour le quantifier, la même méthode utilisée en EOI pour estimer la densité de fissures  $\lambda_{cracks}$  est utilisée. À partir de la Figure VI-64, celle-ci se manifeste comme étant 2 à 3 fois plus petite dans le MAINa que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  par rapport au point d'impact. Plus particulièrement, alors que  $\lambda_{cracks}$  est drastiquement plus petite en s'éloignant de la zone d'impact, le rapport de  $\lambda_{cracks}$  entre les microstructures augmente. Ce constat ressort à la fois pour la face avant et pour la face arrière d'après le Tableau VI-1. Ainsi, des fragments plus gros pour le MAINa sont effectivement attendus par rapport à l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

La distribution des fragments est analysée à partir des images tomographiques à l'aide d'un code Python et du *package* SPAM. Sur le logiciel *open-source* pour le traitement d'images FIJI et afin de réduire le temps de traitement, les images sont préliminairement réduites en taille (division par 2, passant de  $1800 \times 1800 \times 400 \text{ px}^3$  à  $900 \times 900 \times 200 \text{ px}^3$ ) en utilisant une interpolation bilinéaire. Les étapes du traitement pour discrétiser les différents fragments, comme cela fut employé par Forquin et Andò (2017) [20], sont décrites par la suite. Un opérateur de Sobel 3D est employé pour la détection des fissures en scrutant les gradients de niveaux de gris. Puis, un filtre médian 3D réduit le bruit pour faciliter le choix de la valeur seuil de binarisation. Le seuillage transforme l'image en niveaux de gris en une image en « noir et blanc » à deux valeurs (0 ou 255 si un octet), selon si la valeur est inférieure ou supérieure au seuil défini. L'avant-dernière étape repose sur la segmentation des fragments, c'est-à-dire leur séparation à l'aide d'un algorithme *watershed* (« bassin versant », en référence

au principe de la méthode, cf. annexe E.5.1) basée sur des marqueurs en 3D. L'étape de segmentation est suivie d'une étape d'étiquetage, c'est-à-dire de décompte de chacun des grains séparés par l'attribution d'une valeur ou d'un label. Il arrive que le *watershed* conduise à une sur-segmentation (également une sous-segmentation) des fragments. Dans ce cas, par comparaison avec l'image de référence non traitée par le *watershed*, une opération manuelle de fusion (respectivement de séparation) des grains peut être appliquée pour joindre les grains non-physiques identifiés visuellement et compenser le problème.

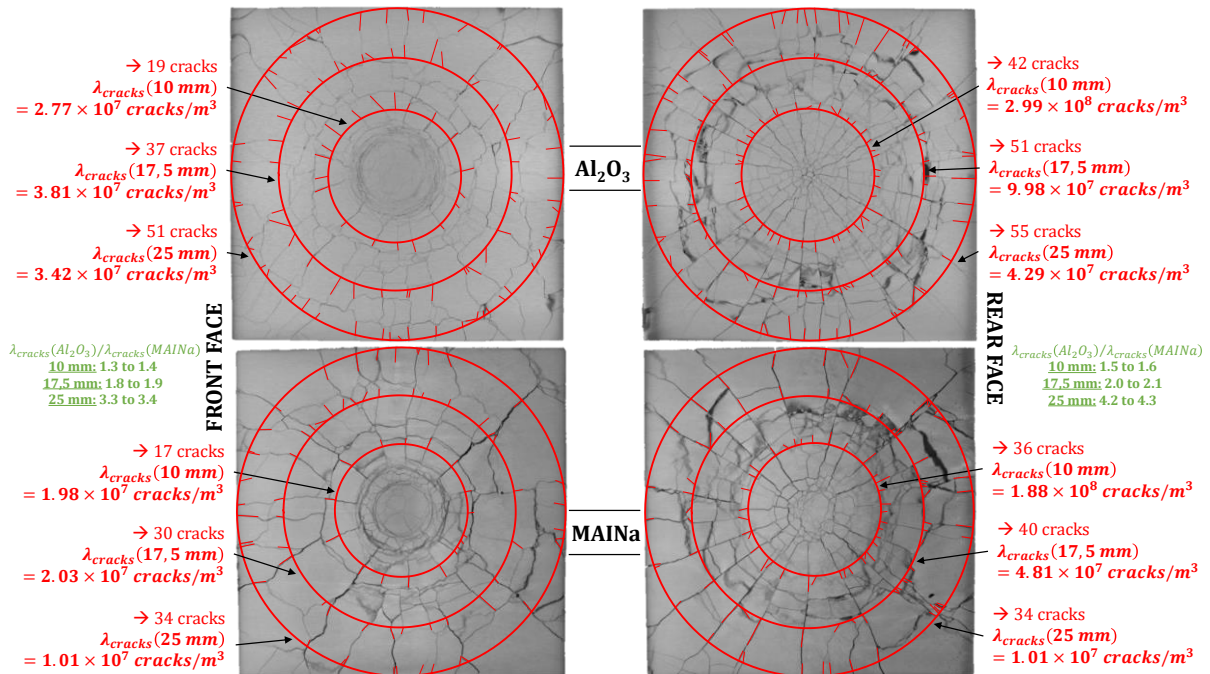


Figure VI-64. Appréciation *post-mortem* de la densité de fissures basée sur la tomographie des céramiques après impact normal [36].

Tableau VI-1. Rapport des densités de fissures (faces avant et arrière) entre les deux alumines pour trois distances au point d'impact.

Expérience tandem et vitesse d'impact	Céramique	Face	r = 10 mm	r = 17,5 mm	r = 20 mm
			Rapport $\lambda_{cracks} (Al_2O_3/MAlNa-0^\circ)$		
Impact normal (175 m/s)	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Avant	1,3 à 1,4	1,8 à 1,0	3,3 à 3,4
	MAINa-0°				
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Arrière	1,5 à 1,6	2,0 à 2,1	4,2 à 4,3
	MAINa-0°				
<b>Commentaire</b>			Haute densité	Moyenne densité	Basse densité
En s'éloignant du point d'impact (où la densité de fissures devient plus petite), le rapport des tailles des fragments entre l'Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> et le MAINa-0° augmente.					

Le code de *post*-traitement utilisé ici est similaire à celui déployé dans Forquin et Andò (2017) [20], excepté le fait qu'un filtre hessien est appliqué avant toute chose. Ce filtre prend la dérivée seconde d'un signal comme une image (matrice du second ordre des dérivées partielles d'une fonction scalaire ou d'une image). En utilisant la matrice hessienne et le déterminant de la matrice (un invariant matriciel), il est possible de savoir si un point d'une surface de l'image est un *minimum*, un intermédiaire, ou un *maximum* local ; le filtre hessien maximal permet de mieux discriminer les fissures entre elles et donc de faciliter la séparation des fragments ultérieurement [36]. Après application du filtre hessien, le seuillage est réalisé directement sur les images filtrées. Cependant, l'application du seuillage sur les images hessiennes conduit à des images bruitées, une fonction est donc utilisée pour détecter les plus petits labels (considérés comme du bruit) afin de les supprimer. Enfin, SPAM possède une boîte à outils pour créer rapidement des images labélisées grâce à un *watershed* séparant la phase solide simple interconnectée en particules individuelles ; l'algorithme de *watershed* de SPAM étant basé sur

Beare et Lehmann (2006) [37]. Lors du processus de *watershed*, la résine qui « colle » l'ensemble des fragments entre eux se retrouve également labélisée en différents fragments. Ceci est un désavantage par rapport à la labellisation faite pour les essais EOI ; une opération manuelle est requise pour les supprimer. Au final, les différentes étapes du *post-traitement* sont reportées dans la Figure VI-65. Dans cette-dernière figure, l'étape « g. » n'est pas nécessaire durant l'analyse des sarcophages en EOI puisqu'il n'y a pas de résine, le résultat est obtenu dès l'étape « f. ». À la fin du processus, les fragments sont colorés avec un panel de couleurs provenant d'un *plugin* de Fiji (*glasbey inverted*, une table de couleurs distinctes qui utilise le noir comme premier indice de couleur).

Alors que le code se trouve être satisfaisant pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , une inspection visuelle de la Figure VI-66 montre une légère sur-segmentation des fragments les plus larges dans le cas du MAINa, comme pointé par les flèches rouges vers certains fragments. Ce problème était déjà rencontré par Forquin et Andò (2017) [20]. Pour lutter contre cela, une étape additionnelle est ajoutée, consistant en une étape manuelle de fusion des labels qui peut être automatisée avec une fonction SPAM et avec un nouveau paramètre de seuillage. La nouvelle comparaison est montrée sur la Figure VI-67.

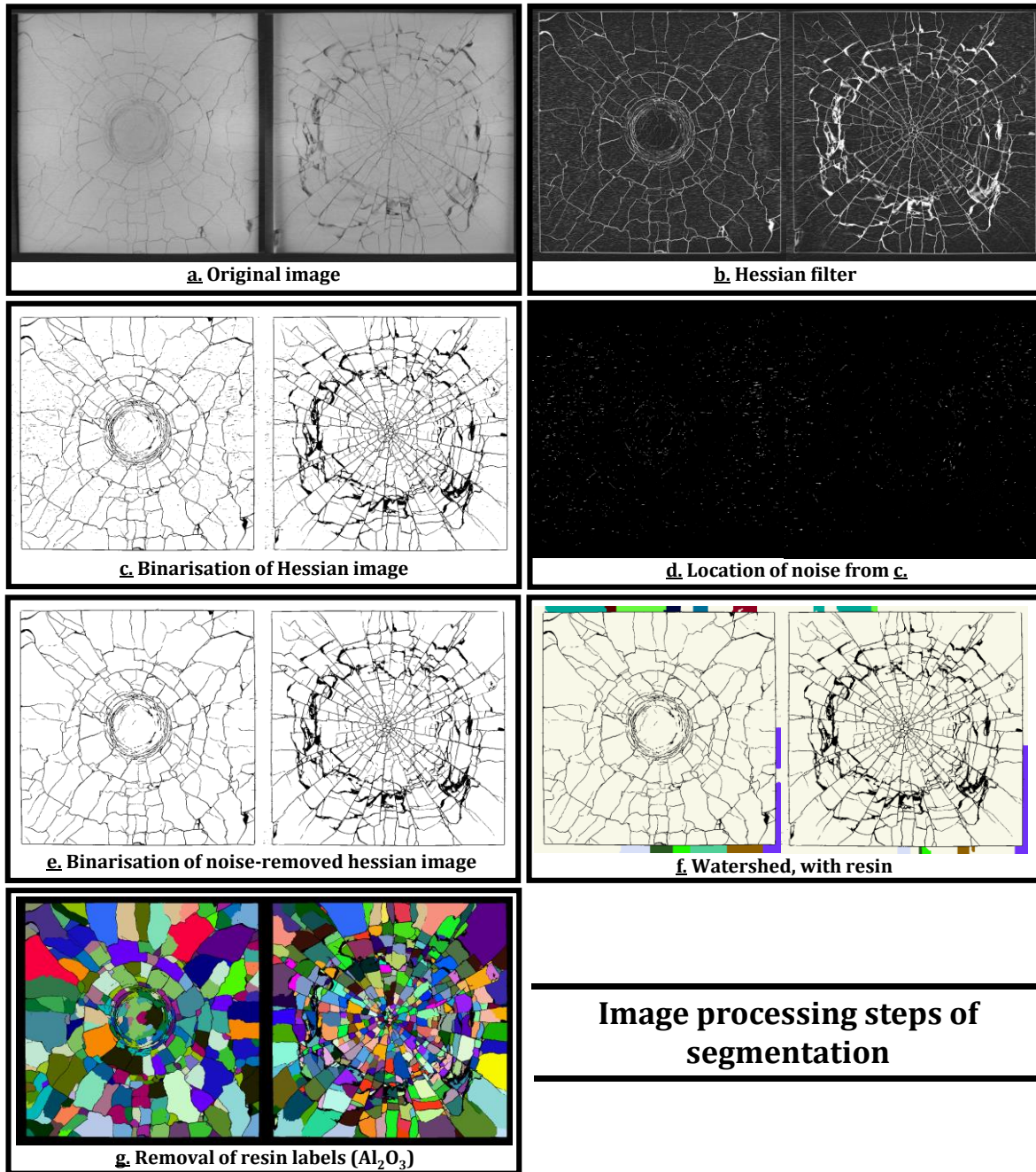


Figure VI-65. Étapes de traitement de segmentation, exemple de l' $Al_2O_3$  [36].

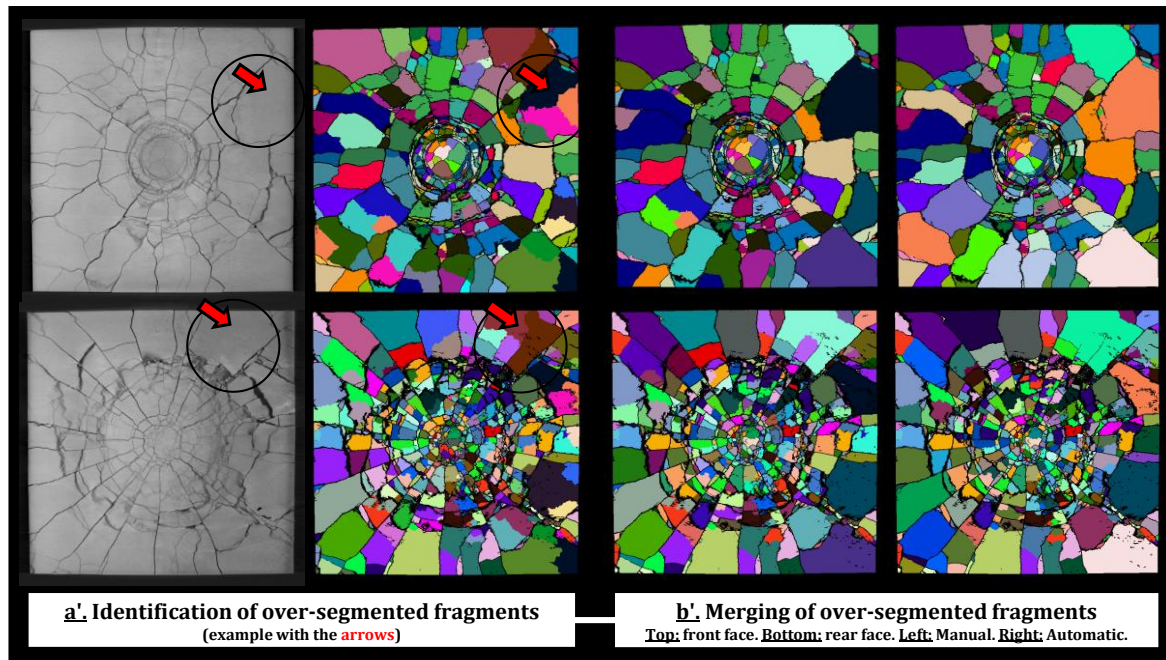


Figure VI-66. Comparaison entre les images tomographiques et les images segmentées, exemple du MAINa [36].

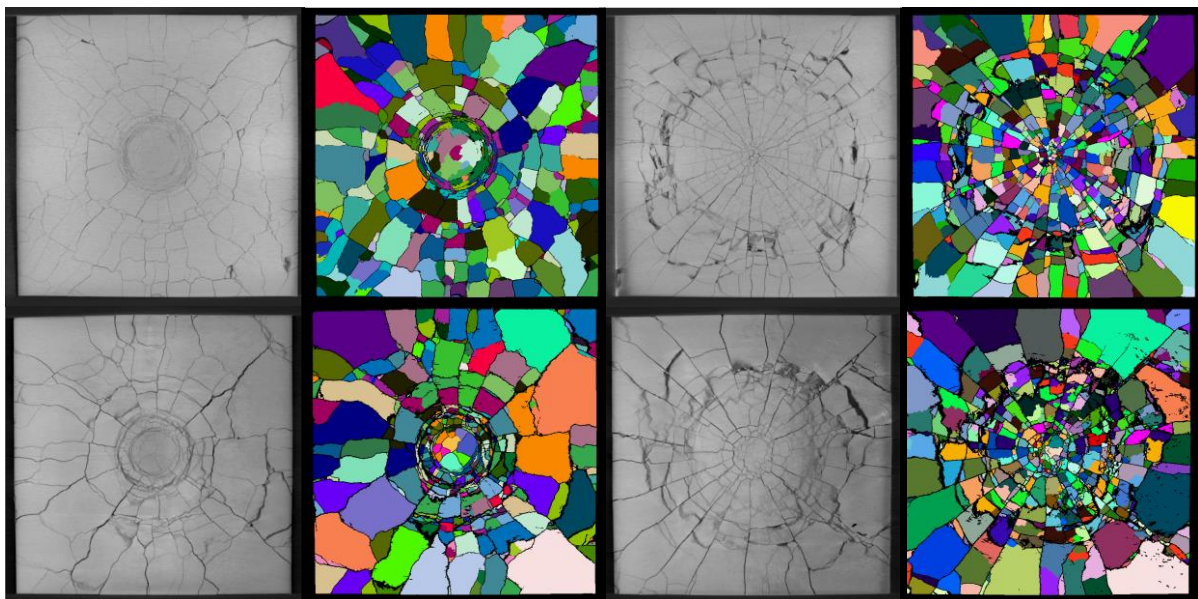


Figure VI-67. Comparaison finale entre les images tomographiques et les images segmentées pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  (en-haut) et le MAINa (en-bas, fusion automatique des fragments sur-segmentés) [36].

Le volume équivalent de chaque fragment est calculé, c'est-à-dire le volume qu'aurait un objet si toute sa masse était ramenée à une sphère. Ainsi, le diamètre équivalent est calculé à partir du rayon du fragment  $R_{fragment}$  extrait de la formule du volume d'une sphère équivalente ( $4/3 \cdot \pi \cdot R_{fragment}^3$ ). Trois valeurs de seuillage des images filtrées avec le filtre hessien sont considérées pour évaluer l'influence du paramètre de seuillage sur la distribution des fragments, Figure VI-68 (a) pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  ; tandis que l'*annexe E.5.2* montre un aperçu du seuillage sur les images tomographiques considérant ces trois valeurs. La valeur seuil de 1000 fournit trop de bruit pour représenter correctement la distribution des fragments. D'un autre côté, les valeurs seuils de 1500 et de 2000 mènent à des tendances similaires ; la valeur de 1500 a été choisie pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et la valeur de 1000 pour le MAINa. De même, quatre valeurs de seuillage utilisées pour le traitement de la sur-segmentation du MAINa sont considérées pour évaluer l'influence du paramètre de seuillage sur la distribution des fragments,

Figure VI-68 (b) pour le MAINa. Les valeurs seuils testées mènent à des tendances proches ; la valeur de 2500 a été choisie.

La distribution cumulative des fragments donne une indication sur l'intensité de fragmentation dans les carreaux de tandem d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> et de MAINa comme illustré à travers la Figure VI-69 : en moyenne, les fragments générés dans le MAINa semblent être plus gros que ceux de l'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Au-dessus de 4 à 6 mm, ce qui correspond aux fragments générés avec un taux de déformation plus bas dans la zone périphérique par rapport à la zone centrale de la cible, la différence peut être considérée comme significative. La Figure VI-69 confirme alors l'inspection visuelle et l'estimation des densités de fissuration observées sur la Figure VI-64, tout comme le commentaire du Tableau VI-1. Effectivement, la principale différence entre les deux microstructures concerne les fragments les plus larges, pouvant s'expliquer par la différence de ténacité entre les deux matériaux. De plus, le résultat de la Figure VI-69 soutient l'intérêt du MAINa-0° concernant le scénario d'un impact multiple (multi-impact) puisque des fragments plus gros sont créés, tandis que son intérêt pour un impact simple (mono-impact) reste encore à confirmer [36].

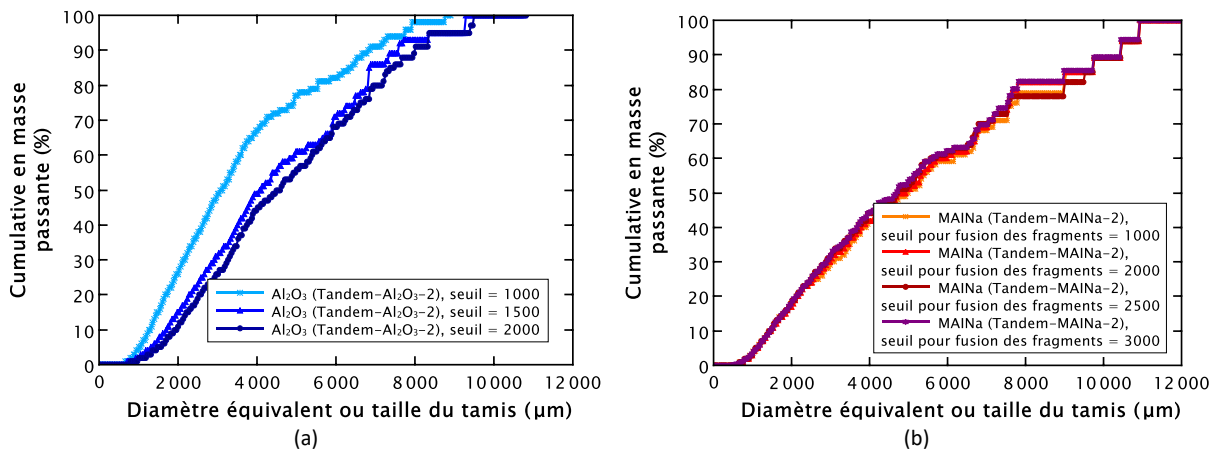


Figure VI-68. Distribution cumulative en masse des fragments d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> en fonction de trois valeurs de seuillage, 1500 est la valeur choisie (traduite et adaptée de [36]). (b) Distribution cumulative en masse des fragments de MAINa en fonction de quatre valeurs de seuillage sur les images des fragments sur-segmentés, 2500 est la valeur choisie (la valeur de seuillage correspond à un nombre de voxels qui définissent le contact).

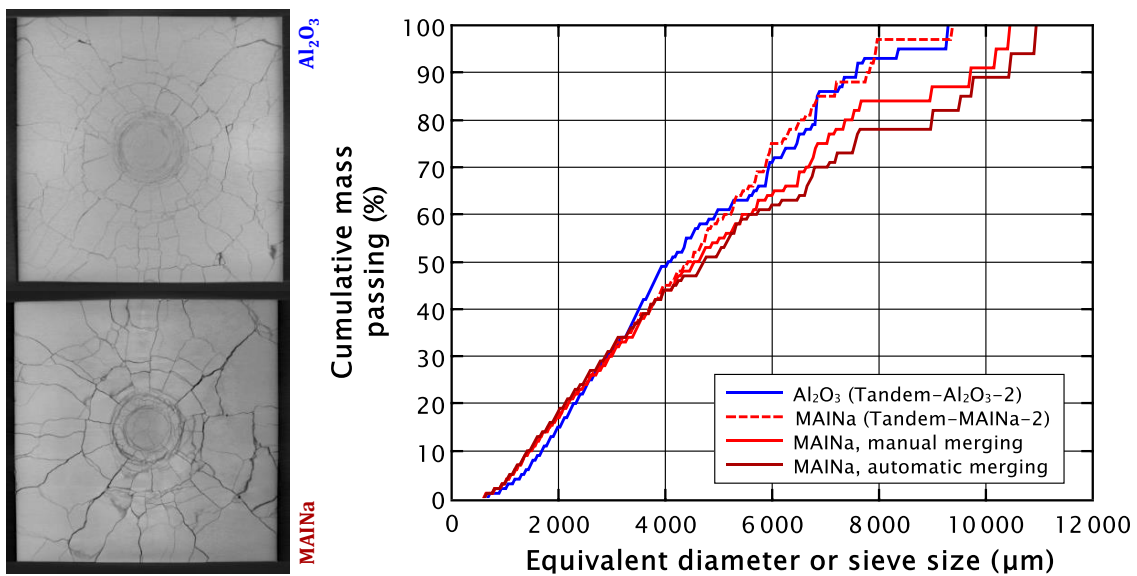


Figure VI-69. Distribution en taille des fragments *post-mortem* extraits par tomographie. Les masses mesurées avant (carreau) sont les suivantes : 69,50 g (Tandem-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-2) et 53,89 g (Tandem-MAINa-2).

Deux vues transversales des céramiques, visibles sur la Figure VI-70, sont exposées (tranches au milieu). L'excès de résine est visible et peut être aperçu sur le dessus de chaque carreau, correspondant à une intensité basse due à la plus basse densité de la résine par rapport à celle des céramiques. De plus, une légère déformation des carreaux de céramique peut être visible et semble être plus importante pour le MAINa. Par ailleurs, les fragments du MAINa semblent être distribués de manière horizontale tandis que les fragments de l' $Al_2O_3$  semblent être plus distribués le long d'une direction longitudinale ou une orientation inclinée.

Contrairement aux essais EOI, pour lesquels le MAINa-0° semble fragmenter autant voire plus que l' $Al_2O_3$ , en tandem c'est le MAINa-0° qui fragmente moins. L'origine d'une telle différence reste à expliquer. La proposition est la suivante, en lien avec un effet d'échelle. En tandem (échantillon  $50 \times 50 \times 7 \text{ mm}^3$ ), la fissure du MAINa-0° est déviée par les plaquettes sur une distance le long de la longueur ou de la largeur et pouvant être de  $50/2 = 25 \text{ mm}$ . Or, en EOI (échantillon  $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$ ), la fissure du MAINa-0° est déviée par les plaquettes sur une distance le long de l'épaisseur et pouvant être de  $7/2 = 3,5 \text{ mm}$ , donc sur une distance plus courte. Le constat selon lequel la différence de comportement entre l' $Al_2O_3$  et le MAINa-0° s'exprime principalement loin de la zone d'impact serait retrouvé. Les résultats tandem indiquent que la différence entre les deux matériaux aluminés ( $Al_2O_3$  et MAINa-0°) est notable pour les tailles de fragments les plus larges, vers 4 mm de diamètre.

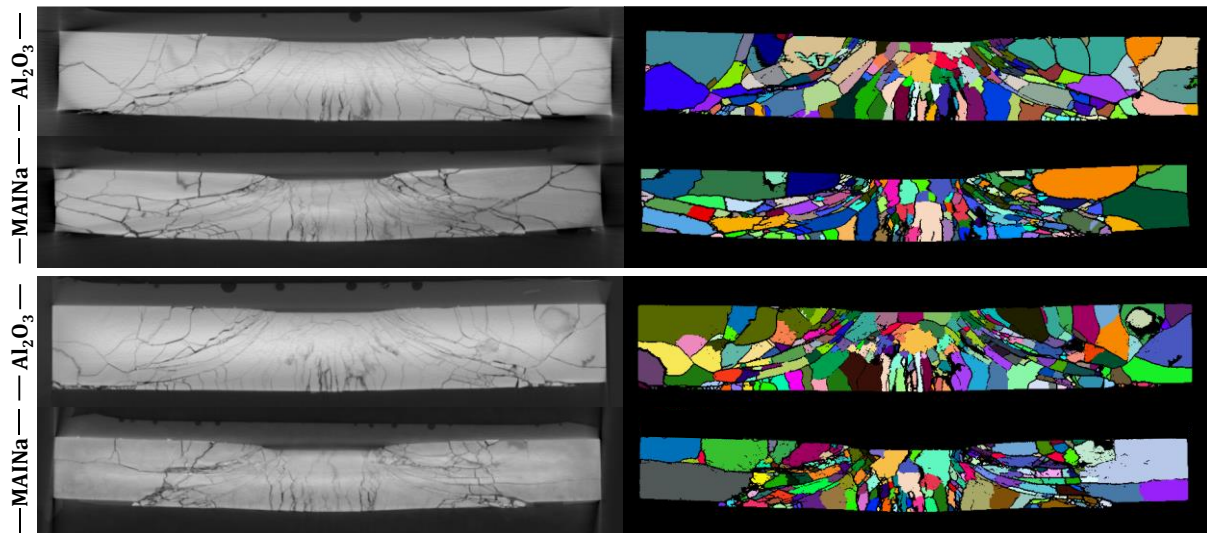


Figure VI-70. Visualisation *post-mortem* de deux sections transversales (en-haut : coupe horizontale, en-bas : coupe verticale) de l' $Al_2O_3$  et du MAINa provenant des images tomographiques mises à côté de leurs images segmentées correspondantes (adaptée de [36]).

