



**HAL**  
open science

# Approche expérimentale et modélisation du comportement sous choc d'un explosif coulé fondu

David Drouet

► **To cite this version:**

David Drouet. Approche expérimentale et modélisation du comportement sous choc d'un explosif coulé fondu. Autre. Institut National des Sciences Appliquées - Centre Val de Loire, 2018. Français. NNT : 2018ISAB0009 . tel-02967496

**HAL Id: tel-02967496**

**<https://theses.hal.science/tel-02967496v1>**

Submitted on 15 Oct 2020

**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.

**ÉCOLE DOCTORALE  
ÉNERGIE, MATÉRIAUX, SCIENCES DE LA TERRE ET DE L'UNIVERS**

Laboratoire de **Mécanique** Gabriel Lamé

**THÈSE** présentée par :  
**David DROUET**

soutenue le : **21 décembre 2018**

pour obtenir le grade de : **Docteur de l'INSA Centre Val de Loire**

Discipline/ Spécialité : **mécanique**

---

**Approche expérimentale et modélisation du  
comportement sous choc d'un explosif coulé  
fondu.**

---

**THÈSE** dirigée par :  
**Patrice BAILLY**

Professeur des universités, INSA Centre Val de Loire

**RAPPORTEURS :**

**Han ZHAO**  
**Michel ARRIGONI**

Professeur des universités, Université Paris Sorbonne  
Professeur, ENSTA Bretagne

**JURY :**

**Carole NADOT-MARTIN**  
**Jean-Luc HANUS**  
**Julien PAVIER**

Professeure des universités, ISAE-ENSMA,  
MCf, INSA Centre Val de Loire  
Docteur, Ingénieur, NEXTER Munitions



## Remerciements

Cette thèse est issue d'un partenariat CIFRE entre NEXTER Munitions et le laboratoire de Mécanique Gabriel Lamé hébergé par l'INSA CVL. Ces différents organismes ont fourni un soutien financier, technique et logistique qui me permet aujourd'hui de vous présenter ces travaux. Ainsi, je remercie les initiateurs de cette thèse Nicolas Èches, Peggy Lamy et François Chiarelli.

Cette thèse doit beaucoup à son encadrement. Ainsi, je remercie Patrice Bailly pour sa direction en patience et en gentillesse. Ce travail a bénéficié de son savoir-faire dans le calcul et la modélisation de matériau. J'ai personnellement apprécié son savoir-vivre et son expérience en mécanique automobile. Julien Pavier, a été un encadrant disponible et toujours à même de contribuer par la qualité de ses réflexions. Son soutien tout au long de cette étude m'a permis de rester motivé devant les épreuves. J'ai aimé nos discussions autour de l'aéronautique et de la science-fiction. Jean-Luc Hanus ne figure pas dans la liste de mes encadrants. C'est pourtant ici que je souhaite le remercier, car sa contribution est visible dans la qualité de mes essais et leur retranscription en articles. J'ai découvert chez lui, une personne engagée sans être dogmatique. Il est doté d'un humour et d'une énergie qui ont contribué à la vie du laboratoire.

Je souhaite remercier Han Zhao et Michel Arrigoni qui sont venus à bout de ce manuscrit de 240 pages. Ils ont bravé mon écriture encore hésitante sur la terminologie, toujours prête à innover sur l'orthographe. Leurs commentaires et suggestions sont autant de points qui ont été intégrés à ce manuscrit. N'étant pas relectrice, Carole Nado, la présidente de mon jury, a tout de même fourni une relecture et un ensemble de suggestions dont l'intégration améliorera beaucoup la partie théorique de ce manuscrit. Elle m'a également confirmé l'intérêt d'une description morphologique liée à la mécanique du matériau qui a été réintégré dans le premier chapitre. Je la remercie de son commentaire qui a confirmé mon intérêt pour la recherche.

Je remercie mes parents qui ont eu la force de me soutenir au cours de ces longues études parsemées d'hésitations face à un domaine que nous avons découvert en chemin. Cette famille où j'ai dévoré la collection de livres et de science et vie de mon grand-père, où mes oncles et tantes ont été autant d'inspiration, Claude, Jean Paul, Étienne, Isabelle, Alain, où, avec les cousins, nous avons mis en place nos premières campagnes « expérimentales ».

Je remercie l'équipe de l'INSA CVL, Laura et Nathalie qui ont tout mis en place pour nous éviter la naissance d'une phobie administrative irrécupérable. Emmanuel et Ludovic pour leur aide dans les essais réalisés à l'INSA CVL. Merci à Karine et Jeannine pour la fourniture de produits dangereux et le soutien logistique tout au long de la thèse. Merci à Huabin pour son aide sur les barres de Hopkinson et avec la mesure de jauge. Merci à Benoît, Quentin, Éric qui ont répondu à mes questions souvent hors sujet. Merci à Khaled, pour ta vision passionnée de la science et pour avoir maintenu cette offre de post doc aussi longtemps. Pour l'ambiance de l'établissement, merci à Brady,

Isabelle, Kévin Serafin, Husain, Aijuan, Xavier, Thu. Pour l'aide sur le pilotage du tank à bille, merci à Omar Tahri, j'espère que le développement permettra de mettre en place une version plus autonome.

Je souhaite bonne chance à nos remplaçants. Hamza, ce fin connaisseur et explorateur des subtilités du coca zéro et futur HDR. Guillaume, curieux, attentif à notre environnement et aux saveurs, bon courage. Gaëtan, pour son amour du gilet de signalisation. Madiha, un jour tu le liras en français. D'ici là, good luck with the design of your material and surfing the Khaled wave.

Ensuite, je remercie mes compagnons de thèse, en premier lieu Clément. Un peu nageur, un brin râleur, toujours à l'heure, ce bon buveur, sacré rieur a su animer nos journées. Ludovic Blanc amateur de lance-flammes à écaïlle avec qui j'ai aimé discuter et échanger en BD, Manga et séries. Pour son calme olympien et son professionnalisme, merci, Axel. Notre auvergnat au cœur d'or, un poil trop bavard (oui, mais non...), Kévin. Maria qui a fait briller l'accent italien dans nos oreilles, sous réserve d'un volume sonore modéré (60 % du temps). Ce que Lucio et Pietro sont parvenus à réaliser lors de nos discussions sur les technologies ou l'histoire. Yohann, qui porte haut la réputation des Marseillais pour la narration lorsqu'elle se déploie dans le Lacrosse et les Comics. Enfin, je pense à Nathan qui m'a lancé sur une modélisation de TBM-900. J'ai aimé discuter aviation, terre plate ou jeu de société. Je pense qu'il trouvera à Nexter une bande de potes aussi riche que celle du paragraphe qui vient.

Pendant trois ans, on en croise du monde, donc ne m'en veuillez pas si je vous regroupe en catégories. J'ai apprécié l'ambiance du BE avec Philippe Martin pour son optimisme et son aide sur le traitement de mes données, Dr.Z pour sa bonne humeur et sa maîtrise de l'autodérision. Pour la cool attitude, j'hésite entre le gang des blonds et Seti, mais Éric pourrait bien passer devant. Pour les meilleures idées, Guillaume et son savant mélange de bourrinage et de réflexions qui a finement assaisonné les projets culinaires de Thomas (la sulfateuse à cure-dents, ça a de l'avenir). À ce petit groupe de bonne ambiance, j'ajouterais Nicolas pour l'attitude bienveillante et son approche proactive qui nous ont donné des soirées de jeux de plateau animées. Et Camille pour la richesse de ses discussions sur l'art, la science-fiction ou le tir, toujours en finesse.

Pour l'aide apportée sur le calcul des barres de Hopkinson et les retours d'essais ainsi que les nombreuses discussions expérimentales, j'aimerais remercier Yann Quirion et Hervé Couque. Pour les discussions passionnées, sa bonne humeur et son immense culture des armements multi domaine, Frédéric. J'ai maintenant la preuve que Tintin a rejoint le côté obscur de la force. Pour les essais réalisés dans les locaux de Nexter, je souhaite remercier Anne et Émilie qui ont eu à se coltiner un indécis pendant trois ans, Christophe dont j'ai apprécié la curiosité autour de la thermodynamique et l'envie d'avancer au-delà de son domaine, Aurélien qui a montré une bonne capacité d'écoute et de mise en œuvre tout en étant flexible sur les demandes de dernières minutes, Yan Ménard dont l'action et la compétence ont fortement fluidifié mon interaction avec le laboratoire. Je souhaite remercier Didier Gaspard et Frédéric Saulnier dont les connaissances d'usinage et de métrologies ont facilité la mise en œuvre des essais. Je souhaite à Didier une bonne retraite.

---

Pour terminer, je souhaite remercier l'association Bourges Lab au sein de laquelle j'ai découvert l'impression 3D. Olivier, Paul et Maxime qui m'ont accueilli et lancé dans la construction avec Vincent, Philippe et Dominique avec qui j'ai exploré la Raspberry Pi et le python, Bruno pour ses anecdotes de pilote et navigant en France et par le monde, Fabrice qui nous a aidés en impression et en design, Richard qui aimait partager ses aventures avec la DGA, Alain, Gérard et Jacques qui forment une bonne équipe, Oleg pour ses projets ambitieux et utiles (plus qu'un canon à bille) au sein desquels j'aurais aimé participer, Stéphane qui a montré une détermination à apprendre impressionnante, Christophe avec qui nous avons découvert et réalisé un scanner 3D (pour ceux qui se posent la question, la photogrammétrie c'est mieux), Marc ce « grand homme » pour qui rien n'est inaccessible, pour son investissement dans la direction de l'association, Nicolas pour toutes ses blagues, son savoir dans le pilotage de drones et systèmes et ses discussions très intéressantes, Vincent pour nos découvertes sur l'impression et les différents projets en communs (on va la finir cette Formule 1 !!!), Claire là aussi pour ses discussions, mais aussi pour m'avoir permis de voir et d'apprécier des dessins magnifiques, pour les différents projets réalisés, pour les cours de sculpture, pour l'aide dans la mise en forme de ce manuscrit et le point de vue artistique sur le monde qui n'est pas visible du côté scientifique et qui m'a permis de redessiner « à la légère ». J'ai eu l'impression d'avoir une grande famille pendant cette thèse.

## Table des matières

<b>Remerciements</b> .....	<b>3</b>
<b>Table des matières</b> .....	<b>6</b>
<b>Introduction</b> .....	<b>8</b>
<b>I Les matériaux</b> .....	<b>13</b>
<b>I - 1 Etat de l'art autour de L'XF-11585</b> .....	<b>14</b>
I - 1.1 Les constituants :.....	14
I - 1.2 La mise en forme de l'XF-11585:.....	22
I - 1.3 Le processus de mise en forme (Coulé fondu) :.....	22
I - 1.4 Les hétérogénéités issues de la fabrication :.....	24
I - 1.5 Phénomènes conduisant à l'activation :.....	29
<b>I - 2 Développement d'un simulant inerte</b> .....	<b>33</b>
I - 2.1 Introduction :.....	33
I - 2.2 Le Besoin (Bête à corne) :.....	33
I - 2.3 Environnement du Simulant Inerte (Pieuvre) :.....	34
I - 2.4 Solutions techniques (FAST) :.....	35
I - 2.5 Fabrication et mise en forme : .....	38
<b>II Méthode expérimentale</b> .....	<b>41</b>
<b>II - 1 Les sollicitations</b> .....	<b>42</b>
II - 1.1 Sollicitation thermiques : .....	42
II - 1.2 Sollicitations Mécanique : .....	43
II - 1.3 Sollicitation en cible : .....	46
II - 1.4 Sollicitation résumé :.....	46
<b>II - 2 Echantillons et configuration</b> .....	<b>48</b>
II - 2.1 Echantillons : contraintes de dimensionnement.....	49
<b>II - 3 Confinement passif</b> .....	<b>50</b>
II - 3.1 Principe de l'essai : .....	50
II - 3.2 Comportement élastoplastique de la bague : .....	52
II - 3.3 Exploitation d'un essai quasi statique : .....	54
II - 3.4 Les moyens :.....	54
II - 3.5 L'assemblage bague / échantillon :.....	59
<b>II - 4 Sollicitations Dynamiques</b> .....	<b>74</b>
II - 4.1 Principe des barres de Hopkinson :.....	75
II - 4.2 La mesure : .....	83
<b>II - 5 Dimensionnement des confinements selon les sollicitations</b> .....	<b>93</b>
<b>III Résultats expérimentaux</b> .....	<b>95</b>
<b>III - 1 Essais de compression quasi statique non confiné pour le simulant inerte, la cire et l'XF-11585</b> .....	<b>96</b>
III - 1.1 Comportement en compression simple de la cire. ....	96
III - 1.2 Comportement en compression simple du simulant inerte. ....	98
III - 1.3 Comportement en compression simple de l'XF-11585. ....	99
<b>III - 2 Essais de compression quasi statique confinées pour le simulant inerte et l'XF-11585 : ...</b>	<b>104</b>
III - 2.1 Compression Confinée : simulant inerte : .....	105
III - 2.2 Compression Confiné XF-11585 : .....	123
<b>III - 3 Essais dynamique avec le simulant inerte</b> :.....	<b>138</b>
<b>III - 4 Observations post mortem</b> : .....	<b>155</b>
<b>III - 5 Comparaison entre le Simulant Inerte et l'XF-11585</b> : .....	<b>157</b>
III - 5.1 Essais non confiné : .....	157

III - 5.2 Confiné : .....	158
III - 5.3 Améliorations : .....	160
<b>IV Analyse et modélisation .....</b>	<b>163</b>
<b>IV - 1 Comportements observés .....</b>	<b>164</b>
IV - 1.1 En pression .....	164
IV - 1.2 En cisaillement .....	166
<b>IV - 2 Méthode de réglage des modèles .....</b>	<b>168</b>
<b>IV - 3 Modèle à endommagement scalaire .....</b>	<b>170</b>
IV - 3.1 Contexte et objectifs du modèle .....	170
IV - 3.2 Description des phénomènes pris en compte .....	170
IV - 3.3 Adaptation du modèle au matériau .....	178
IV - 3.4 Paramètres .....	180
IV - 3.5 Comparaison aux résultats expérimentaux .....	183
<b>IV - 4 Modèle élasto visco plastique .....</b>	<b>193</b>
IV - 4.1 Contexte et objectifs du modèle .....	193
IV - 4.2 Description des phénomènes pris en compte .....	193
IV - 4.3 Adaptation du modèle au matériau .....	200
IV - 4.4 Comparaison aux résultats expérimentaux .....	203
<b>IV - 5 Améliorations .....</b>	<b>223</b>
<b>Conclusion .....</b>	<b>227</b>
<b>Annexe 1 : Description analytique du comportement des bagues métalliques. ....</b>	<b>230</b>
I - 1 Hypothèses : .....	231
I - 2 Dans le repère cylindrique : .....	231
I - 3 Bague élastique : .....	233
I - 4 Contraintes radiales sur l'échantillon pour un régime élastoplastique et plastique de la bague de confinement : .....	236
I - 5 Champ de déplacement : .....	238
I - 6 Déformation imposée à l'échantillon : .....	240
I - 7 Récapitulatif : .....	241
<b>Bibliographie .....</b>	<b>243</b>
<b>Liste des Figures .....</b>	<b>248</b>
<b>Liste des Tableaux .....</b>	<b>255</b>

## Introduction

L'utilisation de matériaux énergétiques dans les forces armées est le centre d'un compromis entre performance et sécurité. D'une part, l'explosif est une source d'énergie considérable dont nous ne pouvons nous passer. D'autre part, la libération non désirée de cette énergie constitue un danger auquel les armées tentent de remédier de longue date. Ainsi, en 1880, l'armée française souhaite développer un nouvel explosif capable de détoner avec une amorce « fulminante », mais insensible à l'impact des balles [18]. Eugène Turpin répond à cette demande en 1885. Il propose la mélinite. Sous ce nom destiné à dissimuler sa nature d'explosif, nous avons l'acide picrique fondu puis coulé. Pour ce procédé, E. Turpin est autorisé à déposer un brevet : « L'invention du chargement rationnel, méthodique et pratique des projectiles creux par des composés nitrés de la série aromatique, notamment l'acide picrique, sans addition d'agents oxydants, par voie de fusion » [69]. Ce procédé met en place le chargement de type coulé fondu avec l'acide picrique [17].

Ensuite, à partir de 1942, nous retrouvons ce procédé dans la mise en œuvre des torpilles anglaises avec le Torpex et des bombes aériennes avec la composition B. Le procédé permet d'augmenter la puissance de l'explosif par l'inclusion de RDX. La matrice de TNT coulée fondue diminue la sensibilité du RDX pour rendre l'explosif utilisable dans un environnement chaotique. Cependant, la formule n'est pas stable sur le long terme. Ainsi, devant la dangerosité associée au vieillissement de ces explosifs et alimenté par les retours d'expérience de la Seconde Guerre mondiale, de nouvelles formulations les remplacent.

En complément des recherches sur les matériaux, et pour réduire les risques associés à ces munitions, l'US Navy adopte une voie complémentaire avec, en 1964, un standard de test le WR-50 [66]. Les pompiers l'utiliseront dans leur lutte contre le feu en présence de munitions. C'est un regroupement de règles qui réduit l'occurrence d'un incident en agissant sur l'environnement de la munition. Malheureusement, il ne parviendra pas à éviter l'accident du Forrestal. En 1967, le porte-avion américain est presque coulé par le départ accidentel d'une roquette [27]. Après enquête, parmi des éléments émergents, la présence de bombes remplies en composition B est identifiée comme un facteur clef dans la propagation de l'incendie. En effet, leur sensibilité élevée a favorisé la propagation des dégâts en entraînant des réactions par influence. Après cet accident l'accent est mis sur l'application des règles de sécurité existantes. De plus, un nouvel effort est mis sur la recherche de matériaux énergétiques et de munitions moins sensibles.

En 1985, l'US Navy publiera le cahier des charges qui définit une munition insensible (IM : Insensitive Munition) [66]. Ses termes évoluent pour devenir un standard en 1991. Et c'est en 1998 qu'apparaît le STANAG4439 qui définit aujourd'hui les critères à remplir pour

---

qualifier une munition insensible (Munition à Risque Atténuée : MURAT). Selon les termes du STANAG 4439, l'introduction de munition IM/MURAT vise à « améliorer la survivabilité des systèmes de combats logistiques et tactiques, des plateformes, des stockages et à réduire les risques de blessure pour le personnel ». Ces objectifs sont atteints par une réduction significative des probabilités d'occurrence liées à une réaction indésirable, une réduction de la violence de réaction si elle devait se produire et des conséquences d'une telle réaction. Cela se retrouve dans le choix des matériaux énergétiques utilisés.

Ces différentes évolutions dans la philosophie de conception des munitions explosives illustrent la recherche constante des industriels de l'armement pour concilier les impératifs de sécurité et de performance. Le développement d'une munition insensible au sens de la qualification MURAT est le fruit d'une approche globale. Il fait appel à différents paramètres et solutions technologiques d'architecture (systèmes de déconfinement par exemple). Un des paramètres les plus importants réside dans l'utilisation de matériaux énergétiques dit « insensibles » qui a fait l'objet d'efforts de recherches constants ces 50 dernières années. Ces matériaux peuvent être classés en trois familles basées sur leurs composants et leur processus de mise en œuvre.

Commençons avec les explosifs granulaires à matrice polymère (Polymer Bounded Explosives : PBX) et comprimés, ces deux familles de matériaux énergétiques peuvent utiliser des grains de HMX, TATB, ONTA... Pour les premiers, la cohésion est apportée par un liant polymère parfois actif. Pour les seconds, c'est une forte compression hydrostatique qui apporte cette cohésion. Au cours des dernières décennies, ils ont fait l'objet d'études pour caractériser leurs comportements mécaniques (Wiegand [75], Xiao [77], Brown [15]). Ces études viennent en complément de l'intérêt pour la compréhension de leur allumage et de leurs fonctionnements (Gruau [32], Starkenberg [65], Menikoff [52]). À la suite de quoi, nous avons constaté l'influence de la morphologie et du comportement mécanique sur le fonctionnement du matériau (Porosité, plan de cisaillement, propagation de fissures) (Vial [71], Baker [7], Baudin [8]).

La troisième famille est celle des coulés fondus. Mise en place avec le Torpex et la Compo B, elle est constituée d'une matrice de matériau actif cristallin à faible point de fusion et de grains qui améliorent son fonctionnement pyrotechnique. Dans cette famille, la Compo B a longtemps servi de matériau de référence au côté du TNT. Ainsi, le comportement mécanique sous l'influence de différents stimuli (température, fréquence de sollicitation) a fait l'objet de nombreux travaux il y a 30 à 50 ans (Aronica [5], Wiegand et Pinto [56]). Cependant, de nouvelles formulations de coulé fondu ont été développées telle que la famille des XF de la sociétée Nexter Munitions. Cette dernière n'a pas fait l'objet d'un effort de recherche aussi poussé.

Dans ce contexte, Nexter Munitions dont la volonté est de proposer des produits qui garantissent performance et sécurité, cherche à maîtriser chaque aspect du fonctionnement de son produit, l'étude du comportement mécanique et pyrotechnique de la famille des XF en est une des principales composantes. Pour cette raison, Nexter Munitions a été partenaire d'une première thèse relative à l'amorçage en détonation avec un explosif coulé fondu [17]. Suite à ces travaux, Nexter Munitions a lancé un partenariat CIFRE avec le **Laboratoire de Mécanique Gabriel Lamé**. **Celui-ci porte sur le comportement mécanique de l'XF-11585 dans un espace de sollicitations représentatif du contexte munitionnaire en se focalisant sur une phase dimensionnante du cycle de vie, le coup de canon.**

Dans ce manuscrit, nous avons fait le choix de répartir la bibliographie au travers des différentes parties, au plus proche de son utilisation. Pour exposer ces travaux, nous avons appliqué le plan qui suit :

**Partie I :** Nous avons effectué une recherche bibliographique sur le matériau, ses composants et sa mise en forme. Elle nous a permis de mettre en place une formulation et d'obtention d'un matériau de substitution de type coulé fondu, un « simulant inerte » de l'XF 11585. Cette pratique est répandue pour l'étude des matériaux dangereux (Olinger [55], Vial [71], Trumel [80], Sweat [81]). Le simulant inerte doit faciliter la mise en place des essais et permettre l'exploration des modes de sollicitation étendus sans générer de danger inutile.

**Partie II :** Dédiée à la délimitation, la description de l'approche expérimentale, cette partie est la plus volumineuse du manuscrit. Pour cette raison, nous avons décidé de la diviser en quatre parties distinctes.

- La première décrit le domaine de caractérisation que nous souhaitons couvrir (Pression et vitesses de déformation). Pour cela, elle met en place des calculs analytiques basés sur des événements du cycle de vie de la munition. Nous en déduisons le domaine de caractérisation qui fera l'objet du développement des essais expérimentaux.
- La seconde partie met l'accent sur les considérations prises en compte pour le dimensionnement des échantillons.
- La troisième décrit la mise en place des essais quasi statiques et traite, l'interaction de la bague de confinement avec l'échantillon. (Vial [71])
- La quatrième partie décrit la mise en place des essais dynamiques en présentant les méthodes utilisées pour le dépouillement des résultats inspirés par Bailly [6], Vial [71], Masson [50], Quirion [59].

**Partie III :** Ici, nous exposons les résultats obtenus avec les méthodes décrites dans la partie précédente. Trois campagnes d'essais sont mises en avant :

- Compression quasi statique non confinée puis confinée du simulant inerte.
- Compression dynamique non confinée puis confinée du simulant inerte.
- Compression quasi statique non confinée puis confinée de l'XF-11585.

Nous avons choisis de les présenter par séquences, en commençant par les essais quasi statiques. Nous décrivons les résultats en compression non confinée obtenus avec le simulant inerte, la cire et l'XF-11585. Puis, nous parcourons les essais de compression sous confinement obtenus avec le simulant inerte et l'XF-11585. Ensuite, nous abordons les résultats des essais non confinés et confinés réalisés sur le simulant inerte en dynamique. Pour terminer, nous proposons une analyse des résultats obtenus et nous discutons de la représentativité de notre simulant inerte.

**Partie IV :** En dernière partie, nous passons en revue les éléments que nous avons retenus pour décrire le matériau. Puis, nous les utilisons pour construire successivement deux modèles de comportements mécaniques. Le premier, relativement simple, permet une description du comportement du matériau qui en fait un outil d'analyse préliminaire pour un BE (par exemple). Il propose une représentation simplifiée destinée aux chargements monotoniques. Le second intègre davantage de complexité pour permettre l'exploration des comportements associés aux matériaux de la famille des XF.



---

# I Les matériaux

Ce chapitre introduit les matériaux que nous étudions. Nous commençons par une bibliographie au sujet de l'XF-11585. Nous explorons sa composition et sa mise en forme. Puis nous listons les endommagements qui influencent sa microstructure. Pour terminer, nous explorons leurs liens avec le comportement pyrotechnique de l'XF-11585. Ensuite, nous introduisons l'inerte par son analyse du besoin. Puis, nous développons sa composition et nous décrivons les méthodes que nous avons sélectionnées pour sa mise en forme.

---

<b>I - 1 Etat de l'art autour de L'XF-11585.....</b>	<b>14</b>
I - 1.1 Les constituants :.....	14
I - 1.2 La mise en forme de l'XF-11585:.....	22
I - 1.3 Le processus de mise en forme (Coulé fondu) : .....	22
I - 1.4 Les hétérogénéités issues de la fabrication :.....	24
I - 1.5 Phénomènes conduisant à l'activation :.....	29
<b>I - 2 Développement d'un simulant inerte.....</b>	<b>33</b>
I - 2.1 Introduction :.....	33
I - 2.2 Le Besoin (Bête à corne) :.....	33
I - 2.3 Environnement du Simulant Inerte (Pieuvre) :.....	34
I - 2.4 Solutions techniques (FAST) : .....	35
I - 2.5 Fabrication et mise en forme : .....	38

## I - 1 Etat de l'art autour de L'XF-11585

### I - 1.1 Les constituants :

L'XF-11585 est un explosif de la famille des coulés fondus. Cette dénomination vient de la matrice fissible qui représente une grande proportion de son volume. Sa température de fusion est suffisamment basse pour éviter le risque pyrotechnique et suffisamment haute pour être utilisée en opération. Cette particularité permet de le fondre pour le couler ce qui facilite la mise en forme et le recyclage des munitions. Dans cet explosif nous trouvons trois matières actives et deux matières inertes (Tab. I-1). Il est couramment utilisé dans les munitions d'artillerie. Dans sa revue des explosifs de type coulés fondus, Ravi Pasupala [60] listait une série de qualités attendues : 1 - une température de fusion supérieure à 70 °C. 2 - une faible pression de vapeur saturante en phase liquide. 3 - un écart suffisant entre la température de fusion et la température de dégradation. 4 - une absence de retrait et de fissures pendant le refroidissement. 5 - Pas de création de vide entre le moule et l'explosif au refroidissement. 6 - Une forte densité. 7 - une faible sensibilité à l'impact et au choc. 8 - un processus de synthèse écologique. Nous allons voir dans quelles mesures l'XF-11585 relève ces défis.

Tab. I-1 : Composition de l'XF-11585.

<i>Proportion Massique [wt%]</i>	
<i>TNT (actif)</i>	31 +/- 2
<i>RDX (actif) + ONTA (actif)</i>	48 +/- 2
<i>Additifs</i>	21 +/- 2

#### I- 1.1.1 Le 2, 4, 6-trinitrotoluène, (C<sub>6</sub>H<sub>2</sub>(NO<sub>2</sub>)<sub>3</sub> CH<sub>3</sub>) (TNT):

Dans le milieu du XIX<sup>ème</sup> siècle, la révolution industrielle encourage l'exploitation minière et les réseaux de transport. Deux activités qui nécessitent des matériaux énergétiques puissants capables de déblayer d'importants volumes de roche. Découverte en 1847 par Ascanio Sobrero, la nitroglycérine (NG) joue un rôle majeur dans cette expansion. Mais son instabilité au choc et à la température en fait une grande source de risque. Ainsi, la course à un équivalent stable de la nitroglycérine est lancée. En 1867, la dynamite est inventée par Alfred Nobel. Il parvient à réduire la sensibilité de la nitroglycérine en la mélangeant à du kieselguhr (poudre sédimentaire à base de fossile d'algue). La proportion de 25 % de kieselguhr, 75 % de nitroglycérine réduit la densité énergétique de 10,2 MJ/L à 7,65 MJ/L. Mais la stabilité acquise ouvre la voie à une série de brevets pour Alfred Nobel.

Ce nom Dynamite est entré dans le langage courant au point de croiser l'appellation « Dynamite militaire » pour désigner le TNT. Ce qui peut porter à confusion quant à la nature de cet explosif. Malgré tout, c'est dans un contexte similaire que la molécule de TNT (Fig. I-1) est découverte. Au milieu du XIX<sup>ème</sup> siècle, le textile est aussi entraîné par la révolution industrielle. En 1863, le chimiste allemand Julius Willbrand applique trois nitrations successives au toluène et obtient une teinture jaune appelée trinitrotoluène (TNT) [60]. Ce produit, de densité énergétique inférieure à la nitroglycérine (6,92 MJ/L pour 10,2 MJ/L avec la nitroglycérine) possède une faible sensibilité à l'impact qui le rend difficile à utiliser pour les applications civiles. Cette stabilité est illustrée en 1910 par la non-prise en compte du TNT en tant qu'explosif par la réglementation britannique « UK's Explosive act 1875 ». Cependant, le TNT refait surface dans le domaine militaire en 1902 où il se substitue à l'acide picrique dans les obus de l'artillerie allemande [2]. La faible sensibilité à l'impact permet aux munitions de détoner après avoir pénétré le blindage des navires.

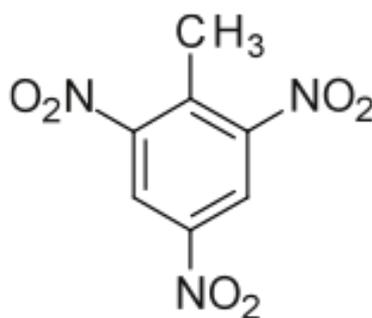


Fig. I-1 : Formule développée du TNT

La molécule présente plusieurs avantages qui soutiennent son utilisation militaire. Elle possède une grande stabilité chimique [2]. A contrario la dynamite suinte de la nitroglycérine et l'acide picrique garde une forte réactivité. Son domaine d'utilisation couvre l'ensemble des théâtres d'opération du globe. Sa mise en forme est simplifiée par une température de fusion (80°C) inférieure à la température de dégradation (240°C). Ainsi, l'explosif fondu peut être coulé dans la munition. La faible solubilité de la molécule de TNT dans l'eau facilite sa conservation. En réduisant le risque de dégradation sur de longues périodes et en prévenant de l'effet flegmatisant lié au mélange eau-TNT. Enfin, la faible sensibilité à l'impact associée à ce matériau permet de remplir les critères associés aux munitions insensibles [STANAG 4439].

La molécule de TNT présente deux phases cristallines qui fonctionnent en hystérésis : une orthorhombique au-delà de 20 GPa et une monoclinique en passant sous les 4 GPa [14].

Pour ce qui nous concerne, nous resterons sur la phase monoclinique. Sa masse volumique se situe entre  $1\,610\text{ kg/m}^3$  [22] et  $1\,654\text{ kg/m}^3$  [23]. Son module d'Young oscille selon les cas entre  $2\text{ GPa}$  [73] et  $6,42$  [5]. Les résultats d'Aronica sont basés sur une mesure acoustique qui traite de nombreux matériaux différents. Pour cette raison nous choisissons de privilégier les résultats de Wiegand, Pinto à  $1,72\text{ GPa}$ . Son coefficient de Poisson a été mesuré à  $0,39 \pm 0,02$  [73].

Tab. I-2 : Caractéristiques élastiques du TNT en compression non confinée.

	Module d'Young [GPa]	Contrainte à rupture (non confinée) [MPa]	Vitesse de déformation [ $s^{-1}$ ]
<i>Wiegand et Pinto</i> <i>basse vitesse</i>	1,72	6,61	$6,7\text{ E-}4$
<i>Wiegand et Pinto</i> <i>moyenne vitesse</i>	3,10	12,75	1,4
<i>Costain et Motto</i>	3.75	6.74	...

De par son rôle de matrice dans l'XF-11585, le comportement en rupture du TNT doit être étudié. Nous avons affaire à un matériau fragile dont la résistance est conditionnée par le plus grand de ses défauts microstructuraux [31]. Ainsi, le matériau est dépendant de la qualité de son procédé de fabrication [56]. La présence de fissure, de bulles de vides ou de contraintes résiduelles entraîne un abaissement de la contrainte à rupture. Pour aller au-delà et obtenir la contrainte de plastification (Yield stress), J. Pinto et D.A. Wiegand ont eu recours à un dispositif de confinement passif. L'anneau de confinement limite l'extension dans le matériau ce qui empêche l'ouverture des fissures et réduit la propagation de l'endommagement à partir des défauts de la microstructure. L'anneau étant particulièrement rigide, le domaine de déformation plastique de le TNT est atteint.

Tab. I-3 : Caractéristiques élastiques de le TNT en compression confinée.

	Module d'Young [GPa]	Coefficient de Poisson [1]	Contrainte de plastification [MPa]	Vitesse de déformation [ $s^{-1}$ ]	$\theta$
<i>Wiegand et Pinto</i> <i>moyenne vitesse</i>	2,55	$0,39 \pm 0,02$	23,09	1,4	$40,3^\circ$
<i>Clark and Schmitt</i>	2,14	0,40	18,96	...	$41^\circ$

Ainsi, Wiegand et Pinto sont en mesure de constater la dépendance en vitesse de déformation et température du module d'Young (Tab. I-3, Tab. I-4), de la contrainte à rupture [20] et de la contrainte de plastification [19] (Pour  $20^\circ\text{C}$   $\sigma_y = 57,91\text{ MPa}$ , Pour  $70^\circ\text{C}$   $\sigma_y =$

24,13 MPa). Ce type de dépendance sous-entend un mécanisme de plasticité thermiquement activé. Replacé en conditions opérationnelles nous pouvons nous demander si un tir d'artillerie à 40°C est aussi sécurisé qu'à 20°C.

Tab. I-4 : Dépendance à la température et à la vitesse de déformation du TNT.

	Vitesse de déformation ↑	Température ↑
Module d'Young	↑	↓
Contrainte à Rupture [20]	↑	↓
Contrainte de Plasticité [19]	↑	↓

Le comportement pyrotechnique du TNT est parmi les plus étudié au monde. Pour cette raison nous parlons souvent en équivalent TNT pour qualifier un explosif. Les grandeurs associées à ce matériau sont une vitesse de détonation de 6700m/s et, pour une masse volumique de 1,58 g/cm<sup>3</sup>, une pression de détonation de 17,7 GPa [2]. Cet explosif s'avère intéressant dans le contexte militaire pour sa stabilité chimique, sa faible sensibilité à l'impact et au frottement. Ces dernières seront encore renforcées par l'ajout de cire en émulsion pour atteindre les critères du STANAG 4489. Effectivement, la présence de cire dans la matrice de TNT réduit la croissance des cristaux ce qui a pour effet de flegmatiser le TNT.

### I- 1.1.2 Le 1, 3, 5-trinitro-hexahydro-1, 2, 5-triazine, (CH<sub>2</sub>)<sub>3</sub> (NNO<sub>2</sub>)<sub>3</sub> aussi appelé hexogène ou RDX pour « Research Department Explosive » :

Cet explosif porte différents noms selon le pays utilisateur, l'Heterocyclic Nitramines (nom chimique) est appelé cyclonite, hexogène chez les Français, Russes et Allemands, RDX chez les Anglo-saxons, T4 chez les Italiens. Il a été synthétisé en 1898 par George Friedrich Henning (Fig. I-2). Son brevet déposé à l'époque suggère des applications médicales [37]. En 1916, nous constatons trois nouveaux brevets de Henning [DE 298 412] [DE 298 539] [DE 299 028] proposant une utilisation en propergol sans fumée [70]. En 1925, Hale décrit le processus de préparation du cyclonite. Il fait mention de propriétés explosives et obtient une température d'explosion spontanée à 290 °C [34]. Par la suite, la molécule a été étudiée en profondeur. Ses propriétés en font un explosif aussi puissant que le PETN (tétra nitrate de pentaérythritol), mais plus stable chimiquement et mécaniquement. Sa stabilité chimique dépasse celle du trinitrotoluène et de l'acide picrique [70].

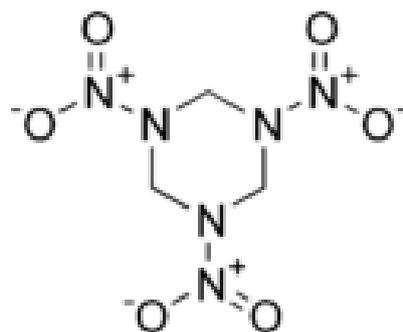


Fig. I-2 : Formule développée du RDX

Entre la première et la seconde guerre mondiale, différentes nations se lancent dans la recherche de moyens de production efficaces pour cette molécule. Les Allemands testent plusieurs processus et finissent par l'intégrer dans quelques munitions (MK108, R4M). Leurs méthodes seront révélées après la guerre [70].

Les Anglais voient dans cet explosif un moyen de contourner l'évolution des sous-marins allemands. Dans les années 30, la coque des U-boats est renforcée pour résister à l'impact d'une charge conventionnelle de TNT. En réponse, l'amirauté britannique demande le développement d'un explosif plus efficace à l'« Armament Research Department » de l'Arsenal Woolwich. Le cyclonite est un bon candidat de par sa puissance et sa stabilité chimique, mais sa sensibilité au choc reste problématique pour d'utilisation en opération. Les chercheurs parviennent à désensibiliser la cyclonite en utilisant une matrice de cire, d'huile ou de TNT. Soucieux de brouiller les pistes de l'espionnage allemand, ils n'utiliseront pas le terme cyclonite, mais « Research Department Explosive » soit RDX [48]. Par la suite, le couple TNT, RDX sera utilisé dans la majorité de munitions navales alliées. Et toujours dans un souci de discrétion vis-à-vis de l'espionnage allemand, les Anglais nommeront cet explosif (60 % RDX, 40%TNT) Composition B [48].

Dans le contexte de notre matériau énergétique, le RDX apporte une vitesse de détonation de 8639 m/s et, pour une masse volumique de 1,77 g/cm<sup>3</sup>, une pression de détonation de 33,8 GPa [8]. Comparé aux 6700 m/s et 19 GPa du TNT à 1,58 g/cm<sup>3</sup>, le gain est significatif. Ensuite, sa stabilité chimique est plus importante que celle du TNT, ce qui permet de conserver la durée de vie du matériau. Il possède une faible sensibilité à l'impact basse énergie [70], mais il garde la plus forte sensibilité à l'impact parmi les 3 matériaux énergétiques de notre coulé fondu. Le lien entre sensibilité au choc et défaut de microstructure est connu depuis longtemps [13]. Cela conduit à des études en cours pour réduire cette sensibilité du RDX [42] grâce à une réduction du nombre de défauts microstructuraux et un adoucissement des bords des cristaux.

Le RDX se trouve sous forme de cristaux isolés dans l'XF-11585. Avec cette mise en forme, le problème de propagation de fissure est remplacé par les dislocations [67] [4] ou la rupture fragile du matériau [4]. Les caractéristiques élastiques du RDX sont regroupées dans le Tab. I-5. Le module d'Young s'établit entre 19 et 23 GPa par nano indentation [67] et simulation du matériau [11] [61]. Le coefficient de Poisson est à 0,22 [11] [61]. Sa densité est de 1 806 kg/m<sup>3</sup>. Dans nos conditions d'étude le cristal de RDX s'organise en maille orthorhombique de paramètres  $a=13.18 \text{ \AA}$ ,  $b = 11,57 \text{ \AA}$ ,  $c= 10,71 \text{ \AA}$  [22]. Les cristaux de RDX utilisés pour l'XF-11585 ont une répartition granulométrique illustrée par la Fig. I-3. Elle est plus étendue et décalé par rapport à l'ONTA. C'est à prendre en compte pour la mise au point du simulant inerte.

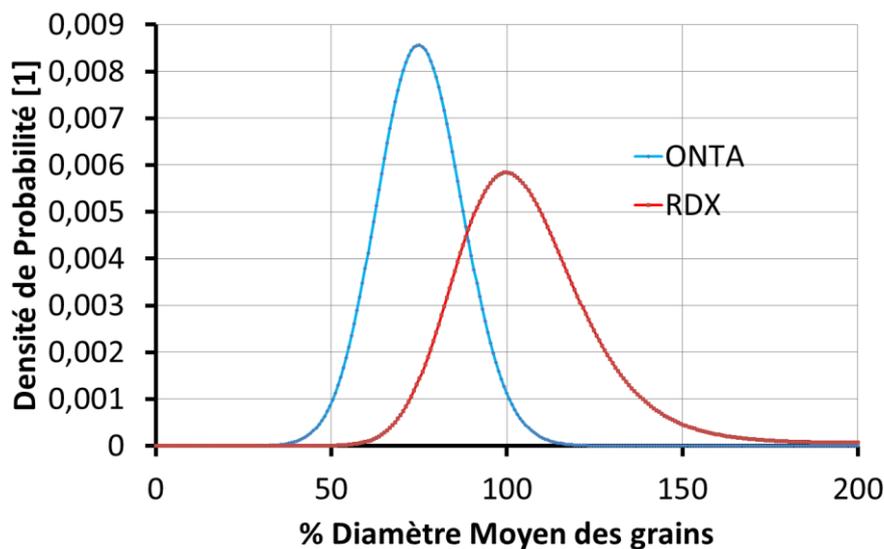


Fig. I-3 : Densité de probabilité de rayon pour le RDX et l'ONTA rapportés au diamètre moyen de l'ensemble des grains.

Tab. I-5 : Caractéristiques élastiques du RDX.

	Module d'Young [GPa]	Coefficient de Poisson
<i>Bennett 1998</i>	23.5	0.2
<i>Sewell 2000</i>	20.2	0.22
<i>Taw 2017</i>	19.1 +/- 2	

### I- 1.1.3 Le 3-oxynitrotriazole (ONTA) :

L'ONTA a été synthétisé pour la première fois dans les travaux de Manchot et Noll qui exploreraient en 1905 les dérivés du tri-azole [49]. Dans son rôle d'explosif, il est revenu sur le devant de la scène en 1985 aux états unis avec Lee et Chapman [46] au Los Alamos National

Laboratory et la SNPE en France [9] (Fig. I-4). Ses propriétés pyrotechniques sont proches du RDX. Sa synthèse est plus économe et plus simple que celle du RDX.

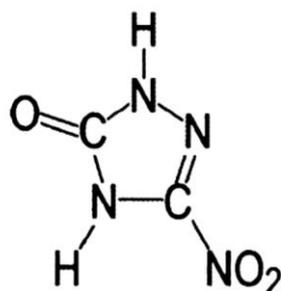


Fig. I-4 : Formule développée de l'ONTA

Avec une vitesse de détonation de 8223 m/s pour une masse volumique de 1,85 g/cm<sup>3</sup> et une P<sub>cj</sub> de 28,4 GPa [8], l'ONTA a un comportement pyrotechnique proche du RDX. Cependant, sa sensibilité est inférieure à celle du RDX et du TNT [2] ce qui en fait un IHE (Insensible High Explosive) intéressant pour les munitions à risques atténués (MURAT) (Tab. I-6). Nous le trouvons sous deux formes polymorphiques, mais sa forme  $\alpha$ , triclinique stable est privilégiée. Ses cristaux sont dotés d'une masse volumique de 1 910 kg/m<sup>3</sup> [18]. Cependant, l'ONTA est plus récent et moins répandu que le RDX et ses propriétés mécaniques mesurées ou issues de la cristallographie ne sont pas disponibles. Dans l'XF-11585, l'ONTA se trouve sous forme de monocristaux de diamètre moyen plus faible et moins étendu que le RDX (Fig. I-3).

Tab. I-6 : Sensibilités comparées du TNT, du RDX et de l'ONTA. Les trois matériaux étant classés IHE.

	Sensibilité à l'impact [N.m] [53]	Sensibilité au frottement [N] [53]	D [m/s] [8]	P <sub>cj</sub> [GPa] [8]
<b>TNT</b>	15	353	6700 pour 1,58 g.cm <sup>-3</sup>	17
<b>RDX</b>	7.5	120	8700 pour 1,77 g.cm <sup>-3</sup>	33
<b>ONTA</b>	>120	353	8223 pour 1,85 g.cm <sup>-3</sup>	28
<b>XF-11585</b>	39	242	7426 [72] pour 1,72 g.cm <sup>-3</sup>	22.3 [72]

Sensibilité au frottement : le matériau est placé entre deux enclumes maintenues l'une contre l'autre par une force en N que l'on impose. Les deux enclumes vont se déplacer l'une contre l'autre pendant 10 s. En absence de réaction, la force est augmentée. Sinon, nous retenons la dernière force enregistrée avant réaction.

Sensibilité à l'impact : Avec ce test nous évaluons la capacité du matériau énergétique à ne pas réagir suite à un impact de projectiles venant arme légère. Pour cela, nous utilisons un mouton de chute et deux enclumes. Nous plaçons le matériau entre les deux enclumes. Plusieurs essais sont menés et l'énergie potentiel du dernier essai avant fonctionnement est récupérée.

#### I- 1.1.4 La cire :

La cire est souvent utilisée comme liant pour les explosifs. Nous avons pu constater son pouvoir flegmatisant sur le RDX pour de nombreuses applications. Cependant, dans l'XF-11585, une cire cristalline est ajoutée en émulsion dans le TNT [33] pour former un mélange eutectique. L'objectif est de limiter la croissance des cristaux de TNT et ainsi flegmatiser partiellement la matrice de TNT. Sa contribution au comportement mécanique de l'XF-11585 donne un module d'Young plus faible, mesuré à 493,7 MPa +/- 112 MPa et une contrainte à rupture mesurée à 8,38 MPa +/- 0,5 MPa. Enfin, sa masse volumique est de 1 020 kg/m<sup>3</sup>.

#### I- 1.1.5 L'Aluminium :

Selon sa granulométrie et sa fraction massique, l'aluminium influence la vitesse de détonation, la pression de Chapman Jouguet et l'impulsion de l'explosif [79]. Son impact sur le comportement mécanique de l'explosif n'a pas été évalué. Mais l'aluminium est un métal couramment utilisé, son module d'Young est à 70 GPa, sa contrainte à rupture est de 70 à 120 MPa et son coefficient de Poisson est de 0,35. Dans l'XF-11585, nous le trouvons sous forme de grains de faible diamètre par rapport à l'ONTA et au RDX. Enfin sa masse volumique est de 2700 kg/m<sup>3</sup>.

#### I- 1.1.6 Les constituants, conclusion

Nous avons regroupé les paramètres mécaniques de différents matériaux dans le Tab. I-7. Cela nous permet de les comparer à l'XF-11585. Nous constatons que les paramètres élastiques sont proches de ceux du TNT. Cependant la contrainte en rupture de l'XF-11585 se trouve fortement augmentée par rapport au TNT. Sur ce point Wiegand et Pinto ont rencontré un phénomène similaire en passant du TNT à la Compo B qui intègre des cristaux de RDX à 40 % dans une matrice TNT. Leur explication est la suivante : la rupture fragile du matériau se fait par la propagation de fissures qui doivent entretenir un front de plasticité pour avancer. Or, Wiegand et Pinto ont montré que la plasticité dans le TNT cristallin ce sont des dislocations qui se trouvent bloquées par les cristaux de RDX. [56]. Avec 45 % vol de matrice dans l'XF-11585, cette lecture est intéressante.

Tab. I-7 : Caractéristiques Mécaniques des différents composants de l'XF-11585.

	Young [GPa]	$\sigma_{rupture}$ [MPa]	Poisson	Densité [kg/m <sup>3</sup> ]
TNT	2	6 - 7	0.39	1 580
RDX	23	...	0.22	1 770
ONTA	...	...	...	1 850
Cire	0.493 +/- 0.12	8.58 +/- 0.5	...	1 020
Aluminium	70	70 - 120	0.35	2 700
XF-11585 [mesuré]	2.43 +/- 0.3	14.97 +/- 0.76	0.34	1 730
XF-11585 avec la norme NFT 70-314 AFNOR	1,986	20,8	...	1 730

Ensuite, les constituants listés précédemment permettent à l'XF-11585 remplir certains des critères énoncés par Ravi Pasupala [60]. Sa température de fusion est de 80 °C (>70 °C). Sa matrice en phase liquide possède une faible pression de vapeur saturante. Avec une température de dégradation à 200 °C, nous avons une marge importante pour permettre les coulées. Et la sensibilité à l'impact et au frottement classe l'XF-11585 comme explosif insensible. Cependant, l'utilisation d'une matrice TNT avec de la cire donne du retrait (un changement de volume au moment de la solidification) qui peut entraîner la formation de vides, de fissures et de contraintes résiduelles si le processus de refroidissement n'est pas maîtrisé. Pour cette raison, nous allons nous pencher sur la mise en forme de l'XF-11585.

## I - 1.2 La mise en forme de l'XF-11585:

Il faut prendre le temps de s'arrêter sur la fabrication du produit car c'est à cette étape que nombre d'hétérogénéités microstructurales sont générés. Dans un premier temps, nous verrons le processus habituel pour obtenir le matériau. Puis nous analyserons les différentes sources d'hétérogénéités qui adviennent dans ce processus. Pour terminer par le comportement mécanique attendu de l'XF-11585.

## I - 1.3 Le processus de mise en forme (Coulé fondu) :

Le procédé de coulé fondu que l'on choisit d'expliquer ici est utilisé en laboratoire (Fig. I-5). Il diffère du procédé industriel sur quelques points. Cela permet de faire varier facilement les paramètres de la coulée à des fins d'études. La commande est déportée, l'opérateur pilote le dispositif à l'aide de thermocouple et de caméras judicieusement placées. Pour contrôler le

refroidissement des explosifs, l'opérateur utilise un moule et une masse thermique qui ont été préchauffés en étuve. L'ensemble est recouvert d'une épaisseur variable d'isolant pour orienter la solidification.

Lors de la procédure de coulée, l'opérateur place le moule en étuve quelques heures avant la coulée. Il y acquiert la température de fusion du TNT. Dans le réacteur, le fluide caloporteur est chauffé à cette même température. L'agitateur pneumatique est mis en route. L'opérateur ajoute les éléments fusibles de l'XF-11585 (TNT, cire) en maintenant l'homogénéité de la phase liquide sous agitation à chaque ajout.

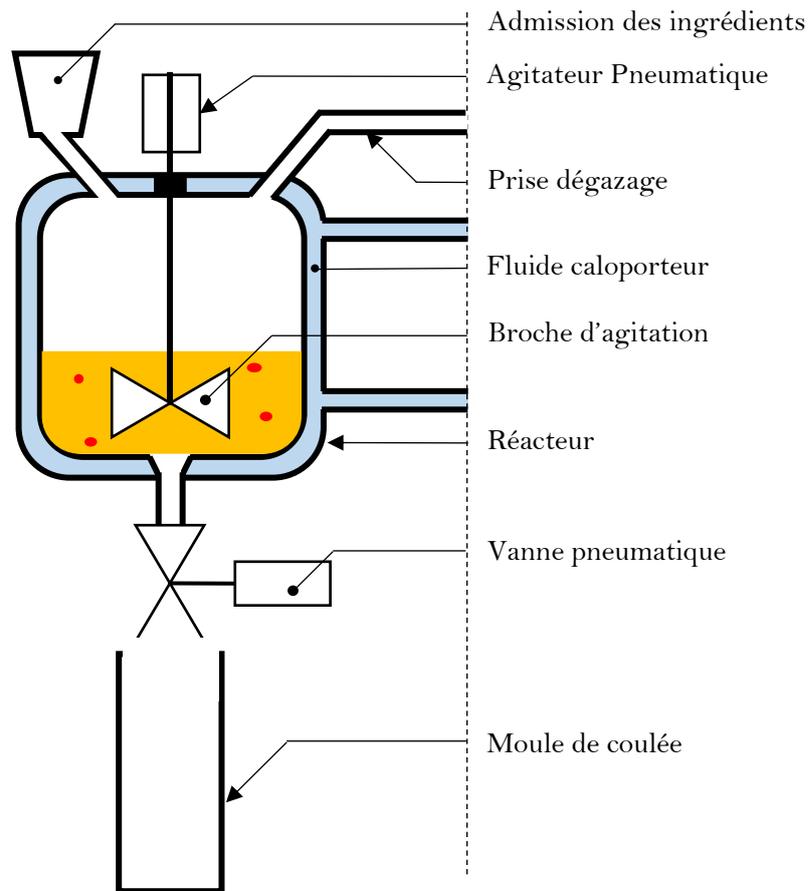


Fig. I-5 : Dispositif de coulée

Ensuite, les éléments non fusibles sont ajoutés. Lorsque toute la matière est présente, plusieurs cycles de dégazage sont pratiqués. Puis, l'opérateur sort le moule de coulée de l'étuve pour le placer sous le réacteur. Ce moule est muni d'une réhausse qui éloigne les fissures de retrait du chargement principal. Lorsque l'opérateur est en sécurité, la vanne de coulée est actionnée. Le déroulement de la coulée est visionné par plusieurs caméras. Une fois que la coulée est effectuée, la vanne est refermée. L'opérateur sort le moule de coulée et y ajoute des feutres qui aideront au contrôle du refroidissement. Une masse thermique est ajoutée sur la réhausse.

Elle garde la surface libre du matériau à l'état liquide pendant toute la durée de la solidification. Cela permet de maintenir les fissures de retrait dans la réhausse. Nous le verrons dans la partie III, cette étape de solidification est importante pour garantir la qualité mécanique du matériau.

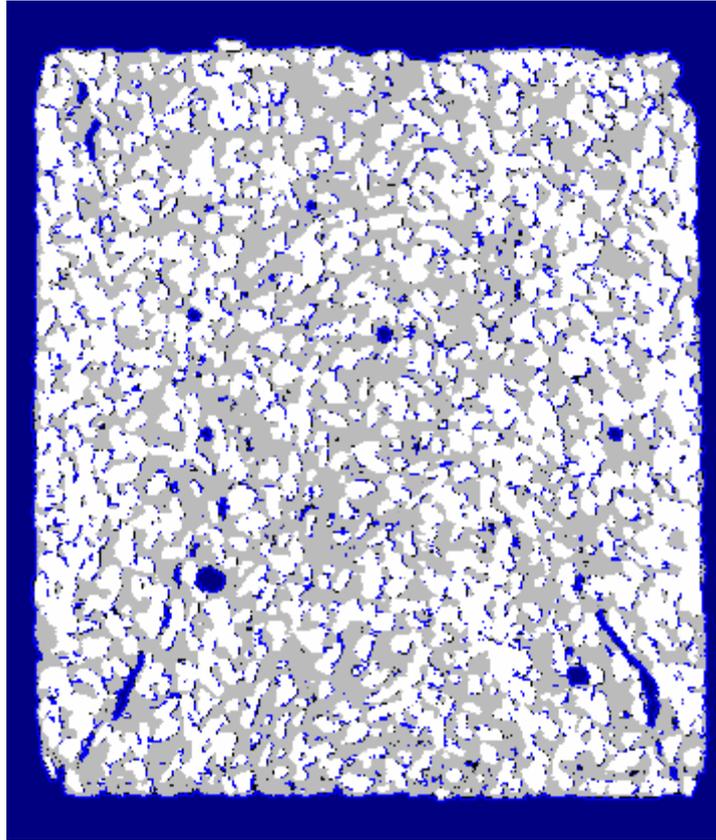
## I - 1.4 Les hétérogénéités issues de la fabrication :

La fabrication du matériau est source de nombreuses hétérogénéités au sein de la microstructure. Selon que nous observons le domaine mécanique ou pyrotechnique une même forme d'hétérogénéité peut favoriser la réponse recherchée ou celle que nous souhaitons éviter. Ainsi, si, pour la partie mécanique, nous voulons favoriser la résistance de notre matériau. Pour l'aspect pyrotechnique, c'est un optimum de sensibilité qui est recherché. Suffisamment sensible pour être utilisable et suffisamment insensible pour rester un explosif dit insensible.

Pour la sensibilité, dans un rapport du MSIAC, Baker définit un défaut critique comme celui qui forme un « hot spot » menant à la réaction pyrotechnique [7]. Comme une majorité de ces défauts apparaissent pendant la mise en forme du matériau. Nous allons les passer en revue dans cette partie.

### I- 1.4.1 Fissures

Les fissures sont des discontinuités du matériau où la matière se trouve séparée par deux interfaces. Le front d'une fissure agit en concentrateur de contraintes. Dans notre cas nous trouvons les fissures dans la matrice du matériau. Elles apparaissent avec un choc ou un refroidissement trop rapide, non maîtrisé. Les contraintes résiduelles peuvent suffire à fissurer la matrice. Par exemple, la matrice de TNT-Cire enveloppe des cristaux de RDX et d'ONTA qui ne se contracteront pas dans les mêmes proportions que la matrice lorsqu'elle va se solidifier. Sous l'action d'une sollicitation mécanique, les contraintes déjà présentes viennent s'ajouter aux nouvelles contraintes reçues. Cela facilite la phase de croissance des fissures. Nous avons alors une phase de coalescence où les fissures grandissent en se connectant. Cela augmente les contraintes imposées à la matière non fissurée. Ce qui mène à la rupture brutale du matériau [31]. En pyrotechnique, les fissures constituent deux interfaces qui peuvent abriter du gaz ou translater l'une par rapport à l'autre (Fig. I-6). Dans le cas du gaz captif de la fissure, nous souhaitons éviter la compression adiabatique qui risque d'avoir lieu au coup de canon. Elle engendrerait une augmentation localisée de la température et donc un « hot spot » [7]. Ce même coup canon peut engendrer un échauffement par frottement et ainsi une augmentation locale de la température et donc un « hot spot » comme dans le cas précédent [7].



*Fig. I-6 : Tomographie R-X d'un échantillon de simulateur inerte récupéré après sollicitation. En blanc nous avons les grains, en gris, la cire et en bleu foncé le vide. Les fissures que l'on observe sont issues des zones de glissement du créé à la rupture de l'échantillon.*

### I- 1.4.2 Retrait

Les retraits sont des volumes sans matière qui se forment dans la partie supérieure du moule (Fig. I-7). Ils apparaissent au moment de la solidification de la matrice. Nous observons alors une perte de volume entraîné par le passage de la matrice de l'état liquide à un arrangement cristallin. Cette perte de volume s'accroît avec l'augmentation de la proportion de matériau solide. Nous trouvons donc les retraits là où se termine la solidification. Pour contrer ce phénomène, nous plaçons une masse thermique au sommet du moule. Elle maintient l'interface libre à l'état liquide ce qui permet au matériau de couler pour les combler. Dans le cas d'une solidification trop rapide, des crevasses peuvent se trouver enfermées sur l'axe du moule. Nous avons alors des conséquences mécaniques avec une diminution du module d'Young et de la contrainte à rupture. Mais aussi, avec la taille de ces cavités, nous nous attendons à plusieurs phénomènes qui jouent sur la sensibilité au choc et à l'impact. La compression adiabatique des gaz contenus dans le retrait peut entraîner une élévation localisée de la température et donc un « hot spot » [7]. De plus, la sollicitation dynamique des parois de la crevasse génère un apport chaleur qui peut amener le matériau au-delà de la température de déclenchement et donc un « hot spot » [7].

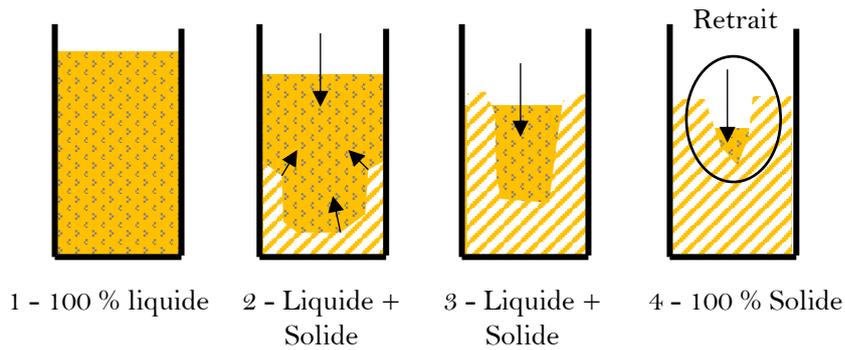


Fig. I-7 : Illustration du retrait pendant la solidification.

### I- 1.4.3 Contraction, vides, décollements

Par contraction nous décrivons un espace vide laissé entre le moule et le matériau (Fig. I-7). Cet espace se forme après la solidification du matériau. Lorsque la température est encore importante, le contact est maintenu. Puis avec le refroidissement, lorsque le coefficient de dilatation du matériau est supérieur à celui du moule, il se désolidarise du moule en créant un espace vide. Dans notre cas, le matériau n'est pas impacté mécaniquement, il s'agit plus de l'ensemble munition et explosif qui voit son comportement mécanique modifié. Les sollicitations sont partiellement transmises de l'enveloppe de la munition à l'explosif. Et, l'explosif n'est plus confiné. Ce qui facilite la création et la propagation de fissures lors de la manipulation de la munition. Enfin, l'espace laissé entre le corps d'obus et l'explosif contient de l'air qui va subir une compression adiabatique en capacité de générer un « hot spot ». Ce phénomène est maximisé à la base de la munition, où l'accélération imposée par le coup canon donne les sollicitations les plus importantes. Il est étudié sous le nom de « base gap » à l'aide de simulateur de reculs (set-back simulators) [25].

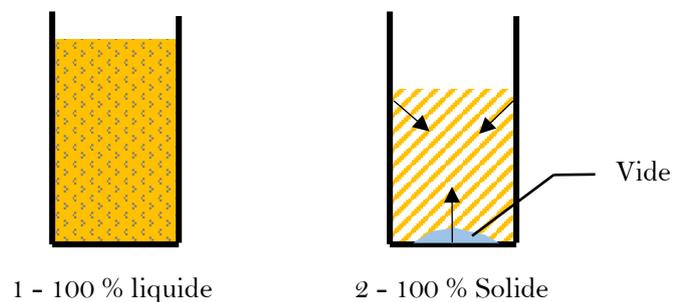


Fig. I-8 : Illustration de l'apparition de vide pendant la solidification.

### I- 1.4.4 Porosités

Les porosités sont des bulles dans la matrice du matériau (Fig. I-9). Elles sont issues de plusieurs processus de formation. Le premier est l'utilisation d'un système d'agitation avant la coulée. Celui-ci va emprisonner de l'air dans la phase liquide. En l'absence de dégazage, avec l'abaissement de la température avant la solidification cet air repasse en phase gazeuse et reste prisonnier. Il formera des bulles réparties dans la matrice. Le second processus de formation apparaît avec un taux volumique de matrice trop faible. Dans ce cas la viscosité est augmentée et le temps nécessaire pour dégazer devient trop important [7]. Enfin, comme souvent en présence de matériaux énergétiques, les matériaux utilisés peuvent être chimiquement incompatibles. Dans ce cas, la mise en contact dans la phase liquide va donner des produits de réaction, dont certains, à l'état gazeux. Ces derniers vont former des bulles aux interfaces des deux matériaux [7]. Sur le comportement mécanique, les porosités sont visibles dans le plan Pression (P) - déformation volumique ( $\epsilon_H$ ). Nous le retrouvons dans la modélisation des matériaux poreux avec en Fig. I-10 un exemple tiré du modèle de Johnson Holmquist. Effectivement, la plupart des modèles de comportement de bétons reproduisent cet élément en ajoutant une réponse élastique suivie d'un plateau plastique avant de passer sur la loi d'état [41]. Sur le plan mécanique, nous pouvons nous attendre à un module d'Young réduit et une coalescence des fissures facilitée qui conduit à une contrainte à rupture réduite. Mackenzy [83] propose une modélisation intéressante de l'influence des porosités sur les constantes élastiques du matériau. Du point de vue pyrotechnique nous retrouvons le risque de compression adiabatique de gaz contenus. Cependant, avec la réaction d'incompatibilité, une grande partie des bulles se trouvent à proximité ou en contact avec deux matériaux, tel que le RDX, ce qui augmente encore la possibilité de former un « hot spot » à partir du matériau le plus sensible. Pour terminer, nous remarquons que la présence de porosité peut être utilisée pour ajuster la sensibilité d'un matériau énergétique.

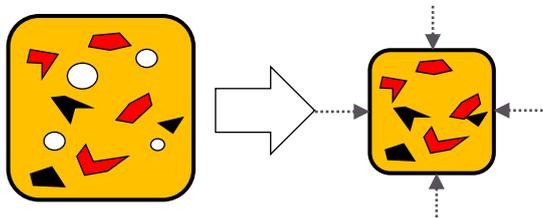


Fig. I-9 : Lors de sollicitations, les porosités modifient la réponse mécanique du matériau. L'effet le plus visible se voit sur la composante sphérique.

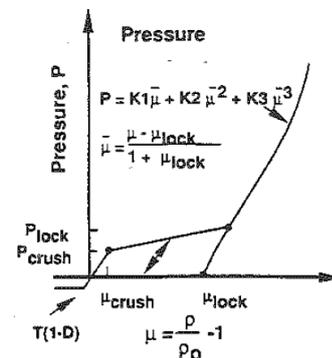


Fig. I-10 : réponse sphérique d'un modèle de béton (Holmquist et Johnson [41]) qui prend en compte les porosités.

### I- 1.4.5 Ségrégation

La ségrégation désigne la tendance que les constituants d'un mélange ont à se regrouper. La gravité, la non-miscibilité et la solidification accentuent ce comportement. Dans le premier cas, nous devons comparer la gravité et la viscosité. Avec une différence trop importante entre les masses volumiques des grains et de la matrice et une viscosité trop faible, nous obtenons de la sédimentation (grains en bas) ou du crémage (grains en haut). Ce comportement entraîne une séparation selon l'axe de la gravité [33] (Fig. I-11). Dans le second cas, nous tentons de mélanger deux matériaux qui ont une très mauvaise affinité thermodynamique. Cette incompatibilité va favoriser les regroupements du matériau sur lui-même. Par exemple, dans le cas d'une émulsion, quand nous mélangeons de l'huile et du vinaigre ou de la cire et du TNT. Pour contrer ce manque d'affinité, un émulsifiant est ajouté. Il crée une interface qui possède d'un côté, une bonne affinité avec la matrice et de l'autre côté, une bonne affinité avec le matériau en émulsion. Enfin, pendant la solidification, dans la phase liquide nous avons une évolution de l'affinité entre chaque espèce (Fig. I-12). Ainsi, avec les coulées d'inerte, nous pouvons constater un gradient de concentration de grains le long des axes de solidification.

Maintenant que les phénomènes sont présentés, regardons les conséquences pour notre matériau énergétique. Tout d'abord, dans le processus de coulé, lorsque le temps de refroidissement est trop long la gravité commence à agir et nous observons une accumulation de grains à la base de l'objet. Cela réduit le taux volumique de matrice et rend le matériau friable. Donc nous avons une réduction de la résistance au cisaillement. Ensuite, avec l'affinité thermodynamique nous pouvons distinguer le comportement des grains et celui de la cire en émulsion. Les premiers auront tendance à former des agrégats qui agiront en concentrateurs de contraintes. Le second en phase liquide formera des inclusions dans la matrice TNT. Sous cette forme, la cire ne peut remplir son rôle pour limiter la croissance des grains de TNT [18]. Enfin, le gradient de solidification donne, au contact du moule, une surface propre et lisse à l'objet moulé. Les grains ont peu de chance de se trouver en contact avec la surface extérieure. Si ce gradient est trop fort, les grains se trouveront repoussés dans l'axe de la munition. Cela entraîne un risque d'affaiblissement mécanique et un risque pyrotechnique supplémentaire.

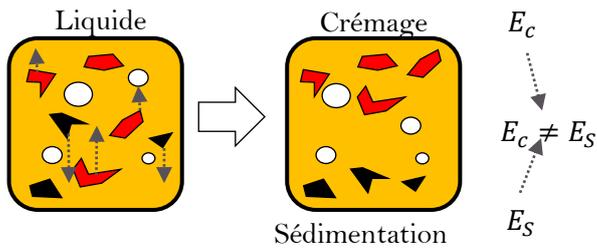


Fig. I-11 : Ségrégation suite à un crémage ou une sédimentation

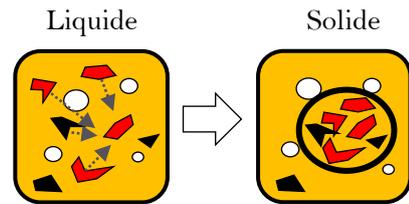


Fig. I-12 : Ségrégation suite à un regroupement par affinité.

## Les mécanismes pyrotechniques et leurs liens avec la micro-structure.

Beaucoup de mécanismes d'allumages impliquent des sollicitations haute vitesse où la chaleur générée n'a pas le temps d'être évacuée. Cette vision de la réaction pyrotechnique utilise le model des points chauds [8]. Proud [58] propose de distinguer ces points chauds en critique et sous critique. Pour le point chaud critique le mécanisme impliqué (chimique/mécanique) génère suffisamment de chaleur pour lancer la réaction et compenser la perte par conduction thermique. Pour le point chaud sous critique, le mécanisme peut être suffisant pour déclencher la réaction mais la chaleur générée par voie chimique et mécanique est évacuée par la conduction thermique. La réaction s'épuise.

Dans le cas des chocs « basse énergie » qui correspondent à une sollicitation de puissance inférieure à celle connue pour le déclenchement de l'explosif, les vitesses peuvent être suffisantes pour activer certains de ses points chauds. Ainsi, dans son rapport de 2016 Baker s'intéresse à ces phénomènes pour les munitions d'artillerie. Il en dresse une liste issue des observations obtenues sur différents simulateurs de reculs [7]. Nous vous proposons de passer en revue quelques phénomènes pouvant mener à l'activation. Puis d'étudier leurs interactions avec la microstructure.

## I - 1.5 Phénomènes conduisant à l'activation :

### I- 1.5.1 Compression adiabatique de l'air

En présence d'une sollicitation dynamique « basse énergie », les zones remplies de gaz vont subir une perte de volume. Dans ce cas, une première approximation consiste à appliquer une transformation adiabatique car dans les temps caractéristiques de ces sollicitations, la conduction thermique n'a pas le temps de s'établir :

$$\frac{\bar{T}_f}{\bar{T}_i} = \left( \frac{\bar{p}_f}{\bar{p}_i} \right)^{\frac{\gamma-1}{\gamma}} \quad (1)$$

Sur ce modèle, nous obtenons un échelon de température avec un gaz à température élevée entouré d'un solide à température ambiante. Comme nous nous attendons à trouver les points chauds là où le solide atteint une température maximale, l'interface gaz solide constitue un bon candidat pour le départ de la réaction. En 1980, Starkenberg calcule cette température. Mais, en combinant les résultats expérimentaux obtenus au « Balistic Research Laboratory » sur un simulateur de recul [68] et des modélisations thermodynamiques, il montrera que plusieurs processus additionnels sont nécessaires à l'activation [64].

### I- 1.5.2 La plastification et cisaillement.

Pendant l'extrusion, un matériau déjà sous compression doit accepter une grande quantité de déformations. Dans notre cas, la matrice TNT de l'XF-11585 est polycristalline. Comme le montrent les travaux de Wiegand et Pinto [56], le TNT possède une limite de plasticité, en dessous de laquelle, la déformation se fait par propagation de fissure et à partir de laquelle la propagation de dislocations s'active pour passer des fissures à l'écoulement plastique. Or, l'inégalité de Clausius Duhem [47] fait le lien entre la puissance dissipée dans la déformation plastique et la chaleur générée. Les processus mécaniques irréversibles dans le milieu continu sont caractérisés par :

- Une variable force (comme,  $A_k$  ou par exemple, la contrainte ou la pression)
- Une variable flux (comme,  $\dot{V}_k$ , ou par exemple, la déformation irréversible)

$$\Phi = -A_k \cdot \dot{V}_k - \frac{\vec{q} \overrightarrow{grad}(T)}{T} \geq 0 \quad (2)$$

Où  $\Phi$  la dissipation liée à la plastification  $-A_k \cdot \dot{V}_k$  est la puissance dissipée en chaleur par la déformation plastique et  $-\frac{\vec{q} \overrightarrow{grad}(T)}{T}$ , la dissipation thermique de cette chaleur par conduction. Avec cette inégalité, nous nous attendons à une augmentation de la température des zones plastifiées. Cependant, avec une température de fusion de le TNT à 80°C, de telles sollicitations tendront à faire fondre la matrice plutôt que l'activer.

### I- 1.5.3 Propagation de fissures

Notre matériau énergétique possède une matrice polycristalline pour laquelle Wiegand et Pinto [56] ont observé, en l'absence de confinement, un comportement fragile en accord avec le modèle de Griffith [31]. Il met en avant le rôle des fissures dans le TNT. La propagation de

fissure peut se faire de deux façons. En extra granulaire où nous observons de la décohé sion aux joints de grains de la matrice. En intra granulaire où les fissures se propagent à travers les cristaux de la matrice par l'intermédiaire de zone de plastification. Pour la première, lors de fortes accélérations en traction, Lanzerotti et Sharma ont montré des propagations extra granulaires pour le TNT polycristalline non confinée [45]. En présence de compression, Wiegand et Pinto ont observés une transition du comportement fragile vers le comportement plastique de la matrice avec l'ajout du confinement.

#### I- 1.5.4 Frottement

Pour le frottement plusieurs interactions sont possibles. Ici nous allons aborder le frottement du matériau énergétique avec l'enveloppe. Ensuite, le frottement du matériau au niveau des fissures. Enfin, le frottement des grains du matériau entre eux.

En 1976, des essais qui se déroulent par  $-10^{\circ}\text{C}$  donnent lieu à un accident de tir. La munition ayant été préalablement vérifiée au rayon X. Aucun défaut n'a été détecté. Cependant avec le froid intense, le matériau énergétique a subi une contraction importante qui l'a désolidarisé de son enveloppe. Avec le coup canon, la compression adiabatique de l'air et le frottement issue de la mise en rotation de l'enveloppe ont agi de concert pour déclencher la réaction [68]. Avec le retour d'expérience de cet accident Taylor et Starkenberg ont adapté leur simulateur de recul pour observer ce phénomène. Ils en ont déduit un rôle prépondérant des particules de peinture qui recouvraient alors l'intérieur de la munition. Celles-ci ont été en mesure d'atteindre les températures d'activation avec le frottement grâce à leurs hautes températures de fusion.

Ensuite, pour un coulé fondu, la présence de fissures dans le matériau n'est pas exceptionnelle. Donc le frottement aux interfaces de ces fissures doit être regardé. Avec l'XF-11585 nous possédons une forte proportion volumique d'une matrice qui fond à  $80^{\circ}\text{C}$  (Tab. I-8). Donc, en présence de frottement sous confinement, la température de fusion sera atteinte avant la température de dégradation des matériaux énergétiques. Nous nous trouvons alors en présence de frottement lubrifié par la matrice en fusion. Ainsi, l'énergie produite par le frottement matrice/matrice est dissipé dans la fusion du matériau.

Bien que notre matériau ait 43% de proportion volumique de matrice, des zones de ségrégation sont possibles. Dans ce cas nous devons envisager un frottement grain/grain. Pour le RDX, les températures de fusion sont proches mais inférieures aux températures de dégradation (Tab. I-8). Pour l'ONTA il n'y a pas de fusion. Avec le RDX et l'ONTA la forme et la qualité de cristaux semblent jouer un rôle important dans la sensibilité à l'impact et dans la tenue en température. Spear constate avec étonnement en 1989 que l'ONTA voit sa température de dégradation diminuer après recristallisation [63].

Tab. I-8 : Température de fusion et d'autoallumage des composants pyrotechniques de l'F-11585.

Température de fusion °C		Auto-ignition Température °C			
		Picatinny [36], [62]	SNPE [10]	MRL, DSTO [63]	[46]
TNT	80-82 [36]	275	290	240	
RDX	190-204 [36]	197	220	216	219,6
ONTA	273 (décomposition) [63]	267,05	280	Recristallisé : 258, Non recristallisé : 270	237

## I - 2 Développement d'un simulant inerte

### I - 2.1 Introduction :

L'XF-11585 est un matériau énergétique. Il est difficile à étudier de par la dangerosité associée à ce caractère et l'ensemble des normes qui visent à protéger le manipulateur. Or la mise en place des essais nécessite quelques manipulations avec un risque élevé pour un tel matériau. Ainsi dans le cadre du développement des méthodes expérimentales de caractérisation nous avons jugé pertinent de développer un simulant inerte. Dans cette partie, nous verrons les choix qui ont mené à la formule actuelle en empruntant les outils de l'analyse fonctionnelle. Puis nous décrirons le processus utilisé pour la mise en forme du simulant inerte. Enfin, nous aborderons les points à modifier sur la recette et le processus pour obtenir une meilleure représentativité de l'XF-11585.

### I - 2.2 Le Besoin (Bête à corne) :

Ici, nous voulons déterminer le besoin auquel répond le simulant inerte. Pour cela nous utilisons le diagramme de la Fig. I-13 appelé « Bête à cornes ». Comme nous pouvons le voir dans cette figure, le besoin de sécurité pour l'expérimentateur est mis en avant. Cela nous permet d'exprimer la fonction principale du simulant inerte : «Le Simulant inerte protège l'expérimentateur en se soustrayant à l'XF-11585 »

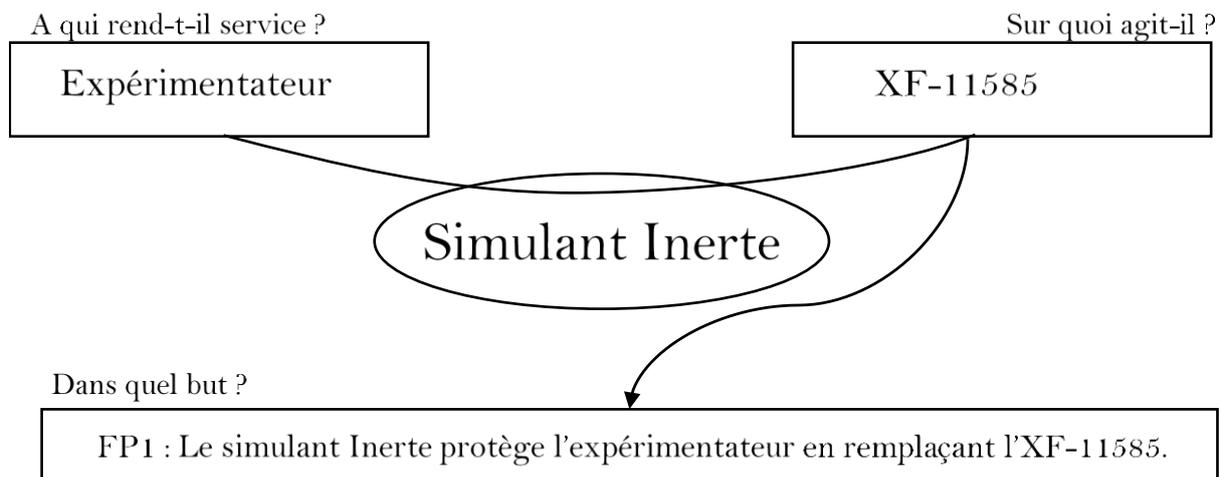


Fig. I-13 : Définition du besoin pour le simulant inerte.

### I - 2.3 Environnement du Simulant Inerte (Pieuvre) :

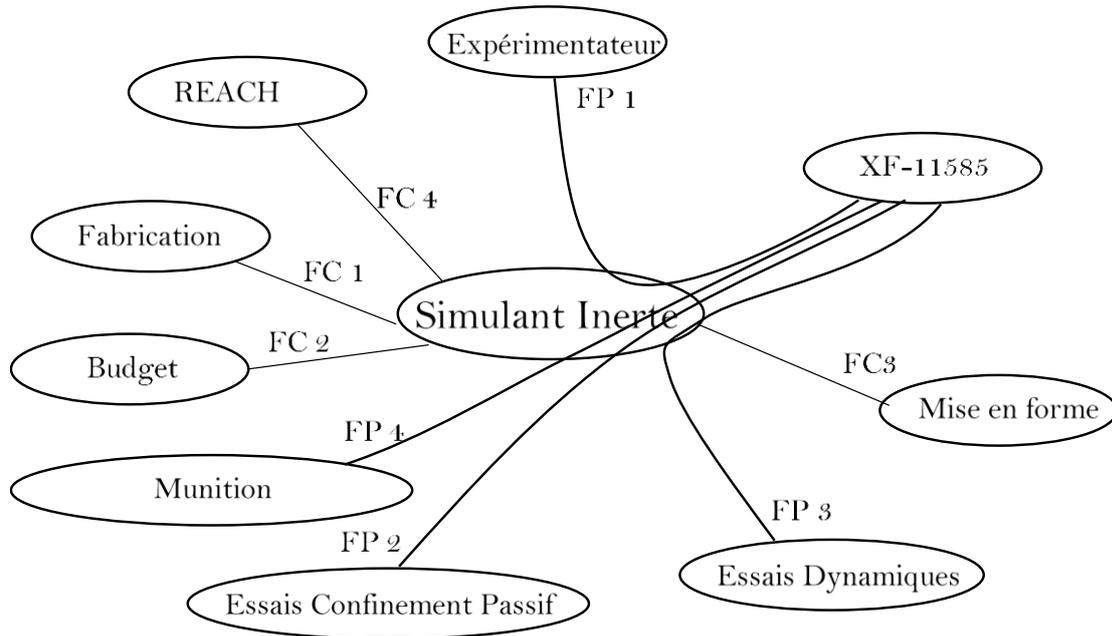


Fig. I-14 : Diagramme des inter-acteurs (Diagramme pieuvre). Il décrit les comportements attendu de l'objet face à son environnement.