### VI.3.3 Étude des impacts pénétrants

Suite aux essais d'impacts normaux ayant conduit à la fragmentation des céramiques, les échantillons restants de chaque microstructure (Tandem- $Al_2O_3$ -1 et -1b, Tandem-MAINa-1, -1b et -1b Hemi) sont impactés avec un projectile à bout pénétrant pour pouvoir étudier leur comportement en *post-fragmentation*. Plusieurs images, choisies à différents temps, sont présentées en Figure VI-71. Le temps initial ( $t = 0 \mu\text{s}$ ) est établi arbitrairement lorsque le projectile est sur le point d'atteindre la cible en céramique, bien que la position exacte soit difficile à définir à cause de l'angle de la caméra. Pour améliorer la visibilité des images, la luminosité a été amplifiée de 40 % pour l' $Al_2O_3$  et de 20 % pour les deux MAINa. L'angle que forme le projectile avant impact est relativement petit. Au cours des 120 premières  $\mu\text{s}$ , les fragments autour du point d'impact sont éjectés tandis que les fragments plus loin du point d'impact restent dans leur position initiale durant le temps d'acquisition. Les fragments récupérés sont observables sur la Figure VI-72 (a) avec les *backings* correspondants.

Les profils de vitesse, mesurés en face arrière du *backing* d'aluminium, sont récupérés et tracés pour les deux microstructures, Figure VI-72 (b). Des pointillés horizontaux sont appliqués lorsque le signal laser a saturé. L' $Al_2O_3$  a été testée avec une seule géométrie de projectile (bout conique), le MAINa a lui été testé avec deux géométries de projectile (bout conique, bout hémisphérique). Au regard du bout conique : durant les premières microsecondes, la vitesse augmente bien plus rapidement avec le MAINa qu'avec l' $Al_2O_3$  ; cette accélération plus grande avec le MAINa traduit, supposément, une plus grande résistance à la pénétration de la céramique nacrée.

Au regard du bout hémisphérique : grâce au MAINa testé avec les deux bouts de projectile, l'amplitude de la vitesse particulière est plus grande lorsque l'impact est conduit avec un projectile à bout hémisphérique même avec une vitesse plus basse (145 m/s au lieu de 175 m/s), démontrant ainsi l'influence de la forme de la pointe du projectile sur la résistance à la pénétration. La pente de montée de vitesse semble être la même quelque soit le projectile utilisé pour le MAINa.

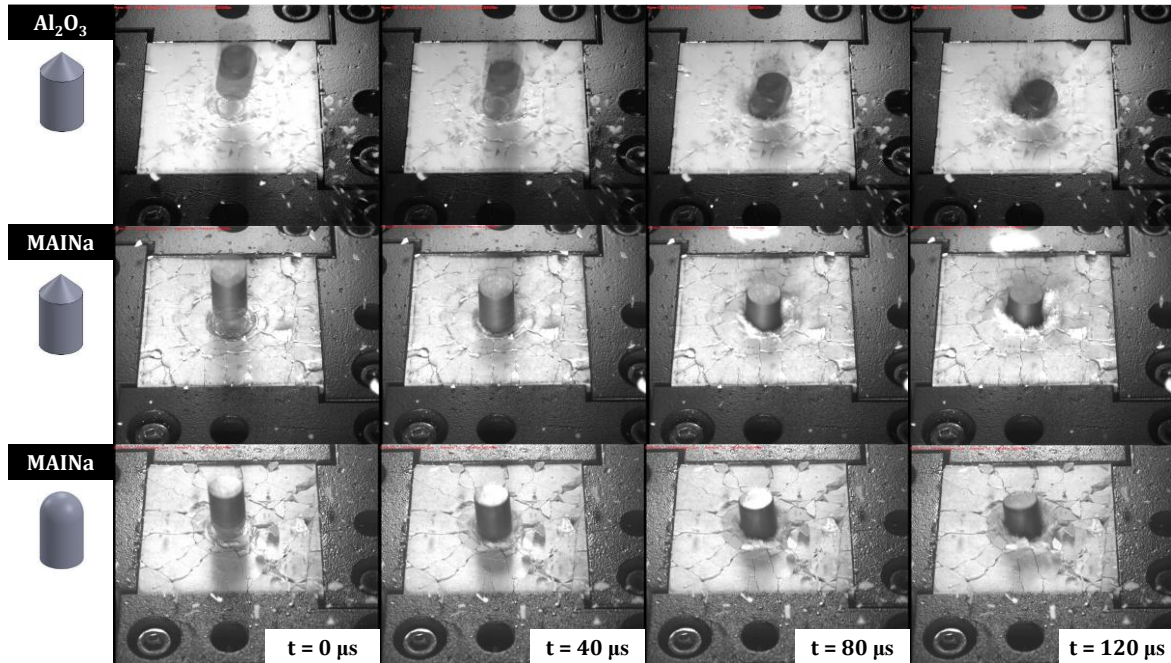


Figure VI-71. Essai pénétrant visualisé par imagerie ultra-rapide pour quatre temps différents, pour des vitesses d'impact de 175 m/s et de 145 m/s (dernier échantillon avec projectile à bout pénétrant hémisphérique) [36].

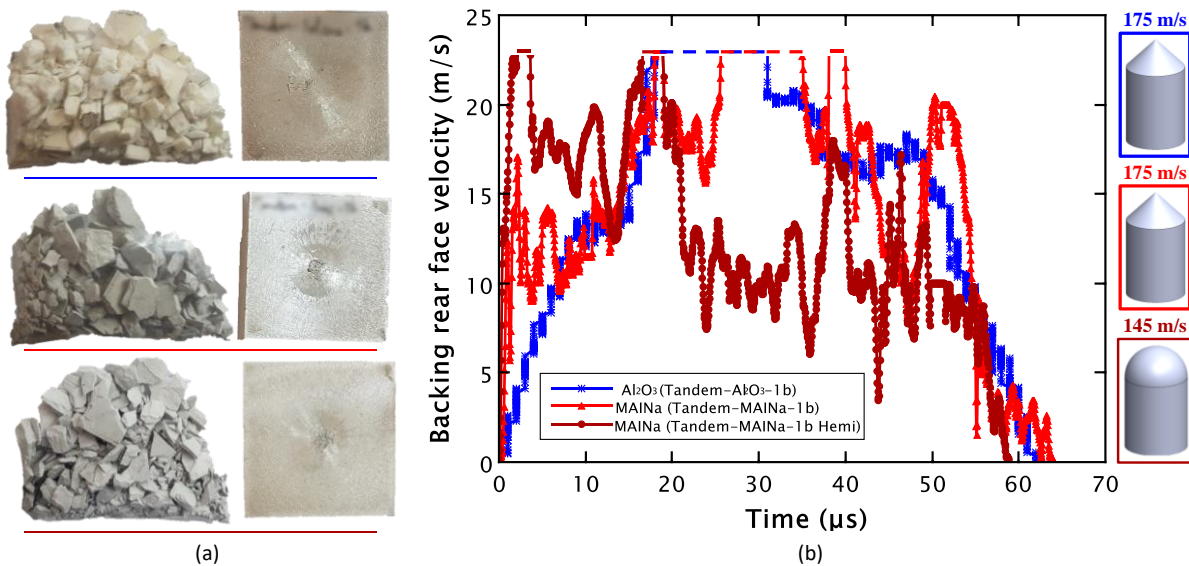


Figure VI-72. (a) Fragments des céramiques après l'impact pénétrant, avec la face avant (face directement impactée) des *backings* en aluminium visible. (b) Vitesses en face arrière du *backing* en aluminium pour les tests réalisés sur les céramiques d' $Al_2O_3$  et de MAINa (échantillons : Tandem- $Al_2O_3$ -1b, Tandem-MAINa-1b et 1b Hemi) avec deux formes de projectiles correspondants [36].



### VI.3.4 Identification de la loi de Drucker-Prager à partir du signal de vitesse des impacts perforants

#### VI.3.4.1 Calibration du modèle

Une simulation numérique de l'essai pénétrant est conduite avec ABAQUS *Explicit*. La Figure VI-73 affiche la géométrie du modèle de l'essai pénétrant utilisé pour les céramiques d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et de MAINa-0° testées expérimentalement. La vitesse d'impact est fixée à 175 m/s lorsque le projectile à bout conique est utilisé, à 175 et 145 m/s lorsque le bout hémisphérique est utilisé. Deux conditions de symétrie sont aussi considérées (quart de modèle). Le maillage est fait d'éléments C3D8R de tailles 0,25 mm pour le projectile, 0,25 mm sous le projectile (maillage structuré) à 1,00 mm pour la céramique (maillage créé avec un algorithme à front avançant et non avec un algorithme structuré), 1,00 mm pour le *backing* en aluminium et 0,50 mm pour la partie en acier à l'arrière. Un *general contact* avec un coefficient de frottement de 0,1 est appliqué. Ici aussi, comme pour l'impact normal, le déplacement est fixé à zéro sur tous les nœuds appartenant à la surface arrière pour empêcher tout déplacement selon la direction Y. Pour la céramique, les paramètres  $\rho$ ,  $E$  et  $\nu$  sont utilisés pour la simulation élastique avec, en plus, des paramètres du modèle de Drucker-Prager.

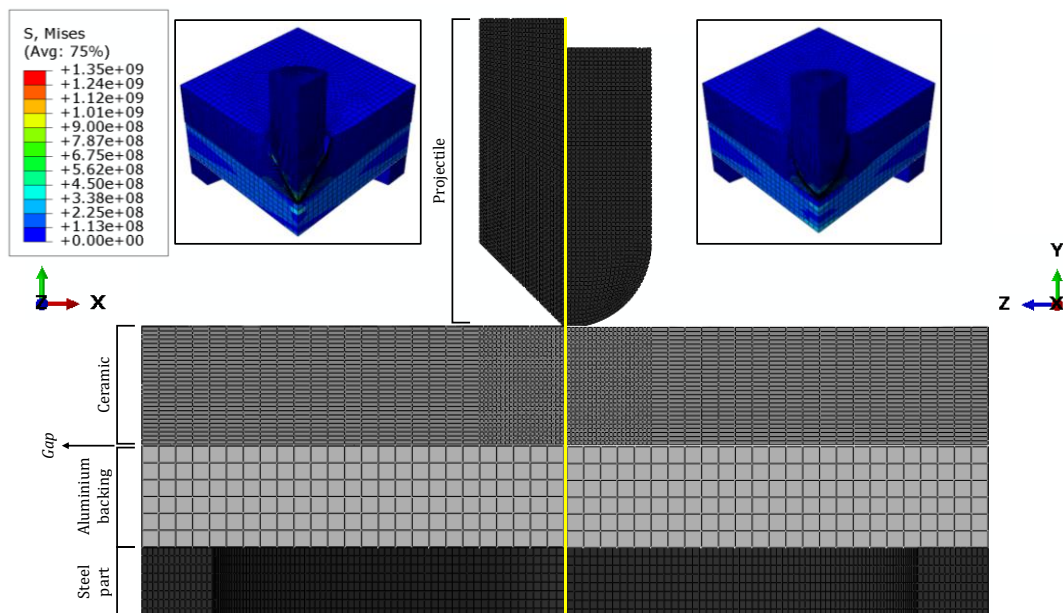
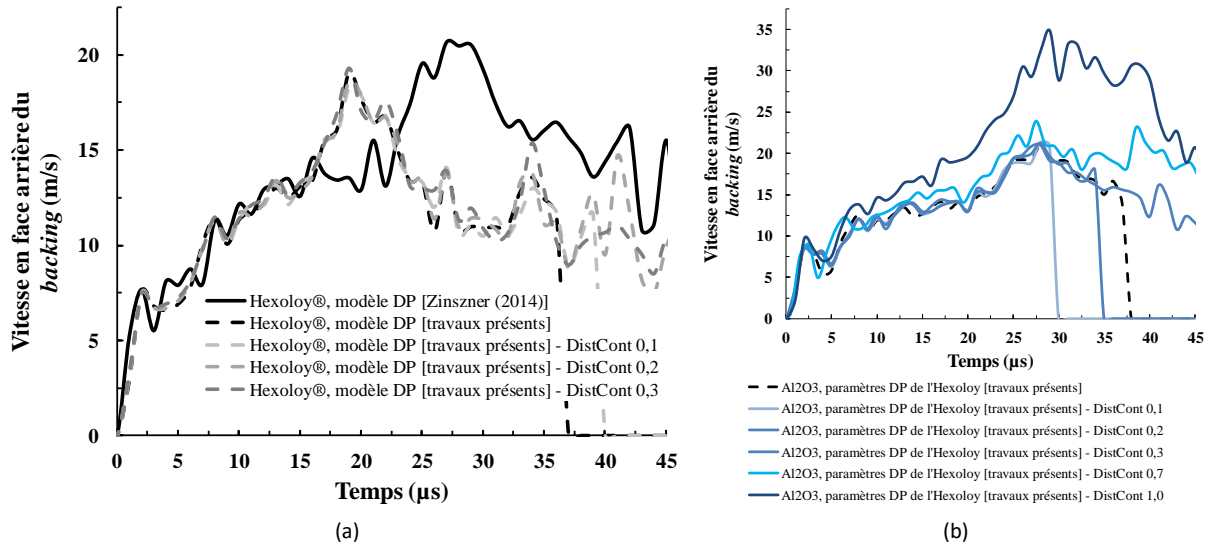


Figure VI-73. Modèle numérique de l'impact pénétrant en tandem, considérant les deux types de projectile (bout conique et bout hémisphérique), avec les champs de la contrainte équivalente de von Mises au sein de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  impactée à 175 m/s à la fin de la simulation (100  $\mu\text{s}$ , avec 1  $\mu\text{s}$  de temps inter-images) [36].

Dans un premier temps, le modèle numérique utilisé dans la thèse de Zinsner (2014) [18] pour la simulation de l'Hexoloy SA®, avec les paramètres de Drucker-Prager associés, est reproduit (entrevu en introduction du chapitre dans la section « VI.1.3.1 »). Une étude poussée sur l'application de l'essai tandem en numérique est consultable dans l'*annexe E.6*. Dans un deuxième temps, le modèle numérique est modifié pour correspondre aux essais expérimentaux réalisés dans cette thèse, prenant en compte les modifications des dimensions des céramiques ( $60 \times 60 \times 8 \text{ mm}^3$  à  $50 \times 50 \times 7 \text{ mm}^3$ ) et de la plaque trouée circulairement située en face arrière du sarcophage (diamètre et épaisseur non identiques). La comparaison entre les deux modèles est montrée sur la Figure VI-74 (a). Contrairement au SiC, avec l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , la simulation ne va pas à terme avec le modèle des essais réalisés ici (redescente de la courbe vers 36  $\mu\text{s}$ ) à cause d'une distorsion excessive des éléments de la céramique situés sous le projectile. Comme il n'y a pas de critère (ou de modèle) d'endommagement, rien n'empêche les éléments finis de se déformer puisqu'ils ne sont pas supprimés, et lorsque les niveaux de déformation sont trop grands, la simulation s'arrête. Une option numérique est donc intégrée, appelée *distortion control*, servant à empêcher les éléments solides de s'inverser ou de se tordre excessivement. Le paramètre de

cette option est un rapport de longueur de distorsion dont la valeur si situe entre 0 et 1, étudié sur Figure VI-74 (a), et qui ne doit pas être trop haut pour ne pas changer la réponse physique du matériau. Ce paramètre est finalement fixé à 0,3 *i.e.* une contrainte s’active dès qu’un élément sous compression uniaxiale subit une déformation nominale de 70 %, permettant ainsi de réduire voire de supprimer les problèmes de convergence. La Figure VI-74 (b) montre certains résultats sur Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> en fonction du *distortion control*.



**Figure VI-74.** (a) Simulations numériques de l’impact pénétrant sur Hexoloy SA® utilisant la configuration géométrique de Zinszner (2014) [18] et celle de cette thèse, avec la variation de plusieurs paramètres de *distortion control* : la convergence est atteinte avec 0,3. (b) Simulations numériques de l’impact pénétrant sur Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> avec différents *distortion controls* en utilisant les paramètres de Drucker-Prager de l’Hexoloy SA® : convergence à 0,3 tandis qu’au-delà de 0,3 (ou déjà à 0,7), la réponse du matériau n’est plus physique.

### VI.3.4.2 Identification

Le modèle constitutif plastique de Drucker-Prager est utilisé pour représenter la céramique fragmentée. La réponse expérimentale est reproduite, au travers du signal laser de vitesse en face arrière du *backing*, avec la simulation numérique. Cette simulation a pour but d’identifier les paramètres de DP que sont  $d_0$  et  $\beta$  par approche inverse. Comme mentionné dans la section « VI.1.3.2 », la paramètre  $\beta$  du modèle de Drucker-Prager peut ne pas être unique et sa détermination peut être abordée par une approche heuristique et avec un plan d’expériences. Pour autant, l’identification pour les alumines est mise en route en partant des paramètres de DP de l’Hexoloy SA® de Zinszner (2014) [18], avec la technique qui suit :  $\beta$  est d’abord fixé à 30° puis  $d_0$  change jusqu’à obtenir un profil de vitesse adéquat qui s’apparie le mieux avec les données expérimentales. Puis,  $d_0$  est fixé et différents  $\beta$  sont testés jusqu’à obtenir la meilleur concordance.

Les paramètres numériques considérés dans le modèle de DP dans ABAQUS sont indiqués dans le Tableau VI-2. La Figure VI-75 (pour l’Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) et la Figure VI-76 (pour le MAINa) illustrent la stratégie d’identification. Différentes courbes numériques pour différents paramètres  $\beta$  et  $d_0$  de DP sont juxtaposées avec les courbes expérimentales des deux céramiques pour les trois essais. Le paramètre  $\sigma_{flow}^*$  représente le rapport de la contrainte d’écoulement.

**Tableau VI-2.** Implémentation et paramétrage du modèle de Drucker-Prager dans ABAQUS.

Matériau	Plasticité		Type de comportement durcissant	$\sigma_{flow}^*$ (-)	$\beta$ (°)	$\psi$ (°)
	$d_0$ (MPa)	$\varepsilon_p$ (%)				
Céramique (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> et MAINa)	À identifier	0	Cisaillement	1	À identifier	0

Finalement, l’identification d’un seul jeu de paramètres est délicate et il est plus prudent de donner une gamme de paramètres. La dépendance de ces paramètres en fonction de la pression (notes en *annexe E.7.1*)

n'est pas discutée même si elle devrait être modérée (Anderson Jr., Chocron et Behner (2009) [28]). De même, l'influence des conditions limites sur le modèle numérique est étudiée en *annexe E.7.2*. Les paramètres constants pour chaque céramique sont les suivants :  $d_0 \sim 65 - 95$  MPa pour l' $Al_2O_3$  et  $\sim 55 - 85$  MPa pour le MAINa ;  $\beta \sim 5 - 30^\circ$  pour l' $Al_2O_3$  et  $\sim 30 - 50^\circ$  pour le MAINa [36]. Les valeurs moyennes par rapport à chaque valeur testée durant l'identification numérique sont indiquées dans le Tableau VI-3.

En utilisant l'approximation vue dans le chapitre 4 qui faisait le parallèle avec le modèle de JH-2 sur la relation entre  $\beta$  et  $B$  (paramètre de la contrainte fracturée normalisée), tel que  $B = [(1 + \nu) \cdot (1 - \nu)] / [3 \cdot (1 - \nu) \cdot (1 - 2 \cdot \nu)] \cdot \tan(\beta)$  avait été défini, et avec  $\nu(Al_2O_3) = 0,20$  et  $\nu(MAINa) = 0,26$ , cela donne :  $B \sim 0,058 - 0,385$  pour l' $Al_2O_3$  et  $\sim 0,505 - 1,043$  pour le MAINa. Cronin *et al.* (2003) [38], reposant sur les données d'Anderson Jr., Johnson et Holmquist (1995) [39], donnent un  $B$  de 0,31 pour une alumine.

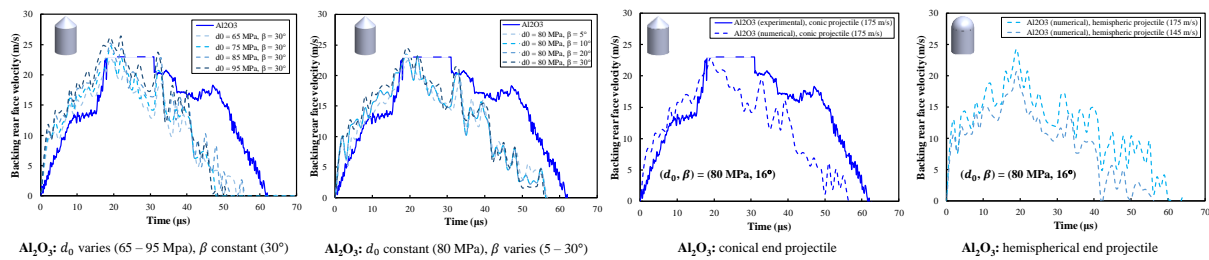


Figure VI-75. Identification des paramètres du modèle de Drucker-Prager (deux graphes sur la gauche) avec la validation par comparaison avec les résultats expérimentaux (deux graphes sur la droite) : cas de l' $Al_2O_3$  [36].

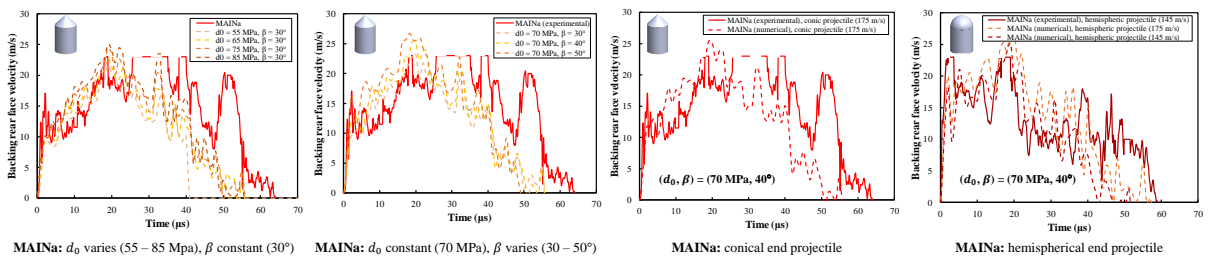


Figure VI-76. Identification des paramètres du modèle de Drucker-Prager (deux graphes sur la gauche) avec la validation par comparaison avec les résultats expérimentaux (deux graphes sur la droite) : cas du MAINa-0° [36].

Tableau VI-3. Paramètres matériaux de Drucker-Prager identifiés pour les deux microstructures ( $Al_2O_3$  et MAINa-0°).

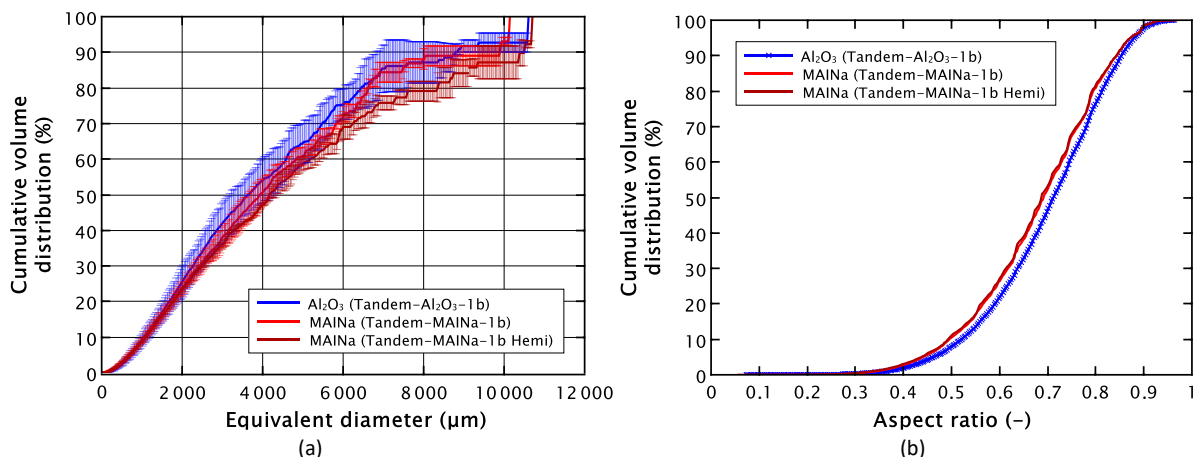
Matériau céramique	Paramètres de Drucker-Prager	
	$d_0$ (MPa)	$\beta$ (°)
$Al_2O_3$	80	16
MAINa	70	40

Par comparaison avec l'Hexoloy SA® ( $d_0 = 35$  MPa ;  $\beta = 30^\circ$  pour Drucker-Prager,  $B = 0,305$  pour Johnson-Holmquist-2 (ou 0,35 dans Cronin *et al.* (2003) [38] reposant sur les données d'Anderson Jr., Johnson et Holmquist (1995) [39])), les deux aluminés fragmentées sont caractérisées par des  $d_0$  plus grands, ce qui s'illustre par une plus haute résistance à la pénétration par rapport au SiC fragmenté. De plus, l'angle de frottement est plus grand pour le MAINa et plus petit pour l' $Al_2O_3$ . En définitif, le MAINa fournit de meilleurs performances en tant que matériau fragmenté durant les essais tandem, et l'origine pourrait être attribuée à la forme et à l'orientation des fragments. La Figure VI-70 avait effectivement révélé que sous le projectile, les fragments du MAINa étaient plus gros et plus horizontaux donc potentiellement plus difficiles à déplacer durant un impact. Par ailleurs, les différents jeux de paramètres ont été trouvés avec la simulation numérique utilisant le projectile à bout conique. En implémentant un jeu de paramètres dans la simulation numérique utilisant le projectile à bout hémisphérique, la réponse expérimentale est bien retrouvée. Les paramètres identifiés avec la première simulation sont donc bien des paramètres matériaux du comportement fragmenté.

### VI.3.5 Distribution des fragments après l'impact pénétrant de l'impact tandem

Suite aux essais d'impacts pénétrants, les fragments sont récupérés pour une analyse plus poussée avec l'Analysette®. La distribution des fragments est donnée sur la Figure VI-77 (a). La taille des fragments pour un impact à une vitesse de 145 m/s (projectile à bout hémisphérique) est clairement plus grosse que celle pour un impact à une vitesse plus élevée de 175 m/s (projectiles à bouts coniques) d'après la comparaison des échantillons « Tandem-MAINa-1b » et « Tandem-MAINa-1b Hemi ». Ensuite, il faut remarquer que la distribution des fragments de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  après l'impact pénétrant (obtenue avec l'Analysette®) est proche de celle obtenue après impact normal (obtenue après analyse tomographique) si les échantillons « Tandem- $\text{Al}_2\text{O}_3$ -2 » et « Tandem- $\text{Al}_2\text{O}_3$ -1b » sont comparés, ce qui est moins le cas pour le MAINa en mettant en parallèle les échantillons « Tandem-MAINa-2 » et « Tandem-MAINa-1b ». Cela suggérerait que les fragments d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  ont eu une plus grande contribution que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  pendant le 2<sup>e</sup> impact. Toutefois, l'écart entre les deux courbes est situé dans la marge d'erreur (écart-type sur les courbes) et la tendance devrait être confirmée.

Tout comme les fragments de MAINa analysés suite aux essais EOI, le rapport d'aspect est extrait de l'analyse avec l'Analysette®, Figure VI-77 (b). Ce rapport est quasiment le même peu importe la vitesse d'impact (145 m/s et 175 m/s pour le MAINa) et la forme du projectile, ce qui tend à démontrer que la taille et la forme des fragments restent inchangées avant et après le second impact. L'autre constat, important, est que le rapport d'aspect est globalement plus petit pour le MAINa que pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Or, les fragments tendent à être circulaires lorsque le rapport d'aspect vaut 1. Les fragments du MAINa sont alors plus allongés que ceux de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Cette différence dans la forme des fragments peut aussi expliquer, en partie, la résistance plus grande du MAINa en impact pénétrant.



**Figure VI-77.** Granulométrie des fragments des céramiques d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  (un seul projectile à bout conique, pour une vitesse d'impact de 175 m/s) et du MAINa (orientation 0°, deux projectiles à bouts coniques et hémisphériques pour des vitesses d'impact respectives de 175 et de 145 m/s) testées en tandem après le second impact (adaptée de [36]). Les masses mesurées avant (carreau) sont les suivantes : 69,48 g (Tandem- $\text{Al}_2\text{O}_3$ -1b), 61,21 g (Tandem-MAINa-1b) et 61,92 g (Tandem-MAINa-1b Hemi).

## VI.4 Conclusion

La fragmentation multiple est un **endommagement intense en traction** qui peut être analysé par différentes approches expérimentales, comme les essais **EOI** ou les essais **tandem**. Ces deux essais permettent d'étudier le comportement en traction d'un matériau fragile, le premier permettant d'accéder aux **mécanismes de fragmentation** et de **valider une simulation numérique selon DFH**, le deuxième permettant d'évaluer la **résistance d'une céramique fragmentée** et d'en **identifier un modèle de comportement comme celui de Drucker-Prager**. Dans ce chapitre, il s'agissait de mieux comprendre le comportement du MAINa en dynamique selon ses deux orientations d'orthotropie (EOI) ou selon sa direction d'intérêt en 0° plus spécialement (tandem).

Concernant les essais EOI. Les essais se sont d'abord focalisés sur l'influence des **conditions de contact**. Un **projectile à bout hémisphérique permet d'obtenir de meilleures conditions de contact** par rapport à un

projectile à bout plat. Pour le MAINa-90°, l'expérimentation mène à une **fragmentation plus importante lorsque le bout plat est utilisé**, bien que ce soit plus mitigé pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  (attribué à un contact de moins bonne qualité). Une première série d'essais expérimentaux étudie les différences de comportement entre les céramiques d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et de MAINa (MAINa-90°). Le **MAINa-90° occasionne une fragmentation 2 à 4-5 fois moins importante que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$**  selon la position par rapport au point d'impact. La distribution en taille des fragments vient appuyer cette inégalité de fragmentation. Une deuxième série d'essais expérimentaux concerne le MAINa uniquement. La conception des échantillons est imaginée de façon à rendre compte de l'influence de l'orientation des plaquettes du matériau sur la fragmentation. Entre les deux orientations du MAINa (MAINa-90° et MAINa-0°), les résultats mettent en évidence le fait que **les fissures suivent l'orientation des plaquettes durant la fragmentation** : l'orientation 0° (plaquettes perpendiculaires à la direction d'impact) conduit à des fissures qui tendent à être horizontales tandis que l'orientation 90° (plaquettes parallèles à la direction d'impact) conduit à des fissures qui tendent à être verticales. De plus, le **0° fragmente davantage que 90°**, allant de 6 à 7 fois plus, ce que confirme qualitativement l'analyse de la taille des fragments après essais. L'orientation à 0° apparaît donc moins performante que son homologue à 90° en EOI. Cependant, l'essai EOI **approxime un essai balistique 3D en 2D (épaisseur fine du carreau), ce qui pourrait bloquer la contribution des plaquettes** dans leur capacité à former des fragments larges loin de la zone d'impact. Enfin, **le modèle DFH semble reproduire l'endommagement des carreaux, en particulier la densité de fissuration de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$** . Cependant, la simulation numérique avec DFH n'est pas mésoscopique. **Sans une considération du MAINa à l'échelle mésoscopique, prenant en compte la distribution des plaquettes et des nanoparticules du matériau, le comportement du MAINa-0° est difficilement reproductible.**

Concernant les essais tandem. L'essai tandem est divisé en deux étapes : un impact normal avec un projectile à bout plat suivi d'un impact pénétrant avec un projectile à bout pénétrant. Ces essais permettent de quantifier le **rôle que jouent les fragments durant un impact** pendant la phase de pénétration. Les microstructures d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et de MAINa-0° sont comparées. À l'instar des essais EOI, l'essai normal conduit à une fragmentation différente pour les deux matériaux. Cette **fragmentation est 2 à 3 fois moins importante dans le MAINa-0° que dans l' $\text{Al}_2\text{O}_3$**  ; ce qui semble contradictoire avec les essais EOI où le MAINa-0° semblait fragmenter autant voire plus que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Ainsi, il semblerait que **les plaquettes, lorsqu'elles sont orientées perpendiculairement à la direction de chargement, participent favorablement à la résistance à la fissuration sous certaines conditions de chargement et/ou pour des tailles de carreaux suffisamment grandes**. L'analyse tomographique renforce l'observation expérimentale puisque **la taille des fragments du MAINa-0° est plus grande que la taille des fragments d' $\text{Al}_2\text{O}_3$** , en particulier lorsque le chargement est loin du point d'impact (comme observé pour des tailles de fragments larges dès 5 mm en moyenne). La résistance confinée est mesurée à l'aide du signal de réponse de la vitesse récupérée en face arrière du *backing* en aluminium du système tandem. Ainsi, dans la configuration testée spécifique à la configuration tandem, **le MAINa-0° fragmenté se montre plus résistant que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  fragmentée** et encore plus que l'Hexoloy SA® fragmenté, ce qui se matérialise par des **paramètres de Drucker-Prager les plus élevés pour la nacre artificielle, en particulier pour le paramètre  $\beta$**  qui renseigne sur le frottement des fragments. Grâce à une approche numérique, les paramètres de Drucker-Prager sont trouvés tels que :  $d_0 \sim 80$  MPa et  $\beta \sim 16^\circ$  pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $d_0 \sim 70$  MPa et  $\beta \sim 40^\circ$  pour le MAINa. Les différences en termes de résistance et de comportement sont expliquées à la fois par la tomographie et par l'analyse microscopique : la tomographie explique ces différences **par la taille et par l'inclinaison des fragments** (gros fragments orientés à l'horizontale, cette horizontalité est consistante avec ce qui a pu être observé en EOI), la microscopie explique en plus ces différences **par l'anisotropie des fragments** (fragments non circulaires). La forme du projectile utilisé durant le second impact (bout conique et bout hémisphérique) semble avoir une influence sur l'intensité du signal de vitesse, mais pour autant, les **paramètres du modèle de Drucker-Prager sont valables indépendamment du projectile utilisé**. Les essais tandem apportent un élément de réponse sur l'utilisation du MAINa pour des applications balistiques. Il convient, tout de même, de préciser que l'essai tandem n'est pas vraiment représentatif d'un essai balistique (le premier étant un essai de recherche, avec des impacteurs académiques, sur des gammes de vitesse qui sont éloignées d'un impact balistique, avec un confinement différent d'un blindage), les résultats s'appliquent donc dans une « configuration spécifique ». Pour conclure, le matériau nacré (orienté à 0°) semble être plus favorable pour un second impact et donc un **matériau de choix pour du multi-impact**.

# Bibliographie

- [1] P. Forquin, B. Lukic, Y. Duplan, D. Saletti, D. Eakins, et A. Rack, « Investigation of the dynamic fragmentation process in ceramics by using ultra-high speed x-ray imaging with synchrotron radiation », in *32nd International Congress on High-Speed Imaging and Photonics*, Enschede, The Netherlands, janv. 2019, vol. 11051, p. 27, doi: 10.1117/12.2526501.
- [2] U. Hornemann, J. F. Kalthoff, H. Senf, et S. Winkler, « Experimental investigation of wave and fracture propagation in glass — Slabs loaded by steel cylinders at high impact velocities. », Ernst-Mach-Institute (EMI), Freiburg, Germany, Weil am Rhein, Germany, EMI Rep. E 4/84, 1994.
- [3] H. Senf, E. Strassburger, et H. Rothenhäusler, « Stress wave induced damage and fracture in impacted glasses », *J. Phys. IV*, vol. 04, n° C8, p. C8-741-C8-746, sept. 1994, doi: 10.1051/jp4:19948114.
- [4] E. Strassburger et H. Senf, « Experimental Investigation of Wave and Fracture Phenomena in Impacted Ceramics and Glasses », Fraunhofer Institute for High-Speed Dynamics, Ernst-Mach-Institute (EMI), Final report Item No. 0011, juin 1995. [En ligne]. Disponible sur: <https://apps.dtic.mil/dtic/tr/fulltext/u2/a286589.pdf>.
- [5] P. Riou, « Contribution à l'étude de l'endommagement du carbure de silicium lors d'un impact de basse énergie : application aux blindages », PhD Thesis, Université Paris Sciences et Lettres (PSL), École Nationale Supérieure des Mines de Paris (ENSMP), 1996.
- [6] P. Riou, C. E. Cottenot, et M. Boussuge, « Steel rod impact on silicon carbide beams: experiments and anisotropic model of damage », *WIT Trans. Built Environ.*, vol. 22, p. 9, 1996, doi: 10.2495/SUSI960491.
- [7] P. Riou, C. Denoual, et C. E. Cottenot, « Visualization of the damage evolution in impacted silicon carbide ceramics », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 21, n° 4, p. 225–235, 1998, doi: 10.1016/S0734-743X(97)00018-3.
- [8] C. Denoual et F. Hild, « A Damage Model for the Dynamic Fragmentation of Brittle Solids », *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 183, n° 3-4, p. 247-258, 2000, doi: 10.1016/S0045-7825(99)00221-2.
- [9] P. Forquin, « Endommagement et fissuration de matériaux fragiles sous impact balistique - Rôle de la microstructure », PhD thesis, ENS Cachan, Cachan, 2003.
- [10] P. Forquin, L. Tran, P.-F. Louvigné, L. Rota, et F. Hild, « Effect of aluminum reinforcement on the dynamic fragmentation of SiC ceramics », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 28, n° 10, p. 1061-1076, nov. 2003, doi: 10.1016/S0734-743X(03)00034-4.
- [11] E. Strassburger, « Visualization of Impact Damage in Ceramics Using the Edge-On Impact Technique », *Int. J. Appl. Ceram. Technol.*, vol. 1, n° 3, p. 235-242, janv. 2005, doi: 10.1111/j.1744-7402.2004.tb00175.x.
- [12] P. Forquin et F. Hild, « A probabilistic damage model of the dynamic fragmentation process in brittle materials », in *Advances in Applied Mechanics*, vol. 44, New York; London. Paris [etc]: Academic Press, 2010, p. 1-72.
- [13] J. W. McCauley, E. Strassburger, P. Patel, B. Paliwal, et K. T. Ramesh, « Experimental Observations on Dynamic Response of Selected Transparent Armor Materials », *Exp. Mech.*, vol. 53, n° 1, p. 3-29, janv. 2013, doi: 10.1007/s11340-012-9658-5.
- [14] J. L. Zinszner, P. Forquin, et G. Rossiquest, « Experimental and numerical analysis of the dynamic fragmentation in a SiC ceramic under impact », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 76, p. 9-19, févr. 2015, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2014.07.007.
- [15] P. Forquin, G. Rossiquest, J.-L. Zinszner, et B. Erzar, « Microstructure influence on the fragmentation properties of dense silicon carbides under impact », *Mech. Mater.*, vol. 123, p. 59-76, août 2018, doi: 10.1016/j.mechmat.2018.03.007.
- [16] B. Lukić et P. Forquin, « Visualization of impact damage in Sapphire using high-speed photography and Edge-On impact technique », *Proceeding DYMAT Winter Sch. 2020*, vol. 1, p. 62-67, févr. 2020.
- [17] C. Denoual, « Approche probabiliste du comportement à l'impact du carbure de silicium : application aux blindages moyens », Laboratoire de mécanique et technologie, Cachan, 1998.
- [18] J.-L. Zinszner, « Identification des paramètres matériau gouvernant les performances de céramiques à blindage », PhD thesis, Université de Lorraine, Metz, 2014.
- [19] X. Brajer, P. Forquin, R. Gy, et F. Hild, « The role of surface and volume defects in the fracture of glass under quasi-static and dynamic loadings », *J. Non-Cryst. Solids*, vol. 316, n° 1, p. 42-53, févr. 2003, doi: 10.1016/S0022-3093(02)01936-1.
- [20] P. Forquin et E. Andò, « Application of microtomography and image analysis to the quantification of fragmentation in ceramics after impact loading », *Philos. Trans. R. Soc. Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 375, n° 2085, p. 20160166, janv. 2017, doi: 10.1098/rsta.2016.0166.
- [21] G. Rossiquest, « Carbure de Silicium pour Application Blindage : Élaboration et Étude du Comportement à l'Impact », PhD thesis, Université de Bourgogne & Saint-Gobain CREE, Dijon & Cavailon, 2012.
- [22] G. R. Johnson et T. J. Holmquist, « A Computational Constitutive Model for Brittle Materials Subjected to Large Strains, High Strain Rates and High Pressures », in *Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena in Materials*, Marcel Dekker Inc., New York: M.A. Meyers, L.E. Muir, and K.P. Staudhammer, 1992, p. 1075-1081.
- [23] G. R. Johnson et T. J. Holmquist, « An improved computational constitutive model for brittle materials », in *AIP Conference Proceedings*, Colorado Springs, Colorado (USA), 1994, vol. 309, p. 981-984, doi: 10.1063/1.46199.
- [24] J.-L. Zinszner, P. Forquin, et G. Rossiquest, « Design of an experimental configuration for studying the dynamic fragmentation of ceramics under impact », *Eur. Phys. J. Spec. Top.*, vol. 206, n° 1, p. 107-115, mai 2012, doi: 10.1140/epjst/e2012-01592-4.

- [25] D. C. Drucker et W. Prager, « Soil mechanics and plastic analysis or limit design », *Q. Appl. Math.*, vol. 10, n° 2, p. 157-165, juill. 1952, doi: 10.1090/qam/48291.
- [26] C. E. Anderson Jr., « A Review of Computational Ceramic Armor Modeling », in *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, vol. 27, L. Prokurat, A. Wereszczak, et E. Lara-Curzio, Éd. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2007, p. 1-18.
- [27] M. Wojciechowski, « A note on the differences between Drucker-Prager and Mohr-Coulomb shear strength criteria », *Stud. Geotech. Mech.*, vol. 40, n° 3, 2012, doi: 10.2478/sgem-2018-0016.
- [28] C. E. Anderson Jr., S. Chocron, et T. Behner, « A Constitutive Model for *In Situ* Comminuted Silicon Carbide », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 92, n° 6, p. 1280-1286, juin 2009, doi: 10.1111/j.1551-2916.2009.02988.x.
- [29] C. E. Anderson Jr., T. Behner, T. J. Holmquist, et D. L. Orphal, « Penetration response of silicon carbide as a function of impact velocity », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 38, n° 11, p. 892-899, nov. 2011, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2011.06.002.
- [30] R. D. Krieg, « A simple constitutive description for soils and crushable foams », Sandia National Laboratory, Report SC-DR-7260883, 1978.
- [31] D. V. Swenson et L. M. Taylor, « A finite element model for the analysis of tailored pulse stimulation of boreholes », *Int. J. Numer. Anal. Methods Geomech.*, vol. 7, n° 4, p. 469-484, 1983.
- [32] O. Stamati *et al.*, « spam: Software for Practical Analysis of Materials », *J. Open Source Softw.*, vol. 5, n° 51, p. 2286, juill. 2020, doi: 10.21105/joss.02286.
- [33] « Welcome to spam's documentation! », *spam (0.5.3.2)*, 2020. <https://ttk.gricad-pages.univ-grenoble-alpes.fr/spam/index.html> (consulté le avr. 06, 2020).
- [34] « Introduction (Welcome to spam) », *spam (0.5.3.2)*. <https://ttk.gricad-pages.univ-grenoble-alpes.fr/spam/intro.html> (consulté le avr. 06, 2020).
- [35] F. Bouville, E. Maire, S. Meille, B. Van de Moortèle, A. J. Stevenson, et S. Deville, « Strong, tough and stiff bioinspired ceramics from brittle constituents », *Nat. Mater.*, vol. 13, n° 5, p. 508-514, mai 2014, doi: 10.1038/nmat3915.
- [36] Y. Duplan et P. Forquin, « Investigation of the multiple-fragmentation process and post-fragmentation behaviour of dense and nacre-like alumina ceramics by means of tandem impact experiments and tomographic analysis », *Int. J. Impact Eng.*, 2020-2021 [à venir].
- [37] R. Beare et G. Lehmann, « The watershed transform in ITK - discussion and new developments », *Insight J.*, p. 24, 2006.
- [38] D. S. Cronin, K. Bui, C. Kaufmann, G. McIntosh, et T. Berstad, « Implementation and Validation of the Johnson-Holmquist Ceramic Material Model in LS-Dyna », p. 14, 2003.
- [39] C. Anderson Jr., G. Johnson, et T. Holmquist, « Ballistic experiments and computations of confined 99.5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic tiles », *Proc. Fifteenth Int. Symp. Ballist. Jerus. Isarel*, p. 65-72, 1995.



# Conclusions, Perspectives

## Conclusions et perspectives

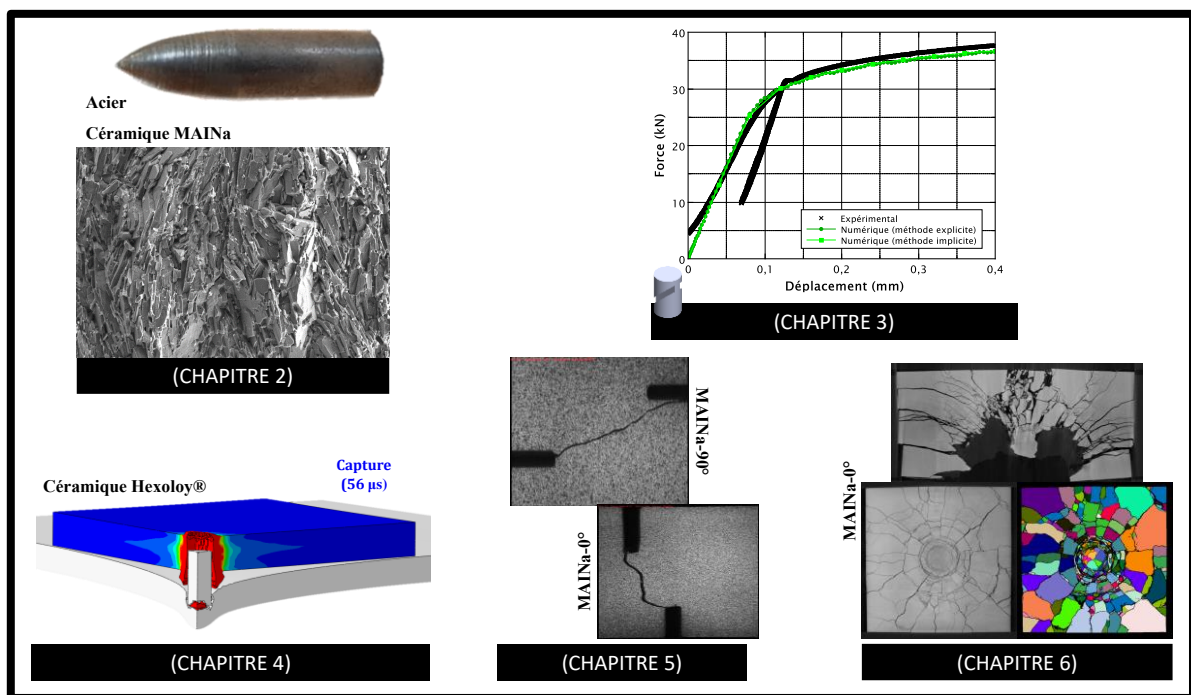
---



**Introduction**

Cette thèse de doctorat s’est portée vers la caractérisation expérimentale et la modélisation numérique du comportement dynamique d’un acier et de céramiques (SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> inspirée de la nacre) ; le premier étant constitutif d’un noyau de projectile d’API-BZ, les secondes étant constitutives de la face avant de blindages bicouches vis-à-vis d’un impact balistique. Pour apprécier l’interaction de ces deux types de matériaux, leur comportement a été étudié individuellement par des approches expérimentales dynamiques.

Le présent manuscrit a été divisé en six chapitres : deux chapitres présentant le contexte de l’étude ainsi que les matériaux étudiés (acier et céramiques), deux chapitres traitant de la caractérisation de l’acier et de l’implémentation des paramètres identifiés pour pouvoir simuler un essai balistique (en considérant des paramètres matériaux d’une céramique connue), et deux chapitres approfondissant les propriétés de fissuration et de fragmentation des céramiques avec un intérêt particulier pour le matériau appelé MAINa (Matériau Aluminé Inspiré de la Nacre) qui se caractérise par des propriétés de fissuration intéressantes sous impact simple ou multiple. Certains résultats majeurs sont affichés sur la Figure ci-dessous.



**Figure.**

*Chapitre 2* : acier extrait d’une balle d’API-BZ avec la microstructure MAINa observée par microscopie électronique.

*Chapitre 3* : comparaison entre la réponse force – déplacement expérimentale avec la réponse numérique en utilisant la loi du noyau d’acier identifié.

*Chapitre 4* : simulation numérique du processus de pénétration du noyau d’acier dans une céramique SiC (impact à 800 m/s), 56 μs après impact.

*Chapitre 5* : Fissuration dynamique de la microstructure MAINa testée selon deux orientations des plaquettes en essais Rockspall.

*Chapitre 6* : fragmentation multiple d’échantillons MAINa (orientation 0°) après des essais EOI (en configuration sarcophage) et des essais tandem (avec segmentation tomographique).

## Conclusions

Abordé dans le premier chapitre intitulé « **introduction aux céramiques pour blindage** », lors d'un impact d'un projectile AP (*Armour-Piercing*) contre un blindage bicouche avec une face avant en céramique (e.g.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC), différents modes et mécanismes d'endommagement prennent place, aussi bien dans la céramique que dans le projectile, ce qui oblige à considérer les deux matériaux pour avoir une chance de prédire les performances balistiques d'une céramique et pour simuler un impact à l'aide de modèles numériques.

Le rôle de la céramique est de casser le projectile et de répartir le chargement sur une large proportion du *backing*. Cependant, sa faible ténacité en fait un matériau fragile et les fissures s'initient et se propagent facilement, aussi bien proche du point d'impact (fragmentation intense) que loin du point d'impact (fissures longues et orientées). Les propriétés d'endommagement en traction – c'est-à-dire de fissuration et de fragmentation – sont des paramètres clés pour optimiser et améliorer les nuances utilisées dans les blindages actuels. Une céramique capable de moins fissurer et de moins fragmenter constitue un objectif à atteindre pour bénéficier de propriétés mécaniques plus intéressantes à l'impact et au . Toutefois, le noyau du projectile conditionne le chargement mécanique généré dans la cible et les résultats balistiques. Son comportement nécessite également d'être caractérisé.

Concernant l'efficacité balistique, la masse surfacique, la dureté et la HEL sont des paramètres matériaux fondamentaux pour atteindre de bonnes performances balistiques. Comme illustré dans le chapitre « **présentation des matériaux à caractériser** », la ténacité des céramiques semble être un paramètre important. Par rapport à des nuances classiques, denses, homogènes, isotropes et avec peu de défauts (exemples : nuances de SiC Hexoloy SA® et d'alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), l'ajout de barrières microstructurales associées à une interphase faible peuvent mener à des céramiques plus tenaces (critère en contraintes) et plus résilientes (critère énergétique) selon divers mécanismes. Dans le cas de la nacre artificielle étudiée dans cette thèse, les plaquettes du MAINa (Matériau Aluminé Inspiré de la Nacre) créent un environnement moins propice à la création et à la propagation de fissures qui suivent un chemin tortueux à travers les plaquettes. Il en résulte des phénomènes de déviation de la fissure mais aussi de bifurcation.

Ainsi, les propriétés de résistance en flexion du MAINa sont supérieures à celles de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  : 589 MPa contre 421 MPa, respectivement. De plus, la ténacité du MAINa est également supérieure à celle de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  :  $6,15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  ( $K_{Ic}$ ) jusqu'à  $9,84 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  ( $K_J$ ), contre  $4,86 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , et ce pour des duretés similaires (à savoir, respectivement, 15,7 contre 17,0 GPa). Ces propriétés s'expliquent par le fait qu'à l'échelle microscopique, la structure du MAINa est de type « Brique-Mortier » ou « BM », une microstructure s'inspirant de la nacre. Constituée de plaquettes d' $\text{Al}_2\text{O}_3$ , d'une interface vitreuse  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-SiO}_2\text{-CaO}$  et de nanoparticules de  $\text{Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ ,  $\text{SiO}_2$  et CaO, cette céramique a été comparée à une alumine de référence, toutes deux testées en régimes de fragmentation simple et de fragmentation multiple. Toutefois, la relation entre ténacité – propriété dynamique de fissuration – et le comportement balistique n'est pas établie.

De plus, un acier extrait d'une balle d'API-BZ (calibre 7,62 × 39 m pour AK-47), menace pour les céramiques, est testé en compression à différentes vitesses de déformation  $\dot{\epsilon}$ . Cet acier, avec une dureté mesurée à  $793 \pm 45 H_V$  (dureté Vickers), est caractérisé.

Une méthodologie expérimentale a été mise en place dans le chapitre portant sur la « **caractérisation du noyau d'API-BZ** » pour caractériser le comportement de l'acier constitutif des noyaux de projectile.

Cette méthodologie a été basée sur la modification de la géométrie de l'acier à très haute limite d'élasticité. Trois géométries ont été usinées directement à partir de véritables noyaux : deux géométries SCS (*Shear-Compression Specimen*) empruntées de la littérature et une géométrie DBS (*Dog-Bone Specimen*) plus classique. La première géométrie (SCS) a été conçue en deux versions : une version nommée SCS comportant des entailles rectangulaires, et une version introduisant un rayon de courbure seulement sur les coins (le reste de l'entaille est inchangé et le rayon est suffisamment grand par rapport aux autres paramètres géométriques) nommée SCS –  $R_{cv}$ . La première géométrie (SCS), consiste en un cylindre (dans le cas présent) dans lequel deux entailles sont pratiquées selon un plan incliné à 45° par rapport à l'axe de l'échantillon. Pour calculer les contraintes et les déformations dans la zone cisailée, le dépouillement des données de force et de déplacement

passer par un système de deux équations à six inconnues ( $k_i : k_1, k_2, k_3, k_4, k_5$  et  $k_6$  avec un déplacement élastique  $d_y$ ). Ces inconnues peuvent être identifiées à l'aide d'une simulation numérique (compression quasi-statique) de l'essai faite avec le code ABAQUS. Deux jeux de paramètres  $k_i$  ont été proposés selon le niveau de déformation supportée durant l'essai (jusqu'à 20 % pour de « faibles » déformations, jusqu'à 100 % pour de « grandes » déformations), de manière à appliquer au mieux les équations de cette géométrie. La deuxième géométrie (DBS), qui possède une section réduite en son centre (hors des têtes de l'éprouvette), sert de référence pour vérification. Ces deux géométries, notamment la SCS, permettent d'aller plus loin en déformation plastique pour des forces moins importantes à appliquer conduisant à la rupture.

Les essais quasi-statiques ont révélé une limite élastique très grande pour un acier, de 3,3 GPa. Les essais dynamiques (900 s<sup>-1</sup> pour SCS – R<sub>cv</sub> à 5000 s<sup>-1</sup> pour DBS) ont montré une faible influence du taux de déformation sur la limite élastique, même si l'écrouissage est plus faible à cause des conditions adiabatiques à de telles vitesses de chargement. Enfin, les essais en température dévoilent une diminution significative de la limite élastique (3,3 à environ 2,7 GPa) et une augmentation importante de la déformation plastique à la rupture (15 – 25 % selon la géométrie, à 40 – 70 %). À partir de ces résultats et considérant l'effet de la triaxialité faible, l'identification des paramètres de Johnson-Cook révèle des paramètres similaires pour les trois géométries concernant l'expression de la contrainte équivalente, mais des paramètres de déformation plastique à rupture sensiblement différents. Ces différences peuvent avoir une influence sur la modélisation de l'endommagement de l'acier. La différence de paramètre de Lode entre les trois géométries est une justification possible à ces variations. En effet, ce paramètre, calculé pour les trois géométries par simulation numérique au niveau des sections ayant mené à la rupture, apparaît différent selon la géométrie. Ces différences sont particulièrement notables entre les géométries SCS et la DBS.

Finalement, ces essais ont permis de d'identifier les paramètres du modèle de Johnson-Cook. Ces paramètres illustrent le caractère très résistant de l'acier.

L'acier étant caractérisé, une « **simulation numérique d'impact balistique** » a fait l'objet d'un chapitre et a été conduite sur ABAQUS. La configuration simulée rassemblait de l'Hexoloy SA® et un *backing* en aluminium. Pour valider l'approche numérique, les résultats numériques ont été confrontés aux résultats expérimentaux.

Le critère de pénétration (ou de protection) est spécifié quand la vitesse résiduelle du projectile est nulle : si la vitesse résiduelle est nulle, alors il y a protection, sinon il y a perforation. Dans la configuration expérimentale testée (Hexoloy SA® sur *backing* en aluminium), la vitesse limite de perforation est de 800 m/s.