Ici nous nous intéressons aux interactions du simulant inerte avec son environnement. Nous utilisons le diagramme des inter-acteurs ou diagramme pieuvre (Fig. I-14). Les interactions peuvent être voulues ou contraintes. Pour cela nous identifions deux types de fonctions :

- Les fonctions principales notées : FP<sub>i</sub>. Elles décrivent les buts recherchés par l'objet en faisant le lien entre deux éléments de l'environnement.
- Les fonctions de contraintes notées : FC<sub>i</sub>. Elles décrivent les interactions de l'objet avec les éléments contraignant de l'environnement en dressant un unique lien entre l'objet et l'élément.

Il est important à cette étape de ne préjuger d'aucune solution technique. Celles-ci risquent de réduire le champ des solutions. Les fonctions obtenues ont été regroupées dans le Tab. I-9.

Tab. I-9 : Liste des Fonctions Principales et de contrainte liées au simulat inerte

<b>N°</b>	<b>Fonction</b>
FP1	Protéger l'expérimentateur en se soustrayant à l'XF-11585.
FP2	Développer le confinement passif pour l'XF-11585.
FP3	Développer l'essai dynamique pour l'XF-11585.
FP4	Explorer l'interaction de l'XF-11585 avec la munition.
FC1	Utiliser les installations existantes.
FC2	Economiser le budget.
FC3	Reproduire le procédé de mise en forme.
FC4	Respecter la législation.

## I - 2.4 Solutions techniques (FAST) :

On peut maintenant parcourir les différentes fonctions pour y associer des solutions techniques. Dans cette partie la navigation se fait par des questions. Nous montons d'un niveau (de FS1.1 à FS1) avec « Pourquoi ? ». Nous descendons d'un niveau (de FS1 à FS1.1) avec « Comment ? ». Le but de chaque branche est de s'arrêter sur une solution technique ou une spécification à respecter (Soulignés).

- **FP1** : Protéger l'expérimentateur en se soustrayant à l'XF-11585.
  - FS1.1 : Peut être manipulé sans EPI
    - FS1.1.1 : Non Irritant
    - FS1.1.2 : Non nocif
    - FS1.1.3 : Non Cancérigène
  - FS1.2 : N'introduit pas de source de danger.
    - FS1.2.1 : Ne détonne pas (Pas de DNAN)
    - FS1.2.2 : Ne brûle pas
- **FP2** : Développer le confinement passif pour l'XF-11585.
  - FS2.1 : Reproduit la réponse mécanique de l'XF-11585
    - FS2.1.1 : Reproduit la morphologie de l'XF-11585
      - FS2.1.1.1 : Taux de matériau fissible à 45,13%Vol
      - FS2.1.1.2 : Granulométrie du RDX, de l'ONTA et de l'Aluminium (Fig. I-3)
    - FS2.1.2 : Reprend les caractéristiques mécaniques des composants L'XF-11585.

- FS2.1.2.1 : Respecter le module d'Young de chaque composant de l'XF.
- FS2.2 : Réduire le nombre d'essais de compatibilité avec l'XF-11585.
  - FS2.2.1 : Tester un maximum de matériaux
    - FS2.2.1.1 : Etre faiblement réactif.
- **FP3** : Développer l'essai dynamique pour l'XF-11585.
  - FS3.1 : Reproduit la réponse mécanique dynamique de l'XF-11585
    - FS3.1.1 : Reproduit le comportement inertiel du matériau
      - FS3.1.1.1 : S'approcher au mieux des masses volumiques de chaque composant de l'XF.
      - FS3.1.1.2 : Respecter la répartition des grains de l'XF.
        - FS3.1.1.2 : Utiliser le procédé de mise en forme.
      - FS3.1.1.3 : Respecter la vitesse du son dans le matériau ( $\sqrt{E/\rho}$ )
    - FS3.2 : Protéger l'expérimentateur.
      - FS3.2.1 : Ne pas être dangereux à l'état pulvérulent.
        - FS3.2.1.1 : Ne pas être irritant.
- **FP4** : Explorer l'interaction de l'XF-11585 avec la munition.
  - FS4.1 : Reproduit la masse volumique l'XF-11585
  - FS4.2 : Reproduit la réponse mécanique de l'XF-11585
- **FC1** : Utiliser les installations existantes.
  - FSC1.1 : Utilise la mise en forme par coulé fondu.
    - FSC1.1.1 : Température de fusion proche de celle de l'XF-11585.
    - FSC1.1.2 : Coulabilité proche de celle de l'XF-11585.
- **FC2** : Economiser le budget.
  - FCS2.1 : pas plus de 600€/kg
  - FCS2.2 : être réutilisable
- **FC3** : Reproduire le procédé de mise en forme.
  - FCS3.1 : Reproduire les défauts de mise en forme.
    - FCS3.1.1 : Utiliser le procédé de coulé fondu
    - FCS3.1.2 : Reproduire les contraintes résiduelles
- **FC4** : Respecter la législation.
  - FCS4.1 : Respecter la norme REACH.
    - FCS4.1.1 : Validation de la recette par l'équipe REACH de Nexter Munitions.
  - FCS4.2 : Pas de produits illégaux.

Tab. I-10 : Composition retenue pour le Simulant inerte.

<i>XF-11585</i>	<i>Proportion Massique [%wt]</i>	<i>Simulant Inerte</i>	<i>Proportion Massique [%wt]</i>
<i>TNT (actif)</i>	31 +/- 2	<i>Cire</i>	21 +/- 2
<i>RDX (actif) + ONTA (actif)</i>	48 +/- 2	<i>SiO<sub>2</sub> et KNO<sub>3</sub></i>	60 +/- 2
<i>Additifs</i>	21 +/- 2	<i>CaCO<sub>3</sub></i>	13 +/- 2

Nous avons appliqué l'ensemble des critères précédents pour trouver les matériaux de substitution aux composants de l'XF-11585 (Tab. I-10). Nous souhaitons remplacer :

#### Le TNT :

Pour ce remplacement, le DNAN est laissé de côté à cause de sa nature d'explosif. L'Arabinose est écarté pour son prix et sa température de fusion élevée. Après avoir épluché 109 matériaux fusibles, nous avons décidé de revenir à la cire déjà utilisée dans l'XF-11585. Elle présente les avantages de ne pas être irritant, toxique ou cancérigène. Elle possède la même température de fusion que le TNT et son prix est très faible. Enfin, la cire n'aura pas de mal à se mélanger avec la cire. Cependant, sa masse volumique est inférieure celle du TNT et son module d'Young est un peu faible.

#### Le RDX :

Pour le RDX, orthorhombique, nous avons choisi le SiO<sub>2</sub>, trigonal, parmi 32 alternatives. Sa masse volumique à 2,65 g/cm<sup>3</sup> est éloignée du RDX à 1,792 g/cm<sup>3</sup>. Mais, comme la cire, il présente l'avantage de ne pas être irritant, toxique ou cancérigène. Son faible coût et sa disponibilité ont également participé à la décision. Cependant, ce matériau rend l'inerte difficile à usiner. Des outils en diamant seront nécessaires.

#### L'ONTA :

Le nitrate de potassium est préféré parmi 44 matériaux pour remplacer l'ONTA. Il présente une densité élevée par rapport à l'ONTA qui permettra de compenser le manque de densité de la cire. Il est économe et facile à trouver. Malheureusement, ce matériau semble soluble dans la cire. Pour son remplacement, nous proposons le formiate de sodium. Malgré un prix plus élevé, il permet d'ajouter en sécurité et possède une densité proche de l'ONTA.

#### L'Aluminium :

Pour prévenir tout risque de réaction entre le nitrate de potassium qui est un oxydant et l'aluminium, nous sommes allés chercher de la craie ( $\text{CaCO}_3$ ). Elle remplace l'aluminium pour sa densité et des caractéristiques mécaniques et sa granulométrie.

Avec la composition du Tab. I-10, le simulant inerte présente une masse volumique légèrement supérieure à l'XF-11585. Son utilisation comme lest balistique peut être considérée. La proportion de matrice fusible du simulant inerte est la même que celle de l'XF-11585. Les granulométries du RDX, de l'ONTA ont été approchées en tamisant le  $\text{SiO}_2$  et le  $\text{KNO}_3$ . A partir de cette base, pour s'assurer d'un comportement représentatif de l'XF-11585 nous devons maîtriser le processus de fabrication et mise en forme.

## I - 2.5 Fabrication et mise en forme :

Pour ce type de matériau la fabrication et la mise en forme sont décrites par le procédé de coulé fondu dont E. Turpin [69] a déposé le brevet suite à son invention de la mélinite. Grâce à l'utilisation de la cire comme matrice fusible, le procédé décrit en I - 1.3 peut être entièrement repris pour l'inerte. Cependant, pour être en mesure de fabriquer rapidement des échantillons pour les essais, l'inerte est coulé dans le laboratoire de génie des procédés de l'INSA-CVL. Pour ce cas une procédure adaptée a été mise en place. Dans ce paragraphe nous allons aborder les considérations qui l'encadrent.

Dans ce protocole nous aurons besoins d'un dispositif de fonte, décrit en 1 de la Fig. I-15 et d'un dispositif de coulée, décrit en 2 de la Fig. I-15.

Pour la fonte du matériau, nous avons utilisé un montage en bain marie munis d'un agitateur pneumatique. Dans un premier temps l'eau est amenée à ébullition. Les flocons de cire sont ajoutés au fur et à mesure en prenant le temps d'attendre qu'ils fondent. Lorsque toute la matière fusible est à l'état liquide l'agitation est maintenue et nous ajoutons petit à petit la calcite ( $\text{CaCO}_3$ ). Nous voulons éviter la formation d'agrégats. De la même façon nous ajoutons le  $\text{KNO}_3$  et le  $\text{SiO}_2$ . Quant toute la matière est présente dans le bécher, la température est abaissée à  $82^\circ\text{C}$ . Nous sommes prêt à couler.

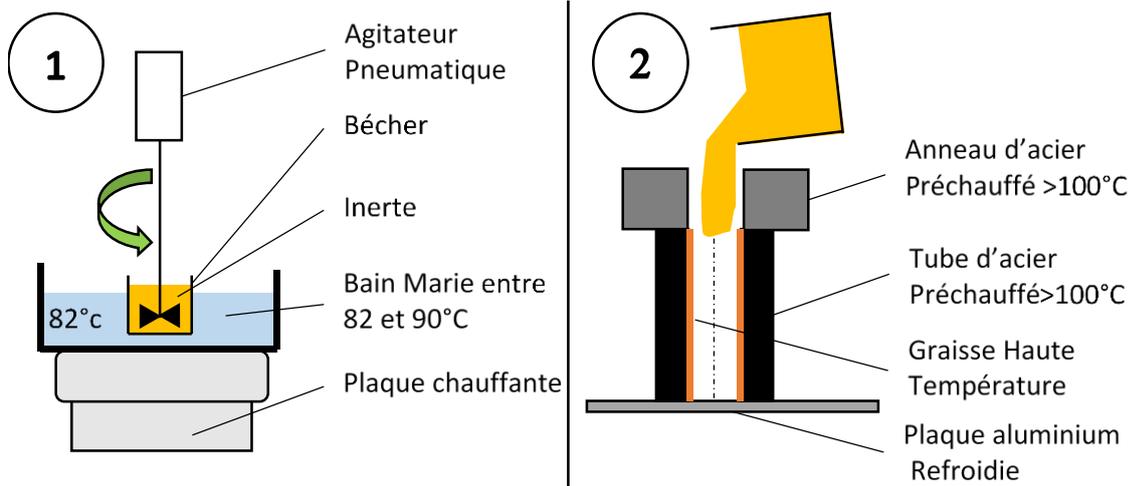


Fig. I-15 : Schémas explicatifs pour la mise en œuvre à l'INSA-CVL. En 1, le bain marie sert à maintenir la cire en fusion pendant que l'agitateur pneumatique assure une répartition homogène des grains de  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{KNO}_3$  et  $\text{CaCO}_3$ . En 2, l'inerte est coulé dans un moule

Pour la coulée, nous avons usiné plusieurs outils. Un tube d'acier avec un diamètre intérieur de 9 mm sert de moule. Nous avons choisi ce matériau après avoir constaté la faible durée de vie des moules en laiton issus des chutes de bagues de confinement. Une bague d'acier ou de laiton plus épaisse est aussi usinée, son rôle va être de stocker de la chaleur pour la restituer pendant la solidification. Enfin une plaque d'aluminium est récupérée pour extraire la chaleur par le bas du moule. Cette orientation, froid en bas, chaud en haut, vise à repousser les crevasses de retrait en haut du moule. Cela permet de réduire leur taille en laissant la phase liquide s'écouler dans les crevasses.

Pour l'opération, nous appliquons une fine pellicule de graisse résistante en température à l'intérieur du moule en y faisant coulisser un chiffon préalablement imbibé. Le moule et la bague sont chauffés à la température de fusion de la cire. Puis ils sont placés sur la plaque d'aluminium. Nous nous retrouvons alors avec le montage décrit en 2 de la Fig. I-15. Le simulant inertes prêt à couler est récupéré et dégazé à l'aide d'un aspirateur. Nous le versons dans le moule jusqu'au sommet de la bague. Ensuite, nous mettons l'ensemble au repos pour 5 min. Le démoulage se fait sans effort grâce à la pellicule de graisse et au léger retrait de la cire.



## II Méthode expérimentale.

Pour ce chapitre, nous décrivons les méthodes expérimentales et calculs mis en place dans le dépouillement des différents essais. Ce chapitre est volumineux, pour le rendre abordable nous l'avons divisé en quatre parties. Nous commençons par examiner les sollicitations rencontrées par le matériau dans un contexte munitionnaire. Ensuite, nous traitons des considérations dimensionnelles liées à l'échantillon. Puis nous développons les équations qui décrivent la bague de confinement passif. Et, nous utilisons ces équations pour expliquer le dépouillement d'un essai quasi statique confiné. Nous affinons ce dépouillement en introduisant les considérations liées à l'assemblage de la bague et au frottement qui en résulte. Enfin, nous décrivons nos essais dynamiques dans leurs principes et dans les adaptations que nous avons réalisées pour les rendre exploitables.

---

<b>II - 1 Les sollicitations.....</b>	<b>42</b>
II - 1.1 Sollicitation thermiques : .....	42
II - 1.2 Sollicitations Mécanique : .....	43
II - 1.3 Sollicitation en cible : .....	46
II - 1.4 Sollicitation résumé : .....	46
<b>II - 2 Echantillons et configuration .....</b>	<b>48</b>
II - 2.1 Echantillons : contraintes de dimensionnement.....	49
<b>II - 3 Confinement passif .....</b>	<b>50</b>
II - 3.1 Principe de l'essai : .....	50
II - 3.2 Comportement élastoplastique de la bague : .....	52
II - 3.3 Exploitation d'un essai quasi statique : .....	54
II - 3.4 Les moyens : .....	54
II - 3.5 L'assemblage bague / échantillon : .....	59
<b>II - 4 Sollicitations Dynamiques.....</b>	<b>74</b>
II - 4.1 Principe des barres de Hopkinson : .....	75
II - 4.2 La mesure : .....	83
<b>II - 5 Dimensionnement des confinements selon les sollicitations.....</b>	<b>93</b>

---

## II - 1 Les sollicitations.

Le spectre de sollicitation couvre le cycle de vie de la munition. Cela inclut différentes étapes qui sont sa formation, son transport, son passage dans un chargeur automatique puis dans le canon et son arrivée en cible. Avec un ensemble aussi large, nous pouvons distinguer plusieurs types de sollicitations.

### II - 1.1 Sollicitation thermique :

Pour une munition destinée à voyager sous différentes latitudes, nous nous intéressons à l'influence de la réponse mécanique engendrée par les variations de température. Pour l'aspect thermique trois situations se dégagent, le temps chaud, le temps froid et le cycle thermique associé aux alternances jour/nuit. Les conditions qui entraînent une réponse mécanique sont limitées au temps chaud et aux cycles jour-nuit. Pour cela, nous choisissons les conditions extrêmes du spectre d'utilisation défini pour l'XF-11585 contenu dans le LU-211. Le coefficient de dilatation de l'XF-11585 est connu. La température maximale d'utilisation est de 71 °C. Nous supposons que la munition est libre de contraintes à 23 °C. Le coefficient de dilatation de l'acier étant largement inférieur à l'XF, nous nous fixons une déformation nulle de l'enveloppe de la munition. Nous déduisons la contrainte radiale vue par le matériau énergétique  $\sigma_r = \frac{E_m \varepsilon_r}{1 + \nu_m} = 3,63 \text{ MPa}$ . Cette contrainte n'est pas dangereuse, mais nous pouvons souhaiter la réduire pour éviter qu'elle ne contribue à d'autres sollicitations.

Pour le temps froid, le problème est différent puisque la contraction du matériau énergétique dans la munition risque de le désolidariser de l'enveloppe. Dans ce cas, la rotation que le canon donne à l'enveloppe n'est pas transmise au matériau énergétique. Nous avons ainsi un risque d'échauffement lié au frottement de l'enveloppe sur le matériau énergétique. Taylor rapporte ce phénomène pour un projectile tiré à -10 °C [68]. À l'époque, une peinture utilisée pour l'intérieur des munitions avait amplifié l'impact du frottement. Au contact des particules de RDX contenues dans la matrice TNT maintenue en fusion sous l'action du frottement, la température a atteint l'activation et déclenché la réaction. Ce cas est écarté de nos sollicitations.

## II - 1.2 Sollicitations Mécanique :

### Chute de munition :

Pour autoriser le transport de munition sur des moyens logistiques tels que les portes-conteneurs, la munition dans son emballage doit résister à une chute d'une hauteur de 12 m. La chute se fait sur une plaque d'acier 75 mm d'épaisseur et de dureté Brinell supérieures à 200. Une dalle de béton épaisse de 600 mm supporte la plaque. Le test est négatif si à l'issue de trois chutes si aucune initiation ou aucun allumage n'est observé après un démontage pour un examen approfondi de la munition [54]. La complexité pour interpréter mécaniquement ce test vient du fait que la sollicitation n'ait pas de direction privilégiée au contraire du coup de canon. De plus, son amplitude reste faible devant celle imposée par le coup de canon. Donc, nous laisserons cette sollicitation de côté pour notre domaine d'étude.

### Coup canon.

Cette sollicitation dépend du canon utilisé. Pour notre matériau énergétique, nous pouvons distinguer le 155 mm utilisé à sa charge maximale en poudre et le 120 mm. Le premier système imposera une accélération axiale au matériau énergétique couplée à l'accélération du canon rayé qui met en rotation le projectile. Le second système impose uniquement une accélération axiale, car le canon de 120 mm est lisse. Nous allons d'abord voir les accélérations axiales puis nous traiterons des conséquences de la mise en rotation.

### Coup canon : Accélération axiales :

Dans la munition le matériau énergétique garde une surface libre. Donc pendant le coup canon la pression sera générée par l'accélération subie sur l'ensemble de la colonne de matériau énergétique. L'entreprise nous a fournis l'évolution de la pression dans la chambre de combustion associée aux calibres qui nous intéressent. Pour remonter à l'accélération axiale nous utilisons la relation empirique de Piobert (**Eq.3**) qui lie la pression au culot de la munition à la pression de chambre. Pour cela, nous avons besoin de la masse de poudre ( $m_{pou}$ ) et de la masse du projectile ( $m_{pro}$ ).

$$P_{culot}(t) = \frac{P_{Chambre}(t)}{1 + \frac{m_{pou}}{2m_{pro}}} \quad (3)$$

Connaissant cette pression, nous utilisons le principe fondamental de la dynamique où l'on néglige le frottement selon l'axe du canon pour obtenir à partir de l'effort appliqué à la munition l'accélération qu'elle subit :

$$A_c(t) = \frac{P_{culot}(t) S_{cal}}{m_{pro}} \quad (4)$$

Avec  $S_{cal}$ , la section associée au calibre pour le 120mm et le 155mm. Les accélérations obtenues sont regroupées en Fig. II-1. Ensuite, nous connaissons la masse volumique du matériau énergétique ( $\rho_{XF-11585} = 1730 \text{ kg/m}^3$ ) et la géométrie de son chargement pour chaque munition ( $h_{120} = 270 \text{ mm}$ ,  $h_{155} = 520 \text{ mm}$ ). Donc, nous sommes en mesure d'obtenir la pression subie par le matériau énergétique à l'intérieur de la munition, au niveau du culot. Attention à ne pas la confondre avec la pression de culot ( $P_{culot}$ ) qui est extérieur à la munition.

$$P_{max\ XF}(t) = A_c(t) \rho_{XF-11585} h_i \quad (5)$$

Cette pression est illustrée en Fig. II-2. Ainsi, nous constatons une pression maximale à 150 MPa pour la munition de 155mm. Nous en profitons pour relever les vitesses de montée en pression. Sur ce point, Baker nous indique du 5 à 50 GPa/s pour les munitions d'artillerie [7]. Nous obtenons 28 et 35 GPa/s ce qui semble raisonnable. Si nous utilisons les coefficients élastiques de le TNT, le constituant principal de la matrice de l'XF-11585, nous pouvons remonter à son module de compressibilité  $K = \frac{E_{TNT}}{3(1-2\nu_{TNT})}$  pour obtenir la vitesse de déformation volumique  $\dot{\epsilon}_H = 11,5 \text{ à } 16,4 \text{ s}^{-1}$ . Il s'agit d'une estimation large de la vitesse de déformation puisque les effets viscoélastiques sur la pression dans l'XF-11585 ne sont pas encore connus.

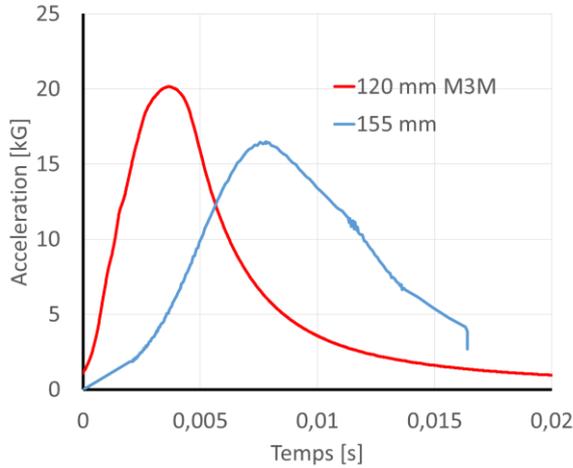


Fig. II-1 : Accélération axiale subie par le projectile. Exprimé en G. Ici la munition de 120 mm subit 20 000 fois son poids et celle de 155mm subit 17 000 fois son poids. Par comparaison nous trouvons du 10 G dans les avions de voltige.

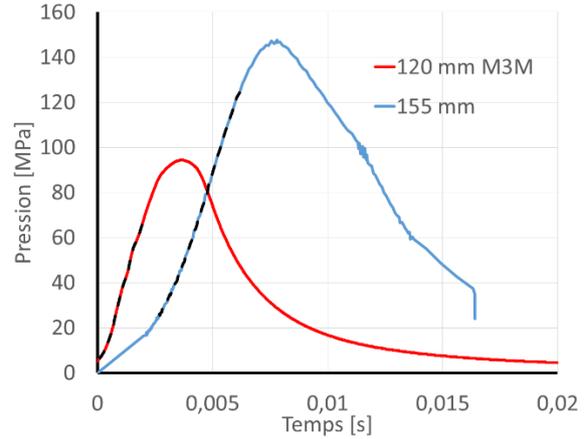


Fig. II-2 : Pression subie par le matériau énergétique à la base du projectile. Les pointillés noirs correspondent à la mesure du taux de croissance de la pression pendant la phase critique. Nous avons 35,03 GPa/s pendant 1,9 ms pour le 120mm et 27,66 GPa/s pendant 3,5 ms pour le 155mm.

### Coup canon : Mise en rotation :

Pour la munition d'artillerie, nous devons atteindre une vitesse de rotation importante en sortie de canon. Elle permet de bénéficier de l'effet gyro-stabilisant. Or une telle vitesse ( $\omega = 1880 \text{ rad/s}$ ) génère une accélération centrifuge potentiellement capable de disloquer le matériau énergétique. En première approximation nous considérons la munition comme un cylindre de matériau énergétique de diamètre 155mm. La contrainte maximale en traction se trouvera sur son axe de rotation qui est colinéaire à l'axe du cylindre.

$$\sigma_{ext}(r = 0) = \frac{1}{8} \rho_{XF} \omega^2 R^2 \left( 3 + \frac{v_{XF}}{1 - v_{XF}} \right) \quad (6)$$

Avec,  $\rho_{XF} = 1730 \text{ kg/m}^3$  et  $v_{XF} = 0,39$  (Coefficient de le TNT). Nous obtenons  $\sigma_r = 16,7 \text{ MPa}$ . L'approximation semble trop importante car avec la contrainte de traction obtenue nous dépassons facilement la limite en compression de le TNT.

Pour améliorer notre estimation nous allons prendre en compte la réponse de l'enveloppe de la munition. Il s'agit d'un acier 38CB2 de module d'Young  $E_{ac} = 210 \text{ GPa}$  et de coefficient de Poisson  $\nu_{ac} = 0,29$ . Son rayon intérieur est  $R_1 = 60 \text{ mm}$  et son rayon extérieur est  $R_2 = 77,5 \text{ mm}$ . Les effets de la rotation sont pris en compte avec une masse volumique de l'acier  $\rho_{ac} = 7800 \text{ kg/m}^3$ . A l'interface entre le matériau énergétique et l'enveloppe nous postulons une égalité des contraintes radiales et égalité de la déformation angulaire. Sur le périmètre extérieur

de l'enveloppe nous avons une contrainte radiale nulle. Comme précédemment la contrainte maximale en traction se trouvera sur l'axe du cylindre. Nous l'exprimons dans l'équation **Eq.7**.

$$\sigma_r = \frac{-\omega^2}{4R_2^2(1-\nu_{xf})} \left[ \frac{((3+\nu_{ac})R_2^2 + (1-\nu_{ac})R_1^2)(R_1^2 - R_2^2)(1-\nu_{xf})\rho_{ac} + 2\rho_{xf}R_1^2R_2^2\left(\frac{3}{2} - \nu_{xf}\right)}{2} + \frac{(R_1^2 - R_2^2)\rho_{xf}E_{ac}R_1^2(1+\nu_{xf})(\nu_{xf} - 1/2)}{E_{xf}(1+\nu_{ac})} \right] \quad (7)$$

Pour calculer cette contrainte nous utilisons les valeurs de la Compo B qui est assez proche de l'XF-11585. Nous obtenons  $\underline{\sigma_r = 4,84 \text{ MPa}}$  en traction au centre de la munition. Soit moins du tiers de la valeur précédente. Et inférieur aux 12 MPa annoncés par Baker [7].

### II - 1.3 Sollicitation en cible :

L'utilisation de l'XF-11585 est envisagée sur des munitions de 120mm. A ce titre des simulations exploratoires ont été réalisées. La décélération obtenue par simulation numérique fournie par l'entreprise pour une balistique terminale représentative est de l'ordre de 400 000 m/s<sup>2</sup>. Avec la hauteur du chargement énergétique à 260 mm, nous obtenons une pression de 178 MPa. Cette approximation permet d'estimer la pression générée par la décélération sur l'axe de la munition. Mais en l'absence d'un modèle mécanique satisfaisant pour l'XF-11585, nous ne pouvons évaluer les efforts de confinement imposés par le matériau de la cible.

### II - 1.4 Sollicitation résumé :

A l'issue des cas évoqués plus haut nous avons regroupé l'ensemble des valeurs qui sont utilisées pour définir notre domaine de sollicitations dans la Fig. II-3. Nous remarquons le caractère dimensionnant de la pression pour nos essais. La vitesse de déformation est aussi l'un des paramètres essentiel pour couvrir le domaine d'utilisation de la munition. Nous souhaitons garder un domaine d'étude raisonnable donc nous laisserons de côté les variations en température et en humidité.

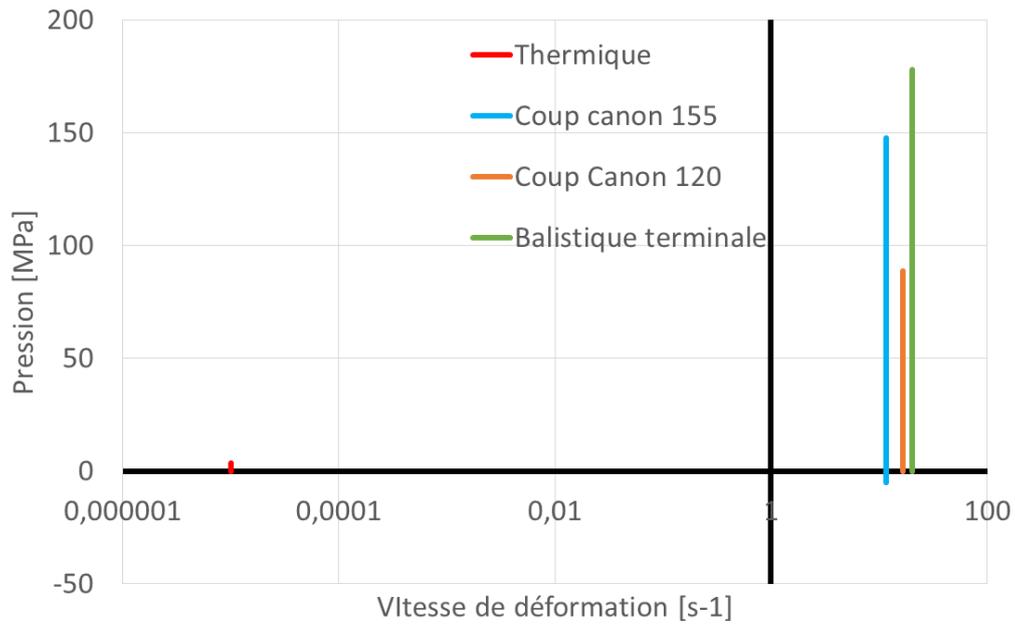


Fig. II-3 : Spectre des sollicitations vues par la munition.

Ainsi, notre domaine d'étude est le suivant :

- $0 < \text{Pression} < 150 \text{ MPa}$ .
- $1 \text{ E-}5 < \text{Vitesse de déformation} < 100 \text{ s}^{-1}$
- Les essais sont réalisés en intérieur dans des bâtiments chauffés donc nous estimons la fourchette de température à  $23^{\circ}\text{C} < \text{Température} < 27^{\circ}\text{C}$
- Humidité à Bourges de 50 à 90%

Pour obtenir la réponse du matériau sur l'ensemble de ce domaine, nous utilisons un ensemble de méthodes disponibles dans la littérature scientifique.

## II - 2 Echantillons et configuration

Dans cette partie, nous allons parcourir les méthodes mises en place pour caractériser nos matériaux. Certaines notations vont revenir régulièrement. Nous les avons regroupées dans la Fig. II-4. Dans un premier temps, nous aborderons le comportement de la bague de confinement avec sa réponse élastique et élastoplastique. Puis, nous traiterons des problèmes soulevés par l'interface entre la bague et le matériau testé. Ensuite, nous décrirons les barres d'Hopkinson utilisées dans les essais. Pour terminer, nous verrons les difficultés rencontrées sur le confinement dynamique passif et les solutions que nous avons apportées.

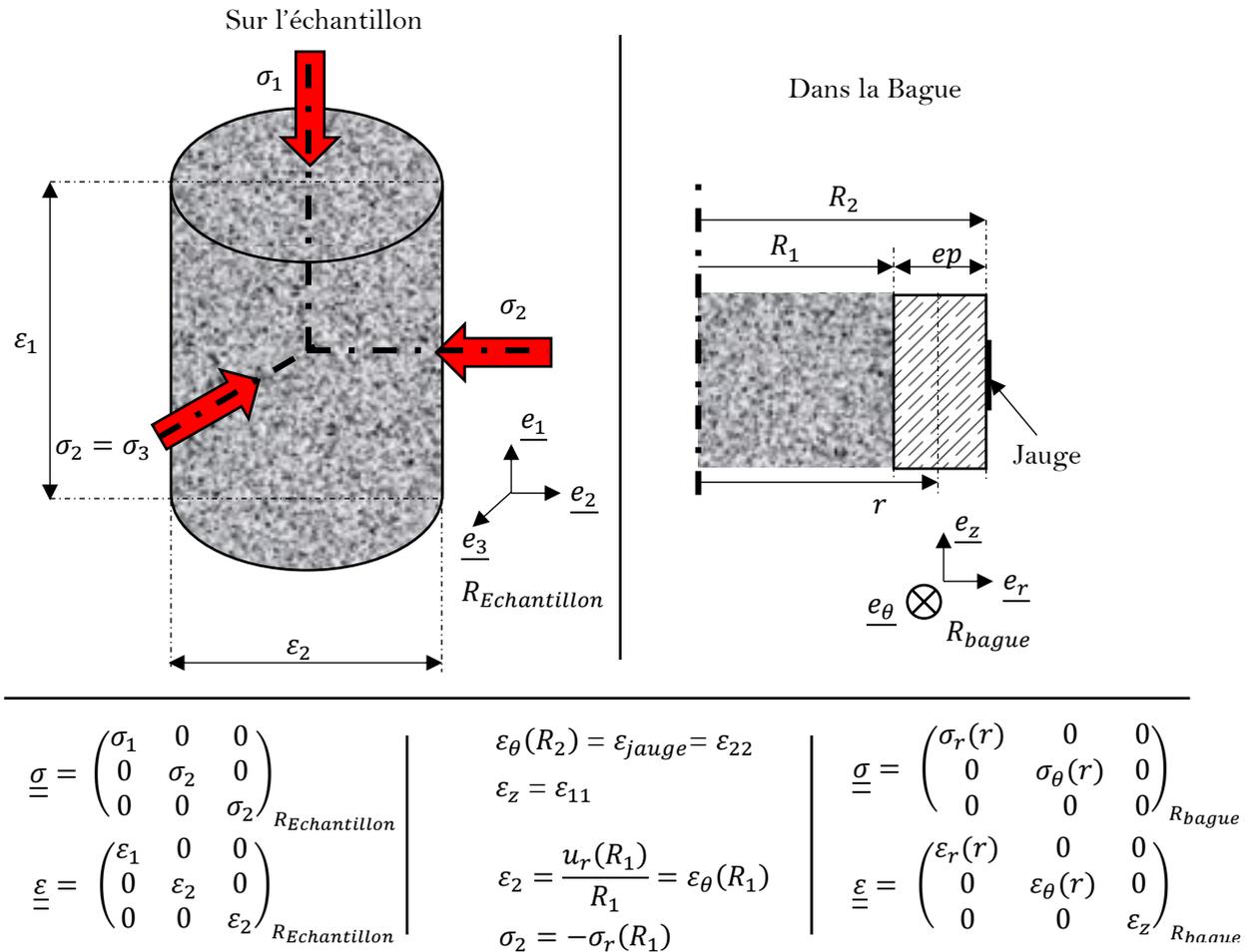


Fig. II-4 : Notation utilisées dans cette partie

Pour tous les essais confinés à l'exception de ceux impliquant le frottement, la mesure de déformation sur la bague se fait à l'aide de jauges C2A-06-250LW-120 associées à un amplificateur en quart de pont de Wheatstone.

## II - 2.1 Echantillons : contraintes de dimensionnement

Dans notre cas, deux contraintes pilotent le volume de l'échantillon, une pyrotechnique et l'autre mécanique. La nature pyrotechnique du matériau associée aux contraintes évidentes de sécurité, limite le volume d'explosif qui peut être mis en œuvre dans le cadre de nos essais. Pour cette raison, nous cherchons à garder les échantillons en régime de déflagration. Or, selon le procès-verbal de l'homologation de l'XF-11585, le rayon de détonation est de l'ordre de 10 mm. Au-delà de cette dimension, le matériau peut entrer en détonation. Les surpressions et impulsions à absorber sont plus importantes. Nous voulons garder un rayon et une hauteur (H) inférieure à 10 mm. Ensuite, pour réaliser des essais qui décrivent le matériau dans son ensemble, il est communément admis d'utiliser d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER) capable d'accueillir un millier de grains [24]. Nous modélisons nos grains par des sphères de diamètre égal aux plus grands grains de la microstructure. Nous savons que l'empilement compact de sphères se situe autour de 74,05 % du volume d'après la conjecture de Kepler démontrée en 2017 par Thomas Hales et Samuel P.Ferguson [35]. En utilisant le diamètre moyen des grains de la microstructure, nous constatons qu'un cylindre de hauteur (H) 9 mm et diamètre ( $\phi$ ) 9 mm permet de contenir plus de 1000 grains à l'empilement compact tout en répondant aux exigences de sécurité pyrotechniques.

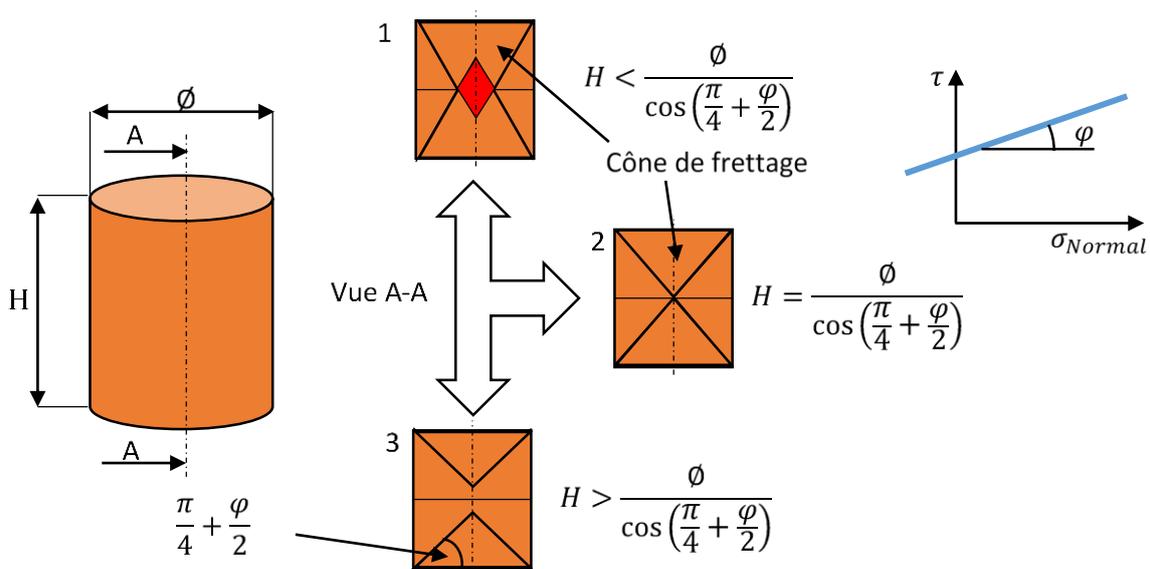


Fig. II-5 : Choix du facteur de forme de l'échantillon. Le ratio  $H/\phi$  (Hauteur / Diamètre) pour les bétons est souvent pris entre 1.5 et 2.

Si l'on fait référence à un mode de rupture du type glissement avec un critère de Coulomb, un élancement minimum est requis. En effet, les frottements sur les plateaux de compression induisent une zone (cône de frettage) où l'état des contraintes n'est pas exactement celui attendu. Pour éviter cet écueil, les plans de glissement doivent aboutir en dehors des cônes. Nous avons illustré ce problème par trois cas représentés dans la Fig. II-5:

- Vue A-A 1 : Le ratio  $H/\varnothing$  est trop faible. Les effets de frettage interagissent au centre de l'échantillon (zone rouge). Nous observons une contrainte de rupture surévaluée. L'échantillon T03 de la Fig. II-6 est dans ce cas.
- Vue A-A 2 : Le ratio  $H/\varnothing$  est juste suffisant.
- Vue A-A 3 : Le ratio  $H/\varnothing$  est suffisant. L'échantillon E06 de la Fig. II-6 est dans ce cas.

La norme NFT 70-314 AFNOR [1] inclut cette possibilité en autorisant des éprouvettes cylindriques dont le ratio  $H/\varnothing$  est compris entre 1 et 3.

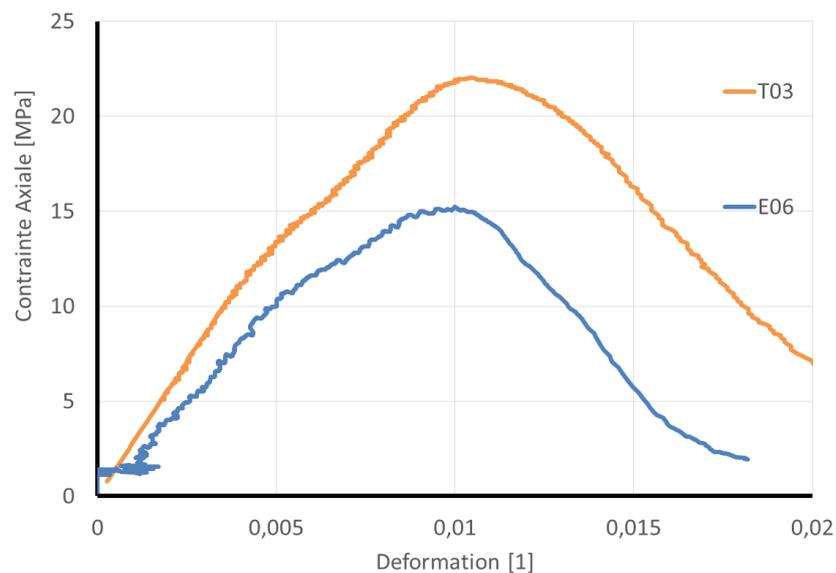


Fig. II-6 : Ces deux courbes montrent le résultat d'un essai de compression uni axial non confiné quasi statique piloté en déplacement pour un même matériau, l'XF-11585. L'échantillon T03 possède un facteur de forme égal à 1. L'échantillon E06 possède un facteur de forme supérieur à 1,5.

## II - 3 Confinement passif

### II - 3.1 Principe de l'essai :

Afin d'étudier le comportement du matériau sous confinement, nous avons choisi d'utiliser une méthode de confinement passif, dont le principe repose sur l'utilisation d'une bague en laiton d'épaisseur connue. Cette méthode a déjà été utilisée dans le cadre de travaux antérieurs [71] et a montré qu'il était possible de dimensionner la bague pour obtenir les niveaux de confinement requis pour l'étude. Cette bague, décrite en Fig. II-7, impose une contrainte radiale que l'on supposera uniforme sur la surface de l'échantillon. L'essai de compression confiné se déroule en deux parties. La première utilise le domaine élastique de la bague pour imposer un chargement proche de l'hydrostatique au matériau. Dans la seconde partie, la bague plastifie, ce

qui introduit un chargement en cisaillement. Il permet d'atteindre la plasticité du matériau. Pour différentes valeurs de pression, nous pourrions alors associer un critère à ces observations. Nous pouvons ensuite approximer cette surface par un cône et déduire la pente de ce cône. Cela nous donnera un critère de Drucker Prager facilement utilisable. Pour être en mesure d'utiliser la réponse de la bague dans ces deux domaines, nous commencerons avec sa description analytique en élastique puis en élastoplastique puis entièrement plastifiée.

Cette description fait le lien entre la déformation mesurée à l'aide de la jauge ( $\epsilon_j$ ) et le couple de contraintes déformations ( $\epsilon_2 ; \sigma_2$ ) imposé au matériau. Elle s'appuie sur le dispositif présenté en Fig. II-7. Nous y trouvons un repère cylindrique ( $O; \vec{u}_r; \vec{u}_\theta; \vec{u}_z$ ) dont l'axe principal ( $O; \vec{u}_z$ ) est colinéaire à l'axe de la bague. L'échantillon est un cylindre de diamètre  $2 R_1$  et de hauteur  $2 h$ . Il est inséré dans une bague en laiton de même hauteur et d'épaisseur comprise entre 0,37 mm et 2,05 mm. Le jeu entre la bague et l'échantillon est comblé à l'aide d'une résine époxy dont nous étudions l'influence dans la partie 59II - 3.5. Dans la suite de ce document, le rayon intérieur de la bague sera appelé  $R_1$  et son rayon extérieur  $R_2$ .

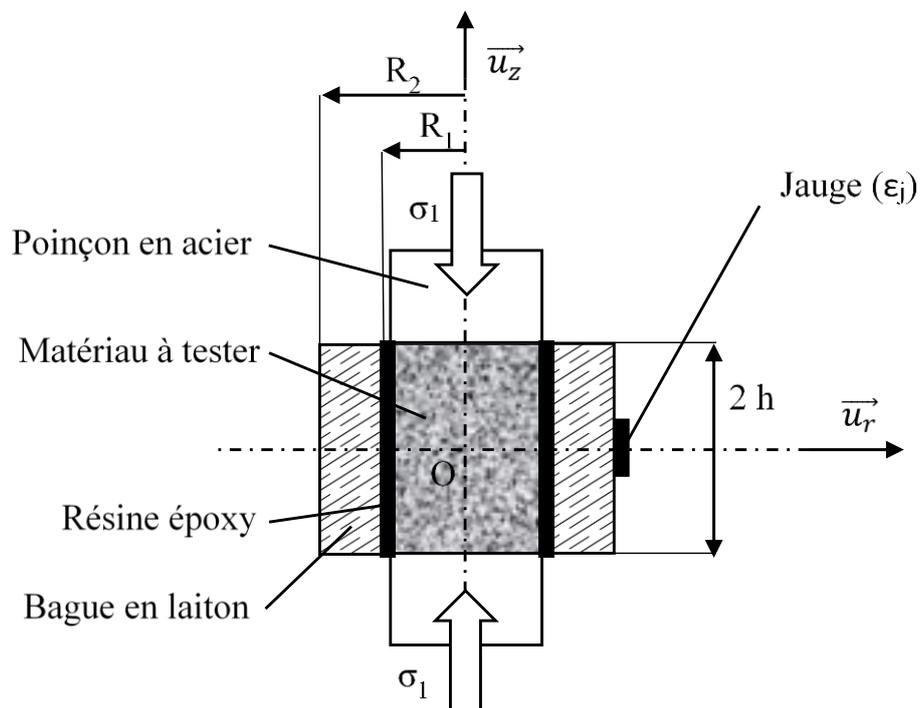


Fig. II-7 : Schéma de la bague.

## II - 3.2 Comportement élastoplastique de la bague :

Dans l'essai de compression confiné, nous mesurons l'extension de la circonférence de la bague ( $\varepsilon_{jauge}$ ). Celle-ci applique un couple de contrainte et déformation au matériau ( $\sigma_2; \varepsilon_2$ ). Pour être en mesure de définir ce couple sur toute la durée de l'essai, nous avons cherché les équations qui décrivent les trois états possibles de la bague. Le détail de cette recherche est reporté en **Annexe 1**. Les formules utilisées pour l'interprétation sont regroupés dans le Tab. II-1. Pour tous les essais, nous utiliserons un laiton dont les caractéristiques mécaniques sont connues avec un module d'Young,  $E_C = 102 \text{ GPa}$ , un coefficient de Poisson  $\nu_l = 0,27$ , et une limite d'élasticité  $\sigma_e = 400 \text{ MPa}$ .

Tab. II-1 : Résumé du comportement élastoplastique de la bague.

Jauge	Grandeurs	Etat de la bague
$\varepsilon_{jauge}$ $< \frac{\sigma_e R_1^2}{E_l R_2^2}$	$\sigma_2 = \left( \frac{R_2^2 - R_1^2}{2R_1^2} \right) E_C \varepsilon_{jauge}$ $\varepsilon_2 = \frac{(1 + \nu_l)R_2^2 + (1 - \nu_l)R_1^2}{2 R_1^2} \varepsilon_{jauge}$ $\varepsilon_2 = - \frac{(1 - \nu_l)R_1^2 + (1 + \nu_l)R_2^2}{E_l (R_2^2 - R_1^2)} \sigma_2$	Elastique
$\frac{\sigma_e R_1^2}{E_l R_2^2}$ $< \varepsilon_{jauge}$ $< \frac{\sigma_e}{E_l}$	$\sigma_2 = \sigma_e \left( \left( \frac{\sigma_e - E_C \varepsilon_{jauge}}{2\sigma_e} \right) + \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{E_C \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \right) \right)$ $\varepsilon_2 = \frac{1}{2E_l \sigma_e R_1^2} \left( (1 - \nu_l) \left( 2 R_1^2 \sigma_e^2 \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \right) - R_1^2 \sigma_e^2 - 2R_2^2 E_l^2 \varepsilon_{jauge}^2 - 2R_1^2 R_2^2 E_l \varepsilon_{jauge} \sigma_e \nu_l \right) - 2R_2^2 E_l \varepsilon_{jauge} \sigma_e \nu_l \right)$ $\sigma_e^2 E_l R_1^2 \left( 2 \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \right) - 1 + \frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e} \right)$ $= \frac{(1 - \nu_l) \left( 2 R_1^2 \sigma_e^2 \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \right) - R_1^2 \sigma_e^2 - 2R_2^2 E_l^2 \varepsilon_{jauge}^2 - 2R_1^2 R_2^2 E_l \varepsilon_{jauge} \sigma_e \nu_l \right) - 2R_2^2 E_l \varepsilon_{jauge} \sigma_e \nu_l}{S_{ctr}}$	Elastique Et Plastique
$\frac{\sigma_e}{E_l}$ $< \varepsilon_{jauge}$	$\sigma_2 = \sigma_e \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right) = P_c$ $\varepsilon_2 = \left( \frac{R_2^2}{R_1^2} - (1 - \nu_l) \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right) \right) \varepsilon_{jauge}$ $\varepsilon_2 = \frac{\sigma_e \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right)}{\left( (1 - \nu_l) \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right) + \frac{R_2^2}{R_1^2} \right) \varepsilon_{jauge}} \sigma_2$	Plastique

Les contributions de ces formules dans le Tab. II-1 sont illustrées dans les figures qui suivent :

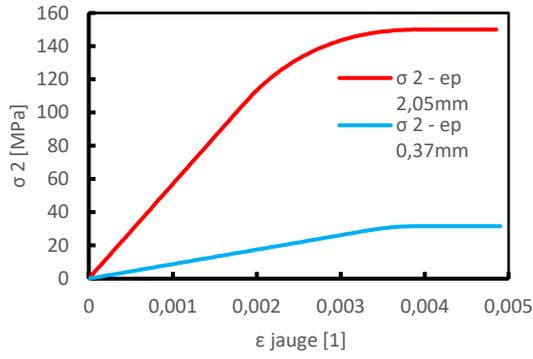


Fig. II-8 : Contrainte radiale imposée par la bague en fonction de la déformation circonférentielle

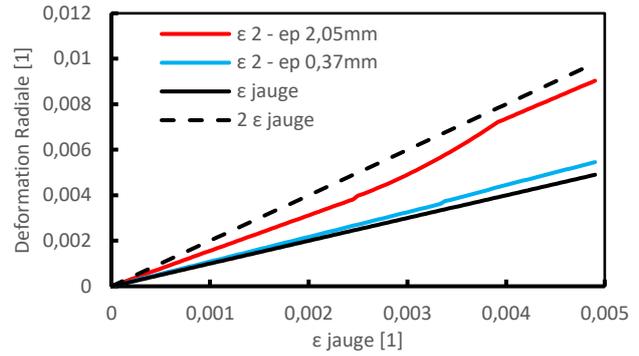


Fig. II-9 : Déformation imposée par la bague à l'échantillon.

Avec les formules du Tab. II-1, nous connaissons la contrainte et la déformation radiale imposée au matériau par la bague. Le moyen d'essai nous donne la contrainte et la déformation axiale. Ainsi nous avons l'état des contraintes et déformations à la périphérie de notre VER.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{bmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_2 \end{bmatrix} \text{ et } \underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{bmatrix} \varepsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_2 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_2 \end{bmatrix} \quad (8)$$

Donc pour ce VER, nous sommes en mesure d'identifier le premier invariant qu'est la pression :

$$P = \frac{\text{tr}(\underline{\underline{\sigma}})}{3} = \frac{\sigma_1 + 2\sigma_2}{3} \quad (9)$$

Et la déformation volumique :

$$\varepsilon_H = \text{tr}(\underline{\underline{\varepsilon}}) = \varepsilon_1 + 2\varepsilon_2 \quad (10)$$

Ces deux grandeurs servent à décrire le comportement sphérique du matériau. De même, nous obtenons le comportement déviatorique avec le formalisme des contraintes et déformation de Von Mises :

$$\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - P\underline{\underline{1}} \text{ et } \underline{\underline{e}} = \underline{\underline{\varepsilon}} - \frac{\varepsilon_H}{3}\underline{\underline{1}} \quad (11)$$

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3s:s}{2}} = \sigma_1 - \sigma_2 \quad (12)$$

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2e:e}{3}} = 2 \frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_2}{3} \quad (13)$$

### II - 3.3 Exploitation d'un essai quasi statique :

Avec le comportement de la bague entièrement décrit, nous sommes en mesure de l'utiliser dans les essais de compression confinée. Les moyens de ces essais sont répartis sur deux sites selon que l'on caractérise le simulant inerte ou le matériau actif. Nous avons tenté d'obtenir un équipement similaire dans chacun des cas, mais quelques différences subsistent. Nous allons les décrire dans le premier paragraphe. Malgré tout, nous avons mis en place une démarche de dépouillement commune à ces deux moyens que nous allons décrire dans le second paragraphe.

### II - 3.4 Les moyens :

Les essais sont développés à l'aide d'une presse MTS de 100kN disponible à l'INSA-CVL (Fig. II-10). Les mesures de déformation et d'effort axial sont enregistrées avec le logiciel de la presse. Les mesures de déformation de la bague sont réalisées en parallèle avec un système d'acquisition Vishay couplé à un pont de Wheatstone en quart et des jauges KYOWA (KFG-5-120-D16-11L1M2S) de facteur 2.08 et de résistance 120 ohms. Les bases de temps de la machine et du système d'acquisition sont indépendantes et sont synchronisées dans un traitement à posteriori. La mesure du système Vishay est limitée à une fréquence d'acquisition de 8 Hz. Pour faciliter le dépouillement, nous imposons cette fréquence d'acquisition à l'interface de la presse. Avec ces deux systèmes de mesure, nous risquons d'introduire une erreur importante. Pour faciliter la synchronisation, nous avons décidé de réaliser des pauses de 30 s dans le pilotage de la machine. Pour un allongement donné, la presse stoppe son avancée pendant 30 secondes. Grâce au caractère visqueux de notre matériau, l'effet de ces pauses est visible sur les deux mesures. Il permet de vérifier si la synchronisation est valide.



Fig. II-10 : Presse MTS utilisée à l'INSA-CVL.



Fig. II-11 : Presse Zwick utilisée à Nexter Munitions.

Après le développement des essais à l'INSA, nous sommes passés sur une presse quasi statique disponible à Nexter Munitions, en environnement pyrotechnique (Fig. II-11). Nous avons constaté que le système d'acquisition de la presse Zwick ne permet pas l'ajout d'une troisième voie de mesure pour un prix raisonnable. Nous avons contourné ce problème en utilisant des capteurs déjà disponibles à Nexter Munitions. Nous les avons enregistrés sur un oscilloscope numérique. Ainsi, nous étions capables de mesurer simultanément le déplacement axial, la force et la déformation de la bague. L'autre avantage de cet oscilloscope numérique était une fréquence d'acquisition élevée (de l'ordre du kHz) qui nous a permis de distinguer certains comportements apparus en moyenne vitesse avec l'XF-11585.

Tab. II-2 : Moyens de compression quasi statiques utilisés.

Lieu	INSA-CVL	Nexter Munitions
Fabricant	MTS	Zwick
Fréquence d'acquisition	8 [Hz]	1 [kHz]
Sensibilité Force Axiale	1 [N]	20 [N]
Sensibilité Déplacement Axial	0,001 [mm]	0,002 [mm]
Sensibilité Déformation Bague	1 E-6 [1]	1 E-3 [1]
Mesure synchronisée Presse / bague	Non	Oui
Environnement Pyrotechnique	Non	Oui
Remarque	Ajout de relaxation (30s) pour vérifier la synchronisation	Manipulation par technicien habilité.

### II- 3.4.1 La méthode en quasi statique :

Le montage expérimental repose sur l'acquisition des grandeurs suivantes, le déplacement de la presse, la force de la presse et la déformation de la bague. Cependant, l'analyse des mesures de la force de la presse et du déplacement de la presse, demande quelques corrections liées à ce moyen afin de déterminer correctement les grandeurs appliquées à l'échantillon :

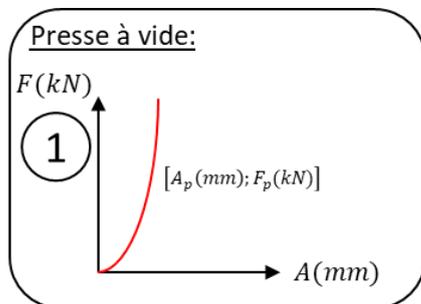


Fig. II-12 : Caractéristique mécanique de la presse à vide

La première mesure à effectuer est celle qui caractérise la réponse mécanique du montage utilisé (Fig. II-12). Elle permet ensuite de retirer l'influence des différents dispositifs d'adaptation ajoutés sur la presse. Dans notre cas, la presse MTS à l'INSA s'est vue ajouter deux interfaces de compression qui diminuent la raideur. La Zwick à Nexter Munitions utilisait des capteurs de déplacement et de force additionnels dont l'emplacement modifiait la raideur mesurée.

Ensuite, nous pouvons lancer l'essai. Le système d'acquisition de la presse permet de réaliser une mesure de l'allongement et de la force. Le signal est représenté en Fig. II-13. Les presses utilisées sont électriques elles actionnent un système vis écrou qui possèdent des jeux ou des non linéarités. Donc, Nous constatons que la mesure présente plusieurs

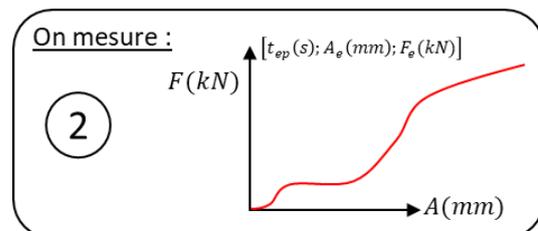


Fig. II-13 : Allongement et force mesurés selon l'axe de la presse.

« anomalies », liées au moyen que nous allons décrire pour corriger dans les étapes qui viennent.

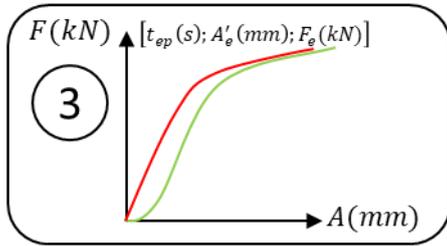


Fig. II-14 : Suppression du pied de courbe

On s'intéresse maintenant à la raideur de la presse. Pour cela nous utilisons la courbe obtenue à l'étape 1. Pour chaque force mesurée ( $F_e$ ) nous trouvons la valeur correspondante dans la caractéristique de la presse ( $F_p$ ). Nous regardons ensuite l'allongement ( $A_p$ ) associé à cette valeur pour le retirer de l'allongement  $A_e$ . Nous obtenons ainsi  $A'_e = A_e - A_p$ . (Fig. II-15)

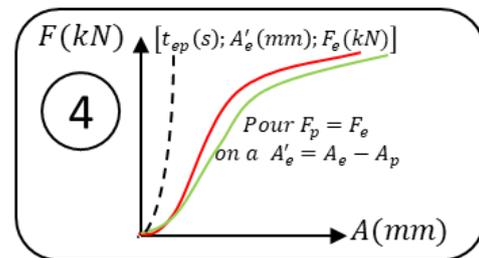


Fig. II-15 : Retrait de la raideur de la presse à partir de sa caractéristique.

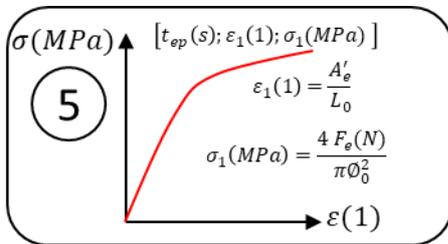


Fig. II-16 : Passage en déformation - contrainte.

Enfin, les mesures peuvent être traduites en contraintes et déformations. Nous utilisons la longueur  $L_0$  et le diamètre de son interface avec la presse  $\phi_0$ , mesurés avant l'essai. Nous calculons  $\epsilon_1(1) = \frac{A'_e}{L_0}$  et  $\sigma_1(MPa) = \frac{4 F_e(N)}{\pi \phi_0^2}$ .

L'ensemble du processus de dépouillement est décrit en Fig. II-17. Nous commençons avec les données issues des capteurs de l'essai :  $t_{ep}(s); A_e(mm); F_e(kN); t_{ej}(s); \epsilon_j(1)$ . La longueur de l'échantillon et les diamètres extérieurs et intérieurs de la bague sont mesurés. Puis nous appliquons les corrections nécessaires à la presse. Ensuite, nous appliquons à la bague les équations développées dans l'**Annexe 1** pour en déduire  $\epsilon_2$  et  $\sigma_2$ . A ce stade, Nous avons  $t_e(s); \epsilon_1(1); \sigma_1(MPa); \epsilon_2(1); \sigma_2(MPa)$ . Enfin, le jeu de données, est projeté selon les deux premiers invariants que sont la pression et la contrainte de Von Mises.

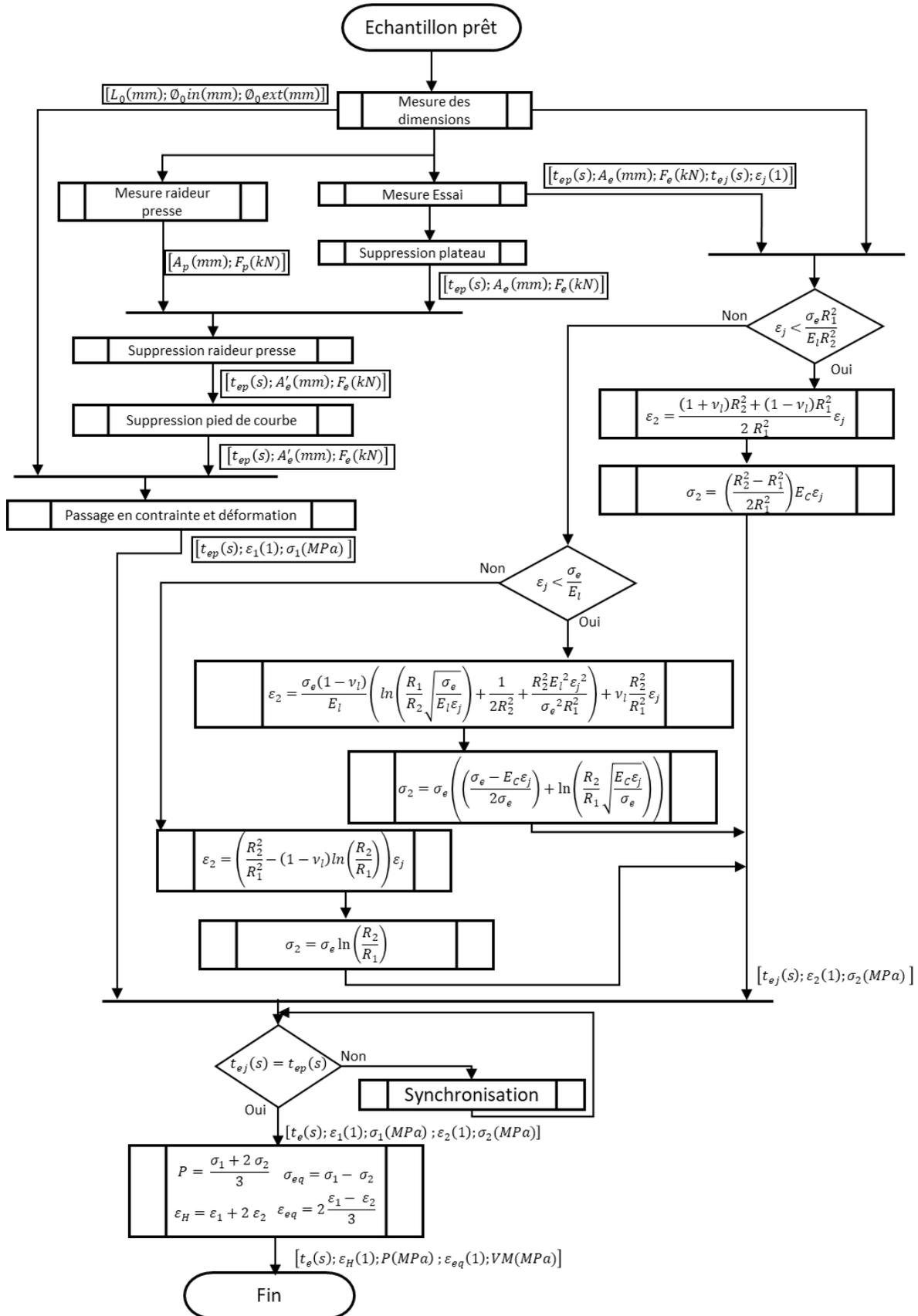


Fig. II-17 : Processus de dépouillement d'un essai quasi statique.

---

## II - 3.5 L'assemblage bague / échantillon :

### II- 3.5.1 Introduction :

Dans la partie précédente, nous avons mis en place les modèles nécessaires à un dispositif de compression confinée doté d'une interface bague/échantillon non frottante. Dans cette partie, nous allons revenir sur les différentes configurations investiguées. Puis nous allons évaluer la contribution de la solution choisie à l'essai. Et enfin, en déduire l'impact sur nos interprétations.

### II- 3.5.2 Problématique de l'interface bague/matériau et solutions techniques :

Au contact entre la bague et le matériau, il est important de conserver un jeu très faible voir nul. Dans le cas contraire, nous risquons une rupture du matériau avant que le confinement entre en action. Pour cela, plusieurs possibilités existent dans la littérature :

Frettage : Un bon moyen d'éviter le jeu est d'utiliser un frettage. Il s'agit de refroidir le matériau à confiner et chauffer la bague pour profiter de leurs contractions et dilatations respectives et les assembler sans efforts. Nous pouvons noter que Wiegand et Pinto ont utilisé cette méthode pour la compression confinée de le TNT en 1983 [56]. Leur processus est similaire, mais ils tirent parti d'une enceinte contrôlée en température qui leur permet de dilater le TNT pour l'amener en confinement. Pour limiter le risque d'endommager le matériau, nous privilégions un montage manuel qui ne nécessite pas de forcer pour assembler la bague avec l'échantillon. Avec cette méthode, l'interface entre la bague et le matériau est exempte de toute matière additionnelle de type fluide ou résine. Cela permet de limiter les tests de compatibilité avec l'XF-11585. Mais, pour nos essais, nous devons respecter quelques conditions. La bague doit rester élastique après frettage et le matériau doit percevoir une faible contrainte de serrage (que l'on se fixe inférieur à 1 MPa). De plus, nous souhaitons éviter la fonte des deux matériaux (Simulant inerte et XF-11585) dans la bague. Pour cela, la bague doit rester en dessous de 80 °C. Nous prenons 75 ° C. Enfin, cette méthode dépend de la qualité de l'usinage pour les bagues métalliques et les matériaux confinés.

Nous commençons par les contraintes appliquées au frettage de nos deux matériaux. Avec une bague usinée à 23 °C, nous aurons un différentiel de 52 °C pour sa dilatation. Le coefficient de dilatation du laiton ( $\text{CuZn}_{39}\text{Pb}_2$ ) est de  $\alpha_l = 0,021 \cdot 10^{-6} [1/^\circ\text{C}]$ . Or dans la bague,

Nous avons vu en **Eq.149** :  $\varepsilon_\theta = \varepsilon_r = \varepsilon_d$ . Cela nous permet d'écrire  $\varepsilon_r(R_1) = \alpha_l \Delta T = \varepsilon_2^{th}$ . Nous fixons le rayon intérieur de la bague à  $R_{1-bg} = 4,5 \text{ mm}$ . Nous avons donc un rayon dilaté de  $R_{1-bg}' = 4,5000049 \text{ mm}$ . Un calcul similaire est effectué avec l'XF-11585 dont le coefficient de dilatation a été mesuré (inerte à déterminer). Mais cette fois nous passons de 23 °C à -40 °C soit un différentiel de -63 °C. Cela nous permet d'obtenir le rayon du cylindre d'XF-11585, à 23 °C :  $R_{1XF-11585} = \frac{R_{1-bg}'}{1 + \varepsilon_{XF-11585}^{th}} = 4,515 \text{ mm}$ . Nous en déduisons la contrainte retournée par le matériau après s'être stabilisé à température ambiante :  $\sigma_r = \frac{E_m \varepsilon_r}{1 + \nu_m} = 4,8 \text{ MPa}$ . Cette contrainte n'est pas excessive, le matériau est en mesure de la supporter. Cependant un MPa suffit donc il n'est pas nécessaire d'utiliser toute la portée en température du matériau confiné pour réaliser cet ajustement.

On s'intéresse maintenant à la faisabilité de cet assemblage. Dans ce cas, le facteur limitant va être la précision d'usinage du matériau à confiner. Par rapport à un métal ce matériau respire et se dilate pendant l'usinage ce qui rend le contrôle dimensionnel difficile. Le retour des usiniers nous donne une précision au 10<sup>e</sup> à 100 % et une précision au 100<sup>e</sup> avec de nombreux rebuts. Afin d'utiliser au mieux ces précisions tout en gardant un assemblage manuel, nous regardons les différents ajustements. Ces caractéristiques définissent les jeux que l'on souhaite atteindre pour l'assemblage. Dans ce cas, deux paramètres entrent en compte :

- La capacité à rattraper le jeu à l'aide du frettage. Celle-ci s'illustre avec le jeu maximal qui ne doit pas dépasser les 15  $\mu\text{m}$  (⊗) que l'on a trouvé sur l'XF-11585.
- La capacité à produire cette cote pendant l'usinage. Ici, nous regardons la tolérance d'usinage de l'échantillon représenté par la minuscule dans le Tab. II-3. Une tolérance au 10<sup>e</sup> serait idéale (✓), mais nous pouvons descendre au 100<sup>e</sup> (⚠) en dessous pas de possibilité d'assemblage (⊗).

Dans le Tab. II-3, nous avons regroupé les ajustements qui nous semblent intéressants pour l'échantillon de diamètre 9mm (II - 2.1).

Tab. II-3 : Différents ajustent d'usinage.

Ajustement	Bague Echantillon	Jeu ( $\mu\text{m}$ )		Jeu Max	Jeu Min	Jeu rattrapé	Tolérance usinage ( $\mu\text{m}$ )
		+	-				
9 H7/g6	H	15	0	32	6		11 
	g	-6	-17				
9 H6/g5	H	9	0	23	6		8 
	g	-6	-14				
9 H10/h9	H	58	0	94	0		36 
	h	0	-36				
9 H7/h6	H	15	0	24	0		9 
	h	0	-9				
9 H6/h6	H	9	0	15	0		6 
	h	0	-6				

Nous constatons l'absence de solution valide parmi les ajustements sélectionnés. En l'état actuel de la connaissance de l'XF-11585, la précision d'usinage n'est pas suffisante pour utiliser le Frettage.

**Lubrification** : Nous avons observé l'utilisation de graisse de pétrole fine aux barres de Hopkinson avec Youcai Xiao. Il effectue un confinement passif du PBX1314 sous sollicitation dynamique à l'aide d'une bague en aluminium [77]. Dans cette méthode, de la graisse de pétrole fine est appliquée sur chaque interface avec les barres de Hopkinson et à l'intérieur de la bague. Nous n'avons pas de retours sur le risque de fuite de graisse pendant l'essai et le risque d'emprisonner des bulles d'air avec la graisse.

**Coulé in situ** : A l'image de la méthode de mise en œuvre de notre explosif au sein des munitions, nous pouvons également penser au processus de coulée in situ pour résoudre le problème d'assemblage intime entre la bague et l'échantillon. La méthode de mise en œuvre est la suivante : le matériau à tester est porté à température de fusion. Après agitation et dégazage, il est versé dans la bague qui est accompagnée d'une rehausse de coulé. Ce procédé pose cependant plusieurs problèmes dans notre configuration. Nous avons constaté des déformations subies par les bagues fines de laiton (0,35 mm d'épaisseur) suite aux dilatations et contractions. De plus, pour chaque épaisseur de bague nous devons adapter l'évolution de la température, cela implique des montages plus complexes. Ensuite, les phénomènes de ségrégation aux interfaces qui peuvent être négligés sur un volume aussi large qu'une munition deviennent importants avec les échantillons. Enfin, des jeux importants se forment entre le matériau et la bague à cause de leurs différences de coefficient de dilatation. Sur ce dernier point, Nous avons constaté des

échantillons sortis de leur bague par la gravité. Pour terminer, nous devons utiliser tous ces procédés autant sur le simulant inerte que sur l'XF-11585. Or l'XF-11585 possède déjà un procédé de mise en forme par usinage. Pour toutes ces raisons, nous avons décidé de passer à une autre méthode.

**Résine** : La méthode est couramment utilisée pour les essais confinés passifs [26] [43]. Tout d'abord, nous avons vérifié la compatibilité chimique de la résine avec l'XF-11585. Puis, pour la mettre en œuvre, nous nous sommes inspirés du processus mis en avant dans la thèse de Nicolas Burlion. Il y décrit l'assemblage entre un échantillon de béton et une bague de confinement [16]. Nous notons plusieurs points positifs, le matériau de comblement suffit à rattraper les jeux qui nous ont interdits le frettage et le coulé fondu. Nous prélevons l'échantillon dans une coulée plus volumineuse ce qui réduit le risque d'avoir des fissures de retrait. De plus, ce processus est compatible avec une commande déportée. C'est une sécurité supplémentaire intéressante pour la manipulation de matériau énergétique. Grâce au matériau de comblement, nous pouvons même se permettre d'augmenter le jeu pour augmenter la sécurité pyrotechnique.

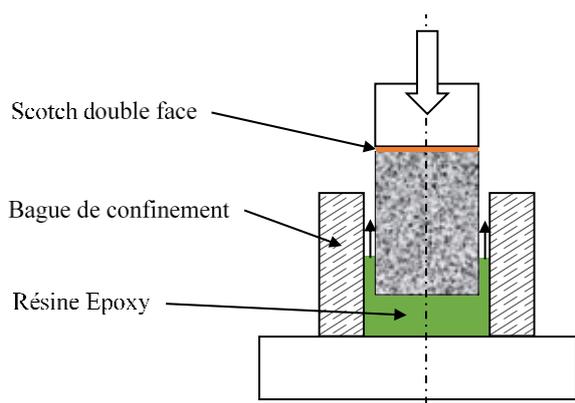


Fig. II-18 : Schéma de l'assemblage matériau - bague

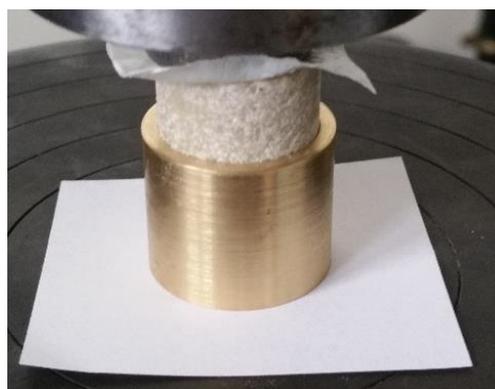


Fig. II-19 : Photo de la procédure pour le matériau inerte. La feuille blanche sert à éviter l'adhésion de la résine sur le plateau de la presse.

L'échantillon et sa bague sont posés sur un papier dans la presse. Au sommet de l'échantillon, nous plaçons un morceau de ruban adhésif double-face. L'échantillon doit être plus long que la bague pour permettre des ajustements après assemblage. La bague est maintenue en position. La presse descend jusqu'à observer 1 MPa puis elle remonte avec l'échantillon (Fig. II-18). Nous plaçons la résine époxy dans la bague. Nous en mettons une fine couche sur l'échantillon pour aller combler les aspérités laissées par l'usinage (inutile si l'on a moulé l'échantillon). La presse est à nouveau descendue, l'échantillon vient pousser la résine époxy qui remonte en suivant l'espace laissé par le jeu (Fig. II-19). Un bourrelet de résine se forme au sommet de la bague. Nous arrêtons la presse quand elle perçoit 1 MPa. Une pause de 5 min

permet à la résine de gagner en viscosité ce qui facilite le retrait du ruban adhésif double-face. Enfin, l'ensemble échantillon + bague est mis au séchage pour 24 h, le temps de réticuler la résine.

Sur cette méthode, Nous avons décidé de ne pas utiliser le téflon sur la surface intérieure de la bague, car cela aurait nécessité des essais de compatibilité supplémentaires avec l'XF-11585. Pour cette raison, nous apportons une attention particulière au frottement.

### II- 3.5.3 Le frottement : Modèle analytique.

Pour la compression confinée, nous avons choisi d'utiliser une résine époxy et de ne pas inclure le téflon. Ces deux choix renforcent la contribution du frottement dans cet essai. De plus, dans les calculs précédents, nous avons choisi de négliger l'interface entre le matériau et la bague. Ici, nous voulons savoir si cette hypothèse a un impact sur les résultats obtenus. Pour cela, nous avons attaqué le problème sur trois fronts. Un premier consiste à modéliser analytiquement le frottement, cela permettra d'intégrer différentes interfaces. Un second décrit le matériau confiné dans une bague en utilisant la modélisation numérique qui permet de valider la modélisation analytique. Un troisième décrit la contribution du frottement avec quelques essais expérimentaux qui fournissent des mesures pour l'interprétation analytique.