Afin de simuler numériquement l'essai balistique, le noyau du projectile a été modélisé avec le modèle de Johnson-Cook et la céramique avec le modèle de Johnson-Holmquist avec des paramètres extraits de la littérature et d'une précédente thèse. Le *backing* en aluminium étant modélisé avec le modèle de Johnson-Cook (paramètres de la littérature), une analyse de sensibilité a été pratiquée sur plusieurs paramètres numériques comme le critère d'érosion des éléments, le maillage, le frottement et les algorithmes de contact. Les paramètres d'érosion des matériaux métalliques (projectile en acier, *backing* en aluminium), spécifiés en termes de déplacement à la rupture, semblent être critiques sur la manière dont le projectile est stoppé et freiné par le blindage bicouche. Le choix le plus cohérent de ces paramètres découle de la stabilisation des résultats du comportement de l'ensemble des acteurs de l'impact (projectile, céramique et *backing*).

Les nombreux calculs numériques présentés ont abouti à deux conclusions. Premièrement, avec les jeux de paramètres de Johnson-Cook identifiés à partir des trois géométries de l'acier, le projectile décélère pareillement. Deuxièmement, l'étude de sensibilité sur l'influence des paramètres de la céramique liés au comportement fracturé du matériau défini dans le modèle de Johnson-Holmquist montre que tous ces paramètres, exceptés  $\sigma_{f,min}$  et  $\sigma_{f,max}$ , ont une forte influence sur le comportement de la céramique en dynamique durant un impact balistique. Les paramètres  $D_1$  et  $D_2$  qui régissent l'endommagement global  $D$  font partie de ces paramètres. Leur caractérisation est donc primordiale. La simulation de l'Hexoloy SA® sur *backing* en aluminium a été faite en supposant  $m = 1$ .

La vitesse expérimentale de 800 m/s a été relativement bien prédite par simulation numérique, puisque comprise entre 725 à 775 m/s selon le paramètre d'érosion de la céramique utilisé. De plus, la phénoménologie d'impact (chronologie, pénétration, fragmentation du projectile, arrêt) semble correctement prédite. Le modèle numérique de la configuration étudiée (Hexoloy SA® et *backing* en aluminium) a montré l'importance de la

caractérisation de la céramique pour comprendre le processus de pénétration du projectile dans la céramique parce que celle-ci est endommagée durant cette phase.

Des essais de « **fragmentation simple des céramiques** » ont été conduits pour analyser la vitesse de fissuration  $V_{crack}$ . Le terme « simple » fait référence à la propagation d'une unique fissure. Le comportement individuel d'une fissure est important et pourtant peu exploré. Pour cause, la création et la propagation d'une seule fissure en régime dynamique (haut taux de chargement) est difficile à étudier. Pourtant, la vitesse d'une fissure apparaît dans certains modèles numériques comme le modèle Denoual-Forquin-Hild. Le phénomène d'occultation, qui décrit un volume de relaxation des contraintes d'une fissure, dépend de ce paramètre.

C'est pourquoi, deux techniques expérimentales ont été développées et perfectionnées pour permettre la propagation d'une seule fissure en conditions d'impact : les essais Rockspall et les essais nEOI (*notched-Edge-On-Impact*). En Rockspall, la fissure est initiée sur un échantillon doublement entaillé (grande entaille associée à une petite entaille) grâce à un effet de basculement de la partie arrière de l'échantillon, effet qui induit une concentration de contraintes sur la petite entaille. En nEOI, la fissure est initiée sur un échantillon simplement entaillé en face arrière par rapport au point d'impact. Pour chaque type d'expérience, la vitesse d'impact du projectile en acier permettant de générer une seule fissure a été déterminée par simulations numériques en utilisant le modèle Denoual-Forquin-Hild. Ces calculs ont donné une vitesse d'impact maximale de 20 m/s en Rockspall et jusqu'à 65 m/s en nEOI pour l'Hexoloy SA®. En ce qui concerne le MAINa, testé seulement en Rockspall, le dimensionnement de l'essai a été revu pour permettre la caractérisation de ce matériau selon les deux orientations de plaquettes, perpendiculaires (MAINa-0°) et parallèles (MAINa-90°). En effet, à cause de contraintes techniques de mise en forme de plaquettes orientées perpendiculairement sur une large épaisseur, l'échantillon Rockspall du MAINa-0° a été conçu avec des dimensions réduites, tout en vérifiant que l'effet de basculement de l'essai Rockspall serait suffisant pour bien initier une fissure sur la petite entaille. Cette configuration originale a été expérimentée sur une nuance de SiC (Forceram®) et sur les deux alumines d'intérêt ( $Al_2O_3$  et MAINa). Le nEOI a permis de compléter l'étude de fragmentation simple sur le SiC Forceram®.

Après plusieurs campagnes expérimentales instrumentées avec une caméra ultra-rapide (Kirana®) à des vitesses d'enregistrement de 1 jusqu'à 5 Mfps, un travail d'analyse par corrélation d'images (DIC) a été effectué pour déterminer la position de la pointe de fissure et son trajet image après image. Grâce à une méthode visuelle basée sur la séparation des isocontours du champ de déplacement obtenu par DIC, la pointe de fissure a pu être suivie, pour peu que le critère de séparation eut été bien défini. Ce critère, lié à l'ouverture de fissure (le *Crack Opening Displacement* ou COD), dépend également de la ténacité supposée constante de chaque matériau, du module de Young et d'un paramètre de position permettant de se placer à une faible distance de la pointe de fissure réglée à environ la moitié de l'épaisseur du carreau, soit 3,2 mm. En appliquant une régression linéaire, les vitesses de fissure de chaque microstructure ont pu être déduites.

Concernant le MAINa testé en Rockspall, l'initiation et la propagation de fissure sont totalement différentes entre les deux microstructures (MAINa-90° et MAINa-0°). Dans le cas du MAINa-90°, la fissure s'est initiée sur le fond d'entaille et s'est propagée de manière similaire aux microstructures SiC et à l' $Al_2O_3$ . Mais dans le cas du MAINa-0°, la fissure ne s'est jamais initiée sur le fond d'entaille mais sur les coins de l'entaille et elle s'est propagée en changeant plusieurs fois de trajectoire, ce qui rappelle le comportement observé en conditions quasi-statiques en flexion 3-points. La vitesse limite de propagation dans le MAINa-90° semble être plus élevée que dans le MAINa-0°, avec un paramètre  $k$  – paramètre d'adimensionnement par rapport à la vitesse des ondes unidimensionnelles  $C_0$  – de 0,52 (MAINa-90°) et de 0,46 (MAINa-0°), ce qui consolide le caractère plus tenace du MAINa-0°. Néanmoins, ce résultat pourrait être confirmé par des données complémentaires en raison du faible nombre de résultats exploitables. Une analyse par microscopie électronique à balayage (MEB) montre un chemin effectivement plus tortueux dans la propagation du MAINa-0° que dans le MAINa-90°.

De plus, une simulation numérique X-FEM sur un SiC (Forceram®) a été conduite pour évaluer l'effet du bruit intrinsèque de la caméra sur les images. Pour ce faire, les déplacements de chaque nœud ont été extraits avec un code, puis un bruit gaussien a été attribué sur chaque nœud. Finalement, le déplacement avec le signal doit être 30 à 40 fois plus grand que le bruit, ce qui est le cas en comparant par rapport au bruit expérimental de la caméra extrait et déduit des images fixes prises avant essai.

Après la fragmentation simple, la « **fragmentation multiple des céramiques et résistance *post-fragmentation*** » sont analysées. La fragmentation multiple est observée en conditions d'impact balistique générant une multitude de fissures orientées à l'impact. Cette fragmentation laisse part à l'interaction entre les fissures et à l'apparition de plusieurs fragments. La densité de fissuration de même que la taille de fragments influencent la résistance des céramiques dans leur état fragmenté.

En premier lieu, des essais EOI (*Edge-On-Impact*) ont été effectués à 175 m/s et poussés jusqu'à 250 m/s dans certains cas. En impactant sur la tranche un échantillon fin (7 mm d'épaisseur), le processus de fragmentation et sa phénoménologie ont pu être observés directement sur la surface du carreau par imagerie ultra-rapide, réglée de 2 à 4 Mfps. De cette manière, les nuances d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et de MAINa peuvent être comparées entre elles. Pour les deux conditions de contact considérées (impact avec la partie plate ou la partie bombée du projectile), le MAINa dans son orientation à  $90^\circ$  montre une fragmentation largement moindre que  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , d'un facteur 2 à 4 (jusqu'à 5 après visualisation des scans *post-mortem* aux rayons X), selon si la densité de fissures était mesurée proche ou loin du point d'impact. Une configuration fermée de l'essai, dite sarcophage, dans laquelle la céramique est emprisonnée, permet de maintenir les fragments en place après impact sans modifier la fragmentation de chaque microstructure. Une analyse par micro-tomographie aux rayons X des carreaux de céramiques a pu être réalisée même si les céramiques sont toujours dans leurs sarcophages. Ces derniers étaient en polymère, ils sont moins denses que la céramique donc absorbent relativement peu de rayons X. Après reconstruction tridimensionnelle des différentes tranches, un code Python permet d'isoler chaque fragment (algorithme *watershed*) et d'en mesurer la taille (diamètre équivalent). La distribution de la taille des fragments confirme la fragmentation moins importante du MAINa- $90^\circ$ . De plus, une géométrie de taille réduite par rapport aux essais initiaux a permis de comparer le MAINa- $90^\circ$  et le MAINa- $0^\circ$ . Il en est ressorti que l'effet des plaquettes est tel que leur orientation conduit à une propagation des fissures distincte entre les deux orientations. Par analyse visuelle, le MAINa- $90^\circ$  fragmente moins que le MAINa- $0^\circ$ , d'un facteur 5 à 7 en termes de densité de fissures, alors que la tendance inverse était pressentie étant donné que l'orientation  $0^\circ$  est l'orientation qui confère les propriétés de résilience particulières au MAINa. De plus, la densité de fissuration du MAINa- $90^\circ$  étant quasiment identique avec les deux géométries testées, il peut être déduit que le MAINa- $90^\circ$  fragmente moins que  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , qui elle-même, fragmente moins voire autant que le MAINa- $0^\circ$ . Ainsi, la tomographie a permis d'ausculter le cœur du matériau fragmenté. En effet, l'orientation des fragments varie entre les deux orientations. Alors que les fragments étaient orientés à la verticale (par rapport à la direction du projectile) pour le MAINa- $90^\circ$ , les fragments du MAINa- $0^\circ$  étaient, eux, orientés à l'horizontale. Cette différence d'orientation des fragments apparaît comme l'explication la plus plausible à la différence de comportement entre les deux MAINa. Par ailleurs, l'ensemble des résultats expérimentaux ont été comparés aux simulations numériques avec le modèle DFH. Seule  $\text{Al}_2\text{O}_3$  affiche une bonne corrélation sur l'étendue de la zone endommagée ainsi que sur les niveaux de densité de fissuration.

D'autre part, des essais tandem ont été effectués pour analyser les propriétés de fragmentation de carreaux  $50 \times 50 \times 7 \text{ mm}^3$  d' $\text{Al}_2\text{O}_3$  et de MAINa (uniquement le MAINa- $0^\circ$ ). Ce type d'essai est réalisé en deux étapes : d'abord un impact normal (avec un projectile à bout plat) puis un impact pénétrant (avec un projectile à bout conique ou hémisphérique). Grâce à une configuration fermée et de surcroît confinée (sarcophage tandem), les fragments créés par l'impact normal restent dans leur position après impact. Après avoir infiltrés les carreaux avec une résine hyper-fluide de manière à figer les fragments entre eux, les céramiques fragmentées ont été passées sous scan tomographique. Une appréciation *post-mortem* de la densité de fissures des coupes tomographiques, aussi bien sur la face avant que sur la face arrière, a révélé une densité de fissuration plus faible pour le MAINa- $0^\circ$  que pour  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Sur la face avant, le MAINa- $0^\circ$  présentait environ 2 à 3 fois moins de fissures, jusqu'à 4 fois moins sur la face arrière. De même, les fragments sont préférentiellement orientés verticalement avec  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et horizontalement avec le MAINa- $0^\circ$ . L'analyse tomographique relative à l'identification des fragments montre que la différence de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  et du MAINa- $0^\circ$  est notable, en termes de taille de fragments, lorsque les fragments dépassent une taille d'environ 4 mm. Poursuivant la méthodologie d'un impact tandem, sur des carreaux fragmentés et non infiltrés, un projectile avec des extrémités conique ou hémisphérique fut utilisé pour le second impact : un bout conique à 175 m/s et un bout hémisphérique à 145 m/s. Ce second impact a eu pour but de mesurer la résistance résiduelle de la céramique alors qu'elle était dans un état qualifié de totalement endommagé. L'essai pénétrant de l'impact tandem a révélé la résistance entre les deux matériaux dans leur état fragmenté : le MAINa- $0^\circ$  fragmenté freine davantage le projectile (pente de vitesse plus

grande) que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  fragmentée. Une modélisation de Drucker-Prager de l'essai tandem a permis une identification des paramètres de Drucker-Prager des deux céramiques fragmentées par approche inverse. Le paramètre de cohésion des fragments ( $\beta$ ) était supérieur pour le MAINa-0° que pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . En outre, en passant les fragments récupérés après second impact dans une tamiseuse à vibrations qui capture automatiquement la forme des fragments à l'aide d'une caméra, le rapport d'aspect montre un allongement des fragments plus grand pour ceux du MAINa-0° que pour ceux de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

Pour résumer, l'explication du pourquoi le MAINa montre une résistance *post*-fragmentation plus importante comparée à l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  peut être attribuée à trois faits : la taille des fragments (les fragments du MAINa sont plus larges que ceux de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), l'orientation des fragments (les fragments du MAINa sont inclinés horizontalement tandis que ceux de l'alumine sont inclinés plus verticalement) et l'anisotropie des fragments (les fragments du MAINa ont une anisotropie plus prononcée que les fragments de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ ).

En conclusion, le travail réalisé délivre des résultats originaux permettant de mieux comprendre l'intérêt de la céramique MAINa et des matériaux BM en général sous impact. Le MAINa-0° semble être intéressant puisqu'il fragmente peu et moins que l' $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Par conséquent, il semble que le MAINa-0° soit un matériau particulièrement adapté pour se protéger face à plusieurs impacts consécutifs. Il fournit des fragments plus gros et plus cohésifs, avec une orientation majoritairement horizontale après impact normal et des fragments de forme plus allongée. Selon les essais conduits dans le dernier chapitre et les résultats produits, l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  fournit sans doute une résistance plus importante que le MAINa-0° en mono-impact, mais à l'état entièrement fragmenté, c'est le MAINa-0° qui fournit une résistance plus importante.

## Perspectives

Un certain nombre de perspectives peut être proposé comme détaillé ci-dessous.

- Le module de Weibull du MAINa (MAINa-0°) doit être affiné puisqu'il a été emprunté à une autre nuance nacrée du centre de recherche de Saint-Gobain. De plus, les paramètres matériaux du MAINa ont été principalement caractérisés lorsque les plaquettes sont orientées dans une direction qui est perpendiculaire au chargement ou à la propagation de fissures (MAINa-0°). En tant que matériau anisotrope, la caractérisation du MAINa pour l'autre orientation des plaquettes, c'est-à-dire lorsque les plaquettes sont orientées parallèlement (MAINa-90°), devrait être considérée. Cette caractérisation a été débutée (module de Young  $E$  et coefficient de poisson  $\nu$  identifiés sur le tard) mais mérite d'être poursuivie pour les autres paramètres mécaniques de la rupture.

- Même si le modèle de Johnson-Cook présente plusieurs avantages pour modéliser le noyau, d'où son utilisation largement répandue, le modèle de Johnson-Cook possède certaines limites, limites qui peuvent avoir des conséquences en simulation numérique. D'autres modèles pourraient être exploités. À titre d'exemple, le modèle de Bai-Wierzbicki qui repense la modélisation de la plasticité des métaux en tenant compte de la dépendance de Lode sur la déformation plastique avec le paramètre de l'angle de Lode  $\bar{\theta}$  (mais qui n'est pas originellement destiné en dynamique car non fonction du taux de déformation). Un modèle non pas phénoménologique mais physique, comme le modèle de Rusinek-Klepaczko, peut aussi être envisagé.

- Des essais balistiques instrumentés (imagerie ultra-rapide, technologie laser VISAR), avec une capacité de tir jusqu'à plus de 1000 m/s, pourraient être accomplis au laboratoire 3SR avec le lanceur à gaz développé et installé dans le cadre de la chaire Brittle's CODEX. Ces essais pourraient permettre de relever la vitesse du *backing* lors de l'impact d'un projectile perforant contre une configuration blindage à deux couches et donc d'obtenir une courbe de décélération. Ce profil de vitesse pourrait être utilisé et comparé avec les résultats numériques et sur la valeur balistique de la vitesse limite de performance obtenue numériquement.

- Trois points peuvent être travaillés sur l'analyse des essais de fragmentation simple. D'abord, connaissant  $r$  au cours du temps et avec le logiciel utilisé en DIC, le COD (paramètre d'affichage de la DIC)

pourrait être modifié jusqu'à se rapprocher le plus possible de  $r = 0$  i.e. la position exacte de la pointe de fissure. Dès lors, le COD exact en pointe de fissure pourrait être connu et utilisé dans le calcul de la ténacité dynamique  $K_{I,dyn}$ . La méthode de dépouillement suppose que la ténacité varie peu au cours de l'essai, ceci permettrait de le confirmer. Puis, expérimentalement, une fissure est supposée se propager à une vitesse constante. Dans le MAINa-0°, comme la fissure est potentiellement freinée au fur et à mesure qu'elle traverse les plaquettes, il pourrait être envisagé le fait que la vitesse de la fissure ne soit pas réellement constante dans ce matériau et diminue au cours du temps. De même, dans DFH, il pourrait être imaginé que  $V_{crack}$  soit proportionnelle au taux de déformation  $\dot{\epsilon}$ . Malheureusement, sans des essais conduits avec un temps entre les images davantage réduit (plus petit que 0,5 à 0,2  $\mu$ s), il est peu envisageable de pouvoir répondre à cette interrogation. Enfin, un modèle DFH mésoscopique pourrait être développé dans une simulation aux éléments finis afin de reproduire le comportement du MAINa et ses mécanismes de résiliation tel que la déviation de la fissure.

- En fragmentation multiple, le travail d'analyse des scans aux rayons X des carreaux fragmentés peut encore être approfondi en traçant la distribution des fragments par rapport au centre de l'échantillon. Autrement dit, la taille des fragments peut être tracée en fonction de la distance au point d'impact et donc en fonction de  $\dot{\epsilon}$ . Pour finir, des essais d'écaillage par impact de plaques demeurent la principale perspective de ces travaux pour accéder à une information sur la résistance dynamique en traction. Procéder à ces essais permettrait de caractériser la contrainte d'écaillage  $\sigma_{spall}$  et de finaliser la caractérisation de l' $Al_2O_3$  et du MAINa (en l'occurrence, le MAINa-0°) en procurant une quantification de la résistance à l'écaillage des deux céramiques. Les essais EOI ont permis de caractériser les modes d'endommagement en traction. Les essais d'impact de plaques permettront de caractériser les valeurs de résistance.



# Annexes

## Annexes

---

### Sommaire

ANNEXE A : annexe sur les matériaux à caractériser .....	214
A.1 Céramiques biologiques BM pour blindage : propriétés structurelles supérieures des matériaux biologiques .....	214
A.2 Détails du modèle de fragmentation.....	215
A.2.1 $t_c$ et ordres de grandeur pour les paramètres de fragmentation dans DFH .....	215
A.2.2 Généralités du modèle de Weibull pour des matériaux fragiles.....	215
A.2.3 Résistance moyenne à la rupture.....	216
A.3 Mesures de dureté du noyau .....	216
ANNEXE B : annexe sur le noyau d'API-BZ.....	217
B.1 Définitions étendues .....	217
B.2 Compléments pour les essais .....	217
B.2.1 Développement de Kolsky pour la mesure de déplacement en dynamique .....	217
B.2.2 Sur la relation pour la valeur de la température .....	219
B.3 DIC avec DBS.....	219
B.3.1 Principe de la DIC .....	219
B.3.2 Déplacement DIC.....	220
B.3.3 Analyse d'erreur du déplacement DIC .....	222
B.4 Angle et déformation plastique.....	222
B.5 Hypothèse de $Re$ pour la définition numérique .....	223
B.6 Données d'érouissage avec SCS pour validation.....	223
ANNEXE C : annexe sur la simulation numérique balistique .....	225
C.1 Composition chimique du <i>backing</i> .....	225
C.2 Comportement du <i>backing</i> .....	225
ANNEXE D : annexe sur la fragmentation simple .....	226
D.1 Compléments pour la modélisation des essais Rockspall.....	226
D.1.1 Sur le pulse en Rockspall .....	226



D.1.2	Dépendance en fonction du maillage.....	226
D.2	Résolution et ouverture de fissure avec CORRELI <sup>Q4</sup> .....	227
D.2.1	À propos de la résolution .....	227
D.2.2	Suivi de fissure : affichages sur CORRELI <sup>Q4</sup> .....	227
D.3	X-FEM.....	228
D.3.1	Compréhension de la technique .....	228
D.3.2	Dépendances.....	229
	ANNEXE E : annexe sur la fragmentation multiple .....	231
E.1	Modèle KST .....	231
E.2	Page de visualisation de la configuration sarcophage.....	232
E.3	Images du MAINa (90° et 0°) en EOI avec un intervalle de temps plus fin .....	232
E.4	Modèle de l'impact normal et contraintes .....	233
E.5	Informations sur l'algorithme <i>watershed</i> et sur le choix d'une valeur seuil .....	234
E.5.1	Algorithme de <i>watershed</i> .....	234
E.5.2	Choix d'une valeur seuil .....	235
E.6	Différents endommagements en tandem .....	235
E.7	Informations sur les simulations numériques en tandem .....	237
E.7.1	Pression générée sous le projectile pénétrant.....	237
E.7.2	Étude de sensibilité pour la création du modèle numérique utilisé dans Drucker-Prager : conditions limites	237

## ANNEXE A : annexe sur les matériaux à caractériser

### A.1 Céramiques biologiques BM pour blindage : propriétés structurales supérieures des matériaux biologiques

Une carte d'Ashby du module de Yong en fonction de la masse volumique est montrée sur la Figure A-1 (a). Une carte d'Ashby [1] est un tracé qui affiche deux (ou plus) propriétés matériaux pour comparer le rapport de l'un à l'autre, et qui est un outil récent dans le choix des matériaux pour une application et un cahier des charges donnés. Une autre carte Ashby mettant en évidence la nacre est donnée sur la Figure A-1 (b).

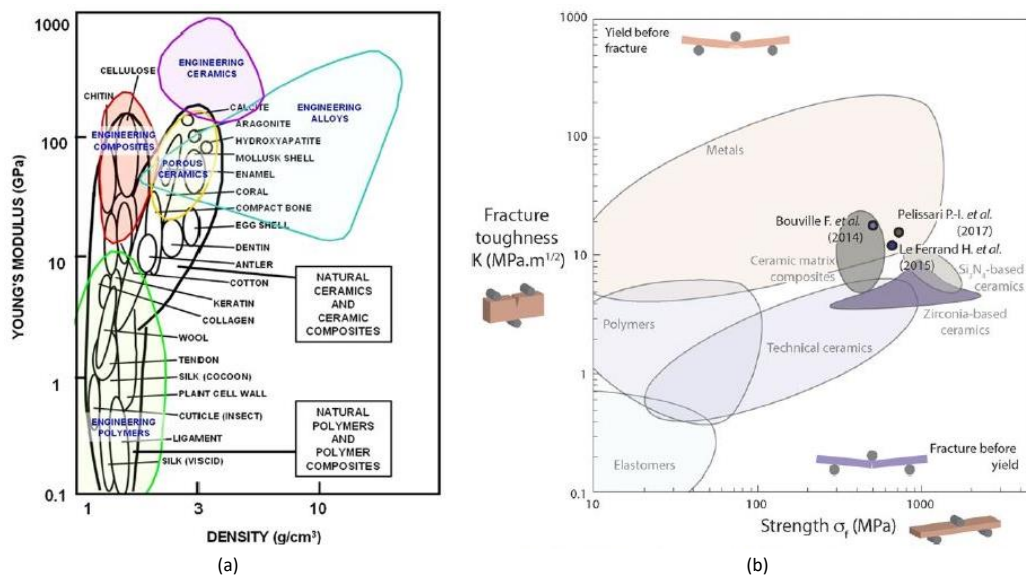


Figure A-1. (a) Graphe (ou diagramme) d'Ashby, module de Young vs. masse volumique, pour plusieurs matériaux biologiques [2]. (b) Ténacité vs. résistance pour plusieurs famille de matériaux incluant les composites à matrice céramique [3].

La création de biomatériaux BM est finalement le fruit d'un compromis et d'optimisation des propriétés. La Figure A-2 (a) met en évidence le fait qu'un matériau avec une résistance et une ténacité (à l'initiation) élevées peut être atteint en augmentant la résistance de l'interface par l'addition de ponts minéraux entre les plaquettes, adapté pour des niveaux de chargement élevés. La deuxième cartographie, Figure A-2 (b), montre que la combinaison entre contrainte et ténacité (à la propagation) doit faire l'objet d'un choix de propriétés les plus désirées. Enfin, la résistance à la propagation de fissure tracée en fonction de la résistance à l'initiation de fissure, Figure A-2 (c), témoigne de la difficulté de choisir quel est le matériau le mieux adapté à la résistance aux fissures.

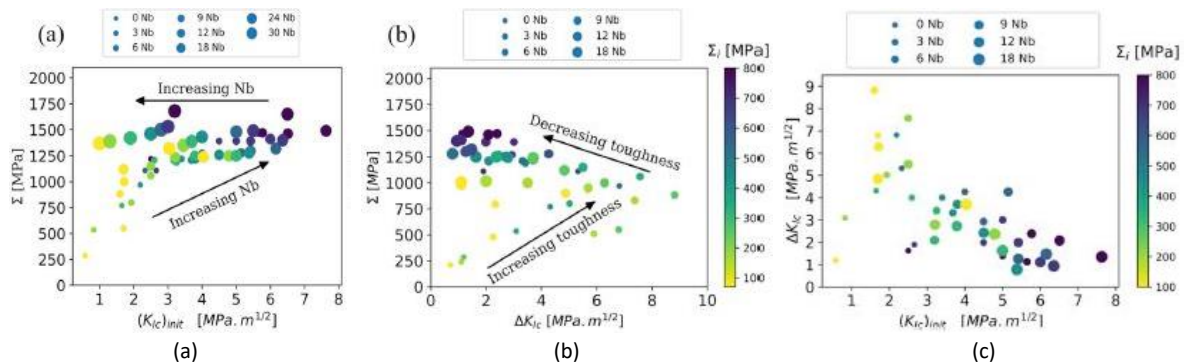


Figure A-2. Cartes de propriétés matériaux pour différentes combinaisons de biomatériaux BM recherchés : (a) résistance vs. ténacité (à l'initiation), (b) résistance vs. ténacité (à la propagation), (c) relation entre ténacités à l'initiation et à la propagation [4].

## A.2 Détails du modèle de fragmentation

### A.2.1 $t_c$ et ordres de grandeur pour les paramètres de fragmentation dans DFH

Le temps que met l'ensemble du matériau à fragmenter est normalisé au temps caractéristique  $t_c$ . Des ordres de grandeur de  $\lambda_{cracks}$  et de  $t_{cracks}$  sont donnés en Figure A-3, pour laquelle Forquin *et al.* (2018) [5] ont étudié par simulation numérique avec le modèle DFH la fragmentation de quatre nuances de SiC.

$$\frac{t_{cracks}}{t_c} = \left( \frac{(m+n)!}{m!.n!} \right)^{\frac{m}{m+n}} \cdot \Gamma^{\frac{1}{m}} \left( 1 + \frac{m}{m+n} \right) \quad (\text{A-1})$$

SiC grades	PS-S	PS-S (new series)	SPS-S	PS-L	SPS-L
$t_{c,calc}$ ( $\mu\text{s}$ ) at 7750/s	0.28	0.18	0.21	0.27	0.29
$\lambda_{cracks}$ ( $1/\text{m}^3$ ) at 7750/s	$3.0 \times 10^{10}$	$3.2 \times 10^{10}$	$1.8 \times 10^{11}$	$8.6 \times 10^9$	$2.0 \times 10^{10}$
$\lambda_{cracks}^{exp}$ ( $1/\text{m}^3$ ) EOI at 7750/s	$1.0 \times 10^{11}$		$7.3 \times 10^{10}$	$7.6 \times 10^9$	$4.2 \times 10^9$
$t_{c,calc}$ ( $\mu\text{s}$ ) at 1230/s	1.1	0.57	1.0	0.86	1.1
$\lambda_{cracks}$ ( $1/\text{m}^3$ ) at 1230/s	$4.8 \times 10^8$	$9.3 \times 10^8$	$2.0 \times 10^9$	$2.7 \times 10^8$	$3.6 \times 10^8$
$\lambda_{cracks}^{exp}$ ( $1/\text{m}^3$ ) NI at 1230/s	$9.4 \times 10^8$		$1.1 \times 10^9$	$1.4 \times 10^8$	$3.3 \times 10^8$

Figure A-3. Temps de fissuration, densités de fissures analytique et expérimentale pour chaque nuance testée en EOI et en impact normal.