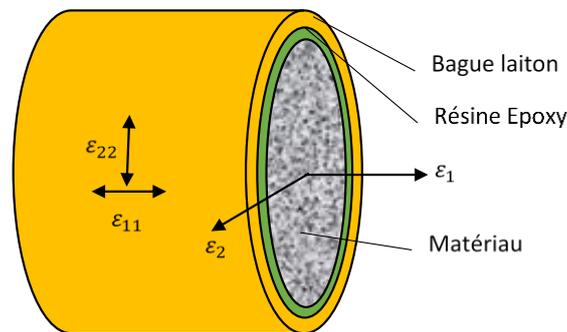


Fig. II-20 : Variables prises en compte pour l'étude du frottement.  $\epsilon_1$  et  $\epsilon_2$  sont définis dans le repère cylindrique de même axe que la bague.  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  sont définis sur la surface extérieure de la bague. Ils sont mesurés par une jauge de déformation de type biaxiale

Pour cette étude, Nous commençons par regarder le comportement de la bague. Pour cela, nous nous plaçons dans le plan tangent à la surface de la bague (Fig. II-20). Nous utilisons les déformations mesurées  $\epsilon_{11}$  et  $\epsilon_{22}$  pour remonter aux contraintes dans le laiton. Ensuite, nous nous plaçons à la surface extérieure de la bague cela signifie que la contrainte normale à la surface de la bague est nulle  $\sigma_{33} = 0$ , qui se traduit dans la loi de Hooke par :

$$\epsilon_{33} = \frac{-\nu_l}{1 - \nu_l} (\epsilon_{11} + \epsilon_{22}) \quad (14)$$

L'Eq.14 nous permet de simplifier la loi de Hooke. Elle nous donne le comportement purement élastique à la surface de la bague :

$$\begin{cases} \sigma_{11}^{el} = \frac{E_l}{1 - \nu_l^2} (\varepsilon_{11} + \nu_l \varepsilon_{22}) \\ \sigma_{22}^{el} = \frac{E_l}{1 - \nu_l^2} (\varepsilon_{22} + \nu_l \varepsilon_{11}) \end{cases} \quad (15)$$

L'Eq.15 nous permet de décrire le comportement élastique à la surface de la bague. Or, nous utilisons aussi le comportement plastique de la bague. Afin de l'inclure dans notre étude, nous gardons l'hypothèse contrainte plane que nous appliquons le critère de Tresca :

$$f(\underline{\underline{\sigma}}) \rightarrow |\sigma_{11} - \sigma_{22}| - \sigma_y = 0 \quad (16)$$

Grâce au multiplicateur plastique,  $\underline{\underline{\varepsilon}}_p = \lambda \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}}$ , nous sommes en mesure d'obtenir une légère simplification :

$$\frac{\partial f}{\partial \sigma_{11}} = 1 \quad \Bigg| \quad \frac{\partial f}{\partial \sigma_{22}} = -1 \quad \Bigg| \quad \frac{\partial f}{\partial \sigma_{33}} = 0 \Rightarrow \varepsilon_{33}^p = 0 \quad (17)$$

Comme l'écoulement plastique se fait à volume constant cela implique  $tr\left(\underline{\underline{\varepsilon}}_p\right) = 0$ , donc l'équation précédente donne :

$$\varepsilon_{11}^p + \varepsilon_{22}^p = 0 \quad (18)$$

Ces deux déformations s'additionnent à la déformation élastique pour donner la déformation totale :

$$\begin{cases} \varepsilon_{11} = \varepsilon_{11}^e + \varepsilon_{11}^p \\ \varepsilon_{22} = \varepsilon_{22}^e + \varepsilon_{22}^p \end{cases} \quad (19)$$

Or la déformation élastique nous permet d'utiliser la loi de Hooke :

$$\begin{cases} \sigma_{11} = \frac{E_l}{(1 - \nu_l^2)} (\varepsilon_{11}^e + \nu_l \varepsilon_{22}^e) \\ \sigma_{22} = \frac{E_l}{(1 - \nu_l^2)} (\varepsilon_{22}^e + \nu_l \varepsilon_{11}^e) \end{cases} \quad (20)$$

Qui se traduit en

$$\begin{cases} \varepsilon_{22}^e = \frac{\sigma_{22} - \nu_l \sigma_{11}}{E_l} \\ \varepsilon_{11}^e = \frac{\sigma_{11} - \nu_l \sigma_{22}}{E_l} \end{cases} \quad (21)$$

Ainsi,

$$\varepsilon_{11}^e + \varepsilon_{22}^e = \frac{1 - \nu_l}{E_l} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (22)$$

En utilisant le critère de Tresca **Eq.16** nous obtenons :

$$\begin{cases} \sigma_{11} = \frac{E_l}{2(1 - \nu_l)} (\varepsilon_{11}^e + \varepsilon_{22}^e) + \frac{\sigma_y}{2} \\ \sigma_{22} = \frac{E_l}{2(1 - \nu_l)} (\varepsilon_{11}^e + \varepsilon_{22}^e) - \frac{\sigma_y}{2} \end{cases} \quad (23)$$

Or avec **Eq.18** Nous avons :

$$\varepsilon_{11}^e + \varepsilon_{22}^e = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} \quad (24)$$

Donc le comportement élastoplastique en surface du matériau s'écrit :

$$\begin{cases} \sigma_{11}^{pl} = \frac{E_l}{2(1 - \nu_l)} (\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22}) + \frac{\sigma_y}{2} \\ \sigma_{22}^{pl} = \frac{E_l}{2(1 - \nu_l)} (\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22}) - \frac{\sigma_y}{2} \end{cases} \quad (25)$$

Maintenant, nous connaissons l'état des contraintes en surface de la bague. Nous utilisons les calculs de la partie 0 pour savoir comment il se propage au travers de la bague jusqu'au matériau. Nous utilisons les équations **Eq.15** et **Eq.25** pour lier l'état de la bague à la mesure issue de la jauge bi axiale. Tout d'abord pour les contraintes radiales, nous distinguons trois étapes :

- La bague est entièrement élastique :

$$\sigma_2 = \frac{R_2^2 - R_1^2}{2R_1^2} \sigma_{22}^{el} \quad (26)$$

- La bague est partiellement plastifiée :

$$\sigma_2 = \sigma_e \left( \left( \frac{\sigma_e - \sigma_{22}^{el}}{2\sigma_e} \right) + \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{\sigma_{22}^{el}}{\sigma_e}} \right) \right) \quad (27)$$

- La bague est entièrement plastifiée :

$$\sigma_2 = \sigma_e \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right) \quad (28)$$

Ensuite pour les contraintes axiales, la contribution que nous aimerions isoler est liée au frottement entre la bague et le matériau. Dans ce cas, une partie de l'effort est transmis à la presse et connaissant le comportement de la bague nous pouvons remonter à la contrainte axiale qu'elle communique au matériau. Comme nous nous intéressons au plan à mi-hauteur de l'échantillon, nous retirons la contribution de la moitié de la bague. Cela donne :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_1 = \frac{F_{presse}}{\pi R_1^2} - \sigma_{11}^{el} \frac{R_2^2 - R_1^2}{2R_1^2} \quad \text{si Tresca} < 0 \\ \sigma_1 = \frac{F_{presse}}{\pi R_1^2} - \sigma_{11}^{pl} \frac{R_2^2 - R_1^2}{2R_1^2} \quad \text{si Tresca atteint} \end{array} \right. \quad (29)$$

Avec ces quatre équations, nous sommes en mesure de décrire l'état des contraintes à l'interface entre la bague et le matériau à partir des données enregistrées par une jauge de déformation bi axiale.

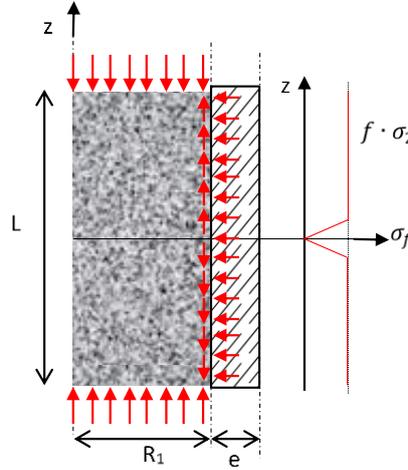


Fig. II-21 : Illustration du frottement entre la bague et le matériau.

Connaissant l'état des contraintes à l'interface nous voulons remonter au frottement à partir des mesures de jauge. Pour cela, nous choisissons un modèle de frottement de type Coulomb :  $\sigma_f = f\sigma_2$ . Avec  $\sigma_f$ , la contrainte de frottement et  $f$  le coefficient de frottement (Fig. II-21). Nous en déduisons la force de frottement qui s'applique à la hauteur de la jauge c'est-à-dire à mi-hauteur de l'échantillon. Pour cette force, l'adhésion avant le glissement est négligée :

$$F_f = \int_{-\frac{L}{2}}^{\frac{L}{2}} \int_0^{2\pi} \sigma_f ds = 2\pi R_1 L f \sigma_2 \quad (30)$$

Transmit à la bague, nous supposons uniforme la contrainte axiale  $\sigma_{11}$  dans l'épaisseur de la bague :

$$\sigma_{11} = \frac{-F}{\pi(R_2^2 - R_1^2)} = -\frac{2R_1 L f \sigma_2}{(R_2^2 - R_1^2)} \quad (31)$$

On s'intéresse à la bague élastique donc l'expression précédente devient  $\sigma_{11}^{el} = \frac{L f}{2R_1} \sigma_{22}^{el}$ , ce qui donne :

$$f = -\frac{4R_1}{L} \frac{\sigma_{11}^{el}}{\sigma_{22}^{el}} = -\frac{4R_1}{L} \frac{(\varepsilon_{11} + \nu_l \varepsilon_{22})}{(\varepsilon_{22} + \nu_l \varepsilon_{11})} \quad (32)$$

Du point de vue analytique, nous sommes maintenant capables dans le cadre des hypothèses considérées pour le modèle de frottement, d'évaluer un coefficient de frottement moyen pour l'ensemble bague-échantillon grâce aux mesures de la jauge bi axial. Pour valider cet outil, nous utilisons une modélisation numérique.

### II- 3.5.4 Le frottement : Modèle numérique.

Pour valider le résultat précédent, nous mettons en place une modélisation axisymétrique où l'échantillon est restreint au domaine élastique. L'objectif est de valider l'Eq.32 à l'aide d'une simulation d'essais de compression confinée. Nous avons modélisé le frottement sur la bague par une loi de Coulomb. Avant chaque modélisation, nous donnons une valeur à ce frottement. Puis nous utilisons les résultats de la simulation comme nous le ferions avec un essai réel, interprétés à l'aide de l'Eq.32 pour retrouver la valeur du frottement. Nous nous servons du solveur implicite fourni par LS DYNA. Nous l'utilisons avec un pas de temps adaptatif. Cela contraint le choix des éléments de type Shell à la formulation 15 dit « Volume Weighted ». L'axe de rotation est l'axe  $\vec{Oy}$  du modèle numérique. Nous illustrons la géométrie du modèle sur la Fig. II-21. Nous y trouvons deux matériaux. Le premier constitue l'échantillon. Nous choisissons un modèle élastique (MAT01) pour le représenter. Il utilise les caractéristiques déjà obtenues avec l'XF-11585 :  $E_m = 2000$  MPa,  $\rho_m = 1720$  kg/m<sup>3</sup>,  $\nu_m = 0,39$ . Nous utilisons le second matériau pour la bague en laiton. Nous prenons un modèle (MAT18) qui retourne un comportement élastoplastique basé sur une loi puissance, nourrie par les caractérisations menées sur le laiton [71]. Ses constantes sont :  $E_l = 102$  GPa,  $\rho_l = 8800$  kg/m<sup>3</sup>,  $\nu_l = 0,37$ ,  $K = 1200$  MPa,  $n = 0,52$  et  $\sigma_c = 400$  MPa. Le contact entre la bague et le matériau est « 2D automatic node to surface ». Plusieurs modèles sont réalisés pour faire varier  $f_s$ , le coefficient de frottement statique, entre 0 et 0,3.

Nous constatons que cette méthode retrouve le coefficient de frottement (Fig. II-23). Mais le résultat devra être pris avec précaution, car l'hypothèse frottement de Coulomb est forte surtout lorsque l'on utilise une résine époxy.

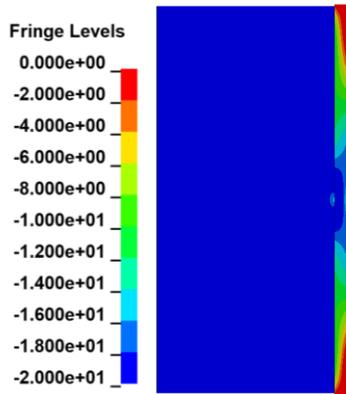


Fig. II-22 : Simulation de la contrainte axiale dans la bague. Le rectangle bleu est l'échantillon sur lequel nous avons mis un comportement élastique pur.

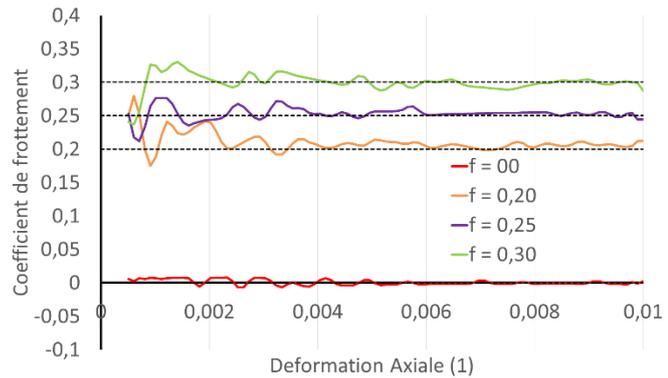


Fig. II-23 : Coefficient de frottement mesuré à l'aide de l'Eq.32 sur les modèles numériques. En pointillé noir nous avons la valeur entrée dans les paramètres du contact.

La modélisation numérique nous permet également de constater l'influence du frottement sur le matériau testé. La contrainte transmise par l'interface de la bague vient soulager une partie de l'effort axial transmis par la presse (Fig. II-24). Cela peut conduire à une surévaluation de la contrainte axiale. Et donc, à une mauvaise interprétation des contraintes de cisaillement et de pression. Dans le paragraphe suivant nous abordons ce phénomène du point de vue expérimental.

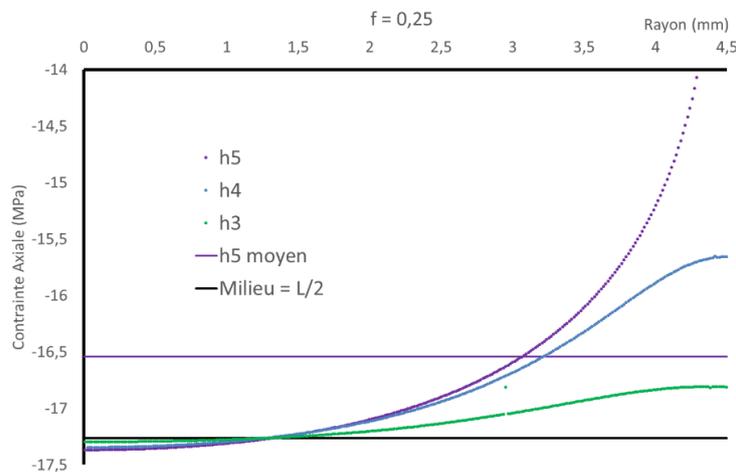


Fig. II-24 : Evolution de la contrainte axiale dans l'échantillon pour plusieurs hauteurs.

### II- 3.5.5 Le frottement : Retour expérimental.

Dans les paragraphes précédents, nous avons développé une expression analytique que nous avons validée par la mise en place d'une simulation numérique. Dans le paragraphe qui suit, nous allons mettre cette interprétation à l'épreuve de résultats expérimentaux constatés. Nous nous attendons à observer l'influence du coefficient de frottement sur le comportement élastique puis au début de la perte de cohésion. Cette conjecture repose sur le mode de rupture attendu pour nos matériaux. Effectivement, avec la propagation des plans de rupture en cisaillement la périphérie du matériau se trouve isolée de l'ensemble. Le glissement ne s'opère plus à l'interface entre la bague et le matériau, mais à l'intérieur du matériau.

Pour cette manipulation, nous utilisons des bagues en laiton d'épaisseur 1mm, de rayon intérieur 4,5 mm et équipées de rosettes de 5,33 mm x 5,84 mm (C2A-13-062LT-120). Cette rosette fournit les déformations  $\varepsilon_{11}$  et  $\varepsilon_{22}$ . Des échantillons de simulant inerte de hauteur 9 mm et rayon 4,5 mm sont maintenus dans les bagues par de la résine. Nous utilisons la méthode adaptée du protocole de Burlion (II- 3.5.1II- 3.5.2) [16].

La Fig. II-25 décrit le processus de correction du frottement. Après un dépouillement tel que celui exposé en Fig. II-17, nous appliquons la correction en s'appuyant sur les mesures de la jauge bi axiale. Nous utilisons les équations **Eq.15** et **Eq.25** couplées au critère de Tresca pour décrire l'état des contraintes en surface de la bague. Nous obtenons  $\sigma_{11}$ . Nous corrigeons la contrainte axiale à l'aide de l'équation **Eq.29**. Puis, nous utilisons les équations **Eq.26**, **Eq.27** et **Eq.28** pour corriger la contrainte radiale. L'impact de la correction sur  $\varepsilon_2$  est faible, nous choisissons de la négliger.

Ce processus est ensuite appliqué aux essais de compressions confinées que nous avons mis en place pour étudier le frottement. Sur les Fig. II-26 et Fig. II-27, Nous constatons que, comme attendu, la correction s'applique principalement sur la contrainte axiale. Celle-ci semble faible au début, maximale au milieu pour redevenir faible en fin de compression. Nous nous attendions à une contribution plus importante en début de compression. Sur la Fig. II-28, nous traduisons les contraintes axiales et radiales en pression et cisaillement. Nous constatons le faible impact de la correction sur la pression qui agit davantage sur le cisaillement (3 à 4 MPa). Sur le comportement en cisaillement, la correction semble gommer une bosse. Nous regroupons les comportements en pression et en cisaillement dans le chemin de chargement en Fig. II-29.

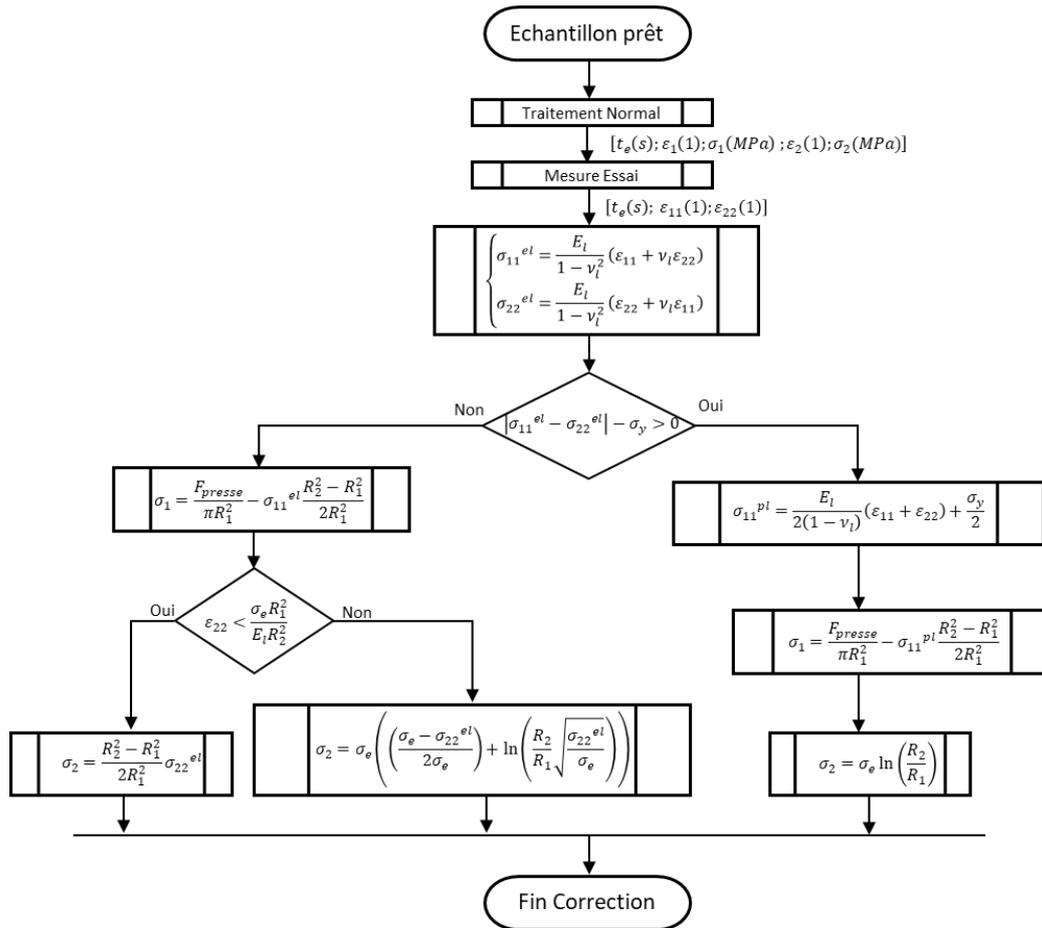


Fig. II-25 : Application de la correction liée au frottement.

Sur les dix essais de frottement menés, nous avons testé différentes configurations avec des bagues de 0,37 et 1 mm d'épaisseur. Le collage sur une surface courbe et la soudure ont présenté quelques difficultés formatrices pour l'expérimentateur. Sur l'ensemble des essais, Nous constatons une action du frottement similaire. L'essai 10, présenté ci-dessous, illustre ces différents points. Comme mentionné ci-dessus, le frottement a un impact limité sur les propriétés élastiques du matériau. Sa contribution principale se trouve sur la résistance au cisaillement pendant la perte de cohésion. Nous observons alors 2 à 8 MPa de décalage. Ensuite, l'endommagement réduit l'influence du frottement ce qui rend le glissement indépendant du frottement.

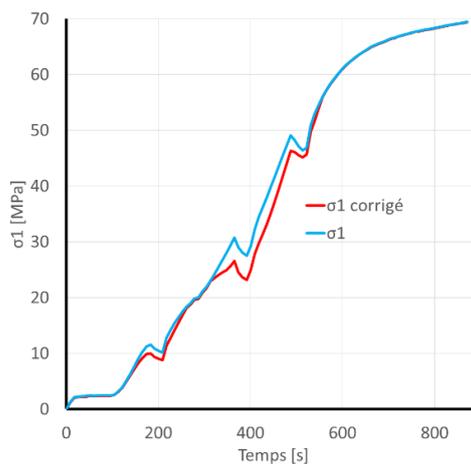


Fig. II-26 : Influence de la correction sur la contrainte Axiale de l'essai frottement 10. La courbe rouge est la version corrigée de la courbe bleue.

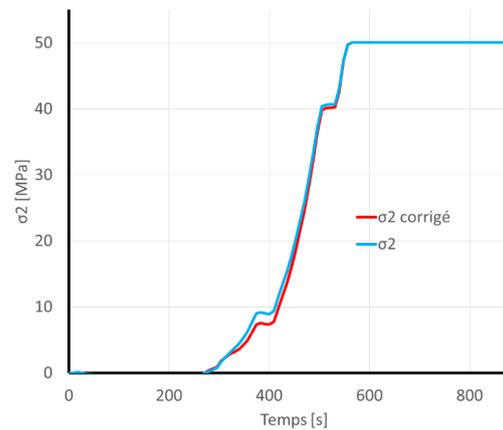


Fig. II-27 : Influence de la correction sur la contrainte Radiale de l'essai frottement 10. La courbe rouge est la version corrigée de la courbe bleue. nous observons une correction réduite par rapport à la contrainte axiale.

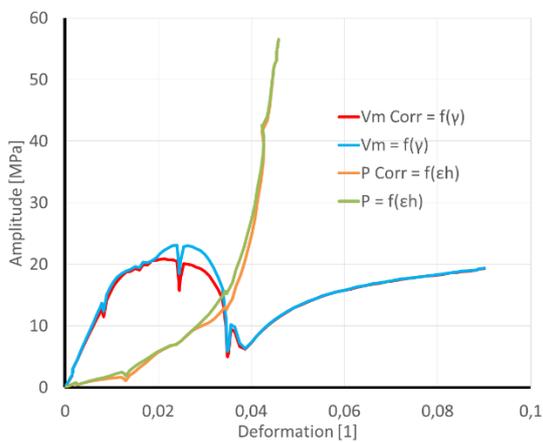


Fig. II-28 : Influence de la correction sur les comportements en pression et en cisaillement. Pour l'essai frottement 10.

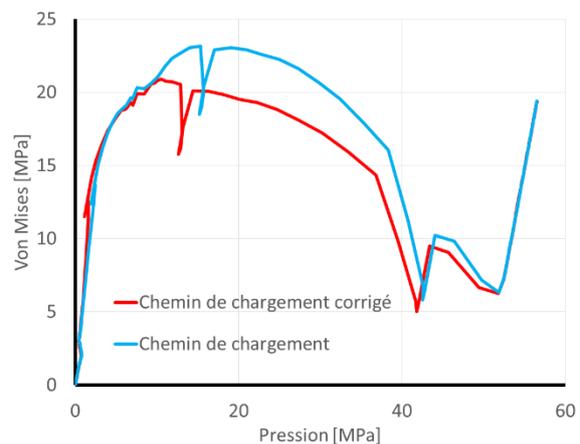


Fig. II-29 : Influence de la correction de frottement sur le chemin de chargement. Pour l'essai frottement 10.

Suite à ces observations, nous avons décidé d'interpréter nos résultats sans inclure le frottement. Cette décision est basée sur les résultats obtenus avec l'inerte. Le simulant inerte présente une forte variabilité pendant la phase de perte de cohésion. Comme le montreront les essais sur l'XF-11585, celle-ci est liée davantage à la mise en forme de l'inerte qu'à l'interface avec la bague. De plus, si la contribution du frottement influence l'effort axial tel qu'on peut le voir en Fig. II-24, son interprétation doit être limitée au domaine de réponse élastique. Effectivement, le mode de rupture de l'échantillon déplace les zones de glissement de la périphérie au contact de la bague à l'intérieur de l'échantillon dans les cônes de glissement. Enfin, nous avons comparé les résultats obtenus pour différents échantillons. Pour l'échantillon 10 nous avons les Fig. II-26, Fig. II-27, Fig. II-28 et Fig. II-29. Pour l'échantillon 02 nous avons les Fig. II-30, Fig. II-31, Fig. II-32 et Fig. II-33. Dans ces deux échantillons nous observons l'amplitude

maximale sur laquelle le frottement intervient. Celle-ci reste inférieure à la variabilité introduite par les irrégularités du simulant inerte. Cela nous permet de constater que l'action du frottement se concentre principalement dans le début de l'essai sur le comportement en cisaillement. Toute mesure dans cette zone devra être traitée avec attention au moment du dépouillement des résultats. Pour l'ensemble de ces raisons, le frottement ne sera pas mesuré pendant les essais.

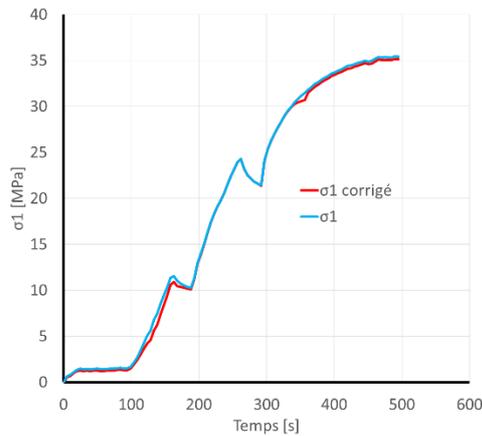


Fig. II-30 : Influence de la correction sur la contrainte Axiale de l'essai frottement O2. La courbe rouge est la version corrigée de la courbe bleue.

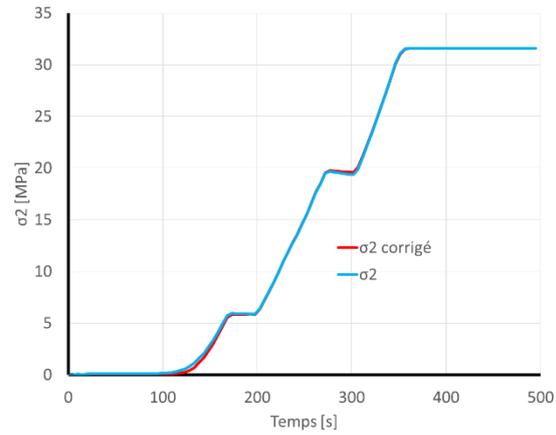


Fig. II-31 : Influence de la correction sur la contrainte Radiale de l'essai frottement O2. La courbe rouge est la version corrigée de la courbe bleue, nous observons une correction réduite par rapport à la contrainte axiale.

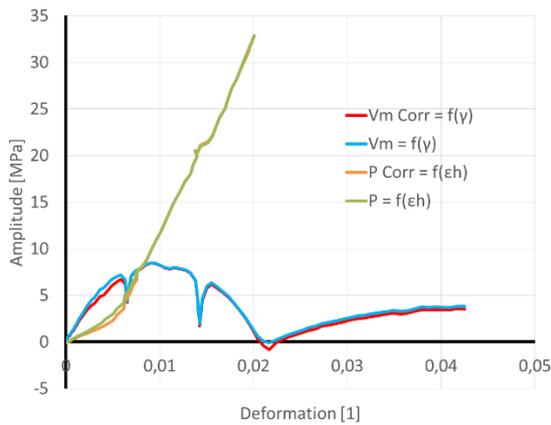


Fig. II-32 : Influence de la correction sur les comportements en pression et en cisaillement. Pour l'essai frottement O2.

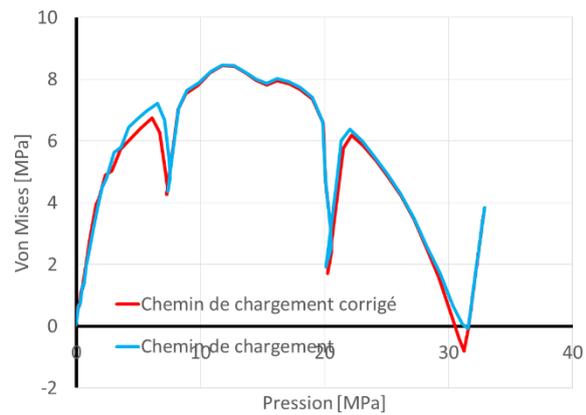


Fig. II-33 : Influence de la correction de frottement sur le chemin de chargement. Pour l'essai frottement O2.

## II - 4 Sollicitations Dynamiques

Les explosifs mis en œuvre au sein des munitions subissent lors de leurs cycles de vie différentes sollicitations mécaniques dynamiques à hautes vitesses de déformation. Si l'on reprend le cas du coup de canon avec une munition de 120 mm étudié en [partie I](#), nous obtenons des vitesses de déformations volumiques  $\dot{\epsilon}_H = 11,5$  à  $16,4 \text{ s}^{-1}$ . La balistique terminale se déroulant sur un laps de temps plus faible, nous nous attendons à des vitesses de déformations plus importantes. Avec de telles vitesses de déformation, nous sortons du domaine des sollicitations quasi statique pour entrer dans le domaine dynamique. La littérature fait mention de l'émergence de phénomènes dont voici quelques exemples :

- La propagation d'onde : dans ce régime, la transmission des efforts n'est plus instantanée. Les phénomènes observés dans le matériau ont un temps de réponse proche du temps nécessaire à l'onde pour faire un aller-retour dans le volume de matériau. Cela complexifie l'interprétation des résultats au point que la sollicitation dans le matériau peut ne pas être uniforme.
- Le comportement thermique : les sollicitations dynamiques laissent peu de temps aux phénomènes thermiquement activés pour qu'ils s'expriment. Par exemple, dans le laps de temps de la sollicitation, la conduction thermique ne parvient pas à répartir la chaleur générée. Pour les dislocations cela donne une augmentation de la limite de plasticité.
- Le confinement inertiel : dès Kolsky, nous prenons en compte l'effet de l'inertie sur la caractérisation du matériau [\[44\]](#). Il évoque la contribution de l'inertie sur l'expansion radiale dans l'échantillon. Selon la masse volumique, le diamètre de l'échantillon et la vitesse de déformation, une augmentation du flux de contrainte est nécessaire pour vaincre l'inertie. Dans les hautes vitesses de déformations, cela augmente artificiellement la contrainte à rupture du matériau. En 1992, Gorham modélise ce phénomène et fournit une formule simple pour évaluer la contribution de l'inertie [\[30\]](#).

$$\sigma_i = \rho \left( \frac{a^2}{16} + \frac{h^2}{6} \right) \dot{\epsilon}^2 + \rho \left( \frac{h^2}{6} - \frac{a^2}{8} \right) \ddot{\epsilon} \quad (33)$$

Où l'on trouve,  $a$  le rayon de l'échantillon,  $h$ , la hauteur,  $\rho$ , sa masse volumique,  $\dot{\epsilon}$ , sa vitesse de déformation et  $\ddot{\epsilon}$ , la dérivée de la vitesse de déformation. Nous pouvons ainsi évaluer la contribution de l'inertie dans nos essais. Dans les essais que nous avons réalisés, les valeurs

obtenues avec l'Eq.33 donnent une contrainte inférieure à 1% de la contrainte mesurée (Fig. II-34). La densité de nos matériaux est suffisamment faible pour que l'on mette de côté le confinement inertiel.

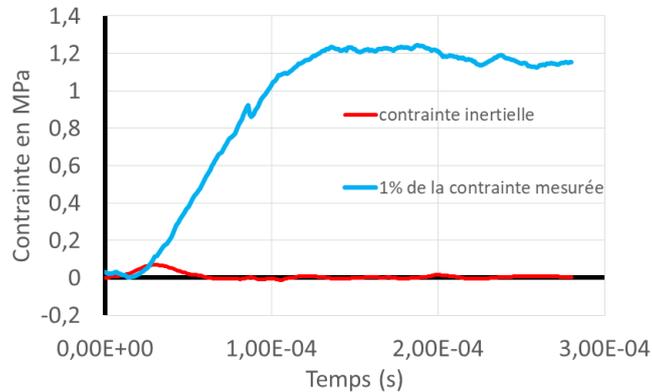


Fig. II-34 : Calcul de la contrainte inertielle pour un échantillon confiné aux barres de Hopkinson.

Ces trois exemples de phénomènes dynamiques soulignent l'intérêt d'une étude pour notre matériau. Donc, Nous avons besoin d'un moyen d'essai adapté à de telles sollicitations. Pour le domaine quasi statique, nous trouvons les presses électromécaniques telles que la Zwick ou la MTU de la partie 0. Leurs architectures les limite à des vitesses de déformations inférieures à  $1 \text{ s}^{-1}$ . Pour plus de rapidité, Nous avons les presses hydrauliques et les moutons de chute qui peuvent monter à  $200 \text{ s}^{-1}$ . Ensuite nous trouvons les barres de Hopkinson qui couvre un large domaine allant de  $10$  à  $1000 \text{ s}^{-1}$ . Pour monter encore en vitesse de déformation nous pouvons avoir recours à l'impact direct ou à l'essai de Taylor qui permet d'atteindre  $10^4$  à  $10^5 \text{ s}^{-1}$ . Notre choix s'est arrêté sur les barres de Hopkinson qui couvrent notre domaine d'intérêt et sont disponibles à l'INSA-CVL et à Nexter Munitions.

## II - 4.1 Principe des barres de Hopkinson :

Ce système trouve ses racines dans les recherches de John Hopkinson en 1872 [40]. Elles se concentrent sur l'étude de la propagation des ondes de contraintes dans les câbles. En 1889, John et trois de ses enfants meurent dans un accident d'alpinisme. À la suite de cet évènement, son fils, Bertram Hopkinson abandonne sa carrière d'avocat spécialiste des brevets. Il reprend les recherches de son père. En 1903, il a 29 ans quand il obtient la chair de mécanique et mécanique appliquée de Cambridge. Dans ses recherches, il remplace les câbles par des barres. Elles lui permettent d'étudier l'effet des impacts et des explosions (1914) [39]. Ensuite en 1948, Davies met en place un circuit de condensateurs avec lequel il enregistre la propagation de l'onde dans la barre [21] [28]. Dans la foulée, Kolsky optimise les barres et le système de Davies pour

en déduire le comportement en contrainte et déformation vu par le matériau testé [44]. Pour aboutir à la configuration du système des barres de Hopkinson présenté en Fig. II-35.

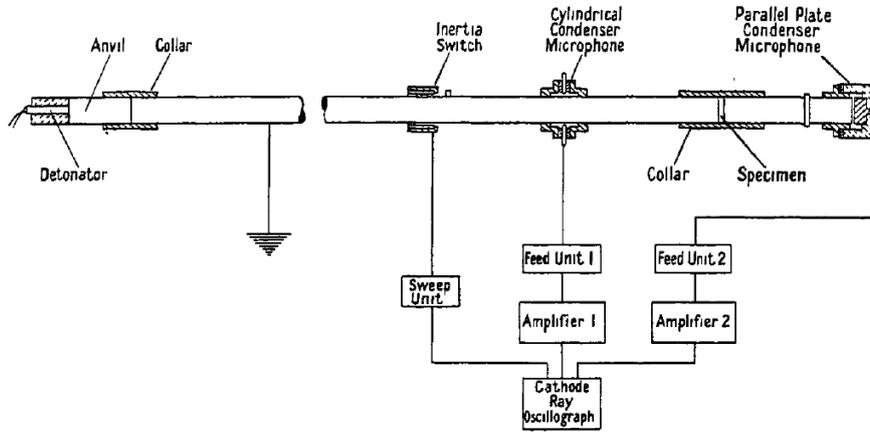


Fig. II-35 : Systèmes des barres de Hopkinson avec les modifications de Kolsky [44].

Pour nos essais dynamiques, l'absence de local adapté aux essais sur matériaux énergétiques nous limite au simulant inerte. Avec ce matériau deux barres de Hopkinson d'impédances complémentaires sont disponibles à l'INSA-CVL. Dans nos caractérisations nous avons utilisé un montage Impacteur + Barre entrante + Barre sortante décrit dans la Fig. II-36. Les caractéristiques de ces barres sont décrites dans le Tab. II-4. Pour ajuster au mieux les impédances mécaniques des barres et du simulant inerte, les essais non confinés se dérouleront sur les barres nylon. Sur les essais confinés, nous prendrons les barres acier qui peuvent fournir un effort plus important nécessaire à la plastification de la bague.

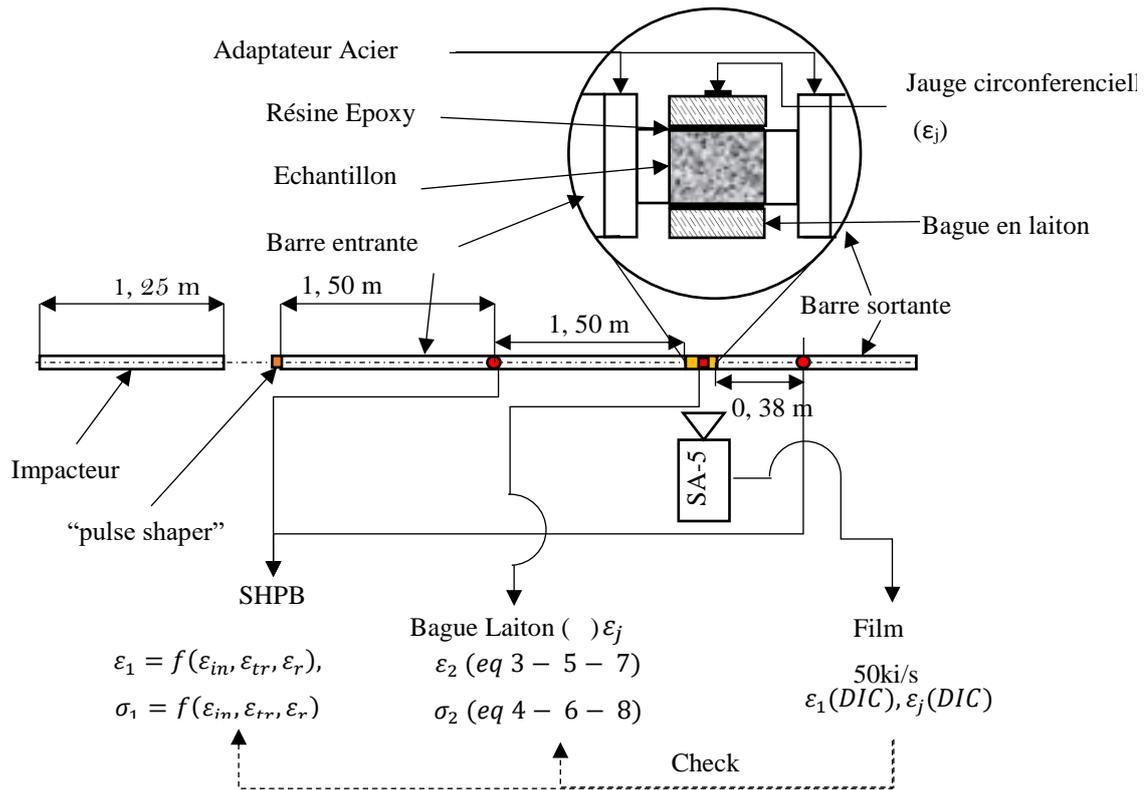


Fig. II-36 : Schéma du montage et de la chaîne de mesure mis en place pour les barres de Hopkinson.

Tab. II-4 : Description des barres utilisées.

	Barre Nylon	Barre Acier
Impacteur	Ø = 20 mm L = 1,25 m	Ø = 20 mm L = 1,25 m
Barre Entrante	Ø = 21 mm L = 3m	Ø = 20 mm L = 3m
Barre Sortante	Ø = 21 mm L = 1,5m	Ø = 20 mm L = 1,5m
Module d'Young [GPa]	3,047	160
Masse Volumique [kg/m³]	1140	7800
Viscosité	Oui	Négligeable
Adaptateur	Non	Oui Ø = 20 mm => Ø = 9 mm

Qu'elles soient en nylon ou en acier, nous avons utilisé les barres de Hopkinson de la même façon. Avec le canon, nous donnons de la vitesse à un impacteur. C'est une barre du même matériau que les deux autres barres et d'une longueur inférieure à la moitié de la barre entrante pour éviter la superposition de l'onde entrante et de l'onde réfléchi. Le contact entre l'impacteur et la barre entrante génère deux ondes de compression. L'une descend le long de la barre entrante. L'autre remonte dans l'impacteur jusqu'à trouver une surface libre à son autre extrémité. À cette interface, la différence d'impédance entre l'air et le matériau de l'impacteur est importante. L'onde est entièrement réfléchi sous la forme d'une onde de tension qui

redescend l'impacteur. Arrivée à l'interface avec la barre entrante l'égalité des impédances permet de transmettre entièrement cette onde de tension. Ainsi, les contraintes retrouvent le voisinage de zéro à l'interface.

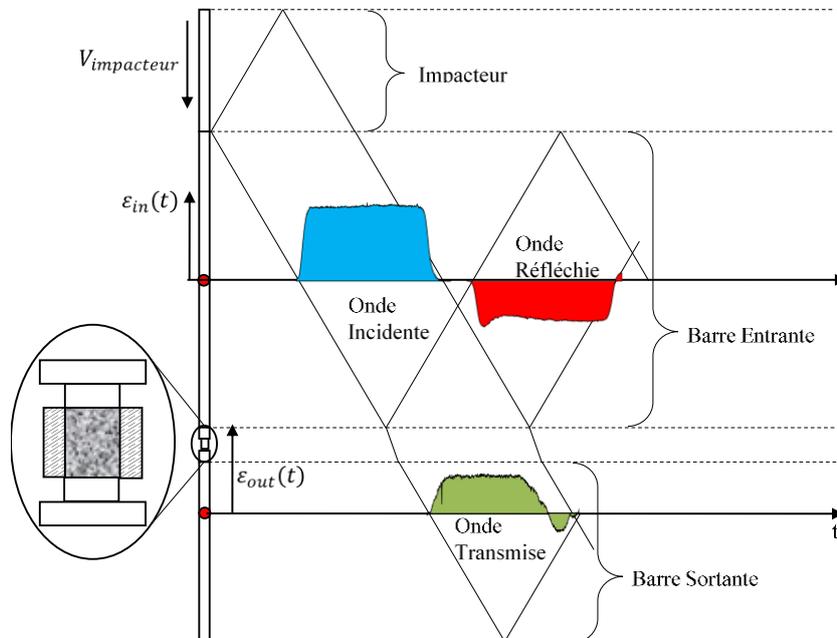


Fig. II-37 : Diagramme de Lagrange associé aux barres de Hopkinson.

Le train d'ondes généré se propage le long de la barre entrante où il croise en son milieu quatre jauges chargées de le mesurer. Nous utilisons ces jauges en pont complet de Wheatstone ce qui permet de compenser les déformations liées à la flexion de la barre. À ce stade nous observons le signal bleu, appelé « onde incidente » sur la Fig. II-37. Le train d'ondes poursuit sa course à la vitesse de propagation du son dans le matériau jusqu'à trouver l'interface avec l'échantillon. Ce dernier possède une impédance non nulle, mais différente de celle des barres. Cela génère un signal transmis et un signal réfléchi. Le signal réfléchi est un train d'ondes de traction qui remonte la barre entrante. Nous l'observons en rouge sur la Fig. II-37 sous la dénomination « onde réfléchie ». Le signal transmis traverse l'échantillon pour émerger à l'interface de la barre sortante. Son temps de parcours dépend de la vitesse de propagation du son dans l'échantillon. Dans la barre sortante, le signal transmis se propage jusqu'à un autre montage de jauges en pont de Wheatstone. Nous mesurons le signal vert sur la Fig. II-37 qui est nommé « onde transmise ».

### Contrainte et déformation :

Ensuite, nous souhaitons retrouver les contraintes et déformations imposées à l'échantillon grâce aux trois signaux évoqués plus haut. Pour cela, nous isolons une tranche d'épaisseur  $dx$  dans l'une des barres (Fig. II-38). Son matériau est homogène, isotrope et nous le sollicitons uniquement dans son domaine élastique. Dans ce système, le champ de déplacement est principalement orienté selon l'axe de la barre. Pour cette raison, nous ajoutons une dernière hypothèse sur le champ de déplacement en limitant sa dépendance à l'abscisse le long de la barre :  $u(x; y; z; t) = u(x; t)$ .

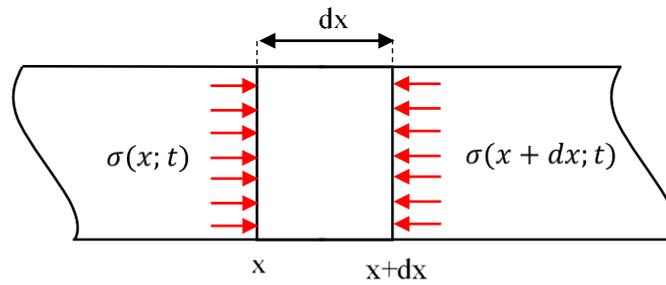


Fig. II-38 : Tranche de barre.

Avec ces hypothèses nous pouvons utiliser un état de contrainte uni axiale tel que :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} \varepsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_2 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_3 \end{pmatrix} \quad (34)$$

Cela nous permet de reformuler les équations descriptives du milieu de façon simplifiée :

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_1}{\partial x} &= \rho \frac{\partial^2 u(x; t)}{\partial t^2} \\ \varepsilon_1 &= \frac{\partial u(x; t)}{\partial x} \\ \sigma_1 &= E \varepsilon_1 \end{aligned} \quad (35)$$

De l'**Eq.35** nous obtenons l'équation de d'Alembert :

$$\frac{\partial^2 u(x; t)}{\partial x^2} = \frac{\rho}{E} \frac{\partial^2 u(x; t)}{\partial t^2} \quad (36)$$

On pose la vitesse de propagation de l'onde  $c = \sqrt{E/\rho}$ . Cette équation possède une solution générale de la forme :

$$u(x; t) = f\left(t - \frac{x}{c}\right) + g\left(t + \frac{x}{c}\right) \quad (37)$$

Les expressions de f et de g dépendent des conditions aux limites du système étudié. Cette solution à deux fonctions permet de représenter deux ondes qui se propagent sur une même direction en sens opposés. Nous les nommons progressive pour f qui se propage selon les x croissants et régressives pour g qui se propage selon les x décroissants. Elles permettent d'exprimer la déformation :

$$\varepsilon(x; t) = \frac{\partial u(x; t)}{\partial x} = -\frac{1}{c} \left[ f'\left(t - \frac{x}{c}\right) - g'\left(t + \frac{x}{c}\right) \right] \quad (38)$$

La contrainte :

$$\sigma(x; t) = E \varepsilon(x; t) \quad (39)$$

Et la vitesse particulaire qui donne le déplacement de la matière servant de support à l'onde :

$$v(x; t) = \frac{\partial u(x; t)}{\partial t} = f'\left(t - \frac{x}{c}\right) + g'\left(t + \frac{x}{c}\right) \quad (40)$$

Nous regardons maintenant les conditions limites imposées par les interfaces entre les barres et l'échantillon. De chaque côté de l'échantillon, nous avons une barre où l'équation de d'Alembert s'applique pour l'onde incidente, l'onde réfléchie et l'onde transmise. Le signal qui se propage dans la barre entrante est repéré par la déformation  $U_{entrant}$ . De même pour la barre sortante avec  $U_{sortant}$ . Nous utilisons l'Eq.37 sur chaque barre :

$$U_{entrant}(x_e; t) = f_1(x_e; t) + g_1(x_e; t) \quad \text{et} \quad U_{sortant}(x_s; t) = f_2(x_s; t) \quad (41)$$

A partir de cette formulation, nous identifions les déformations associées à chaque onde.

---

$$\varepsilon_{in}(x_e; t) = -\frac{1}{c} f_1'(x_e; t); \varepsilon_{ref}(x_e; t) = \frac{1}{c} g_1'(x_e; t); \varepsilon_{tr}(x_s; t) = -\frac{1}{c} f_2'(x_s; t) \quad (42)$$

Aux frontières de l'échantillon (Fig. II-39) nous avons la force entrante et la force sortante dans les barres en utilisant l'Eq.38 et l'Eq.39. où  $S_b$  représente la section de la barre.

$$\begin{aligned} F_e(t) &= E S_b \left( \varepsilon_{in}(x_s; t) + \varepsilon_{ref}(x_s; t) \right) \\ F_s(t) &= E S_b \varepsilon_{tr}(x_s; t) \end{aligned} \quad (43)$$

Nous en déduisons la contrainte moyenne dans l'échantillon avec  $S_{ech}$ , la section de l'échantillon:

$$\sigma_m(t) = \frac{1}{2S_{ech}} (F_e(t) + F_s(t)) \quad (44)$$

Pour la déformation, nous regardons la vitesse particulière de chaque interface :

$$\begin{aligned} v_e(t) &= -c \left( \varepsilon_{in}(x_s; t) - \varepsilon_{ref}(x_s; t) \right) \\ v_s(t) &= -c \varepsilon_{tr}(x_s; t) \end{aligned} \quad (45)$$

Nous utilisons ces vitesses pour reconstruire les déformations moyennes et vitesses de déformation moyenne imposées à un échantillon de longueur  $L_{ech}$  :

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}_m(t) &= \frac{1}{L_{ech}} (v_s(t) - v_e(t)) \\ \varepsilon_m(t) &= \frac{1}{L_{ech}} \int_0^t v_s(\tau) - v_e(\tau) d\tau \end{aligned} \quad (46)$$

En utilisant l'Eq.44 et l'Eq.46 nous obtenons l'état des contraintes et déformations du matériau soumis à la sollicitation des barres de Hopkinson.

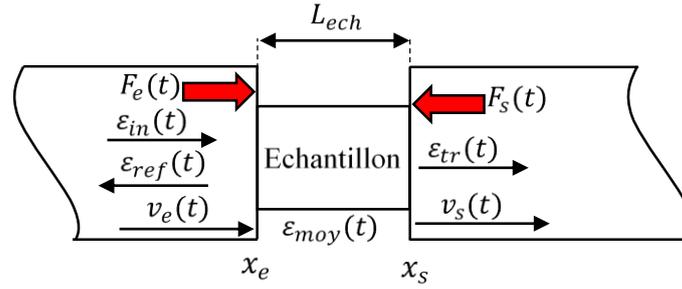


Fig. II-39 : Sollicitations aux frontières de l'échantillon.

### Impédances :

Pour être en mesure de tester le matériau avec les barres nous devons nous assurer que l'onde incidente est transmise en quantité suffisante dans l'échantillon. Pour cela nous cherchons les coefficients de transmission et réflexion définis à l'interface entre la barre entrante et l'échantillon tel que :

$$\varepsilon_{ref} = R \varepsilon_{in} \text{ et } \varepsilon_{ech} = T \varepsilon_{in} \quad (47)$$

Où  $\varepsilon_{ech}$  est la déformation propagée à l'échantillon. Pour ce calcul nous distinguons la vitesse de l'onde dans le matériau des barres  $c_b$  et la vitesse de l'onde dans le matériau de l'échantillon  $c_e$ , la section des barres  $S_b$  et celle de l'échantillon  $S_e$  et les modules d'Young de chaque matériaux  $E_b$  et  $E_e$ . Sur cette interface la condition limite de contact donne une égalité sur les forces (**Eq.43**) et les vitesses (**Eq.45**) qui nous donne un système à deux équations :

$$\begin{aligned} E_b S_b (\varepsilon_{in} + \varepsilon_{ref}) &= E_e S_e \varepsilon_{ech} \\ c_b (\varepsilon_{ref} - \varepsilon_{in}) &= -c_e \varepsilon_{ech} \end{aligned} \quad (48)$$

Nous en déduisons l'expression de R et T :

$$T = \frac{2 c_b E_b S_b}{c_b E_e S_e + c_e E_b S_b} \quad R = \frac{c_b E_e S_e - c_e E_b S_b}{c_b E_e S_e + c_e E_b S_b} \quad (49)$$

Pour simplifier ces expressions nous introduisons les impédances mécaniques de la barre  $Z_b = E_b S_b / c_b$  et de l'échantillon  $Z_e = E_e S_e / c_e$ . Dans ce cas nous remarquons dans l'**Eq.50** que

pour une impédance égale le coefficient de réflexion  $R$  est nul. Cela nous pousse à choisir les barres pour minimiser la différence d'impédance avec l'échantillon et ainsi maximiser l'énergie transmise à l'échantillon.

$$T = \frac{2 Z_b}{Z_e + Z_b} \quad R = \frac{Z_b - Z_e}{Z_e + Z_b} \quad (50)$$

## II - 4.2 La mesure :

Ici, nous détaillerons le processus de dépouillement associé aux compressions confinées.

### II- 4.2.1 Informations données par les barres de Hopkinson :

#### L'acquisition :

Dans le montage décrit en Fig. II-36, nous voulons acquérir plusieurs grandeurs. Pour cela, nous utilisons différents capteurs et systèmes d'acquisition :

- Vitesse de l'impacteur : Pour mesurer la vitesse de l'impacteur en sortie de canon, nous y plaçons un détecteur de proximité infrarouge. Trois bandes de ruban adhésif de largeur connue servent à faire varier le coefficient de réflexion de l'impacteur. Après le capteur de proximité, nous introduisons un seuil qui transforme le signal en tout ou rien. Le signal obtenu donne une tension comprise entre 0 et 5 V échantillonnés à 1 MHz. nous repérons le début et la fin de chaque bande de ruban adhésif. Cela nous donne trois mesures de vitesses que l'on moyenne pour en déduire la vitesse de l'impacteur ( $V_{imp}$ ).
- Onde entrante et réfléchie : Pour mesurer les déformations liées au passage des ondes mécaniques dans la barre entrante nous nous plaçons en amont de l'échantillon. À la distance  $L_1 = 1,5$  m, Nous avons deux sondes rosettes placées à l'opposé l'une de l'autre sur la barre. Une rosette utilise deux jauges de déformation perpendiculaires. Cette disposition permet d'isoler les ondes qui se propagent dans l'axe de la barre des autres grâce au coefficient de Poisson et aux propriétés élastiques du matériau. Ainsi, nous pouvons éliminer d'éventuels effets de flexion. Cette disposition particulière est associée à un pont de Wheatstone chargé de l'amplification du signal (Eq.51). Nous y trouvons le facteur de jauge  $K_i$ , la tension d'alimentation du pont  $U_{Ai}$ , le gain de l'amplificateur  $G_i$  et le coefficient de poisson du matériau des barres  $\nu_i$ . Enfin, le

signal amplifié est enregistré à l'aide d'une carte d'acquisition avec une fréquence d'échantillonnage à 1 MHz.

$$\varepsilon_i = \frac{2}{K_i U_{Ai} G_i (1 + \nu_i)} u_i \quad (51)$$

- Onde sortante : Nous avons le même dispositif que pour les ondes entrantes et réfléchies. Nous plaçons les Rosettes à  $L_2=38,5$  cm en aval de l'échantillon. Et nous utilisons un second pont complet de Wheatstone (**Eq.51**) dont les paramètres doivent être mesurés avant essai. Pour vérifier si le système d'acquisition fonctionne, nous menons un tir barre-barre. En l'absence d'échantillon, nous plaçons la barre entrante et la barre sortante en contact. Puis nous lançons l'impacteur. Les amplitudes du signal entrant et du signal transmis doivent être égales. Cela permet de corriger d'éventuelles dérives liées à la chauffe des systèmes d'acquisition (Amplificateur) ou de mesure (Jauges sur les barres Nylon) et de vérifier le calibrage ( $V_{imp}$  est la vitesse de l'impacteur). L'utilisation du logiciel David [29] nous permet de corriger les effets la viscoélasticité sur les barres Nylon.

$$\varepsilon_i E_b = \frac{1}{2} \rho_B C_b V_{imp} \quad (52)$$

- Déformation de la bague : Pour la déformation de la bague, nous utilisons deux moyens de mesure complémentaires. Une jauge est adaptée à la bague. Elle mesure l'extension circonférentielle. Nous amplifions son signal par un montage en  $\frac{1}{4}$  de pont de Wheatstone (**Eq.53**). Comme dans l'expression précédente, nous y trouvons le facteur de jauge  $K_j$ , la tension d'alimentation du pont  $U_{Aj}$ , le gain de l'amplificateur  $G_j$ .

$$\varepsilon_j = \frac{4}{K_j U_{Aj} G_j} u_j \quad (53)$$

Dans notre cas la durée de vie d'une jauge était suffisante pour décrire le début du signal. Mais comme nous pouvons le voir sur les Fig. II-40 et Fig. II-43 cette

jauge a une durée de vie limitée. Un complément était nécessaire pour la plastification de la bague. Nous avons utilisé une caméra rapide Photron SA-5 qui fournit un film à 50 ki/s. Avec le mouchetis déposé sur les bagues. Puis, nous avons appliqué l'algorithme de corrélation d'image de Correli Q4 et obtenu les déformations radiales qui nous manquaient. Dans le paragraphe qui suit, nous allons parcourir les protocoles de prise de mesure mis en place aux différentes étapes de l'essai. Nous commencerons par la mesure issue des barres puis nous verrons ce qu'apporte la corrélation d'images pour terminer sur l'adaptation des données aux modèles.

Au sortir de cette phase, Nous avons la vitesse mesurée de l'impacteur  $V_{imp}$ , le signal entrant  $u_{in}(t)$ , le signal réfléchi  $u_{ref}(t)$ , le signal transmit  $u_{tr}(t)$  et la déformation de la bague  $\varepsilon_j(t)$ .

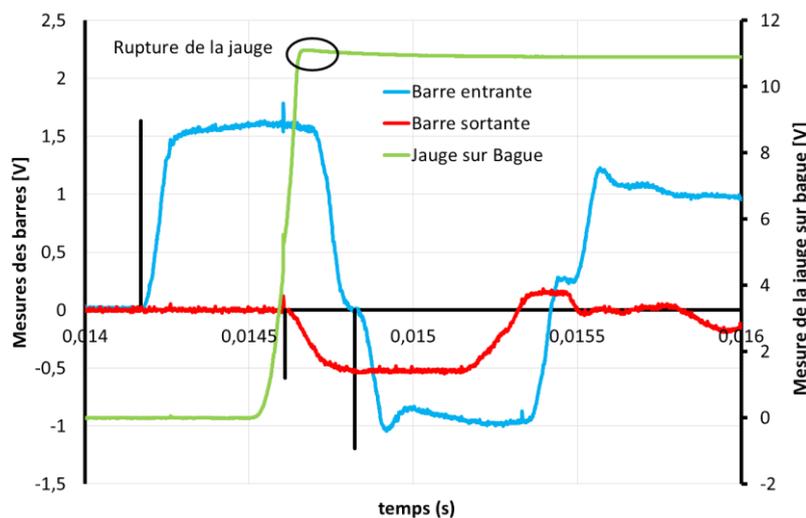


Fig. II-40 : Signaux acquis avec le système des barres de Hopkinson. La fréquence d'acquisition est de 1MHz. Avec la courbe bleue Nous avons le signal incident en positif et le signal réfléchi en négatif. Sur la courbe rouge Nous avons le signal transmit. Un signal triangle aurait été mieux.

### Le réglage :

Pour extraire les sollicitations du système dans les meilleures conditions, nous comparons nos résultats à ceux fournis par le logiciel David du LMS Polytechnique [29]. Ce logiciel est une aide pour l'interprétation de nos courbes. Il vérifie que l'énergie apportée par l'impacteur est bien dissipée dans l'échantillon. Cependant, notre dispositif en Fig. II-36 inclus pour certains essais un « pulse shaper » en début de barre entrante. Cet objet adoucit la montée du signal en retirant une partie de l'énergie du système par sa plastification. Pour prendre en

compte cette énergie manquante, nous allons chercher une vitesse d'impacteur adaptée au logiciel ainsi qu'une validation des coefficients de conversion tension vers déformation pour les signaux de barre entrante et sortante.

Nous décrivons le processus au début de la Fig. II-44. Nous comparons la déformation théorique à la déformation mesurée. Lorsque celles-ci ont un écart inférieur à 5 %, nous acceptons les données. Dans le cas contraire, la vitesse de l'impacteur est réduite. C'est dans cette phase que l'on applique l'**Eq.51** pour obtenir  $\varepsilon_{\frac{1}{v}}-in$  et  $\varepsilon_{\frac{1}{v}}-out$ .

### La mesure :

Dans cette partie, nous nous intéressons à la suite de l'algorithme (Fig. II-44). Nous repérons le temps auquel commencent chacun des trois signaux :  $t_{in}$ ,  $t_{ref}$ ,  $t_{tr}$ . Nous en déduisons la vitesse de l'onde dans les barres  $c = \frac{2L_1+20mm}{t_{ref}-t_{in}}$  (Fig. II-39). Les 20 mm correspondent à la longueur de l'adaptateur pour passer du diamètre 20 au diamètre 9 mm (Fig. II-36). Cela nous permet de translater les signaux aux interfaces de l'échantillon. Nous utilisons  $\varepsilon_{\frac{1}{v}}-in$  et  $\varepsilon_{\frac{1}{v}}-out$  pour passer de la mesure de tension à la déformation. À ce stade, Nous avons:  $\varepsilon_{in}$ ,  $\varepsilon_{ref}$ ,  $\varepsilon_{tr}$ . Ensuite, nous calculons les forces entrante et sortante de l'échantillon à partir des signaux de déformation aux interfaces (**Eq.54**). Nous comparons  $F_e$  et  $F_s$  pour savoir si l'on peut se considérer à l'équilibre.

$$\begin{aligned} F_e(t) &= S_b E_b (\varepsilon_{in}(t) + \varepsilon_{ref}(t)) \\ F_s(t) &= S_b E_b \varepsilon_{tr}(t) \end{aligned} \quad (54)$$

Selon les essais confinés et non confinés, nous avons deux types de comportements. Pour les premiers, les barres nylon ont une impédance proche du simulant inerte ( $Z_{nylon} = 640 N.s/ -$  et  $Z_{inerte\_D20} = 584 N.s/m$ ). Avec le Nylon, nous avons un matériau dont la viscoélasticité entraîne une dispersion du train d'onde. Dans ce cas les dépouillements sont complexes à mettre en place. Dans ces conditions un aller-retour d'onde suffit à établir l'équilibre mécanique en début de compression [78]. En fin de compression, l'endommagement apparait. Il est localisé et modifie les constantes du matériau. Dans ces conditions, il est plus difficile de réaliser l'équilibre entre les interfaces de l'échantillon et les barres. Nous observons un décrochage de la force de sortie  $F_s$  par rapport à  $F_e$ .

Pour le second, nous sommes sur les barres acier avec un échantillon de diamètre plus faible. La différence entre l'impédance de l'adaptateur en acier et celle du simulant inerte seul est

plus grande ( $Z_{acier} = 2574 \text{ N.s/m}$  – et  $Z_{inerte\_D09} = 118 \text{ N.s/m}$ ). Avec un signal parfait (rectangulaire), l'onde doit faire plus d'aller-retour pour que l'équilibre mécanique soit établi. Or Yang [78] a également regardé l'influence du temps de montée en contrainte en utilisant un signal trapézoïdal. Il a démontré que ce type de signal permet d'établir plus rapidement l'équilibre mécanique. Pour reproduire ce phénomène nous avons utilisé un pulse shaper. Son influence est visible sur la Fig. II-40. Nous constatons que les hautes fréquences sont amoindries et le temps de montée correspond à 5 allers-retours dans un échantillon sain sans bague (condition de début d'essai). Donc pour les échantillons confinés nous observons (Fig. II-41) un équilibre rapide où  $F_s$  et  $F_e$  se superposent. Ensuite, le confinement entre en jeu et l'endommagement suit. Ces deux éléments modifient la réponse du matériau donc  $F_e$  et  $F_s$  s'éloignent. En fin de parcours, l'endommagement est complet, l'équilibre se reforme sur le nouveau matériau,  $F_e$  et  $F_s$  se rejoignent.

Ensuite, nous exprimons la contrainte axiale. Nous prenons en compte les contributions de la barre entrante et de la barre sortante avec l'expression **Eq.55**.

$$\sigma_1(t) = \frac{F_e(t) + F_s(t)}{2 S_{ech}} \quad (55)$$

Puis, à l'aide des trois signaux de déformation mesurés et de la propagation des ondes dans les barres, nous sommes en mesure d'exprimer les vitesses aux interfaces avec l'échantillon.

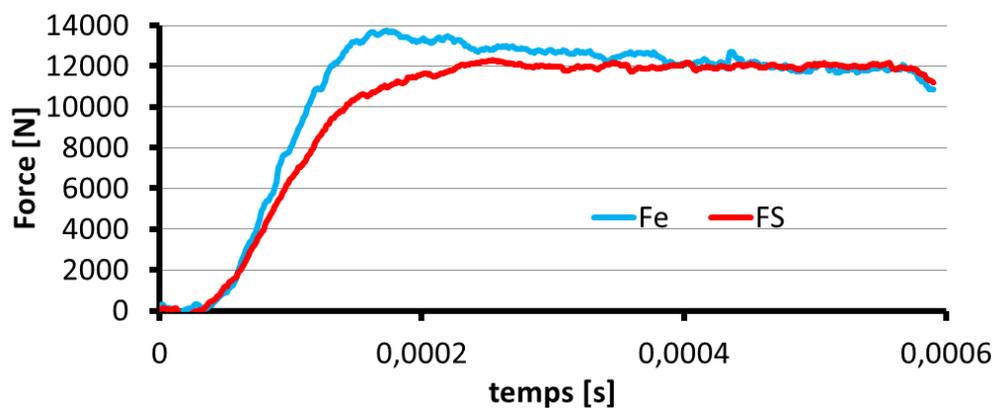


Fig. II-41 : Force entrante et force sortante pour un échantillon confiné aux barres de Hopkinson acier.

$$\begin{cases} V_e(t) = \sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}} (\varepsilon_{in}(t) - \varepsilon_{ref}(t)) \\ V_s(t) = \sqrt{\frac{E_b}{\rho_b}} \varepsilon_{tr}(t) \end{cases} \quad (56)$$

Ensuite, nous intégrons ces vitesses pour remonter au déplacement et à la déformation axiale.

$$\begin{cases} U_e(t) = \int V_e(\tau) d\tau \\ U_s(t) = \int V_s(\tau) d\tau \end{cases} \quad (57)$$

Qui donne :

$$\varepsilon_1(t) = \frac{U_s(t) - U_e(t)}{L_{ech}} \quad (58)$$

Avec  $\varepsilon_1(t)$  et  $\sigma_1(t)$ , la mesure sur les barres de Hopkinson est terminée. La démarche est intégrée dans le résumé en Fig. II-44.

## II- 4.2.2 Corrélation d'images :

Dans les essais menés sur barres, une jauge de déformation assurait la mesure du confinement. Nous observions alors le plateau décrit par la courbe verte de la Fig. II-41. Nous avons filmé chaque essai avec une caméra rapide Photron SA-5, pour savoir si la jauge se décollait ou était rompue. Cela nous a permis de constater pour les premiers essais, le décollement de la jauge. En conséquence, nous avons amélioré notre méthode de collage avec les techniciens d'instrumentation de Nexter Munitions. Lors des essais suivants, nous avons même observé quelques ruptures de jauges. Bien que nous ayons réussi à l'améliorer, l'adhésion des différents collages restait incertaine. Devant le faible nombre d'échantillons restant, nous avons décidé d'utiliser le retour d'expérience de Xavier Régál en impliquant la corrélation d'images [76]. Masson avait déjà utilisé la méthode avec des bagues de confinement de plus grand diamètre sur barres de Hopkinson [50].

Pour l'adapter à notre cas, nous avons surmonté plusieurs problèmes techniques :

- Taille de la zone à filmer : Pour que nous utilisions le logiciel de corrélation nous devons filmer une zone plane et nette sur une bague de diamètre 10 mm. Pour la zone nette, nous utilisons le film pour vérifier la synchronisation du signal de jauge avec la déformation axiale. Comme le montre la Fig. II-42, cela nécessite de filmer la bague dans son entièreté avec les deux interfaces en acier. Donc nous ne pouvons pas zoomer pour améliorer la netteté du mouchetis. Pour la zone plane, avec un objet cylindrique l'éloignement de l'axe introduit une erreur due à la géométrie. Pour en réduire l'influence, nous mesurons les déformations au centre de la bague (Zone bleue).
  
- Profondeur de champ : Avec la prise d'images à grande vitesse le temps d'exposition est très courts. Comme le flux de photon qui passe l'objectif est le même quel que soit la vitesse, cela implique une diminution du nombre de photons par images. Donc pour conserver une image lisible nous devons ouvrir le diaphragme de la caméra. Cela permet d'augmenter le flux de photons au détriment de la profondeur de champ. Cela ne pose pas de problème insurmontable si la surface filmée est plane. Mais dans notre cas, le sujet est cylindrique. Pour cette raison nous avons adopté le compromis illustré en Fig. II-42. Pour obtenir ce résultat, nous avons placé un papier gradué devant l'échantillon et un autre derrière. Nous faisons le point sur le premier puis nous ajustons la mise au point pour inclure le second. De cette façon, la profondeur de champ couvre la moitié visible de la bague.
  
- Fréquence d'acquisition : D'une part, nous avons constaté un temps d'écrasement de 300 à 450  $\mu$ s. D'autre part, la caméra fournit plusieurs réglages :
  - 50 000 i/s à 512 x 272 px, sur la bague Nous avons 15 images avec une longueur de discrimination de 33  $\mu$ m.
  - 100 000 i/s à 320 x 192 px, sur la bague Nous avons 30 images avec une longueur de discrimination de 46  $\mu$ m
  - 150 000 i/s à 256 x 144 px, sur la bague Nous avons 45 images avec une longueur de discrimination de 62  $\mu$ m
  - 300 000 i/s à 256 x 64 px, sur la bague Nous avons 90 images avec une longueur de discrimination de 140  $\mu$ m

Ainsi, Nous constatons que les résolutions temporelles et spatiales sont antagonistes. En diminuant l'erreur temporelle, nous augmentons l'erreur spatiale et inversement. Avec la nécessité de filmer l'ensemble de la bague,

nous souhaitons conserver une erreur minimale sur la déformation. Nous donnons la priorité à l'erreur spatiale avec des films à 50 ki/s.

Le dépouillement des résultats se fait à l'aide de CORRELIQ<sup>4</sup> [38]. C'est un programme implanté dans Matlab. Il sert à obtenir le champ de déplacement en utilisant une méthode de corrélation d'images multi échelles. Pour que cet outil fonctionne, nous appliquons un mouchetis sur la bague. Il s'agit d'une sous-couche de peinture blanche sur laquelle nous pulvérisons une répartition aléatoire de peinture noire Fig. II-42. Cette méthode repose sur plusieurs éléments qui peuvent jouer un rôle dans la propagation de l'erreur de mesure. Du côté expérimental nous trouvons par exemple, les erreurs de positionnement, les variations d'indice optique liées à la chaleur transmise par rayonnement des projecteurs ou des erreurs dans la mise au point de l'optique. Ensuite, le capteur de ce type de caméra génère beaucoup de chaleur qui vient ajouter un bruit thermique au bruit existant. Puis nous trouvons les erreurs d'encodage pour la transmission des images. Et enfin, Nous avons les erreurs logicielles liées à la méthode de calcul. Dans une optique d'utilisateur final, nous préférons avoir une erreur pour l'ensemble du système de mesure. Pour cette raison, nous ne prendrons pas le temps de quantifier la contribution de chaque phénomène.

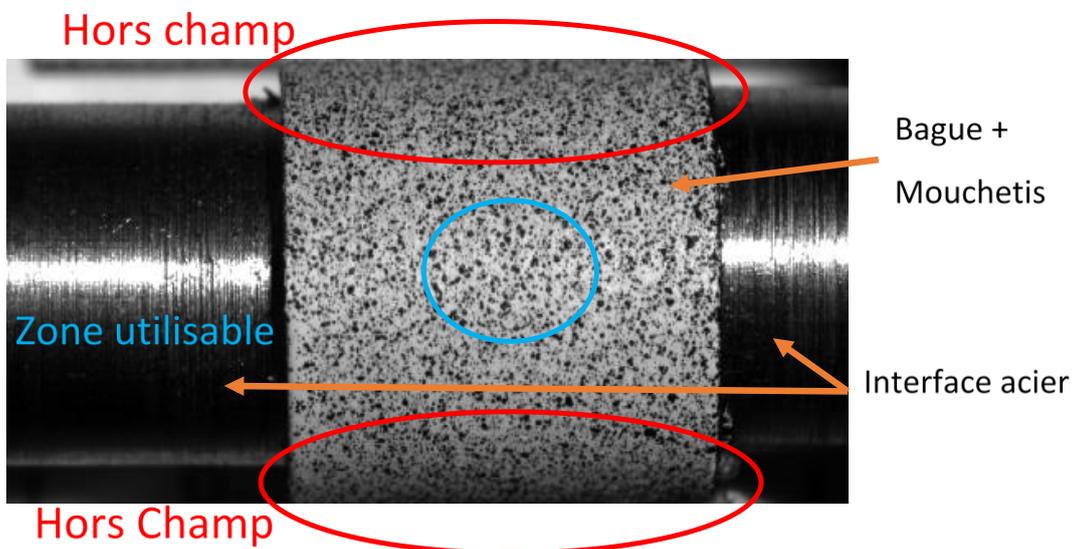


Fig. II-42 : Bague avec mouchetis tel qu'utilisée dans les essais dynamiques. En rouge les zones qui sortent de la profondeur de champ de la caméra. En bleu la zone utilisable pour la mesure de déformation.

Dans ce qui suit, nous utilisons l'outil jauge de CORRELIQ<sup>4</sup> pour relever les déformations. Cet outil demande la sélection d'une zone de mesure. Ses résultats sont comparés aux jauges que l'on a collées de l'autre côté de la bague. Lorsque la déformation est uniforme,

cet outil voit son erreur diminuer avec l'agrandissement de la zone observée. Après avoir mesuré la déformation circonférentielle en plusieurs points de la bague, nous avons constaté que les erreurs de la chaîne de mesure sont négligeables devant les erreurs liées au choix de la zone de mesure. La Fig. II-42 nous rappelle la nécessité d'une zone de mesure restreinte. Donc pour toutes les bagues nous utiliserons la zone centrale pour la mesure de déformation.

Ensuite, les mesures par corrélation d'image se font à 50ki/s. Or, nous échantillons toutes les autres mesures à 1 MHz. Comme nous avons utilisé ces résultats pour mettre en place nos modèles matériaux, nous devons assurer l'unicité du pas de temps et la continuité du signal. Pour assurer la continuité du signal, nous introduisons un offset temporel entre signal de jauge et le signal de la caméra. Pour l'unicité du pas de temps, nous utilisons une interpolation polynomiale d'ordre 3 du signal de CORRELIQ<sup>4</sup> sur le temps des autres mesures. La Fig. II-43 décrit le résultat obtenu.

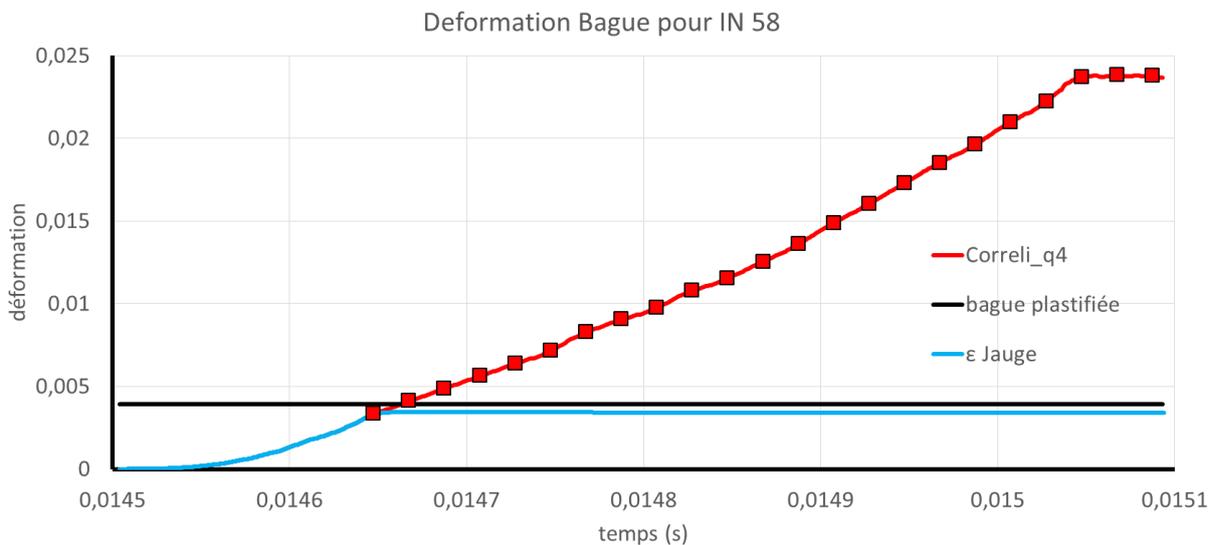


Fig. II-43 : Mesure de la déformation circonférentielle de la bague. En bleu, la mesure issue de la jauge sur la bague. En rouge la mesure issue de la corrélation d'image. Chaque point rouge représente une image. Le signal a ensuite été interpolé pour permettre l'utilisation des essais dans les modèles matériaux.

### II- 4.2.3 Mesure sur barres de Hopkinson, résumé :

Le processus de mesure décrit dans les paragraphes précédents est résumé en Fig. II-44. Il peut être intéressant de le comparer à la Fig. II-36 pour suivre son déroulement.

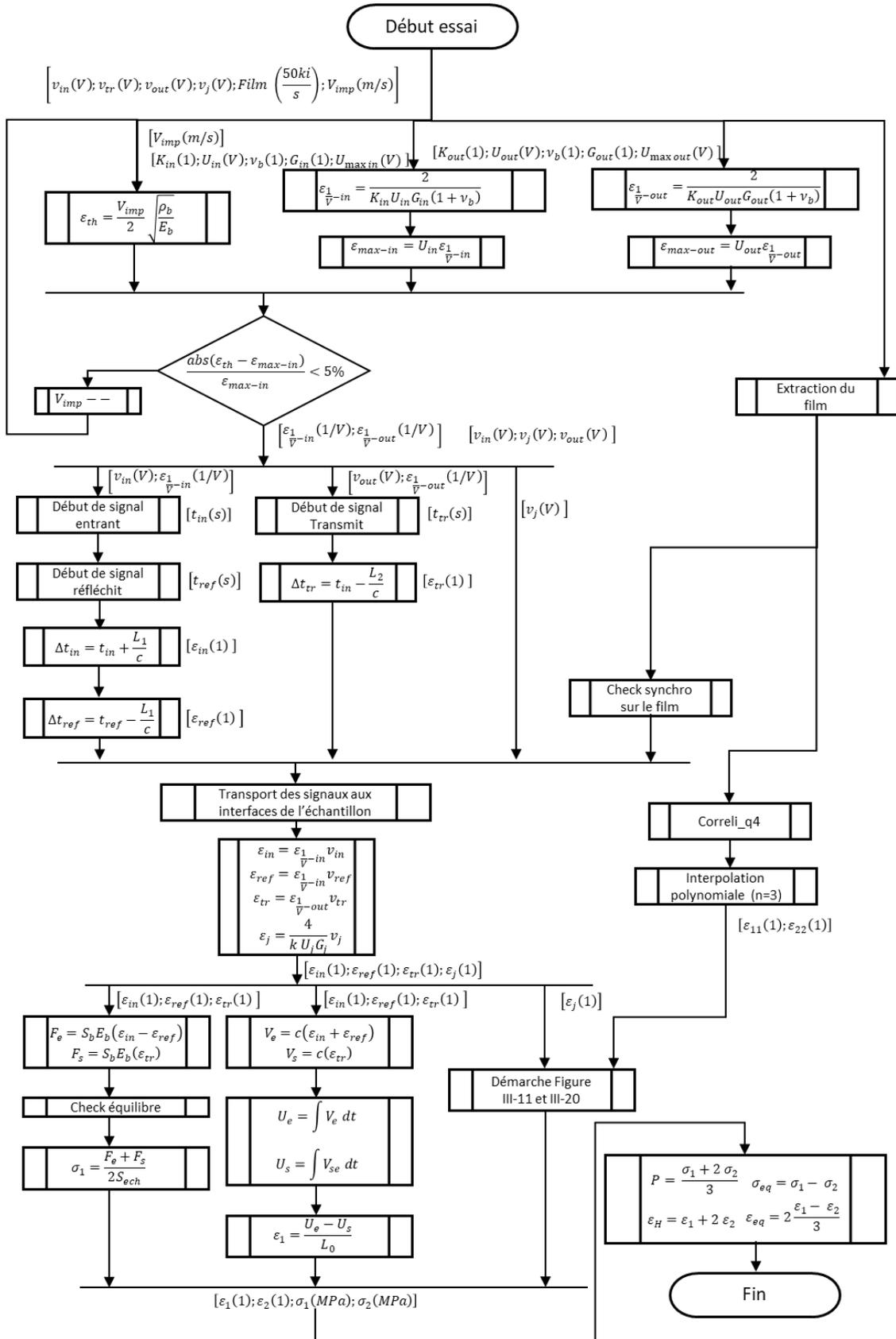


Fig. II-44 : Algorithme de traitement des données pour les essais confinés aux barres de Hopkinson.

## II - 5 Dimensionnement des confinements selon les sollicitations.

Dans la partie I, nous avons étudié les sollicitations rencontrées au cours du cycle de vie de la munition. Elles s'étendent de -4 à 178 MPa en pression et de très basses vitesses à 10-20 s<sup>-1</sup> en vitesses de déformation. Dans cette partie, nous avons présenté les moyens utilisés pour couvrir ces deux champs de sollicitations. Pour couvrir le champ de pression, nous utiliserons des bagues de confinement passif. Avec le retour d'expérience du laboratoire nous choisissons le laiton. Effectivement, comme le montre la Fig. II-45, ce matériau présente un comportement élastoplastique parfait de mêmes amplitudes en quasi statique et en dynamique (100 s<sup>-1</sup>). Ses caractéristiques sont rappelées dans le Tab. II-5.

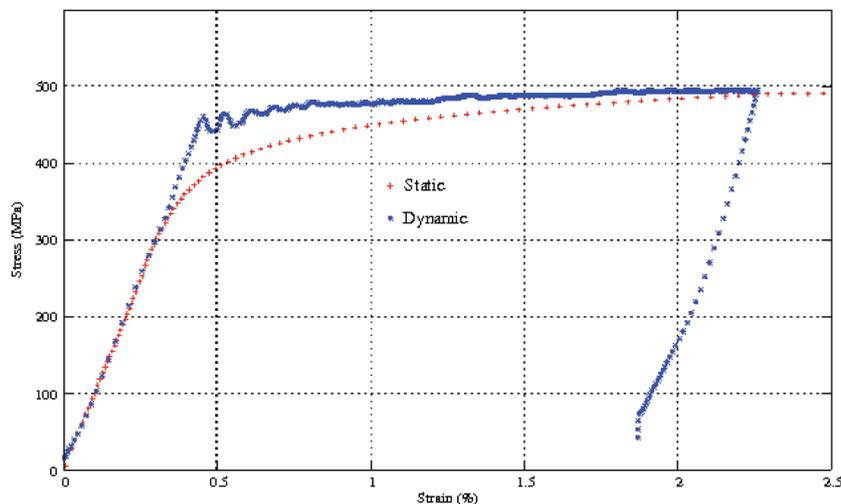


Fig. II-45 : Comportement du laiton. En rouge nous avons la réponse quasi statique. En bleu, nous avons la réponse dynamique à 100 s<sup>-1</sup>[71].

Tab. II-5 : Constantes mécaniques du laiton.

Laiton	
Module d'Young	102 [GPa]
Limite d'élasticité	400 [MPa]
Coefficient de poisson	0,375

Pour couvrir le champ de pression, nous avons choisi d'utiliser 5 niveaux de confinement répartis entre 0 et 178 MPa. À l'aide de l'Eq.172. Nous déterminons des épaisseurs de bagues adaptées aux échantillons définis en II - 2.1. Les dimensions sont résumées dans le Tab. II-6.

Tab. II-6 : Dimension des bagues de confinement passif.

Confinement [MPa]	Epaisseur [mm]	R1 [mm]	R2 [mm]
30	0,35	4,5	4,85
60	0,73	4,5	5,23
90	1,13	4,5	5,63
120	1,57	4,5	6,07
150	2,05	4,5	6,55

Comme le montre la Fig. II-46, nous sommes en mesure de couvrir une large part du spectre des sollicitations calculées au début de cette partie. Sur cette figure, nous avons reporté les bagues utilisées pour le confinement passif. Chaque point rouge correspond à un point que nous souhaitons étudier.

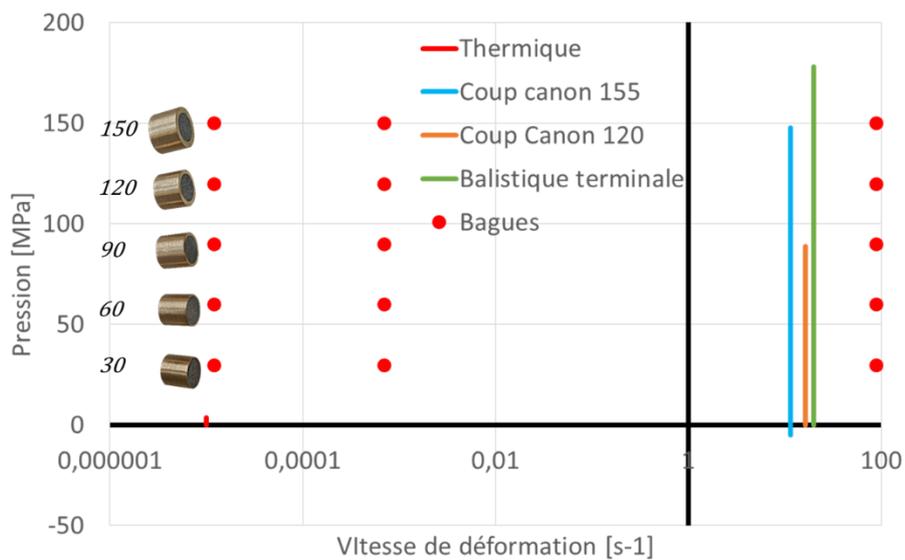


Fig. II-46 : Choix des bagues pour les essais confinés. La presse quasi statique nous permet deux vitesses de sollicitations. Les barres de Hopkinson nous en donnent une.

## III Résultats expérimentaux

Ici, nous décrivons les résultats expérimentaux obtenus à l'aide des méthodes de la partie III. Nous avons décidé de rendre accessible un maximum de données expérimentales issues de la thèse. Cela donne un chapitre long et répétitif que nous avons décidé de scinder en 5 parties. Tout d'abord, nous introduisons les matériaux par leurs réponses en compression quasi statique non confinée. Puis, nous explorons la réponse du simulant inerte et de l'XF-11585, en compression quasi statique confinée. Ensuite, nous étudions la réponse du simulant inerte aux sollicitations dynamiques, non confinées et confinées. Enfin, nous analyserons quelques observations post mortem du simulant inerte et de l'XF-11585. Pour conclure, nous verrons dans quelle mesure l'inerte peut être considéré comme représentatif de l'XF-11585.

---

<b>III - 1 Essais de compression quasi statique non confiné pour le simulant inerte, la cire et l'XF-11585.</b> .....	<b>96</b>
III - 1.1 Comportement en compression simple de la cire. ....	96
III - 1.2 Comportement en compression simple du simulant inerte. ....	98
III - 1.3 Comportement en compression simple de l'XF-11585. ....	99
<b>III - 2 Essais de compression quasi statique confinées pour le simulant inerte et l'XF-11585 : ...</b>	<b>104</b>
III - 2.1 Compression Confinée : simulant inerte : .....	105
III - 2.2 Compression Confiné XF-11585 : .....	123
<b>III - 3 Essais dynamique avec le simulant inerte : .....</b>	<b>138</b>
<b>III - 4 Observations post mortem : .....</b>	<b>155</b>
<b>III - 5 Comparaison entre le Simulant Inerte et l'XF-11585 : .....</b>	<b>157</b>
III - 5.1 Essais non confiné : .....	157
III - 5.2 Confiné : .....	158
III - 5.3 Améliorations : .....	160

---

### III - 1 Essais de compression quasi statique non confiné pour le simulant inerte, la cire et l'XF-11585.

Pour débiter le travail de caractérisation nous avons suivi une approche classique consistant à mettre en œuvre des essais de compression uni-axiaux. Cela nous permet d'obtenir un aperçu du comportement, la façon dont l'endommagement apparait et l'ordre de grandeur de ses caractéristiques mécaniques. Les matériaux sont composés de grains dans une matrice de cire, pour le simulant inerte, ou de TNT, pour l'XF-11585, cristallisée. Pour une approche correcte de la rupture en compression simple nous avons vu, dans la partie III, que le corps d'épreuve devait avoir un élancement (L/D) supérieur à 1,5. Cela nous donne la forme des échantillons que nous allons comprimer. Pour comparer ces matériaux nous avons relevé leurs constantes à l'issue de ces essais (le Module d'Young, la contrainte maximale et la contrainte à 0,2 %). Enfin, pour le simulant inerte et l'XF-11585, nous avons commencé à explorer la dépendance en vitesse de déformation. Le tableau ci-dessous fait la synthèse des vitesses de déformations explorées avec les différents matériaux

Tab. III-1 : Essais non confinés réalisés.

	Simulant Inerte		Cire		XF-11585	
	Non confiné	Confiné	Non confiné	Confiné	Non confiné	Confiné
$8 E^{-5}$ à $1,2 E^{-4} s^{-1}$	✓	✓	✓	✗	✓	✓
$6,6E^{-4}$ à $1,2 E^{-2} s^{-1}$	✓	✓	✗	✗	✓	✓
88 à $300 s^{-1}$	⚠	✓	✗	✗	✗	✗

#### III - 1.1 Comportement en compression simple de la cire.

Pour la matrice de notre simulant inerte, dans la partie II, nous avons choisi la cire utilisée dans l'XF-11585. Elle présente l'avantage d'avoir un point de fusion proche du TNT. Ainsi, nous pouvons utiliser le simulant inerte avec les infrastructures de coulé de l'XF-11585. Cette cire a aussi l'avantage de se solidifier sous forme cristalline. Avec cette particularité, nous envisageons des modes de déformation et de rupture similaire au TNT. Pour le confirmer, nous avons réalisé quelques essais quasi statiques non confinés. Ici, nous comparons la cire au TNT caractérisée par Wiegand et Pinto [74].

Tab. III-2 : Echantillons de Cire testés.

	<i>E1</i>	<i>E2</i>	<i>E3</i>
Hauteur [mm]	12,24	11,04	11,38
Diamètre [mm]	8,84	8,92	8,92
Densité [g/cm <sup>3</sup> ]	1,73	1,74	1,69
Masse [g]	1,3	1,2	1,2

Sur la Fig. III-1, nous avons les compressions uni-axiales de la cire avec une reconstitution des résultats obtenus par Wiegand et Pinto sur le TNT à 23 °C et une vitesse de déformation comparable. Nous constatons un module d'Young plus important pour le TNT, mais la contrainte maximale à rupture semble plus faible sur le TNT. De plus, le TNT montre un comportement de rupture fragile très marqué là où la cire possède un léger adoucissement.

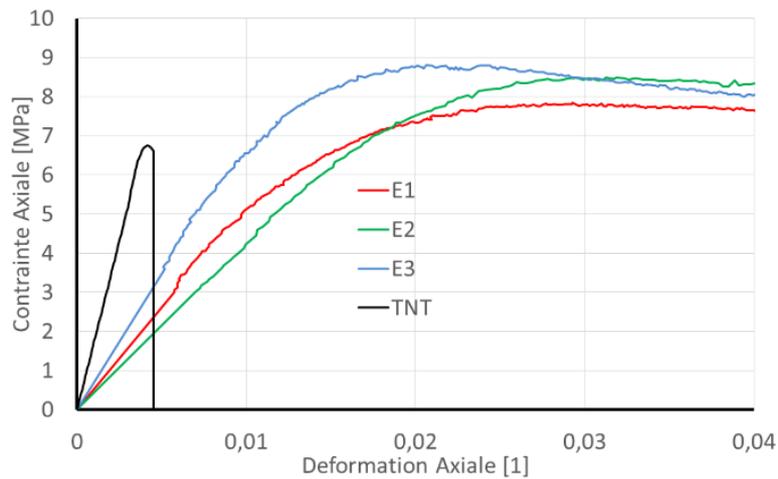


Fig. III-1 : Essais de compression uni-axiale non confinée réalisés sur la cire.

Tab. III-3 : Résultat des compressions non confinées pour la Cire utilisée dans la matrice de l'inerte

	Cire	TNT [74]
<b>Vitesse de déformation</b>	0,00012 s <sup>-1</sup>	0,00067 s <sup>-1</sup>
<b>Module d'Young</b>	493,7 MPa +/- 112,3	1723 MPa
<b>Contrainte max</b>	8,38 MPa +/- 0,50	6,61 MPa
<b>Def Max</b>	0,026 +/- 0,005	0,0045

### III - 1.2 Comportement en compression simple du simulant inerte.

De nombreux essais ont été réalisés dans la phase de mise au point du simulant inerte. Il a été noté que ce matériau est sensible à la maturation. Nous l'avons constaté avec l'augmentation du module d'Young et de la contrainte à rupture après un temps d'attente de quelques mois. Nous ignorons si un tel comportement est présent avec l'XF-11585. Mais, au regard du temps passé entre la coulée, l'usinage et l'essai, l'introduction d'un délai d'attente entre la mise en forme et l'essai du simulant inerte est recommandée. Pour de futurs essais, nous nous inspirons des essais sur béton en recommandant un délai de 2 mois. Ainsi, les essais que nous présentons dans ce paragraphe sont liés à des échantillons d'âge supérieur à 2 mois. Leurs caractéristiques sont résumées dans le Tab. III-4. Son comportement est décrit en Fig. III-2 et résumé dans le Tab. III-5. Nous constatons un comportement similaire à celui de la cire.

Nous avons testé ce matériau avec deux vitesses sur la presse quasi statique. Sur la Fig. III-2, la dépendance en vitesse de déformation est visible sur la raideur et sur la contrainte à rupture. Sur la Fig. III-2, le simulant inerte à basse vitesse suit le comportement de sa matrice en cire. Il s'en écarte au moment de la rupture avec une chute importante de la résistance mécanique. Cet écart est lié aux grains dans le simulant inerte. Les résultats obtenus sont résumés dans le Tab. III-5.

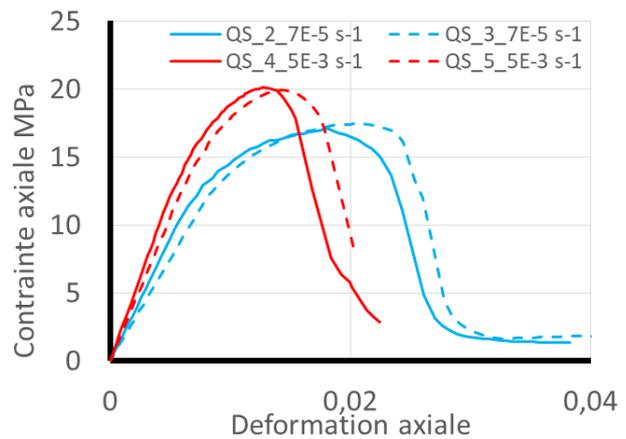


Fig. III-2 : Compression axiale du simulant inerte pour deux vitesses de déformations.

Tab. III-4 : Echantillons de simulant inerte testés.

	QS2- 7E-05	QS3- 7E-05	QS7- 7E-05	QS4- 5E-03	QS5- 5E-03	QS6- 5E-03
Hauteur [mm]	17,01	20,62	16,91	15,90	17,18	19,66
Diamètre [mm]	8,96	8,89	8,84	8,88	8,82	8,88
L/D	1,89	2,31	1,91	1,79	1,94	2,21
Densité [g/cm <sup>3</sup> ]	1,51	1,52	1,72	1,52	1,52	1,58

Dans ce chapitre, nous revenons sur des essais non confinés quasi statiques et dynamiques obtenus en début de thèse. À l'époque, nous ignorions la nécessité de maturation du matériau et le procédé de mise en forme n'était pas encore stabilisé. Nous ne jugeons pas ces essais pertinents pour donner les caractéristiques du simulant inerte. Cependant, tous les composants du simulant inerte sont présents dans ce premier matériau. Donc pour décrire une tendance ou une évolution ces essais peuvent suffire.

Tab. III-5 : Résultat des compressions non confinées du simulant inerte.

<b>Vitesse de déformation</b>	7,4E-05 s <sup>-1</sup> +/- 5 E-06	5,5E-03 s <sup>-1</sup> +/- 8 E-04
<b>Module d'Young</b>	1643,60 MPa +/- 537	2283,42 MPa +/- 508
<b>Contrainte max</b>	17,31 MPa +/- 0,26	20,00 MPa +/- 0,13
<b>Def Max</b>	0,019 +/- 0,001	0,013 +/- 0,001
<b>Contrainte 0,2%</b>	15,08 MPa +/- 0,47	18,62 MPa +/- 0,06
<b>Def 0.2%</b>	0,011 +/- 0,001	0,011 +/- 0,001

### III - 1.3 Comportement en compression simple de l'XF-11585.

Les essais sur l'XF-11585 se sont déroulés sur une presse mise à disposition par Nexter Munitions. Son installation répond aux contraintes de l'environnement pyrotechnique. Elle est dans une cellule d'essais blindée possédant une paroi soufflable et entourée de merlons. Sa commande est déportée et ses opérateurs doivent être des pyrotechniciens qualifiés. Cet ensemble de contraintes a nécessité la mise en place de modes opératoires adaptés pour les deux pyrotechniciens chargés de la prise de mesure et de la gestion du matériau énergétique.



Fig. III-3 : Échantillon E6 après compression non confinée.

Pour garder un impact minimal sur l'installation et ses certificats pyrotechniques, nous avons choisi d'utiliser une chaîne de mesure parallèle aux moyens existants sur la presse.

Cela nous permettait d'obtenir une voie d'enregistrement supplémentaire pour les compressions confinées, d'augmenter la fréquence d'échantillonnage et de synchroniser en temps toutes nos mesures à un coût inférieur à celui proposé par le fournisseur de la presse. Avec ce dispositif, nous avons écrasé onze échantillons non confinés. Dans le Tab. III-6 : Echantillon utilisés dans les essais de compression non confinés. , nous listons les caractéristiques des 6 échantillons retenus. Sur la Fig. III-3, nous avons le premier de ces échantillons après compression.

Tab. III-6 : Echantillon utilisés dans les essais de compression non confinés.

<i>ID</i>	<i>Vitesse (mm/min)</i>	<i>Hauteur (mm)</i>	<i>Diamètre (mm)</i>	<i>Masse (g)</i>	<i>Densité (kg/m<sup>3</sup>)</i>	<i>Position coulée (1=bas, 8=haut)</i>
E6	0,1	14,38	8,89	1,5385	1723,6	3
E18	0,1	14,36	8,89	1,5365	1723,8	5
E30	0,1	14,31	8,89	1,5252	1717,1	7
E24	10	14,38	8,88	1,5215	1708,4	6
E12	10	14,37	8,88	1,5286	1717,6	3
E36	10	15,24	8,89	1,5286	1615,9	8
T03	0,1	9,98	9,93	1,3447	1739,8	3

### Raideur :

Les résultats obtenus sont décrits en Fig. III-4 et résumés dans le Tab. III-7. Nous commençons par les essais basse vitesse. Le matériau énergétique présente un module d'Young plus important que celui du TNT et une résistance mécanique plus élevée. Pour le premier, l'ONTA et le RDX occupent une part importante du matériau. Le RDX possède un module d'Young proche des 20 GPa et celui de l'ONTA doit avoir un ordre de grandeur similaire. La contribution de ces deux matériaux influence la raideur de l'XF-11585.

### Résistance mécanique :

Ensuite, la résistance mécanique de l'XF-11585 semble augmentée par rapport au TNT (6,61 MPa [74]). En fonction de la position de l'échantillon dans la coulée d'XF-11585, la gravité donne des concentrations plus ou moins importantes en RDX et ONTA. Nous pouvons nous attendre à un effet de sédimentation (grains en bas de la coulée) ou de crémage (grains en haut de la coulée) [33]. S'il est présent et significatif, ce phénomène impacte les caractéristiques mécaniques en modifiant la morphologie du matériau. Sur nos essais, cela devrait se voir avec une variation des modes de ruptures des échantillons liée à la hauteur dans la coulée. Parmi les

échantillons écrasés le Tab. III-6. Nous donne les positions dans la coulée. Sur la Fig. III-4 nous avons regroupé les réponses de ces échantillons.

### Comportement moyenne vitesse :

Lorsque la vitesse augmente, nous constatons un phénomène particulier sur les courbes à  $0,012 \text{ s}^{-1}$  dans la Fig. III-4. Entre 9 et 11 MPa, une première rupture apparaît puis le matériau continu de résister pour rompre définitivement à 16 MPa.

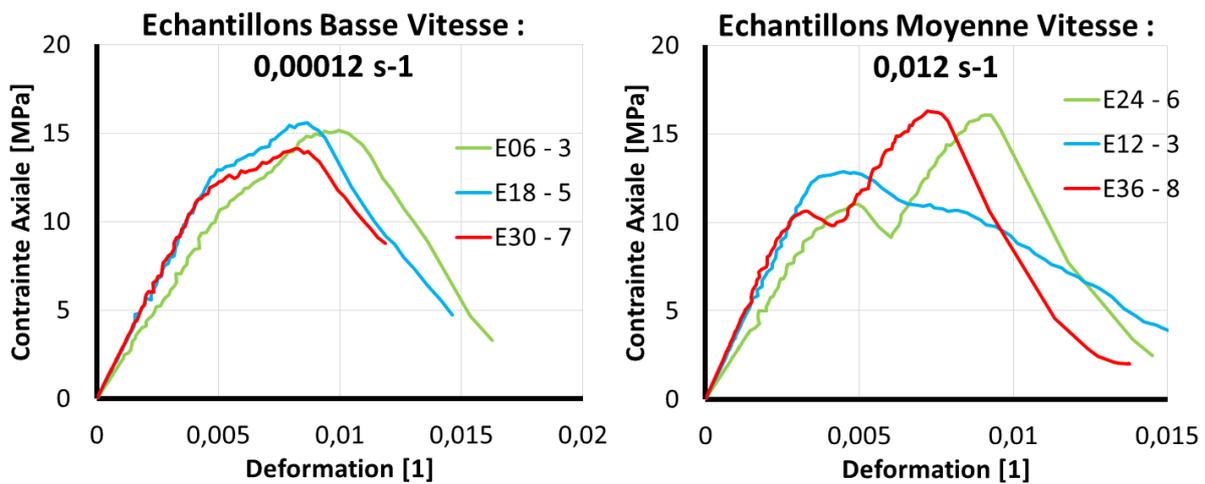


Fig. III-4 : Courbe de compression non confinées de l'XF-11585. Pour faciliter la lecture nous montrons trois échantillons par vitesse. Cela nous permet de souligner la reproductibilité du phénomène observé à moyenne vitesse.

Pour interpréter ce comportement nous avons émis plusieurs hypothèses :

- H1 : Enregistrement des données perturbé : La continuité du signal invalide cette hypothèse pour les perturbations logicielles et électromagnétiques.
- H2 : Variation dans la commande de la presse. Au début des essais nous avons rencontré un mode d'approche particulier de la presse où celle-ci cherche le contact à une vitesse donnée jusqu'à atteindre une contrainte seuil. A son passage la presse appliquait les paramètres de l'essai. Cela donnait un changement de vitesse de déformation inexplicable dans nos premiers essais.
- H3 : Variation dans l'environnement mécanique : Pour chaque configuration d'essai nous avons réalisé un essai à blanc qui permet de retirer les perturbations liées au montage. Si cet artefact est lié à l'environnement mécanique nous aurions dû l'observer entre 9 et 11 MPa sur les courbes de presse à vide. La Fig. III-5 montre une courbe de la presse à vide dans les conditions de l'essai

moyenne vitesse. Les deux lignes horizontales encadrent le domaine de contrainte où nous observons la perturbation.

- H4 : La géométrie de l'échantillon induit des inhomogénéités.
- H5 : Il s'agit d'une réponse du matériau : La Fig. III-6 compare la contrainte axiale et la vitesse de déformation qui sont issues de la mesure parallèle. Nous constatons une augmentation de la vitesse de déformation similaire à celle observée pour la rupture du matériau. Cela nous pousse à envisager une rupture prématurée interne du matériau. Celle-ci peut être causée par différents éléments de la microstructure :
  - H5-1 : Bulle de cire : La Fig. III-8 met en avant le rôle de la vitesse de déformation dans l'apparition progressive de ce comportement. Nous suggérons le scénario suivant : une rupture de la cire répartie dans la matrice puis redistribution de la charge sur la matrice de TNT. À la page 114-115 de son manuscrit, Vincent Chuzeville observe la présence d'amas de cire dans l'Hexolite [17]. Cette observation nous amène à poser les questions de répartition et de taille des amas de cire nécessaires à ce comportement. Pour éclaircir ce point des essais, nous proposons : la compression de TNT avec et sans cire en émulsion ou le test d'échantillons dont la taille des émulsions varie.
  - H5-2 : Porosité : Une telle hétérogénéité du matériau peut entraîner une rupture locale. Cependant le caractère aléatoire des porosités rend le phénomène difficile à reproduire.
  - H5-3 : Agrégat : Il s'agit de groupes de grains d'ONTA, de RDX ou d'aluminium qui ne sont pas mélangés à la matrice. Cela donne localement une absence de cohésion qui facilite la propagation de fissures.

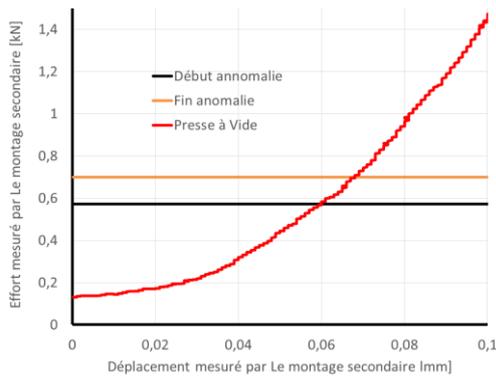


Fig. III-5 : Courbe de presse à vide associée aux essais moyenne vitesse.

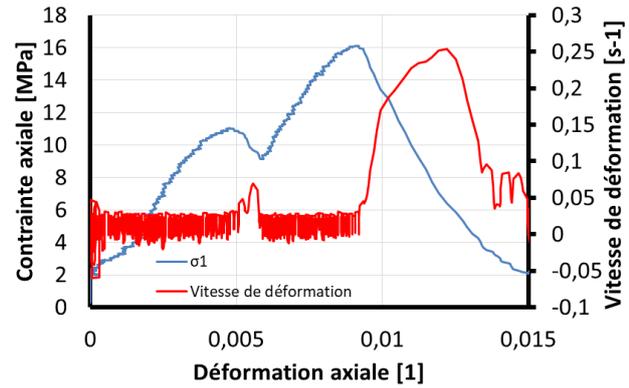


Fig. III-6 : Comparaison de la vitesse de déformation mesurée avec l'effort enregistré.

Tab. III-7 : Résultat des compressions non confinées de l'XF-11585.

Vitesse de déformation	0,00012 s <sup>-1</sup>	0,012 s <sup>-1</sup>
<b>Module d'Young</b>	2435 MPa +/- 308	3007 MPa +/- 580
<b>Contrainte max</b>	14,9 MPa +/- 0,7	15,1 MPa +/- 2,0
<b>Def Max</b>	0,0093 +/- 0,0006	0,007 +/- 0,002
<b>Contrainte 0,2%</b>	14,0 MPa +/- 1,0	11,3 MPa +/- 1,3
<b>Def 0.2%</b>	0,008 +/- 0,001	0,006 +/- 0,001

Observation sur le facteur de forme: Lorsque nous explorions le comportement inattendu en vitesse moyenne, nous avons épuisé notre stock d'échantillons non confinés. Pour continuer nos investigations nous avons décidé d'utiliser les échantillons de contrôle. Comme nous devons dissoudre ces échantillons pour en extraire la granulométrie, leurs facteur de forme est de 1. Soit diamètre = hauteur. En dehors du fait qu'ils ne nous ont pas montré le phénomène investigué en moyenne vitesse, ces échantillons ont confirmés la nécessité d'un facteur de forme supérieur à 1,5 pour l'XF-11585. Effectivement, la Fig. III-7 montre deux essais produits à la même vitesse de déformation avec deux facteurs de forme différents. L'échantillon E06 possède un facteur de forme de 1,61 alors que le T03 possède un facteur de forme à 1,005. L'interprétation de ce phénomène est traitée en début de partie III.

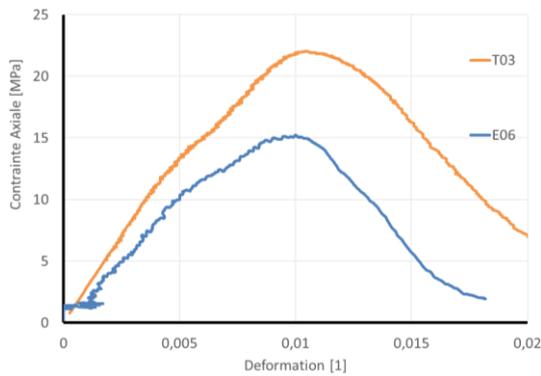


Fig. III-7 : Influence du facteur de forme sur la contrainte maximale retournée par l'échantillon.

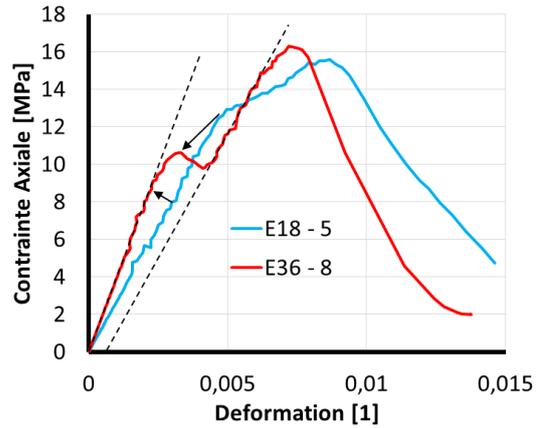


Fig. III-8 : E18 est sollicité en basse vitesse ( $1,2 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ) et E36 en moyenne vitesse ( $1,2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ).

### III - 2 Essais de compression quasi statique confinées pour le simulant inerte et l'XF-11585 :

Dans ce paragraphe, nous présentons les résultats du confinement passif avec le simulant inerte puis le matériau énergétique. Notre but ici est de présenter les caractéristiques mécaniques que nous avons observées. Elles feront, par la suite, l'objet d'un travail de modélisation.

L'essai de compression confiné nous renseigne sur le comportement du matériau pendant l'endommagement et sur son critère de glissement. Le comportement du matériau est probablement complexe, cependant, nous essayons d'identifier une phase élastique linéaire isotrope dans sa réponse. Nous tentons d'extraire des essais les caractéristiques élastiques ( $E$  et  $\nu$ ) qui décrivent au mieux le matériau sous cette hypothèse. Mais, le matériau subit une évolution continue pendant l'essai. Cela signifie que les paramètres obtenus ne décrivent pas un matériau vierge de tout endommagement. Ensuite, le matériau de comblement apporte une complexité avec la raideur et le frottement qu'il introduit. Les perturbations apportées avec cet élément se concentrent au début de l'essai. Cela rend difficile la lecture des paramètres élastiques à partir des comportements sphériques ( $P$  et  $\epsilon_H$ ) et déviatoriques ( $\sigma_{eq}$  et  $\epsilon_{eq}$ ). Ainsi, la zone de mesure est difficile à identifier. Comme nous le montrerons par la suite, la méthode d'exploitation que nous avons développée n'est pas adaptée au comportement élastique du matériau en début d'essai. Pour cette raison, nous préférons nous appuyer sur les paramètres élastiques issus des essais de compression non confinée.

### III - 2.1 Compression Confinée : simulant inerte :

Nous utilisons les échantillons confinés inertes illustrés par la Fig. III-9. Ceux-ci étant nombreux et perturbés par la variabilité intra spécimen, nous avons décidé d'améliorer la lisibilité en les présentant sous trois groupes. Ainsi, nous aborderons chaque aspect des résultats sous l'angle des basses pressions de 26 et 48 MPa, les moyennes pressions entre 80 et 101 MPa et les hautes pressions entre 116 et 144 MPa. De plus, nous avons constaté plusieurs défauts liés aux bagues de confinement. Effectivement, les contraintes dimensionnelles au centième et la coaxialité entre l'intérieur et l'extérieur de la bague sont difficiles à maintenir pendant l'usinage. D'où, une mesure a posteriori de l'épaisseur de la bague à son emplacement le plus fin. Toutes ces informations sont regroupées dans le Tab. III-8.



Fig. III-9 : Compression confinée du simulant inerte à l'INSA-CVL

Tab. III-8 : Echantillons d'inertes comprimés en quasi statique à  $1 \text{ E-}5 \text{ s-}1$ . Les échantillons marqués d'une étoile ont subis un chargement déchargement.

Echantillon	Confinement Radial [MPa]	Epaisseur bague [mm]	Groupe
IN 15	26	0,30	Basse pression
IN 25	48	0,57	Basse pression
IN 17*	26	0.30	Basse pression
IN 26	48	0,57	Basse pression
IN 37	93	1,18	Moyenne pression
IN 38	80	0,99	Moyenne pression
IN 49	116	1,51	Haute pression
IN 50	101	1,29	Moyenne pression
IN 52*	80	0,99	Moyenne pression
IN 61	144	1,94	Haute pression
IN 62	126	1,66	Haute pression
IN 64*	146	1,98	Haute pression

Enfin, au cours des 5 paragraphes à venir, nous mesurons différentes constantes élastiques. A cette fin, nous avons sélectionné une population de points par essai en nous aidant de la mesure non confinée du module d'Young. Ainsi, le module de compression isostatique, le coefficient de Poisson, le module d'Young, le module de cisaillement et la pente œdométrique sont relevés sur l'ensemble de la même population de points.

### III- 2.1.1 Contrainte axiale et radiale :

Dans ce paragraphe, nous exposons les résultats d'essais de confinement passif sur échantillon cylindrique avant leurs traductions en premier et second invariant. Selon le schéma que nous exposons en partie III.1, les contraintes et déformations marquées de l'indice 1 sont mesurées en suivant l'axe de l'échantillon. Les contraintes et déformations d'indice 2 sont mesurées selon le rayon de l'échantillon. La symétrie de révolution nous permet d'écrire  $\sigma_2 = \sigma_3$  et  $\varepsilon_2 = \varepsilon_3$ . Ces contraintes et déformations sont issues des interprétations du comportement associé à la bague et à la presse. Elles décrivent les conditions aux limites de notre volume élémentaire représentatif (VER).

Pour en faciliter la lecture nous avons regroupé ces résultats en trois niveaux de pression. Dans un premier temps nous cherchons le coefficient de Poisson. Nous le déduisons de la pente de la contrainte radiale ( $\sigma_2$ ) en fonction des contraintes axiales ( $\sigma_1$ ) sur les Fig. III-10, Fig. III-11 et Fig. III-12. Puis nous utilisons ce résultat pour extraire le module d'Young des graphiques de contraintes axiales ( $\sigma_1$ ) en fonction des déformations axiale ( $\varepsilon_1$ ) avec les Fig. III-13, Fig. III-14 et Fig. III-15. Enfin, nous illustrons le comportement des contraintes radiales ( $\sigma_2$ ) en fonction des déformations axiales ( $\varepsilon_1$ ) avec les Fig. III-16, Fig. III-17, Fig. III-18. Nous y observons la plastification de la bague.

Pour chaque niveau de pression nous regroupons un essai de chargement-déchargement (en bleu) et trois essais avec des pauses. Commençons avec les l'état de contrainte du matériau. Avec les essais regroupés dans les figures qui suivent nous mesurons le coefficient de Poisson en mesurant la pente entre la contrainte radiale ( $\sigma_2$ ) et la contrainte axiale ( $\sigma_1$ ). Compte tenu du rapport entre le module du matériau et la raideur de la bague nous faisons l'hypothèse d'un chemin de chargement quasi-œdométrique, qui permet d'écrire  $\varepsilon_2 = 0$ . Enfin, nous utilisons la loi de Hooke pour déduire le coefficient de Poisson de la pente A mesurée sur les graphiques qui suivent.

$$A = \frac{\nu}{1 - \nu} \quad (59)$$

Pour chaque essai la pente est mesurée, les coefficients de Poisson sont regroupés dans le Tab. III-9. A ce stade, nous devons rappeler que le matériau testé évolue en permanence pendant l'essai. Les perturbations induites par le frottement masquent une partie importante de la courte phase de comportement linéaire du matériau ce qui rend délicat l'analyse des composantes élastiques comme le module d'Young par exemple. Ces coefficients sont donc à prendre avec précaution. Par exemple, avec le module d'Young, nous préférons utiliser la mesure issue sur l'essai non confiné.

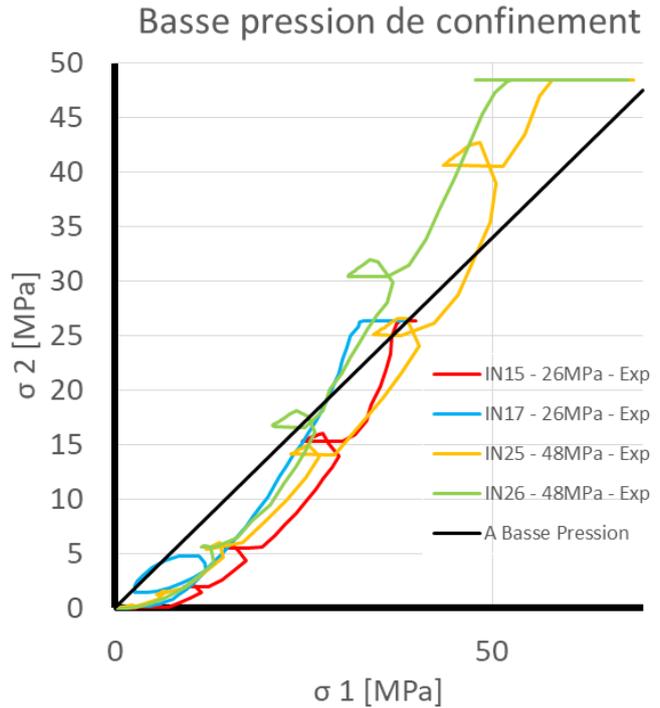


Fig. III-10 : Réponse en contraintes pour les échantillons inerte en basse pression.

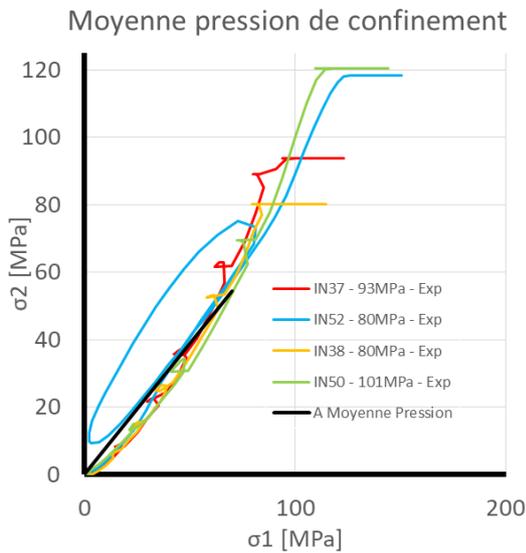


Fig. III-11 : Réponse en contraintes pour les échantillons inerte en moyenne pression.

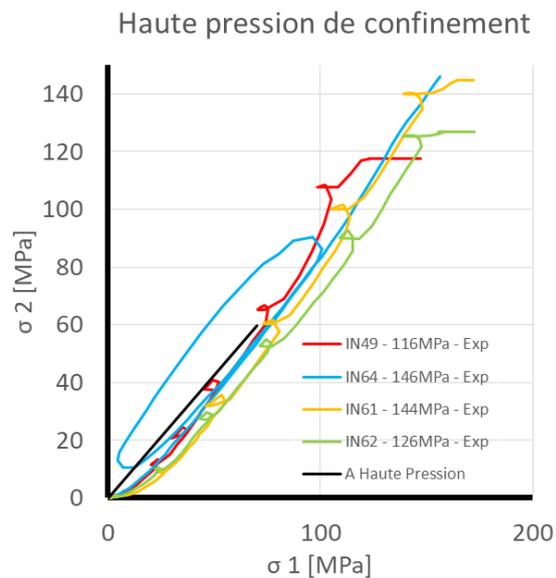


Fig. III-12 : Réponse en contraintes pour les échantillons inerte en haute pression.

Tab. III-9 : Coefficients de Poisson et module d'Young pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par  $\nu$  et le module d'Young par  $E$ . Ce dernier est exprimé en MPa.

	Basse Pression		Moyenne Pression		Haute Pression				
	$\nu$	$E$	$\nu$	$E$	$\nu$	$E$			
IN 15	0,37	988	IN 37	0,44	996	IN 49	0,43	617	Total
IN 25	0,41	904	IN 38	0,42	801	IN 61	0,48	162	
IN 26	0,40	876	IN 50	0,44	689	IN 62	0,47	341	
Moyenne	0,40	805		0,44	992		0,46	654	$\nu$ $E$
Ecart	0,03	239		0,01	350		0,02	593	0,43    708
									0,03    291
IN 17	0,43	454	IN 52	0,45	1482	IN 64	0,46	1499	0,45    1145
									0,01    598

Avec les relaxations liées aux pauses dans le chargement, nous observons la dépendance du matériau à la vitesse de déformation. Avec les chargement-déchargement, nous constatons la déformation permanente et le raidissement de l'ensemble. Dans le plan  $\sigma_1 = f(\varepsilon_1)$ , l'augmentation de la pression de confinement laisse apparaître une inflexion de la réponse entre 40 et 60 MPa sur les Fig. III-15, Fig. III-16. Nous verrons par la suite que celle-ci est liée au comportement en pression. Sur les trois niveaux de pression, la plastification de la bague est visible en fin de compression. Nous observons une inflexion de la réponse de l'échantillon qui le fait tendre vers un plateau de contrainte. Toujours en utilisant l'hypothèse œdométrique ( $\varepsilon_2 = 0$ ), nous relevons la pente B de chaque essai. Ensuite, nous utilisons les coefficients de Poisson issus des résultats précédents avec l'Eq.60 pour déduire le module d'Young de chaque essai. Les résultats obtenus sont regroupés dans le Tab. III-9. Nous constatons une sous-évaluation de la valeur du module d'Young obtenu par la méthode de confinement passif. Mais, nous avons isolé les mesures issues des cycles de chargement-déchargement. Elles donnent un résultat approchant les essais non confinés avec un module d'Young à 1490 MPa pour les IN 52 et 64 et 1640 MPa en non confiné.

$$E = \frac{B(1 + \nu)(1 - 2\nu)}{1 - \nu} \quad (60)$$

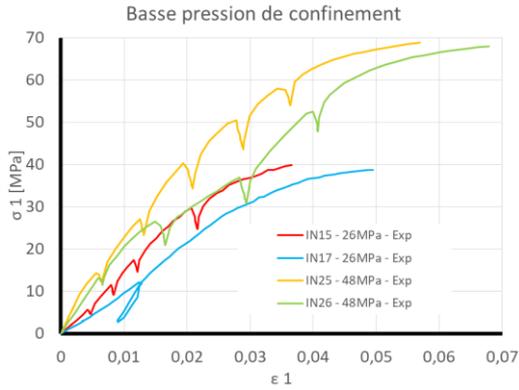


Fig. III-13 : Réponse axiale pour les échantillons inerte en basse pression.

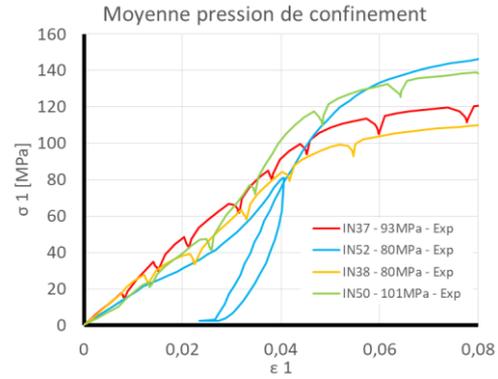


Fig. III-14 : Réponse axiale pour les échantillons inerte en moyenne pression.

Nous nous intéressons maintenant aux sollicitations radiales avec les Fig. III-16, Fig. III-17 et Fig. III-18. En basse pression, les échantillons IN15 et IN17 ont un comportement que l'on ne retrouve pas sur les autres essais. Au début de la compression, la bague n'est pas sollicitée. Cela entraîne un pied de courbe important en contrainte radiale.

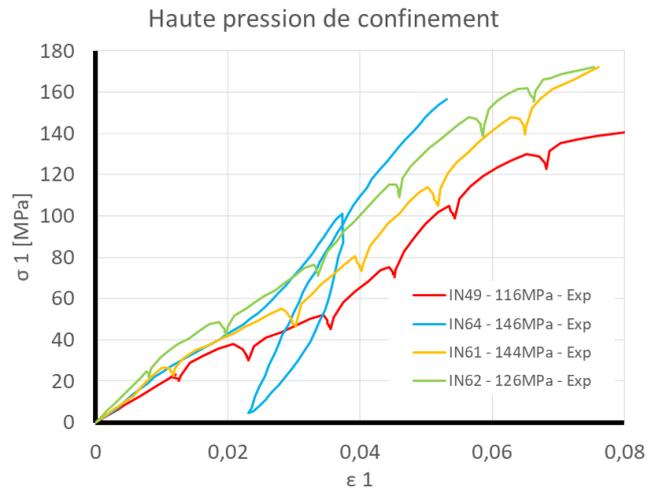


Fig. III-15 : Réponse axiale pour les échantillons inerte en haute pression.

Pour ce pied de courbe, nous proposons l'interprétation suivante : les contraintes dimensionnelles associées aux bagues les plus fines sont difficiles à tenir. Les bagues fines ont une épaisseur de 0,35 mm. Associé à cela, la faible quantité de matière de la bague facilite sa déformation lorsque l'échantillon et la bague sont assemblés. Ainsi, une quantité plus importante de matériau de comblement est nécessaire pour rattraper les jeux. La conséquence sur la réponse radiale est un pied de courbe plus important.

Ensuite, nous observons un comportement linéaire jusqu'à atteindre la zone des 40 à 60 MPa. Sur les figures de moyenne et haute pression, nous constatons une inflexion similaire à celle observée pour la réponse axiale.

Sur toutes les courbes, un plateau horizontal nous indique la plastification de la bague. Ce plateau correspond au niveau de confinement de la bague. Nous constatons que l'échantillon IN64 n'atteint pas ce plateau. Cela est dû à la limite de sécurité en effort axial entrée dans la presse.

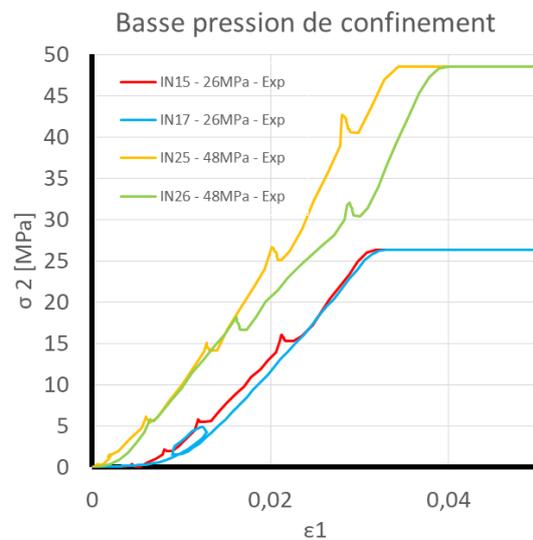


Fig. III-16 : Réponse radiale pour les échantillons inerte en basse pression.

La mesure pour la bague et la mesure selon l'axe de l'échantillon sont issues de moyens différents qui possèdent chacun une base de temps. Sur ces courbes de réponse radiale, les pauses ont rempli leurs rôles. Avec les multiples pics observés, nous synchronisons les bases de temps de la réponse radiale et la réponse axiale du matériau. Ces pauses nous révèlent aussi une amplitude moins marquée en radial. Cela est lié à la plus faible amplitude de la déformation radiale comparée à la déformation axiale visible dans le paragraphe qui suit. Enfin, bien que le comportement radial montre plus de linéarité dans sa réponse que le comportement axiale, nous constatons une augmentation de la raideur et une déformation permanente lors des essais de chargement et déchargement.

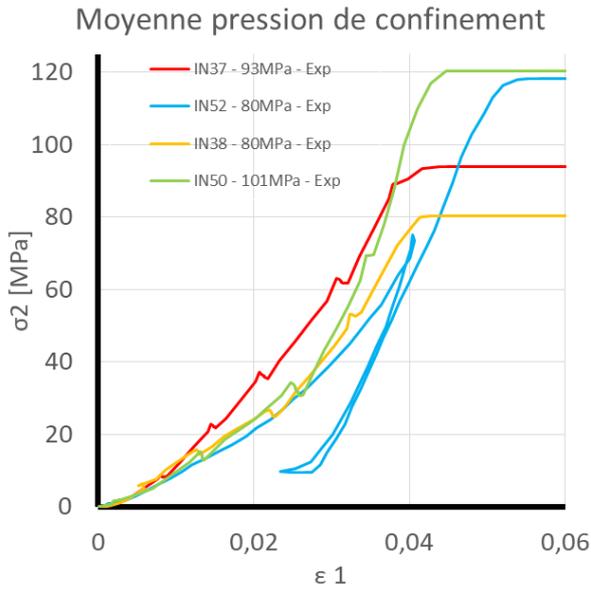


Fig. III-17 : Réponse radiale pour les échantillons inerte en moyenne pression.

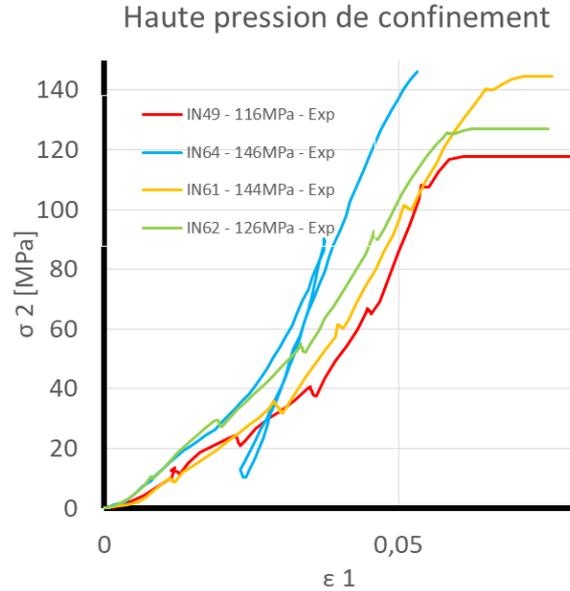


Fig. III-18 : Réponse radiale pour les échantillons inerte en haute pression.

### III- 2.1.2 Déformation radiale et axiale :

Pendant l'essai de compression confiné, nous avons mesuré la déformation de l'échantillon selon son axe ( $\varepsilon_1$ ) et selon son rayon ( $\varepsilon_2$ ). Pour obtenir  $\varepsilon_2$ , nous avons utilisé les équations développées en partie III.2. Cette étape nous sert à vérifier le bon déroulement du traitement de l'essai en validant les points suivants :

Lorsque  $\varepsilon_2$ , s'approche puis passe en dessous la déformation plastique  $\varepsilon_p$ , de la bague, nous observons un changement de pente. Cette limite est repérée par une ligne noire sur les Fig. III-19, Fig. III-20, Fig. III-21.

Au-dessus de  $\varepsilon_p$ , la pente relevée est appelée pente1 et en dessous de  $\varepsilon_p$ , la pente relevée est appelée pente 2. Ces deux mesures ont été regroupées dans le Tab. III-10.

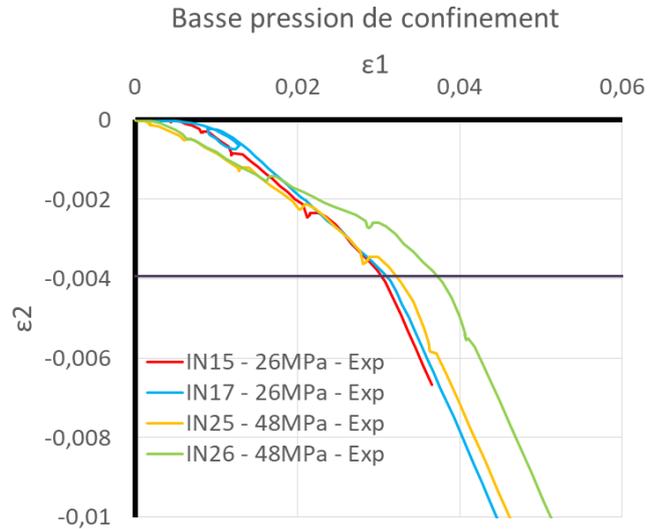


Fig. III-19 : Déformation axiale et radiale pour les échantillons inerte en basse pression.

Enfin, nous regardons les écarts entre pentes. Nous constatons, pour l'échantillon IN 64, un écart de pente qui révèle une plastification incomplète de la bague. Effectivement, cet essai a été interrompu par les marges de sécurité que nous nous sommes fixés.

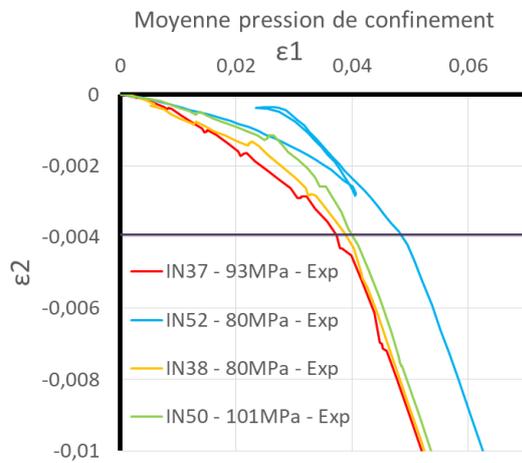


Fig. III-20 : Déformation axiale et radiale pour les échantillons inerte en moyenne pression.

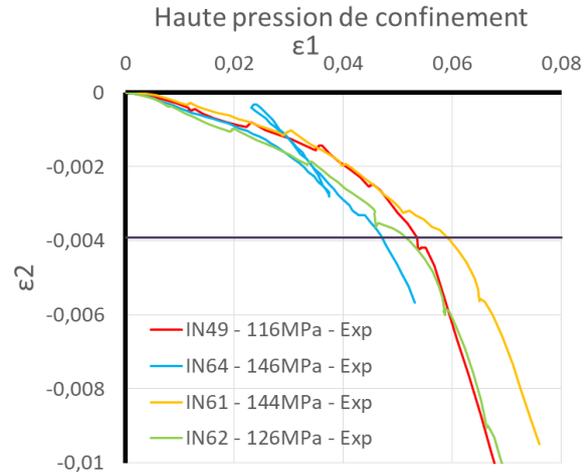


Fig. III-21 : Déformation axiale et radiale pour les échantillons inerte en haute pression.

Tab. III-10 : Pentes relevées pour les différents niveaux de pression.

	Basse Pression		Moyenne Pression		Haute Pression			
	Pente 1	Pente 2	Pente 1	Pente 2	Pente 1	Pente 2		
IN 15	-0,156	-0,467	IN 37	-0,098	-0,482	IN 49	-0,045	-0,491
IN 25	-0,135	-0,468	IN 38	-0,065	-0,490	IN 61	-0,055	-0,409
IN 26	-0,162	-0,468	IN 50	-0,078	-0,495	IN 62	-0,074	-0,414
IN 17	-0,093	-0,463	IN 52	-0,051	-0,487	IN 64	-0,057	-0,164
Moyenne	-0,137	-0,466		-0,073	-0,488		-0,058	-0,369
Ecart	0,031	0,002		0,020	0,005		0,012	0,142

### III- 2.1.3 Comportement volumique :

En utilisant les équations de la partie III rappelées dans l'**Eq.61**, nous avons extrait la réponse hydrostatique de notre simulant inerte. Les résultats sont alors regroupés suivant les 3 niveaux de confinement évoqués plus haut dans la Fig. III-22, Fig. III-23 et Fig. III-24.

$$P = \frac{\sigma_1 + 2\sigma_2}{3} \quad \varepsilon_H = \varepsilon_1 + 2 \varepsilon_2 \quad (61)$$

Nous constatons une grande variabilité du matériau dès le début de chaque courbe. De plus, ces réponses semblent s'incurver avec l'augmentation de la pression. Pour savoir si cela influence le comportement élastique du matériau, nous allons comparer le module de confinement isotrope (K) à deux étapes grâce aux essais de chargement-déchargement. Les valeurs moyennes obtenues pour chaque niveau de pression sont associées au graphique correspondant ci-dessous par une ligne noire. Sur les graphiques qui suivent les essais de chargement-déchargement sont en bleu et repérés par les identifiants IN17, IN52 et IN64. Les valeurs de K mesurés à l'issue de ces cycles sont reportés avec une étoile dans le Tab. III-11. Ainsi, nous constatons une augmentation de K avec le niveau de confinement. Les courbes de chargement-déchargement nous montrent également la présence d'une déformation volumique permanente. Enfin, nous constatons que l'effet des pauses porte plus sur le cisaillement que sur la pression.

Les réponses liées au comportement axial et radial du matériau pour les moyennes et hautes pression de confinement montrent un changement de pente entre 40 et 60 MPa. Celui-ci plus facile à voir sur les Fig. III-23 et Fig. III-24.

Enfin, pour les bagues de faible confinement (IN15 et IN17), nous observons un pied de courbe important. Ce pied de courbe est aussi visible sur la réponse radiale du matériau Fig. III-16. Notre interprétation de ce phénomène s'explique par un jeu lié à la finesse de la bague de faible confinement. En raison de ce pied de courbe la mesure du module de confinement est décalée au comportement linéaire que l'on observe après.

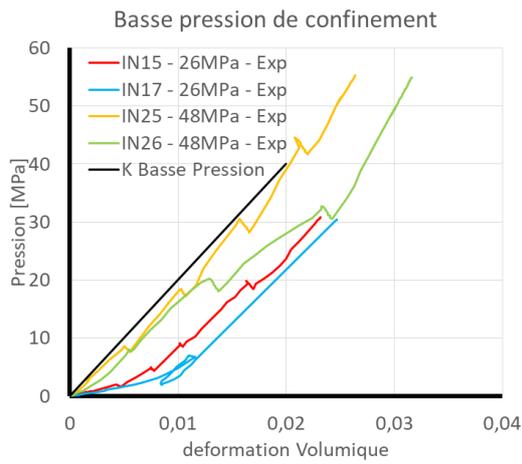


Fig. III-22 : Réponse en pression pour les échantillons inerte en basse pression.

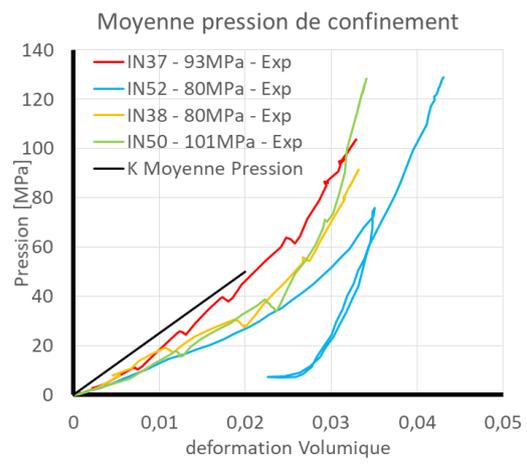


Fig. III-23 : Réponse en pression pour les échantillons inerte en moyenne pression.

Tab. III-11 : Modules de compression isostatiques mesurés en GPa. Les valeurs marquées d'une étoile sont mesurées après le cycle de chargement-déchargement.

	K Basse Pression		K Moyenne Pression		K Haute Pression			
IN 15	1,84		IN 37	3,34	IN 49	1,75		
IN 25	2,26		IN 38	2,11	IN 61	1,67		
IN 26	1,91		IN 50	2,10	IN 62	2,33	Total	
Moyenne	2,00		2,52		1,92		2,14	
Ecart	0,23		0,71		0,36		0,50	
IN 17	1,83	1,79*	IN 52	7,81	7,96*	IN 64	8,47	7,44*

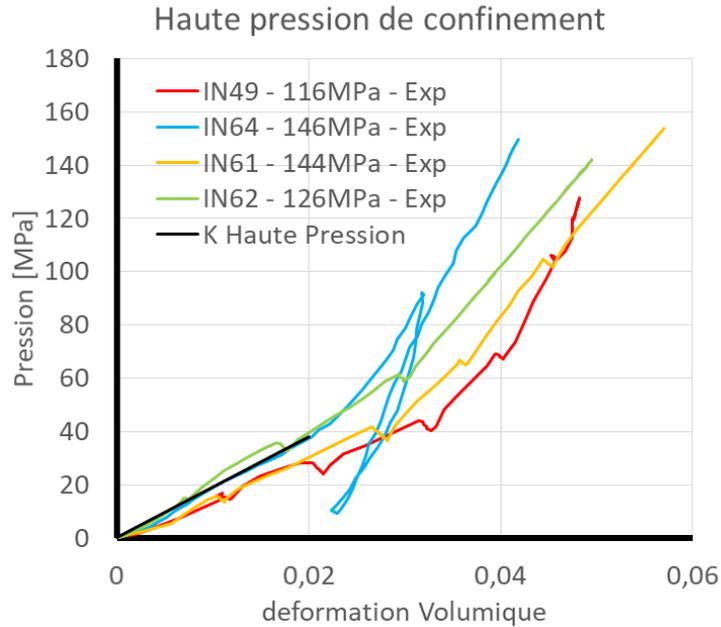


Fig. III-24 : Réponse en pression pour les échantillons inerte en haute pression.

### III- 2.1.4 Comportement en cisaillement :

En utilisant les équations de la partie III rappelées dans l'Eq.62, nous avons extrait la réponse déviatorique de notre simulant inerte. Les résultats sont regroupés suivant les 3 niveaux de confinement évoqués plus haut dans la Fig. III-25, Fig. III-26, Fig. III-27.

$$\sigma_{vm} = \sigma_1 - \sigma_2 \quad \varepsilon_{eq} = \frac{2}{3}(\varepsilon_1 - \varepsilon_2) \quad (62)$$

Ici nous allons commenter la réponse linéaire du matériau, puis la phase d'endommagement. Dans la Fig. III-28, ces deux phases sont expliquées et nommées étape 1 et étape 2.

Dans l'étape 1 (Fig. III-28), nous relevons le module de cisaillement. Pour cela nous utilisons les mêmes points que pour les mesures précédentes. Effectivement, si le matériau a un comportement élastique, il doit se voir autant en sphérique qu'en déviatorique. Les valeurs obtenues sont regroupées dans le Tab. III-12. Les modules sont tracés dans les graphiques ci-dessous avec une ligne noire. Sur les trois figures nous pouvons voir que les modules mesurés ne correspondent pas à la partie linéaire de début d'essai. Celle-ci nous montre la mise en place du confinement. Ce point est abordé plus en détail dans le paragraphe dédié au chemin de chargement. Cette mesure est également effectuée après un chargement-déchargement. Les résultats sont rapportés dans le Tab. III-12, dernière ligne. Nous constatons que contrairement

à la pression, les cycles de chargement-déchargement ne modifient pas le module de cisaillement dans des proportions notables. De plus, la proximité entre les modules de cisaillement de l'IN 52 et IN 64 est remarquable.

Ensuite, nous regardons l'étape 2 avec la rupture en cisaillement du simulant inerte. La résistance au cisaillement pour le matériau cohérent est comprise entre 10 et 25 MPa. Cependant, le mode de rupture du matériau introduit des réponses étonnantes. Effectivement, nous nous apercevons qu'un inerte faiblement confiné peut atteindre les niveaux de résistance attendu pour un confinement plus important.

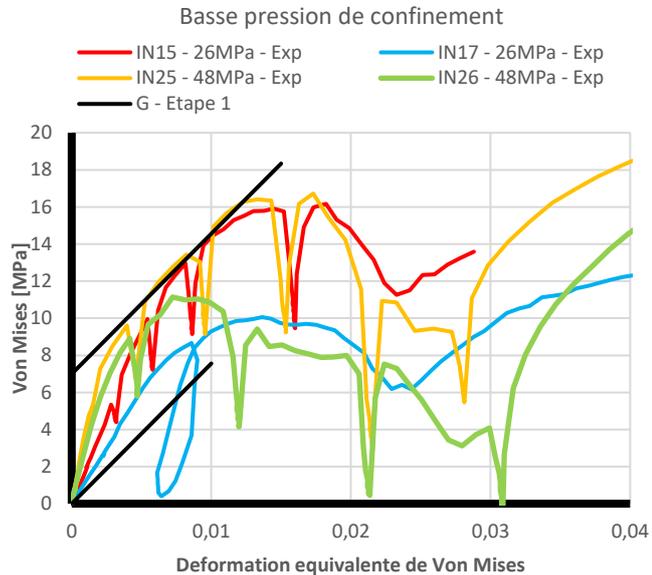


Fig. III-25 : Réponse en cisaillement pour les échantillons inerte en basse pression.

La relation entre le niveau de contrainte de la première rupture et le confinement ne semble pas simple. Ainsi, la forte variabilité du moyen de production des inerte est transmise à la réponse du matériau en rupture. Pour un matériau de type industriel dont le processus est stabilisé, nous nous attendons, et nous le constatons avec l'XF-11585, à une relation entre la pression de confinement et la résistance en cisaillement du matériau cohérent.

Pour ces raisons, nous avons décidé de ne pas tenir compte des contraintes à rupture que nous avons relevée sur le matériau en cisaillement. Nous observons également une réponse plus marquée de la composante déviatorique au moment des pauses imposées au matériau. Cela nous indique que le comportement visqueux sera majoritairement déviatorique.

Enfin, nous observons la remontée en cisaillement liée à la plastification de la bague. Lors de cette étape du confinement la contrainte radiale ( $\sigma_2$ ) devient constante alors que la contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) ne cesse d'augmenter. Avec l'Eq.62, cela signifie que la contrainte de Von Mises ( $\sigma_{vm}$ ) croit. La nature de la sollicitation passe ainsi de la compression quasi-isostatique au cisaillement en conservant la pression de confinement. Ainsi, la sollicitation en cisaillement augmente jusqu'à atteindre la limite de glissement du matériau endommagé. Cette valeur est abordée dans le paragraphe suivant car elle est plus facile à lire sur le chemin de chargement. Mais nous pouvons constater sa présence en fin de réponse déviatorique, où la contrainte de Von

Mises tend vers l'horizontal. Nous constatons sur la Fig. III-25, que l'IN-15 n'atteint pas ce plateau. Ainsi, cet essai devra être écarté pour tracer le critère de glissement du matériau endommagé.

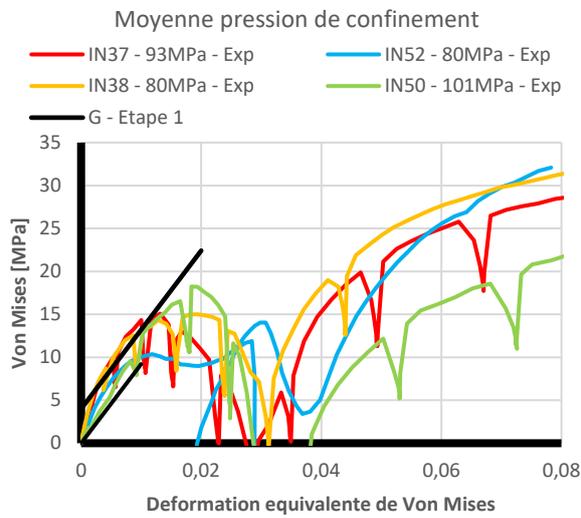


Fig. III-26 : Réponse en cisaillement pour les échantillons inerte en moyenne pression.

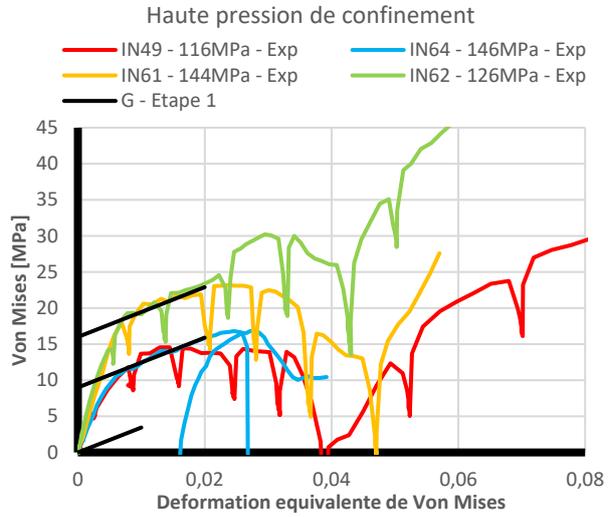


Fig. III-27 : Réponse en cisaillement pour les échantillons inerte en haute pression.

Tab. III-12 : Modules de cisaillement mesurés en MPa. Les valeurs marquées d'une étoile sont mesurées après le cycle de chargement-déchargement.

	G Basse Pression		G Moyenne Pression		G Haute Pression		
IN 15	312	IN 37	311	IN 49	185		
IN 25	284	IN 38	258	IN 61	51		
IN 26	280	IN 50	225	IN 62	107		total
Moyenne	252		307		115		224
Ecart	81		90		67		92
IN 17	132	IN 52	432	IN 64	434		333+/-174

### III- 2.1.5 Chemin de chargement :

En utilisant les équations de la partie III rappelées dans l'**Eq.63**, nous avons extrait la réponse de notre simulant inerte selon les deux premiers invariants de contrainte. Les résultats sont regroupés suivant 3 niveaux de confinement évoqués plus haut dans la Fig. III-29, Fig. III-30 et Fig. III-31.

$$\sigma_{vm} = \sigma_1 - \sigma_2 \quad P = \frac{\sigma_1 + 2\sigma_2}{3} \quad (63)$$

Sur ces graphiques, nous observons plusieurs phases. La première est un comportement linéaire dont la pente vaut 3. C'est de la compression simple, non confinée. Elle décrit la mise en place de l'essai jusqu'à ce que le confinement  $\sigma_2$  entre en action. Après cette phase, une nouvelle phase linéaire peut être observée. Nous avons fait ressortir la pente de l'étape 1 pour la marquer sur la Fig. III-28. Cette pente correspond à la phase œdométrique. Sous l'hypothèse que  $\varepsilon_2$  reste négligeable, cette pente dépend coefficient de Poisson du matériau. Puis nous trouvons l'étape 2. Elle décrit la propagation de l'endommagement dans le matériau jusqu'à la plastification de la bague. Au moment de la plastification, la contrainte radiale atteint son maximum alors que la contrainte axiale continue d'augmenter. Nous observons alors une transformation de la sollicitation vers plus de cisaillement. C'est le segment de pente 3 qui s'arrête à l'étape 3, sur le critère de glissement du matériau.

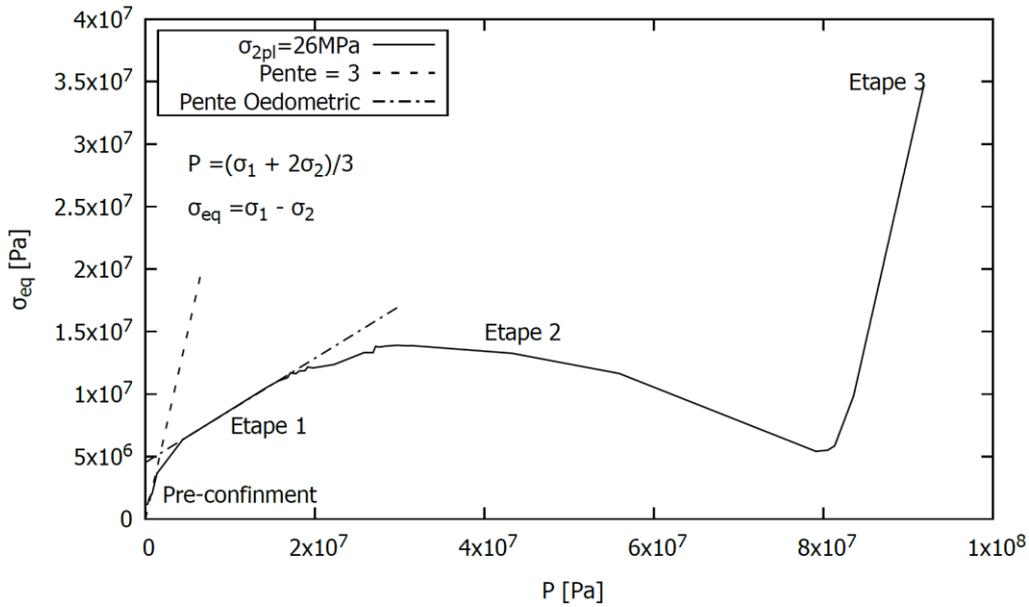


Fig. III-28 : Chemin de chargement. Il est découpé en 4 phases. Une mise en place avec le pré-confinement, une première phase avec l'étape 1 qui correspond au comportement élastique. Une Seconde avec l'étape 2 qui décrit la propagation de l'endommagement. Et une dernière avec l'étape 3 qui montre le critère de glissement du matériau.

Sur les figures qui suivent, nous constatons que le comportement en cisaillement a une influence majeure sur le chemin de chargement. Tout d'abord, nous pouvons voir l'ampleur de la phase linéaire liée à la mise en place du confinement sur chacune des trois figures. Au sortir de cette phase linéaire, nous avons mesuré les caractéristiques élastiques en relevant la pente. À ce stade de l'essai, la déformation radiale est négligeable au point que l'on se considère en conditions œdométriques ( $\varepsilon_2 = 0$ ). Nous relevons la pente C. avec la loi de Hooke nous utilisons son expression pour remonter au coefficient de Poisson (**Eq.64**). Pour chaque niveau de pression, nous traçons les pentes œdométriques en noir dans la figure correspondante. Nous reportons les résultats obtenus dans le Tab. III-13. Pour les essais IN 52 et IN 64, les zones linéaires après le chargement-déchargement sont plus importantes. Nous pouvons voir le parallélisme avec la pente œdométrique sur la Fig. III-29 et Fig. III-31.

$$\nu = \frac{C - 3}{C + 6} \quad (64)$$

La mesure du coefficient de Poisson peut être améliorée si nous laissons de côté l'hypothèse œdométrique pour introduire la souplesse de la bague  $S_c$  (**Eq.65**). Cette mesure devra alors s'appuyer sur le module d'Young non confiné  $E_{nc}$ . Cependant, avec cette considération supplémentaire, nos essais décrivent un matériau qui n'est plus cohérent avec le modèle élastique. Pour expliquer cette anomalie, nous envisageons deux phénomènes potentiellement

concourants. Le premier vient du matériau qui n'est plus homogène pendant cette phase de l'essai. Le second vient des perturbations amenées par la mise en place de l'essai et du frottement introduit par la résine. Avec ce constat, nous posons une question sur l'intérêt d'une telle mesure dont le but est de fournir un modèle élastique utilisable. Donc, dans l'optique de fournir au moins un point de départ pour la modélisation de ce matériau, nous resterons avec l'hypothèse œdométrique.

$$\nu = \frac{(C - 3)(E_{nc}S_c - 1)}{6 + C} \quad (65)$$

Nous passons à l'étape 2 avec la propagation de l'endommagement dans l'échantillon. Le début de cette phase est difficile à repérer lorsque l'étape 1 est trop réduite. Ensuite vient l'étape 3 qui marque le critère de glissement du matériau endommagé.

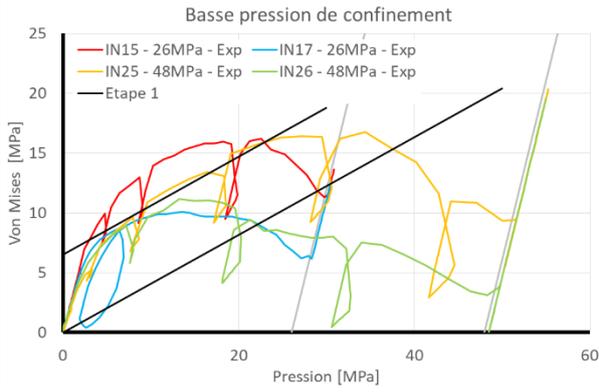


Fig. III-29 : Chemin de chargement pour les échantillons inerte en basse pression.

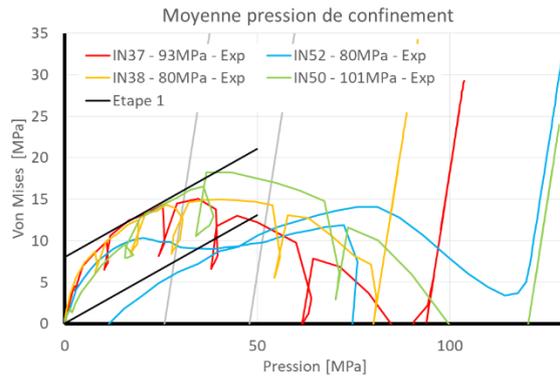


Fig. III-30 : Chemin de chargement pour les échantillons inerte en moyenne pression.

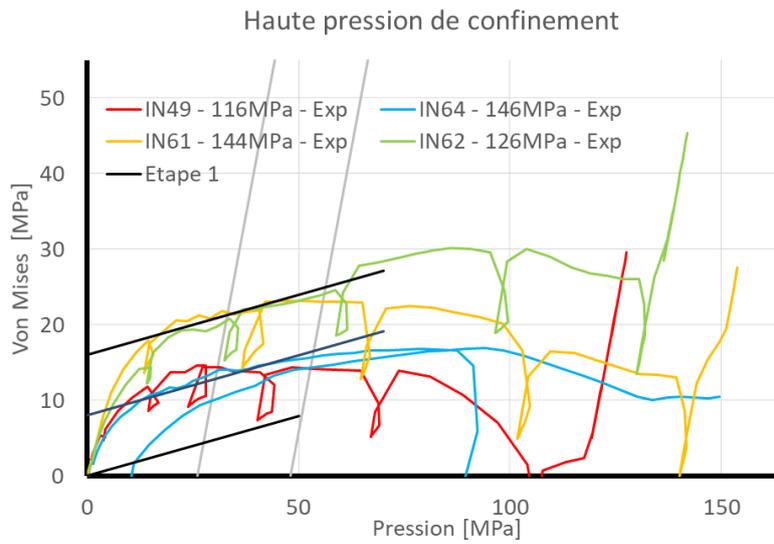


Fig. III-31 : Chemin de chargement pour les échantillons inerte en haute pression.

Tab. III-13 : Coefficients de Poisson et pente œdométrique pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par  $\nu$  et la pente œdométrique par  $C$ .

Pression	Basse		Moyenne		Haute		Total	C	$\nu$	
	C	$\nu$	C	$\nu$	C	$\nu$				
IN 15	0,57	0,45	IN 37	0,266	0,48	IN 49	0,271	0,47	C	$\nu$
IN 25	0,38	0,46	IN 38	0,318	0,47	IN 61	0,071	0,49		
IN 26	0,42	0,46	IN 50	0,261	0,47	IN 62	0,115	0,49		
Moyenne	0,41	0,46		0,262	0,475		0,159	0,49	0,28	0,474
Ecart	0,12	0,01		0,047	0,003		0,087	0,009	0,14	0,014
IN 17	0,27	0,48	IN 52	0,202	0,48	IN 64	0,179	0,48	0,216	0,48
									0,045	0,004

Pour l'étape 3, nous voulons obtenir une accumulation de points en fin de compression. Ils marquent l'état de contrainte à partir duquel le matériau commence à glisser sur lui-même. Dans cette étape la bague est entièrement plastifiée ce qui restreint la contrainte radiale à sa valeur de confinement. La contrainte axiale imposée par la presse tend alors vers un plateau horizontal jusqu'à rupture de la bague ou fuite du matériau. Pour plusieurs essais, nous avons eu ce type de problème qui nous pousse à les mettre de côté. Les valeurs restantes sont regroupées dans le Tab. III-14. Nous les traçons dans le plan de chargement sur la Fig. III-32.

Tab. III-14 : Dans ce tableau nous avons regroupé les pressions et contraintes de Von Mises associées à chacun des essais retenus. Certains essais sont laissés de côté car le critère n'a pas été atteint ou la bague ne s'est pas plastifiée.

	Basse Pression		Moyenne Pression		Haute Pression			
	P	VM	P	VM	P	VM		
IN 15	x	x	IN 37	103,6	29,3	IN 49	x	x
IN 25	55,3	20,3	IN 38	91,7	34,2	IN 61	x	x
IN 26	55,0	19,5	IN 50	x	x	IN 62	142,2	45,4
IN 17	30,4	12,4	IN 52	x	x	IN 64	x	x

La droite de régression de ces points possède une forte corrélation. Son ordonnée à l'origine reste faible ce qui implique une très faible cohésion de l'inerte endommagé. Cela montre l'intérêt de la phase de plastification de la bague pour atteindre le critère de glissement.

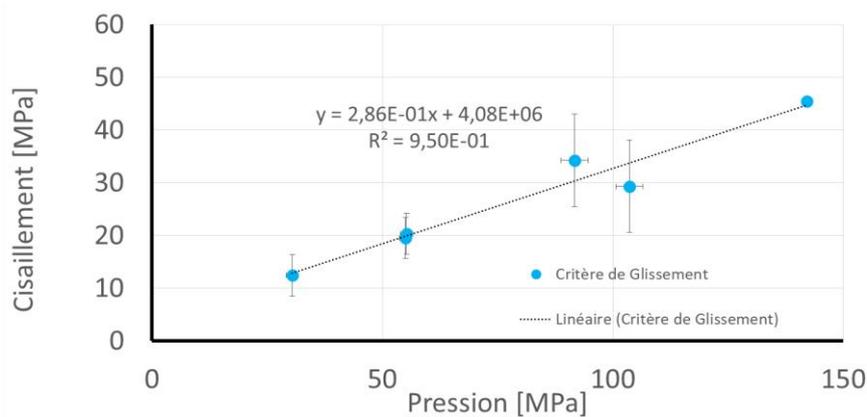


Fig. III-32 : Critère de glissement du simulant inerte totalement endommagé.

### III - 2.2 Compression Confiné XF-11585 :

Nous avons effectué les compressions confinées d'XF-11585 à Nexter Munitions (Fig. III-34). Pour la manipulation de la presse et des systèmes de mesures, nous avons rédigé des modes opératoires spécifiquement adaptés aux contraintes des essais sur un matériau énergétique. Nous avons décidé de mettre en place un système de mesure parallèle aux capteurs natifs de la presse (Fig. III-33).

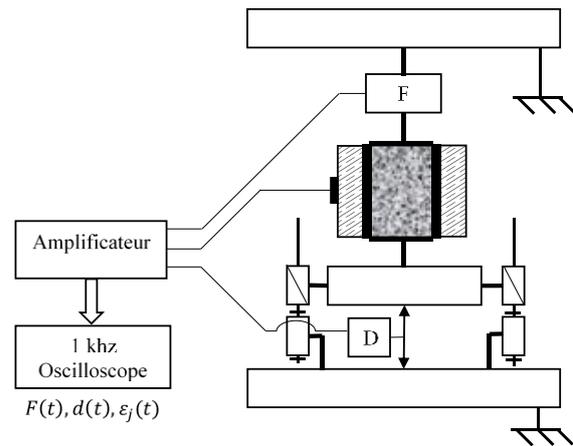


Fig. III-33 : Schéma de montage des capteurs additionnels sur la presse.

C'est donc sur une même base de temps que nous avons enregistré le déplacement de la traverse, la force exercée sur la traverse et la déformation circonférentielle de la bague. Dans ces essais, le temps et le nombre d'échantillons sont limités. Souhaitant assurer un nombre suffisant d'essais, nous avons laissé de côté les pauses et chargements-déchargements effectués sur le simulant inerte.