$t_c$  correspond au temps de montée de la 23<sup>e</sup> variable écrite dans le modèle DFH (SDV23), celle-ci étant mise à la puissance 10 ( $\lambda_{cracks} = 10^{SDV23}$ ). Dans les SiC, il est proche de 0,1 à 0,2  $\mu\text{s}$ .

### A.2.2 Généralités du modèle de Weibull pour des matériaux fragiles

Les bases du modèle classique de Weibull, modèle probabiliste de la mécanique de la rupture des matériaux quasi-fragiles, sont présentées.

Appliquée aux matériaux céramiques, la loi de Weibull [6], [7] relative à la probabilité de fracture  $P_f = 1 - P_s$  (avec  $P_s$  la probabilité de survie) s'écrit en (A-2) suivant une loi de probabilité de Poisson. Cette probabilité de rupture peut être écrite en considérant la densité de défauts critiques  $\lambda_t$ . Elle vaut pour une contrainte  $\sigma$  donnée et une contrainte seuil  $\sigma_u$  en-dessous de laquelle la survie est assurée (généralement nulle pour les céramiques), dans un volume effectif  $V_{eff}$  (avec  $\lambda_0$ ,  $\sigma_0$  et  $V_0$  des paramètres de référence), pour un module de Weibull  $m$ .  $\lambda_0/\sigma_0^m$  et  $(\sigma_0^m \cdot V_0)^{-1}$  sont les paramètres d'échelle de Weibull pouvant être identifiés par des essais de flexion. La contrainte moyenne à la rupture (identifiée après essais de flexion)  $\sigma_w$  est écrite en (A-3) par le biais de la fonction gamma  $\Gamma(\cdot)$ . La fonction gamma généralise la fonction factorielle aux nombres complexes. Soient  $n$  un entier appartenant à  $\mathbb{N}$ ,  $z$  un nombre complexe appartenant à  $\mathbb{C}$  tel que sa partie réelle  $Re(z)$  soit positive et  $t$  un paramètre, alors  $\Gamma(n) = (n-1)!$  et  $\Gamma(z) = \int_0^\infty t^{z-1} \cdot e^{-t} \cdot dt$ .

$$P_f = 1 - e^{-\lambda_t \cdot V_{eff}} \\ = 1 - e^{-\left[ \lambda_0 \cdot \left( \frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m \right] \cdot V_{eff}} = 1 - e^{-\left[ \left( \frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m \cdot \frac{1}{V_0} \right] \cdot V_{eff}} \quad (\text{A-2})$$

$$\sigma_w = \sigma_0 \cdot (\lambda_0 \cdot V_{eff})^{-\frac{1}{m}} \cdot \Gamma \left( \frac{m+1}{m} \right) \quad (\text{A-3})$$

Le module de Weibull peut être déterminé à partir de la pente du graphe  $\ln(\ln(1/P_s)) = f(\ln(\sigma_i(x) - \sigma_u))$  par analyse de Weibull [6], [7].

### A.2.3 Résistance moyenne à la rupture

L'équation (A-4) calcule la résistance moyenne à rupture  $\sigma_w$ . Cette équation est mise à contribution dans le chapitre 6 pour les matériaux d'alumine.

$$\sigma_w = \left( \frac{\Gamma\left(1 + \frac{m}{m+n}\right)}{\lambda_{cracks}} \right)^{\frac{m+n}{m \cdot n}} \cdot \frac{\dot{\sigma} \cdot \Gamma\left(\frac{m+1}{m}\right)}{V_{crack} \cdot S^{\frac{1}{n}} \cdot V_{eff}^{\frac{1}{m}}} \cdot \left( \frac{(m+n)!}{m! \cdot n!} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (\text{A-4})$$

### A.3 Mesures de dureté du noyau

Un échantillon circulaire (pointe érodée) a été récupéré. L'une des surfaces a été polie avec plusieurs disques de polissage à grains SiC dont la densité de grains augmente petit à petit. La dernière étape de polissage a été réalisée avec un feutre sur lequel des gouttes d'Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ont été versées.

Deux types de duretés – Vickers  $H_V$  à 20 daN ( $H_{V,20}$ ) et 30 daN ( $H_{V,30}$ ), Rockwell C RC – ont été faites. Chacune des duretés a été convertie en utilisant une table de conversion ASTM (*American Society for Testing and Materials*), avec la norme ASTM E140 – 02 *Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, and Scleroscope Hardness* (« Tables de Conversion de Dureté Standardisées pour les Métaux en Relation Parmi la Dureté Brinell, la Dureté Vickers, la Dureté Rockwell, la Dureté Superficielle, la Dureté Knoop, et la Dureté avec Scléroscope »). Les valeurs mesurées  $x_i$  ( $i$  un indice pour une mesure) ont été moyennées en  $\bar{x}$ , les écarts-types  $\sigma(x)$  ( $x$  une valeur statistique) ont été calculés à partir de la racine de la variance  $V(x)$  pour  $N$  mesures (équation (A-5)). L'écart-type utilisé est calculé à partir de la formule classique de la variance dite « non-corrigée » (ou « avec biais »), qui introduit un biais à cause du faible nombre de mesures effectuées (sur Microsoft® Excel, c'est la fonction VAR.P). L'écart-type corrigé réduit ce biais en appliquant la correction de Bessel, où  $N$  est remplacé par  $N - 1$  (sur Excel, c'est la fonction VAR).

Les valeurs finales sont données dans le Tableau A-1. Les données de dureté retenues sont indiquées dans le Tableau A-2 (moyennes des deux  $H_V$  et des deux HRC).

$$\sigma(x) = \sqrt{V(x)} = \sqrt{\frac{1}{N} \cdot \sum_{i=1}^N (x_i - \bar{x})^2} \quad (\text{A-5})$$

Tableau A-1. Valeurs de dureté Vickers et Rockwell C sur le noyau d'acier.

	$H_V$ mesurée (-)	HRC convertie (-)	HRC mesurée (-)	$H_V$ convertie (-)
Valeur (-)	746	62	65	840
Écart-type (-)	26	1	0	64

Tableau A-2. Valeurs de dureté Vickers et Rockwell C retenues sur le noyau d'acier.

	$H_V$ (-)	HRC (-)
Valeur (-)	793	64
Écart-type (-)	45	1

## ANNEXE B : annexe sur le noyau d'API-BZ

### B.1 Définitions étendues

Concernant  $\sigma_h$  (définie dans le chapitre) : en Mécanique des Milieux Continus (MMC),  $I_1$  s'exprime en fonction de la pression isostatique (ou hydrostatique)  $p$  dont le signe peut changer selon les conventions, la plupart du temps  $p = -(1/3) \cdot \text{tr}(\sigma_{ij}) = -(1/3) \cdot I_1$ , d'où  $\bar{s} = \bar{\sigma} + p \cdot \bar{1}\bar{a}$ . En sollicitation uniaxiale, dans la deuxième direction principale  $II$  de la base principale ( $\vec{e}_I, \vec{e}_{II}, \vec{e}_{III}$ ),  $\sigma_h$  est égale à  $\sigma_{II}$  ( $> 0$  en tension,  $< 0$  en compression). Concernant  $\sigma_{eq}$  : en MMC,  $J_2$  s'exprime avec le paramètre  $q$  tel que  $q = \sqrt{(3/2) \cdot (\bar{s} : \bar{s})} = \sqrt{3} \cdot J_2$ . Cela donne le rapport (B-1).

$$\sigma^* = -\frac{p}{q} = -\frac{-(1/3 \cdot \text{tr}(\sigma_{ij}))}{\sigma_{eq,VM}} = \frac{1/3 \cdot \text{tr}(\sigma_{ij})}{\sigma_{eq,VM}} \quad (\text{B-1})$$

Le souci de description des contraintes isostatique et équivalente de von Mises en MMC n'est pas un hasard. La définition de  $\sigma^*$  peut faire l'objet d'une mauvaise compréhension et il est important de bien comprendre les termes utilisés et la manière dont ils sont intégrés dans les codes de calcul. En effet, dans le logiciel de calculs aux EF ABAQUS,  $\sigma^*$  est défini comme  $p/q$  (documentation d'ABAQUS 6,13 pour l'implémentation du modèle de Johnson-Cook [8]) alors que plus généralement,  $\sigma^*$  est défini comme  $-p/q$  (documentation 6,16 pour l'initiation de l'endommagement des matériaux ductiles [9]). Une analyse des résultats numériques d'impact avec Cedrem, se servant du logiciel aux EF Radioss, utilise la définition générale de  $\sigma^*$  (soit  $-p/q$ ). Il faut donc changer de signe  $d_3$  chez l'un (laboratoire 3SR, ABAQUS) ou l'autre (Cedrem, Radioss) pour comparaison ; le plus logique étant de changer de signe pour ABAQUS. Ce problème se pose uniquement si les effets de  $\sigma^*$  sont considérés, donc si les paramètres  $d_2$  et  $d_3$  sont implémentés pour le matériau (donc non nuls).

### B.2 Compléments pour les essais

#### B.2.1 Développement de Kolsky pour la mesure de déplacement en dynamique

En SHPB, l'échantillon est comprimé entre une barre entrante et une barre sortante. Les vitesses aux deux interfaces (interface barre-échantillon  $V_{I-R}(t)$  et interface échantillon-barre  $V_T(t)$ ) ne sont pas les mêmes. La vitesse d'une onde peut s'exprimer en fonction des déformations des jauges mesurées sur les barres ( $\varepsilon_I(t)$ ,  $\varepsilon_R(t)$  et  $\varepsilon_T(t)$ ). Pour un échantillon de longueur  $L$ , le taux de déformation  $\dot{\varepsilon}(t)$  s'exprime en (B-2). L'intégration de la formule du taux de déformation mène à la déformation elle-même  $\varepsilon(t)$ , équations (B-3).

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}(t) &= \frac{V_{I-R}(t) - V_T(t)}{L} \\ &= \frac{C_{0,bar} \cdot (\varepsilon_I(t) - \varepsilon_R(t)) - C_{0,bar} \cdot \varepsilon_T(t)}{L} \end{aligned} \quad (\text{B-2})$$

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}(t) = \frac{d\varepsilon(t)}{dt} = \frac{C_{0,bar}}{L} \cdot (\varepsilon_I(t) - \varepsilon_R(t) - \varepsilon_T(t)) \\ \varepsilon(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}(t) \cdot dt = \frac{C_{0,bar}}{L} \cdot \int_0^t (\varepsilon_I(t) - \varepsilon_R(t) - \varepsilon_T(t)) \cdot dt \end{cases} \quad (\text{B-3})$$

De son côté, la contrainte  $\sigma(t)$  subie par l'échantillon peut aussi être calculée dès lors que les déformations au sein des barres sont connues. Elle se calcule par rapport à la moyenne des forces aux deux

interfaces,  $F_{I-R}(t)$  et  $F_T(t)$ , elles-mêmes calculées à partir des déformations (force  $F = \sigma.S$  et loi de Young  $\sigma = E.\varepsilon$ ), ce qui donne l'égalité (B-4) ( $S$  est la section de l'échantillon,  $S_{bar}$  celle de la barre).

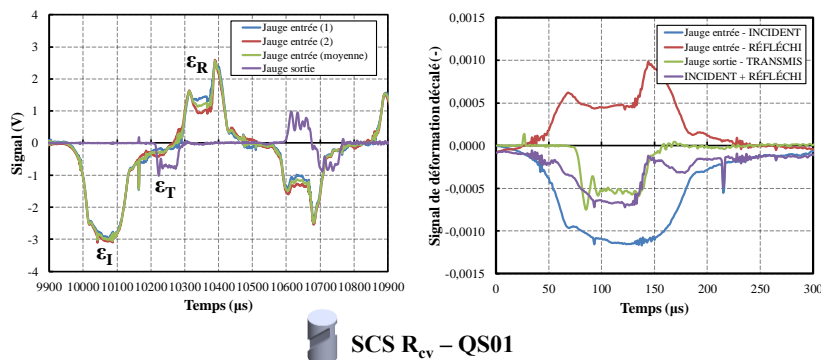
$$\begin{aligned}\sigma(t) &= \frac{F_{I-R}(t) + F_T(t)}{2.S} \\ &= \frac{E_{bar}.S_{bar}.(\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t)) + E_{bar}.S_{bar}.\varepsilon_T(t)}{2.S} \\ &= \frac{1}{2}.E_{bar}.\frac{S_{bar}}{S}.(\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) + \varepsilon_T(t))\end{aligned}\quad (B-4)$$

Les formules finales de (B-3) et de (B-4) peuvent être simplifiées avec l'équilibre des forces entrantes et sortantes *i.e.* quand  $\sigma_{I-R}(t) = \sigma_T(t)$  et  $\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) = \varepsilon_T(t)$ , donnant le système de Kolsky avec l'équilibre (B-5). Finalement, il est facile d'évaluer les forces  $F$  et déplacements  $\Delta L$  de l'échantillon en (B-6).

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}(t) = -\frac{2.C_{0,bar}}{L}.\varepsilon_R(t) \\ \varepsilon(t) = -\frac{2.C_{0,bar}}{L}.\int_0^t \varepsilon_R(t).dt \\ \sigma(t) = E_{bar}.\frac{S_{bar}}{S}.\varepsilon_T(t) \end{cases}\quad (B-5)$$

$$\begin{aligned}\Leftrightarrow & \begin{cases} \Delta L = \varepsilon(t).L = C_{0,bar}.\int_0^t (\varepsilon_I(t) - \varepsilon_R(t) - \varepsilon_T(t)).dt \\ F = \sigma(t).S = \frac{1}{2}.E_{bar}.S_{bar}.\varepsilon_T(t) \end{cases} \quad (complet) \\ \Leftrightarrow & \begin{cases} \Delta L = \varepsilon(t).L = -2.C_{0,bar}.\int_0^t \varepsilon_R(t).dt \\ F = \sigma(t).S = E_{bar}.S_{bar}.\varepsilon_T(t) \end{cases} \quad (avec l'équilibre) \end{aligned}\quad (B-6)$$

Le traitement de Kolsky commence avec un décalage temporel (généralement le signal de la jauge de la barre sortante) des signaux de départ (Figure B-1 et Figure B-2) pour tomber sur  $\varepsilon_I(t)$ ,  $\varepsilon_R(t)$  et  $\varepsilon_T(t)$ , déduit de la vitesse des ondes dans les barres et de la position des jauges, de manière à satisfaire l'équilibre  $\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) = \varepsilon_T(t)$ . Ensuite, le traitement se poursuit de (B-6) ( $F$  et  $\Delta L$ ) aux équations (B-3) et (B-4) ou (B-5) ( $\sigma(t)$ ,  $\dot{\varepsilon}(t)$  et  $\varepsilon(t)$ ).



SCS R<sub>cv</sub> – QS01

Figure B-1. Signaux de sortie des jauges après essais dynamiques SHPB sur un échantillon SCS R<sub>cv</sub> (SCS R<sub>cv</sub> – Dyn01) : signal de tension originel et signal de déformation après décalage temporel.

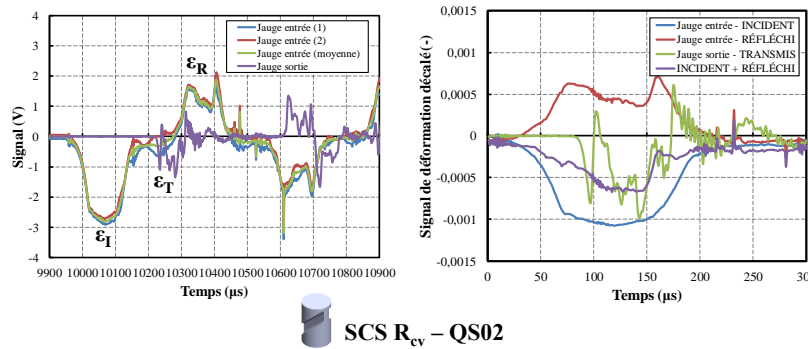


Figure B-2. Signaux de sortie des jauges après essais dynamiques SHPB sur un échantillon SCS Rcv (SCS Rcv – Dyn02) : signal de tension originel et signal de déformation après décalage temporel.

## B.2.2 Sur la relation pour la valeur de la température

En utilisant le premier principe de la thermodynamique, la quantité de chaleur à pression constante  $Q_p$  s'exprime en fonction de la capacité  $C_p$  et du changement de température  $\Delta T$  par  $Q_p = C_p \cdot \Delta T$  ou  $\rho \cdot C_{p,\rho} \cdot \Delta T$  en considérant la capacité calorifique spécifique. Dans un système fermé, cette énergie peut être égale à l'énergie macroscopique, ici celle de déformation  $W = \int \sigma \cdot d\varepsilon$  ou  $\beta \cdot \int \sigma \cdot d\varepsilon$  en prenant en compte les effets adiabatiques. La relation se lit donc en (B-7).

$$\begin{aligned} \rho(T) \cdot C_p(T) \cdot \Delta T(\varepsilon) &= \beta \cdot \int \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \cdot d\varepsilon \\ \Leftrightarrow \Delta T(\varepsilon) &= \frac{\beta}{\rho(T) \cdot C_p(T)} \cdot \int \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \cdot d\varepsilon \end{aligned} \quad (\text{B-7})$$

Cette formule est utilisée après avoir fait les essais expérimentaux sur acier pour tracer le graphe  $\Delta T = f(\varepsilon_p)$ ,  $\varepsilon_p$  étant les déformations plastiques expérimentales. L'élévation de température se situe entre 100 et 120 °C en quasi-statique (estimée sur un échantillon SCS) et en dynamique (estimée sur un échantillon DBS).

## B.3 DIC avec DBS

### B.3.1 Principe de la DIC

Un bref rappel de la Corrélation d'Images Numérique (CIN) est proposé. Un schéma est représenté sur la Figure B-3.

Un mouchetis (une motif irrégulier) est appliqué à l'aide de bombes de peinture blanche puis noire sur un échantillon. Pour que la DIC fonctionne correctement, le mouchetis doit être : non-répétitif, isotrope, à haut contraste et aléatoire. Dans le logiciel de DIC, une grille d'une certaine taille sur la zone corrélée ou ROI (*Region Of Interest*) est définie, elle-même divisée en plusieurs ZOI (*Zones of Interest*), apposée sur l'échantillon moucheté. Lorsqu'une déformation est réalisée, des déplacements  $u(x)$  sont occasionnés,  $x$  étant un point discret (ou un pixel). Il est possible de remonter aux déplacements en utilisant une fonction de corrélation à minimiser, basée sur la déformation de la grille.

La fonction scalaire des niveaux de gris de l'image déformée  $g(x)$  est déduite de l'image de départ  $f(x)$  par (B-8). En assumant que  $f(x)$  est différentiable, un développement général de Taylor-Young (*i.e.* formule dérivée approchée par une combinaison linéaire) est appliqué avec l'opérateur nabla  $\nabla$  (opérateur différentiel dans un repère donné ; en analyse vectorielle, le nabla d'un champ scalaire  $f$  est  $\vec{\nabla}f = \overrightarrow{\text{grad}}f$ ) [10].

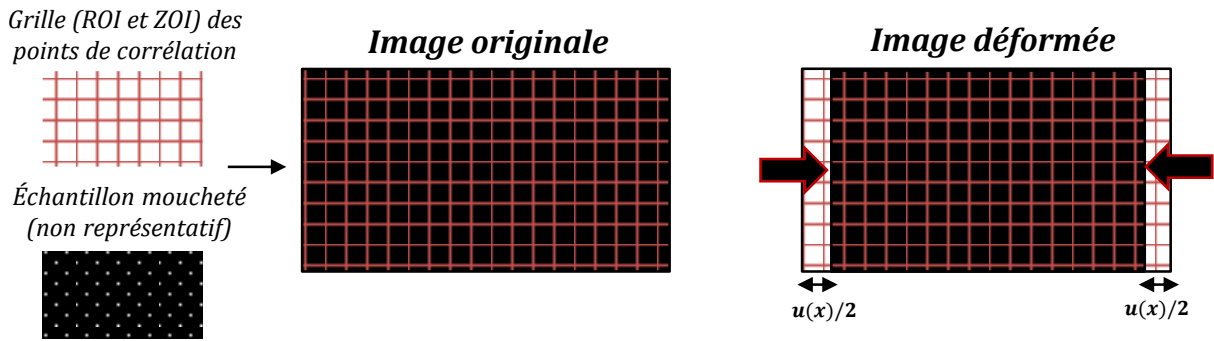


Figure B-3. Fonctionnement de la DIC.

La fonction scalaire des niveaux de gris de l'image déformée  $g(x)$  est déduite de l'image de départ  $f(x)$ , expression (B-8). En assumant que  $f(x)$  est différentiable, un développement général de Taylor-Young (*i.e.* formule dérivée approchée par une combinaison linéaire) est appliqué avec l'opérateur nabla  $\nabla$  (opérateur différentiel dans un repère donné ; en analyse vectorielle, le nabla d'un champ scalaire  $f$  est  $\vec{\nabla}f = \overrightarrow{grad}f$ ) [10].

$$g(x) = f(x + u(x)) \sim f(x) + u(x) \cdot \nabla f(x) \quad (\text{B-8})$$

La différence quadratique entre l'image déformée et l'image de référence  $\eta^2$  dans un domaine  $\Omega$  ( $\Omega = \text{ROI}$ ) est la fonction à minimiser, expression (B-9) [10].

$$\eta^2 = \iint_{\Omega} (u(x) \cdot \nabla f(x) + f(x) - g(x))^2 \cdot dx \quad (\text{B-9})$$

Le champ de déplacement se décompose en plusieurs fonctions  $\Psi_n(x)$  ( $n$  un indice), elles-mêmes traitées en fonctions scalaires  $\psi_n(x)$  affectées d'un coefficient  $a$ , tel qu'exprimé en (B-10) [10] ( $\alpha$  une direction de la base du repère).

$$u(x) = \sum_{\alpha,n} a_{\alpha n} \cdot \psi_n(x) \cdot e_{\alpha} \quad (\text{B-10})$$

La minimisation de  $\eta^2$  passe par un système linéaire dont le développement peut être trouvable dans Hild et Roux (2008) [10].

Enfin, deux techniques de DIC sont couramment utilisées : la DIC globale et la DIC locale. En « global », la grille de DIC est en réalité un maillage aux éléments finis, les éléments sont donc connectés entre eux. En « local », la grille n'est pas un maillage, les différentes ZOI ne sont donc pas contraintes de l'une à l'autre (manque de continuité), il n'y a pas d'échange d'information d'une ZOI avec les ZOI avoisinantes [11], [12]. La DIC globale est plus précise mais plus lourde à utiliser.

### B.3.2 Déplacement DIC

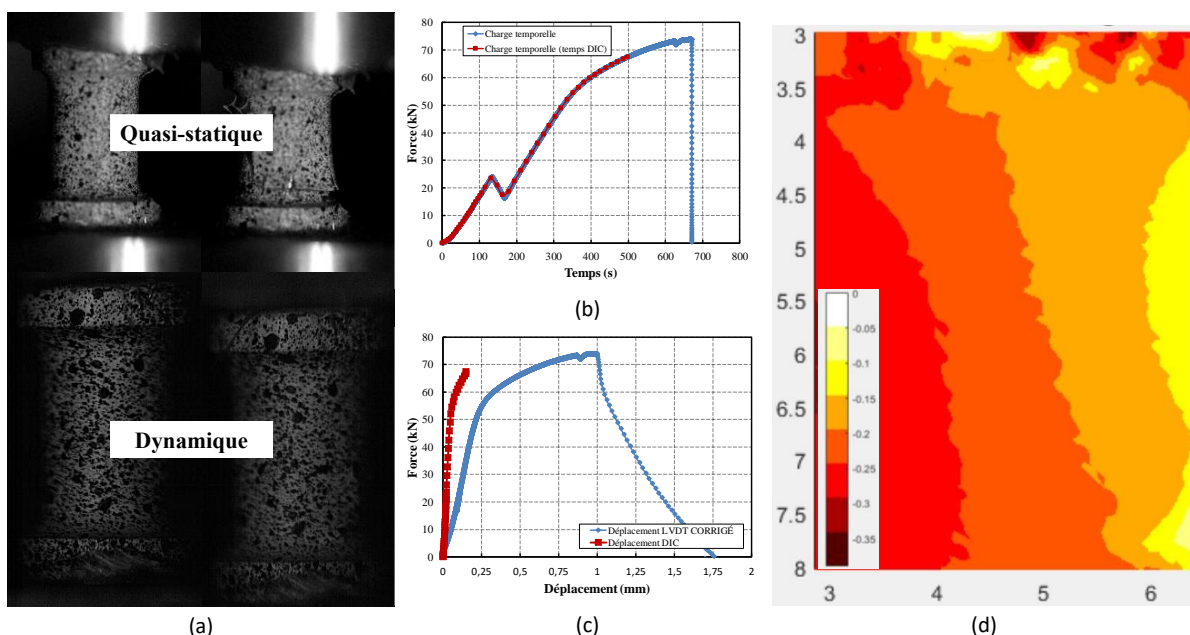
En quasi-statique, un appareil photo (NIKON D800®) équipé d'un objectif macro (SIGMA 150 mm à grandissement  $g$  image/objet 1:2,8 (facteur 0,36x)) est utilisé pour visualiser l'échantillon (Figure B-4 (a), quasi-statique) pour faire de la DIC *a posteriori*. Le diamètre d'ouverture F2,8 est une ouverture large pour être net au premier plan, l'obturateur prend une photo avec 1 ms de temps rapide d'exposition, la sensibilité ISO qui règle



le bruit numérique (les grains d'une photo) est définie à 1000. Toutes les 5 secondes, une photographie est faite, mais l'enregistrement s'est arrêté en cours d'essai.

En dynamique, c'est toutes les 2,5  $\mu$ s qu'une photographie est faite grâce à un réglage du logiciel pour une capture à 400.000 fps (*frames per second*, pour donner un ordre de comparaison, c'est 24 fps dans l'industrie du cinéma) aidée d'une caméra ultra-rapide (Kirana® de Specialised Imaging) avec le même objectif (Figure B-4 (a), dynamique). La quantité de lumière arrivant sur l'appareil est contrôlée par le diaphragme même de la caméra, ouvert à son maximum. La résolution d'image est : 1736  $\times$  2336 px avec le NIKON (taille sur disque : 3,66 Mo), 924  $\times$  768 px avec la Kirana (taille sur disque : 80,0 Ko).