Les échantillons que nous allons étudier dans ce paragraphe sont regroupés dans le Tab. III-15. Leur position dans la coulée est relevée pour faciliter le repérage de phénomènes liés au crémage ou la sédimentation. Comme dans la partie précédente nous séparons les résultats selon trois niveaux de confinements. Les mesures de l'épaisseur de la bague sont également reportées dans le tableau.

Tab. III-15 : Echantillons de compression confinée pour l'XF-11585. La position dans la coulée est repérée par un numéro de tranche. 1 = bas, 8 = haut.

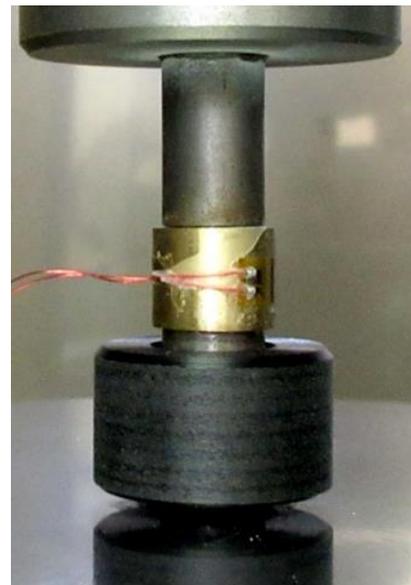
	<b>Confinement [MPa]</b>	<b>Bague [mm]</b>	<b>Groupe</b>	<b>Position de coulée</b>
E 07_C	28,7	0,33	Basse pression	3
E 25_C	31,2	0,36	Basse pression	6
E 14_C	54,7	0,66	Basse pression	4
E 32_C	60,5	0,73	Basse pression	7
E 15_C	96,0	1,22	Moyenne pression	4
E 21_C	94,9	1,20	Moyenne pression	5
E 10_C	117,4	1,53	Haute pression	3
E 22_C	117,4	1,53	Haute pression	5
E 17_C	149,5	2,04	Haute pression	4
E 35_C	148,0	2,01	Haute pression	8

Nous aborderons les résultats de compression confinée avec la même approche que la partie du simulant inerte. Dans un premier temps, nous nous intéressons au coefficient de Poisson et au module d'Young issu des contraintes et déformations axiales et radiales. Puis nous analysons le comportement selon le premier invariant. Ensuite, nous analyserons la réponse en cisaillement pour terminer sur le chemin de chargement. À partir duquel, nous déduirons son critère de glissement.

L'essai de compression confinée est principalement développé pour l'étude du matériau endommagé. En théorie, cet essai permet également une analyse de la phase élastique du matériau. En pratique, l'expérience montre que plusieurs facteurs rendent délicate l'exploitation des essais dans cette phase :

- Rattrapage des jeux du montage
- Influence importante des frottements lors de la mise en place de l'essai.

Cependant, en première approche nous proposons la méthode suivante pour permettre d'analyser et exploiter la phase de comportement élastique. Dans un premier temps, nous voulons obtenir le coefficient de Poisson en utilisant la pente de  $\sigma_2 = f(\sigma_1)$  et l'**Eq.59**. Dans un second temps, nous utilisons ce coefficient avec la pente de  $\sigma_1 = f(\varepsilon_1)$  et l'**Eq.60** pour obtenir le module d'Young. Ensuite, nous balayons l'intervalle de mesure utilisé pour obtenir ces deux valeurs. Dans cette phase d'analyse, nous cherchons à isoler une réponse linéaire au cours des premiers instants de mesure. Le module d'Young y est proche de celui issu des essais non confinés et le coefficient de Poisson est cohérent avec les mesures de K et de G. Lorsque cette phase d'analyse est terminée, nous avons isolé un intervalle sur lequel le comportement du matériau s'approche du modèle élastique. Nous en déduisons les constantes élastiques E,  $\nu$ , K, et G que les modélisations de premier abord pourront utiliser.



*Fig. III-34 : Compression confinée d'XF-11585 réalisées à Nexter Munitions*

### III- 2.2.1 Contrainte axiale et radiale :

Tout d'abord, nous analysons les contraintes et déformations mesurées aux frontières de notre échantillon. Nous avons regroupé les basses pressions en Fig. III-35. Nous constatons que la partie linéaire possède peu de points pour les échantillons 7 et 25. La faible épaisseur de la bague de confinement réduit le nombre de points dans le domaine linéaire. Le temps nécessaire à la mise en place du matériau de confinement vient également réduire ce nombre de points. Ainsi, nous constatons sur la Fig. III-35, la quasi-absence de réponse linéaire du matériau pour les courbes 7 et 25 alors que les courbes 14 et 32 ont une réponse mesurable. Les mesures effectuées sur ces quatre essais sont regroupées dans le Tab. III-16. Sur la Fig. III-36, nous constatons l'arrêt prématuré de l'essai 21. La bague commence la plastification, mais elle n'a pas le temps d'établir le plateau associé à sa réponse plastique. Cela signifie que l'essai 21 n'a pas été à son terme. Pour les deux essais représentés dans ce graphique, nous constatons la présence d'une partie linéaire. Celle-ci a été mise en avant dans la mesure du coefficient de Poisson lisible sur le Tab. III-16.

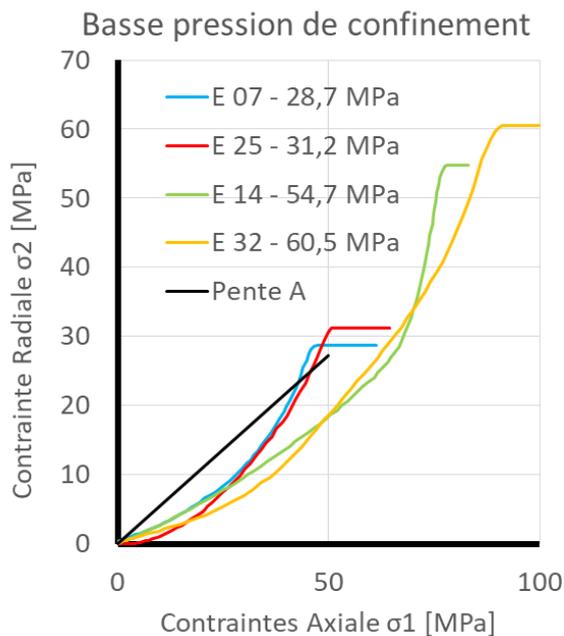


Fig. III-35 : Contrainte radiale en fonction de la contrainte axiale pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.

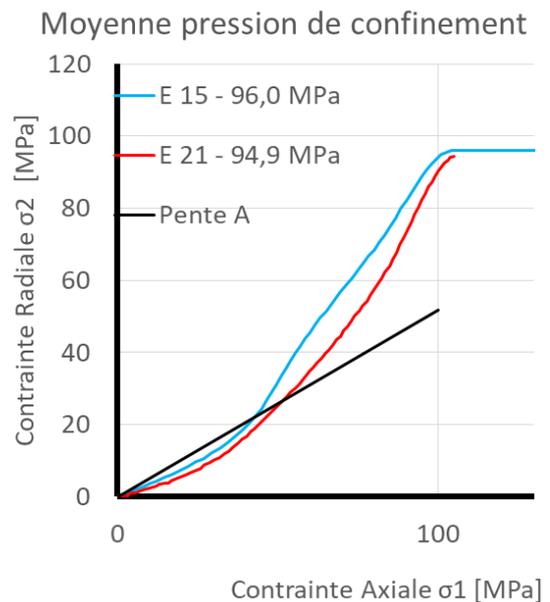


Fig. III-36 : Contrainte radiale en fonction de la contrainte axiale pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.

La Fig. III-37 nous montre les résultats des bagues épaisses. Les essais E17 et E35 n'ont pas atteint le plateau de contrainte radiale associé à leurs bagues respectives. La résistance mécanique de l'XF-11585 allait au-delà de celle du simulat inerté avec les mêmes bagues. Nous avons donc choisi d'interrompre ces essais pour ne pas plastifier nos interfaces. Les essais E10 et E22 ont également atteint la limite de sécurité de notre dispositif. Mais pour ceux-ci, la bague a eu le temps de se plastifier. Sur ces essais, nous devons vérifier l'accumulation de points en fin de chemin de chargement pour nous assurer que l'on ait atteint la limite de glissement. Pour les bagues épaisses, le comportement élastique se retrouve plus facilement. Les résultats sont regroupés dans le Tab. III-16.

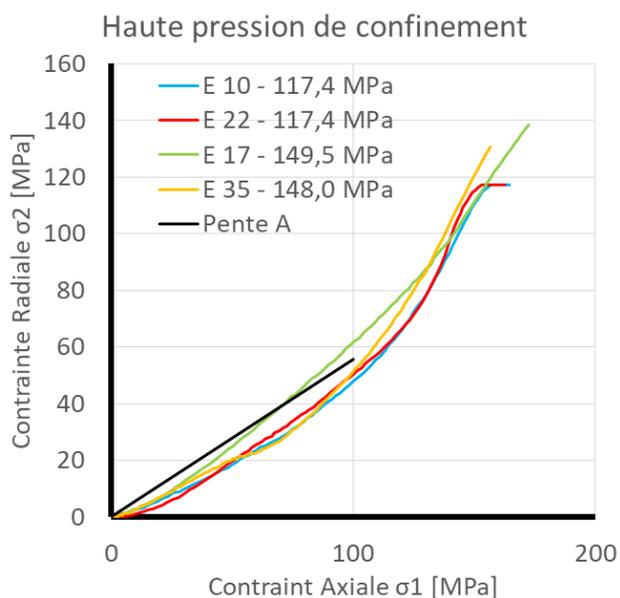


Fig. III-37 : Contrainte radiale en fonction de la contrainte axiale pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.

Tab. III-16 : Coefficients de Poisson et module d'Young pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par  $\nu$  et le module d'Young par E en GPa.

	Basse Pression		Moyenne Pression		Haute Pression		Total	
	E	$\nu$	E	$\nu$	E	$\nu$		
E 07	2,440	0,32	IN 15	2,870	0,37	IN 10	2,435	0,33
E 25	2,437	0,36	IN 21	2,436	0,31	IN 22	2,429	0,36
E 14	3,005	0,33				IN 17	2,434	0,41
E 32	1,646	0,39				IN 35	1,850	0,31
Moyenne	2,382	0,35		2,653	0,34		2,287	0,35
Ecart	0,558	0,03		0,306	0,04		0,291	0,04
								2,398   0,35
								0,403   0,03

Ensuite, nous mesurons le module d'Young du matériau en utilisant la raideur apparente avec  $\sigma_1 = f(\varepsilon_1)$ . Nous appliquons l'hypothèse œdométrique ( $\varepsilon_2 = 0$ ) avec la mesure du coefficient de Poisson pour utiliser l'Eq.60. A partir des mêmes populations de point que précédemment, nous déduisons des Fig. III-38, Fig. III-39 et Fig. III-40 les modules d'Young sur chaque essai. Les résultats sont reportés dans le Tab. III-16.

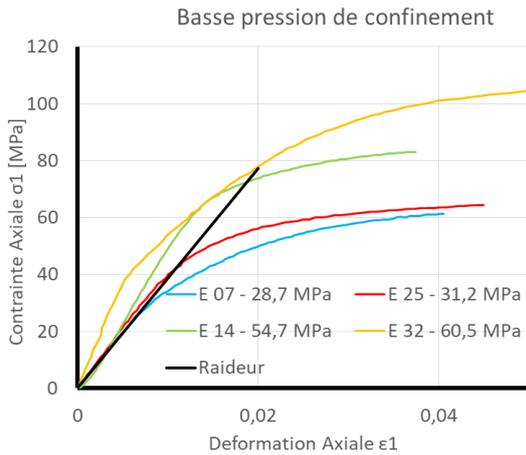


Fig. III-38 : Contrainte radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.

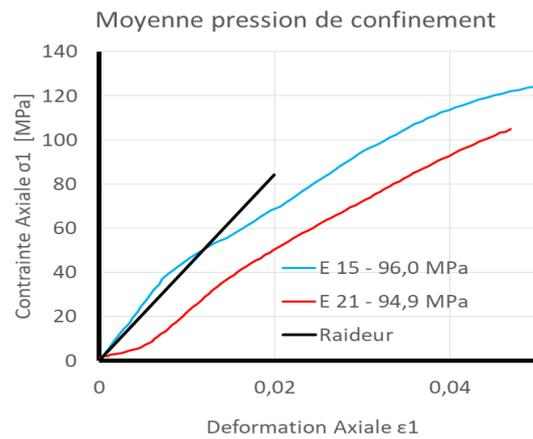


Fig. III-39 : Contrainte radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.

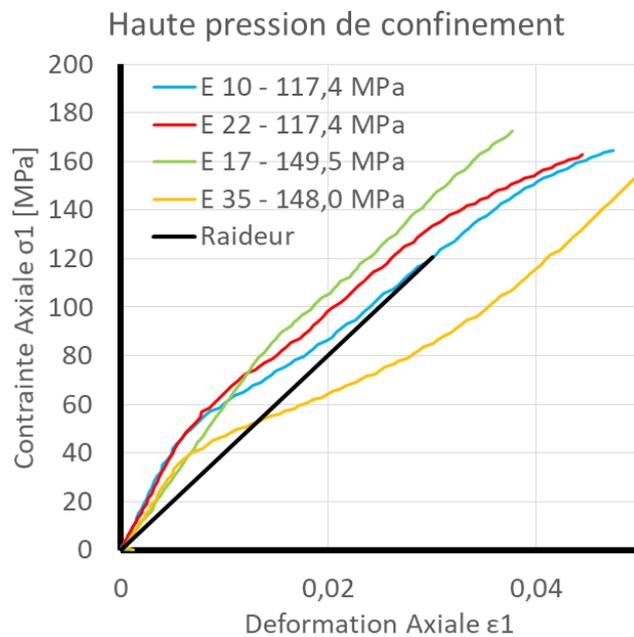


Fig. III-40 : Contrainte radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.

### III- 2.2.2 Déformation axiale et radiale :

Nous avons appliqué la démarche développée pour le matériau avec les essais confinés d'XF-11585. Pendant l'essai de compression confiné, la déformation de l'échantillon selon l'axe de la presse ( $\epsilon_1$ ) et la déformation selon le rayon de l'échantillon ( $\epsilon_2$ ) son relevé. Nous les utilisons pour vérifier le bon fonctionnement du traitement numérique de l'essai en validant les points suivants.

Sur la Figure, nous avons tracé la limite de plasticité de la bague rapportée sur l'axe de ( $\epsilon_2$ ). À l'approche et au passage de cette limite, nous observons un changement de pente qui marque clairement la transition de la bague d'un comportement élastique vers un comportement plastique.

Ainsi, les quatre échantillons de basse pression dans la Fig. III-41 montrent une transition complète de la bague vers le domaine plastique. Pour les échantillons de moyenne pression (Fig. III-42), nous remarquons que l'échantillon 21 ne termine pas sa transition. Enfin pour les échantillons de haute pression de confinement, les échantillons 17 et 35 ne passent pas la transition.

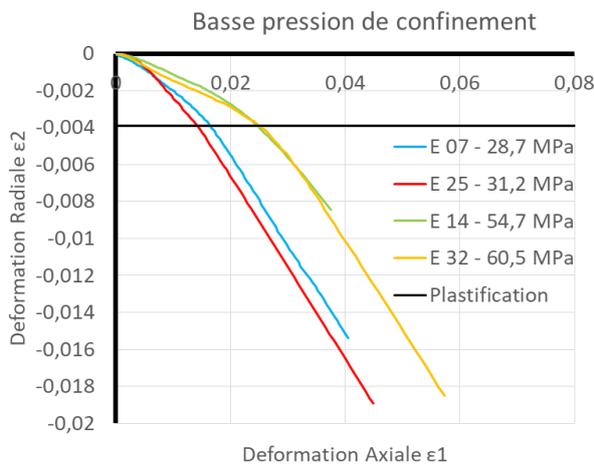


Fig. III-41 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.

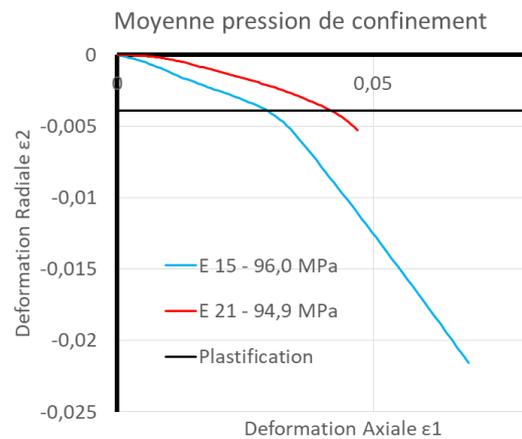


Fig. III-42 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.

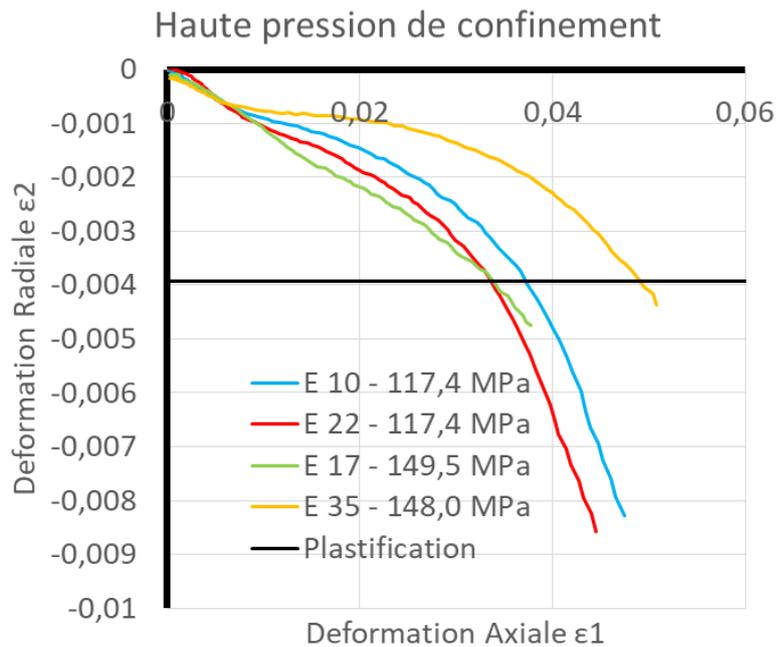


Fig. III-43 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.

### III- 2.2.3 Comportement volumique :

À l'aide de l'Eq.61 nous avons le comportement en pression de l'XF-11585 selon trois niveaux de confinement dans les Fig. III-44, Fig. III-45 et Fig. III-46. La variabilité observée en Fig. III-46 est indépendante de la position dans la colonne de coulée. L'échantillon E 21 montre un comportement en pied de courbe différent des autres essais. Le pied de courbe important nous indique que le confinement est entré en action avec un délai par rapport aux autres essais. Cela peut-être dû à un manque de matériau de comblement ou une bulle emprisonnée dans la résine.

Pour obtenir le module de compressibilité, nous utilisons les points qui ont servi à la mesure du module d'Young et du coefficient de Poisson. Bien que certains essais présentent une partie linéaire en début de courbe, nous avons décidé de l'ignorer au profit de la cohérence du modèle élastique sur l'ensemble des mesures. Ces modules sont reportés dans le Tab. III-17. Cependant, nous sommes conscients de l'incertitude que le comportement de compaction de pores introduit sur cette mesure. Nous avons décidé de garder le module de compressibilité calculé à partir des mesures du module d'Young et du coefficient de Poisson, car il présente une plus faible incertitude.

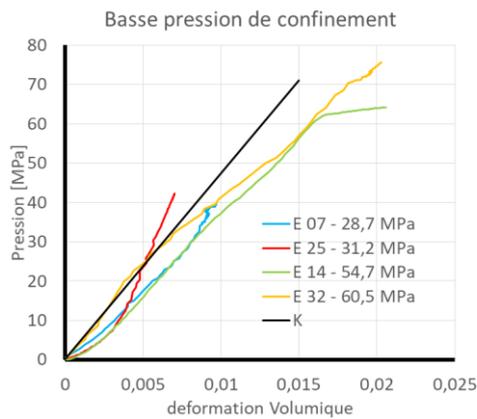


Fig. III-44 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.

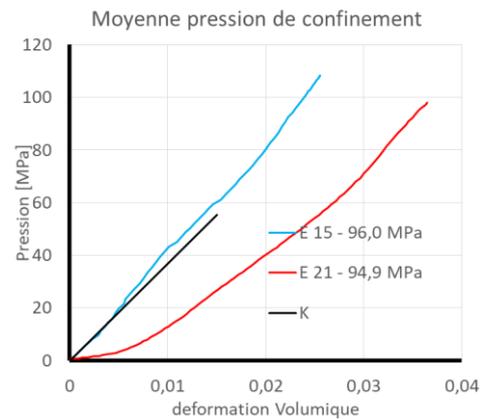


Fig. III-45 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.

Sur la Fig. III-46, nous avons une première partie de courbe linéaire suivie par un changement de pente visible principalement avec les bagues de fort confinement. Ce comportement rappelle celui des bétons tels que décrits dans les modèles explicites de Johnson, Holmquist [41], Planco Loria [57] ou Riedel, Hiermaier et Thoma [12].

Pour cette raison, nous décidons de relever les déformations volumiques et pressions associées à la fin du comportement linéaire puis à la fin de la compaction de pores (Tab. III-18). Nous repérons ces instants avec  $\varepsilon_{H-Crush}$  et  $P_{Crush}$  pour le premier, avec  $\varepsilon_{H-Lock}$  et  $P_{Lock}$  pour le second. Nous mettons en forme ces mesures pour qu'elles soient facilement utilisables avec les modèles cités plus haut. En guise d'illustration, nous avons tracé ce comportement dans la Fig. III-46 sous l'appellation MHJC.

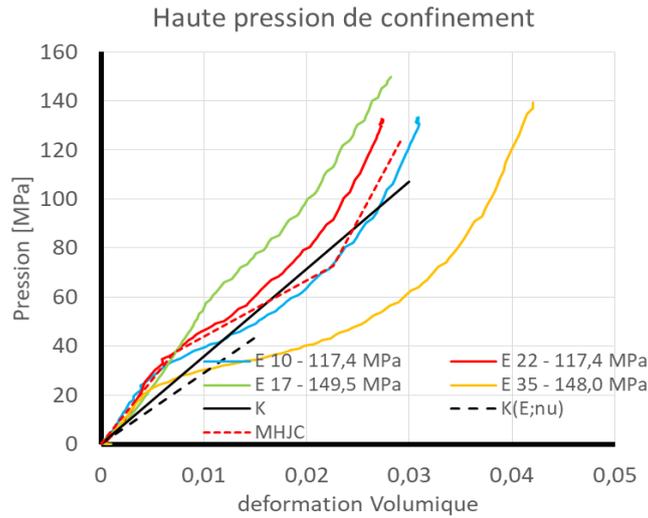


Fig. III-46 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.

Tab. III-17 : Modules de compression isostatiques mesurés en GPa.

Pression	Basse		Moyenne		Haute				
	$K_{mes}$	$K(E;v)$	$K_{mes}$	$K(E;v)$	$K_{mes}$	$K(E;v)$			
E 07	4,00	2,21	E 15	4,89	3,62	E 10	2,81	2,43	Total $K_{mes}$ $K(E;v)$
E 25	6,90	2,86	E 21	2,51	2,16	E 22	3,62	2,98	
E 14	4,21	3,01				E 35	1,77	1,63	
E 32	3,86	2,66				E 17	6,61	4,55	
Moyenne	4,74	2,69		3,70	2,89		3,57	2,90	
Ecart	1,44	0,35		1,68	1,03		1,83	1,22	1,57   0,82

Tab. III-18 : Dans ce tableau nous avons utilisé les essais de fort confinement pour obtenir les déformations et pression associées aux modèles de matériaux agrégataires tel que Johnson Holmquist, RHT ou MHJC. Les informations de ce tableau sont utilisées dans la Fig. III-46 sous la dénomination MHJC.

	$\epsilon_{H-crush}$	$P_{crush}$	$\epsilon_{H-Lock}$	$P_{Lock}$	$\epsilon_{H-max}$	$P_{max}$	$K_{elastique}$	$K_{plastique}$	$K_{compact}$
E35	0,0052	24,5	0,0302	50,8	0,0421	139,4	4 776	1 049	7 050
E10	0,0082	41,0	0,0235	93,5	0,0309	133,2	5 930	1 857	10 195
E22	0,0052	30,3	0,0245	66,2	0,0273	132,5	5 228	3 414	10 034
E32	0,0053	26,2	0,0156	59,7	0,0180	69,5	5 019	3 254	4 188
E17	0,0114	63,1	0,0190	92,4	0,0282	149,7	6 187	3 815	6 268
Moyenne	0,0070	37,0	0,0226	72,5	0,0293	124,9	5 428	2 678	7 547
Ecart	0,0027	15,9	0,0056	19,4	0,0086	31,7	604	1 172	2 567

### III- 2.2.4 Comportement en cisaillement :

Nous passons des sollicitations axiales et radiales au cisaillement en utilisant l'Eq.62. Nous retrouvons les courbes résultantes regroupées selon trois niveaux de confinement. Sur tous ces essais, nous constatons un début de courbe linéaire.

Or, de la même façon qu'avec le simulant inerte, le frottement et la mise en place du confinement influencent le début de la réponse en cisaillement de l'XF-11585. Ce phénomène est présent sur les bagues de faible épaisseur. Pour cette raison, nous mesurons le module de cisaillement sur la population de points utilisée au début de ce paragraphe avec le coefficient de Poisson et le module d'Young. Cela doit nous donner un jeu de constants élastiques cohérents sur tous les plans de sollicitations. Nous représentons ces mesures avec les lignes marquées G-étape1 sur la Fig. III-47, Fig. III-48 et Fig. III-49. Ces lignes noires correspondent à la valeur  $G_{mes}$  moyenne mesurée pour chaque niveau de confinement dans le Tab. III-19. Sur ces mêmes graphiques, nous reportons la mesure du module de cisaillement déduite des constantes élastiques précédentes. Nous constatons que la maîtrise du procédé industriel de mise en œuvre permet d'assurer une bonne reproductibilité. Les couples d'échantillons 7-25 sur la Fig. III-47 et 17-35 et 10-22 sur la Fig. III-49 reproduisent le même comportement. Pour tous ces couples, aucun des échantillons n'est issu de la même tranche (Tab. III-15). Cependant, l'effet de la résine époxy, est visible dans la surévaluation du module de cisaillement pour les bagues de fort confinement.

Donc, nous remarquons que la sédimentation et le crémage sont suffisamment faibles pour ne pas impacter le comportement en cisaillement car la réponse pour chaque niveau de pression est indépendante de la position de l'échantillon dans la coulée.

La résistance au cisaillement du matériau avant la propagation de l'endommagement varie entre 20 et 55 MPa. Les couples E 7 – E 25 et E 10 – E 22 montrent une capacité à reproduire cette contrainte maximale. Cependant, les autres essais n'y parviennent pas.

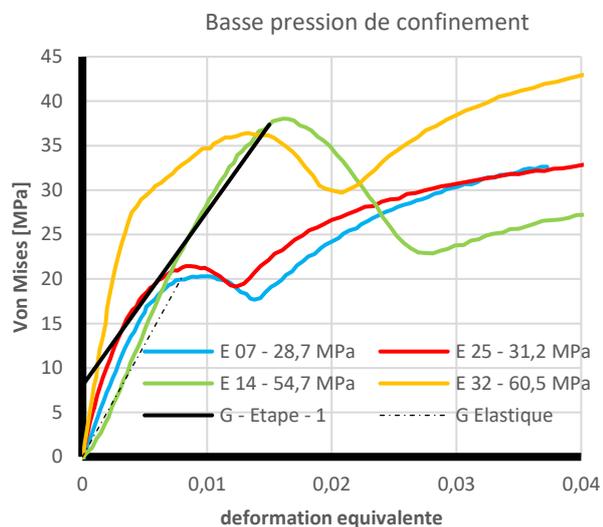


Fig. III-47 : Contrainte de Von mises en fonction de la déformation équivalente de Von Mises pour les échantillons d'XF-11585 en bas confinement.

Nous observons une forte variabilité sur cette résistance. L'échantillon E-15, dans la Fig. III-48, présente la résistance avant endommagement la plus faible par rapport à ce qui est attendu. Pour étudier plus en avant cette variabilité, des essais couplés à des analyses post mortem doivent identifier les irrégularités de la microstructure qui induisent ce comportement. Dans ces conditions, nous souhaitons identifier le type d'irrégularité (bulle de cire, agrégat, pores) et la distance moyenne entre irrégularités. À cette fin, des équipements capables de visualiser la microstructure de 10 µm à 2 mm sans l'endommager sont nécessaires.

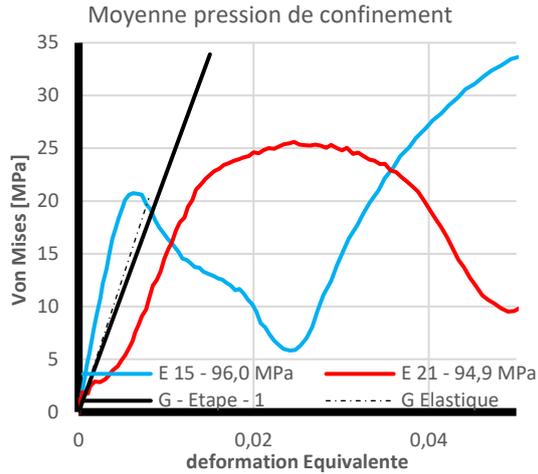


Fig. III-48 : Contrainte de Von mises en fonction de la déformation équivalente de Von Mises pour les échantillons de matériau d'XF-11585 en moyen confinement.

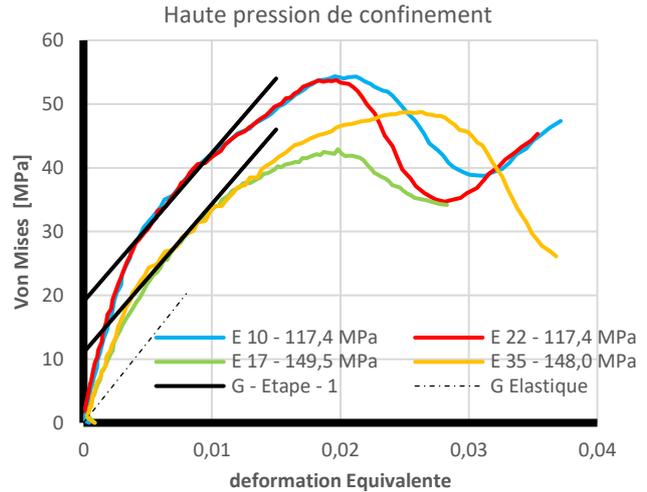


Fig. III-49 : Contrainte de Von mises en fonction de la déformation équivalente de Von Mises pour les échantillons de matériau d'XF-11585 en haut confinement.

Tab. III-19 : Modules de cisaillement mesurés en MPa.

Pression	Basse		Moyenne		Haute				
	G mes	G(E;v)	G mes	G(E;v)	G mes	G(E;v)			
E 07	754	928	E 15	929	1049	E 10	853	914	
E 25	691	897	E 21	577	928	E 22	817	890	
E 14	655	1127				E 35	765	863	Total
E 32	509	589				E 17	674	706	G mes
Moyenne	652	885		753	989		778	843	723
Ecart	103	222		249	85		78	94	127
									889
									153

### III- 2.2.5 Chemin de chargement :

Nous utilisons l'Eq.63 pour passer des sollicitations mesurées au chemin de chargement. Cet angle donne la réponse du matériau selon l'invariant de pression et celui de cisaillement. Dans cette partie, nous retrouvons les trois niveaux de confinement avec la basse pression de 30 à 60 MPa sur la Fig. III-50. Puis, la Fig. III-51 donne la moyenne pression à 90 MPa. Enfin, sur la Fig. III-52, nous avons la réponse haute pression de 120 à 150 MPa.

Les courbes peuvent être analysées selon les quatre phases présentées dans la Fig. III-28 et dans son commentaire. Pour rappel, nous distinguons quatre phases. Tout d'abord, une phase de pré confinement, de pente égale à 3. Puis, une phase liée au comportement linéaire élastique (Stage 1). Sur les trois figures qui suivent, nous la repérons par le segment tangent noir. Ensuite, nous observons la propagation de l'endommagement (Stage 2) qui se termine sur le critère de glissement du matériau dans l'étape 3.

Chaque bague fournit un couple de déformation radiale - pression de confinement. Plus une bague sera épaisse, plus, pour une même déformation radiale, la pression de confinement sera élevée. Nous constatons cet effet en Fig. III-50, où les essais à 60 MPa de confinement montrent une résistance au cisaillement avant endommagement plus importante que ceux réalisés avec des bagues de 30 MPa.

Cependant, nous pouvons voir sur la Fig. III-52 que ce constat n'est pas respecté. Les essais avec une bague de 150 MPa de confinement présentent une résistance au cisaillement avant endommagement plus faible que ceux réalisés avec une bague de 120 MPa. Pour cela, nous proposons deux explications. Soit, la sensibilité à la présence de défauts dans le matériau augmente avec le confinement avec pour conséquence une rupture prématurée des essais à 150 MPa. Soit, le matériau possède un seuil horizontal en cisaillement à partir 50 MPa.

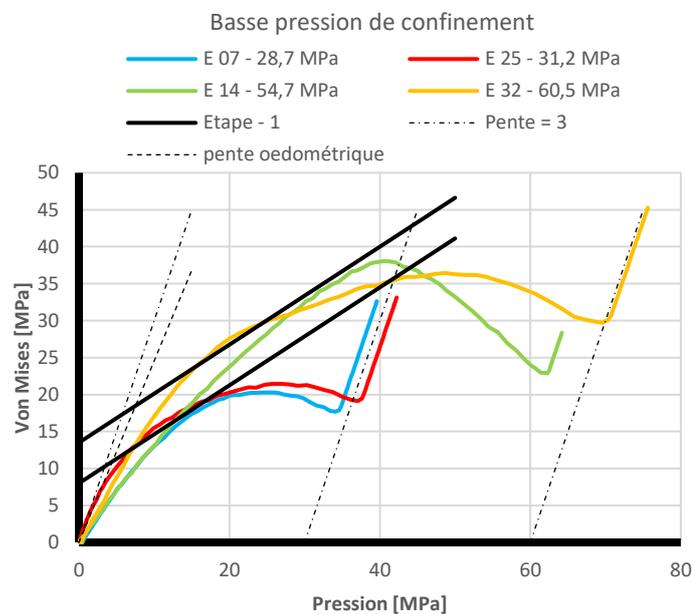


Fig. III-50 : Contrainte de Von mises en fonction de la Pression pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.

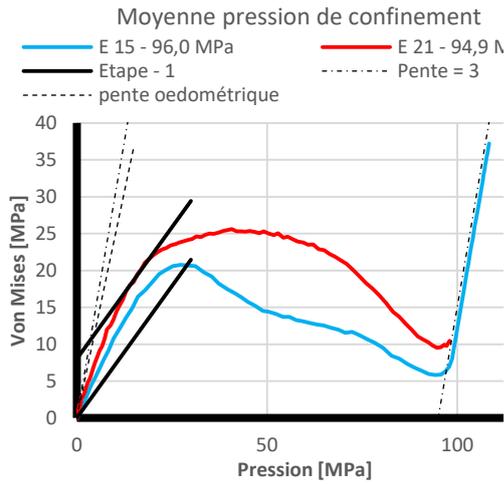


Fig. III-51 : Contrainte de Von mises en fonction de la Pression pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.

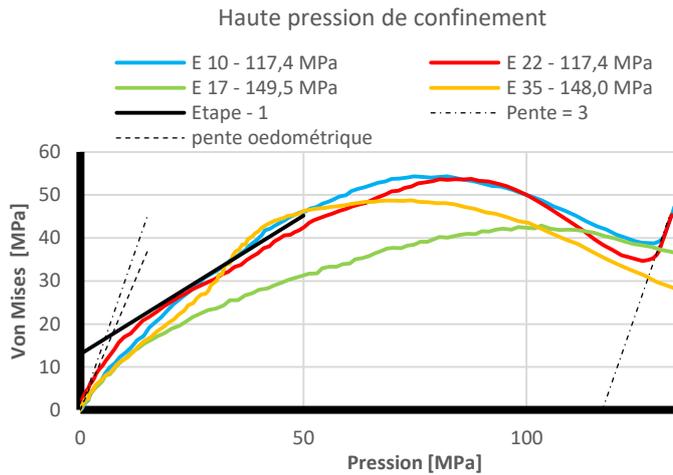


Fig. III-52 : Contrainte de Von mises en fonction de la Pression pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.

Tab. III-20 : Coefficients de Poisson et pente œdométrique pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par  $\nu$  et la pente œdométrique par C.

	Basse Pression		Moyenne Pression		Haute Pression				
	C	$\nu$	C	$\nu$	C	$\nu$	C	$\nu$	
E 07_C	0,838	0,287	E 15_C	0,576	0,335	E 10_C	0,751	0,302	
E 25_C	0,624	0,325	E 21_C	0,854	0,284	E 22_C	0,597	0,331	
E 14_C	0,746	0,303				E 17_C	0,378	0,373	Total
E 32_C	0,442	0,360				E 35_C	0,851	0,285	C $\nu$
Moyenne	0,662	0,319		0,715	0,309		0,644	0,323	0,666   0,324
Ecart	0,171	0,032		0,197	0,036		0,206	0,039	0,170   0,035

Pour l'étape 3, nous voulons obtenir une accumulation de points en fin de compression. Ils marquent l'état de contrainte à partir duquel le matériau commence à glisser sur lui-même. Dans cette étape, la zone plastique recouvre l'entièreté de la bague ce qui restreint la contrainte radiale à sa valeur de confinement. La contrainte axiale imposée par la presse tend alors vers un plateau horizontal jusqu'à rupture de la bague ou fuite du matériau. Pour plusieurs essais, nous avons eu ce type de problème qui nous pousse à les mettre de côté. Les valeurs restantes sont regroupées dans le Tab. III-21. Nous les traçons dans le plan de chargement sur la Fig. III-53.

Tab. III-21 : Dans ce tableau nous avons regroupé les pressions et contraintes de Von Mises associées à chacun des essais retenus. Certains essais sont laissés de côté car le critère n'a pas été atteint ou la bague n'a pas plastifiée.

	Basse Pression		Moyenne Pression		Haute Pression	
	P	VM	P	VM	P	VM
E 07	39,6	32,6	E 15	Inconsistant	E 10	133,2   54,3
E 25	42,2	33,1	E 21	Essai interrompu	E 22	132,5   53,8
E 14	64,2	38,0			E 35	Essai interrompu
E 32	75,6	45,3			E 17	Essai interrompu

La régression linéaire sur les points issus de l'étape 3 possède une forte corrélation ( $R^2=0,95$ ). Avec un coefficient directeur de 0,228, nous avons une pente proche du simulant inerte. Son ordonnée à l'origine à 24 MPa est plus importante que les 4 MPa du simulant inerte.

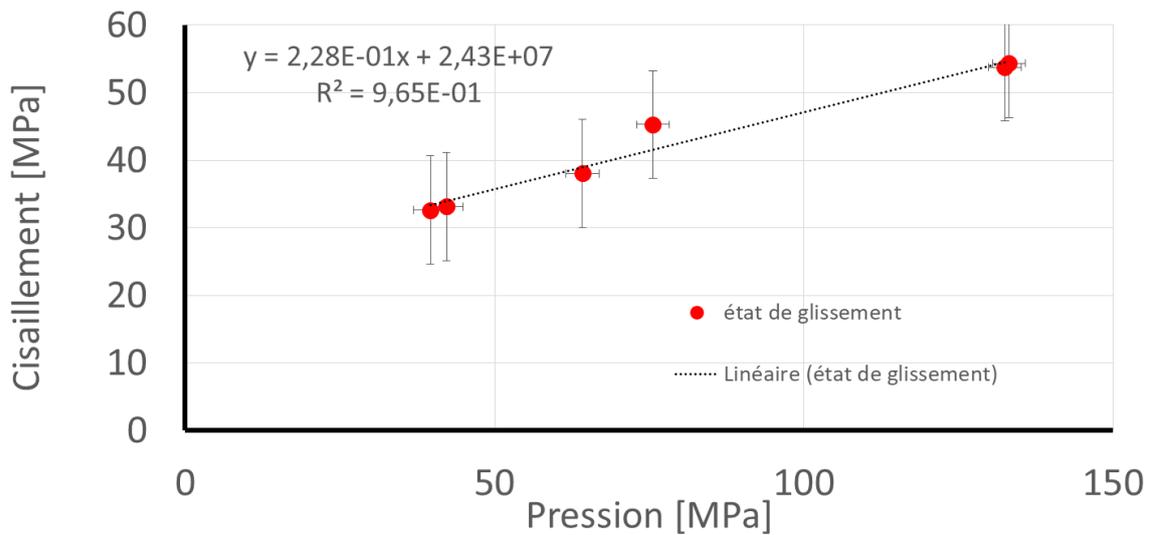


Fig. III-53 : Etat de glissement de l'XF-11585 totalement endommagé.

$$\sigma_{vm} = 0,228 P + 24,3 \text{ MPa} \quad (66)$$

Résumé :

Avec l'essai de compression à confinement passif de l'XF-11585, nous avons accès au matériau dans plusieurs phases de son endommagement. En début d'essais, nous déduisons les caractéristiques élastiques des courbes obtenues (Tab. III-22). Ensuite, nous observons, d'une part, le comportement de fermeture des pores en pression (Tab. III-23), d'autre part, la perte de cohésion du matériau sain en cisaillement. Pour ce dernier, la qualité du matériau doit être maîtrisée ou le nombre d'essais doit être augmenté. Enfin, la bague plastifie pour nous emmener sur la limite de glissement du matériau (Eq.66).

Tab. III-22 : Caractéristiques élastiques de l'XF-11585 déduites de la compression confinée. [MPa]. Le  $P_{oedo}$  correspond à la pente œdométrique dans le plan du chemin de chargement.

	$\nu(\sigma_1; \sigma_2)$	$E(\varepsilon_1; \sigma_1; \nu)$	$K_{mes}$	$K(\nu; E)$	$G_{mes}$	$G(\nu; E)$	$P_{oedo}$	$\nu(P_{oedo})$
Moyenne	0,35	2 398	4 060	2 810	723	889	0,66	0,32
Ecart	0,03	403	157	820	127	153	0,17	0,03

Tab. III-23 : Comportement en pression décrit par un formalisme compatible avec les modèles numériques. [MPa]

	$\varepsilon_{H-Lock}$	$P_{Lock}$	$\varepsilon_{H-crush}$	$P_{crush}$	$\varepsilon_{H-max}$	$P_{max}$	$K_{elastique}$	$K_{plastique}$	$K_{compact}$
Moy	0,0070	37,0	0,0226	72,5	0,0293	124,9	5 428	2 678	7 547
Ecart	0,0027	15,9	0,0056	19,4	0,0086	31,7	604	1 172	2 567

### III - 3 Essais dynamique avec le simulant inerte :

Suite à l'étape de caractérisation quasi statique, nous avons développé une méthode dédiée à l'analyse du comportement dynamique du matériau, en configuration libre et sous confinement. Les résultats présentés dans cette section ne concerneront que les données obtenues avec le matériau inerte, dans la phase de validation de la méthode. En effet, pour des raisons budgétaires les essais initialement prévus au sein de Nexter Munitions n'ont pas pu être mis en place sur le matériau actif.

#### III- 3.1.1 Influence de la sollicitation dynamique sur la compression non confinée :

C'est en début de thèse que nous avons réalisé les essais dynamiques sur le simulant inerte. À cette époque, nous ignorions la nécessité de maturation du matériau et le procédé de mise en forme n'était pas encore stabilisé. Nous n'avons pas renouvelé ces essais depuis. Ainsi les résultats présentés dans cette section ont pour principale vocation de souligner certaines caractéristiques du comportement du matériau simulant. La Fig. III-54 illustre un essai de compression dynamique libre. Nous avons réalisé ces essais avec des barres en nylon (Tab. II-4), car elles présentent un rapport d'impédance adapté à l'analyse de notre matériau.

Dans cette section, nous avons trois vitesses de déformation. Sur la Fig. III-55, nous avons tracé en vert les essais à  $8,8 \text{ E-}5\text{s}^{-1}$ , en bleu, les essais à  $6,6 \text{ E-}4\text{s}^{-1}$  et en rouge, les essais à  $88,2 \text{ s}^{-1}$ . Les résultats de chaque vitesse sont regroupés dans le Tab. III-4.

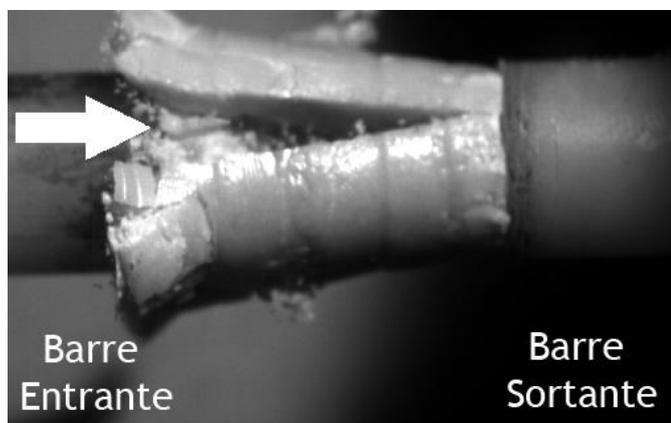


Fig. III-54 : Essai de compression non confiné aux barres de Hopkinson avec le simulant inerte.

Nous distinguons nettement une dépendance du module apparent à la vitesse de déformation. Pour l'illustrer, nous avons relevé les modules apparents observés aux différentes vitesses. Puis, nous les avons regroupés dans la Fig. III-56. Nous remarquons alors une dépendance logarithmique du module d'Young à la vitesse de déformation.

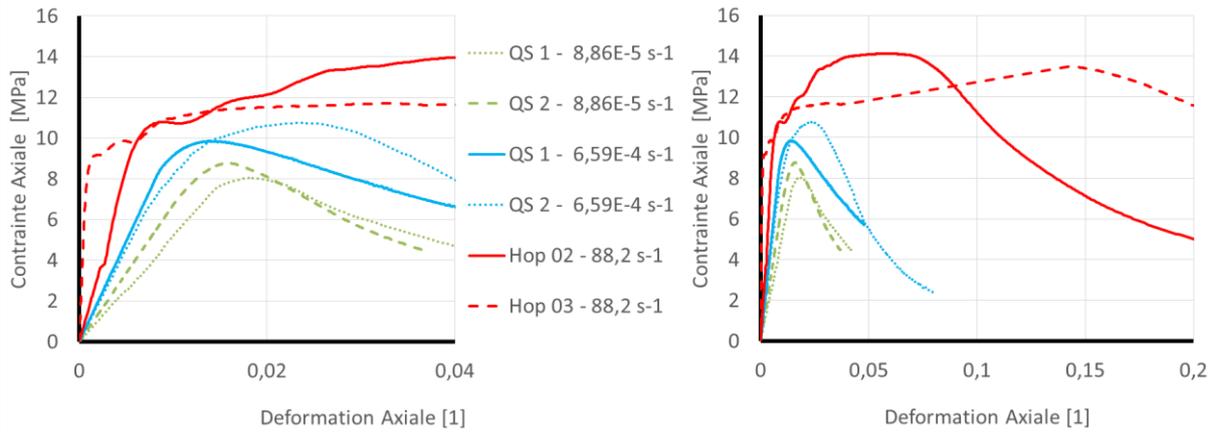


Fig. III-55 : Essais de compression non confinés pour trois vitesses de déformation.

Sur la Fig. III-57, nous faisons une observation similaire avec la contrainte maximale à rupture. Cependant, le Tab. III-24, nous indique que les ratios longueur sur diamètre des échantillons est proche de 1. Or, nous avons constaté en **iii - 1.3** que ce ne sont pas des conditions de test optimal pour la contrainte à rupture. Nous envisageons la possibilité que les essais présentés ici surévaluent la contrainte à rupture à cause de l'interaction des cônes de cisaillement discutés en partie III.

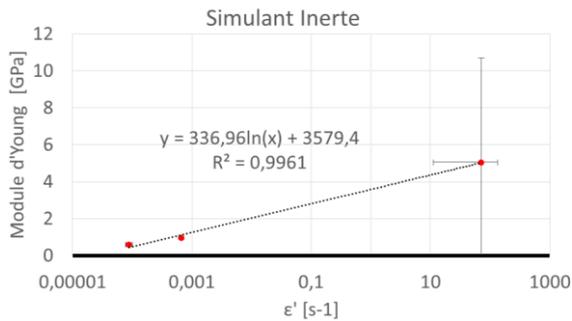


Fig. III-56 : Influence de la vitesse de déformation sur le module apparent.

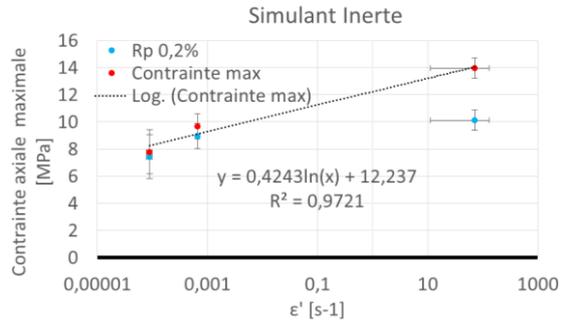


Fig. III-57 : Influence de la vitesse de déformation sur la contrainte maximale du simulant inerte.

L'ensemble des résultats est regroupé dans le Tab. III-25 ci-dessous. Ce tableau est à prendre comme un indicateur de tendance.

Tab. III-24 : Echantillons de simulant inerte testés en non confinés pour trois vitesses de déformation.

	QS1-8,8 E-05	QS2-8,8 E-05	QS3-8,8 E-05	QS4-7E- 04	QS5-7E- 04	QS6-7E- 04	Hop 01 - 88 s-1	Hop 02 - 88 s-1	Hop 03 - 88 s-1
Hauteur [mm]	20,13	20,78	20,78	20,62	20,28	19,96	20	20	20
Diamètre [mm]	22,44	22,51	22,51	20,00	19,83	20,12	20	20	20
L/D	0,89	0,92	0,92	1,03	1,02	0,99	1	1	1

Tab. III-25 : Résultat des compressions non confinées du simulant inerte.

Vitesse de déformation	8,8E-05 s <sup>-1</sup> +/- 1,5 E-05	6,6 E-03 s <sup>-1</sup> +/- 8 E-04	71,2s <sup>-1</sup> +/- 60
Module d'Young	576,23 MPa +/- 83	941,22 MPa +/- 38	5041,33 MPa +/- 5600
Contrainte max	7,80 MPa +/- 1,12	9,69 MPa +/- 1,15	13,9 MPa +/- 0,4
Def Max	0,019 +/- 0,004	0,017 +/- 0,005	0,08 +/- 0,04
Contrainte 0,2%	7,44 MPa +/- 1,62	8,94 MPa +/- 0,93	10,1 MPa +/- 0,74
Def 0.2%	0,015 +/- 0,002	0,011 +/- 0,001	0,006 +/- 0,003

### III- 3.1.2 Influence de la sollicitation dynamique sur la compression confinée :

La mise en place des essais de compression confinée sur les barres de Hopkinson a nécessité quelques adaptations décrites en partie III. Pour atteindre les niveaux de contrainte nécessaire à la plastification de la bague, nous sommes passés sur les barres acier (le Tab. II-4).

Nous avons introduit une voie de mesure supplémentaire au dispositif des barres de Hopkinson qui a enregistré la déformation circumférentielle de la bague. Nous avons complété cette prise de mesure par un mouchetis peint sur la surface filmée de la bague (Fig. III-58).

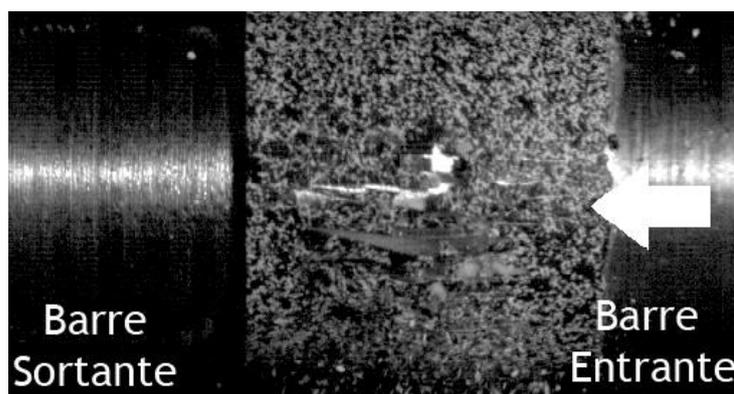


Fig. III-58 : Essai de compression confinée en dynamique. (IN32) Sur cette image le mouchetis vient d'être pulvérisé. La bague cèdera quelques microsecondes après. Cette image est issue d'un film enregistré à 50 ki/s. Les éclats de peinture commencent à sortir du plan focal.

Nous interprétons ce dernier avec Correli\_q4 [38]. Nous utilisons les bases de temps de la caméra et des barres de Hopkinson pour synchroniser les deux signaux. Puis, nous effectuons une interpolation du signal de Correli\_q4 dans la base de temps du signal des barres (Fig. III-59). Nous avons utilisé des interfaces en acier pour passer des barres qui font 20 mm de diamètre aux 9 mm de diamètre de l'échantillon. La contrainte de sollicitation visée était alors de  $\sigma_1 = 300 \text{ MPa}$ . Pour connaître la vitesse de l'impacteur, nous avons utilisé l'Eq.67 :

$$V_{imp} = \frac{2 \sigma_{max} S_e}{S_b^2 \sqrt{E_b \rho_b}} \quad (67)$$

Avec,  $E_b = 160 \text{ GPa}$ ,  $\rho_b = 7800 \text{ kg.m}^{-3}$ ,  $S_e$  la section de l'échantillon et  $S_b$ , la section des barres. Ce calcul nous donne une vitesse d'impacteur de 3,5 m/s. Dans la pratique, l'énergie dissipée dans le pulse shaper demande quelques m/s supplémentaires. Ainsi les essais se sont déroulés avec des vitesses impacteur de 4 à 6 m/s. Avec de telles sollicitations, nous étions dans la partie basse de ce système de barres. Cela a engendré quelques difficultés pour les capteurs et la reproductibilité de la vitesse impacteur. De nombreux tirs ont été nécessaires à l'obtention des huit essais que nous allons voir dans cette partie (Tab. III-26).

Comme dans les parties précédentes, nous avons regroupé les échantillons sous trois niveaux de pression. Ils s'étendent de 30 à 60 MPa pour les basses pressions, puis de 60 à 90 MPa pour les moyennes pressions et de 90 à 150 MPa pour les hautes pressions. Nous commencerons par analyser les sollicitations imposées au matériau pour en déduire le coefficient de Poisson et le module d'Young. Puis, nous aborderons le comportement en pression suivie du comportement en cisaillement. Et nous terminerons sur le chemin de chargement associé à chaque essai pour obtenir le critère de glissement sous sollicitation dynamique.

Tab. III-26 : Dans ce tableau nous avons regroupé par niveau de pression les échantillons de simulant inerte gardé après les essais dynamiques.

Echantillon	Confinement Radial [MPa]	Epaisseur [mm]	Groupe
IN 21	32	0,38	Basse pression
IN 32	48	0,58	Basse pression
IN 31	59	0,72	Moyenne pression
IN 43	72	0,90	Moyenne pression
IN 58	106	1,38	Haute pression
IN 67	145	1,98	Haute pression
IN 67	139	1,88	Haute pression

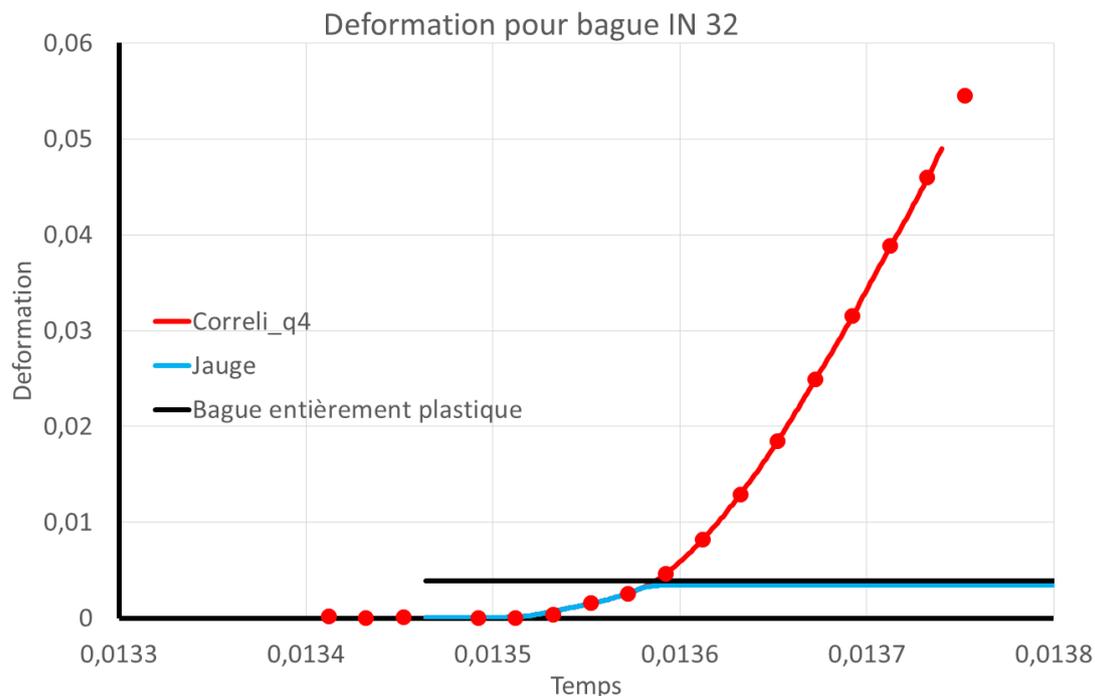


Fig. III-59 : déformation circonférentielle de la bague mesurée par la jauge en bleu. Puis, mesuré par la corrélation d'images (points rouges), synchronisée puis interpolé sur la base de temps de l'essai.

### Sollicitations axiales et radiales

Après l'interprétation des essais aux barres de Hopkinson, nous observons l'évolution des sollicitations aux frontières de notre échantillon. Nous commençons avec les contraintes axiales et radiales. Nous constatons que ces essais dynamiques facilitent l'isolement du comportement linéaire. La perturbation associée à la mise en place du confinement et du frottement est réduite par rapport aux essais quasi statiques. Mais, la lecture des essais se trouve aussi impactée par la contrainte maximale que le matériau peut recevoir. Ainsi, les bagues de fort confinement (Fig. III-61, Fig. III-62) présentent un ensemble de données plus accessibles pour l'interprétation.

En sollicitation dynamique, nous ne pouvons pas utiliser la démarche précédente pour remonter à la valeur du coefficient de Poisson. Cette méthode s'appuie sur le module d'Young identifié lors des essais non confinés quasi statiques. La possibilité d'un comportement viscoélastique nous l'interdit.

Nous devons donc avoir recours à l'hypothèse œdométrique pour obtenir le coefficient de Poisson. Avec la pente à l'origine relevée sur les Fig. III-60, Fig. III-61 et Fig. III-62, nous utilisons l'**Eq.59**. Les résultats sont regroupés dans le Tab. III-27. Ainsi pour les basses pressions nous déduisons un coefficient de Poisson à 0,26, 0,28 pour les moyennes et 0,31 pour les hautes pressions.

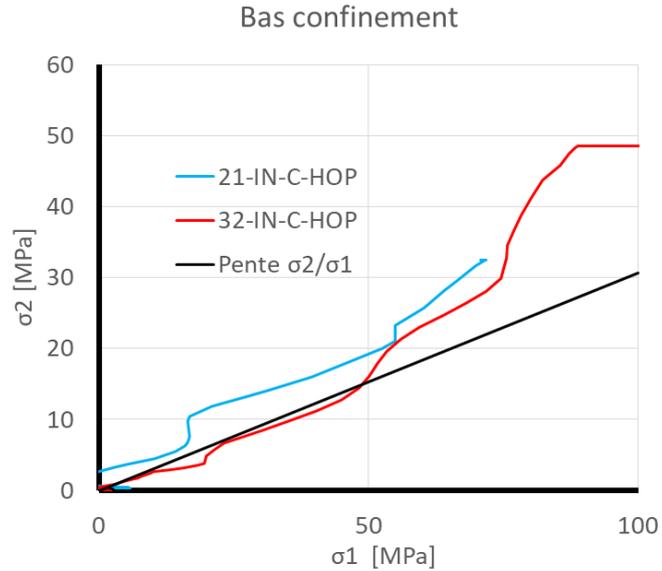


Fig. III-60 : Contrainte radiale ( $\sigma_2$ ) en fonction de la contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) pour un confinement de 30 à 60 MPa.

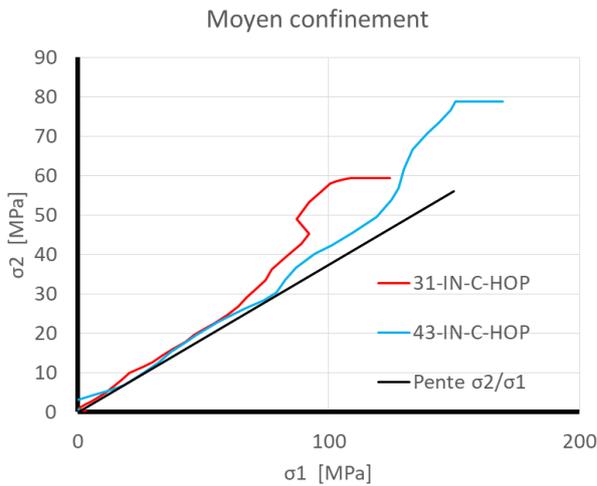


Fig. III-61 : Contrainte radiale ( $\sigma_2$ ) en fonction de la contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) pour un confinement de 60 à 90 MPa.

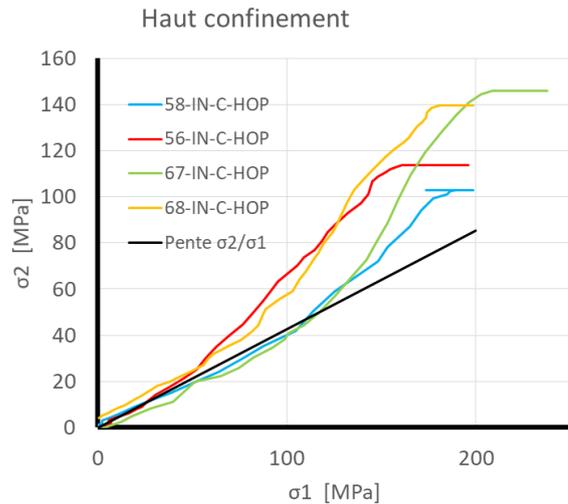


Fig. III-62 : Contrainte radiale ( $\sigma_2$ ) en fonction de la contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) pour un confinement de 90 à 150 MPa.

Ensuite, nous exprimons la contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) en fonction de la déformation axiale ( $\epsilon_1$ ) pour obtenir le module œdométrique et en déduire le module d'Young. Pour cela, nous avons relevé en noir la pente à l'origine sur les Fig. III-63, Fig. III-64 et Fig. III-65. Avec l'**Eq.60**, nous calculons les modules d'Young en nous appuyant sur les coefficients de Poisson trouvés à l'étape précédente. Les résultats sont regroupés dans le Tab. III-27.

- En bas confinement (Fig. III-63), les deux essais atteignent le plateau de plastification de la bague. Nous constatons tout de même de fortes oscillations qui risquent de perturber les lectures à venir.

- En moyen confinement (Fig. III-64), nous observons un plateau de plastification bien établi. Les oscillations, observées en basse pression, ont perdu en amplitude. Les faibles variations observées sur le coefficient de poisson impactent la mesure du module d'Young à partir du module œdométrique. Cela introduit une forte variabilité sur le module d'Young.
- En haut confinement (Fig. III-65), les quatre essais se déroulent bien. Ils atteignent tous leurs plateaux de plastification. Pour l'essai 58, nous remarquons qu'il ne présente pas l'affaissement visible sur les 3 autres essais.

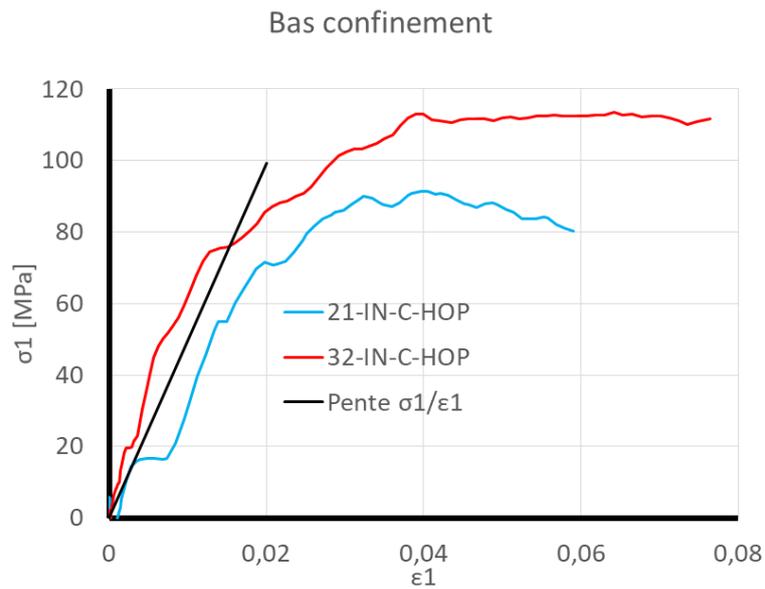


Fig. III-63 : Contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) en fonction de la déformation axiale ( $\epsilon_1$ ) pour un confinement de 30 à 60 MPa.

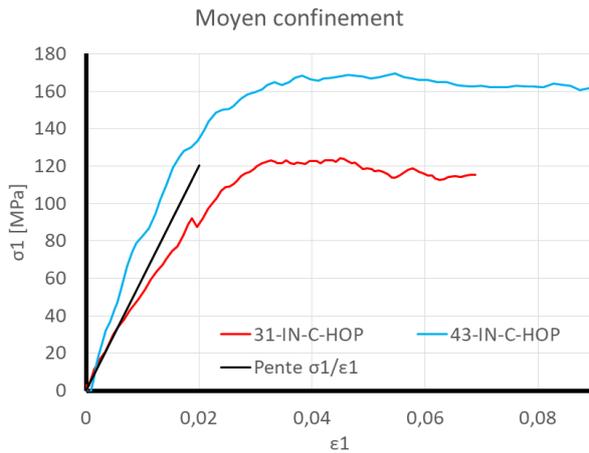


Fig. III-64 : Contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) en fonction de la déformation axiale ( $\epsilon_1$ ) pour un confinement de 60 à 90 MPa.

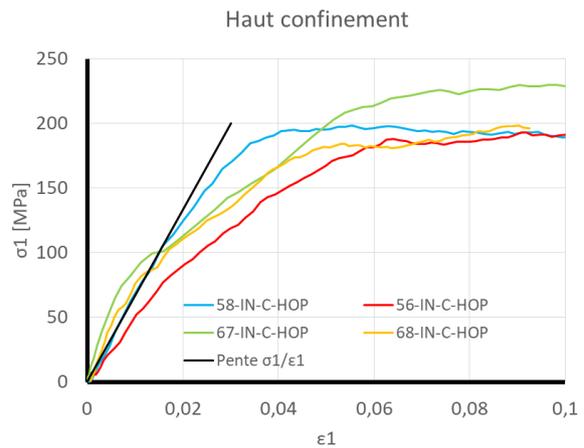


Fig. III-65 : Contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) en fonction de la déformation axiale ( $\epsilon_1$ ) pour un confinement de 90 à 150 MPa.

Tab. III-27 : Coefficients de Poisson et module d'Young pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par  $\nu$  et le module d'Young par  $E$ , en GPa.

Pression	Basse		Moyenne		Haute		Total			
	E	$\nu$	E	$\nu$	E	$\nu$				
IN 21	2,552	0,266	IN 31	3,660	0,285	IN 58	6,061	0,263	E	$\nu$
IN 32	8,672	0,149	IN 43	8,089	0,249	IN 56	3,403	0,334		
						IN 67	5,276	0,290		
						IN 68	5,280	0,307		
Moyenne	5,612	0,208		4,500	0,287		5,539	0,286	5,305	0,261
Ecart	4,327	0,083		2,417	0,035		0,452	0,022	2,267	0,049

### Déformations axiale et radiale :

Après l'essai, nous utilisons les équations développées dans le chapitre précédent pour obtenir la déformation de l'échantillon selon l'axe des barres de Hopkinson ( $\epsilon_1$ ) et la déformation selon le rayon de l'échantillon ( $\epsilon_2$ ). Nous observons ces valeurs selon trois niveaux de pression :

En bas confinement (Fig. III-66), les essais 21 et 32 suivent successivement deux pentes distinctes et plastifient de la même façon. Cela indique le bon déroulement de ces essais. Nous constatons la faible amplitude des oscillations dans ce plan comparé à celles observées en Fig. III-63.

En moyen confinement (Fig. III-67), les échantillons 31 et 43 sont très proches malgré des épaisseurs de bagues différentes. La bague 43 étant plus épaisse nous attendions une première pente ( $\varepsilon_2 = f(\varepsilon_1)$ ) plus faible.

En haut confinement (Fig. III-68), les échantillons 56, 67 et 68 ont le comportement attendu. L'échantillon 58 se démarque. Nous en verrons un meilleur angle dans le cisaillement.

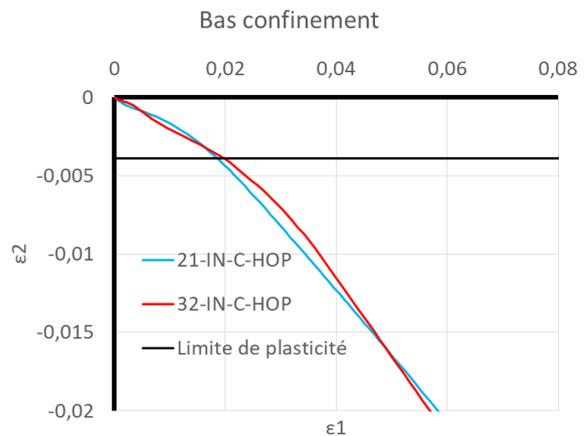


Fig. III-66 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour des échantillons d'inerte basse pression.

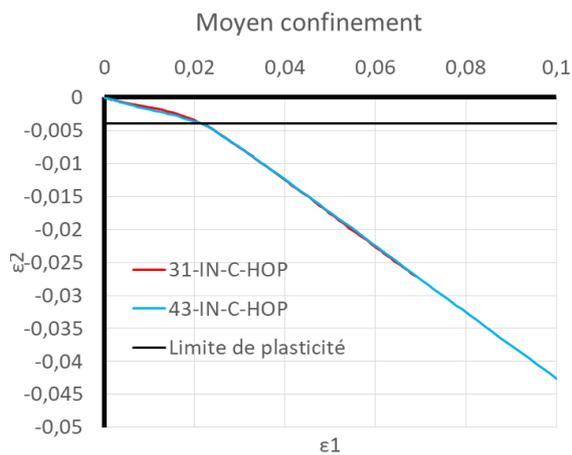


Fig. III-67 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour des échantillons d'inerte moyenne pression.

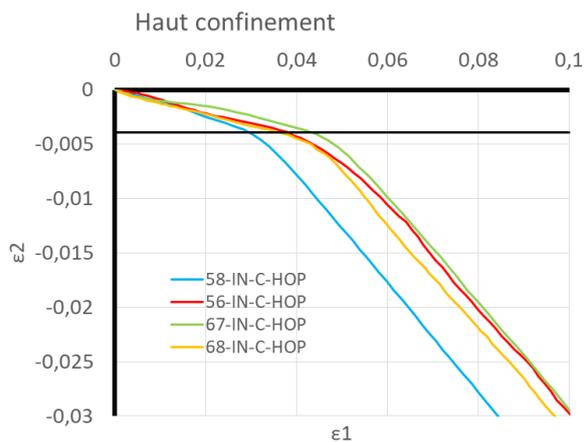


Fig. III-68 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour des échantillons d'inerte haute pression.

### III- 3.1.3 Vitesse de déformation :

Avec les barres de Hopkinson, nous soumettons notre matériau à des déformations rapides entre 100 et 500 s<sup>-1</sup>. Mais, selon la phase dans laquelle nous lisons l'essai, la vitesse risque d'évoluer. Cet aspect est visible sur les essais non confinés présentés en **iii- 3.1.1**. Ici, nous souhaitons apprécier la vitesse à laquelle la sollicitation atteint son « régime de croisière » et si elle est stabilisée.

En bas confinement (Fig. III-69), la vitesse de déformation se stabilise à  $\varepsilon_1 = 0,02$ . Sur la Fig. III-63, cela correspond au début de la plasticité de la bague. Pour ces essais, nous observons une vitesse de plateau à  $500 \text{ s}^{-1}$ .

En moyen confinement (Fig. III-70), l'essai 43 continue à croître en vitesse de déformation. Ce comportement perturbe la mesure du critère de glissement. La mise en place de ce régime est effectuée à  $\varepsilon_1 = 0,01$ . À ce moment, la Fig. III-64 nous montre que la bague est encore dans son domaine élastique. Le plateau associé à l'essai 31 se situe entre  $250$  et  $300 \text{ s}^{-1}$ .

En fort confinement (Fig. III-71), la vitesse de déformation s'établit à partir de  $\varepsilon_1 = 0,02$ . Au-delà de cette déformation, les échantillons montrent un plateau horizontal compris entre  $250$  et  $500 \text{ s}^{-1}$ .

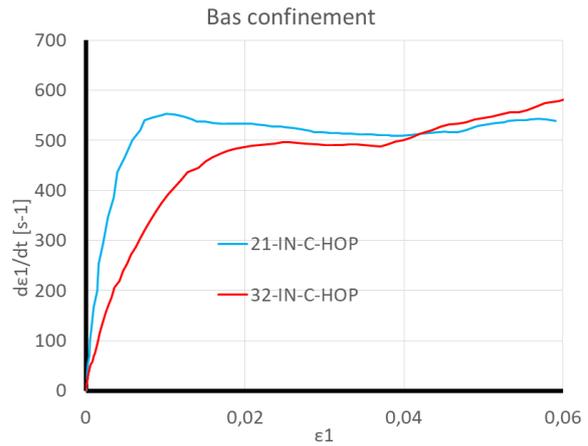


Fig. III-69 : Vitesse de sollicitation pour les échantillons de faible confinement.

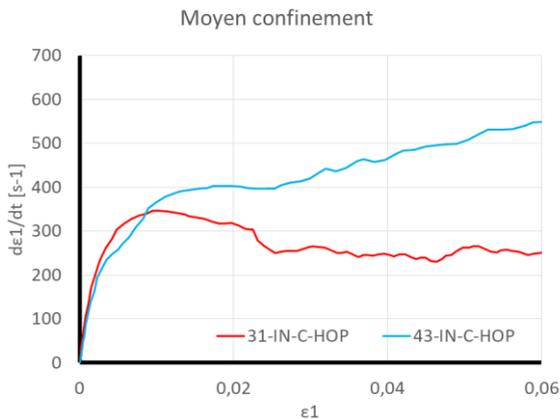


Fig. III-70 : Vitesse de sollicitation pour les échantillons de moyen confinement.

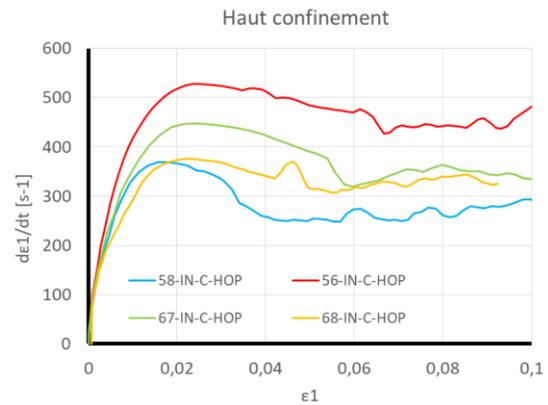


Fig. III-71 : Vitesse de sollicitation pour les échantillons de fort confinement.

### III- 3.1.4 Comportement volumique :

Dans les points précédents, nous avons exploré l'état de contrainte et déformation aux frontières de l'échantillon. À partir de ce point, nous observerons le matériau sous l'angle de ses invariants. Nous commençons avec le premier invariant de contrainte et déformation que sont la pression et la déformation volumique. Nous les déduisons des résultats précédents en utilisant l'**Eq.61**. Nous avons regroupé les mesures effectuées sur ce plan dans le Tab. III-28.

En bas confinement (Fig. III-72), les oscillations observées en Fig. III-63 compliquent la prise de mesure pour le module de compression isostatique apparent. La valeur obtenue est de 3,8 GPa. Comme nous l'utilisons pour tracer la ligne noire sur cette figure, nous constatons que le module de compression semble sous-évalué.

En moyen confinement (Fig. III-73), l'échantillon 43 montre deux pentes qui perturbent la mesure. Sur l'ensemble de ces échantillons, nous obtenons un module de compression à 5,00 GPa avec un écart important à 3,2 GPa.

En fort confinement (Fig. III-74), l'IN-58 montre un comportement très linéaire qui semble plus raide que les trois autres échantillons. Ces quatre échantillons ont modulé de compression similaire ce qui donne un module moyen à 5,03 GPa avec un écart faible à 0,52 GPa.

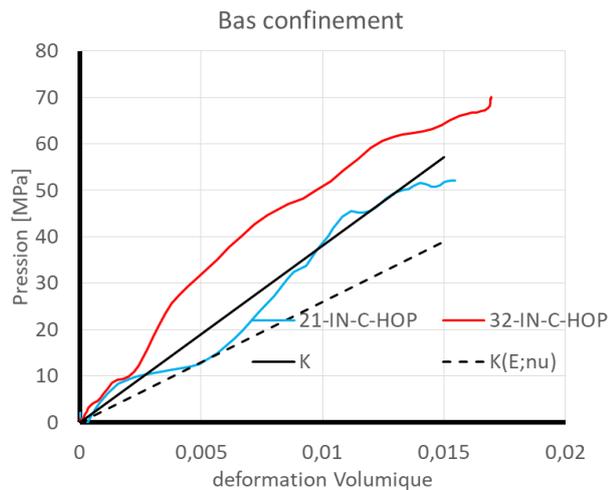


Fig. III-72 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons inerte en basse pression de confinement.

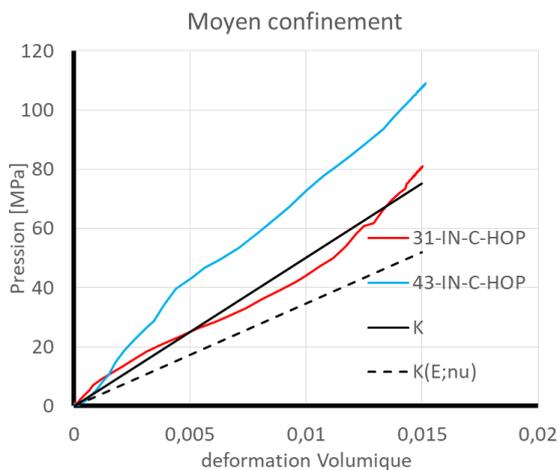


Fig. III-73 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons inerte en moyenne pression de confinement.



Fig. III-74 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons inerte en haute pression de confinement.

Tab. III-28 : Modules de compression volumique mesurés en GPa.

Pression	Basse		Moyenne		Haute				
	$K_{mes}$	$K(E;\nu)$	$K_{mes}$	$K(E;\nu)$	$K_{mes}$	$K(E;\nu)$			
IN 21	2,74	1,82	IN 31	3,85	2,84	IN 56	4,29	3,42	Total
IN 32	4,88	3,38	IN 43	8,63	5,38	IN 58	5,32	4,17	
						IN 67	5,05	4,18	
						IN 68	5,47	4,47	
Moyenne	3,81	2,60		5,00	3,46		5,03	4,06	$K_{mes}$   $K(E;\nu)$
Ecart	1,52	1,10		3,20	1,69		0,52	0,45	1,80   1,14

### III- 3.1.5 Cisaillement :

Dans ce point, nous abordons la réponse du matériau selon le second invariant. Nous l'exprimons à l'aide de la contrainte équivalente de Von Mises et de la déformation équivalente de Von Mises telles que décrites par l'Eq.62. Dans ce plan, la pente à l'origine est égale à 3 fois la valeur du module de cisaillement apparent.

En bas confinement (Fig. III-75), nous avons les mêmes difficultés que sur le point précédent dans la mesure du module de cisaillement. Les oscillations du front montant introduisent beaucoup d'incertitude. Pour l'échantillon 21, nous avons une bosse en début de courbe qui nous fait douter sur la perte de cohésion du matériau pendant l'essai.

En moyen confinement (Fig. III-76), l'échantillon 43 atteint tout de suite un plateau à 100 MPa en cisaillement. Nous en déduisons une faible cohésion de cet échantillon. Sur ces trois échantillons le module de cisaillement peut-être mesuré par la pente à l'origine du cisaillement. Car, nous l'avons évoqué dans le premier point de cette partie, la mise en place du confinement est réduite en dynamique.