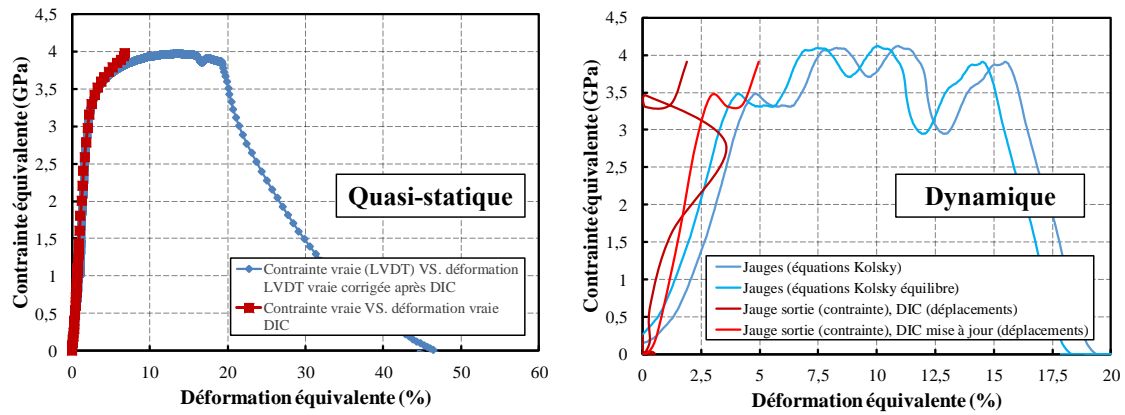
Le temps de chaque image est récupéré via un code, écrit en MATLAB®, sur les images TIFF. La DIC est appliquée avec l'implémentation CORRELI pour MATLAB® qui sera présentée dans le chapitre 5 ; la taille des pixels est de 16. Les déplacements DIC  $\Delta L_{DIC}$  sont ainsi extraits. Le temps des images  $t_{DIC}$  est mis en parallèle avec le temps mesuré en expérimental  $t$  : une macro *i.e.* programme informatique de plusieurs lignes de code automatisées, écrite avec le langage VB (*Visual Basic*) implémenté dans le logiciel de tableur EXCEL de la suite bureautique Microsoft Office sous VBA (*VB for Applications*), extrait la force expérimentale (mesurée avec la machine de compression en quasi-statique ou avec les jauges en dynamique) pour chaque point de  $\Delta L_{DIC}$ . Cela donne la Figure B-4 (b) (la même opération est faite en dynamique). En fonction du déplacement de la Figure B-4 (c) (champ obtenu en DIC dans la Figure B-4 (d)), il semble que le déplacement du LVDT  $\Delta L_{LVDT}$  surestime légèrement le déplacement réel  $\Delta L_{DIC}$  ( $\Delta L_{LVDT} > \Delta L_{DIC}$ ).



**Figure B-4.** (a) Première et dernière images d'échantillons DBS pris en quasi-statique (DBS – QS01) et en dynamique (DBS – Dyn01). (b) Force temporelle pour l'essai en quasi-statique. (c) Force en fonction du déplacement LVDT et du déplacement DIC. (d) Champ DIC de déplacement (DBS – QS01) vers la fin de l'acquisition des images avec l'appareil photo.

Avant correction DIC, le module de Young est mesuré à 73 GPa, 215 GPa après (Écart Relatif  $ER$  avec 210 GPa de 2,38 %). Une correction de raideur est donc effectuée pour la géométrie DBS, ce qui donne finalement les courbes de contrainte en fonction de la déformation (élastique + plastique) en quasi-statique et en dynamique ; Figure B-5 (a) montrant une bonne corrélation entre les déplacements LVDT corrigés après DIC et les déplacements de la DIC elle-même.

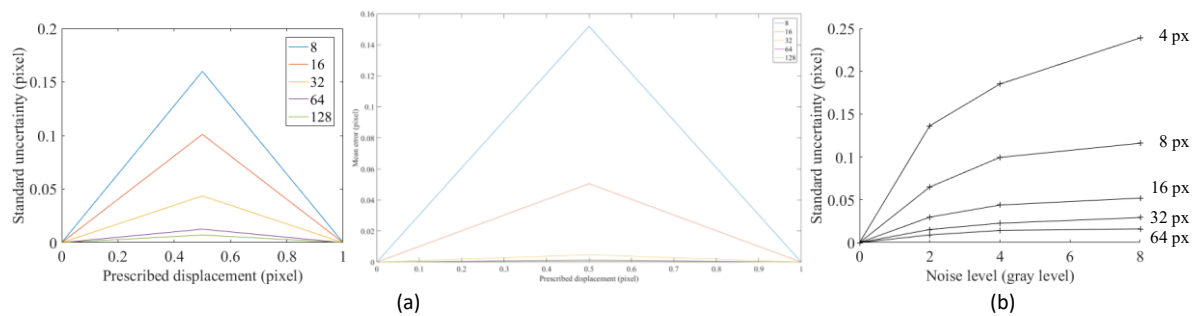
En dynamique, Figure B-5 (b), aucune correction n'a été nécessaire, les courbes expérimentales (avec déplacements des jauges) s'ajustent bien avec les courbes DIC (avec déplacements DIC) sans opération supplémentaire.



**Figure B-5.** Courbes de contrainte vs. déformation en quasi-statique (LVDT et DIC) et en dynamiques (jauges et DIC). La courbe de DIC simple correspond à une DIC avec l'image de référence inchangée (l'image  $i$  est corrélée à l'image de référence  $i_0$ ), ici imprécise en dynamique ; la courbe de DIC mise à jour correspond à une DIC avec l'image de référence qui change après chaque itération (l'image  $i$  est corrélée à l'image précédente  $i - 1$ ).

### B.3.3 Analyse d'erreur du déplacement DIC

Sur Correli, une analyse d'erreur peut être entreprise au regard de : la texture (qualité des images), l'incertitude (qualité du mouchetis pour calculer les déplacements) et la résolution (effet du bruit durant l'acquisition des images). Certains résultats concernant les essais quasi-statiques sont montrés. La Figure B-6 (a) analyse l'incertitude : l'erreur moyenne est inférieure à l'écart-type donc les mesures peuvent être considérées comme non biaisées. La Figure B-6 (b) est une analyse de l'incertitude : avec 16 px, la contribution du bruit est négligeable.



**Figure B-6.** Erreur du déplacement moyen et écart-type en fonction d'un déplacement prescrit (généralisé par des translations d'une certaine amplitude de l'image de référence). (b) Écart-type de l'erreur de déplacement en fonction du bruit pour différentes tailles de pixel.

## B.4 Angle et déformation plastique

En MMC, l'angle  $\gamma$  formé par une contrainte de cisaillement  $\tau$  sur un rectangle dans un seul plan (déplacement  $u_2 = 0$ ) s'exprime dans un système  $(Oxy)$  (direction 1 pour  $x$  et direction 2 pour  $y$ ) comme  $\tan(\gamma) = u_1/y$  soit  $u_1 = \tan(\gamma) \cdot y$ . Dans l'Hypothèse des Petites Perturbations (HPP), la déformation  $\varepsilon_{12}$  est obtenue en MMC par (B-11) avec le vecteur des déplacements  $\bar{u}$ .

$$\begin{aligned} \bar{\varepsilon}_{12} &= \frac{1}{2} \cdot (\overline{\text{grad}}(\bar{u}) + \overline{\text{grad}}(\bar{u}^t)) \\ &\Leftrightarrow \varepsilon_{12} = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{\partial u_1}{\partial y} + \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) \\ &\Leftrightarrow \varepsilon_{12} = \frac{1}{2} \cdot \frac{\partial u_1}{\partial y} = \frac{1}{2} \cdot \tan(\gamma) \end{aligned} \quad (\text{B-11})$$

Sachant que la déformation équivalente en MMC est exprimée par  $\varepsilon_{eq} = \sqrt{(2/3) \cdot \text{tr}(\bar{\varepsilon}_p : \bar{\varepsilon}_p)}$  et que la matrice de  $\bar{\varepsilon}_p$  n'a que  $\varepsilon_{12} = \varepsilon_{21}$  de non nulles, le produit doublement contracté donne  $2 \cdot \varepsilon_{12}^2$ , d'où (B-12).

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \cdot 2 \cdot \varepsilon_{12}^2} = \sqrt{\frac{4}{3} \cdot \varepsilon_{12}^2}$$

$$\Leftrightarrow \varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{4}{3} \cdot \frac{1}{2} \cdot \tan^2(\gamma)} = \frac{1}{\sqrt{3}} \cdot \tan(\gamma)$$
(B-12)

## B.5 Hypothèse de $R_e$ pour la définition numérique

Une étude préliminaire avait été faite à 2,0 GPa, limite élastique supposée de l'acier avant de réaliser les premiers essais expérimentaux. Les paramètres  $k_i$  (et  $d_y$ ) changent selon si le modèle a une  $\sigma_y$  de 2,0 (Tableau III-3) ou de 3,3 GPa (Tableau III-1), mais l'allure finale de la courbe expérimentale traitée avec les deux jeux de paramètres reste globalement la même.

Dès lors, la faiblesse d'utiliser une géométrie SCS provient de sa fragilité d'utilisation si aucun des paramètres matériaux n'est préalablement connu (comme la limite élastique). Sa force, en revanche, est que deux jeux de paramètres  $k_i$  peuvent être utilisés pour n'importe quel acier quelque-soit sa résistance (e.g.  $\sigma_{y,exp}$  de 3,3 GPa) même si le modèle numérique admettait une plus faible résistance (e.g.  $\sigma_{y,num}$  de 2,0 GPa), pour peu que l'écroûissage soit faible. Le fait donc de refaire une simulation numérique avec une  $\sigma_y$  de 2,0 à 3,3 GPa permet d'affiner les résultats, comme l'atteste la Figure B-7.

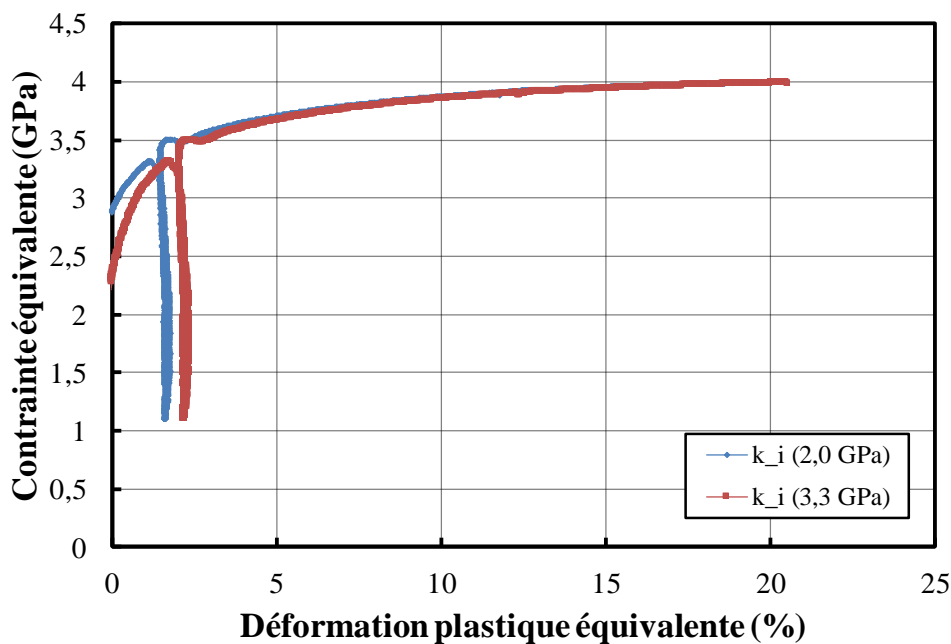


Figure B-7. Traitement de SCS en quasi-statique (SCS – QS01) avec deux jeux de paramètres  $k_i$ .

## B.6 Données d'écroûissage avec SCS pour validation

Les données d'écroûissage intégrées en numériques sont dans le Tableau B-1 :

- en quasi-statique : depuis SCS – QS01 ;
- en température : depuis SCS – T01.

Tableau B-1. Annotation des valeurs d'écroutissement pour les modèles numériques de validation des courbes expérimentales.

Simulation de l'écroutissement quasi-statique		Simulation de l'écroutissement quasi-statique en température	
Contrainte élastique	Déformation plastique	Contrainte élastique	Déformation plastique
$\sigma_y$ (GPa)	$\varepsilon_p$ (%)	$\sigma_y$ (GPa)	$\varepsilon_p$ (%)
2,88	0	2,65	0
3,14	0,5	2,69	5
3,28	1,0	2,71	10
3,43	1,5	2,73	15
3,49	2,0	2,73	20
3,64	4,0	2,73	25
3,74	6,0	2,73	30
3,82	8,0	2,71	35
3,87	10,0	2,69	40
3,91	12,0	2,67	45
3,93	14,0	2,63	50
3,96	16,0	2,59	55
3,98	18,0	2,53	60
3,97	20,0	2,45	65
		2,38	70

## ANNEXE C : annexe sur la simulation numérique balistique

### C.1 Composition chimique du *backing*

La composition du *backing* en alliage d'aluminium considérée pour la simulation de l'impact balistique est donné dans le Tableau C-1.

Tableau C-1. Composition chimique de la nuance d'aluminium (Al 7020 [13]).

Élément (symbole)	Zinc (Zn)	Magnésium (Mg)	Cuivre (Cu)	Silicium (Si)	Fer (Fe)	Manganèse (Mn)	Titane (Ti) + Zirconium	Chrome (Cr)	Zirconium (Zr)
Composition (%.m)	4-5	1,13	0,002	0,13	0,23	0,32	0,128	0,12	0,11

### C.2 Comportement du *backing*

Le comportement du *backing* en alliage d'aluminium est donné en Figure C-1.

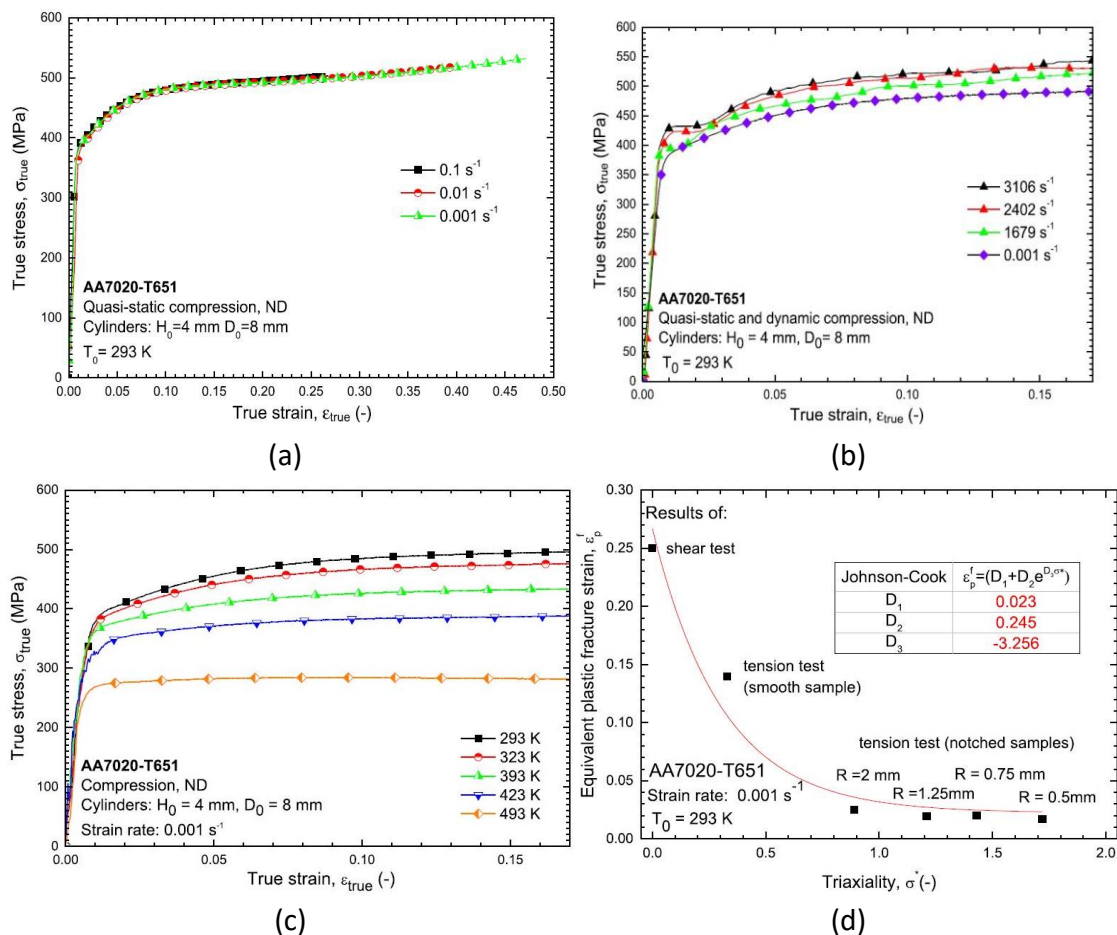


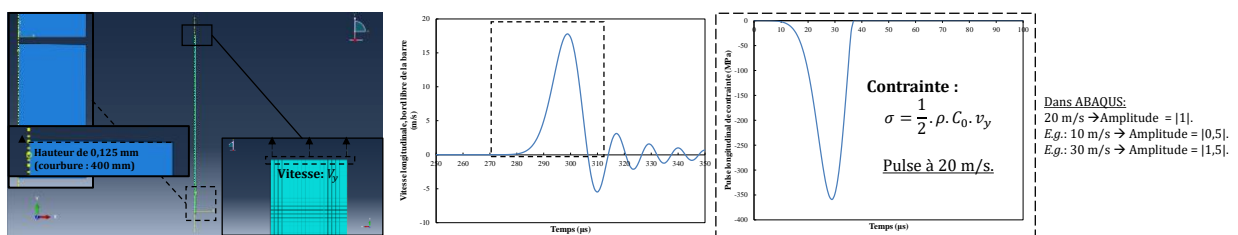
Figure C-1. Courbes de contraintes en fonction de la déformation pour différents taux de déformation (a) quasi-statiques et (b) dynamiques et pour (c) différentes températures, avec (d) la déformation à la rupture en fonction de la contrainte triaxiale initiale [13].

## ANNEXE D : annexe sur la fragmentation simple

### D.1 Compléments pour la modélisation des essais Rockspall

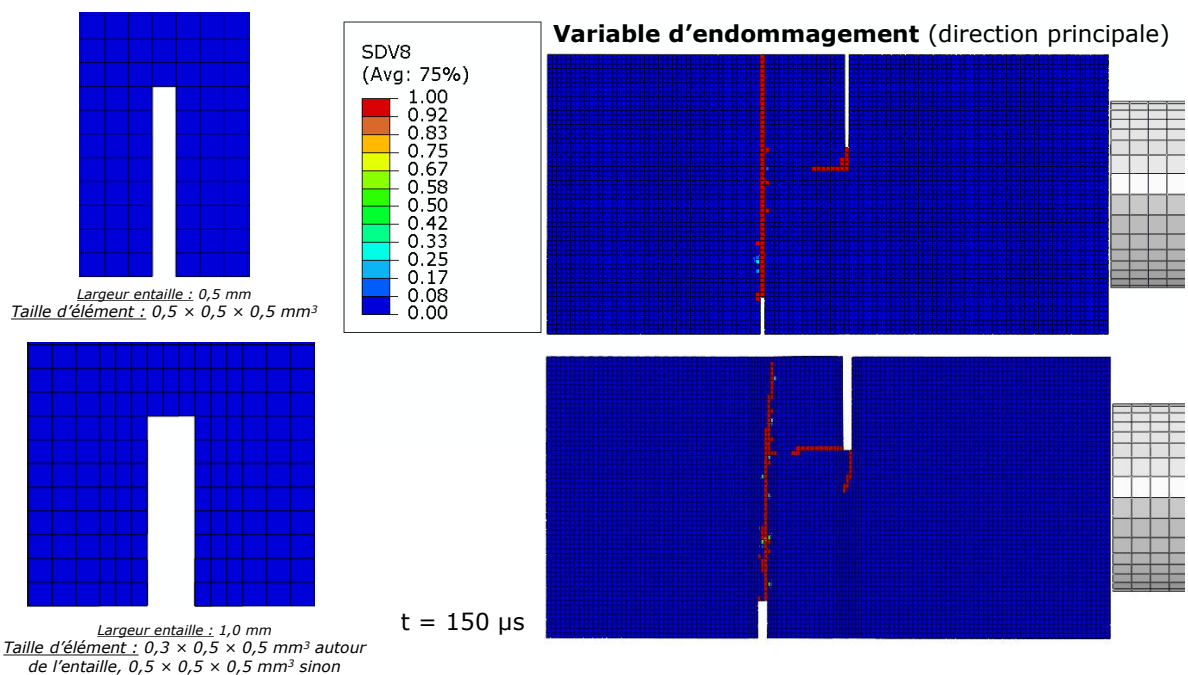
#### D.1.1 Sur le pulse en Rockspall

Grâce à une simulation 2D, comprenant un maillage fait d'éléments CAX4R (quadrilatère axisymétrique à 4 nœuds, interpolation bilinéaire) de taille 0,5 mm, le pulse de compression utilisé pour l'ensemble des travaux numériques en 3D est obtenu. La Figure D-1 renseigne sur ce point. Le pulse de vitesse en face arrière de la barre par rapport à la face impactée est extrait avant d'être converti en signal de contrainte à l'aide d'une formule. Les oscillations qui suivent le pulse sont supprimées.



#### D.1.2 Dépendance en fonction du maillage

Entre un maillage « grossier » (taille d'élément de 0,5 mm) et un maillage « fin » (taille d'élément de 0,3 mm autour de l'entaille, 0,5 mm sinon), l'influence du maillage sur le chemin que prend la fissure et sur le champ de contraintes peut être regardée sur la Figure D-2.



## D.2 Résolution et ouverture de fissure avec CORRELI<sup>Q4</sup>

### D.2.1 À propos de la résolution

Pour une même microstructure, selon la résolution de l'essai (taille de pixel), la distance de travail pour déterminer la pointe de fissure *i.e.*  $r$ , peut être multipliée plusieurs fois (de 3 à 4 fois), ce que permet de voir la Figure D-3 :

- avec  $20\ \mu\text{m}/\text{px}$ , pour pouvoir voir un COD d'environ 0,1 px il faudrait un  $r$  autour de 1 mm (pour le MAINa) ;
- avec  $70\ \mu\text{m}/\text{px}$ , pour la même taille de COD il faudrait un  $r$  qui commence à 15 mm (pour le MAINa).

Dans le deuxième cas, cela s'approche de la largeur des carreaux de céramique ( $60 \times 30 \times 7\ \text{mm}^3$ ), rendant l'analyse de l'essai alors impossible.

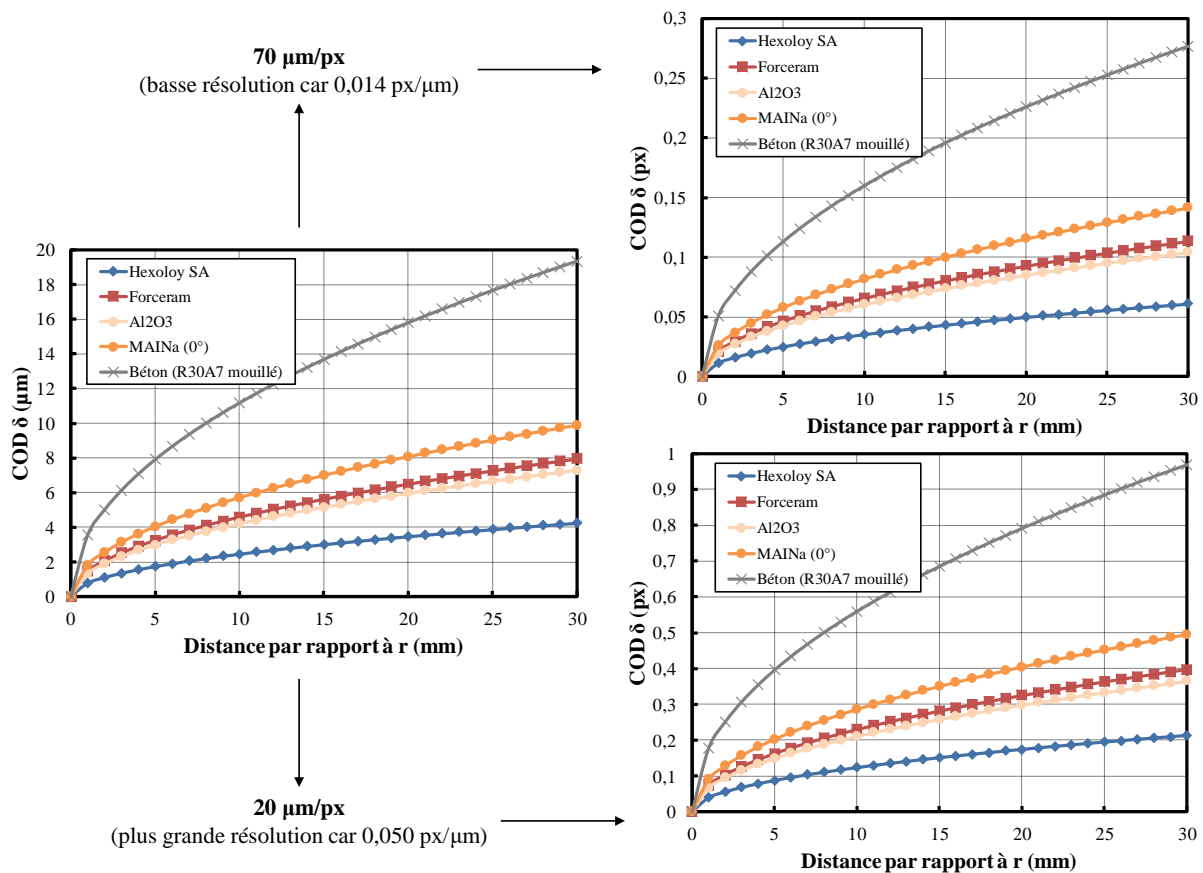


Figure D-3. Évolution de l'ouverture de fissure par rapport à deux tailles de pixel (ou deux tailles de résolution), les céramiques étant mises en parallèle avec un béton (propriétés du béton dans [14]).

### D.2.2 Suivi de fissure : affichages sur CORRELI<sup>Q4</sup>

Plusieurs captures-écran de CORRELI<sup>Q4</sup> lors du suivi de la pointe de fissure sont montrées sur la Figure D-4 et sur la Figure D-5.

Pour les échantillons Rockspall de la première campagne, en raison de la faible résolution de l'essai,  $r$  est fixé à 11,2 mm, ce qui laisse peu de points à tracer, encore plus du fait que le nombre d'images par seconde enregistrées est faible (1 Mfps contre 5 Mfps la plupart du temps pour les autres campagnes). Pour les deuxième et troisième campagnes, que ce soit en Rockspall ou en nEOI,  $r$  est fixé à 3,2 mm.

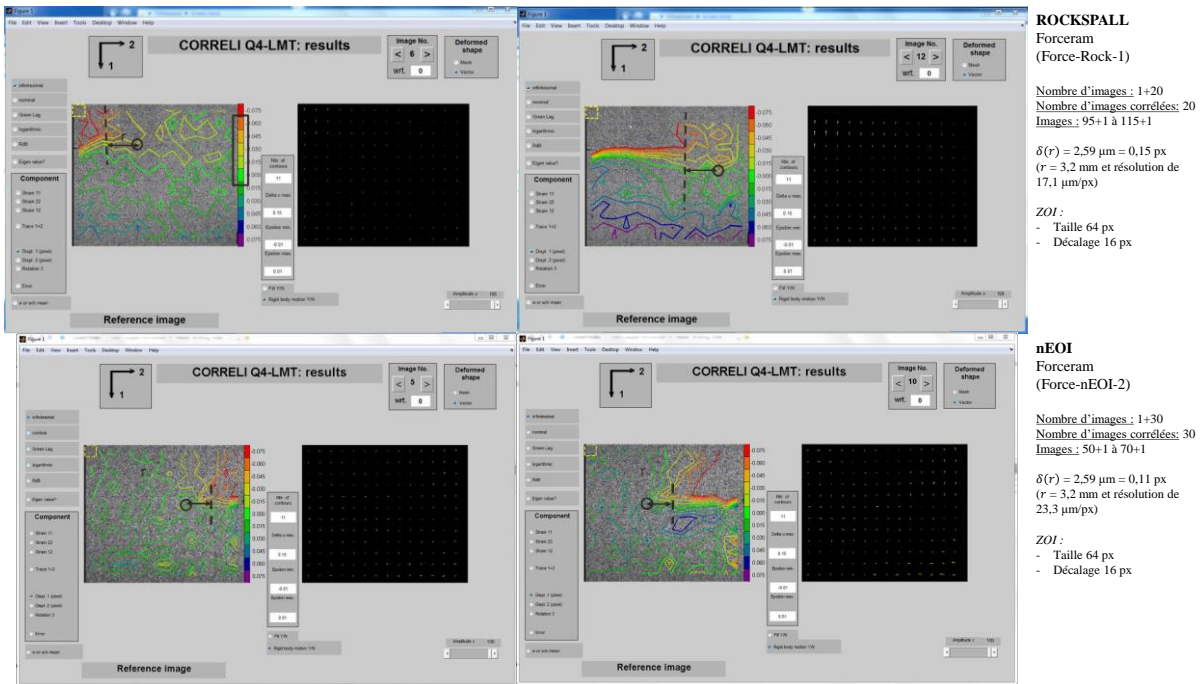


Figure D-4. Monitoring de la pointe de fissure (1<sup>ers</sup> exemples).