En fort confinement (Fig. III-77), l'échantillon 58 montre un comportement similaire au 43. Donc faible cohésion. En comparaison, l'échantillon 67 monte à 70 MPa avant de redescendre. Cela indique une forte cohésion. Après endommagement, les échantillons 58, 56 et 67 tendent vers un plateau à 80 MPa. L'échantillon 68 a quelques difficultés pour suivre l'échantillon 67 après endommagement. Ces deux échantillons étant dotés de la même bague, nous écarterons l'échantillon 68 au profit du 67.



### III- 3.1.6 Chemin de chargement :

Nous utilisons l'Eq.63 pour illustrer la réponse des échantillons selon les deux premiers invariants de contrainte. Comme évoqué en page 142, les résultats d'essais dynamiques souffrent peu de la mise en place du confinement. Contrairement aux résultats quasi statiques, les pentes relevées en début d'essais sont cohérentes avec un modèle élastique. Pour marquer cette différence, nous avons ajouté des segments de pente égale à 3 sur les figures qui suivent. Ils représentent la pente attendue en cas de mise en place du confinement. Cependant, en raison de la vitesse de sollicitation, nos mesures de coefficient élastique ne peuvent s'appuyer sur le module d'Young mesuré en quasi statique non confiné. Pour cette raison, nous aurons recours à l'hypothèse œdométrique ( $\varepsilon_2 = 0$ ) qui utilise la pente relevée (pointillés noirs sur les figures qui suivent) dans le chemin de chargement pour remonter au coefficient de Poisson à l'aide de l'Eq.64.

En bas confinement (Fig. III-78), les oscillations perturbent la lecture du chemin de chargement associé aux échantillons 21 et 32. La mesure est tout de même reportée dans le Tab. III-30. Ensuite, nous avons relevé les pressions et contraintes de Von Mises maximales. Leurs valeurs sont dans le Tab. III-31.

En moyen confinement (Fig. III-79), nous constatons la facilité de lecture de la pente œdométrique sur ces deux échantillons. Contrairement aux essais quasi statiques précédents nous n'avons aucune mise en place. L'essai commence à l'étape 1.

En fort confinement (Fig. III-80), l'échantillon 68 fournit une pente œdométrique proche des 58, 56 et 67, mais il ne monte pas suffisamment en cisaillement. L'échantillon 67 se distingue par une forte cohésion qui rappelle les essais quasi statiques.

En Fig. III-81, nous avons regroupé les points retenus pour le critère de glissement du matériau. Ces points s'organisent le long d'une droite de pente 0,29 proche de celle obtenue en quasi statique. Nous constatons l'impact de la vitesse de déformation sur l'ordonnée à l'origine qui passe de 4 MPa en quasi statique à 44 MPa en dynamique.

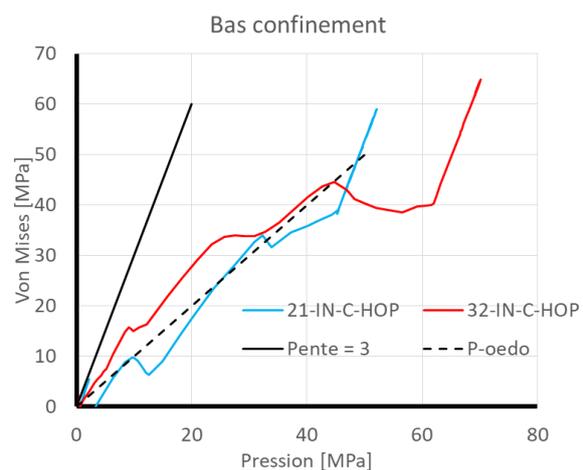


Fig. III-78 : Chemin de chargement pour les bagues de faible épaisseur.

L'erreur en contrainte de Von Mises sur le critère de glissement dépend de plusieurs éléments qui incluent la qualité du matériau, ses variations de composition, la variation de la vitesse de sollicitation. Ainsi, conscient de l'aspect multifactoriel de l'erreur en cisaillement nous décidons de l'évaluer à partir de la dispersion déduite de chaque niveau de confinement. Cette évaluation est reportée dans le Tab. III-32. Nous avons réduit l'erreur en pression par la mesure de l'épaisseur de la bague après essai. Cela permet de compenser les variations d'épaisseur et les défauts de coaxialité issus de l'usinage. Lors de cette mesure, nous prenons soin d'éviter la zone de striction. Cette mesure complémentaire réduit fortement l'erreur en pression. Ainsi, la composante principale de l'erreur en pression est l'erreur en cisaillement projetée sur la droite de pente 3.

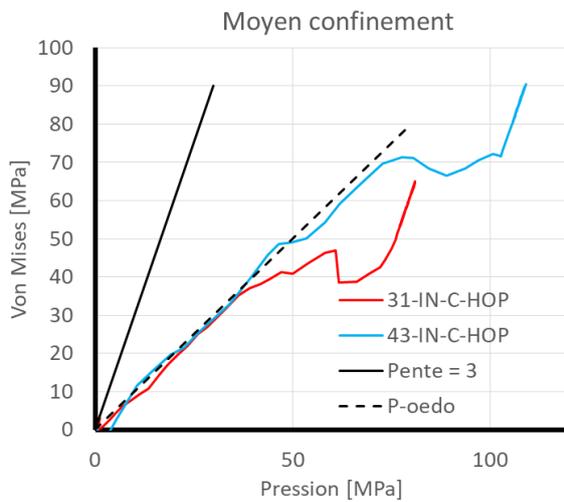


Fig. III-79 : Contrainte de Von mises en fonction de la pression pour les bagues de confinement moyen.

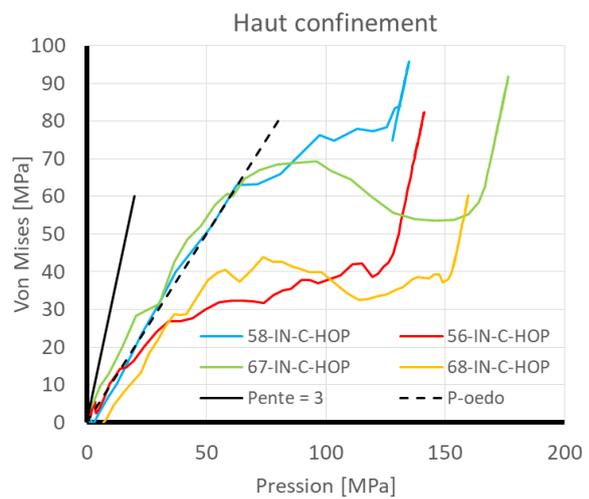


Fig. III-80 : Contrainte de Von mises en fonction de la pression pour les bagues de confinement fort.

Tab. III-30 : Pente œdométrique et coefficient de Poisson issus du chemin de chargement.

Pression	Basse		Moyenne		Haute		Total	
	P <sub>Oedo</sub>	$\nu$	P <sub>Oedo</sub>	$\nu$	P <sub>Oedo</sub>	$\nu$		
IN 21	1,07	0,40	IN 31	1,00	0,40	IN 56	0,61	0,44
IN 32	1,47	0,34	IN 43	1,20	0,37	IN 58	1,18	0,38
						IN 67	0,97	0,40
						IN 68	0,99	0,40
Moyenne	1,27	0,36		1,07	0,39		0,94	0,41
Ecart	0,29	0,04		0,11	0,01		0,24	0,03

Tab. III-31 : Dans ce tableau nous avons regroupé les pressions et contraintes de Von Mises associées à chacun des essais retenus. Certains essais sont laissés de côté car le critère n'a pas été atteint ou la bague n'a pas plastifiée.

	Basse Pression		Moyenne Pression		Haute Pression			
	P	VM	P	VM	P	VM		
IN 21	52,07	58,95	IN 31	81,02	64,96	IN 58	134,83	95,53
IN 32	70,14	64,93	IN 43	Inconsistant		IN 56	141,19	82,37
						IN 67	176,46	91,82
						IN 68	Inconsistant	

Tab. III-32 : Erreurs relevées en pression et contrainte de Von Mises pour le critère de glissement du simulant inerte.

Confinement [MPa]	Erreur en pression		Erreur en Contrainte de Von Mises	
	QS	Dyn	QS	Dyn
32	1,30	2,80	3,93	8,40
57	1,30	8,02	3,91	24,07
98	2,92	7,14	8,76	21,43
124	1,93	7,15	5,79	21,44
142	...	...	...	...

### III- 3.1.7 Résumé :

Avec l'essai de compression confinée du simulant inerte, nous observons le matériau au cours de son endommagement pour deux vitesses de déformations. Nous profitons du début de l'essai pour déduire une approximation des caractéristiques élastiques (Tab. III-33, Tab. III-34). Ensuite, nous observons, d'une part, le comportement en pression du simulant inerte et d'autre part, la perte de cohésion du matériau sain en cisaillement. Pour ce dernier, la qualité du matériau doit être maîtrisée ou le nombre d'essais doit être augmenté. Enfin, la bague plastifie pour nous emmener sur la limite de glissement du matériau (**Eq.68** et **Eq.69**). Nous remarquons l'impact de la vitesse sur l'ordonnée à l'origine des régressions linéaires.

Tab. III-33 : Caractéristiques élastiques du simulant inerte déduites de la compression confinée quasi statique. [MPa]

	$\nu(\sigma_1; \sigma_2)$	$E(\varepsilon_1; \sigma_1; \nu)$	$K_{mes}$	$K(\nu; E)$	$G_{mes}$	$G(\nu; E)$	$P_{oedo}$	$\nu(P_{oedo})$
Moyenne	0,43	708	2 140	1746	224	249	0,28	0,47
Ecart	0,03	291	500	389	92	105	0,14	0,01

Tab. III-34 : Caractéristiques élastiques du simulant inerte déduites de la compression confinée dynamique. [MPa]

	$\nu(\sigma_1; \sigma_2)$	$E(\varepsilon_1; \sigma_1; \nu)$	$K_{mes}$	$K(\nu; E)$	$G_{mes}$	$G(\nu; E)$	$P_{oedo}$	$\nu(P_{oedo})$
Moyenne	0,26	5305	4750	3540	1676	1902	1,06	0,39
Ecart	0,05	2267	180	114	672	789	0,23	0,03

$$\sigma_{vm} = 0,286 P + 4,08 \text{ MPa} \quad (68)$$

$$\sigma_{vm} = 0,296 P + 44,09 \text{ MPa} \quad (69)$$

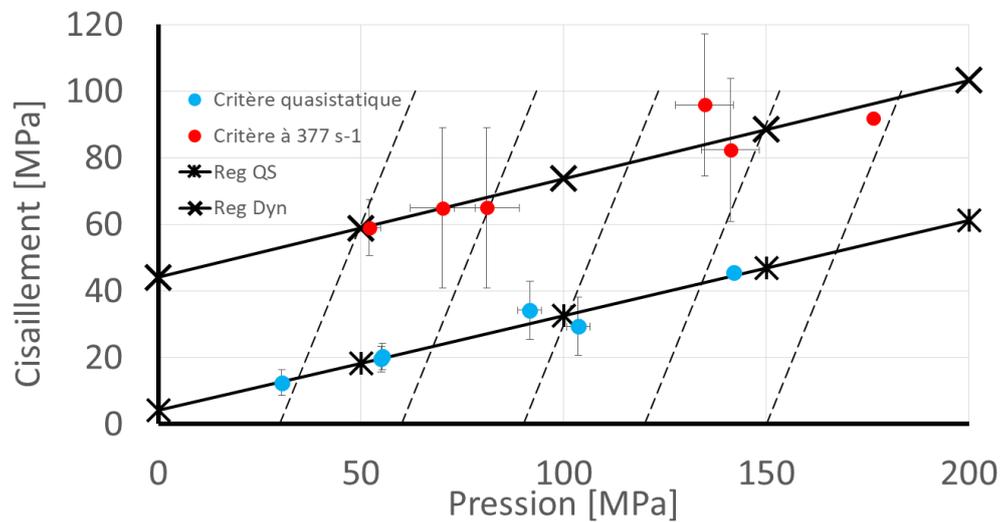


Fig. III-81 : Dans ce graphique nous avons regroupé le critère de glissement obtenu en quasi statique et celui obtenu en dynamique. Nous avons ajouté les régressions linéaires associés à chaque critère. Pour rappel, Reg QS :  $P \rightarrow 0,286 P + 4,08 \text{ MPa}$  et Reg Dyn :  $P \rightarrow 0,296 P + 44,09 \text{ MPa}$ .

### III - 4 Observations post mortem :

Dans les sections précédentes, nous avons exploré la réponse mécanique de l'XF-11585 et de son simulant inerte. Nous devons comprendre d'où vient ce comportement. Pour cela, nous avons tenté d'observer la microstructure de nos deux matériaux après essais. Nous avons utilisé les moyens d'analyse post mortem mis à disposition par Nexter Munitions.

Ainsi, à l'aide d'une machine de tomographie à rayons X destinés à un usage industriel, nous avons observé des échantillons de simulant inerte après une compression. La présence de fissure est difficile à observer sur les échantillons de fort confinement, car :

- Retirer la bague crée de l'endommagement. Or, la bague maintient une compression sur l'échantillon ce qui contribue à fermer d'éventuels endommagements et donc à les rendre invisibles aux rayons X.
- Le laiton utilisé pour les bagues possède une masse volumique de  $8700 \text{ kg/m}^3$ . Comparé aux  $1730 \text{ kg/m}^3$  de l'XF-11585, le laiton retient un nombre important de Rayons X.

Ainsi, la bague en laiton agit en matériau masquant pour l'échantillon et empêche l'ouverture des fissures. Pour ces raisons, nous avons privilégié les échantillons non confinés ou munis d'une bague de faible épaisseur déjà ouverte par l'essai tel que l'échantillon IN 24 présenté dans la Fig. III-82.

Avec la tomographie, nous mesurons l'angle des fissures dans l'échantillon. Avec les considérations que nous avons développé en partie III.2, nous sommes en mesure de comparer l'angle des fissures à la pente du critère pour le matériau endommagé. Celle-ci est représentée en blanc sur la Fig. III-83. Ainsi, nous constatons, dans la zone encadrée en rouge, que la fissure dans le matériau est parallèle à cette ligne blanche. Cela nous permet de tisser un lien entre le comportement mécanique observé et l'endommagement tel qu'il se propage dans la microstructure.

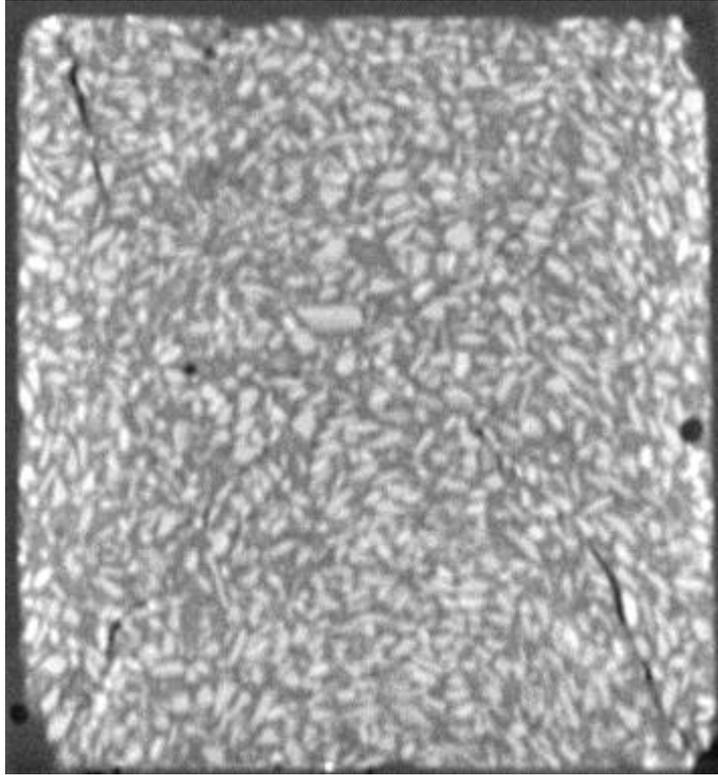


Fig. III-82 : Micro-tomographie R-X de l'échantillon IN24. Après un essai de compression confiné à l'aide d'une bague de confinement 30 MPa. La largeur de l'échantillon observée fait 9mm.

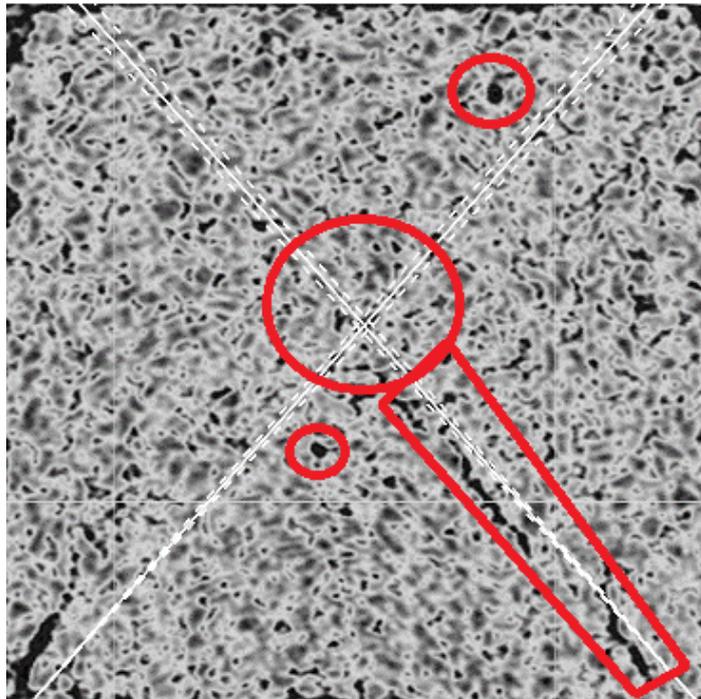


Fig. III-83 : Sur l'échantillon IN24, nous avons constaté la présence de fissures alignées avec l'angle de rupture attendu (en blanc). Nous avons également constaté la présence de pores. La largeur de l'échantillon observée fait 9mm.

### III - 5 Comparaison entre le Simulant Inerte et l'XF-11585 :

Dans la Partie I, nous avons conçu notre simulant inerte pour remplir des fonctions mécaniques représentatives d'un XF-11585. À l'approche de la fin de ce chapitre, nous avons les éléments pour savoir dans quelle mesure notre inerte remplit ces fonctions. Dans ce paragraphe, nous commencerons par vérifier le comportement quasi statique non confiné. Puis, nous étudierons la réponse sous confinement passif des deux matériaux. Enfin, nous évoquerons les pistes d'améliorations que l'inerte peut recevoir.

#### III - 5.1 Essais non confiné :

Pour les essais non confinés nous avons réalisé des essais matériau réparti sur la durée de la thèse. Cela nous permet de comparer le simulant inerte à l'XF-11585 et de constater son évolution. Ainsi, en Fig. III-84, nous avons tracés en bleu, le résultat d'un essai mené avec un inerte de première génération. En vert, nous avons la dernière génération et en rouge, l'XF-11585. Les résultats compilés dans le Tab. III-35 nous montrent qu'au cours de la thèse l'inerte a vu son module d'Young et sa contrainte à rupture augmenter ce qui le rapproche de l'XF-11585.

Cette évolution est liée à plusieurs facteurs :

- Amélioration de la mise en forme :
  - Réduction des contaminations par l'eau. (éviter le bain marie).
  - Maitrise de la température de coulée
  - Homogénéisation du mélange
- Maturation de l'inerte : À l'image des bétons, notre inerte voit sa réponse mécanique évoluer après la coulée. Pour contourner ce problème, nous recommandons une période de stabilisation de 2 mois. Il peut être intéressant de vérifier si un tel comportement se produit également avec l'XF-11585.
- L'utilisation d'une rehausse chauffée garde les fissures de retrait hors du moule de coulé.

Le mode de rupture a lui aussi évolué. En début de thèse, nous avions un inerte proche de la cire. En fin de thèse, le comportement se rapprochait d'une rupture fragile.

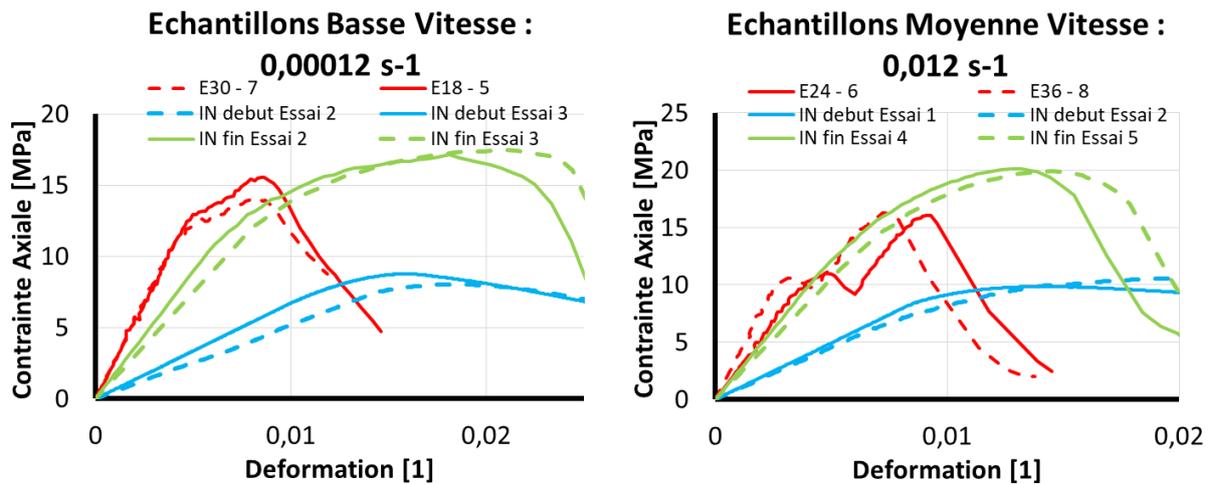


Fig. III-84 : Essais de compression non confiné pour l'XF-11585 en rouge (E26-6 et E36-8), l'inerte en début de thèse en bleu et l'inerte en fin de thèse en vert.

Tab. III-35 : Comparaison des caractéristiques élastique de l'inerte et de l'XF-11585. L'inerte a évolué au cours de la thèse d'où une colonne dédiée à l'inerte en début de thèse et une autre dédiée à l'inerte en fin de thèse.

	XF-11585		Inerte début de thèse		Inerte Fin de Thèse	
$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	0,00012	0,012	0,00008	0,006	0,00007	0,005
$E$ [GPa]	2,43 +/-	3,01 +/-	0,58 +/-	0,94 +/-	1,64 +/-	2,28 +/-
	0,31	0,58	0,08	0,04	0,21	0,24
$\sigma_{max}$ [MPa]	14,9 +/-	15,1 +/-	7,8 +/- 1,1	9,69 +/-	17,3 +/-	20,0 +/-
	0,7	2,0		1,1	0,3	0,1
$\epsilon_{max}$ [1]	0,009 +/-	0,007 +/-	0,019 +/-	0,017 +/-	0,019 +/-	0,013 +/-
	0,0006	0,0002	0,004	0,005	0,001	0,001
$\sigma_{0,02}$ [MPa]	14,0 +/-	11,3 +/-	7,4 +/- 1,6	8,9 +/- 0,9	15,1 +/-	18,6 +/- 0,1
	1,0	1,3			0,5	
$\epsilon_{0,02}$ [1]	0,008 +/-	0,006 +/-	0,015 +/-	0,011 +/-	0,011 +/-	0,010 +/-
	0,001	0,001	0,002	0,001	0,001	0,001

### III - 5.2 Confiné :

Avec l'essai de confinement passif, nous comparons les deux matériaux pendant leurs évolutions pour différents niveaux de confinement. Ainsi, nous avons un premier aperçu avec les caractéristiques élastiques (Tab. III-36). Puis nous pouvons comparer l'évolution en pression suivie de l'évolution en cisaillement. Nous terminons sur le critère de glissement associé à chaque matériau.

### III- 5.2.1 Élastique :

Dans le Tab. III-36, nous avons regroupé les caractéristiques élastiques pour l'inerte et l'XF-11585. Nous constatons que l'inerte présente un module d'Young plus faible que l'XF-11585. À la lumière du paragraphe précédent, cela semble lié à un inerté de début de thèse. Effectivement, nous avons réalisé ces essais tôt dans la thèse. Une préparation et mise en forme similaires entre l'XF-11585 et l'inerte devrait corriger ce problème. Ensuite, nous avons un coefficient de Poisson supérieur pour l'inerte. Cela semble lié au choix des matériaux de l'inerte. Celui-ci pourra être amélioré avec une caractérisation mécanique des composants de l'XF-11585 pour en obtenir chaque module d'Young et coefficient de Poisson.

### III- 5.2.2 Pression :

En pression, l'XF-11585 montre un comportement associé à la fermeture de pores. L'inerte ne reproduit pas ce comportement. Pour savoir s'il en est capable, il serait intéressant d'utiliser le même procédé que l'XF-11585. Cependant, des essais avec une autre cire nous ont montré que la viscosité influence la porosité. Or le simulant inerté ne reproduit pas la viscosité de l'XF-11585. Or cette porosité joue un rôle au niveau pyrotechnique.

### III- 5.2.3 Cisaillement :

Les deux matériaux exposent un comportement similaire en déviatorique. En premier lieu, leurs matrices montrent une contrainte maximale de cohésion importante. Puis, nous observons sa rupture pour terminer sur le frottement des grains formés et inclus dans la matrice. Cependant, les amplitudes de l'inerte sont beaucoup plus faibles que celles associées à l'XF-11585. Cette différence peut être liée au matériau ou à sa mise en forme. Dans le premier cas, nous devons envisager une évolution de la formulation. Dans le second, une comparaison XF-11585 avec simulant inerté issu des mêmes processus de fabrication et mêmes temps d'attente permettrait de trancher.

### III- 5.2.4 Matériau endommagé :

Avec l'Eq.68 et l'Eq.66, nous constatons que, endommagé, l'XF-11585 conserve une cohésion plus importante que l'inerte. Comme précédemment, ce comportement peut être lié à la qualité de fabrication de l'inerte. Cependant, si la matrice de l'inerte est mono matériau, celle de l'XF-11585 contient de la cire en émulsion. Il est possible que cet élément fournisse une partie de la cohésion résiduelle de l'XF-11585.

Tab. III-36 : Caractéristiques élastiques du simulant inerte déduites de la compression confinée quasi statique. [MPa]

	$\nu(\sigma_1; \sigma_2)$	$E(\varepsilon_1; \sigma_1; \nu)$	$K_{mes}$	$K(\nu; E)$	$G_{mes}$	$G(\nu; E)$	$P_{oedo}$	$\nu(P_{oedo})$
Moyenne Inerte	0,43	708	2 140	1746	224	249	0,28	0,47
Ecart Inerte	0,03	291	500	389	92	105	0,14	0,01
Moyenne XF-11585	0,35	2 398	4 060	2 810	723	889	0,66	0,32
Ecart XF-11585	0,03	403	157	820	127	153	0,17	0,03

### III - 5.3 Améliorations :

Le simulant inerte a rempli son rôle au cours de cette thèse en nous aidant à mettre en place les essais et en émulant les comportements utiles pour la modélisation de l'XF-11585. Mais, sa formulation peut être améliorée pour faciliter sa mise en œuvre et affiner son aspect prédictif sur le comportement de l'XF-11585. Pour ces raisons, nous proposons les améliorations suivantes :

#### Remplacement du SiO<sub>2</sub> :

Le SiO<sub>2</sub> joue le rôle du RDX de l'XF-11585. Cependant, les cristaux de quartz possèdent une dureté importante qui rend l'usinage de l'inerte difficile. Pour mettre en forme des échantillons, les machines-outils doivent être équipées d'outils diamant. Et, pour l'analyse des échantillons post mortem, la différence importante de dureté entre le SiO<sub>2</sub> et sa matrice de cire rend la réalisation de micrographie difficile. Les polissages successifs arrachent les grains. Cela laisse soit une surface lisse non représentative de la microstructure, soit une surface dont la variation d'altitude dépasse la profondeur de champ des microscopes optiques.

#### Le nitrate de potassium :

le KNO<sub>3</sub> joue le rôle de l'ONTA dans l'XF-11585. Des essais menés à Nexter Munition ont montré que cet élément du mélange tend à se dissoudre dans la matrice de cire. L'absence de moyen pour imager la microstructure de l'inerte ne nous a pas permis de vérifier ce comportement. Mais dans l'hypothèse où il serait avéré. Un remplaçant est nécessaire, car le nitrate de potassium n'est plus en mesure de tenir son rôle au sein du simulant inerte.

### La cohésion résiduelle de la matrice :

Dans cette partie, nous avons observé la différence de cohésion résiduelle importante entre le simulant inerte (4 MPa) et l'XF-11585 (24 MPa). Pour des applications de simulation de comportement, cette cohésion résiduelle rend le matériau énergétique capable de stocker une énergie importante. Nous estimons qu'elle est liée à la cire en émulsion dans la matrice de TNT. Cette différence avec le simulant inerte peut impacter la propagation de la rupture au sein du matériau.

### La mise en forme de l'inerte :

Nous avons constaté la nécessité d'un temps d'attente avant les essais mécaniques sur simulant inerte. Pour cette raison, nous recommandons un minimum de deux mois à l'air libre entre la coulée du simulant et son utilisation. Pour une coulée en munition, un délai plus important peut être nécessaire.



## IV Analyse et modélisation

Dans ce paragraphe nous détaillons les comportements que nous avons sélectionnés pour la modélisation. Puis nous présentons successivement deux modèles de comportement mécanique. Le premier est un modèle élastique à endommagement scalaire. Le second est un modèle viscoplastique. Ces deux modèles présentent des pistes d'amélioration dont nous discutons à la fin de cette partie.

---

<b>IV - 1 Comportements observés .....</b>	<b>164</b>
IV - 1.1 En pression .....	164
IV - 1.2 En cisaillement .....	166
<b>IV - 2 Méthode de réglage des modèles .....</b>	<b>168</b>
<b>IV - 3 Modèle à endommagement scalaire .....</b>	<b>170</b>
IV - 3.1 Contexte et objectifs du modèle .....	170
IV - 3.2 Description des phénomènes pris en compte.....	170
IV - 3.3 Adaptation du modèle au matériau .....	178
IV - 3.4 Paramètres .....	180
IV - 3.5 Comparaison aux résultats expérimentaux .....	183
<b>IV - 4 Modèle élasto visco plastique .....</b>	<b>193</b>
IV - 4.1 Contexte et objectifs du modèle .....	193
IV - 4.2 Description des phénomènes pris en compte.....	193
IV - 4.3 Adaptation du modèle au matériau .....	200
IV - 4.4 Comparaison aux résultats expérimentaux .....	203
<b>IV - 5 Améliorations .....</b>	<b>223</b>

---

## IV - 1 Comportements observés

Ayant exposé les résultats expérimentaux du simulant inerte et de l'XF-11585. Nous avons observé leurs réponses en pression et cisaillement. Les essais aux barres de Hopkinson nous ont permis d'ajouter la réponse en vitesse de déformation. Cela va nous permettre de construire les modélisations à partir des deux premiers invariants de déformation et de contrainte. Dans cette optique, nos modèles sont basés sur un comportement hydrostatique et un comportement déviatorique connectés par le chemin de chargement.

### IV - 1.1 En pression

#### Elasticité : Module de compression isostatique et compression de pores

Pour nos deux matériaux, plusieurs phases linéaires sont observées dans le plan pression/déformation volumique. En Fig. IV-1, l'XF-11585 nous montre un comportement linéaire en trois parties qui correspond à la description communément admise pour les milieux poreux. Ainsi, en utilisant les termes associés à ces modèles ([57] [12]), nous observons une phase purement élastique pour le domaine de pression compris entre 0 et  $P_{Cruch}$ . Puis, de  $P_{Cruch}$  à  $P_{Lock}$ , nous reconnaissons un comportement de compression de pores. Durant cette phase, le matériau subit une déformation volumique irréversible issue des pores compactés.

Or, ces porosités jouent un rôle dans le fonctionnement pyrotechnique du matériau ([52] [42]). En présence d'une onde de compression, elles sont le lieu de plusieurs phénomènes qui conduisent à l'apparition de points chauds [8] (Partie II.2). C'est à partir de ces points chauds que les réactions de la chaîne pyrotechnique sont initiées. La taille et la répartition des porosités influencent la facilité qu'a l'onde de compression pour déclencher la réaction. Cette modification dans la microstructure du matériau est donnée par la grandeur  $\varepsilon_H^p$  qui correspond à la déformation volumique permanente. Dans le cadre d'une application pyrotechnique, nous étudions le lien entre cette grandeur et la sensibilité du matériau énergétique.

Ensuite, au fur et à mesure de la fermeture des porosités, le matériau testé rejoint la courbe de compressibilité de ses constituants. La transition est plus douce que celle que nous observons à  $P_{Cruch}$ . Pour modéliser cette partie, certains modèles [41] [12], utilisent un polynôme de degré 3 tel que celui que nous avons représenté en Fig. IV-1.

Enfin, nous regardons le cas des chargements-déchargements tel que celui de la Fig. IV-1. Pour toute pression inférieure à la pression maximale atteinte, nous observons un comportement linéaire. La pente associée à ce comportement est proche de la dérivée au point de pression maximal que le matériau a atteint.

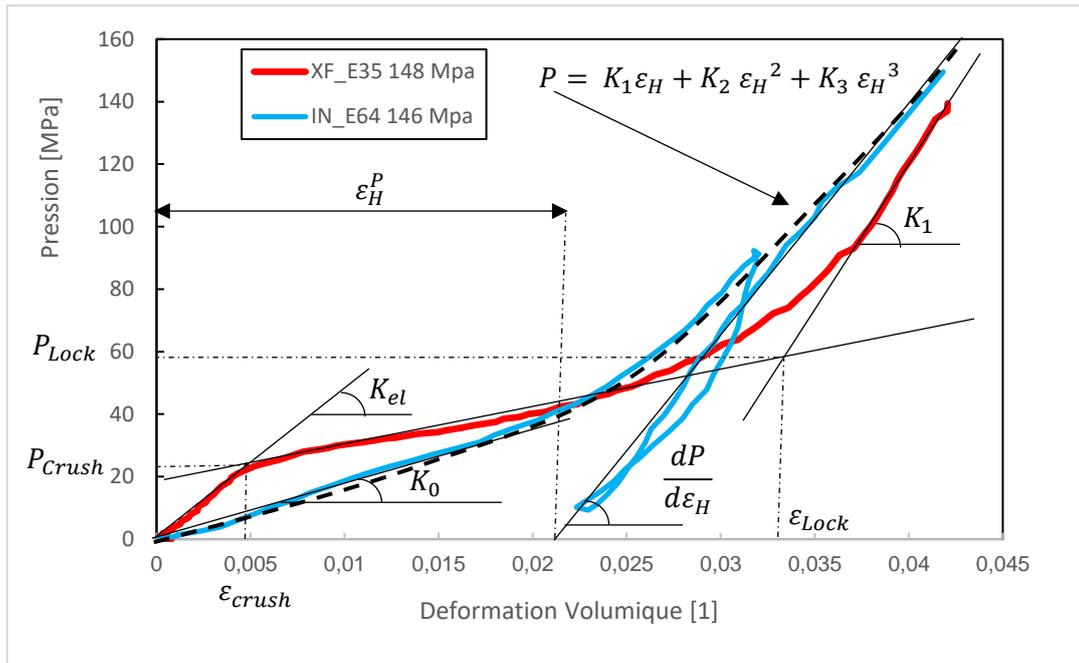


Fig. IV-1 : En bleu, le comportement en pression du simulant inerte avec un chargement-déchargement. En rouge, le comportement en pression de l'XF-11585. Les bagues de confinement important semblent faciliter le suivi des porosités.

### Dépendance à la vitesse de déformation

Avec les essais aux barres de Hopkinson sur le simulant inerte, nous utilisons une bague de fort confinement qui facilite la lecture. Nous comparons les résultats issus du quasi statique et ceux issus de la dynamique sur la Fig. IV-2. Sur cette figure, nous avons également rapporté la vitesse de déformation associée à l'échantillon dynamique (en vert).

Nous constatons que la vitesse de déformation introduit deux éléments. Le premier est un offset qui s'établit lorsque la vitesse de déformation se stabilise. Sur la Fig. IV-2, nous repérons l'entrée dans la zone de vitesse stabilisée par le segment pointillé vertical. Les quatre flèches verticales illustrent le passage de la courbe bleu à la courbe pointillée par cet offset. Elles sont de longueur égale. Le second élément est l'augmentation de la pente.

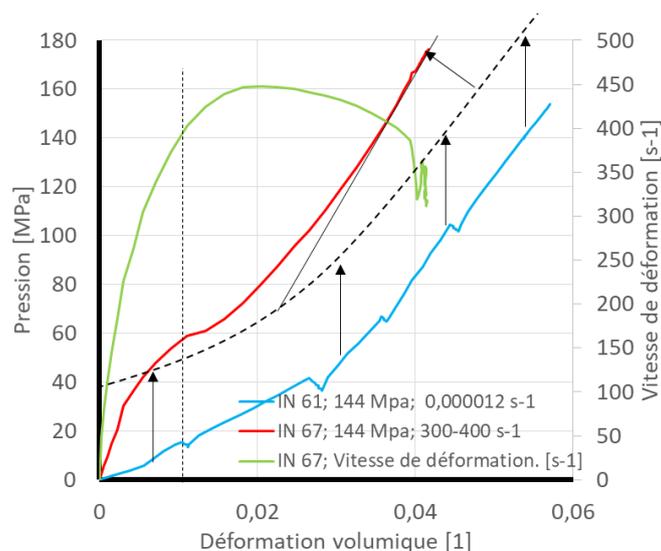


Fig. IV-2 : Influence de la vitesse de déformation sur le comportement en pression avec le simulant inerte.

## IV - 1.2 En cisaillement

Le comportement en cisaillement de nos matériaux présente une transition d'un matériau sain vers un matériau endommagé. Nous percevons les deux états comme des matériaux différents.

En Fig. IV-3, notre graphique montre la contrainte de cisaillement en fonction de la déformation radiale  $\varepsilon_2$  pour quatre essais à deux confinements avec de l'XF-11585. Nous constatons que la rupture du matériau intervient au même niveau de déformation radiale ( $\varepsilon_2$ ), quel que soit le confinement. Les tangentes horizontales repèrent ce point sur le graphique. Pour l'interprétation, les bagues plus épaisses ont un comportement plus rigide. Cela implique que pour une même déformation, elles rendront une contrainte plus importante. Ainsi, nous constatons une amplitude du cisaillement plus élevée pour les hauts confinements (117 MPa) que pour les bas confinements (28 MPa).

En Fig. IV-4 et Fig. IV-5, nous voulons mettre en avant le positionnement du comportement élastique. Celui-ci est difficile à observer sur les faibles confinements. Sur la Fig. IV-5, le simulant inerte amplifie la difficulté de lecture avec la variabilité de ses caractéristiques mécaniques. De plus, nous constatons que le chargement-déchargement ne suffit pas à gommer la mise en place du confinement. Cela peut constituer un point divergence entre nos modèles et nos essais.

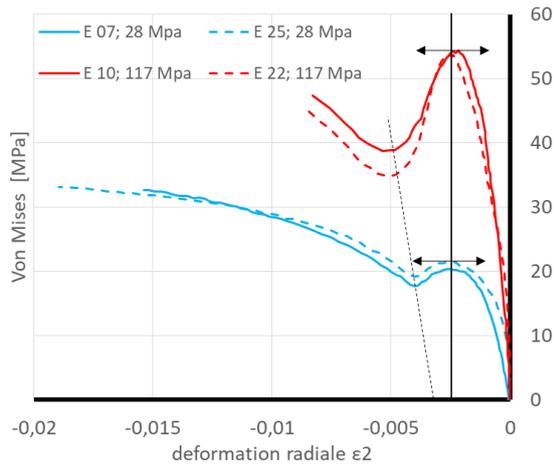


Fig. IV-3 : Contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la déformation radiale  $\epsilon_2$  en convention compression.

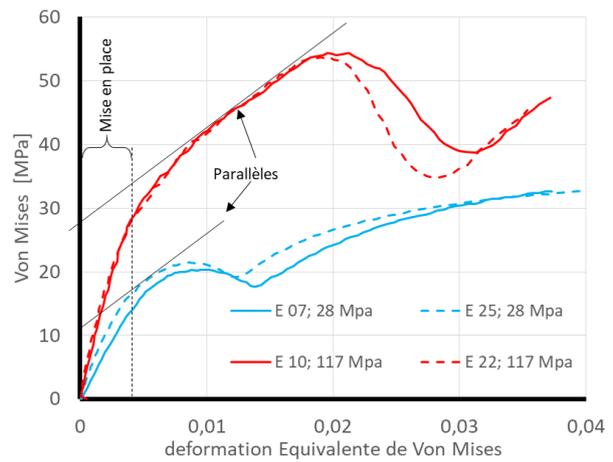


Fig. IV-4 : Dépendance au confinement avec l'XF-11585.

Enfin, nous constatons, en Fig. IV-6, l'influence sur le cisaillement de la vitesse de déformation. La première, en bleu, est issue des essais quasi statiques. Nous avons effectué des pauses de 30 secondes pour relever chaque point de cette courbe. La seconde en vert est issue du même essai. Nous avons retiré les zones correspondant au temps d'attente des 30 secondes. La troisième courbe en rouge correspond à l'essai de Hopkinson effectué avec une bague de confinement équivalent.

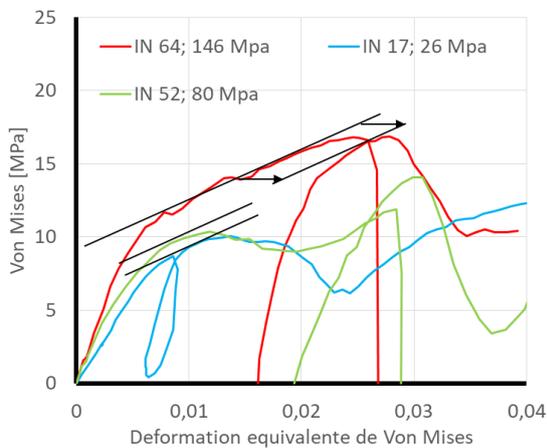


Fig. IV-5 : Comportement en cisaillement du simulant inerte avec une charge-décharge

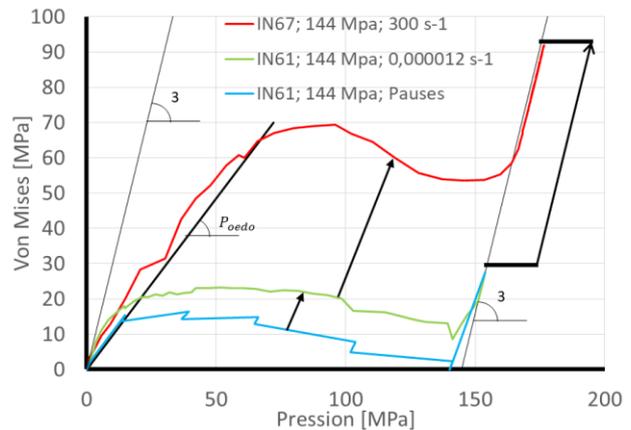


Fig. IV-6 : Avec les échantillons IN61 et IN67 nous constatons l'influence de la vitesse e sollicitation sur le comportement en cisaillement.

## IV - 2 Méthode de réglage des modèles

Avant de passer à la description des modèles, nous discutons de la méthode utilisée pour nourrir nos modèles. En ingénierie des matériaux, le produit est souvent un modèle. Cet objet théorique se trouve au carrefour de trois piliers associés à la science des matériaux :

- L'expérimental permet d'explorer le matériau
- Le théorique permet d'expliquer le matériau
- Le numérique permet d'utiliser le matériau

Les utilisateurs de ce modèle sont les codes de calcul destinés à la simulation à des fins de conception. Or, ces codes émulent des objets éloignés des échantillons, en forme, en environnement. L'objectif est donc de fournir un modèle indépendant de l'échantillonnage utilisé en expérimental. Pour cela, nous diluons le poids de l'échantillonnage en ayant recours à un maximum d'essais complémentaires. Puis, à l'aide de logiciel d'optimisation tel que LS-OPT ou Dakota, nous attribuons des poids à chaque essai pour décrire chaque facettes du modèle matériau.

Dans notre cas, les essais utilisés pour nourrir le modèle varient selon la pression et la vitesse. Nous avons laissé de côté les variations qui suivent :

- La température : Malgré une dépendance avérée des deux matériaux à la température, nous avons décidé de ne pas tenir compte de ces variations. Nos essais ont eu lieu en intérieur, à des températures comprises entre 20 et 27 °C.
- L'humidité : difficile à maîtriser dans le climat Berruyer, nous avons laissé ce paramètre de côté. Mais, l'étude de son influence sur les propriétés mécaniques et pyrotechniques peut s'avérer intéressante pour l'exportation du produit.
- Les facteurs de forme : Nous avons choisi une forme d'échantillon en début de thèse après quelques itérations à différents diamètres et hauteur. Une forme plus ou moins allongée nous aurait donné accès à un spectre plus large de vitesses de déformations.

Ensuite, nos deux modèles partent d'une base élastique. Or dans la partie III, nous avons constaté que la maturation du simulant inerte influence ses paramètres élastiques. Pour cette raison, nous avons sélectionné les échantillons dont les coefficients élastiques sont proches. Sur le nombre d'échantillons testé, la population est fortement réduite.

Enfin, pour améliorer la pertinence de la recherche des paramètres nous effectuons un ciblage des zones les plus expressives du comportement que nous souhaitons mesurer. Les Fig. IV-7, Fig. IV-8, Fig. IV-9, et Fig. IV-10 en montrent des exemples.

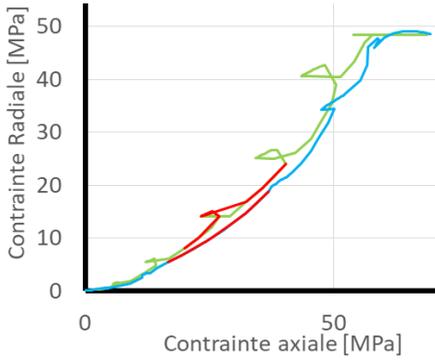


Fig. IV-7 : Ici nous suivons l'évolution de la contrainte radiale en fonction de la contrainte axiale. C'est un plan intéressant pour observer le coefficient de Poisson. La zone d'observation est repérée en rouge.

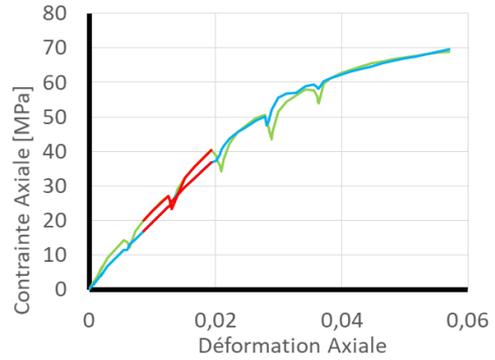


Fig. IV-8 : Ici nous suivons l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale. Ce plan nous donne le module de l'ensemble confiné. Avec le coefficient de Poisson, nous pouvons déduire le module d'Young. La zone d'observation est repérée en rouge.

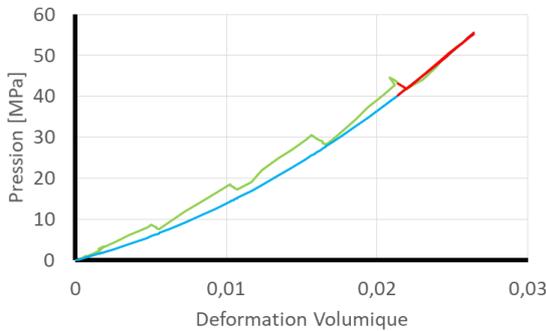


Fig. IV-9 : Ici nous suivons l'évolution de la pression en fonction de la déformation volumique. Nous y déterminons le coefficient  $K_2$  qui sera utilisé dans les deux modèles. La zone d'observation est repérée en rouge.

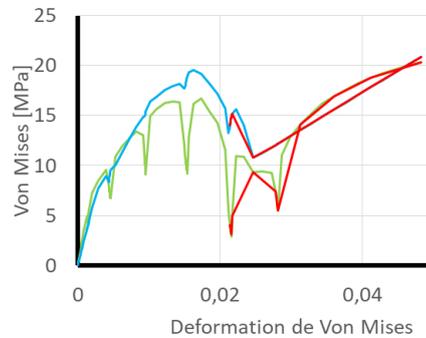


Fig. IV-10 : Ici nous suivons l'évolution de la contrainte de Von Mises en fonction de la déformation équivalente. La zone d'observation repérée en rouge nous permet de fixer les paramètres de l'endommagement ou de la plasticité selon le modèle.

Pour terminer, cette optimisation est appliquée à nos modèles lorsque ceux-ci doivent reproduire l'état de contrainte ( $\sigma_1, \sigma_2$ ) du matériau à partir des déformations ( $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ ) (Fig. IV-11). Cette manière de mener les simulations est sévère pour le modèle car, dans nos essais, ce sont les contraintes qui sont imposées au matériau. Ainsi, pour juger de la qualité d'un modèle et de ses paramètres, l'issue de la modélisation, nous nous intéresserons à l'écart de contrainte entre l'expérimental et le numérique.

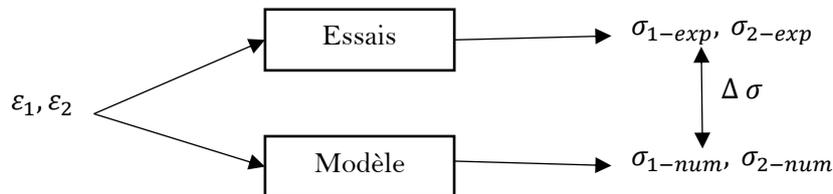


Fig. IV-11 : Situation modèle - essai

## IV - 3 Modèle à endommagement scalaire

### IV - 3.1 Contexte et objectifs du modèle

Le modèle à endommagement scalaire répond à un besoin de modélisation rapide et accessible pour les ingénieurs du bureau d'étude. Pour cette raison, ce modèle ignore plusieurs modes de réponses des matériaux étudiés. Nous voulons émuler la réponse du matériau selon la pression et le cisaillement. Tout d'abord, nous reproduisons la réponse en pression en fonction de la déformation volumique accompagnée de sa dépendance en vitesse de déformation observée sur le simulant inerte. Nous appuyons le comportement en cisaillement sur le modèle élastique linéaire auquel nous avons adjoint une variable d'endommagement pilotée par la déformation de Mazars [51]. Nous introduisons l'augmentation de la résistance en cisaillement en fonction de la vitesse de sollicitation par l'utilisation d'un retardateur d'endommagement inspiré par Allix et Dëu [3].

Cependant, nous voulons conserver une facilité d'approche et d'utilisation avec ce modèle. Nous ne prendrons pas en compte la déformation permanente observée en volume et en cisaillement. De même, nous laisserons de côté la compaction de pores observée avec l'XF-11585 et le raidissement du module de compression observé avec l'inerte. Enfin, l'intérêt d'un tel modèle se place principalement sur l'endommagement au sein de la matrice décrite par la première perte de résistance en cisaillement. Sur nos essais, cette zone s'étend du premier maximum à la plastification de la bague. Au-delà, ce modèle sera imprécis. Pour terminer, nous devons utiliser ce modèle dans des conditions de chargement monotoniques car les raidissement et déformations permanentes ne seront pas prises en compte.

### IV - 3.2 Description des phénomènes pris en compte

Dans ce modèle nous voulons reproduire les observations suivantes :

- O1 : Comportement élastique.
- O2 : Endommagement couplé à l'élasticité.
- O3 : Augmentation de la résistance à l'endommagement avec la vitesse.
- O4 : Compaction en pression.
- O5 : Viscosité de type Kelvin Voigt.

Pour mettre en place ce modèle, nous souhaitons utiliser la thermodynamique des processus irréversibles [47]. Cette méthode met en avant des potentiels thermodynamiques pour définir les comportements. Cela présente un avantage pour l'intégration du modèle dans

---

les codes éléments finis disponibles en bureau d'étude et s'avère particulièrement intéressant pour des matériaux de type énergétique.

### Variables d'état :

Nous commençons par isoler ce qui relève d'un potentiel et si ce potentiel est conservatif ou dissipatif. Ainsi, dans la liste ci-dessus, nous retenons O1, O2 et O5 pour définir nos potentiels. Nous avons laissé O4 de côté bien que celui-ci puisse être mis en forme de potentiel [12]. Parmi les observations sélectionnées, O1 est conservatif, O2 et O5 sont dissipatifs. Cela implique pour O1, une définition du potentiel à partir d'une variable « observable » et de sa variable duale associée. A contrario, O2 et O5 devront dépendre de variables « internes » associées à l'état de la matière dans l'échantillon (fissures, porosités, densité de dislocations...). Toutes ces variables sont regroupées dans le Tab. IV-1. Nous avons le tenseur de déformation  $\underline{\underline{\varepsilon}}$  associé au tenseur de contraintes élastiques  $\underline{\underline{\sigma}}^e$ , puis, le tenseur des vitesses de déformation  $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}$  associé au tenseur des contraintes viscoélastiques  $\underline{\underline{\sigma}}^v$  et la variable d'endommagement  $d$ , associé au taux de restitution de l'énergie  $Y$ .

Tab. IV-1 : Variables d'état du modèle.

Observation	Variable Observable	Variable Interne	Variable duale Associée
O1	$\underline{\underline{\varepsilon}}$		$\underline{\underline{\sigma}}^e$
O2		$d$	$Y$
O5	$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}$		$\underline{\underline{\sigma}}^v$

Nous utilisons ces variables observables et internes dans le potentiel d'énergie libre de Helmholtz (Eq.70) représenté sous la forme d'une densité massique d'énergie libre en  $J.kg^{-1}$ . Avec l'inégalité de Clausius-Duhem, nous pouvons déduire la loi d'état pour chaque variable duale associée en fonction de sa variable interne ou observable. Donc, dans ce paragraphe, nous souhaitons obtenir les potentiels et les lois d'états du modèle.

$$\psi = \psi(\underline{\underline{\varepsilon}}, d, \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}) \quad (70)$$

Pour mettre en place les potentiels nous avons recours à la partition de l'Eq.71. Afin de représenter le début de compaction, celle-ci inclue le terme  $K_2 \varepsilon_H^2$  qui s'applique selon la composante sphérique du tenseur des contraintes.

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}^e + \underline{\underline{\sigma}}^v + K_2 \varepsilon_H^2 \underline{\underline{1}} \quad (71)$$

### Potentiel élastique (O1) :

Nous commençons avec le potentiel élastique sur lequel nous souhaitons intégrer l'endommagement. Pour cela, nous décomposons la variable observable et sa variable duale associée. :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\varepsilon}} = \frac{\varepsilon_H}{3} \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{e}} \\ \underline{\underline{\sigma}}^e = p^e \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{s}}^e \end{cases} \quad (72)$$

Avec,  $\varepsilon_H = tr(\underline{\underline{\varepsilon}})$ ,  $p = \frac{1}{3} tr(\underline{\underline{\sigma}}^e)$ , puis  $\underline{\underline{e}}$  et  $\underline{\underline{s}}^e$ , les déviateurs des tenseurs des déformation et des contraintes élastiques. Nous en profitons pour introduire la contrainte et la déformation équivalente de Von Mises :

$$\begin{cases} \varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{e}} : \underline{\underline{e}}} \\ \sigma_{eq}^e = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{s}}^e : \underline{\underline{s}}^e} \end{cases} \quad (73)$$

Ensuite, nous utilisons la densité volumique d'énergie élastique,  $\rho\psi^e = \frac{1}{2} \underline{\underline{\sigma}}^e : \underline{\underline{\varepsilon}}$ , pour retrouver l'expression du potentiel d'énergie libre :

$$\rho\psi^e = \frac{1}{2} \left[ \frac{\varepsilon_H}{3} p^e + \underline{\underline{s}}^e : \underline{\underline{e}} \right] \quad (74)$$

Pour développer l'**Eq.74**, nous utilisons le modèle élastique (**Eq.75**). L'endommagement dont nous parlons plus haut est introduit par la variable  $D$ . Comprise entre 0 et 1, elle fait passer le module de cisaillement de  $G_0$  à  $G_1$ .

$$\begin{cases} p = K_1 \varepsilon_H \\ \underline{\underline{s}}^e = 2G_0(1-d) \underline{\underline{e}} \end{cases} \quad (75)$$

Où, pour simplifier l'écriture, nous proposons le changement de variable qui suit :

$$d = \frac{G_0 - G_1}{G_0} D \begin{cases} 0 < D < 1 \\ 0 < d < \frac{G_0 - G_1}{G_0} \end{cases} \quad (76)$$

Nous utilisons les relations de l'**Eq.75** dans l'**Eq.74** avec l'**Eq.73** pour obtenir la densité volumique d'énergie élastique,  $\psi^e$  [J/kg]:

$$\rho \psi^e = \frac{1}{2} \left[ K_1 \frac{\varepsilon_H^2}{3} + 3G_0(1-d)\varepsilon_{eq}^2 \right] \quad (77)$$

L'inégalité de Clausius-Duhem nous donne la relation suivante entre la variable d'état et sa variable duale associé :

$$\underline{\underline{\sigma}}^e = \rho \frac{\partial \psi^e(\varepsilon_H, \varepsilon_{eq})}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} = \rho \left( \frac{\partial \psi^e}{\partial \varepsilon_H} \frac{\partial \varepsilon_H}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} + \frac{\partial \psi^e}{\partial \varepsilon_{eq}} \frac{\partial \varepsilon_{eq}}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} \right) \quad (78)$$

Avec :

$$\begin{aligned} \frac{\partial \varepsilon_H}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} &= 3 \underline{\underline{1}} \\ \frac{\partial \varepsilon_{eq}}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} &= \frac{2}{3} \frac{\underline{\underline{e}}}{\varepsilon_{eq}} \end{aligned} \quad (79)$$

Cela donne la loi d'état élastique du modèle correspondant à O1 :

$$\underline{\underline{\sigma}}^e = K_1 \varepsilon_H \underline{\underline{1}} + 2G_0(1-d) \underline{\underline{e}} \quad (80)$$

### Endommagement couplé à l'élasticité (O2 et O3) :

Dans le point précédent nous avons introduit une variable d'endommagement au niveau du module de cisaillement. Ici, nous introduisons la variable duale associée à  $d$ , évoquée dans le Tab. IV-1. C'est le taux de restitution de densité d'énergie volumique  $Y$ . Ce phénomène étant dissipatif, l'inégalité de Clausius-Duhem nous donne :

$$Y = -\rho \frac{\partial \psi^e(d)}{\partial d} = \frac{3}{2} G_0 \varepsilon_{eq}^2 \quad (81)$$

$Y$  est une densité volumique de puissance ( $J/ (m^3 s)$ ) [47]. Ainsi, le potentiel lié à dissipation de l'endommagement,  $\varphi^d$  s'écrit :

$$\varphi^d = -Y\dot{d} = \frac{3}{2} (G_0 - G_1) \dot{D} \varepsilon_{eq}^2 \quad (82)$$

La vitesse d'endommagement est liée au déplacement du critère d'endommagement  $F(\varepsilon^+)$  qui est choisi selon le matériau (exemples : **Eq.102** et **103**). Pour des vitesses de déformation plus importantes, nous utilisons une définition inspirée par Allix et Dëu [3].

$$\dot{D} = D_\infty \left( 1 - e^{-c(F(\varepsilon^+, D))} \right) \quad (83)$$

Où,  $F(\varepsilon^+, D)$  est le critère d'endommagement adapté selon les résultats expérimentaux.  $D_\infty$  et  $c$  sont des variables à ajuster sur plusieurs vitesses de déformations. Et,  $\varepsilon^+$  est la déformation de Mazars.

$$\varepsilon^+ = \sqrt{\sum \langle \varepsilon_i \rangle_+^2} \quad (84)$$

Où  $\langle \ \rangle$  sont les crochets de Macaulay qui retournent la valeur positive ou nulle de leurs contenu .

---

### Pression (élastique non linéaire) (O4) :

Pour représenter le début de compaction que nous avons observé, nous avons introduit  $K_2 \varepsilon_H^2$  dans la partition des lois d'état. Cette composante ajoute un comportement non linéaire à l'élastique. Nous voulons, ici, retrouver le potentiel thermodynamique associé à cette loi d'état. Sachant qu'il doit être positif, nous posons  $\alpha$ , positif, tel que :

$$\rho\psi^c = \alpha|\varepsilon_H^3| \quad (85)$$

Ainsi,

$$\text{sgn}(\varepsilon_H)K_2\varepsilon_H^2 \underline{\underline{1}} = \rho \frac{\partial \psi^c(\varepsilon_H)}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}} = \text{sgn}(\varepsilon_H)3\alpha\varepsilon_H^2 \underline{\underline{1}} \quad (86)$$

D'où

$$\rho\psi^c = \frac{K_2}{3}|\varepsilon_H^3| \quad (87)$$

### Viscoélasticité (O5) :

Pour la viscosité nous avons choisis un modèle de Kelvin-Voigt qui utilise les variables observables et duales associées :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} = \frac{\dot{\varepsilon}_H}{3} \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{\dot{s}}} \\ \underline{\underline{\sigma^v}} = p^v \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{s^v}} \end{cases} \quad (88)$$

Par analogie avec les équations de l'élasticité (**Eq.75**), nous définissons les relations qui suivent. Nous les avons choisis sous cette forme pour faciliter l'interprétation de la viscosité en compression simple

$$\begin{cases} p^v = \frac{\eta_p}{3(1-2\nu)} \dot{\varepsilon}_H \\ \underline{\underline{s^v}} = 2 \frac{\eta_s}{(1+\nu)} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} \end{cases} \quad \text{soit} \quad \begin{cases} p^v = \frac{\eta_p}{3(1-2\nu)} \dot{\varepsilon}_H \\ \sigma_{eq}^v = 3 \frac{\eta_s}{2(1+\nu)} \varepsilon_{eq}^v \end{cases} \quad (89)$$

Avec  $\eta_p$  et  $\eta_s$  les coefficients de viscosité en sphérique et déviatorique. On note que le tenseur des contraintes du à la viscosité et celui du à l'élasticité ne sont pas, a priori, proportionnels. En effet, pour la partie élastique :

$$\sqrt{\frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}}^e}{\sigma_{eq}^e}} = \sqrt{\frac{2}{3} \frac{\underline{\underline{e}}}{\varepsilon_{eq}}} = \underline{\underline{M}} \quad (90)$$

Et pour la partie visqueuse :

$$\sqrt{\frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{s}}^v}{\sigma_{eq}^v}} = \sqrt{\frac{2}{3} \frac{\underline{\underline{\dot{e}}}}{\varepsilon_{eq}^{\dot{}}}} = \underline{\underline{N}} \quad (91)$$

Dans le cas général  $\underline{\underline{N}}$  et  $\underline{\underline{M}}$  sont différents. Nous écrivons la puissance dissipée par la viscosité :

$$\varphi^v = \frac{1}{2} \underline{\underline{s}}^v : \underline{\underline{\dot{e}}} = \frac{1}{2} \left[ \frac{\varepsilon_H^{\dot{}}}{3} p^v + \underline{\underline{s}}^v : \underline{\underline{\dot{e}}} \right] \quad (92)$$

Le second terme se calcule :

$$\underline{\underline{s}}^v : \underline{\underline{\dot{e}}} = \sigma_{eq}^v \varepsilon_{eq}^{\dot{}} = \frac{3\eta}{2(1+\nu)} \varepsilon_{eq}^{\dot{}}{}^2 \quad (93)$$

Ainsi, la puissance de dissipation de viscosité de l'Eq.92 devient :

$$\varphi^v = \frac{1}{2} \left[ \frac{\eta_p}{9(1-2\nu)} \varepsilon_H^{\dot{}}{}^2 + \frac{3\eta_s}{2(1+\nu)} \varepsilon_{eq}^{\dot{}}{}^2 \right] \quad (94)$$

Nous pouvons utiliser cette puissance de dissipation visqueuse comme potentiel pour calculer la contrainte :

$$\underline{\underline{\sigma}}^v = \frac{\partial \varphi^v(\varepsilon_H^{\dot{}}, \varepsilon_{eq}^{\dot{}})}{\partial \underline{\underline{\dot{e}}}} = \left( \frac{\partial \varphi^v}{\partial \varepsilon_H^{\dot{}}} \frac{\partial \varepsilon_H^{\dot{}}}{\partial \underline{\underline{\dot{e}}}} + \frac{\partial \varphi^v}{\partial \varepsilon_{eq}^{\dot{}}} \frac{\partial \varepsilon_{eq}^{\dot{}}}{\partial \underline{\underline{\dot{e}}}} \right) \quad (95)$$

Qui devient :

$$\underline{\underline{\sigma}}^v = \left( \frac{\eta_p \dot{\varepsilon}_H}{3(1-2\nu)} \underline{\underline{1}} + 2 \frac{\eta_s}{(1+\nu)} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} \right) \quad (96)$$

### Résumé :

Dans les lignes précédentes, nous avons obtenu de quoi décrire le comportement du modèle à partir d'énergie potentiel et de dissipation. Il emmagasine de l'énergie avec le comportement élastique ( $\psi^e$ ) et la compaction ( $\psi^c$ ). Il dissipe de l'énergie avec le comportement viscoplastique ( $\varphi^v$ ) et d'endommagement ( $\varphi^d$ ). D'où le potentiel suivant :

$$\rho\psi(\underline{\underline{\varepsilon}}; d; \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}) = \rho\psi^e(\underline{\underline{\varepsilon}}) + \varphi^v(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}) + \varphi^d(d) + \rho\psi^c \quad (97)$$

Soit :

$$\begin{aligned} \rho\psi(\underline{\underline{\varepsilon}}; d; \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}) &= \frac{1}{2} \left[ K_1 \frac{\varepsilon_H^2}{3} + 3G_0(1-d)\varepsilon_{eq}^2 \right] + \frac{1}{2} \left[ \frac{\eta_p}{9(1-2\nu)} \dot{\varepsilon}_H^2 + \frac{3\eta_s}{2(1+\nu)} \dot{\varepsilon}_{eq}^2 \right] \\ &+ \frac{3}{2} (G_0 - G_1) \dot{\varepsilon}_{eq}^2 + \frac{K_2}{9} |\varepsilon_H^3| \end{aligned} \quad (98)$$

Qui devient :

$$\begin{aligned} \rho\psi(\underline{\underline{\varepsilon}}; d; \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}) &= \frac{1}{2} \left[ \frac{E\varepsilon_H^2 + \eta_p \dot{\varepsilon}_H^2}{3(1-2\nu)} + 3 \frac{E(1-d)\varepsilon_{eq}^2 + \eta_s \dot{\varepsilon}_{eq}^2}{2(1+\nu)} \right] + \frac{3}{2} (G_0 - G_1) \dot{\varepsilon}_{eq}^2 \\ &+ \frac{K_2}{3} |\varepsilon_H^3| \end{aligned} \quad (99)$$

En début de paragraphe, nous avons partitionné le tenseur de contraintes en tenseur élastique, tenseur viscoélastique et une composante ajoutée pour la compaction. Nous regroupons ces différentes lois d'état :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\sigma}} &= \left( K_1 \varepsilon_H \underline{\underline{1}} + 2G_0(1-d)\underline{\underline{\varepsilon}} \right) + \left( \frac{\eta_p \dot{\varepsilon}_H}{3(1-2\nu)} \underline{\underline{1}} + 2 \frac{\eta_s}{(1+\nu)} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} \right) \\ &+ \text{sgn}(\varepsilon_H) K_2 \varepsilon_H^2 \underline{\underline{1}} \end{aligned} \quad (100)$$

Qui s'écrit :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \left( \frac{E\varepsilon_H + \eta_p \dot{\varepsilon}_H}{3(1-2\nu)} \underline{\underline{1}} + \frac{E(1-d)\underline{\underline{e}} + 2\eta_s \dot{\underline{\underline{e}}}}{(1+\nu)} \right) + \text{sgn}(\varepsilon_H) K_2 \varepsilon_H^2 \underline{\underline{1}} \quad (101)$$

Où E est le module d'Young du matériau et  $\nu$ , son coefficient de Poisson.

### IV - 3.3 Adaptation du modèle au matériau

Nous avons choisi une loi d'écoulement adaptée aux sollicitations dynamiques, pour mettre en place ce modèle. Nous le nourrissons avec les déformations observées au cours du temps  $\varepsilon_1(t)$  et  $\varepsilon_2(t)$ . Nous évaluons les extensions subies avec la déformation de Mazars. Ensuite, nous prenons une fonction d'endommagement adaptée à nos essais. L'**Eq.102** donne un exemple avec une formulation en arc tangente.

$$F(\varepsilon^+, D) = aA \left( \text{atan} \left( \frac{\varepsilon^+}{a} \right) - \text{atan} \left( \frac{K_0}{a} \right) \right) - D \quad (102)$$

Mais nous préférons la forme linéaire de l'**Eq.103** plus proche de nos observations avec l'XF-11585 (Fig. IV-14).

$$F(\varepsilon^+, D) = \max \left( 0; \min \left( 1; \min \left( S_1(\varepsilon^+ - \varepsilon_0); S_2(\varepsilon^+ - \varepsilon_0) + C \right) \right) \right) \quad (103)$$

Avec la fonction d'endommagement connue, nous appliquons le retardateur d'endommagement d'Allix et Dëu (**Eq.104**).

$$\dot{D} = D_\infty \left( 1 - e^{-c(F(\varepsilon^+, D))} \right) \quad (104)$$

Après une intégration temporelle de l'étape précédente, nous utilisons l'endommagement obtenu pour modifier le module de cisaillement linéaire élastique du matériau. Au passage, nous vérifions que l'endommagement évolue de façon monotone et croissante.

$$G = G_0(1 - D) + DG_1 \quad (105)$$

### Implémentation du modèle dans le cadre de nos essais :

La symétrie de révolution amenée par la bague nous permet d'introduire quelques hypothèses simplificatrices. Dans l'espace des déformations principales, les directions deux et trois présentent des déformations d'amplitude égale. Or le tenseur des déformations déviatoriques possède une trace nulle. Ainsi, nous obtenons les valeurs propres du tenseur. Avec cet élément nous démontrons que les tenseurs  $\underline{\underline{e}}$  et  $\underline{\underline{\dot{e}}}$  sont proportionnels. Cela nous permet d'écrire l'**Eq.106**.

La déformation équivalente de Von Mises et sa dérivée sont calculées à partir de  $\varepsilon_1(t)$  et  $\varepsilon_2(t)$ . Puis, nous utilisons le module de cisaillement de l'**Eq.105** pour calculer la contrainte de Von Mises. Nous y ajoutons la composante visqueuse en nous appuyant sur le modèle linéaire élastique (**Eq.106**).

$$\sigma_{eq} = 3G\varepsilon_{eq} + \frac{3\eta}{2(1+\nu)}\dot{\varepsilon}_{eq} \quad (106)$$

En pression, nous partons d'une base linéaire élastique complétée d'un comportement viscoélastique. Les retours des essais sur simulant inerte et XF-11585 nous ont montré qu'une composante non linéaire améliore suffisamment la représentativité du modèle pour être ajoutée.

$$P = \frac{1}{3(1-2\nu)}(E\varepsilon_H + \eta\dot{\varepsilon}_H) + K_2\varepsilon_H^2 \quad (107)$$

Avec les invariants de pression et de cisaillement, nous bouclons le modèle en exprimant la contrainte axiale :

$$\sigma_1 = P + \frac{2\sigma_{eq}}{3} \quad (108)$$

Et la contrainte radiale :

$$\sigma_2 = P - \frac{\sigma_{eq}}{3} \quad (109)$$

Pour un point de vue au global, nous avons regroupé les opérations selon leurs ordre d'exécution en Fig. IV-12.

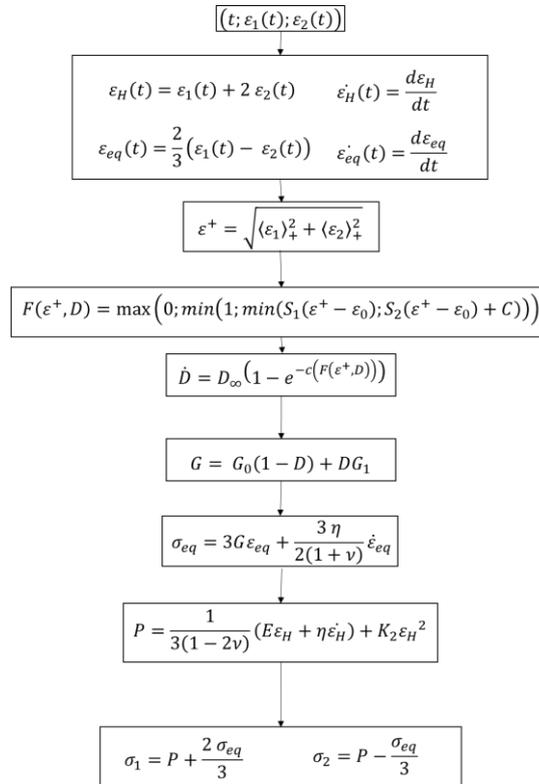


Fig. IV-12 : Algorithme du modèle à endommagement scalaire.

### IV - 3.4 Paramètres

Pour obtenir les paramètres nécessaires à la description de l'endommagement et faciliter le choix d'une fonction d'endommagement, nous avons mis en place la procédure suivante. Tout d'abord, comme l'indique la Fig. IV-13, nous relevons le module de cisaillement que l'on stocke dans  $G_0$  et le module de cisaillement après endommagement que l'on stocke dans  $G_1$ . Puis, nous utilisons l'Eq.110 pour tracer l'endommagement tel que nous pouvons le voir en Fig. IV-14.

$$d_{exp} = \frac{\langle G_0 - \frac{\sigma_{eq}}{3\varepsilon_{eq}} \rangle_+}{G_0 - G_1} \quad (110)$$

Ensuite, nous pouvons choisir une fonction adaptée à la forme de l'endommagement en Fig. IV-14. Pour cet exemple, nous avons sélectionné trois échantillons sur lesquels nous avons tracé en rouge l'Eq.103.

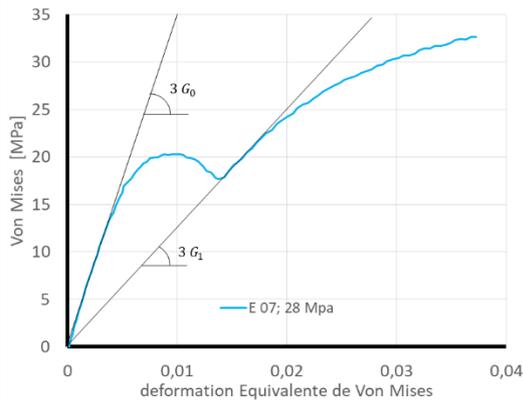


Fig. IV-13 : Mesure des modules de cisaillement pour la détermination de l'endommagement.

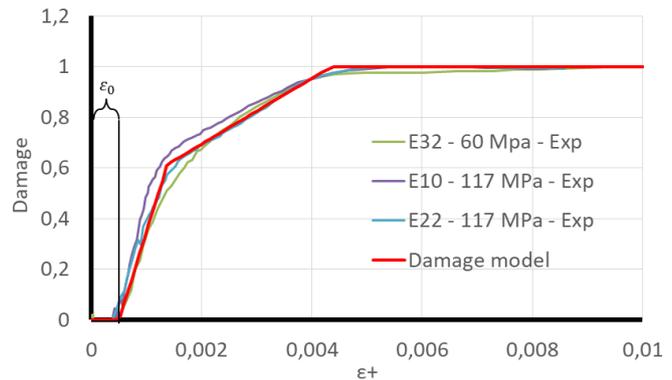


Fig. IV-14 : Tracé de l'endommagement attendu pour trois échantillons sélectionnés.

Puis, nous avons utilisé les résultats Hopkinson pour déterminer les constantes du retardateur d'endommagement  $c$  et  $D_\infty$ . Pour la viscosité, l'équipe du CERMEL de Tours nous a donné accès à une presse dite DMA pour Dynamic Mechanical Analysis. Cet appareil lit la réponse en fréquence du matériau. Nous l'identifions avec un modèle de Kelvin Voigt pour remonter à la viscosité que nous utilisons dans la pression et le cisaillement. Cette opération était possible pour le simulant inerte, malheureusement, nous avons dû laisser de côté l'XF-11585. Avec l'absence d'essais Hopkinson et d'analyse DMA pour le matériau énergétique nous avons utilisé une boucle d'optimisation qui nous donne un  $c$  et un  $D_\infty$  utilisable, mais non représentatif du matériau. Après quelques boucles d'optimisation sur une population d'échantillons et un domaine sélectionné, nous obtenons les paramètres pour nos deux matériaux. Ces paramètres sont regroupés dans le Tab. IV-2.

### Paramètres pour les deux matériaux :

Dans les résultats qui suivent, nous présentons le modèle à endommagement scalaire selon deux approches.

La première, liée au simulant inerte, teste la capacité du modèle pour les approches multi vitesse. Grâce aux essais quasi statiques et Hopkinson menés sur un même matériau, nous avons sélectionné 6 échantillons listés dans le Tab. IV-3 pour construire un jeu de paramètres adapté au simulant inerte dans le Tab. IV-2.

Pour la seconde approche, nous utilisons uniquement les essais quasi statiques de l'XF-11585. Ainsi, nous construisons un jeu de paramètres adapté à une seule vitesse de déformation. Cela donne un aperçu du modèle indépendant des perturbations liées aux vitesses de

déformation. Mais pour cette approche, nous ne disposons pas des éléments nécessaires pour décrire la réponse en vitesse du matériau. Ainsi, la viscosité ( $\eta$ ) et les paramètres d'endommagement retardés ( $D_\infty, c$ ) doivent être considérés comme non représentatifs du matériau.

Tab. IV-2 : Paramètres utilisés pour modéliser le simulant inerte et l'XF-11585.

	$G_0$ [MPa]	$G_1$ [MPa]	$K_1$ [MPa]	$K_2$ [GPa]	$\nu$	$\beta$
XF-11585	2 568	409	3,74	12,7	0,4	0,54
Simulant Inerte	975	150	1,56	19,9	0,35	0,63
	$D_\infty$	c	$\eta$ [Pa,s]	$S_1$	$\varepsilon_0$	$S_2$
XF-11585	1	0,5	9 930*	766	4,49 E-4	113
Simulant Inerte	6 008	10	55 700	839	1,11E-3	111

\* Malgré nos efforts, l'XF-11585 n' a pas été caractérisé avec une DMA. Le coefficient donné ici est issu d'une optimisation sur les résultats expérimentaux quasi statiques.

Afin d'illustrer la réponse de ce modèle, nous avons utilisé les déformations  $\varepsilon_1(t)$  et  $\varepsilon_2(t)$  issues de résultats expérimentaux. Nous avons sélectionné 3 échantillons pour chaque campagne. Les échantillons IN25, 38 et 62 sont associés à la campagne quasi statique du simulant inerte. La campagne dynamique nous fournit les échantillons IN 58, 31 et 67. Enfin, la campagne quasi statique de l'XF-11585 nous donne les échantillons E32, 10 et 22. Nous avons choisi ces échantillons pour couvrir un spectre large de pression tout en conservant une cohérence dans l'exploitation des données :

Tab. IV-3 : Echantillons sélectionnés pour tester le modèle.

	Confinement [MPa]	Vitesse de déformation [s <sup>-1</sup> ]
Simulant Inerte QS		
IN 25	48	7,4E-05
IN 38	80	7,4E-05
IN 62	126	7,4E-05
Simulant Inerte Dyn		
IN 31	59	300
IN 58	105	300
IN 67	145	300
XF-11585		
E 32	60	7,4E-05
E 10	117	7,4E-05
E 22	117	7,4E-05

## IV - 3.5 Comparaison aux résultats expérimentaux

### Inerte quasi statique

Dans les courbes qui suivent, nous avons gommé les pics liés à la pause pendant la compression. Avec cette opération, nous améliorons grandement la lisibilité des essais inertes quasi statiques. Cependant, dans cette modification, le temps de l'essai reste inchangé. Ainsi, le peu de viscosité visible en quasi statique laisse apparaître ces pauses au travers du traitement.

Pour exposer les résultats du modèle, nous séparons la réponse au quasi statique de celle en dynamique. Mais, nous devons garder en tête qu'un même jeu de paramètres utilisé dans les deux cas. Pour illustrer le modèle, nous commençons par les deux premiers invariants. La pression, en Fig. IV-15, nous indique une bonne adéquation du modèle au simulant inerte. Sur ce graphique, les trois réponses du modèle sont superposées et suivent les réponses expérimentales. Ensuite, en Fig. IV-16, le second invariant montre plus de variabilité. Les effets de la vitesse de déformation sont principalement visibles sur le cisaillement. À l'image des résultats expérimentaux, nous constatons que plus une bague est épaisse plus l'endommagement est retardé. Cela confirme le choix de la variable de Mazars pour décrire l'endommagement.