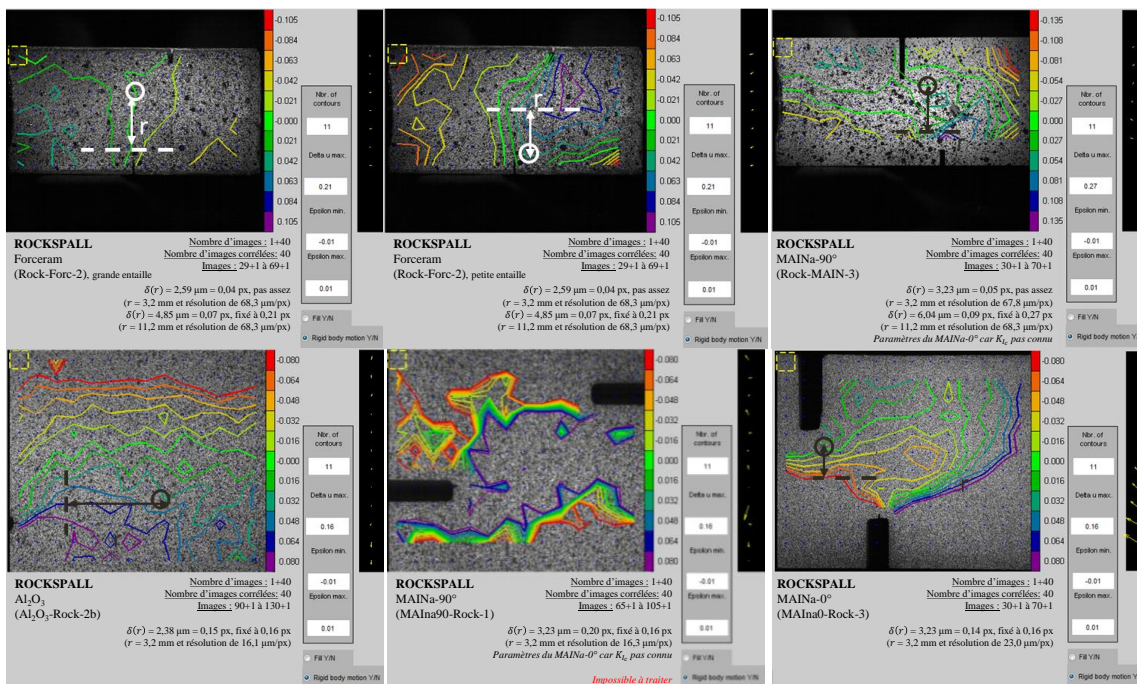


Figure D-5. Monitoring de la pointe de fissure (2<sup>es</sup> exemples).

## D.3 X-FEM

### D.3.1 Compréhension de la technique

La technique permet de modéliser plus facilement une fissure : en FEM, la concentration de contraintes en pointe de fissure (qui est une entaille avec un rayon de courbure qui tend vers zéro) nécessite un maillage suffisamment fin pour pouvoir capturer le phénomène, avec autrement une augmentation du nombre de DDL,



une augmentation du temps de calcul pour atteindre les conditions/équations d'équilibre<sup>1</sup> et une régénération du maillage pour conserver le chemin de fissure. Avec la X-FEM, le remaillage est minimal et la fissure est supposée être indépendante du maillage puisqu'elle est créée indépendamment de celui-ci [16]. Cependant, l'initiation et surtout la propagation de la fissure peut dépendre des éléments autour de la fissure, et donc de la taille d'élément utilisée. La taille des éléments apparaît en effet dans l'équation (D-1) pour calculer le déplacement  $u(x)$  d'un vecteur  $u$  sur un nœud  $x$  d'un élément fini (pour un nombre total  $N$ ). De plus, la fissure est définie manuellement par l'utilisateur, il faut avoir une idée d'où la fissure va s'initier.

$$\begin{aligned}
 u(x) &= \sum_{I=1}^N N_I(x) \cdot u_I + \sum_{I=1}^N N_I(x) \cdot H(x) \cdot a_I + \sum_{I=1}^N N_I(x) \cdot \sum_{\alpha=1}^4 F_{\alpha}(x) \cdot b_I^{\alpha} \\
 &= \sum_{I=1}^m N_I(x) \cdot \left( u_I + H(x) \cdot a_I + \sum_{\alpha=1}^4 F_{\alpha}(x) \cdot b_I^{\alpha} \right)
 \end{aligned}
 \tag{D-1}$$

Avec :  $N_I(x)$  la fonction de forme (ou fonction d'interpolation des éléments) usuelle en FEM,  $u_I$  le vecteur-déplacement associé à  $N_I$ ,  $H(x)$  la fonction booléenne d'Heaviside (= 0 si  $x < 0$ , 1 sinon quand un élément est coupé par une fissure),  $a_I$  le vecteur-déplacement associé à  $N_I$  autour de la fissure,  $F_{\alpha}(x)$  la fonction élastique asymptotique en pointe de fissure proportionnelle à  $\sqrt{r}$  ( $r$  la distance par rapport à la pointe, la contrainte  $\sigma$  tend vers l'infini) et  $b_I^{\alpha}$  le vecteur-nodal DDL enrichi au nœud (relié à  $H(x)$ ). Le premier terme de l'équation (D-1) ( $\sum_{I=1}^N N_I(x) \cdot u_I$ ) symbolise le déplacement normal appliqué sur tous les éléments, le deuxième terme ( $\sum_{I=1}^N N_I(x) \cdot H(x) \cdot a_I$ ) le déplacement enrichi appliqué sur les éléments où la fissure est présente et le troisième terme ( $\sum_{I=1}^N N_I(x) \cdot \sum_{\alpha=1}^4 F_{\alpha}(x) \cdot b_I^{\alpha}$ ) le déplacement enrichi appliqué sur les éléments où la pointe de fissure est présente.

Le principe derrière la X-FEM est également interpolé dans certains outils de DIC. Le logiciel EIKO-CRACK (développé par EikoSim) est implémenté avec une application d'un compilateur MATLAB *standalone* (pas besoin de licence pour travailler avec). Par le fait, EIKO-CRACK repose, pas que mais en partie, sur un enrichissement discontinu de l'approximation des éléments finis, c'est-à-dire par une approche étendue en DIC, d'où la dénomination X-DIC [17].

### D.3.2 Dépendances

Il est intéressant de noter certaines dépendances sur la fissure X-FEM : le nombre d'images par seconde demandées en sortie (fps), le maillage car la fissure se propage dans les éléments, et la taille de fissure définie initialement. La Figure D-7 (a) et la Figure D-7 (b) donnent un aperçu de ces dépendances.

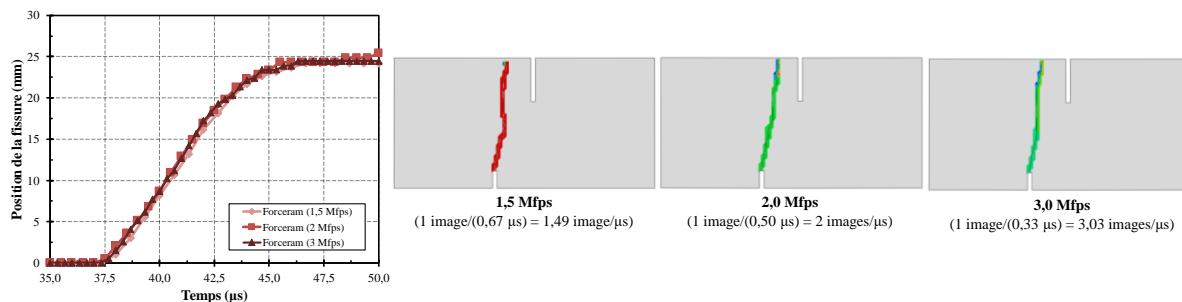


Figure D-6. Suivi d'une fissure X-FEM pour le Forceram, considérant différentes fréquences de sortie (paramètre de viscosité nul).

<sup>1</sup> **Coût de calcul :** Sachant qu'en plus, pour qu'il n'y ait pas de problème de divergence, le temps du *step* (temps incrémental)  $\Delta t$  doit être inférieur au temps  $t_{inf} = L_{EF,c}/C$  que met l'information (l'onde en dynamique) pour se propager dans un élément, le plus petit du maillage, caractérisé par une taille caractéristique  $L_{EF,c}$  (comme la taille minimale dans le maillage) à une vitesse  $C \sim \sqrt{E/\rho}$  calculée avec la masse volumique des éléments  $\rho$  et le module de Young  $E$  en réalité obtenu à partir des coefficients de Lamé  $\lambda$  (premier coefficient de Lamé) et  $\mu$  (deuxième coefficient de Lamé ou module de cisaillement) tel que la contrainte  $\sigma$  et la déformation  $\varepsilon$  sont liés par  $\sigma = 2 \cdot \mu \cdot \varepsilon + \lambda \cdot tr(\varepsilon)$ . Id [15].

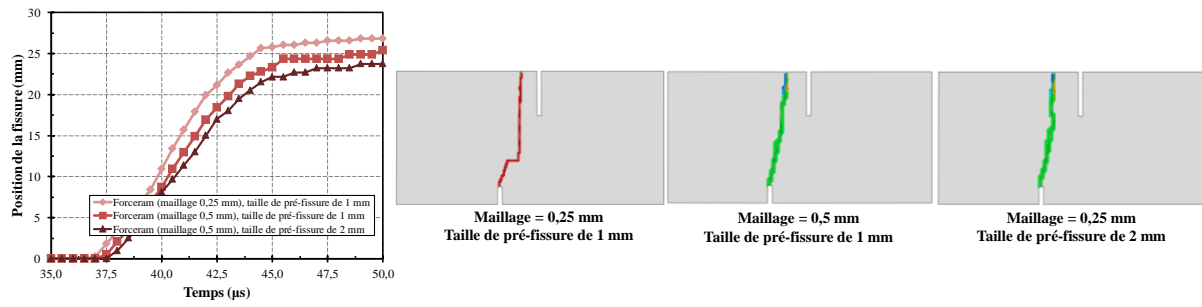


Figure D-7. Suivi d'une fissure X-FEM pour le Forceram, considérant différentes tailles d'éléments et différentes tailles pré-définies de fissures (paramètre de viscosité nul).

# ANNEXE E : annexe sur la fragmentation multiple

## E.1 Modèle KST

Le modèle KST est un modèle élasto-plastique adapté pour décrire le comportement des géo-matériaux (e.g. béton) sous hautes pressions de confinement. Le béton est un matériau hétérogène et multi-échelle constitué : d'une matrice (e.g. ciment, mortier (qui est proche d'un béton sauf que la taille des agrégats est plus petite), bitume) qui lie des matières inertes appelées agrégats ou granulats selon la taille (e.g. sable, gravillons, gravier), des adjuvants, des hydrates à l'échelle nano- et microscopique et des défauts (pores, micro-fissures). Une analyse mésoscopique est utile pour en décrire finement la microstructure et pour cette raison, le modèle KST peut être couplé au modèle DFH (modèle DFH-KST : Forquin et Erzar (2010) [14], Erzar et Forquin (2011) [18]) décrivant la résistance dynamique et le comportement adoucissant du béton sous traction.

Plus précisément, KST permet de décrire le comportement sphérique *i.e.* la pression hydrostatique égale à moins le tiers de la trace du tenseur des contraintes, à l'aide d'une loi de compaction liant la déformation volumique  $\epsilon_v$  avec la pression  $P$ . Cette équation d'état du modèle est une courbe linéaire, rentrée point par point. Quand  $P$  augmente, le béton se comporte élastiquement jusqu'à ce que les pores s'effondrent (compaction). La description du modèle KST est présentée en s'intéressant à la Figure E-1 (a), avec le modèle DP en Figure E-1 (b). Le modèle KST est implémenté dans une procédure Fortran (VUMAT) dans le code d'ABAQUS *Explicit*.

Comme dans le modèle DP, la contrainte équivalente  $\sigma_{eq}$  de KST est fonction de  $P$ , représentée dans l'équation retranscrite en (E-1), avec  $a_0$ ,  $a_1$  et  $a_2$  les coefficients d'équation elliptique. Ces paramètres sont identifiés à partir des paramètres identifiés dans DP – où  $d_0 = 35$  MPa et  $\beta = 30$  – comme présenté en (E-2) :  $a_0 = d_0^2$ ,  $a_1 = 2 \cdot d_0 \cdot \tan(\beta)$  et  $a_2 = \tan^2(\beta)$ . Cette contrainte est bornée par une contrainte équivalente de von Mises maximale  $\sigma_{eq,vM,max}$  qui est fixée à 100 GPa pour être certain de ne pas atteindre le plateau, et qui est également bornée par une valeur minimale  $\sigma_{eq,vM,min}$  dans la VUMAT fixée à 0 pour les céramiques (contrainte seuil).

Le Tableau E-1 et le Tableau E-2 récapitulent les paramètres du modèle KST implémentés pour l'Hexoloy® (en plus de la masse volumique  $\rho$ , du module de Young  $E$  et du coefficient  $\nu$  renseignés dans le chapitre 2). Le deuxième point de la courbe de compaction est calculé à partir de la formule  $\epsilon_v^{(2)} = \sigma/K$  avec  $\sigma = 1$  GPa et  $K = K_{elastic} = K_{final}$ . Quant à  $P_{max}$ , elle est calculée à partir de  $d_0/\tan(\beta)$  de la loi de DP.

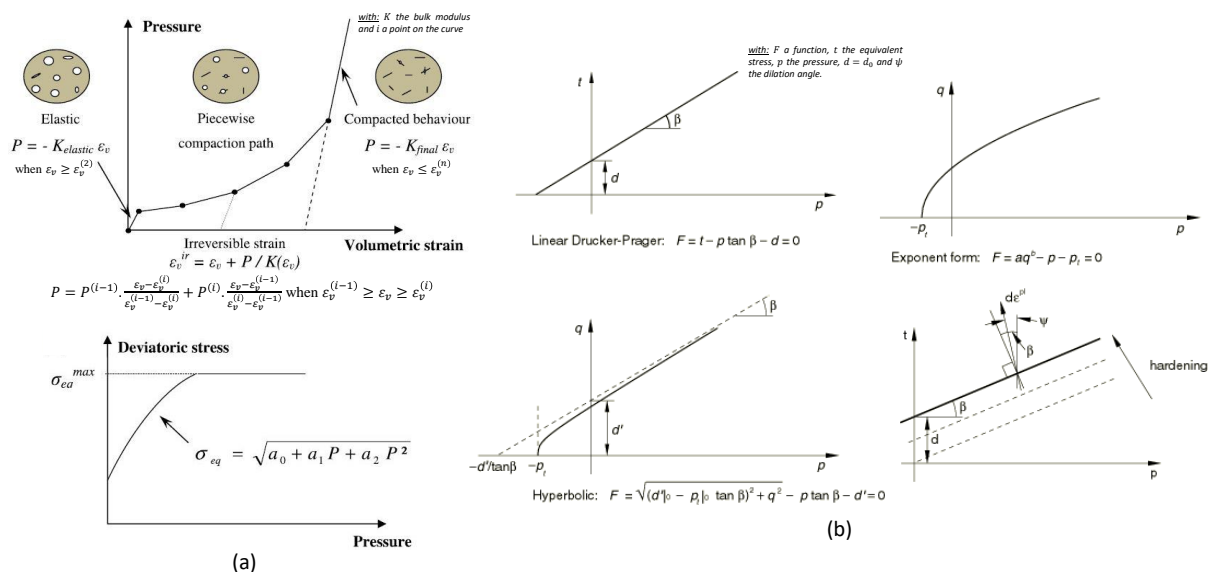


Figure E-1. (a) Description du modèle de KST (loi d'état et comportement déviatorique) (adaptée de [18]). (b) Surfaces de plasticité du modèle de DP (adaptée de [19]).

$$\sigma_{eq} = \min\left(\sqrt{a_0 + a_1 \cdot P + a_2 \cdot P^2}, \sigma_{eq,vM,max}\right) \quad (\text{E-1})$$

$$\sigma_{eq}(DP) = \sqrt{(d_0 + P \cdot \tan(\beta))^2} = \sqrt{d_0^2 + 2 \cdot d_0 \cdot P \cdot \tan(\beta) + \tan^2(\beta) \cdot P^2} \quad (\text{E-2})$$

Tableau E-1. Paramètres KST concernant la loi  $P = f(\varepsilon_v)$ .

$n$ (-)	$\varepsilon_v^{(1)}$ (%), $P^{(1)}$ (GPa)	$\varepsilon_v^{(2)}$ (%), $P^{(2)}$ (GPa)	$K_{elastic}$ et $K_{final}$ (GPa)
2	0, 0	-0,527, 1,0	190 et 190

Tableau E-2. Paramètres KST concernant la loi de  $\sigma_{eq}$  avec le paramètre d'érosion utilisé en numérique, fixé à une valeur suffisamment élevée pour éviter la suppression des éléments finis.

$a_0$ (MPa <sup>2</sup> )	$a_1$ (MPa)	$a_2$ (-)	$\sigma_{eq,vM,min}$ (GPa)	$\sigma_{eq,vM,max}$ (GPa)	$P_{max}$ (MPa)	$\varepsilon_{p,eq,max}$ (%)
1225	40	0,333	0	100	60,62	1000 ou 3000

## E.2 Page de visualisation de la configuration sarcophage

Une des pages des plans du sarcophage est montrée, Figure E-2. C'est une vue d'ensemble pour s'assurer que toutes les pièces sont bien positionnées.

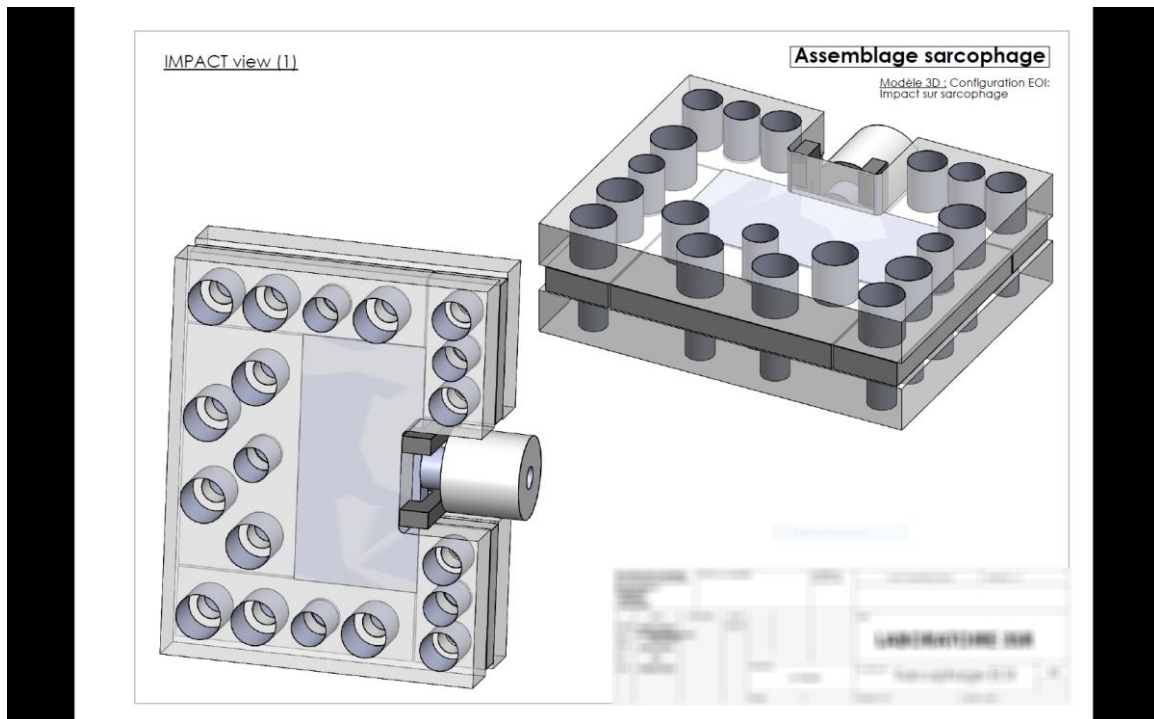


Figure E-2. Extrait des plans du sarcophage.

## E.3 Images du MAINa (90° et 0°) en EOI avec un intervalle de temps plus fin

L'endommagement en fragmentation des carreaux de MAINa-90° et de MAINa-0° est montré chaque 0,5  $\mu$ s, regardant la Figure E-3 et la Figure E-4.

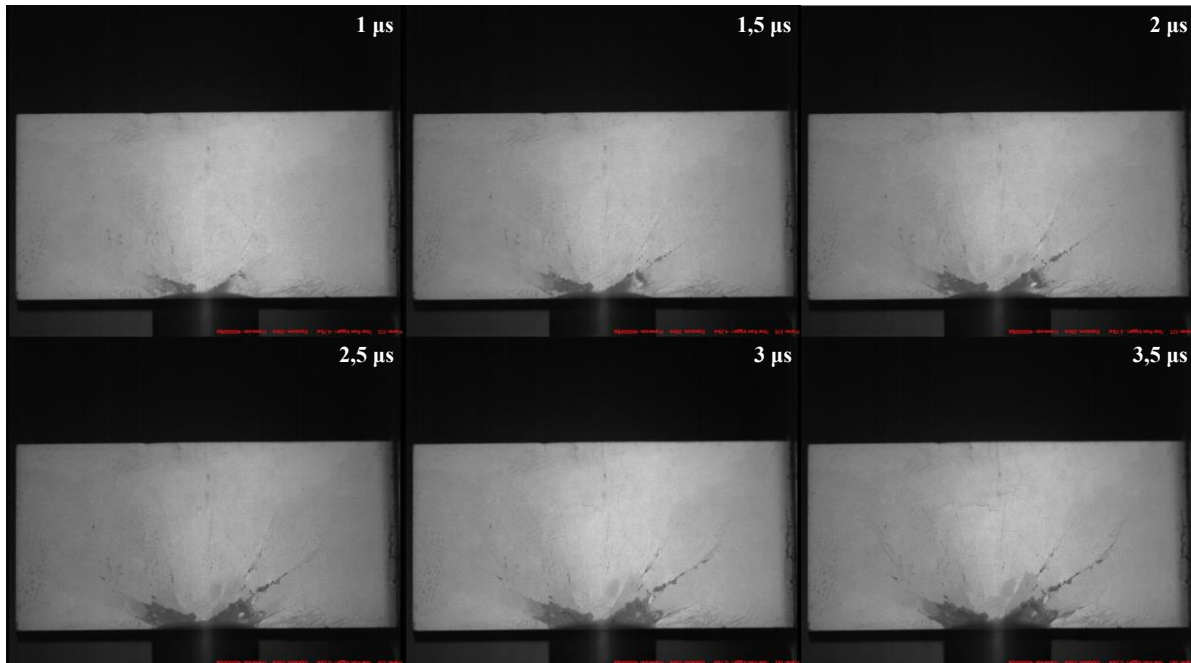


Figure E-3. Séquence d'images à 4 Mfps d'un essai EOI sur MAINa-90° ( $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$ ), de 1 à 3,5  $\mu\text{s}$  avec un inter-temps de 0,5  $\mu\text{s}$ .

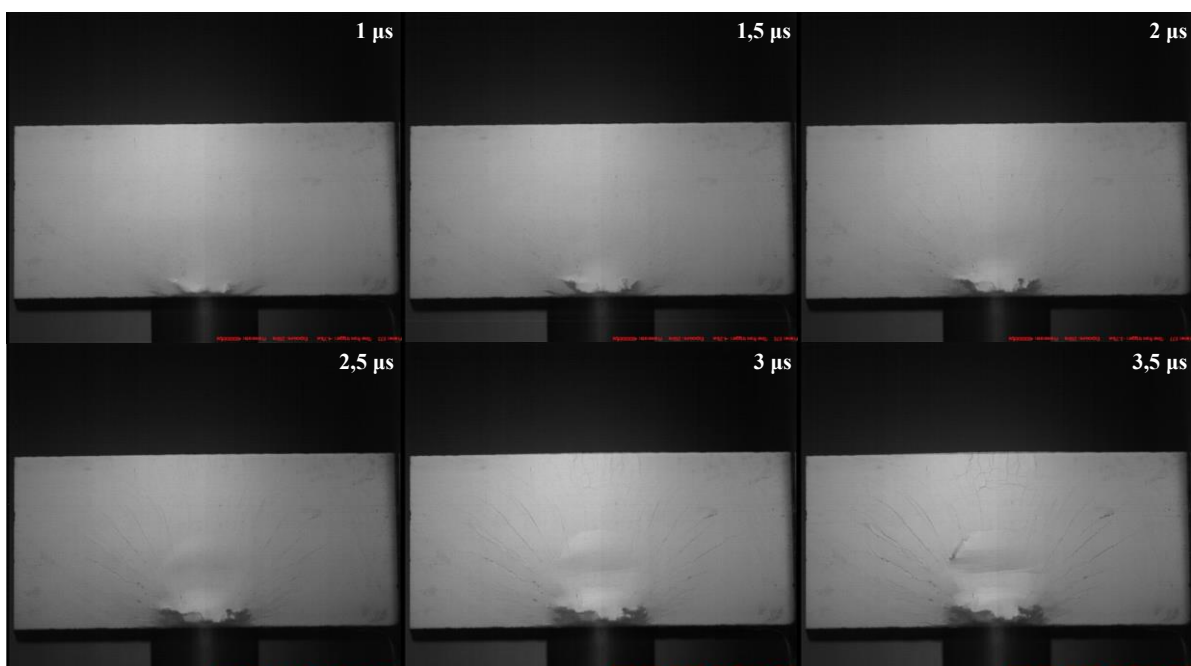
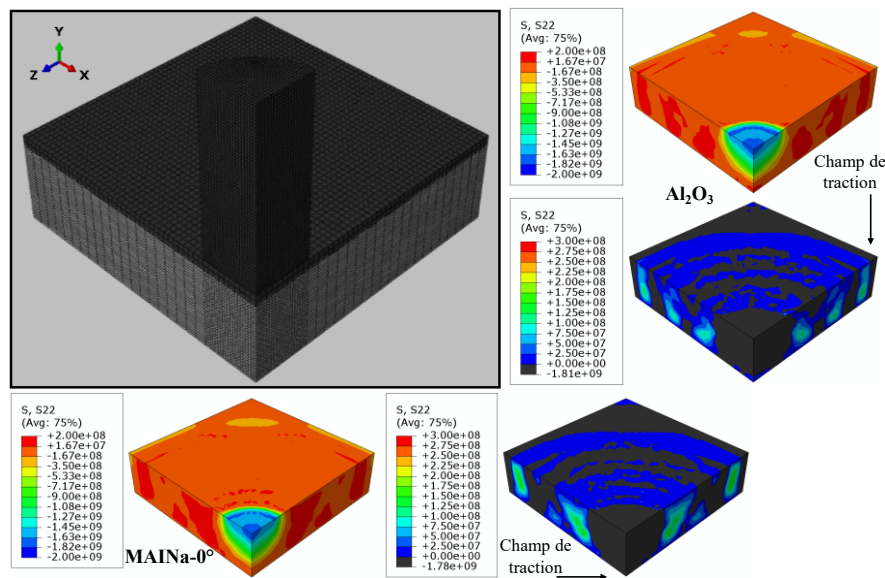


Figure E-4. Séquence d'images à 4 Mfps d'un essai EOI sur MAINa-0° ( $36 \times 18 \times 7 \text{ mm}^3$ ), de 1 à 3,5  $\mu\text{s}$  avec un inter-temps de 0,5  $\mu\text{s}$ .

## E.4 Modèle de l'impact normal et contraintes

Le modèle numérique de la première étape de l'essai tandem est décrit. La vitesse d'impact est fixée à 175 m/s. Le calcul s'arrête à 20  $\mu\text{s}$  et chaque résultat est affiché après itération d'une microseconde. Deux conditions de symétrie sont considérées (quart de modèle). Le maillage est fait d'éléments C3D8R de tailles 0,25 mm pour le projectile et 0,50 mm pour la céramique. Un frottement de 0,1 est appliqué sur toutes les surfaces en contact en utilisant l'algorithme *general contact*. Le déplacement est fixé à zéro sur tous les nœuds appartenant à la surface arrière pour empêcher tout déplacement selon la direction Y ( $u_y = 0$ ).

Tous les paramètres indiqués pour l'acier sont mis dans la définition du projectile et de la plaque en acier (masse volumique  $\rho$ , module de Young  $E$ , coefficient de Poisson  $\nu$ , limite élastique  $\sigma_y$ ). Pour la céramique, seuls les paramètres  $\rho$ ,  $E$  et  $\nu$  sont utilisés pour la simulation élastique, les paramètres DFH sont utilisés pour la simulation de l'endommagement. Le *backing* n'est pas simulé puisque le jeu de 0,1 mm le sépare de la céramique. Avec la simulation numérique élastique, la Figure E-5 montre le champ de contraintes longitudinales pour les deux céramiques. Les zones correspondant uniquement aux contraintes de traction représentant les zones susceptibles de créer des fissures sont en couleur. Ces zones forment des zones radiales concentriques autour du point d'impact.



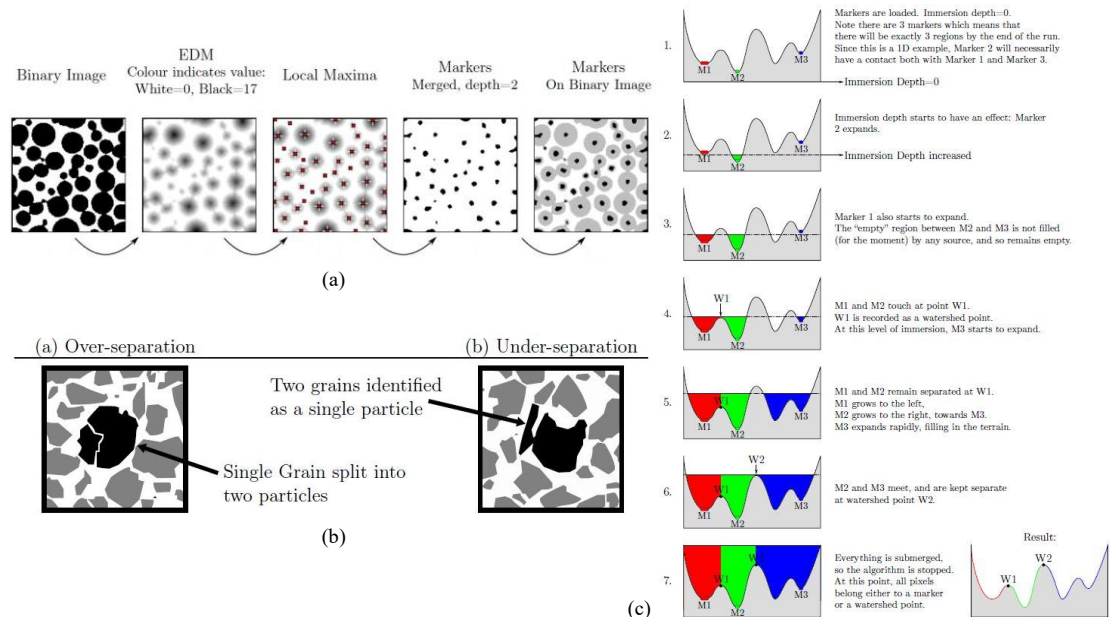
**Figure E-5.** Modèle numérique de l'impact normal en tandem (vitesse d'impact : 175 m/s) avec les champs de contraintes de traction qui se développent au sein des céramiques, 5  $\mu$ s après impact. À noter : dans la simulation numérique, le bout hémisphérique du projectile est exploité (ce qui n'est pas le cas de l'essai expérimental où c'est le bout plat qui est exploité).

## E.5 Informations sur l'algorithme *watershed* et sur le choix d'une valeur seuil

### E.5.1 Algorithme de *watershed*

Le *watershed* est une famille d'algorithmes permettant de segmenter (ou de séparer) des grains ou des fragments d'une image binaire. Certains reposent sur des marqueurs qui sont des petits volumes définis à l'intérieur de chaque grain/fragment individuel, dont la définition repose sur l'EDM (*Euclidian Distance Map*, équivalent à la distance minimale). Chaque marqueur est obtenu par l'identification et la réunion des *maxima* locaux des distances euclidiennes, Figure E-6 (a) illustrant une procédure standard pour générer des marqueurs d'une image contenant des grains. Sur les images 3D, la technique du placement des marqueurs est difficile et peut conduire à certains problèmes comme illustrés dans la Figure E-6 (b) [20].

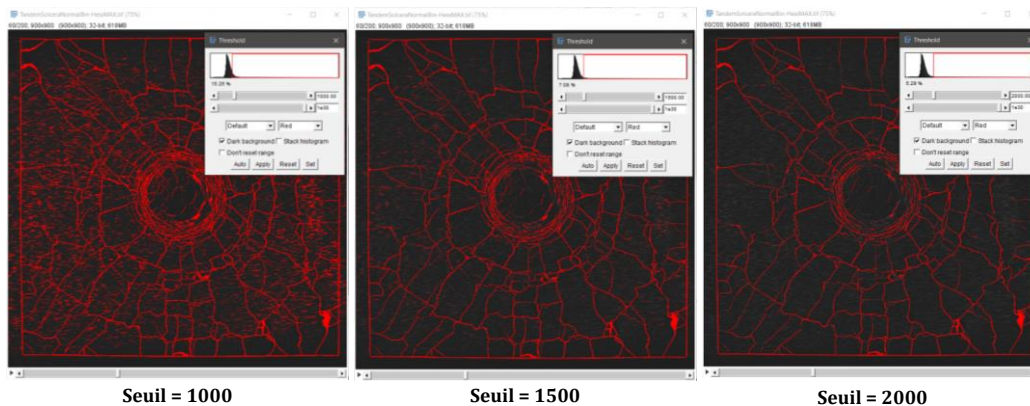
Comme expliqué dans Andò (2013), l'opération du *watershed* est analogue à une immersion dans un paysage dans lequel de l'eau est versée dans chaque versant (là où les marqueurs sont placés), analogie représentée sur la Figure E-6 (c). Le paysage topographique est progressivement inondé et les marqueurs s'élargissent au fur et à mesure que le versant se remplit. Lorsque deux marqueurs se rencontrent au sommet d'une colline, une ligne de *watershed* se forme et sépare les deux marqueurs. Ces lignes de voxels, qui sont les résultats en sortie du *watershed* permettant de séparer les grains entre eux, vont être soustraites de l'image binaire. Ainsi, les particules vont être segmentées l'une de l'autre en supprimant une ligne de pixels entre elles. Le remplissage de chaque versant correspond à un critère ou à une fonction de segmentation, comme l'EDM inversée.



**Figure E-6.** (a) Détails : d'une image binarisée, d'une carte de distances euclidiennes, des *maxima* reconnus, de la fusion des *maxima* par un paramètre de profondeur par rapport aux points avoisinants, des marqueurs tracés sur l'image binarisée initiale (décolorée en gris) [20]. (b) Exemples d'erreur sur le rendu final en fonction de la position non parfaite des marqueurs [20]. (c) Analogie à une dimension du principe du *watershed*, considérant l'image comme une surface topographique où les pixels les plus grands sont les pixels à la plus haute altitude [20].

## E.5.2 Choix d'une valeur seuil

La Figure E-7 montre l'application d'une valeur seuil, utilisant FIJI, sur les images tomographiques après avoir appliqué un filtre hessien. Comme indiqué dans le corps du chapitre, la valeur de 1000 laisse subsister un bruit assez important par rapport aux deux autres valeurs.



**Figure E-7.** Choix du seuil à partir d'une estimation visuelle sur l'histogramme de l'ensemble des images de l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  ; la face avant est entrevue. Les valeurs choisies pour les deux matériaux sont : 1500 pour l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  (au milieu) et 1000 pour le MAINA.

## E.6 Différents endommagements en tandem

Une simulation complète de l'essai tandem est conduite dans ABAQUS *Explicit* concernant l'Hexoloy SA® étudié dans Zinsner (2014) [21] de manière à regarder ce qu'il se passe au niveau de l'endommagement de la céramique considérant les modèles JH-2 et DFH. Le premier modèle (JH2) possède un endommagement en compression et le deuxième (DFH) en possède un en traction.

Les simulations tandem étudiées, concernant le modèle numérique de l'impact normal et celui de l'impact pénétrant, étaient indépendantes. La Figure E-8 montre la totalité du modèle. À présent, ces modèles

sont intégrés dans un seul fichier de simulation numérique de telle sorte que la simulation se fasse en deux étapes. La première étape implique les matériaux et constituants de l'impact normal (projectile cylindrique, plaque fine d'acier, céramique). Cette étape va permettre de créer un champ d'endommagement dans la céramique. La deuxième étape suit la première dans la même simulation numérique, impliquant les matériaux et constituants de l'impact pénétrant (projectile pénétrant à bout conique, céramique endommagée, plaque d'acier en arrière du montage). Ainsi, la simulation est conduite sur une céramique initialement pré-endommagée. La vitesse d'impact ne change pas (175 m/s).

La Figure E-9 (a) montre l'état d'endommagement après l'impact normal (première étape numérique) pour les modèles de DFH et de JH-2. L'endommagement créé par JH-2 est faible voire quasi-nul, alors que les essais expérimentaux montrent une fragmentation intense. Le comportement à la pénétration (deuxième étape numérique), Figure E-9 (b) avec les deux modèles considérés, est donc reproduit différemment.

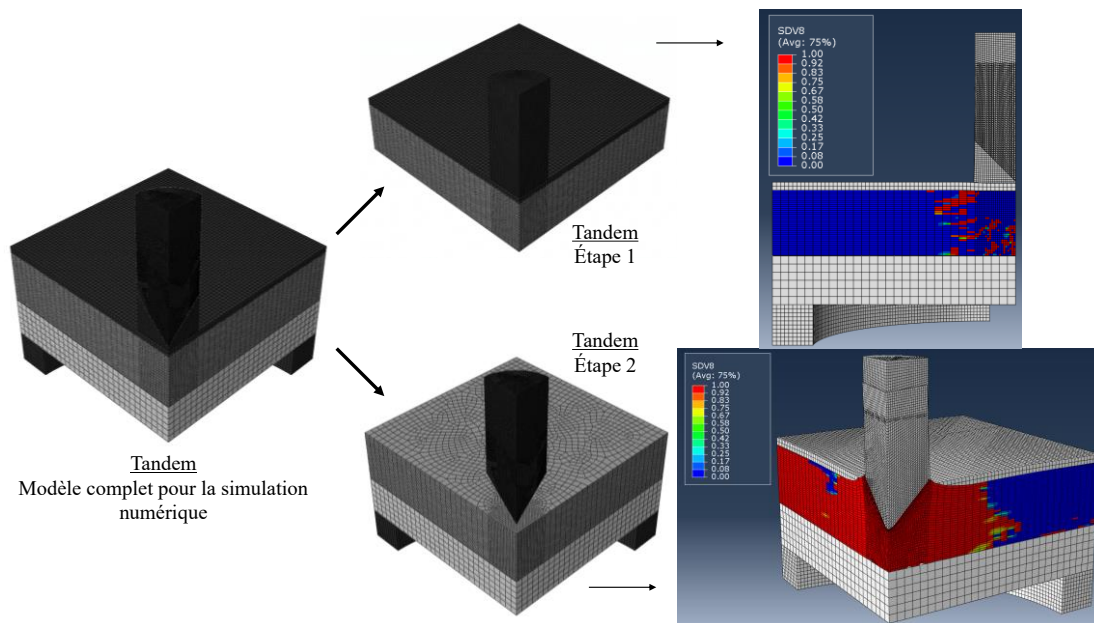


Figure E-8. Modèle numérique, dans une seule simulation, de l'impact normal et de l'impact pénétrant en tandem.

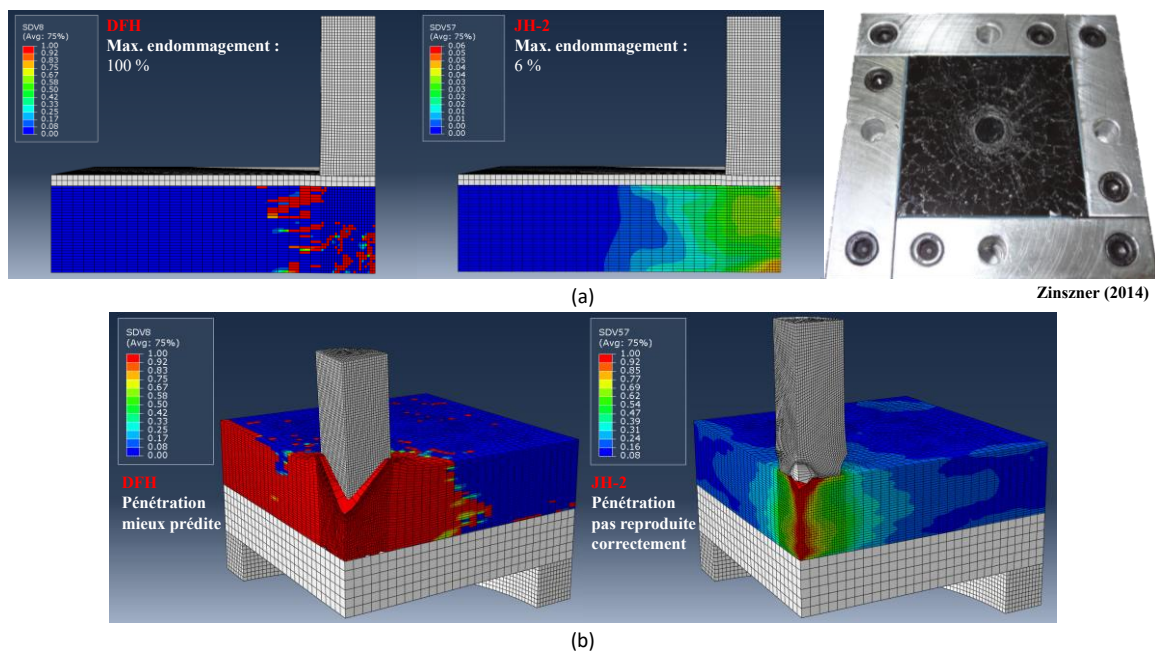


Figure E-9. Endommagements de DFH (variable SDV8) et de JH-2 (variable SDV57) après l'étape de l'impact normal, à 2  $\mu$ s. (b) Endommagements de DFH (variable SDV8) et de JH-2 (variable SDV57) après l'étape de l'impact pénétrant, à 30  $\mu$ s.



## E.7 Informations sur les simulations numériques en tandem

### E.7.1 Pression générée sous le projectile pénétrant

Avec une vitesse d'impact de 175 m/s pour les projectiles conique et hémisphérique, la pression hydrostatique (plusieurs cas en Figure E-10) est lue sur une zone de la céramique par simulation numérique, donnant autour de 215 MPa dans l' $\text{Al}_2\text{O}_3$  fragmentée et 15 à 55 MPa dans le MAINa-0° fragmenté. Le paramètre  $\beta$  du modèle de Drucker-Prager peut ne peut pas être unique et sa valeur peut être critiquable pour des hauts taux de déformations atteignables en balistique.

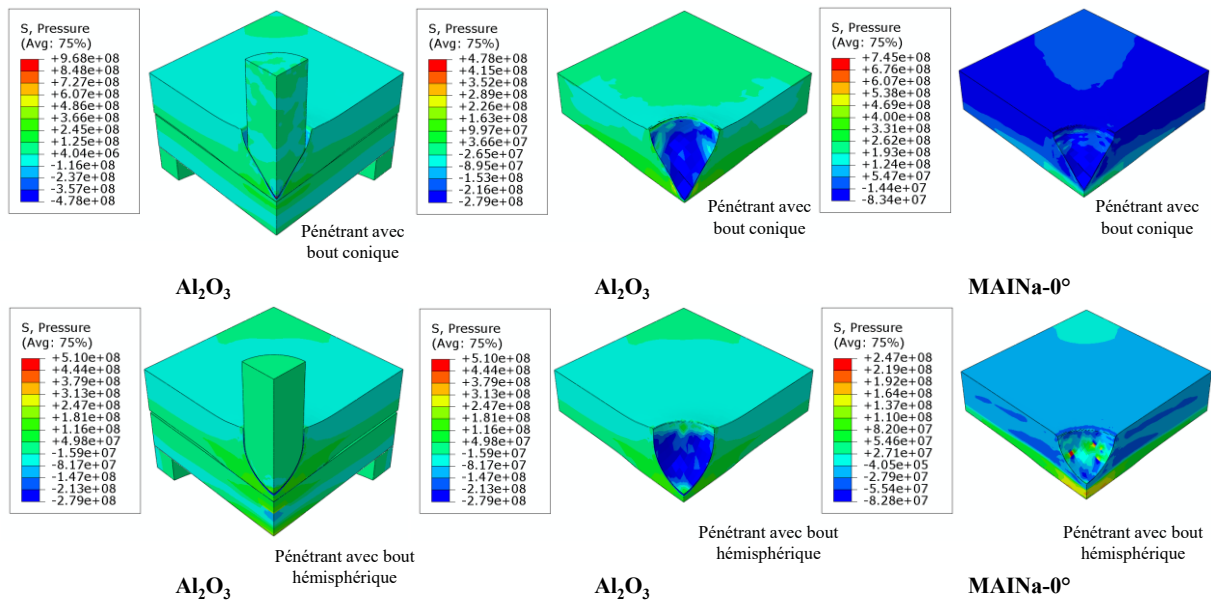


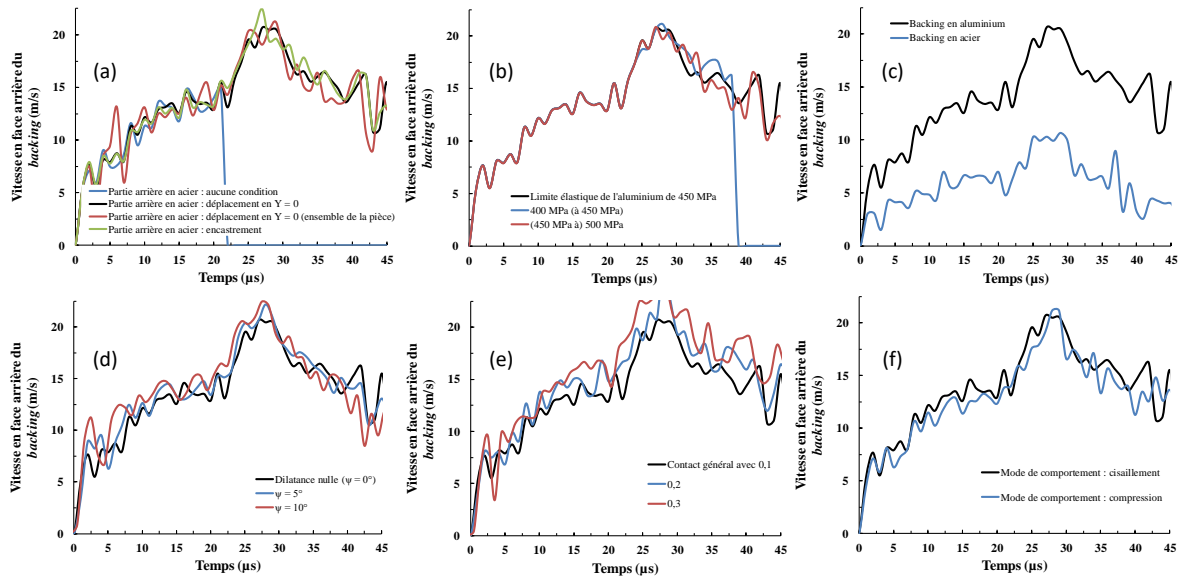
Figure E-10. Variation de la pression (variable ABAQUS S.Pressure) ; les paramètres de Drucker-Prager sont ceux identifiés pour les deux matériaux.

### E.7.2 Étude de sensibilité pour la création du modèle numérique utilisé dans Drucker-Prager : conditions limites

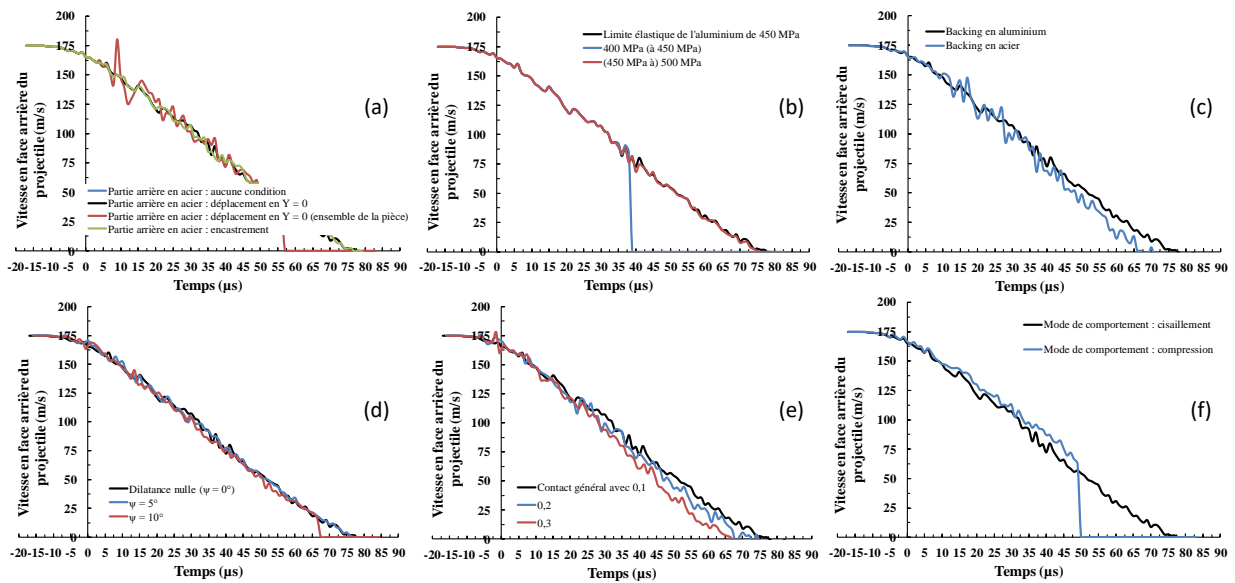
L'influence de plusieurs paramètres sur la simulation numérique de l'impact pénétrant a été étudiée, concernant : la partie arrière en acier (Figure E-11 (a)), la limite élastique du *backing* en aluminium (Figure E-11 (b)), un éventuel autre matériau comme *backing* (Figure E-11 (c)), le paramètre de dilataance dans Drucker-Prager (Figure E-11 (d)), l'intensité du *general contact* (Figure E-11 (e)) et le type de comportement qui peut être défini dans ABAQUS pour Drucker-Prager (Figure E-11 (f)).

L'équivalent pour le profil de vitesse sur la face arrière du projectile est en Figure E-12.

Hormis lorsque le *backing* change ou lorsque le paramètre de frottement change, il y a peu d'influence des autres paramètres, même si la dilataance mène à une légère augmentation du niveau de vitesse le long de la pente ascendante, tandis que l'influence reste modérée le long de la partie descendante.



**Figure E-11.** Hexoloy® et modèle de Drucker-Prager : influence de plusieurs conditions et CL du modèle numérique de l'étape pénétrante de l'essai tandem, la courbe noire correspond au modèle retenu. (a) CL sur la partie arrière en acier, (b) changement de la valeur d'érouissage du backing, (c) changement de matériau comme backing, (d) changement de dilatance, (e) changement du paramètre de friction du general contact, (f) changement de type de comportement dans l'implémentation numérique de Drucker-Prager.



**Figure E-12.** Équivalent de la Figure E-11 en regardant, à présent, l'évolution d'un point de la face arrière du projectile.

# Bibliographie

- [1] M. F. Ashby, « On the engineering properties of materials », *Acta Metall.*, vol. 37, n° 5, p. 1273-1293, 1989.
- [2] P.-Y. Chen *et al.*, « Structure and mechanical properties of selected biological materials », *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.*, vol. 1, n° 3, p. 208-226, juill. 2008, doi: 10.1016/j.jmbbm.2008.02.003.
- [3] F. Bouville, « Strong and tough nacre-like aluminas: Process–structure–performance relationships and position within the nacre-inspired composite landscape », *J. Mater. Res.*, p. 1-19, févr. 2020, doi: 10.1557/jmr.2019.418.
- [4] K. Radi, D. Jauffres, S. Deville, et C. L. Martin, « Strength and toughness trade-off optimization of nacre-like ceramic composites », *Compos. Part B Eng.*, vol. 183, p. 107699, févr. 2020, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.107699.
- [5] P. Forquin, G. Rossiquet, J.-L. Zinszner, et B. Erzar, « Microstructure influence on the fragmentation properties of dense silicon carbides under impact », *Mech. Mater.*, vol. 123, p. 59-76, août 2018, doi: 10.1016/j.mechmat.2018.03.007.
- [6] W. Weibull, « A Statistical Theory of the Strength of Materials », *Gen. Litografiska Anst. Förlag*, vol. 151, p. 45, 1939.
- [7] W. Weibull, « A Statistical Distribution Function of Wide Applicability », *J. Appl. Mech.*, vol. 18, p. 293-297, 1951.
- [8] « Abaqus Analysis User's Manual (6.13) - 23.2.7 Johnson-Cook plasticity ». <http://dsk.ippt.pan.pl/docs/abaqus/v6.13/books/usb/default.htm?startat=pt05ch23s02abm23.html> (consulté le déc. 24, 2017).
- [9] « Abaqus Analysis User's Manual (6.13) - 24.2.2 Damage initiation for ductile metals ». <http://dsk.ippt.pan.pl/docs/abaqus/v6.13/books/usb/default.htm?startat=pt05ch23s02abm23.html> (consulté le déc. 24, 2017).
- [10] F. Hild et S. Roux, « CORRELI Q4: A Software for “ Finite-element ” Displacement Field Measurements by Digital Image Correlation ». LMT-Cachan, 2008.
- [11] G. Besnard, H. Leclerc, F. Hild, S. Roux, et N. Swiergiel, « Analysis of image series through global digital image correlation », *J. Strain Anal. Eng. Des.*, vol. 47, n° 4, p. 214-228, mai 2012, doi: 10.1177/0309324712441435.
- [12] F. Hild, A. Bouterf, P. Forquin, et S. Roux, « On the Use of Digital Image Correlation for the Analysis of the Dynamic Behavior of Materials », in *The Micro-World Observed by Ultra High-Speed Cameras*, K. Tsuji, Éd. Cham: Springer International Publishing, 2018, p. 185-206.
- [13] T. Fras, L. Colard, E. Lach, A. Rusinek, et B. Reck, « Thick AA7020-T651 plates under ballistic impact of fragment-simulating projectiles », *Int. J. Impact Eng.*, vol. 86, p. 336-353, déc. 2015, doi: 10.1016/j.ijimpeng.2015.08.001.
- [14] P. Forquin et B. Erzar, « Dynamic fragmentation process in concrete under impact and spalling tests », *Int. J. Fract.*, vol. 163, n° 1-2, p. 193-215, mai 2010, doi: 10.1007/s10704-009-9419-3.
- [15] « ABAQUS Documentation - Explicit dynamic analysis ». <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEANLRefMap/simaanl-c-expdynamic.htm#simaanl-c-expdynamic-automatic> (consulté le mai 21, 2020).
- [16] Z. Du, « eXtended Finite Element Method (XFEM) in Abaqus ». Simulia (Dassault Systèmes), 2009.
- [17] J. Réthoré, S. Roux, et F. Hild, « An extended and integrated digital image correlation technique applied to the analysis of fractured samples », *Eur. J. Comput. Mech.*, vol. 18, n° 3-4, p. 285-306, 2009, doi: doi.org/10.3166/ejcm.18.285-306.
- [18] B. Erzar et P. Forquin, « Experiments and mesoscopic modelling of dynamic testing of concrete », *Mech. Mater.*, vol. 43, n° 9, p. 505-527, sept. 2011, doi: 10.1016/j.mechmat.2011.05.002.
- [19] « ABAQUS documentation - Extended Drucker-Prager models ». <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEMATRefMap/simamat-c-druckerprager.htm> (consulté le juin 13, 2020).
- [20] E. Andò, « Experimental investigation of microstructural changes in deforming granular media using x-ray tomography », PhD Thesis, Université de Grenoble, 2013.
- [21] J.-L. Zinszner, « Identification des paramètres matériau gouvernant les performances de céramiques à blindage », PhD thesis, Université de Lorraine, Metz, 2014.

« Φιλόσοφος γίνου »

(translittération : « *Philósophos gínou* »)

"Be a seeker of wisdom"

« Soit un chercheur de sagesse »

« Μανθάνων μὴ κάμνε »

(translittération : « *Manthánon mē kámne* »)

"Never tire of learning"

« Ne te lasse pas d'apprendre »

**Deux maximes delphiques (Grèce antique),  
furent un temps inscrites sur le fronton du temple d'Apollon à Delphes.**

[GREC ; ANGLAIS ; FRANÇAIS]