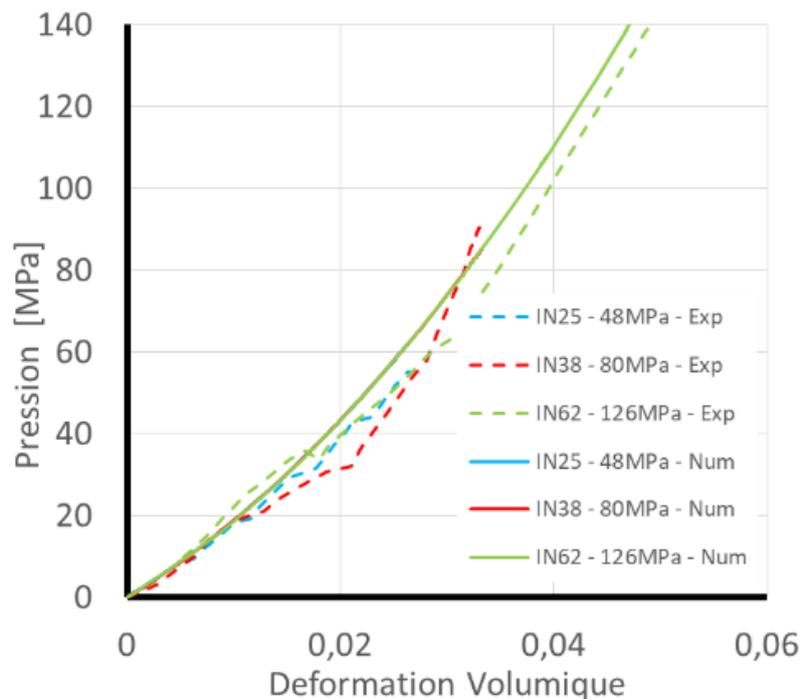


Fig. IV-15 : Réponse en pression du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.

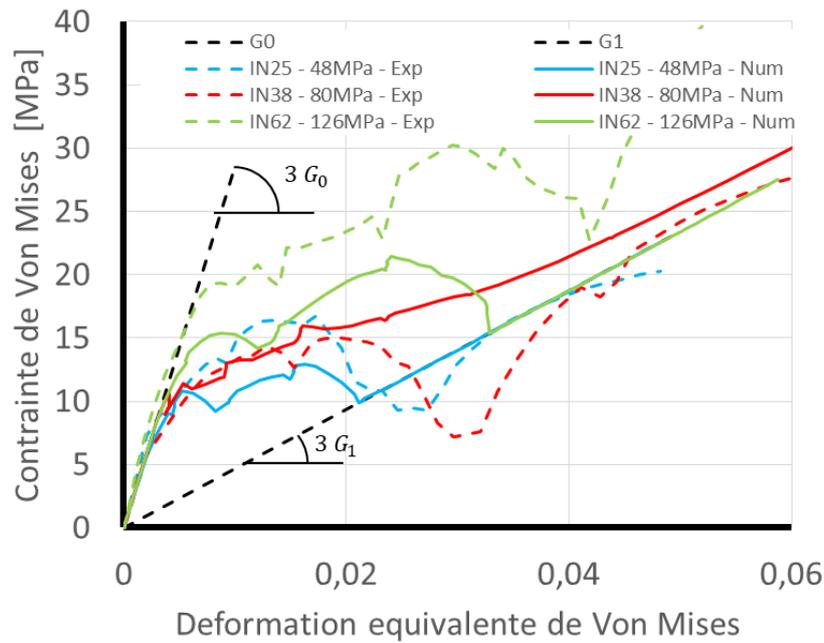


Fig. IV-16 : Réponse en cisaillement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.

Sur le chemin de chargement, en Fig. IV-17, le modèle reproduit les différentes phases de l'essai. En début de compression, nous observons, une phase élastique, puis une phase d'endommagement. Pour terminer, nous avons la montée au critère avec la bague plastique. Cependant, nous observons que la phase élastique est confondue avec la phase de mise en place de l'expérimental. Cela donne une pente à l'origine inférieure à 3 pour le modèle. De plus, nous remarquons que les écarts du modèle aux réponses en pression entraînent un décalage important sur le comportement en bague plastique.

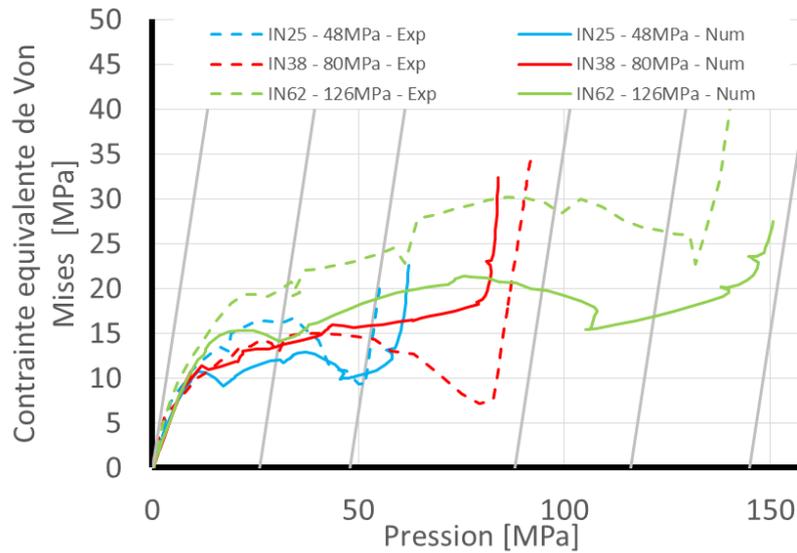


Fig. IV-17 : Chemin de chargement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.

À partir des deux invariants, nous reconstruisons les contraintes axiales (Fig. IV-18) et radiales (Fig. IV-19) observées pendant l'essai. Nous constatons que le modèle représente bien la séparation entre chaque niveau de pression. Cependant, la contrainte radiale nous apparaît comme la plus affectée par les perturbations précédentes.

Cette manière de mener les simulations est assez sévère en fin d'essais car ce sont les contraintes qui sont imposées dans les essais. Cela sera encore plus visible en dynamique.

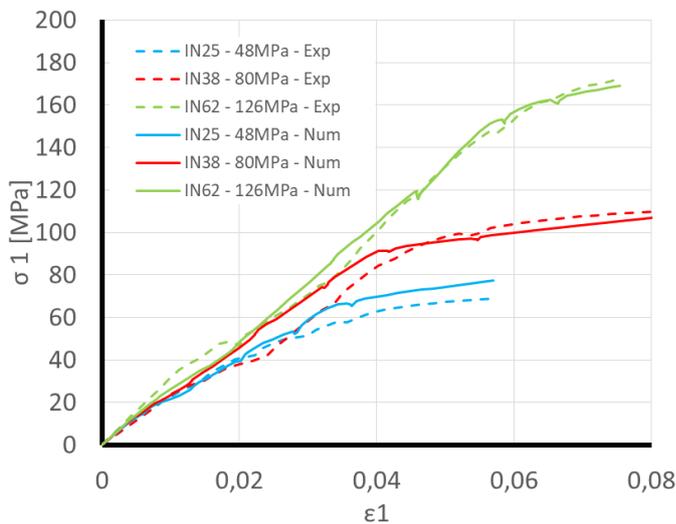


Fig. IV-18 : Réponse en contrainte axiale du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.

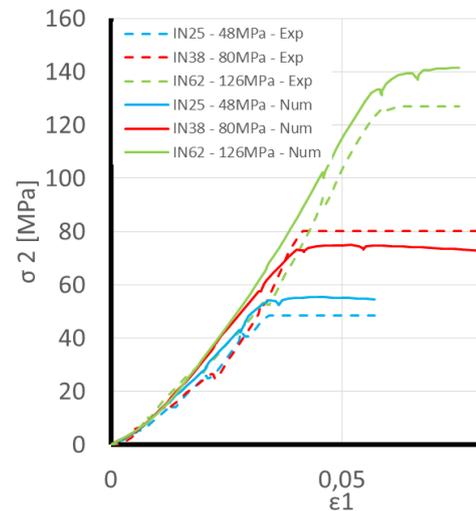


Fig. IV-19 : Réponse en contrainte radiale du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.

## Inerte Dynamique

Avec les sollicitations dynamiques, nous avons l'occasion de tester ce modèle sur de nouvelles vitesses de déformations. Pour faciliter la compréhension des réponses du modèle, nous regardons comment se décompose la vitesse de déformation. Les différentes mesures prises au cours de l'essai nous donnent accès à la déformation volumique et la déformation équivalente de Von Mises. Ainsi, nous sommes capables de tracer les dérivées temporelles de ces deux grandeurs.

La Fig. IV-20 nous montre la vitesse de déformation volumique. Pour expliquer son comportement, nous faisons appel à la présence observée de pores dans le simulant inerte. Effectivement, pendant la phase élastique du confinement de la bague, nous avons une augmentation de la pression. Cela entraîne une fermeture des pores qui se traduit en perte de volume. Lorsque la bague plastifie, la pression devient quasiment constante. Ainsi, les pores plus « résistants » sont conservés et la déformation volumique cesse de croître. Sur le plan des vitesses de déformation volumique, cela se traduit par une bosse le temps de la phase élastique de la bague. Puis, nous voyons la vitesse tendre vers zéro.

Sur les différents graphiques des essais dynamiques, nous avons ajouté des marqueurs triangulaires jaunes entourés de rouge pour signifier la fin de validité du modèle. Effectivement, la chute de vitesse de déformation volumique que nous venons de décrire entraîne une divergence entre le modèle d'endommagement et les essais.

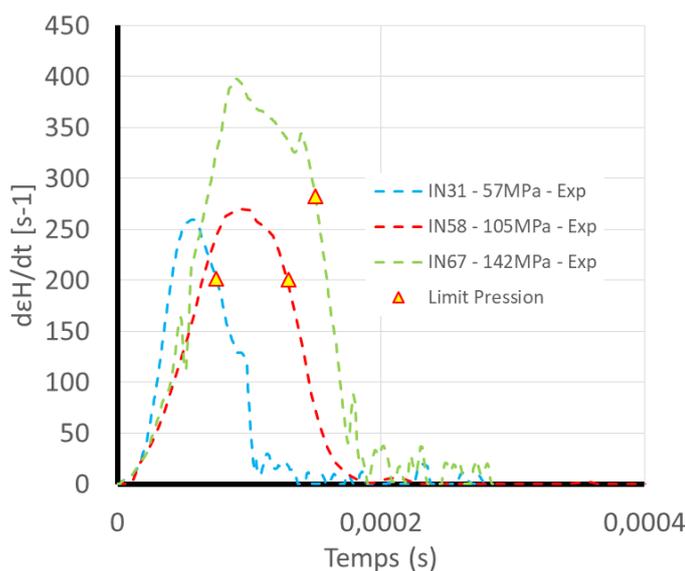


Fig. IV-20 : Vitesse de déformation pour la déformation volumique sur les résultats expérimentaux.

La réponse en pression du modèle illustrée en Fig. IV-21 donne un comportement lié à nos observations de la Fig. IV-20. Nous utilisons la vitesse de déformation volumique pour la

viscoélasticité du modèle. Grâce à cela, nous obtenons un comportement en accord avec les essais sur le début de la compression. Cependant, la chute en vitesse de déformation entraîne une chute de la contrainte viscoélastique que le modèle ne rattrape pas. Une piste d'amélioration serait d'introduire un couplage avec la vitesse de déformation en cisaillement, car celle-ci reste constante. Mais cette action risque de remettre en cause la simplicité du modèle.

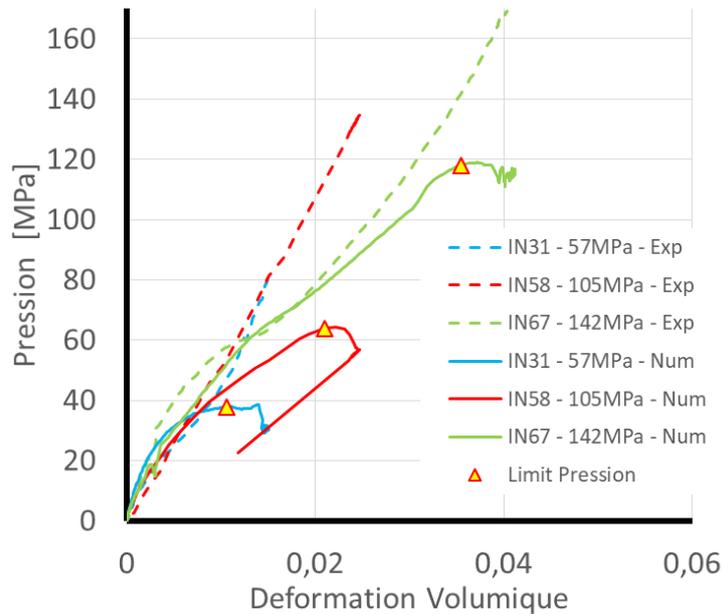


Fig. IV-21: Réponse en pression du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.

La Fig. IV-22, nous montre la vitesse pour la déformation équivalente de Von Mises. Cette vitesse est liée au comportement en cisaillement. Elle s'appuie sur l'écoulement à l'intérieur du matériau. La vitesse augmente jusqu'à l'établissement d'un régime continu dans le matériau. Cela correspond à la mise en place de plan de glissement. Sur ce graphique nous avons reportés les points qui signifient la fin de validité du modèle.

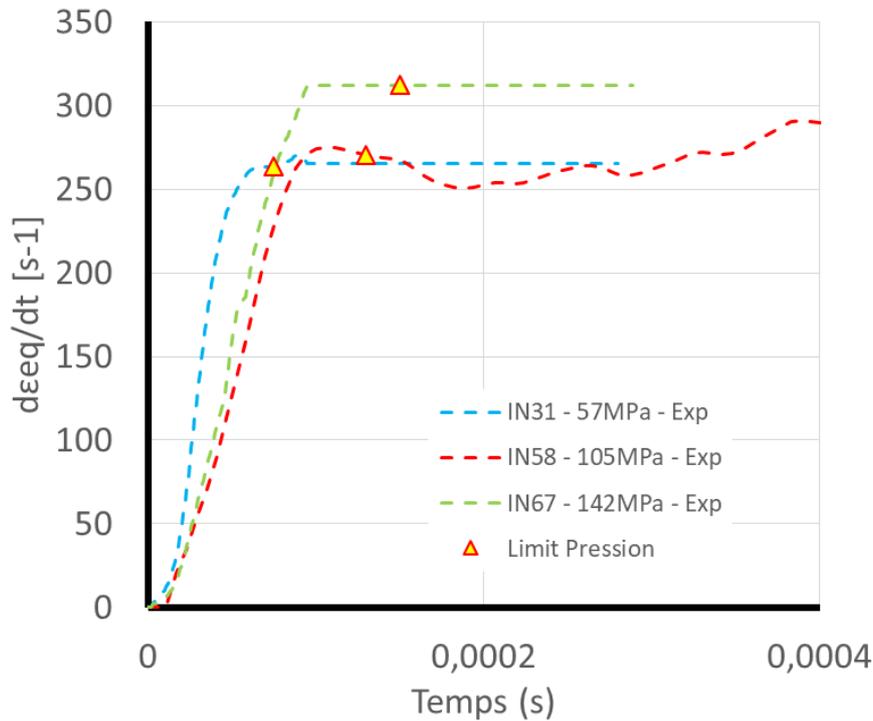


Fig. IV-22 : Vitesse de déformation pour la déformation équivalente sur les résultats expérimentaux.

Ainsi, sur la Fig. IV-23, les échantillons IN31 et IN67, respectent l'amplitude de leurs équivalents expérimentaux. Nous observons la première perte de cohésion suivie du rétablissement du matériau. Cependant, nous pouvons constater des écarts importants avec l'expérimental lors de l'enchaînement de ces différentes phases.

Sur ce graphique, nous avons laissé les modules de cisaillement utilisés en quasi statique  $G_0$  et  $G_1$ . Ainsi, nous illustrons l'aspect viscoélastique du modèle avant endommagement pour  $G_0$  avec la pente à l'origine. Puis après endommagement, nous pouvons voir que la pente donnée par les modèles IN31 et IN 67 est proche de  $G_1$  avec un décalage qui correspond à la réponse retardée de l'endommagement.

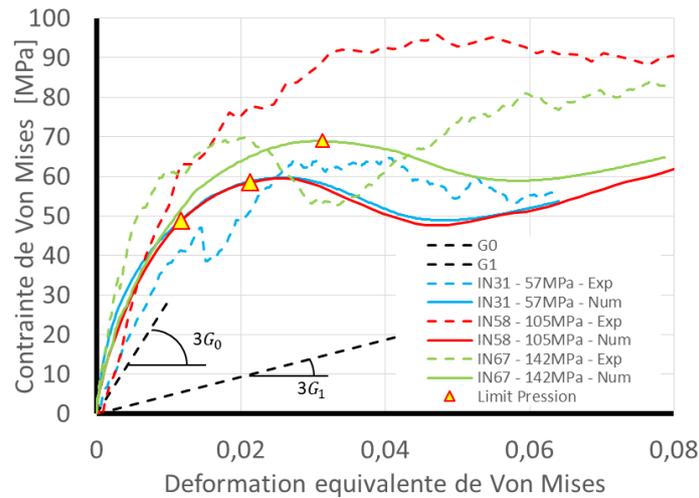


Fig. IV-23 : Réponse en cisaillement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.

Avec le chemin de chargement en Fig. IV-24, nous constatons une difficulté de représentation liée à la réponse en pression. Après investigation, notre hypothèse initiale basée sur le découplage entre les comportements sphérique et déviatorique ne s'applique pas aux essais à forte vitesse de déformation. Pour corriger ce point, nous préconisons l'introduction d'un facteur lié à la vitesse d'écoulement du matériau. Celle-ci maintient une amplitude constante après plastification ce qui semble manquer à la vitesse de déformation volumique.

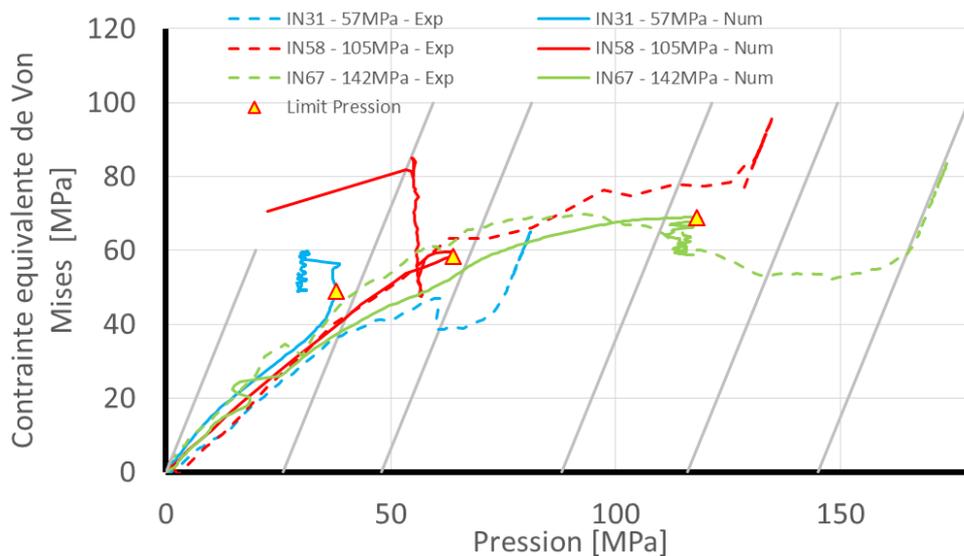


Fig. IV-24 : Chemin de chargement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.

Les essais menés sur l'XF-11585 sont limités à une seule vitesse de déformation. Pour illustrer le modèle, nous avons sélectionné des échantillons de réponse élastique similaire. Nous souhaitons réduire les erreurs de modélisation sur le début de l'essai. Malheureusement, cette sélection réduit aussi notre choix en gamme de pression. Ainsi, ayant écarté de nombreux essais, nous regardons, tout de même, la réponse de l'XF-11585 vue par le modèle simple.

Tout d'abord avec la pression, sur la Fig. IV-25, nous constatons un comportement de fermeture de pores qui nous pousse à garder la courbure liée à  $K_2$  faible. Nous utilisons tout de même cette constante pour compenser le manque de raideur retournée par  $K_1$ . Les trois courbes associées au modèle sont superposées comme en Fig. IV-15, car les variations de vitesse sont trop faibles pour apporter des distinctions. N'étant plus tributaires de l'optimisation des paramètres sur plusieurs niveaux de vitesse de déformation, nous constatons avec cette figure que l'approche qualitative de ce modèle peut être améliorée en introduisant un comportement de compaction de pores.

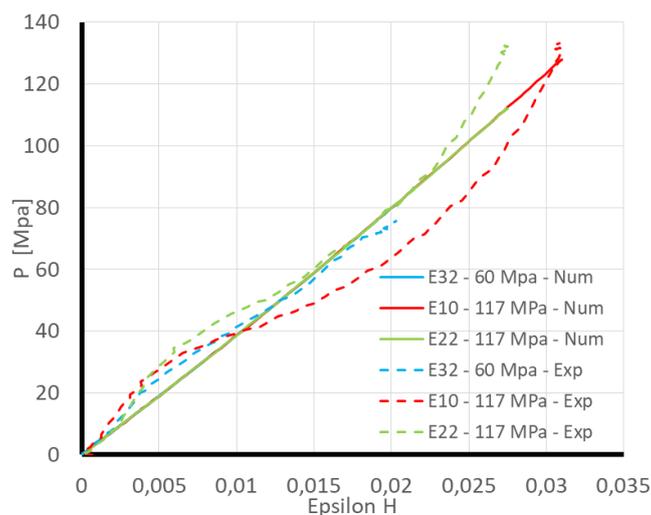


Fig. IV-25 : Réponse en pression du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant un jeu unique de paramètres.

La réponse en cisaillement de ce modèle est plus intéressante. La Fig. IV-26 montre les échantillons sélectionnés avec leurs simulations. Ici, le choix de la déformation de Mazars pour la variable d'endommagement porte ses fruits. Avant l'endommagement, nous avons une phase élastique. Puis, en début d'endommagement, se déclenche une phase de progression lente indexée sur la déformation de Mazars. Ensuite, nous constatons une accélération du phénomène d'endommagement avant de rejoindre le module du matériau complètement endommagé. Nous remarquons qu'une fonction d'endommagement dérivable continue nous éviterait la double bosse en cisaillement que l'on constate sur cette figure.

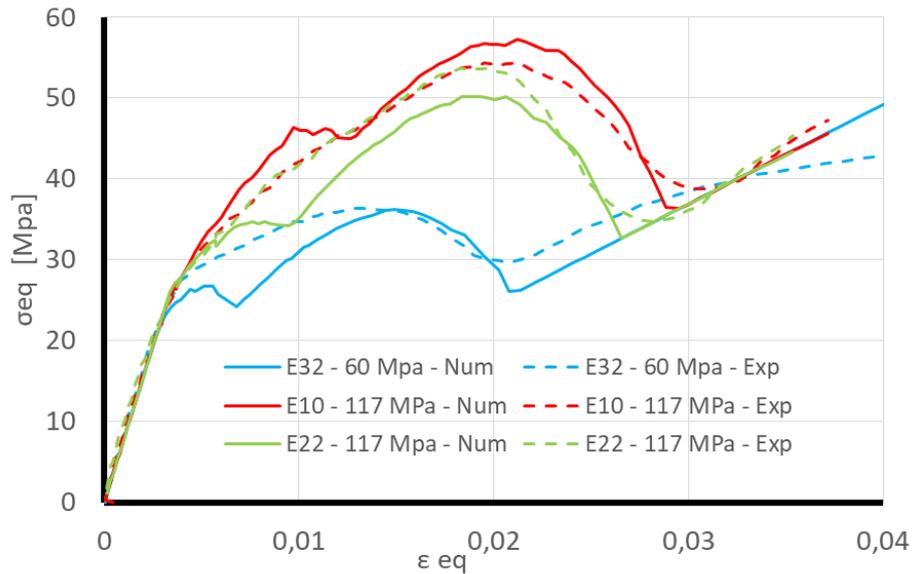


Fig. IV-26 : Réponse en cisaillement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant les mêmes paramètres.

La Fig. IV-27 regroupe les deux graphiques précédents pour exposer le chemin de chargement. Sur ce graphique, nous avons tracé des lignes grises de pente égale à 3. Nous constatons ainsi que le début des réponses modèle est en compression confinée (pente inférieure à 3). Ensuite, les zones où le confinement se plastifie suivent aussi cette pente 3 pour les courbes expérimentales. Nous rencontrons quelques difficultés liées à la pression pour que le modèle suive ces droites. Entre ces deux droites, le modèle restitue le comportement en endommagement.

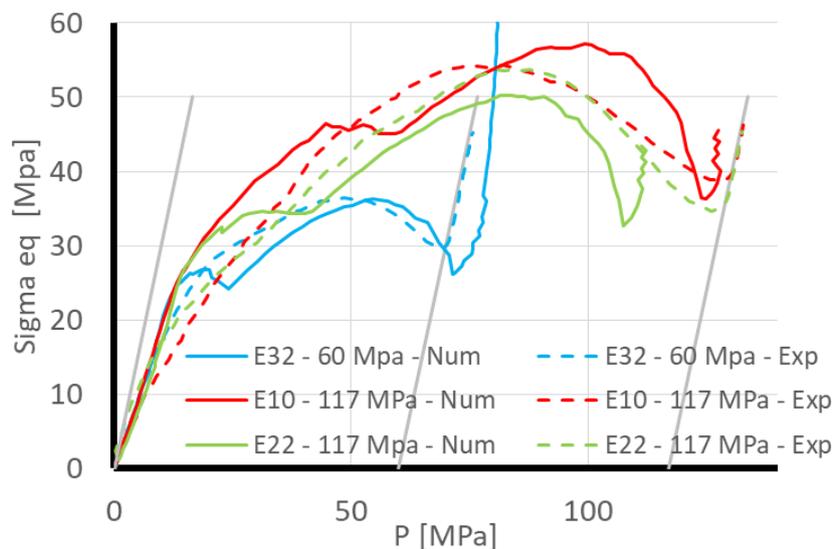


Fig. IV-27 : Chemin de chargement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant les mêmes paramètres.

Enfin, les Fig. IV-28 et Fig. IV-29 montrent la réponse du modèle simplifié reporté aux frontières de nos échantillons. En contrainte axiale et radiale, nous avons une reproduction satisfaisante du comportement avec les échantillons IN32 et IN10. L'échantillon IN22 possède un confinement comparable à l'IN10, sa courbe expérimentale est donc proche de l'IN22. Cependant, le modèle inverse les deux essais. Autre point, l'échantillon IN22 montre une amplitude de sortie plus faible que son équivalent expérimental. Le comportement en pression est à l'origine de ce décalage.

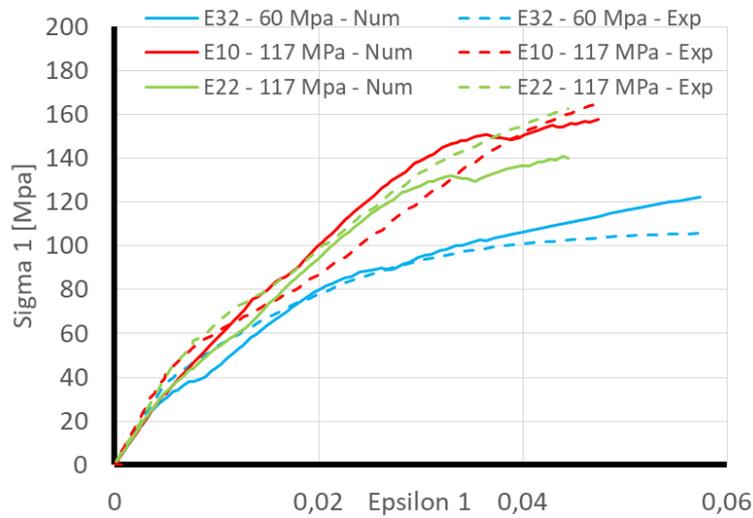


Fig. IV-28 : Réponse en contrainte axiale du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant les mêmes paramètres.

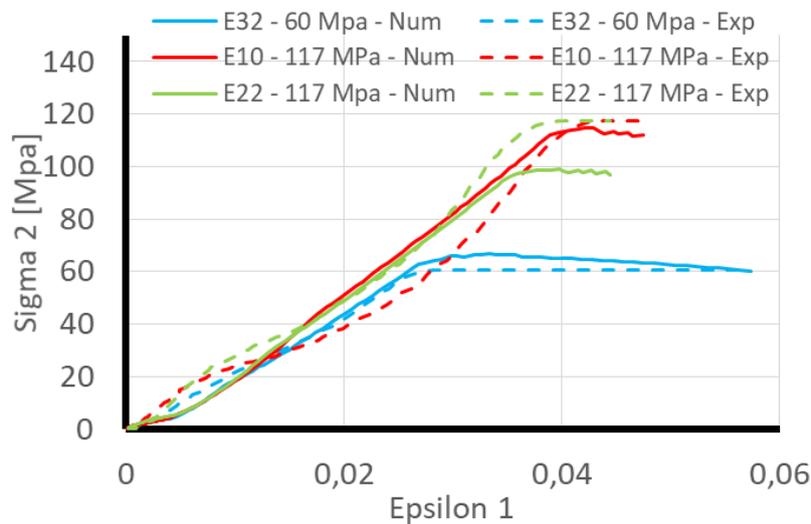


Fig. IV-29 : Réponse en contrainte radiale du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant les mêmes paramètres.

## IV - 4 Modèle élasto visco plastique

### IV - 4.1 Contexte et objectifs du modèle

Le modèle précédent parvient à reproduire des cas de chargements simples. Mais ceux-ci sont limités aux chargements monotones et ignorent les déformations permanentes. Ainsi, en complément du modèle précédent, et pour faciliter l'exploration des propriétés mécaniques des matériaux de la famille des XFs, nous avons décidé de mettre en place un modèle destiné à l'exploration des propriétés matériau. Conscient du lien entre la microstructure et la pyrotechnique, nous souhaitons rendre compte des comportements induits par la morphologie du matériau. Ainsi, ce second modèle est développé dans l'optique d'apporter un complément au modèle précédent, d'associer la microstructure à la description de la réponse mécanique et d'améliorer la simulation de l'énergie dissipée.

### IV - 4.2 Description des phénomènes pris en compte

Dans ce modèle nous voulons reproduire les observations suivantes :

- O1 : Comportement élastique.
- O2 : Viscoplasticité. (Pression et cisaillement)
- O3 : Compaction en pression.
- O4 : Viscoélasticité de type Kelvin Voigt. (Pression et cisaillement)
- O5 : L'augmentation de la résistance en cisaillement après rupture.
- O6 : Glissement ou écoulement après plastification de la bague

Nous avons utilisé les bases du modèle précédent pour le comportement élastique (O1) et viscoélastique (O4). Puis nous avons introduit une viscoplasticité (O2) à deux mécanismes. Ils décrivent la compaction (O3) et le glissement (O6). Pour rendre compte du comportement en cisaillement que nous observons en fin d'essai, nous avons utilisé avec O6, un critère en deux parties, une négative et une positive (O5) qui permet de relever la résistance en cisaillement sur la fin de l'essai. Enfin, nous décrivons l'énergie dissipé par chacun de ces comportements.

#### Variables d'état :

Pour décrire ces observations, nous utiliserons les variables d'état introduites dans le Tab. IV-4. A l'image du modèle précédent, nous avons le tenseur de déformation élastique ( $\underline{\underline{\varepsilon}}^e$ ) associé au tenseur des contraintes élastique ( $\underline{\underline{\sigma}}^e$ ). La visco élasticité est supportée par le tenseur des vitesses de déformation élastique ( $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^e$ ) associé au tenseur des contraintes viscoélastique ( $\underline{\underline{\sigma}}^{ve}$ ). Nous avons deux couples de variables dites d'érouissages qui seront utilisées pour décrire le

renforcement du matériau en pression et la perte de résistance en cisaillement. L'écroutissage en pression est associé à la vitesse de déformation volumique viscoplastique ( $\underline{\underline{\varepsilon}}_H^{\dot{vp}}$ ) associée à la pression d'écroutissage ( $P_L$ ). En cisaillement, nous avons la vitesse de déformation en cisaillement viscoplastique ( $\underline{\underline{\varepsilon}}_{eq}^{\dot{vp}}$ ) associée à la fonction d'écroutissage négatif ( $C_1$ ) qui traduit la perte de cohésion.

Tab. IV-4 : Variables d'état du modèle.

Observation	Variable Observable	Variable Interne	Variable duale Associée
O1		$\underline{\underline{\varepsilon}}^e$	$\underline{\underline{\sigma}}^e$
O4		$\underline{\underline{\varepsilon}}^e$	$\underline{\underline{\sigma}}^{ve}$
O2, O3 (écroutissage)		$\underline{\underline{\varepsilon}}_H^{\dot{vp}}$	$P_L$
O2, O5, O6 (écroutissage)		$\underline{\underline{\varepsilon}}_{eq}^{\dot{vp}}$	$C_1$

Pour la viscoplasticité, l'évolution que nous avons choisie n'est pas associée au critère. Pour compléter, malgré tout, la description des variables internes associées à l'écroutissage, nous utilisons une loi complémentaire. Ainsi, nous appelons une variable flux  $\underline{\underline{\varepsilon}}^{\dot{vp}}$ , le tenseur des vitesses de déformation viscoplastique. Cette variable est associée au tenseur des contraintes  $\underline{\underline{\sigma}}$  pour décrire la puissance dissipée dans la viscoplasticité.

Tab. IV-5 : Variables de flux du modèle.

Observation	Variable Flux	Variable duale Associée
O2, O3, O5, O6	$\underline{\underline{\varepsilon}}^{\dot{vp}}$	$\underline{\underline{\sigma}}$

Pour distinguer la viscoplasticité ( $vp$ ) de la viscoélasticité ( $e$ ) nous utilisons une partition du tenseur des déformations :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \underline{\underline{\varepsilon}}^e + \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} \quad (111)$$

Viscoélasticité :

Nous adaptons les potentiels thermodynamiques du modèle précédent pour la viscoélasticité. Pour décrire ce comportement élastique nous devons modifier quelques termes en commençant par la règle de partition :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}^e + \underline{\underline{\sigma}}^{ve} \quad (112)$$

Nous écrivons les variables observables de la viscoélasticité. Les variables associées ne sont pas modifiées par rapport à l'Eq.72 :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^e = \frac{\varepsilon_H^e}{3} \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{e}}^e \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^e = \frac{\dot{\varepsilon}_H^e}{3} \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{\dot{e}}}^e \quad (113)$$

Avec,  $\varepsilon_H^e = \text{tr}(\underline{\underline{\varepsilon}}^e)$ . Nous adaptons la déformation équivalente de Von Mises et sa vitesse.

$$\varepsilon_{eq}^e = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{e}}^e : \underline{\underline{e}}^e} \quad \text{et} \quad \varepsilon_{eq}^{\dot{e}} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\dot{e}}}^e : \underline{\underline{\dot{e}}}^e} \quad (114)$$

Ainsi, par analogie avec le modèle précédent nous écrivons les potentiels thermodynamiques pour l'élasticité (O1) et la viscoélasticité (O4).

$$\begin{aligned} \rho\psi_e &= \frac{1}{2} \left[ \frac{K_e}{3} \varepsilon_H^{e2} + 3 G \varepsilon_{eq}^{e2} \right] \\ \rho\varphi_{ve} &= \frac{1}{2} \left[ \frac{\eta_H^{ve}}{9(1-2\nu)} \varepsilon_H^{\dot{e}2} + \frac{3 \eta_s^{ve}}{2(1+\nu)} \varepsilon_{eq}^{\dot{e}2} \right] \end{aligned} \quad (115)$$

De ces potentiels nous pouvons déduire les lois d'états de ces deux comportements :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\sigma}}^e &= \frac{\partial \psi_e}{\partial \underline{\underline{\varepsilon}}^e} = K_e \varepsilon_H^e \underline{\underline{1}} + 2 G \underline{\underline{e}}^e \\ \underline{\underline{\sigma}}^{ve} &= \frac{\partial \varphi_{ve}}{\partial \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^e} = \left( \frac{\eta_H^{ve}}{3(1-2\nu)} \varepsilon_H^{\dot{e}} \underline{\underline{1}} + 2 \frac{\eta_s^{ve}}{(1+\nu)} \underline{\underline{\dot{e}}}^e \right) \end{aligned} \quad (116)$$

Avec,  $\eta_{ve}^H$ , le coefficient de viscosité en pression et  $\eta_{ve}^S$  le coefficient de viscosité en cisaillement. Par la suite nous considérons ces deux coefficients égaux. Sur la Fig. IV-30 les comportements élastiques sont représentés par les ressorts de raideur  $K_e$  et  $G$ . Les viscosités y sont illustrées par les amortisseurs  $\eta_{ve}^H$  et  $\eta_{ve}^S$ .

### Viscoplasticité :

Nous mettons en avant deux mécanismes pour décrire la viscoplasticité, un pour la pression et un pour le cisaillement. Dans le premier cas, la déformation plastique en pression associée à ce modèle décrit la compaction des pores (O3). Pour le second cas, un critère de plasticité dépendant de la pression et de la déformation de Mazars reproduit le glissement (O6) et le tassement (O5). Ces deux comportements correspondent à une puissance dissipée que nous détaillerons par la suite. Nous définissons les variables utilisées pour la viscoplasticité à partir de la partition **Eq.111** :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} &= \frac{\varepsilon_H^{vp}}{3} \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{e}}^{vp} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{vp} = \frac{\dot{\varepsilon}_H^{vp}}{3} \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{\dot{e}}}^{vp} \\ \underline{\underline{\sigma}}^{vp} &= p^{vp} \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{s}}^{vp} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\dot{\sigma}}}^{vp} = \dot{\sigma}^{vp} \underline{\underline{1}} + \underline{\underline{\dot{s}}}^{vp} \end{aligned} \quad (117)$$

Tout d'abord, nous décrivons la viscoplasticité en pression. A cette fin, nous utilisons le critère de plasticité qui suit :

$$f_p(\underline{\underline{\sigma}}) = P - P_0 - P_L(\varepsilon_H^{vp}) \quad (118)$$

En viscoplasticité, la vitesse de déformation plastique est déduite de l'écart de pression introduit par le dépassement du critère. Nous écrivons notre loi d'écoulement à l'aide d'une formulation de type Bingham. Ainsi, nous sommes en mesure de décrire la vitesse de déformation plastique volumique selon la matrice identité :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_1^{vp} = \frac{\langle f_p(\underline{\underline{\sigma}}) \rangle}{\eta_p} \underline{\underline{1}} \quad (119)$$

Avec  $\eta_p$ , la viscosité associée au comportement plastique en pression. La contribution en pression de la viscoplasticité est visible au contact du critère  $f_p$ . Dans ce cas nous avons :

$$P = P_0 + P_L(\varepsilon_H^{vp}) + \eta_p \varepsilon_H^{vp} \quad (120)$$

Ensuite, nous mettons en place la viscoplasticité selon le cisaillement. Nous définissons le critère de plasticité suivant qui introduit un lien entre pression et cisaillement.

$$f_s(\underline{\underline{\sigma}}, C_1) = \langle \sigma_{eq} - \alpha P^m - C_0 - C_1(\varepsilon^+) \rangle \quad (121)$$

Où,  $C_1$  est une fonction de  $\varepsilon^+$  qui est la déformation de Mazars contrainte monotone décroissante car nous sommes en convention compression. Avec ce critère nous définissons la vitesse de déformation viscoplastique selon la direction du cisaillement en s'inspirant du modèle de Bingham :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}_2^{vp} = \frac{1}{\eta_s} \langle \sigma_{eq} - \alpha P^m - C_0 - C_1(\varepsilon^+) \rangle \frac{3}{2\sigma_{eq}} \underline{\underline{s}} \quad (122)$$

De même,  $\eta_s$  représente la viscosité associée au comportement plastique en cisaillement. A l'aide de ces deux déformations viscoplastiques nous sommes en mesure de retrouver la puissance dépensée dans la viscoplasticité. Cependant, la formulation  $\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp}$  prend en compte l'ensemble des dissipations introduites par le mécanisme viscoplastique du matériau. Cela inclue le renforcement du matériau issu des écrouissages négatifs et positifs. Donc, pour isoler la puissance dissipée, nous devons ajouter la puissance de l'écrouissage positif en pression ( $-P_L \varepsilon_H^{vp}$ ). En cisaillement, l'écrouissage est négatif, il se fait pratiquement sans dissipation d'énergie car il est produit par des ruptures fragiles localisées :

$$\varphi^{vp} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}}^{vp} - P_L \varepsilon_H^{vp} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}}_1^{vp} + \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}}_2^{vp} - P_L \varepsilon_H^{vp} \quad (123)$$

Pour représenter une dissipation, l'**Eq.123** doit rester positive. Pour cela nous regardons son comportement dans le plan des pressions :

$$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\varepsilon}}_1^{vp} - P_L \varepsilon_H^{vp} = (P - P_L) \varepsilon_H^{vp} \quad (124)$$

La déformation viscoplastique étant monotone croissante,  $\varepsilon_H^{vp}$  est positive. Ensuite par définition la pression utilisée en viscoplasticité répond à l'équation du critère **Eq.118**. La pression  $P_0$  étant positive, nous en déduisons  $(P - P_L)$  positif.

Nous regardons maintenant la puissance viscoplastique dans le plan du cisaillement :

$$\underline{\underline{\underline{\sigma}}} : \underline{\underline{\underline{\varepsilon}}}_2^{vp} = \sigma_{eq} \frac{\langle \sigma_{eq} - \alpha P^m - C_0 - C_1(\varepsilon^+) \rangle}{\eta_s} \quad (125)$$

La perte de cohésion se fait pratiquement sans dissipation d'énergie car elle est liée à des ruptures fragiles localisées. Ainsi, l'**Eq.125** est positive et il en découle la positivité de la puissance viscoplastique  $\varphi^{vp}$ . Sur la Fig. IV-30, nous modélisons le comportement viscoplastique en pression par un amortisseur  $\eta_p$  et un critère  $f_p$ . De même, pour le comportement viscoplastique en cisaillement, nous utilisons l'amortisseur  $\eta_s$  et le critère  $f_s$ .

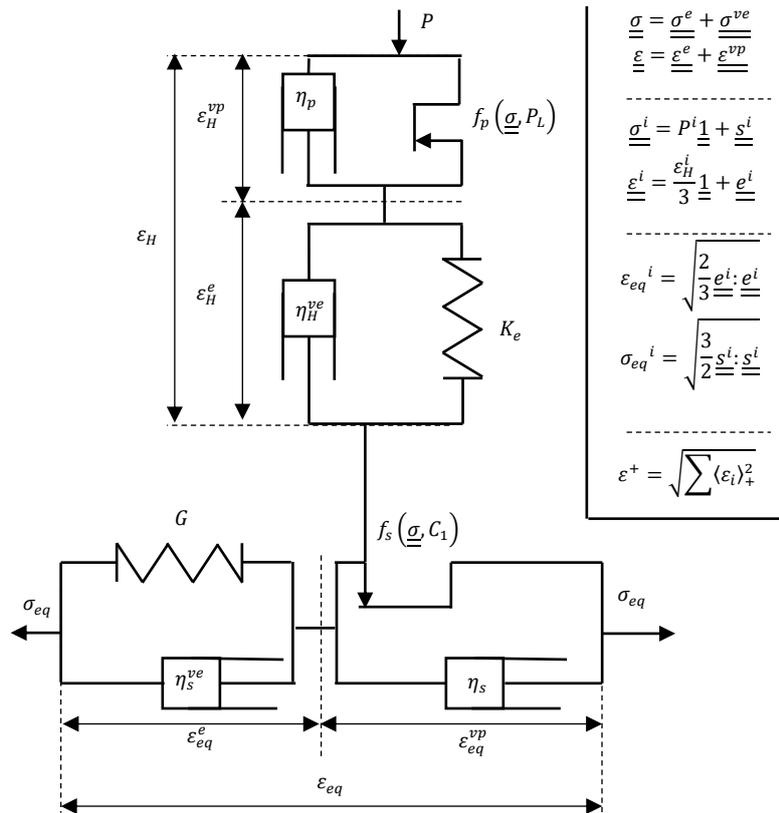


Fig. IV-30 : Schéma rhéologique du modèle élasto-viscoplastique.

Ainsi, ce modèle stocke l'énergie élastique :

$$\psi_e = \frac{1}{2\rho} [K_e \varepsilon_H e^2 + 3 G \varepsilon_{eq} e^2] \quad (126)$$

Et dissipe en thermique avec la puissance viscoélastique :

$$\varphi_{ve} = \frac{1}{2\rho} \left[ \frac{\eta_H^{ve}}{3(1-2\nu)} \varepsilon_H \dot{e}^2 + \frac{3 \eta_s^{ve}}{2(1+\nu)} \varepsilon_{eq} \dot{e}^2 \right] \quad (127)$$

Et la puissance viscoplastique :

$$\varphi_{vp} = (P - P_L) \varepsilon_H \dot{\nu} + \frac{\sigma_{eq}}{\eta_s} f_s(\underline{\sigma}, \varepsilon^+) \quad (128)$$

Ensuite, nous avons choisis un critère de cisaillement qui dépend de la pression, tel qu'illustré par la Fig. IV-31. Ayant laissé les essais de traction de côté, nous avons utilisé une courbe en  $P^m$  avec  $m < 1$ . Dans ce plan, la contrainte de Von Mises est égale à la contrainte uni axiale sur les droites de pente 3 et -3. Ainsi, la rupture en compression  $F_c$  et en traction  $F_t$  nous donnent deux points supplémentaires pour aider à la détermination de  $\alpha$ ,  $m$  et  $C_0$ . Si des essais de traction sont réalisés, un tel modèle peut être adapté en introduisant la pression  $P_H$ .

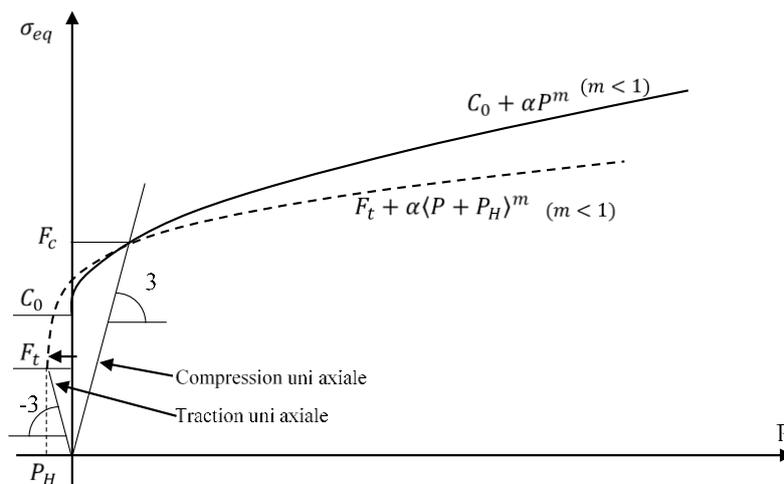


Fig. IV-31 : Illustration du critère du lien entre le critère en cisaillement et la pression.

## IV - 4.3 Adaptation du modèle au matériau

Pour juger de la pertinence de nos choix de modélisation nous comparons la réponse du modèle viscoplastique aux réponses expérimentales obtenues sur trois campagnes d'essais. A cette fin, nous adaptons le modèle aux grandeurs retournées par un essai de compression sous confinement passif. A partir des déformations expérimentales  $\varepsilon_1(t)$  et  $\varepsilon_2(t)$ , nous allons, dans ce paragraphe, décrire la réponse selon les deux premiers invariants de déformation puis de contraintes pour retourner aux frontières de notre échantillon avec l'état des contraintes  $\sigma_1(t)$  et  $\sigma_2(t)$ .

Tout d'abord, nous évaluons les déformations volumique et équivalente et leurs dérivées (Eq.130). Nous calculons également la déformation de Mazars pour qu'elle soit monotone croissante (Eq.129).

$$\varepsilon^+_n = \max(\sqrt{\langle -\varepsilon_1 \rangle^2 + 2\langle -\varepsilon_2 \rangle^2}; \varepsilon^+_n - 1) \quad (129)$$

$$\begin{aligned} \varepsilon_H &= \varepsilon_1 + 2\varepsilon_2, & \dot{\varepsilon}_H \\ \varepsilon_{eq} &= \frac{2(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)}{3}, & \dot{\varepsilon}_{eq} \end{aligned} \quad (130)$$

Ensuite, nous utilisons la pression et la déformation viscoplastique de l'étape précédente pour calculer la vitesse de déformation viscoplastique volumique (Eq.131). Nous l'intégrons dans l'équation Eq.132.

$$\dot{\varepsilon}_{H n}^{vp} = \frac{\langle P_{n-1} - P_L(\varepsilon_{H n-1}^{vp}) \rangle}{\eta_p} \quad (131)$$

$$\varepsilon_{H n}^{vp} = \sum_{k=0}^n \dot{\varepsilon}_{H k}^{vp} \Delta t \quad (132)$$

Nous utilisons les valeurs précédentes pour obtenir la pression (Eq.133) ainsi que la pression d'écroutissage  $P_L$  (Eq.134).

$$P_n = \eta_p \dot{\varepsilon}_H + \begin{cases} K_{el}(\varepsilon_H - \varepsilon_{H n}^{vp}) \\ P_0 + P_L(\varepsilon_{H n}^{vp}) \end{cases} \quad (133)$$

$$P_{Ln} = K_1 \varepsilon_{Hn}^{vp} + K_2 \varepsilon_{Hn}^{vp^2} \quad (134)$$

Maintenant que le premier invariant est traité, nous regardons le second invariant. Nous commençons avec l'écoulement  $C_1$  défini à partir de la déformation de Mazars (**Eq.135**). La fonction choisie se décompose en deux tendances. La première est un écoulement négatif qui rend compte de l'adoucissement du matériau. La seconde est un écoulement positif qui exprime la résistance à l'écoulement observée en fin d'essai.

$$C_1(\varepsilon^+) = C_0 \max\left(-\beta \varepsilon^{+n}; -\exp\left(-\gamma(\varepsilon^{+n} - \varepsilon_0^{+n})\right)\right) \quad (135)$$

Puis, comme nous l'avons fait avec le premier invariant, nous calculons la vitesse de déformation viscoplastique en cisaillement que nous intégrons dans le temps (**Eq.136**).

$$\varepsilon_{eqn}^{vp} = \frac{(\sigma_{eqn-1} - \alpha P_n^m - C_0 - C_1(\varepsilon^+))}{\eta_s}; \quad \varepsilon_{eqn}^{vp} = \sum_{k=0}^n \varepsilon_{eqk}^{vp} dt \quad (136)$$

Enfin, nous évaluons la contrainte équivalente de Von Mises (**Eq.137**) avec laquelle nous obtenons les contraintes à la frontière de notre échantillon (**Eq.138**).

$$\sigma_{eqn} = \eta_s \dot{\varepsilon}_{eq} + \begin{cases} 3G(\varepsilon_{eqn} - \varepsilon_{eqn}^{vp}) \\ C_0 + C_1(\varepsilon^+) + \alpha P_n^m \end{cases} \quad (137)$$

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= P + 2 \frac{\sigma_{eq}}{3} \\ \sigma_2 &= P - \frac{\sigma_{eq}}{3} \end{aligned} \quad (138)$$

L'ensemble de cette démarche est résumée dans l'organigramme de la Fig. IV-32. Dans le paragraphe suivant, nous appliquons ce processus à trois échantillons par campagne d'essais. Les campagnes d'essais nous donnent l'inerte en quasi statique, l'inerte en dynamique et l'XF-11585 en quasi statique. Pour nous, l'objectif est d'obtenir un ensemble de paramètres matériaux adapté au quasi statique et au dynamique pour le simulant inerte et uniquement au quasi statique pour l'XF-11585.

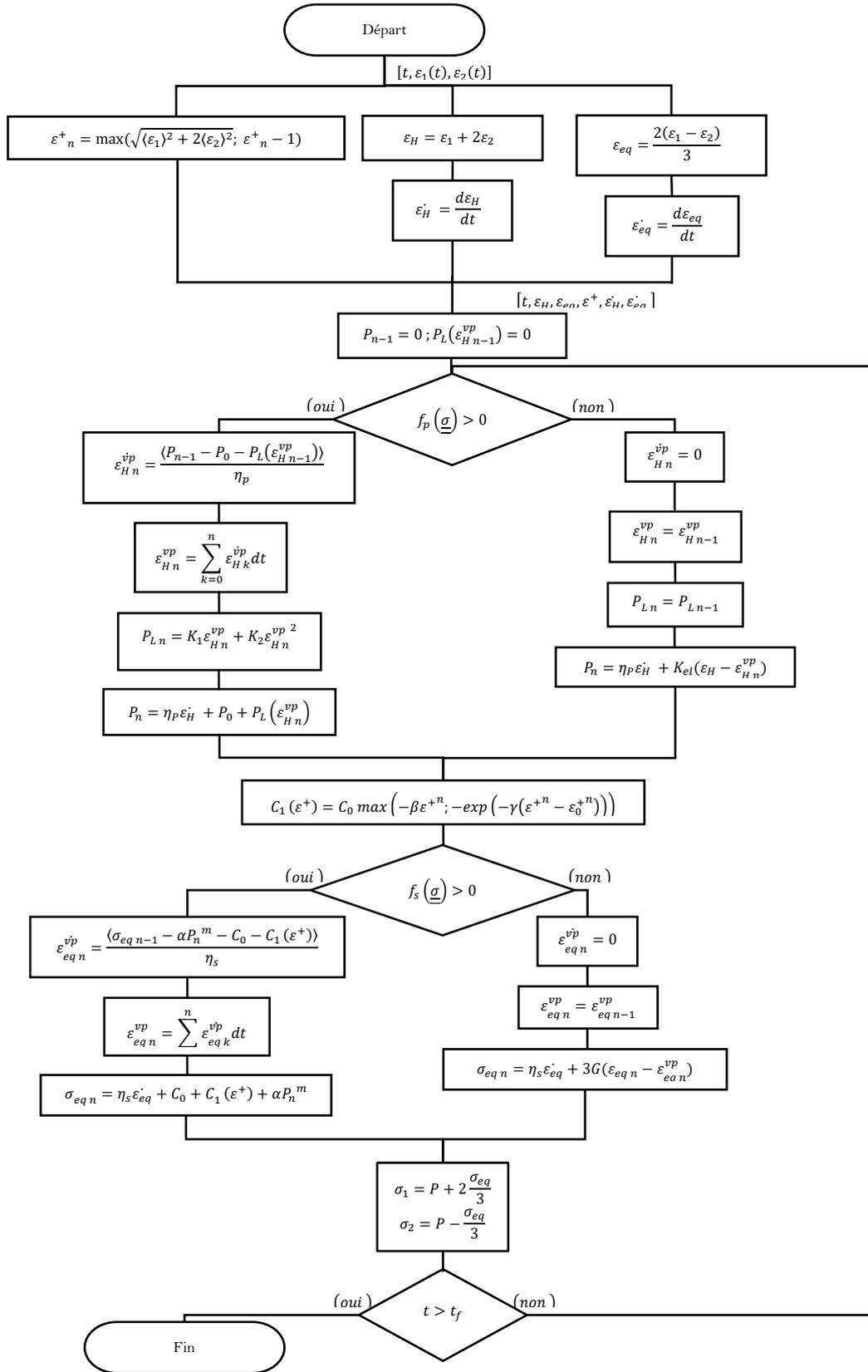


Fig. IV-32 : Résumé pour l'implémentation du modèle viscoplastique.

## Les paramètres

Les échantillons sélectionnés sont les mêmes que ceux listés dans le Tab. IV-3. Nous avons regroupé un jeu de paramètres pour chaque matériau dans le Tab. IV-6. Pour le simulant inerte, nous déterminons les paramètres sur les essais dynamiques et quasi statiques. Cette démarche permet de tester le comportement du modèle avec deux vitesses de déformation. Pour l'XF-11585, nous déterminons un jeu de paramètres avec trois échantillons quasi statiques. En mettant de côté la vitesse, nous réglons plus finement le modèle pour illustrer les autres phénomènes observés.

Tab. IV-6 : Paramètres utilisés avec le modèle viscoplastique.

	$G_0$ [MPa]	Poisson	m	$\alpha$	$\beta$	n	$C_0$	$\gamma$
XF-11585	2531	0,4	0,76	23,5	97570	2,26	30	9500
Simulant Inerte	954	0,4	0,5	1360	47800	1,9	15,9	6370
IN17	500	0,4	0,46	1980	22600	1,96	6,59	10500

	$\varepsilon_0^+$	$\eta_s$	$P_0$ [MPa]	$K_1$ [MPa]	$K_2$ [GPa]	$K_{el}$ [MPa]	$\eta_p$	c
XF-11585	5,6E-6	50 000	25	50	100	5	65 000	0,73
Simulant Inerte	1E-4	55 000	0	1 070	38	3,9	65 000	0,73
IN17	3.3E-5	55 000	0	144	47	1.85	65 000	0.8

## IV - 4.4 Comparaison aux résultats expérimentaux

### Inerte quasi statique

Nous commençons avec les campagnes d'essais quasi statiques et dynamiques de l'inerte. Nous avons optimisé les paramètres de notre modèle afin de n'avoir plus un seul jeu pour ces deux campagnes. De plus, nous avons réalisé les essais quasi statiques sur l'inerte avec des chargements-déchargement ou des pauses. Pour présenter les comportements introduits avec le modèle, nous gommons toujours les pauses, mais nous avons ajouté un échantillon de chargement-déchargement (IN17). Cet échantillon bénéficie d'un jeu de paramètres dédié pour mettre en avant les capacités acquises avec ce modèle.

Tout d'abord, nous regardons la pression avec les Fig. IV-33 et Fig. IV-34. Sur ce graphique, nous analysons la réponse décrite par les paramètres :  $P_0$ ,  $K_1$ ,  $K_2$ ,  $K_{el}$  et  $\eta_p$ . La première figure nous montre le modèle optimisé sur la campagne dynamique et la campagne quasi statique. Ce comportement est semblable à celui fourni par le modèle à endommagement scalaire. Pour ces trois essais, la courbe suit le comportement dicté par la limite de plasticité  $P_0 + P_L(\varepsilon_h^{vp})$ . En Fig. IV-34, le chargement déchargement quitte momentanément la courbe de plasticité pour faire intervenir le module élastique  $K_{el}$ . Cela nous permet de constater la présence d'une déformation permanente,  $\varepsilon_h^{vp}$ , autant dans l'essai que dans le modèle. Celle-ci est associée à un phénomène de compaction qui témoigne de la perte de volume liée à la fermeture des pores.

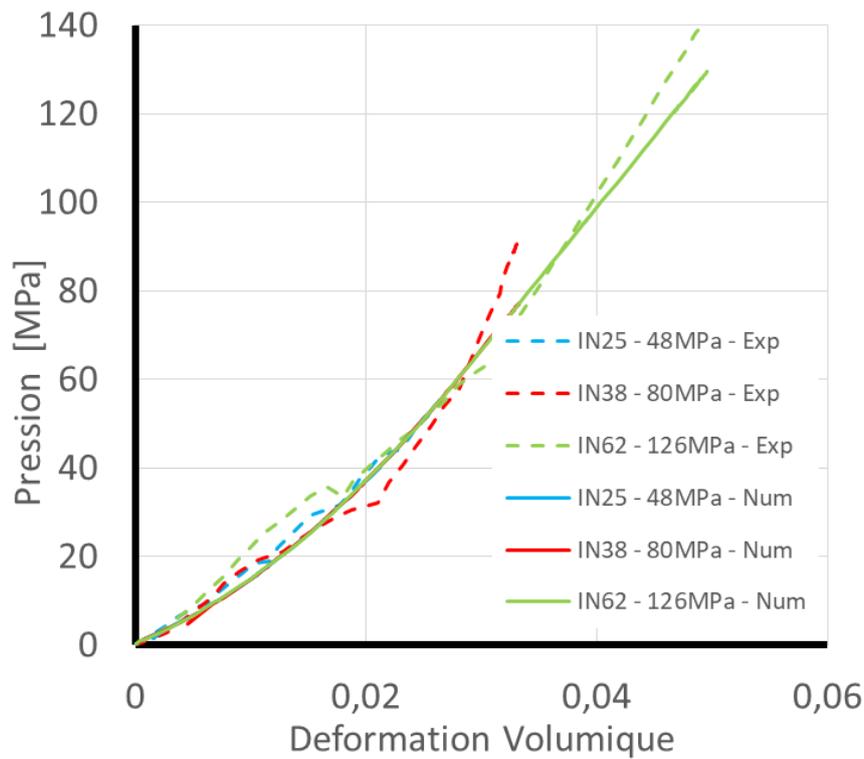


Fig. IV-33 : Réponse en pression du modèle viscoplastique pour le simulant inerte en quasi statique.

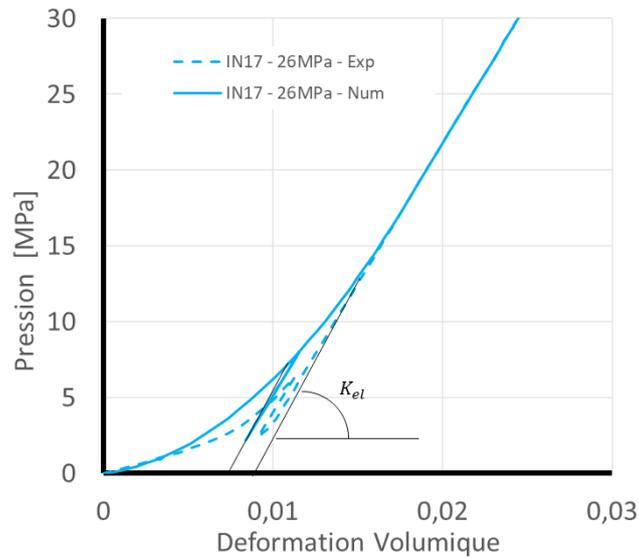


Fig. IV-34 : Réponse en pression du modèle viscoplastique avec un chargement-déchargement.

Avec les Fig. IV-35 et Fig. IV-36, nous avons la réponse en cisaillement du modèle. Sur ce plan nous constatons l'action des variables  $G_0, m, \alpha, \beta, \gamma, n, C_0, n, c$  et  $\varepsilon_0^+$ . En comparant la première figure à la seconde, nous voyons que l'influence des essais dynamiques réduit fortement la qualité dans le choix des paramètres. Nous avons tout de même une illustration de la fonction d'érouissage en deux phases. Pour la première phase, avec l'érouissage négatif, nous utilisons la déformation de Mazars, car comme pour le modèle précédent elle semble plus adaptée à la description de la perte de cohésion. Pour la seconde phase, nous utilisons aussi la déformation de Mazars. Mais, les liens entre la physique observée et cette variable ne sont pas avérés. Ainsi, une amélioration du modèle peut venir d'une variable mieux choisie.

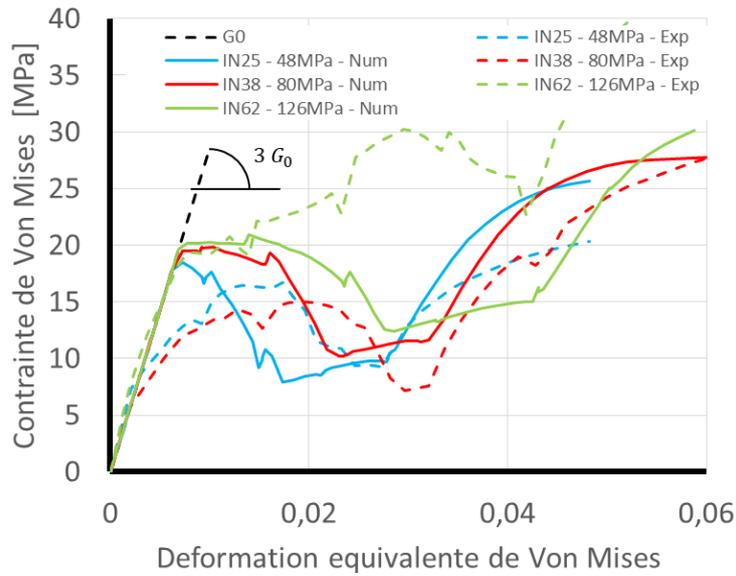


Fig. IV-35 : Réponse en cisaillement du modèle viscoplastique pour 3 échantillons de simulant inerte.

Sur la Fig. IV-36, l'IN17 nous montre la réponse du modèle en cisaillement pour un chargement-déchargement. Tout d'abord, notre modèle adopte un module de cisaillement élastique constant  $G_0$ , alors que le matériau montre deux modules différents  $G_0$  et  $G_{mat}$ . Or, en début de compression, nous avons la mise en place du confinement. Comme il nous est difficile de déterminer dans quelle proportion le confinement modifie ce module, nous avons choisi de le garder constant. Ensuite, nous pouvons constater que la déformation permanente  $\varepsilon_{eq}^{vp}$  est prise en compte par ce modèle. Enfin, nous avons, en comparaison de la Fig. IV-35, les deux phases, endommagement, puis renforcement bien représentées par ce modèle.

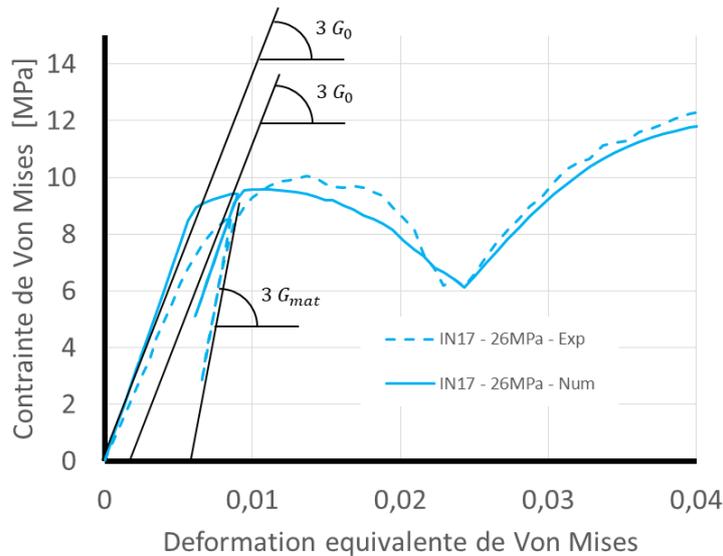


Fig. IV-36 : Réponse en cisaillement du modèle viscoplastique pour un échantillon ayant subi un chargement-déchargement.

Les chemins de chargement sont exposés en Fig. IV-37 et Fig. IV-38. Sur la première figure, nous observons une surreprésentation de la phase élastique par le modèle. L'écroissage négatif impose au modèle une décroissance des trois essais. Or, si nous comparons cette inclinaison du modèle à sa correspondance expérimentale, nous voyons de l'écroissage positif puis négatif. Ensuite, pendant la phase plastique de la bague, nous constatons que le modèle suit un segment de pente 3. Mais celui-ci ne parvient pas à reproduire les points d'arrêt associé à chaque échantillon. Donc le modèle ne décrit pas complètement le critère du matériau endommagé.

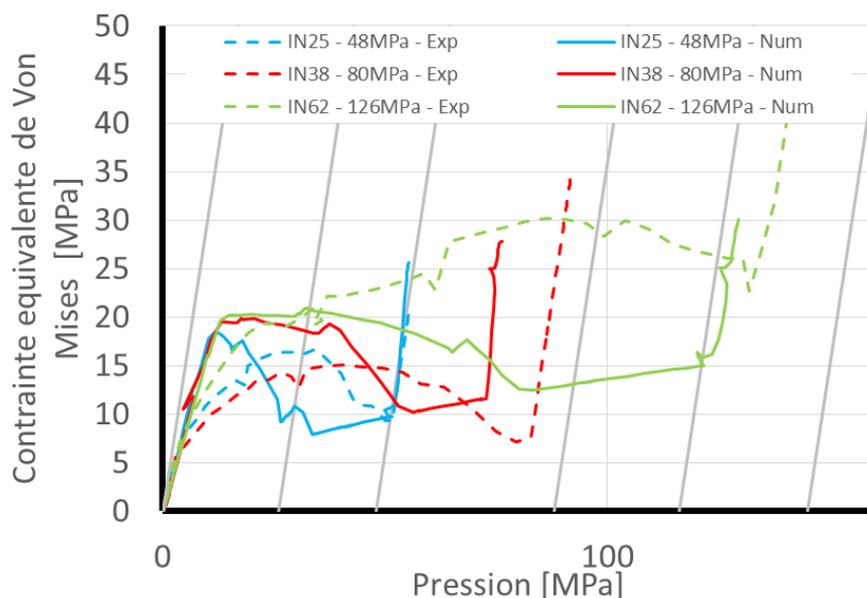


Fig. IV-37 : Chemin de chargement du modèle viscoplastique pour 3 échantillons de simulant inerte.

Pour la Fig. IV-38, l'échantillon IN17 a bénéficié d'une recherche de paramètres individuelle. Elle autorise une meilleure reproduction de l'essai considéré mais le jeu de paramètres obtenu n'est pas exportable sur d'autres essais. Ici, nous parvenons à améliorer la modélisation de l'écroissage. Nous constatons également que la modélisation du chargement déchargement fonctionne. Cependant, n'ayant pas utilisé le module  $G_{mat}$ , nous observons un décalage de pente dans la boucle de chargement-déchargement. De plus, si le rôle des porosités est pris en compte pour la perte de volume permanente, leur influence sur les coefficients élastique du matériau doit être ajoutée. Pour cela, la modélisation proposée par Mackenzie [83] apporte un complément intéressant à ce modèle. Enfin, la modélisation du comportement en cisaillement étant plus fine, notre modèle atteint le critère de glissement du matériau endommagé.

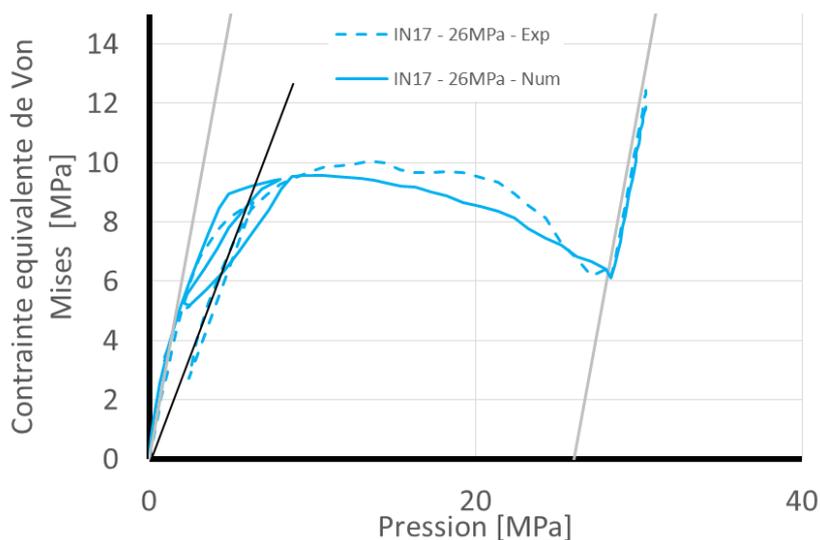


Fig. IV-38 : Chemin de chargement du modèle viscoplastique avec l'échantillon IN17 ayant subi un chargement-déchargement.

Pour terminer, nous retournons sur les données expérimentales avec les contraintes axiales et radiales exposées sur les Fig. IV-39 à Fig. IV-42. Sur l'optimisation d'ensemble, les échantillons 25, 38 et 62 sont d'autant mieux reproduits que leurs confinement est faible. Nous envisageons deux possibilités pour ce biais. Soit, nous avons un biais inclus dans le modèle favorisant les coefficients liés aux basses pressions. Soit notre méthode pour converger vers un jeu de paramètre souffre d'un biais. Malgré cela, l'échantillon IN17 nous montre que le modèle est capable de reproduire qualitativement un essai. Le chargement-déchargement est rendu avec la bonne pente (Fig. IV-41), seul subsiste un problème que nous attribuons à la mise en place du confinement. Ce problème est plus facile à expliciter sur la Fig. IV-34 où nous avons une courbe en deux parties avec un premier segment de pente beaucoup trop faible pour être liée au module de compressibilité. Nous attribuons ce segment à la mise en place du confinement. Comme il ne s'agit pas d'un phénomène interne au matériau, il est normal que le modèle soit incapable de le reproduire.

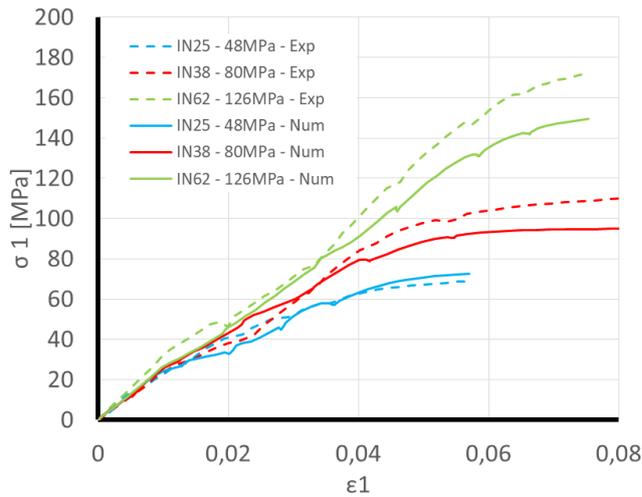


Fig. IV-39 : Réponse du modèle viscoplastique selon la contrainte et déformation axiale pour trois échantillons de simulant inerte.

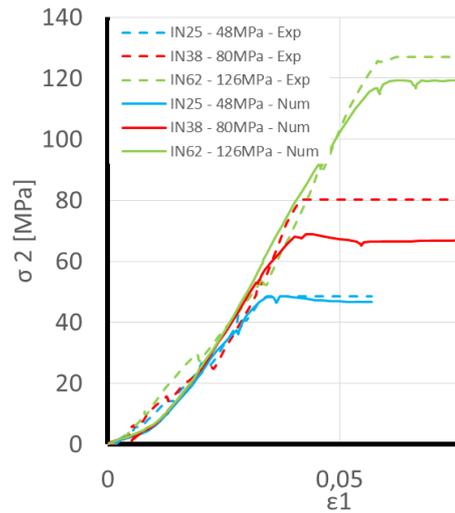


Fig. IV-40 : Réponse du modèle viscoplastique selon la contrainte et déformation radiale pour trois échantillons de simulant inerte.

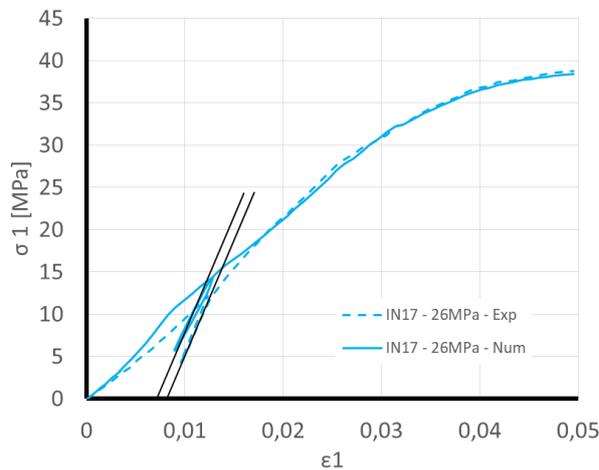


Fig. IV-41 : Réponse du modèle viscoplastique selon la contrainte et déformation axiale pour un échantillon de simulant inerte ayant subi un chargement-déchargement.

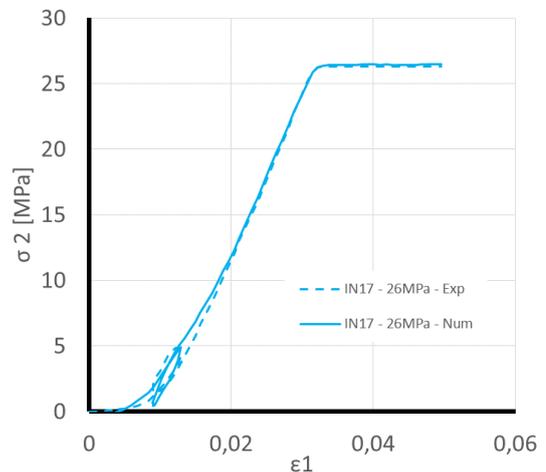


Fig. IV-42 : Réponse du modèle viscoplastique selon la contrainte et déformation radiale pour un échantillon de simulant inerte ayant subi un chargement-déchargement.

### Inerte dynamique

En dynamique nous allons retrouver le même problème que celui évoqué sur la Fig. IV-21. La partie viscoélastique est basée sur la vitesse de déformation volumique. Or celle-ci devient nulle lorsque la bague plastifie. Mais, malgré ce point, nous observons toujours une surpression liée à la vitesse. N'ayant pas le temps pour implémenter un correctif, nous suggérons une solution plus loin dans le chapitre. Sur nos graphiques, nous avons marqué d'un triangle jaune entouré de rouge le point à partir duquel notre modèle ne représente plus le matériau.

Avec ce défaut non négligeable, nous ne pouvons pas apporter de commentaire constructif sur le comportement en pression de la Fig. IV-43.

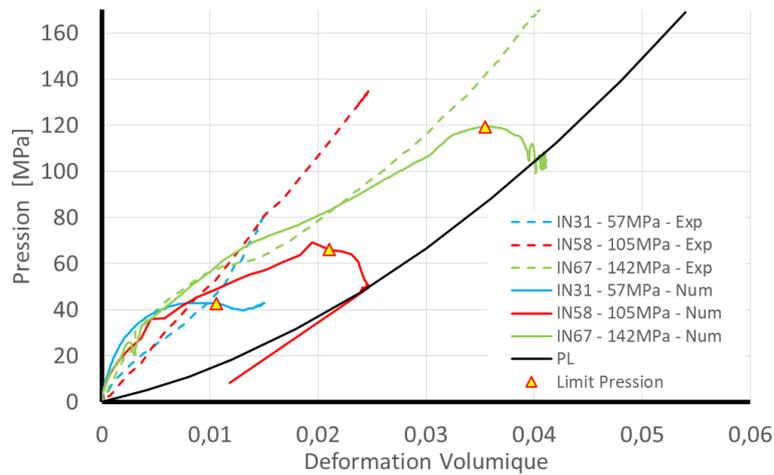


Fig. IV-43 : Réponse en pression du modèle viscoplastique pour trois échantillons de simulant inerte en Dynamique.

Sur la Fig. IV-44, le comportement en cisaillement ne semble pas affecté par le problème en pression. Pour illustrer l'impact de la vitesse de déformation, nous avons laissé les modules de cisaillement lié au matériau en quasi statique. La viscoélasticité se manifeste avec une pente beaucoup plus importante à l'origine, voir trop pour l'échantillon 31. Pour le comportement en bague plastique, nous avons un plateau respecté par les échantillons 67 et 31. Cependant l'échantillon 58 présente une surestimation de la résistance en cisaillement. Toujours sur l'échantillon 58, nous remarquons la présence de pics. Ceux-ci sont liés à la compression des données d'essais qui introduit de fortes perturbations en présence des dérivées temporelles avant le modèle.

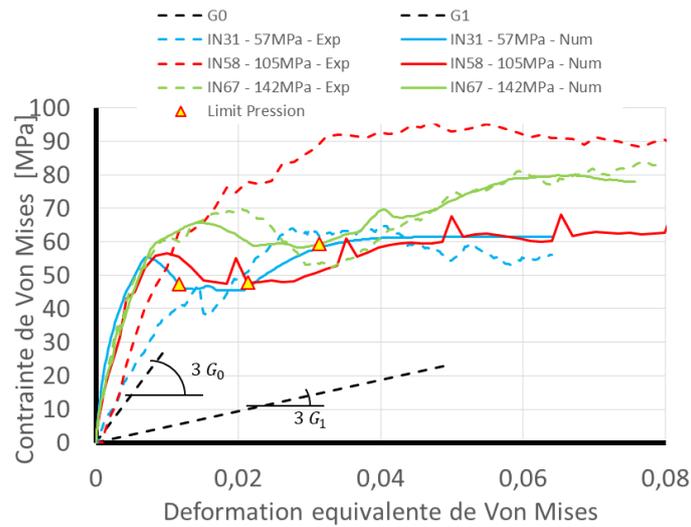


Fig. IV-44 : Réponse en cisaillement du modèle viscoplastique pour trois échantillons de simulant inerte en Dynamique.

Enfin, nous regardons, en Fig. IV-45, le chemin de chargement associé aux deux graphiques précédents. Les triangles jaunes entourés de rouge marquent le début de la défaillance en pression de notre modèle. Avant cela, nous constatons que la pente œdométrique est respectée et que le début de l'endommagement peut être pris en compte pour les confinements plus importants.

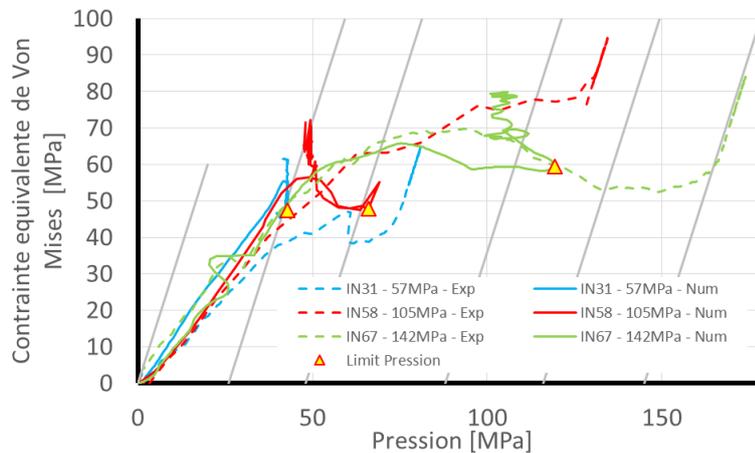


Fig. IV-45 : Chemin de chargement du modèle viscoplastique pour trois échantillons de simulant inerte en Dynamique.

## XF-11585

La représentation de l'XF-11585 bénéficie du modèle viscoplastique avec la prise en compte de la pression d'écrasement des pores ( $P_0$ ). Nous pouvons voir ce nouvel élément sur la Fig. IV-46. Dans ce modèle, nous avons défini un comportement en pression qui dépend uniquement de la déformation volumique donc la représentation des trois essais par le modèle

donne trois courbes superposées. Pour un matériau énergétique, la déformation volumique permanente ( $\epsilon_H^{vp}$ ) témoigne de la fermeture des pores. Cela influence la sensibilité du matériau. De plus, la puissance dissipée dans la fermeture des pores est incluse dans l'Eq.123 avec la puissance dissipée par le cisaillement viscoplastique.

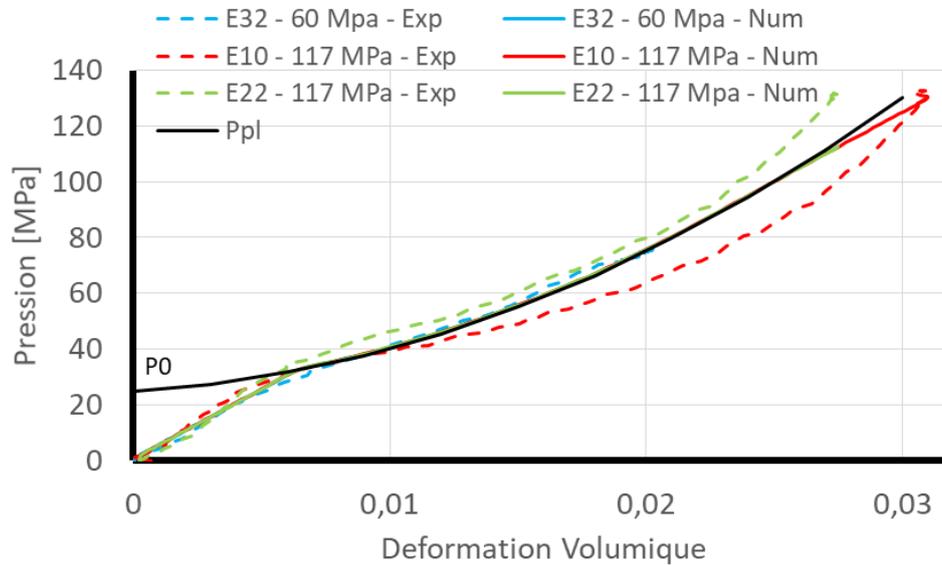


Fig. IV-46 : Réponse du modèle viscoplastique en pression pour trois échantillons de l'XF-11585.

En Fig. IV-47, nous modélisons les mêmes échantillons par le modèle viscoplastique selon la contrainte et la déformation de Von Mises. Le début du processus viscoplastique souffre d'un retard au démarrage qui est lié à l'utilisation d'un même critère pour le matériau sain et le matériau endommagé. Cet aspect est visible avec la Fig. IV-48 où nous avons tracé le maximum et le minimum du critère en noir. Un choix de paramètres plus adaptés

Nous constatons que le modèle respecte les amplitudes de résistance au cisaillement associées à chaque essai.

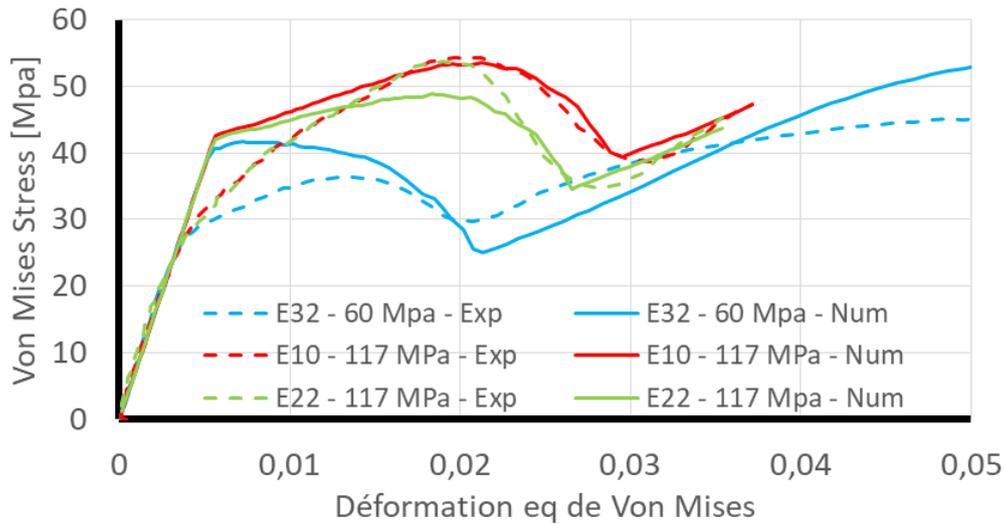


Fig. IV-47 : Réponse du modèle viscoplastique en cisaillement pour trois échantillons de l'XF-11585.

Sur le chemin de chargement en Fig. IV-48, les comportements en pression et cisaillement donnent une réponse élastique satisfaisante en début de courbe. Nous constatons que le début de la plasticité déclenché par critère n'est pas décrit de façon optimale. En fin de courbe la bague est plastifiée. Les trois modèles tendent à rejoindre une droite de pente 3 qui y est associée. L'utilisation de trois échantillons pour obtenir les caractéristiques matériaux donne un jeu de paramètres pertinent. Mais, l'échantillon 22 nous montre une sensibilité à l'erreur au niveau du comportement en pression qui se retrouve sur le chemin de chargement.

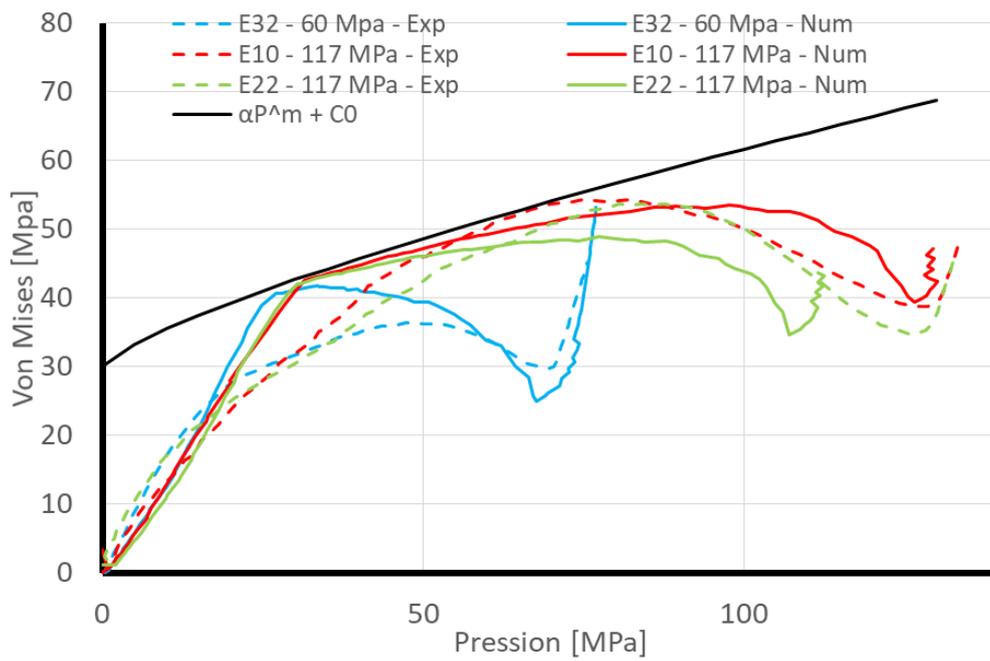


Fig. IV-48 : Réponse du modèle viscoplastique en cisaillement pour trois échantillons de l'XF-11585.

Enfin, le modèle viscoplastique retourne sur les contraintes mesurées aux interfaces de l'échantillon d'XF-11585 avec les Fig. IV-49 et Fig. IV-50.

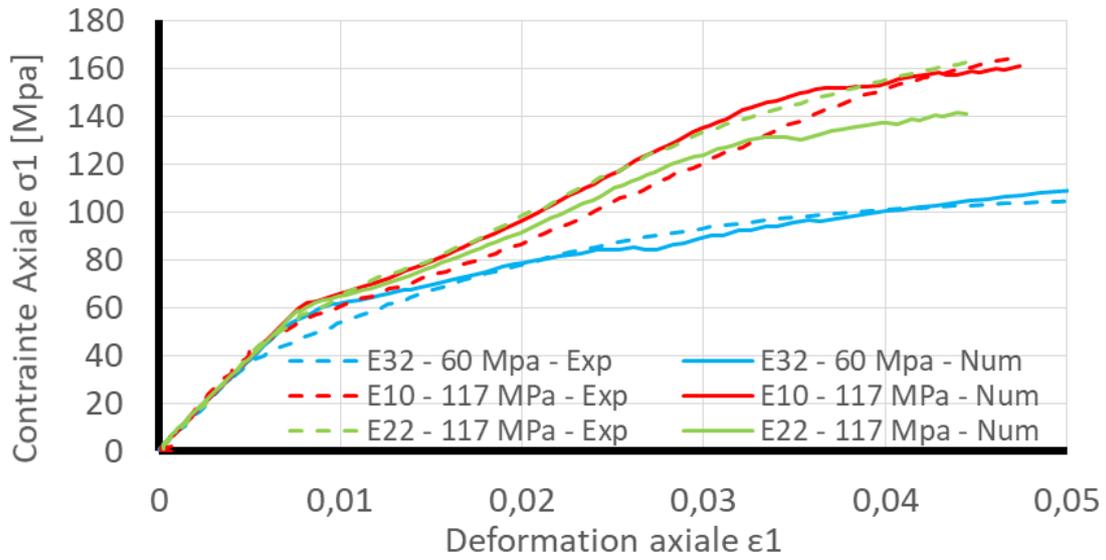


Fig. IV-49 : Retour du modèle viscoplastique sur l'axe de l'échantillon, pour trois échantillons d'XF-11585.

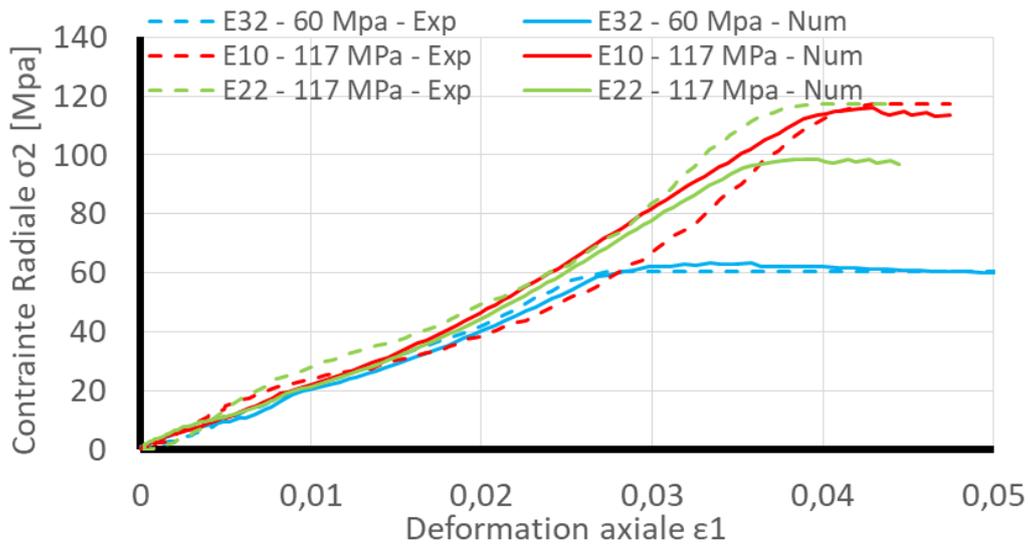


Fig. IV-50 : Retour du modèle viscoplastique selon le rayon de l'échantillon, pour trois échantillons d'XF-11585.

### Travail et puissance :

Pour terminer, nous souhaitons vérifier de quelle façon l'énergie est distribuée dans le modèle. À cette fin, nous avons sélectionné l'essai E32 avec l'XF-11585. Dans un premier temps, nous traçons le parcours de l'énergie dans l'essai. Puis, à partir des expressions de puissance et de travail calculées précédemment, nous déduisons la quantité de joules dédiée à chaque facette du modèle. Enfin, nous regroupons toutes ces énergies pour vérifier si le modèle suit bien l'essai.

L'essai fournit un jeu d'information  $(t, \varepsilon_1, \varepsilon_2, \sigma_1, \sigma_2)$  à partir duquel nous voulons isoler l'énergie introduite par la presse et celle extraite par la bague pour en déduire ce qui reste dans l'échantillon de volume  $V$ . L'énergie de la presse est fournie par :  $W_{Presse} = \int_0^t V \sigma_1 \dot{\varepsilon}_1 d\tau$ , celle reçue par la bague s'écrit :  $W_{Bague} = \int_0^t V \sigma_2 \dot{\varepsilon}_2 d\tau$ . Nous en déduisons l'énergie restée dans l'échantillon (Fig. IV-51). Le facteur 2 correspond à la symétrie de révolution de la bague qui nous donne  $\varepsilon_3 = \varepsilon_2$  et  $\sigma_3 = \sigma_2$  :

$$W_{Echantillon} = W_{Presse} - 2 W_{Bague} \quad (139)$$

Ensuite, nous utilisons l'Eq.9 à 13 pour calculer les puissances et déduire les travaux de la pression et du cisaillement. Les résultats sont reportés en Fig. IV-52. Cette répartition nous permet de détailler séparément les comportements en pression et ceux en cisaillement.

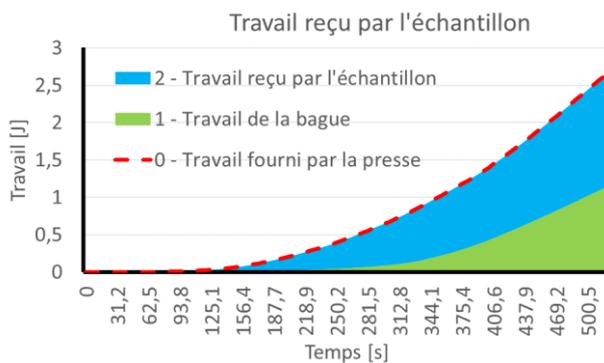


Fig. IV-51 : L'énergie entrante fournie par la presse est répartie entre l'échantillon et la bague.

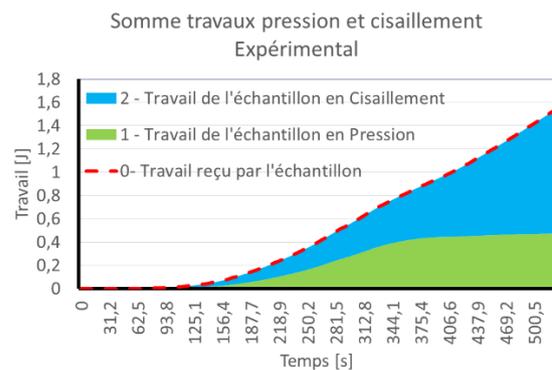


Fig. IV-52 : Au sein de l'échantillon, nous redistribuons l'énergie selon les deux premiers invariants.

Nous commençons par détailler le modèle sous l'angle de la pression. Pour cela, nous faisons la liste des différents comportements en jeu ainsi que leurs expressions du travail et de la puissance respectives. Tout d'abord l'élastique en pression avec l'Eq.126, puis, le viscoélastique avec l'Eq.127. Ensuite, nous calculons la puissance viscoplastique purement

dissipée avec l'**Eq.123** pour terminer avec l'énergie stockée par l'écroutissage en pression. Toutes ces grandeurs sont exprimées dans le Tab. IV-7.

Tab. IV-7 : Expression des puissances et travail en pression.

Comportement	Expression	Source
Elastique	$\pi_{P-el} = \frac{dW_{P-el}}{dt}$ $W_{P-el} = \frac{V}{2} K_{el} \varepsilon_{H-el}^2$	<b>Eq.126</b>
Viscoélastique	$\pi_{P-viscoEl} = \frac{V}{2} \frac{\eta_P}{3(1-2\nu)} \dot{\varepsilon}_H^2 e^2$ $W_{P-viscoEl} = \int_0^t \pi_{P-viscoEl} d\tau$	<b>Eq.127</b>
Viscoplastique Dissipation	$\pi_{P-viscoPl_D} = V(P - P_L) \dot{\varepsilon}_H^{vp2}$ $W_{P-viscoEl_D} = \int_0^t \pi_{P-viscoPl_D} d\tau$	<b>Eq.123</b>
Viscoplastique Ecroutissage	$\pi_{P-viscoPl_E} = V P_L \dot{\varepsilon}_H^{vp2}$ $W_{P-viscoEl_E} = \int_0^t \pi_{P-viscoPl_E} d\tau$	<b>Eq.123</b>

Grâce aux expressions précédentes nous sommes en mesure de visualiser la répartition du travail, sur la Fig. IV-53, et de la puissance, sur la Fig. IV-54. le modèle viscoplastique en pression dissipe une part importante de l'énergie. L'essai E32 se passe en quasi statique, donc la viscoélasticité reste négligeable en travail et en puissance. L'élasticité prend la majeure partie du travail. La viscoplasticité se divise entre la viscoplasticité dissipée en température et celle écroutie qui bloque l'énergie en augmentant la résistance du matériau.

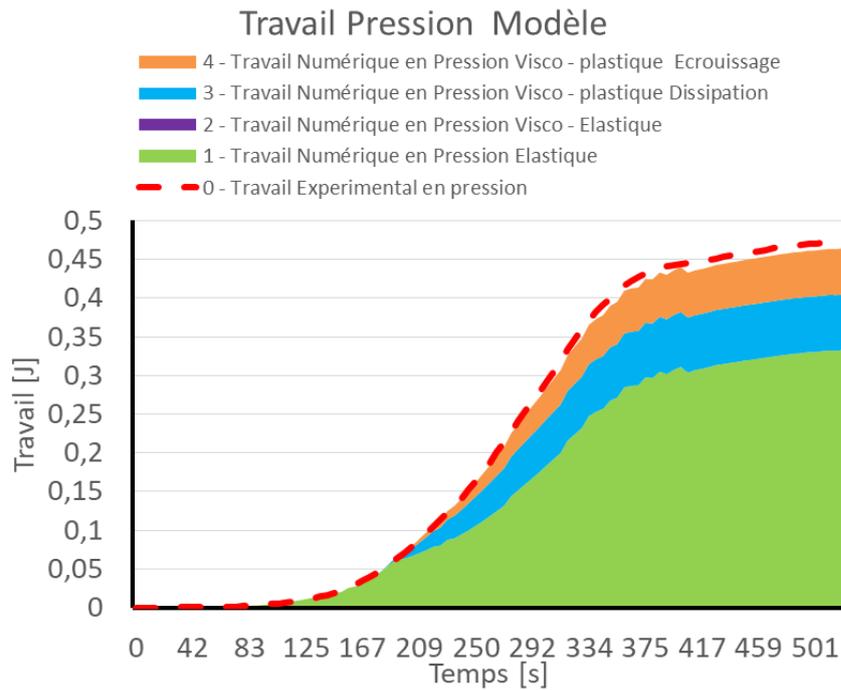


Fig. IV-53 : Travail en pression réparti selon différents comportement au sein du modèle.

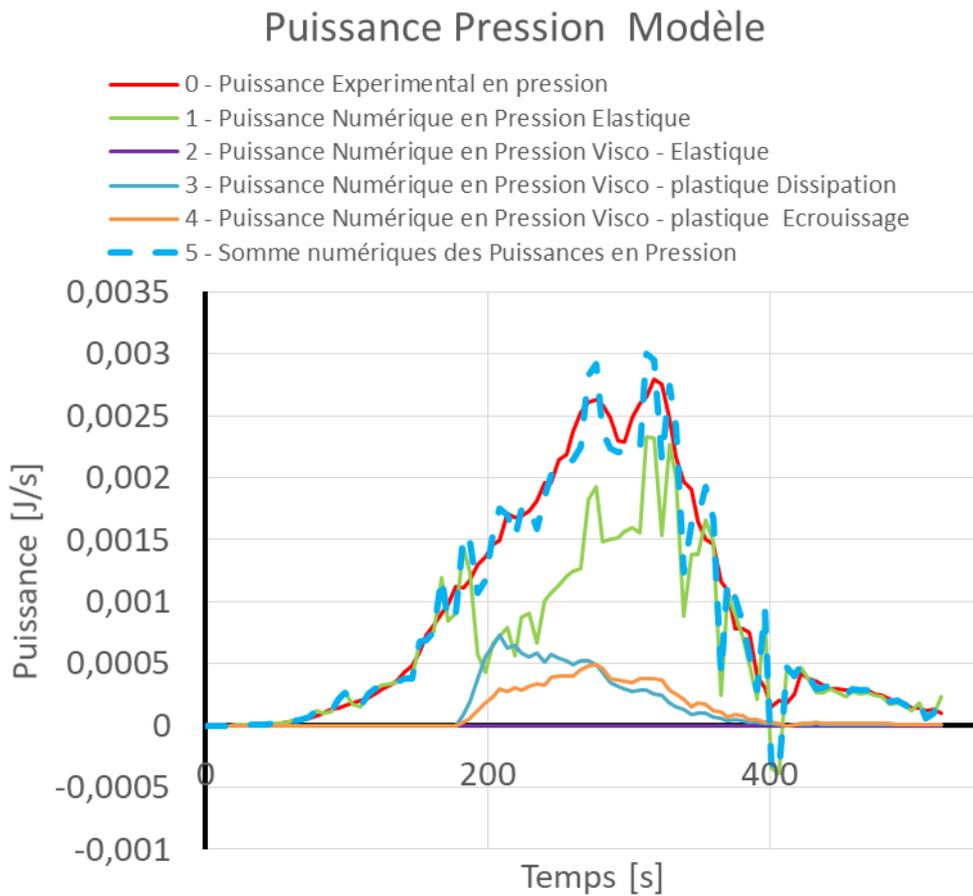


Fig. IV-54 : Puissance en Pression répartie selon différents comportement au sein du modèle.

Un processus similaire est mis en place pour la réponse en cisaillement du modèle. Les énergies et puissances correspondantes sont regroupées dans le Tab. IV-8. Sur le cisaillement, nous considérons l'énergie stockée par le comportement élastique, l'énergie dissipée par le viscoélastique et l'énergie dissipée par le viscoplastique. L'énergie associée à l'écroutissement négatif est absente, car nous l'associons à des ruptures fragiles localisées. Donc, relativement aux autres sollicitations, ce sont de faibles énergies. Sur la Fig. IV-55, nous avons regroupé la contribution de chaque comportement au travail. Puis pour mettre en avant les écarts entre les différents comportements et l'expérimental, nous avons regroupé les puissances sur la Fig. IV-56.

Tab. IV-8 : Expression des puissances et travail en cisaillement.

Comportement	Expression	Source
Elastique	$\pi_{C-el} = \frac{dW_{C-el}}{dt}$ $W_{C-el} = \frac{V}{2} 3 G \varepsilon_{eq-el}^2$	<b>Eq.126</b>
Viscoélastique	$\pi_{C-viscoEl} = \frac{V}{2} \frac{3\eta_s}{2(1+\nu)} \dot{\varepsilon}_{eq}^2$ $W_{C-viscoEl} = \int_0^t \pi_{C-viscoEl} d\tau$	<b>Eq.127</b>
Viscoplastique Dissipation	$\pi_{P-viscoPl_D} = V \sigma_{eq} \dot{\varepsilon}_{eq}^{vp}$ $W_{P-viscoEl_D} = \int_0^t \pi_{P-viscoPl_D} d\tau$	<b>Eq.123</b>

Sur la Fig. IV-55, nous constatons la part importante du travail viscoplastique dissipatif. Le matériau compense sa faible résistance en cisaillement en dispersant l'énergie reçue dans la déformation permanente. L'énergie ainsi dissipée peut générer une augmentation de température inquiétante dans le cas d'un matériau énergétique. Sur la Fig. IV-56, nous constatons que l'écroutissement négatif entraîne une libération de l'énergie élastique accumulée en début d'essai.

Sur les deux figures, la somme des puissances et des énergies (en pointillé bleu) suit la puissance et l'énergie de l'expérimental (en ligne rouge).

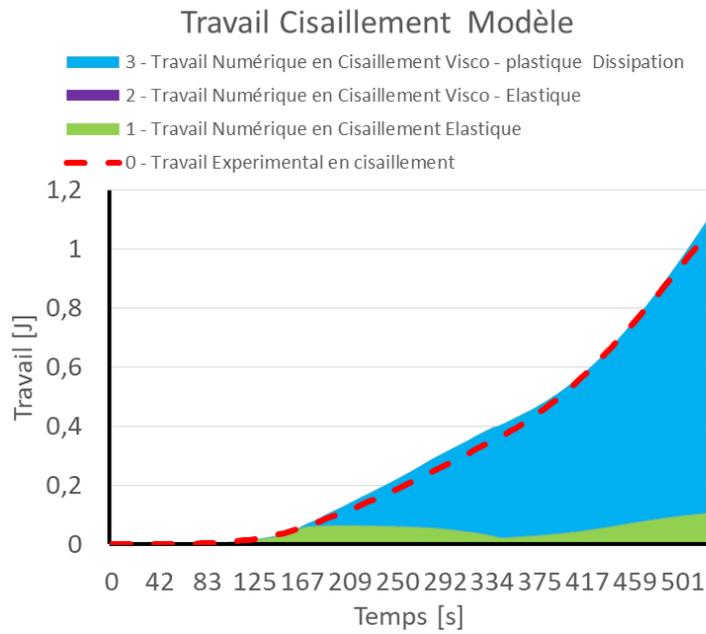


Fig. IV-55 : Travaux en cisaillement.

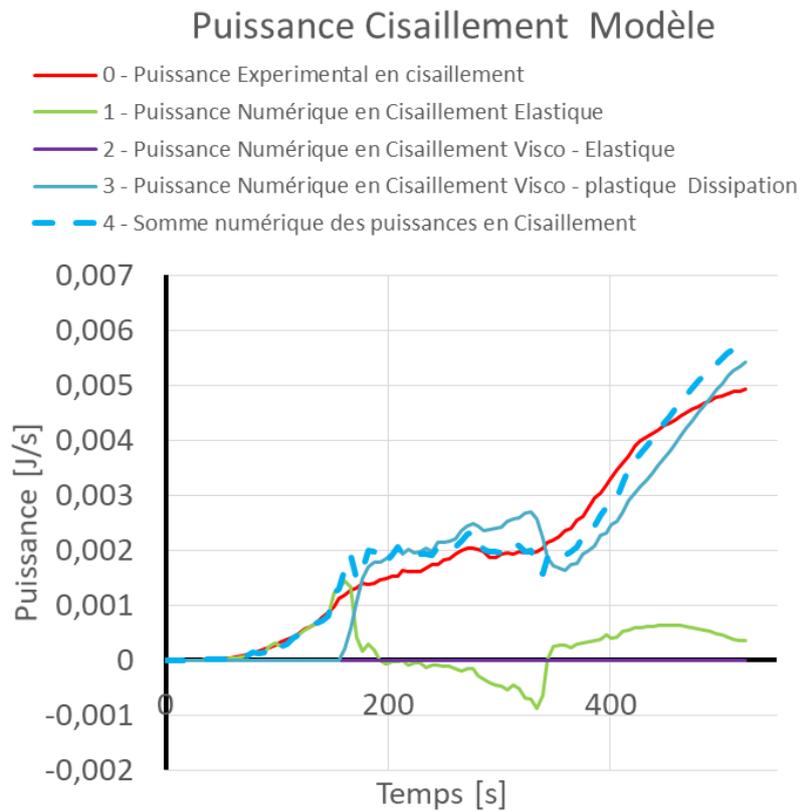


Fig. IV-56 : Puissances en cisaillement.

Pour terminer, nous regroupons les composantes en pression et en cisaillement (Fig. IV-57 et Fig. IV-58). Cela nous permet de juger de la part des phénomènes dissipatifs en proportion de l'énergie apportée au matériau. Ensuite, nous avons repéré en rouge l'énergie dépensée dans l'écroutissage en pression. Elle correspond à la compression des pores. Ce comportement peut avoir une influence sur le fonctionnement pyrotechnique du matériau après sollicitation.

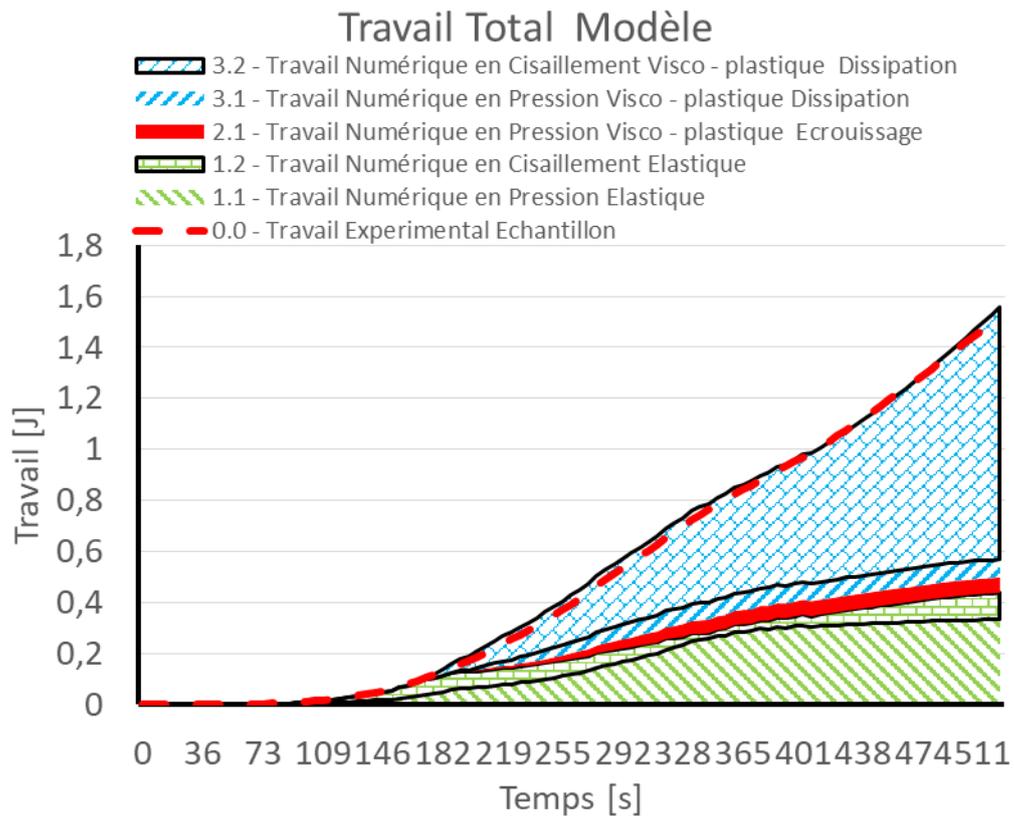


Fig. IV-57 : Travail de tous les comportements non négligeables inclus dans le modèle.

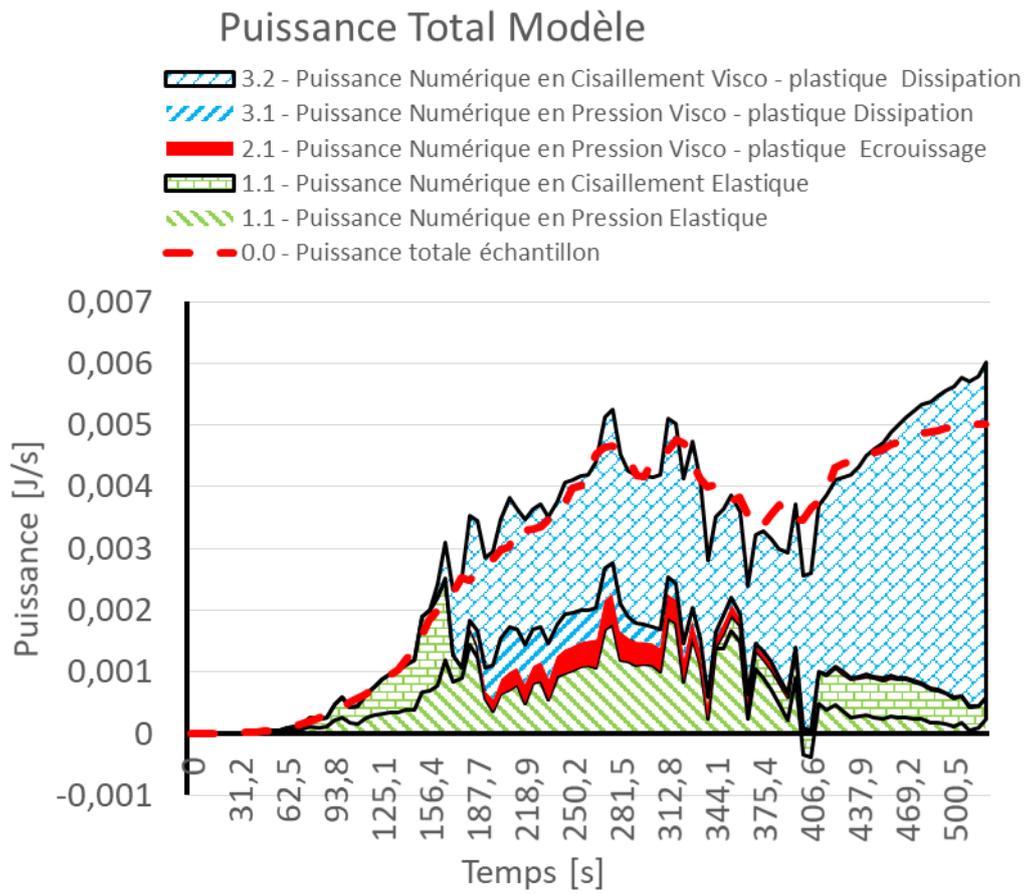
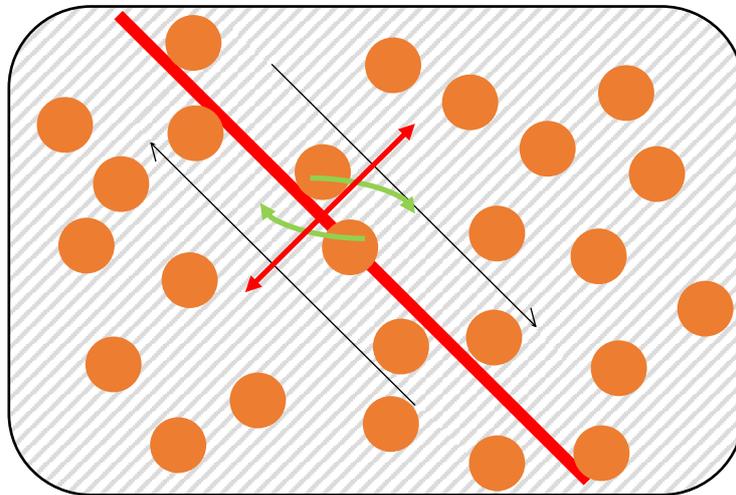


Fig. IV-58 : Puissance de tous les comportements non négligeables inclus dans le modèle.

## IV - 5 Améliorations

Dans, nos deux modèles nous avons constaté des faiblesses, certaines peuvent être corrigées. Tout d'abord, avec le modèle viscoplastique lors d'un chargement dynamique du simulant inerte. Nous avons constaté que le comportement en pression et vitesse du simulant inerte ne dépend pas uniquement de la déformation volumique et de ses dérivées temporelles. Ainsi, nous avons vu l'influence de la vitesse de déformation en cisaillement. Celle-ci peut être liée au comportement en pression par le phénomène de dilatance.

Comme le montre la Fig. IV-59, en présence de grains un écoulement entraîne une dilatation du matériau. Dans le plan de cet écoulement, les grains sont amenés à quitter leurs emplacements. Ils laissent ainsi un espace qui engendre une dilatation localisée du matériau.



*Fig. IV-59 : Représentation schématique de l'influence du cisaillement sur la déformation volumique du matériau granulaire. Pendant l'écoulement les grains présents dans le matériau n'acceptent pas les mêmes déformations que la matrice. Ainsi, lorsqu'ils doivent se croiser dans un écoulement, ils se poussent (flèches vertes). Or la matrice n'est pas assez fluide pour remplir l'espace précédent des deux grains. Ainsi, nous observons une augmentation de la déformation volumique (flèche rouge).*

Le temps nous manque pour intégrer ce mécanisme à notre modèle viscoplastique. Nous proposons tout de même la formulation suivante où la viscoplasticité intègre ce comportement. Tout d'abord, nous posons la partition :

$$\dot{\epsilon}_H^{vp} = \dot{\epsilon}_H^{vp-1} + \dot{\epsilon}_H^{vp-2} \quad (140)$$

Où  $\dot{\epsilon}_H^{vp-1}$ , correspond à l'écroutissage en pression et  $\dot{\epsilon}_H^{vp-2}$ , à la dilatance. Nous aurons ainsi :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_H^1 = \frac{\langle P - P_L \rangle}{\eta_p} \underline{\underline{1}} \quad (141)$$

Et

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_H^2 = \varepsilon_H^{vp-2} \underline{\underline{1}} + \varepsilon_{eq}^{vp} \frac{3}{2\sigma_{eq}} \underline{\underline{s}} \quad (142)$$

Nous introduisons le comportement de dilatance avec la constante  $\delta$  en convention compression.

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}_H^2 = \frac{\langle \sigma_{eq} - \alpha P^m - C \rangle}{\eta_s} \left[ -\delta \underline{\underline{1}} + \frac{3}{2\sigma_{eq}} \underline{\underline{s}} \right] \quad (143)$$

Ainsi, à partir de la partition, nous avons :

$$\varepsilon_H^{vp} = \frac{P - P_L}{\eta_p} - \delta \varepsilon_{eq}^{vp} \quad (144)$$

Cette mise en forme nous permet d'intégrer la dilatance au calcul de la puissance dissipée par le comportement viscoplastique (**Eq.123**). Nous pouvons alors en déduire le comportement viscoplastique suivant :

$$P = P_L + \eta_p (\varepsilon_H^{vp} - \delta \varepsilon_{eq}^{vp}) \quad (145)$$

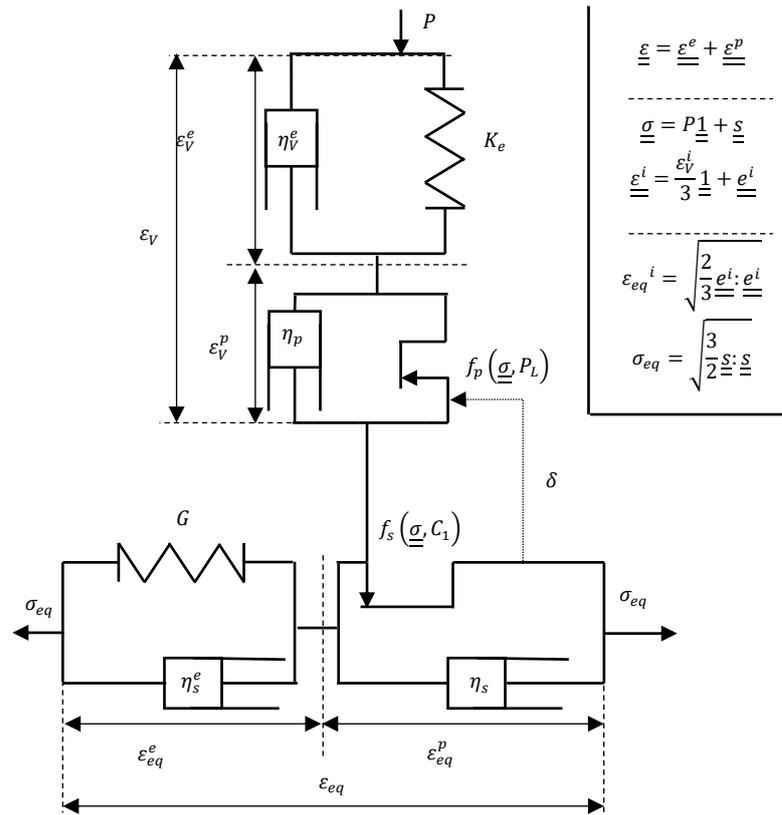


Fig. IV-60: Ajout de la dilatance au modèle.

Nous remarquons que ce terme ne modifie pas les résultats quasi statiques. Tout en autorisant la contribution de la vitesse de cisaillement sur le comportement en pression pour le domaine dynamique. Malheureusement, cette amélioration perd de son intérêt avec le modèle à endommagement scalaire. Elle ajouterait une complexité trop importante qui pousserait le modèle hors de sa définition. Pour vérifier la pertinence de cette modification, nous l'avons appliquée à l'essai dynamique confiné IN67.

Ainsi, sur les Fig. IV-61 à Fig. IV-65, nous avons modifié le modèle associé à l'essai IN67 avec les paramètres suivants :  $\eta_p = 143$  et  $\delta = 1100$ . A en juger par les graphiques obtenus cette correction apporte une meilleure description du matériau. Cependant, il s'agit d'un jeu de paramètres adaptés à un unique essai. Une étude étendue à plusieurs essais serait nécessaire pour valider ce comportement.

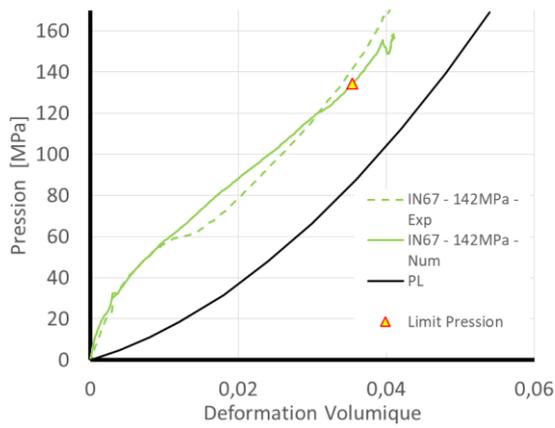


Fig. IV-61 : Comportement en pression.

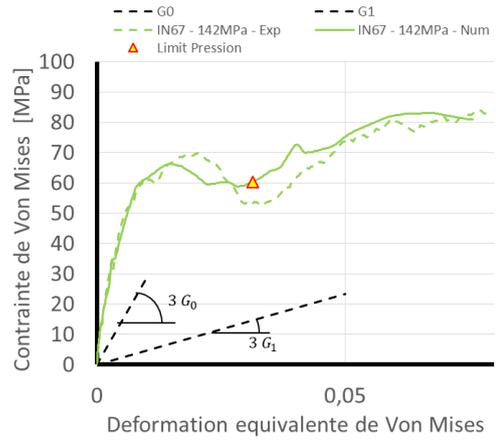


Fig. IV-62 : Comportement en cisaillement.

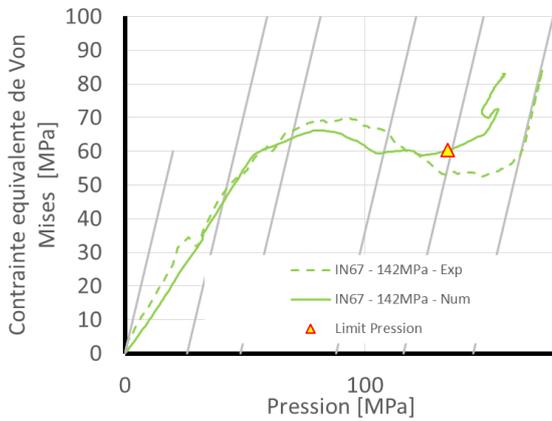


Fig. IV-63 : Chemin de chargement

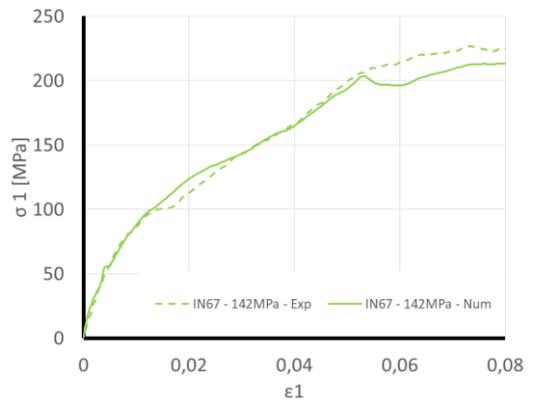


Fig. IV-64 : Réponse axiale de l'échantillon.

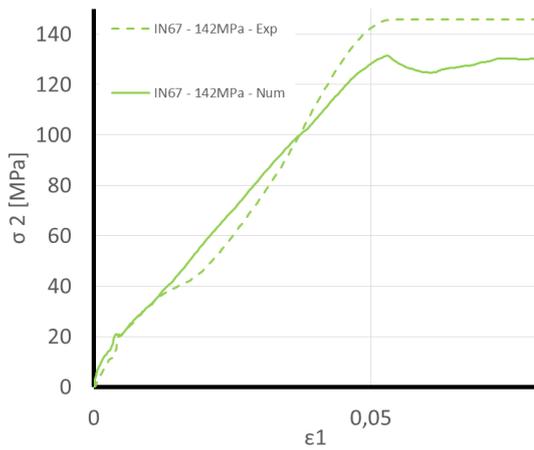


Fig. IV-65 : Réponse radiale de l'échantillon.

---

## Conclusion

L'utilisation des munitions explosives dans les forces armées est l'objet d'un compromis entre sécurité et performance. Depuis 1886, avec les premiers explosifs de la famille des coulés fondus, ce compromis n'a eu de cesse d'évoluer. Pour conserver les performances sans sacrifier la sécurité, des règles d'emplois ont été éditées, des standards de conception ont émergé et des matériaux énergétiques insensibles ont été développés. Dans cette optique, les efforts de recherches et développement des 50 dernières années ont fait émerger les familles de PBX et de comprimés. Ces matériaux ont tiré profit de nombreuses études qui ont permis d'améliorer la compréhension mécanique chimique et pyrotechnique de leurs comportements. Or, Nexter Munitions propose une gamme de matériaux insensible basée sur de nouvelles formulations de type coulé fondu (La famille des XF). L'entreprise souhaite améliorer sa connaissance profonde du comportement mécanique et pyrotechnique de ces explosifs pour des sollicitations dynamiques inhérente au domaine munitionnaire en s'inscrivant dans une démarche similaire aux travaux menés sur les autres familles d'explosifs insensibles (PBX et Comprimé). Nexter Munitions a donc été partenaire d'une première thèse sur les aspects allumage et pyrotechnique de cette famille. Les travaux présentés dans ce document enrichissent l'étude précédente en abordant la question de la description du comportement mécanique de l'XF-11585 et de ses modes d'endommagements dans un espace de sollicitations représentatif du contexte munitionnaire en se focalisant sur une phase dimensionnante du cycle de vie, le coup canon.

L'étude d'un matériau énergétique peut s'avérer longue et fastidieuse en raison des dangers qu'il présente pour l'expérimentateur. Dans le but de faciliter la mise en place des essais, il est commun d'utiliser un simulant inerte. De plus, les études sur les PBX et Comprimés ont montré le rôle de la morphologie du matériau dans son comportement mécanique et pyrotechnique. Donc pour mettre en place un simulant inerte représentatif, nous avons commencé par étudier la composition et la morphologie de l'XF-11585. À la suite de ce travail, nous avons mis en place un protocole et une formulation destinée à obtenir un simulant inerte de l'XF-11585.

En parallèle de cette recherche orientée matériau, nous nous sommes penchés sur le domaine de caractérisation de l'XF-11585. Nous avons extrait les sollicitations critiques du cycle de vie d'une munition (coup canon et phase balistique terminale). Celles-ci mettent en avant des pressions et vitesses de déformation importantes. Pour les reproduire nous avons fait le choix d'utiliser une méthode basée sur un confinement passif à l'aide de bagues en laiton car celle-ci offre plusieurs avantages :

- Pendant la phase élastique de la bague, nous avons une montée en pression suivie, pendant la phase plastique, d'une montée en cisaillement à pression quasiment constante. Nous pouvons ainsi décrire, à pression voulue, le comportement du matériau.

- Ensuite, l'utilisation du laiton facilite la comparaison entre les essais quasi statiques et les essais dynamiques, car ce matériau présente un comportement similaire en basse et haute vitesse.
- Enfin, le montage avec une bague de confinement est facilement adapté entre la presse quasi statique et les barres de Hopkinson. Ces deux points nous permettent de comparer facilement des essais effectués à la presse quasi statique et des essais effectués aux barres de Hopkinson.

Les essais ont montré le besoin de maturation du simulant inerte. Nous recommandons une période de 2 mois avant une utilisation qui implique ses caractéristiques mécaniques. Les essais non confinés ont montré que la raideur et la résistance mécanique du simulant inerte sont proches de ceux de l'XF-11585. Cependant, dans nos essais confinés, la résistance en cisaillement souffre d'un processus de fabrication mal maîtrisé. Celui-ci favorise la propagation de l'endommagement en cisaillement par la présence de pores agrégat ou fissures de refroidissement. De plus, l'écrasement des pores sur le comportement en pression ne semble pas démarrer à partir d'une pression seuil, contrairement à l'XF-11585. Les essais dynamiques nous ont permis d'apprécier la mesure complémentaire apportée par la corrélation d'image [38]. Ils montrent également la viscoélasticité et la viscoplasticité du simulant inerte. Les essais menés sur l'XF-11585 nous ont permis de constater un comportement inattendu avec l'augmentation de la vitesse. Notre interprétation actuelle implique une différence de comportement entre la cire et le TNT au sein de la matrice. Les essais confinés de l'XF-11585 nous ont montré une forte résistance au cisaillement avant la propagation de l'endommagement. Nous notons également qu'après endommagement, le matériau conserve une résistance importante au cisaillement. Du côté de la pression, nous avons observé la compression de pores déclenchée à partir d'une pression seuil. Ce comportement est similaire à ceux observés sur les matériaux poreux. Finalement, grâce à une densité et un taux volumique de matrice proche de l'XF-11585, le simulant inerte pourrait être envisagé comme un bon « lest inerte » pouvant faire office de témoin d'endommagement sur des essais tirés canon pour des travaux d'expertise.

Nous avons constaté des comportements similaires aux matériaux poreux et géo matériaux. Donc, nous nous sommes inspirés de leurs représentations lorsque nous avons décidé de construire nos modèles. Nous avons sélectionnés un ensemble de comportements représentatifs mis en avant par les campagnes d'essais de nos deux matériaux. Ainsi, les essais menés avec le simulant inerte complètent les comportements que nous n'avons pas explorés avec l'XF-11585. Nous avons identifié deux besoins distincts dans la modélisation des coulés fondus. Pour cette raison, nous fournissons deux modèles. Le premier est un modèle à endommagement scalaire. Il est destiné à des cas de charge monotoniques. Nous l'avons pensé pour être facilement intégrables sur les codes de calculs disponibles au bureau

d'étude. Cependant, ce modèle présente une réponse incomplète en pression sous sollicitation dynamique et il ne prend pas en charge les déformations permanentes imposées au matériau. Le second modèle met l'accent sur la compréhension des comportements mécaniques observés dans le matériau. Ce modèle est conçu à partir de la thermodynamique des processus irréversibles. Cela permet d'attribuer à chaque comportement des puissances dissipatrices ou des énergies de stockage qui influencent la réponse thermique du matériau sous sollicitation. Ce modèle est un outil pour la compréhension du fonctionnement pyrotechnique en interaction avec des sollicitations mécaniques.

Le comportement mécanique de l'XF-11585 sous chocs basse énergie dépend autant du cisaillement (propagation de fissures intra matriciels) que de la pression (disparition des pores). Or, c'est dans les sollicitations que nous avons explorées que nous trouvons les mécanismes générateurs de perturbations pour le fonctionnement du matériau énergétique. Ainsi, en nous appuyant sur les outils développés durant cette thèse, nous suggérons de mener une étude dont le but est de caractériser individuellement la contribution de chaque endommagement à la modification du comportement pyrotechnique. Une telle étude devrait aboutir à terme à une modélisation alliant thermique, pyrotechnique et mécanique qui soit prédictive du fonctionnement énergétique du matériau après sollicitation multimodes.

## Annexe 1 : Description analytique du comportement des bagues métalliques.

Cette annexe regroupe les démonstrations que nous avons appliquées pour définir les équations utilisées dans l'interprétation des essais. Les équations obtenues en Tab. 0-1 font le lien entre la déformation circonférentielle mesurée par la jauge ( $\epsilon_j$ ) et le couple de contraintes et déformation ( $\sigma_2; \epsilon_2$ ) à l'interface entre la bague et l'échantillon.

On se place dans un repère cylindrique  $(O, \vec{u}_r, \vec{u}_\theta, \vec{u}_z)$  d'axe principal  $(O, \vec{u}_z)$  colinéaire à l'axe du cylindre de l'échantillon dont l'origine (O) se trouve au milieu de l'échantillon (Fig. 0-1). L'échantillon est un cylindre de diamètre  $2 R_1$  en mm et hauteur  $2 h$  en mm. Il est inséré dans une bague en laiton de même hauteur et d'épaisseur comprise entre 0,37 et 2,05mm. Le jeu entre l'échantillon et la bague est comblé à l'aide d'une résine époxy. Dans la suite de ce document, le rayon intérieur de la bague sera appelé  $R_1$  et son rayon extérieur  $R_2$ . Sa hauteur totale sera égale à  $H = 2 h$ . Pour obtenir un modèle analytique de cet écrasement, plusieurs étapes distinctes sont à prendre en compte. Nous commençons par définir le champ de déplacement utilisé selon l'état de la bague. Puis nous nous intéressons à la déformation purement élastique. Ensuite, nous décrivons la plastification de la bague. Enfin, nous calculons la bague totalement plastifiée.

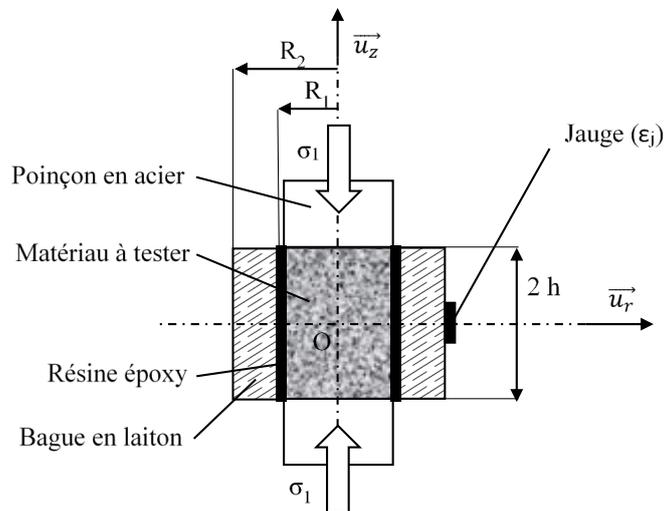


Fig. 0-1 : Schéma de la bague.

## I - 1 Hypothèses :

Pour approcher le modèle de la bague nous posons quelques hypothèses simplificatrices. Les hypothèses retenues sont fortes mais l'expérience accumulée sur la thèse de Jérôme Vial [71] montre qu'elles aboutissent à des résultats exploitables. Ainsi les hypothèses retenues sont :

- H1 : Invariance selon l'angle
- H2 : Invariance selon la hauteur  $z$
- H3 : Efforts de cisaillement négligés  $\sigma_{r\theta} = 0$  et  $\sigma_{rz} = 0$  (donc frottement entre l'échantillon et le laiton ignoré)
- H4 : L'écrasement est en quasi-statique
- H5 : La gravité est négligée

## I - 2 Dans le repère cylindrique :

Pour calculer le champ de déformation dans la bague nous devons décrire le champ de déplacement.

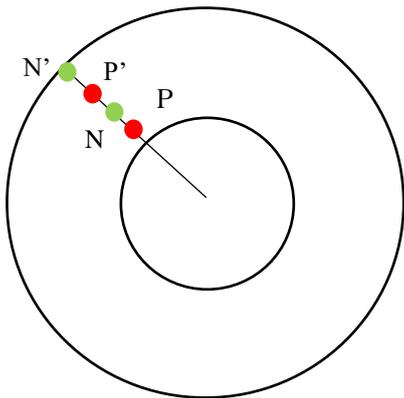


Fig. 0-2 : Déplacement du vecteur  $\overline{PN}$  vers  $\overline{P'N'}$  selon  $\overline{u_r}$ , pour la déformation radiale.

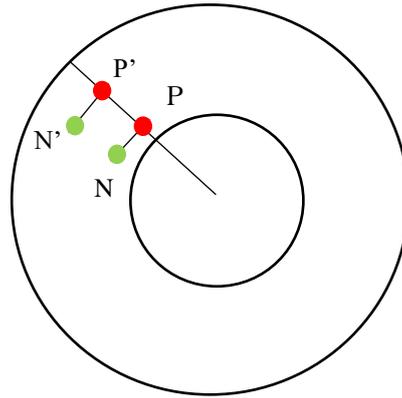


Fig. 0-3 : Déplacement du vecteur  $\overline{PN}$  vers  $\overline{P'N'}$  selon  $\overline{u_\theta}$ , pour la déformation circonférentielle.

- Déformation radiale : Ce cas est décrit par la Fig. 0-2. Nous nous plaçons le long d'un rayon. Nous avons les points P et P'. Où P' est la position de P après déformation radiale. Ainsi, nous pouvons écrire  $\overline{PP'} = u \overline{u_r}$ . Ensuite, nous ajoutons le point N sur le même axe de sorte que  $\overline{PN} = dr \overline{u_r}$ . De même, nous aurons  $\overline{NN'} = (u + du) \overline{u_r}$ . Nous sommes en mesure d'écrire selon  $\overline{u_r}$  :

$$\varepsilon_r = \frac{P'N' - PN}{PN} = \frac{-u + dr + u + du - dr}{dr} = \frac{du}{dr} \quad (146)$$

- Déformation circonférentielle: Ce cas est décrit par la Fig. 0-3. Le long d'un rayon, Nous avons les points P et P'. Où P' est la position de P après déformation radiale. Ainsi, nous pouvons écrire  $\overline{PP'} = u \overline{u_r}$ . Ensuite, nous ajoutons le point N selon l'axe  $\overline{u_\theta}$  de sorte que  $\overline{PN} = rd\theta \overline{u_\theta}$ . De même, nous aurons  $\overline{P'N'} = (u + r)d\theta \overline{u_\theta}$ . Nous sommes en mesure d'écrire :

$$\varepsilon_\theta = \frac{P'N' - PN}{PN} = \frac{(u + r)d\theta - rd\theta}{rd\theta} = \frac{u}{r} \quad (147)$$

- Déformation axiale : La déformation axiale est supposée constante :

$$\varepsilon_z = a \quad (148)$$

On regroupe ses grandeurs dans le tenseur des déformations (**Eq.149**) pour l'utiliser avec la loi de Hooke (**Eq.153**) :

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{bmatrix} \frac{du}{dr} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{u}{r} & 0 \\ 0 & 0 & a \end{bmatrix}_{r,\theta,z} \quad (149)$$

### Équilibre dans la bague :

Pour compléter ces trois équations, nous nous intéressons aux équations d'équilibre (H5) :

$$\overline{div}(\underline{\underline{\sigma}}) = \vec{0} \quad (150)$$

En coordonnées cylindriques, l'expression des contraintes est la suivante :

$$\begin{cases} \sigma_{rr,r} + \frac{1}{r}(\sigma_{r\theta,\theta} + \sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta}) + \sigma_{rz,z} = 0 \\ \sigma_{\theta r,r} + \frac{1}{r}(\sigma_{\theta\theta,\theta} + \sigma_{r\theta} + \sigma_{\theta r}) + \sigma_{\theta z,z} = 0 \\ \sigma_{zr,r} + \frac{1}{r}(\sigma_{z\theta,\theta} + \sigma_{zr}) + \sigma_{zz,z} = 0 \end{cases} \quad (151)$$

On applique les différentes hypothèses simplificatrices décrites plus haut (H1, H2, H3). Cela nous donne l'équation suivante :

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{1}{r}(\sigma_r - \sigma_\theta) = 0 \quad (152)$$

### I - 3 Bague élastique :

En utilisant les outils décrits dans les parties précédentes, nous sommes en mesure de retrouver les sollicitations imposées par la bague élastique au matériau. Pour ce système, nous souhaitons lier une entrée à deux sorties. L'entrée est la déformation mesurée par la jauge. Et les sorties sont la contrainte et la déformation radiale imposées au matériau par la bague. Pour résoudre ce système, nous allons d'abord calculer l'expression du champ de déplacement dans la bague. Puis nous chercherons l'expression de la contrainte dans la bague qui sera transmise au matériau. Pour terminer, nous calculerons le déplacement radial imposé au matériau.

A l'aide de l'expression des déformations dans le repère cylindrique (**Eq.149**), nous utilisons la Loi de Hooke et les coefficients de Lamé  $\lambda$  et  $\mu$ , ( $\underline{\underline{\sigma}} = \lambda \text{tr}(\underline{\underline{\varepsilon}})\underline{\underline{I}} + 2\mu \underline{\underline{\varepsilon}}$ ) pour obtenir :

$$\begin{aligned} \sigma_r &= \lambda \left( \frac{du}{dr} + \frac{u}{r} + a \right) + 2\mu \frac{du}{dr} \\ \sigma_\theta &= \lambda \left( \frac{du}{dr} + \frac{u}{r} + a \right) + 2\mu \frac{u}{r} \\ \sigma_z &= \lambda \left( \frac{du}{dr} + \frac{u}{r} + a \right) + 2\mu a = 0 \end{aligned} \quad (153)$$

Avec les expressions issues de la loi de Hooke (**Eq.153**) l'équation (**Eq.152**) devient :

$$\frac{\partial \left( \lambda \left( \frac{du}{dr} + \frac{u}{r} + a \right) + 2\mu \frac{du}{dr} \right)}{\partial r} + \frac{2\mu}{r} \left( \frac{du}{dr} - \frac{u}{r} \right) = 0 \quad (154)$$

Elle se simplifie en :

$$\frac{d^2u}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{du}{dr} - \frac{u}{r^2} = 0 \quad (155)$$

Puis :

$$\frac{d}{dr} \left( \frac{1}{r} \frac{d(ru)}{dr} \right) = 0 \quad (156)$$

Par intégrations successives, nous obtenons une expression du champ de déplacement dans la bague élastique :

$$u(r) = \frac{C_1}{2} r + \frac{C_2}{r} \quad (157)$$

Pour remonter aux contraintes dans la bague, cette expression du déplacement est utilisée avec la Loi de Hooke (**Eq.153**) :

$$\begin{aligned} \sigma_r &= C_1(\lambda + \mu) - C_2 \frac{2\mu}{r^2} + \lambda a \\ \sigma_\theta &= C_1(\lambda + \mu) + C_2 \frac{2\mu}{r^2} + \lambda a \\ \sigma_z &= C_1(\lambda) + a(\lambda + 2\mu) \end{aligned} \quad (158)$$

Nous introduisons les constantes A et B pour en simplifier l'écriture :

$$\begin{aligned} \sigma_r &= A - \frac{B}{r^2} \\ \sigma_\theta &= A + \frac{B}{r^2} \\ \sigma_z &= 0 \end{aligned} \quad (159)$$

Les conditions aux limites sont données par la contrainte radiale en  $R_1$ , où le contact se fait avec le matériau. Nous avons donc la valeur cherchée  $\sigma_2$ . Puis en  $R_2$ , où la surface de la bague est laissée libre.

$$\begin{aligned} -\sigma_2 &= A - \frac{B}{R_1^2} \\ 0 &= A - \frac{B}{R_2^2} \end{aligned} \quad (160)$$

Ainsi, nous sommes en mesure d'exprimer les deux constantes A et B :

$$\begin{aligned} A &= \frac{\sigma_2 R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \\ B &= \frac{\sigma_2 R_1^2 R_2^2}{R_2^2 - R_1^2} \end{aligned} \quad (161)$$

Ces constantes sont utilisées pour exprimer les contraintes radiales et circonférentielles dans la bague :

$$\begin{aligned} \sigma_r &= \frac{\sigma_2 R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \left( 1 - \frac{R_2^2}{r^2} \right) \\ \sigma_\theta &= \frac{\sigma_2 R_1^2}{R_2^2 - R_1^2} \left( 1 + \frac{R_2^2}{r^2} \right) \end{aligned} \quad (162)$$

Les contraintes étant déterminées nous voulons maintenant les relier à la mesure issue de la jauge. Pour cela nous savons que  $\sigma_\theta(R_2) = E_l \varepsilon_{jauge}$  et  $\varepsilon_\theta(R_1) = \frac{1}{E_l} (\sigma_r(R_1) - \nu_l \sigma_\theta(R_1))$ , avec  $E_l$  le module d'Young du laiton et  $\nu_l$  le coefficient de Poisson du laiton. Ces conditions aux limites nous donnent la contrainte et la déformation imposée au matériau en convention de compression :

$$\begin{aligned} \sigma_2 &= \left( \frac{R_2^2 - R_1^2}{2R_1^2} \right) E_l \varepsilon_{jauge} \\ \varepsilon_2 &= \frac{(1 + \nu_l)R_2^2 + (1 - \nu_l)R_1^2}{2R_1^2} \varepsilon_{jauge} \end{aligned} \quad (163)$$

Pour les simulations de matériau, l'interaction avec la bague se fera du point de vue du matériau donc le problème se pose différemment. Nous souhaitons donc exprimer le lien entre la déformation et la contrainte vue par le matériau. Cela donne une relation entre  $\varepsilon_2$  et  $\sigma_2$ , qui décrit la souplesse de la bague élastique  $S_{cel}$ :

$$S_{cel} = -\frac{\varepsilon_2}{\sigma_2} = -\frac{\varepsilon_\theta(R_1)}{-\sigma_r(R_1)}$$

$$S_{cel} = -\frac{(1 - \nu_l)R_1^2 + (1 + \nu_l)R_2^2}{E_l(R_2^2 - R_1^2)} \quad (164)$$

#### I - 4 Contraintes radiales sur l'échantillon pour un régime élastoplastique et plastique de la bague de confinement :

L'introduction d'un comportement plastique dans la bague n'est pas instantanée. Pendant la mise en place de ce régime, nous observons une propagation de la zone plastifiée partant de l'intérieur de la bague vers sa périphérie décrite sur la Fig. 0-4. Nous repérons l'interface entre domaine plastique et élastique par le rayon  $R_p$ . De sorte que le domaine plastique s'étende de  $R_1$  à  $R_p$  et le domaine élastique de  $R_p$  à  $R_2$ . Nous attribuons la lettre  $\phi$  à la contrainte radiale sur cette frontière. Ensuite, dans la partie élastique, le comportement a été explicité précédemment.

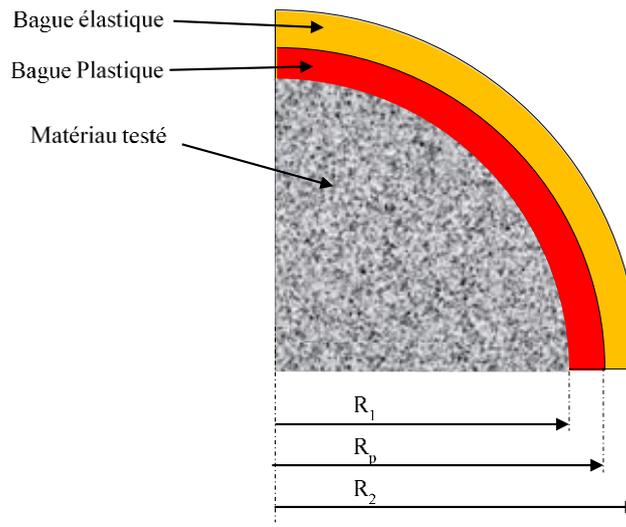


Fig. 0-4 : Pendant la phase de plastification, la zone plastifiée se propage du centre vers la périphérie de la bague. L'interface entre la zone élastique et la zone plastique est repérée par le rayon  $R_p$ .

Pour la partie plastique de la bague, nous utilisons le critère de Tresca. Avec les contraintes planes ce critère s'écrit :

$$0 = \sigma_{\theta p} - \sigma_{rp} - \sigma_e = f(\underline{\sigma}) \quad (165)$$

Où  $\sigma_e$  est la limite d'élasticité du matériau de la bague, ici le laiton, considéré comme élastique parfaitement plastique, à 400 MPa [6]. Et,  $\sigma_{rp}$  et  $\sigma_{\theta p}$ , sont les contraintes radiales et circonférentielles dans la zone plastifiée. Nous utilisons ce critère avec l'équation d'équilibre (Eq.152) :

$$\frac{\partial \sigma_{rp}}{\partial r} - \frac{\sigma_e}{r} = 0 \quad (166)$$

Par intégration nous déduisons l'expression de la contrainte radiale dans la zone plastique :

$$\sigma_{rp} = \sigma_e \ln(r) + C \quad (167)$$

Dans l'Eq.167, nous introduisons C, une constante d'intégration dépendant des conditions limites du domaine plastique. A l'interface avec le matériau la contrainte radiale est connue égale à  $-\sigma_2$ . Donc nous pouvons déduire l'expression de  $\sigma_{rp}(r)$  :

$$\sigma_{rp}(r) = \sigma_e \ln\left(\frac{r}{R_1}\right) - \sigma_2 \quad (168)$$

Ensuite, le matériau constitutif de la bague est élasto plastique parfait. Son écoulement est représenté par le critère de Tresca au niveau du rayon de plasticité  $R_p$ . Cela nous permet d'utiliser l'équation de la partie élastique (Eq.162) de la contrainte circonférentielle. Attention à ne pas faire l'erreur de signe sur la contrainte radiale du côté élastique  $\sigma_{rp}(r) = -\xi$ . Donc, Tresca (Eq.165) devient :

$$\frac{\xi R_p^2}{R_2^2 - R_p^2} \left(1 + \frac{R_2^2}{R_p^2}\right) + \xi = \sigma_e \quad (169)$$

Nous obtenons l'expression du rayon de plasticité  $R_p$  :

$$R_p = R_2 \sqrt{\frac{E_t \varepsilon_{jaugé}}{\sigma_e}} \quad (170)$$

Ainsi, à l'aide de l'équation **Eq.170** nous résolvons  $\sigma_{rp}(R_p) = \frac{\xi R_p^2}{R_2^2 - R_p^2} \left(1 - \frac{R_2^2}{R_p^2}\right)$  :

$$\sigma_2(\varepsilon_{jauge}) = \sigma_e \left( \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \right) + \frac{\sigma_e - E_l \varepsilon_{jauge}}{2 \sigma_e} \right) \quad (171)$$

Lorsque  $R_p = R_2$ , Nous avons  $\sigma_e = E_l \varepsilon_{jauge}$ . Nous sommes dans le cas de la bague entièrement plastifiée.  $\sigma_2$  devient une constante égale à :

$$\sigma_2 = \sigma_e \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right) \quad (172)$$

## I - 5 Champ de déplacement :

Pour être en mesure d'exprimer les déformations  $\varepsilon_2$  imposées par la bague en présence d'une zone plastifiée, le champ de déplacement lié à la zone plastique est nécessaire. Dans cette partie, nous nommons  $u_{ppl}$ , le champ de déplacement dans la zone plastique  $u_{pel}$ , le champ de déplacement dans la zone élastique.

$u_{pel}$  :

Pour le champ de déplacement de la zone élastique, nous avons l'équation **Eq.157** et les conditions limites en  $R_2$ .

- $\varepsilon_\theta(R_2) = \varepsilon_{jauge} = \frac{u(R_2)}{R_2}$
- $\varepsilon_r(R_2) = -\nu_l \varepsilon_\theta(R_2) = -\nu_l \varepsilon_{jauge} = \frac{du}{dr}(R_2)$

La résolution de ce système donne :

$$u_{pel}(r) = \frac{\varepsilon_{jauge}}{2} \left[ (1 - \nu_l)r + \frac{(1 + \nu_l)R_2^2}{r} \right] \quad (173)$$

$u_{ppl}$  :

Pour le champ de déplacement dans la zone plastique, nous reprenons le critère de Tresca appliqué à la bague (**Eq.165**). Nous utilisons la loi de normalité avec sa dérivée pour obtenir la direction de la vitesse de déformation plastique.

$$\underline{\underline{\varepsilon_p}} = \lambda \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad (174)$$

On en déduit les directions :

$$\varepsilon_r = -\lambda \ ; \ \varepsilon_\theta = \lambda \ ; \ \varepsilon_z = 0 \quad (175)$$

Ainsi, nous avons une plasticité qui se propage dans le plan  $(O, \vec{e}_r, \vec{e}_\theta)$  :

$$\begin{aligned} \varepsilon_r &= \varepsilon_r^e + \varepsilon_r^p \\ \varepsilon_\theta &= \varepsilon_\theta^e + \varepsilon_\theta^p \\ \varepsilon_z &= \varepsilon_z^e \end{aligned} \quad (176)$$

De plus, nous considérons l'hypothèse selon laquelle la déformation plastique se fait à volume constant :

$$tr(\underline{\underline{\varepsilon}}^p) = 0 \quad \text{qui donne} \quad 0 = \varepsilon_r^p + \varepsilon_\theta^p \quad (177)$$

Elle nous permet d'écrire :

$$\varepsilon_r + \varepsilon_\theta = \varepsilon_r^e + \varepsilon_\theta^e \quad (178)$$

Or, pour les déformations élastiques la loi de Hooke s'applique.

$$\begin{aligned} \varepsilon_r^e &= \frac{\sigma_r - \nu_l \sigma_\theta}{E_l} \\ \varepsilon_\theta^e &= \frac{\sigma_\theta - \nu_l \sigma_r}{E_l} \end{aligned} \quad (179)$$

En utilisant le critère de Tresca (**Eq.165**) et la contrainte radiale en zone plastique (**Eq.168**), ces équations deviennent :

$$\begin{aligned} \varepsilon_r^e(r) &= \frac{\sigma_e}{E_l} \left( (1 - \nu_l) \left( \ln\left(\frac{r}{R_p}\right) + \frac{(R_2^2 - R_p^2)}{2 R_2^2} \right) - \nu_l \right) \\ \varepsilon_\theta^e(r) &= \frac{\sigma_e}{E_l} \left( (1 - \nu_l) \left( \ln\left(\frac{r}{R_p}\right) + \frac{(R_2^2 - R_p^2)}{2 R_2^2} \right) + 1 \right) \end{aligned} \quad (180)$$

Ensuite, nous utilisons l'Eq.178 avec l'expression des déformations en Eq.1 et Eq.147 appliqué au déplacement dans la zone plastique ( $u_{ppl}$ ) :

$$\frac{du_{ppl}}{dr} + \frac{u_{ppl}}{r} = (1 - \nu_l) \sigma_e \left( \frac{2}{E_l} \left( \ln \left( \frac{r}{R_p} \right) + \frac{(R_2^2 - R_p^2)}{2 R_2^2} \right) + 1 \right) \quad (181)$$

La résolution de cette équation pour  $r \in [R_1; R_p]$  donne :

$$u_{ppl}(r) = \frac{1}{2 E_l R_2^2 r} \left( 2 R_2^2 E_l C_4 + \sigma_e (1 - \nu_l) \left( (R_2^2 - R_p^2) - 2 R_2^2 r^2 \ln \left( \frac{R_p}{r} \right) \right) \right) \quad (182)$$

Enfin, nous obtenons  $C_4$  avec la continuité du déplacement en  $R_p$ ,  $u_{ppl}(R_p) = u_{pel}(R_p)$ .

$$C_4 = \frac{\sigma_e R_p^2}{R_2^2 E_l} \left( R_2^2 \nu_l + R_p^2 (1 - \nu_l) \right) \text{ Avec } R_p = R_2 \sqrt{\frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \quad (183)$$

## I - 6 Déformation imposée à l'échantillon :

Pour la déformation imposée au matériau à l'interface avec la bague, nous utilisons l'Eq.1. Elle s'applique autant au cas entièrement plastique qu'au cas élastique et plastique.

$$\varepsilon_2 = \frac{d u_{ppl}(R_1)}{dr} \quad (184)$$

Habituellement, la déformation radiale imposée par la bague est ramenée à la déformation circonférentielle mesurée par la jauge. Mais, avec la description proposée par l'Eq.184, nous avons remarqué une réduction des écarts dans la description du comportement en pression lorsque la bague est plastifiée. Cette plus-value nous a bénéficié dans l'interprétation des essais et la mise en place des modèles analytiques.

## I - 7 Récapitulatif :

Dans l'essai de compression confiné, nous mesurons l'extension de la circonférence de la bague ( $\varepsilon_{jauge}$ ). Celle-ci applique un couple de contrainte et déformation au matériau ( $\sigma_2; \varepsilon_2$ ). Pour être en mesure de définir ce couple sur toute la durée de l'essai, nous avons cherché les équations qui décrivent les trois états possibles de la bague. Pour tous les essais, nous utiliserons un laiton dont les caractéristiques mécaniques sont connues avec un module d'Young,  $E_c = 102 \text{ GPa}$ , un coefficient de Poisson  $\nu_l = 0,27$ , et une limite d'élasticité  $\sigma_e = 400 \text{ MPa}$  [6].

Tab. 0-1 : Résumé des calculs précédents.

Jauge	Grandeurs	Etat de la bague
$\varepsilon_{jauge}$ $< \frac{\sigma_e R_1^2}{E_l R_2^2}$	$\sigma_2 = \left( \frac{R_2^2 - R_1^2}{2R_1^2} \right) E_c \varepsilon_{jauge}$ $\varepsilon_2 = \frac{(1 + \nu_l)R_2^2 + (1 - \nu_l)R_1^2}{2R_1^2} \varepsilon_{jauge}$ $\varepsilon_2 = - \frac{(1 - \nu_l)R_1^2 + (1 + \nu_l)R_2^2}{E_l(R_2^2 - R_1^2)} \sigma_2$	Elastique
$\frac{\sigma_e R_1^2}{E_l R_2^2}$ $< \varepsilon_{jauge}$ $< \frac{\sigma_e}{E_l}$	$\sigma_2 = \sigma_e \left( \left( \frac{\sigma_e - E_c \varepsilon_{jauge}}{2\sigma_e} \right) + \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{E_c \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \right) \right)$ $\varepsilon_2 = \frac{1}{2E_l \sigma_e R_1^2} \left( (1 - \nu_l) \left( 2R_1^2 \sigma_e^2 \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \right) - R_1^2 \sigma_e^2 - 2R_2^2 E_l^2 \varepsilon_{jauge}^2 - 2R_1^2 R_2^2 E_l \varepsilon_{jauge} \sigma_e \nu_l \right) - 2R_2^2 E_l \varepsilon_{jauge} \sigma_e \nu_l \right)$ $S_{ctr} = \frac{\sigma_e^2 E_l R_1^2 \left( 2 \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \right) - 1 + \frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e} \right)}{(1 - \nu_l) \left( 2R_1^2 \sigma_e^2 \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \sqrt{\frac{E_l \varepsilon_{jauge}}{\sigma_e}} \right) - R_1^2 \sigma_e^2 - 2R_2^2 E_l^2 \varepsilon_{jauge}^2 - 2R_1^2 R_2^2 E_l \varepsilon_{jauge} \sigma_e \nu_l \right) - 2R_2^2 E_l \varepsilon_{jauge} \sigma_e \nu_l}$	Elastique Et Plastique
$\frac{\sigma_e}{E_l}$ $< \varepsilon_{jauge}$	$\sigma_2 = \sigma_e \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right) = P_c$ $\varepsilon_2 = \left( \frac{R_2^2}{R_1^2} - (1 - \nu_l) \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right) \right) \varepsilon_{jauge}$ $\varepsilon_2 = \frac{\sigma_e \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right)}{\left( (1 - \nu_l) \ln \left( \frac{R_2}{R_1} \right) + \frac{R_2^2}{R_1^2} \right) \varepsilon_{jauge}} \sigma_2$	Plastique



---

## Bibliographie

- [1] AFNOR. Matériaux énergétiques de défense - propriétés et analyses physico-chimiques - caractéristiques en compression, 2004.
- [2] J. Agrawal, Prakash. *High energy materials propellants explosives and pyrotechnics*. Wiley, 2010.
- [3] O. Allix and J.-F. Deu. Delayed-damage modeling for fracture prediction of laminated composites under dynamic loading. *Engineering Transactions*, 45 (1): 26–46, 1997.
- [4] R. Armstrong. Dislocation mechanics aspects of energetic material composites. *advanced materials science*, 19: 13–40, 2009.
- [5] L. Aronica. Sound velocity and elastic moduli measurements on several tnt-base explosive compositions. NAVORD REPORT AD 258754, US Naval Ordnance Laboratory, Armed services technical information Agency Arlington Hall Station, Arlington 12, Virginia, Fevrier 1961.
- [6] P. Bailly, F. Delvare, J. Vial, J. Hanus, M. Biessy, and P. D. Dynamic behavior of an aggregate material at simultaneous high pressure and strain rate: Shpb triaxial tests. *International Journal of Impact Engineering*, 10 2010. doi: [10.1016/j.ijimpeng.2010.10.005](https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2010.10.005).
- [7] E. Baker. Use of laboratory setback activator tests to assess suitability for gun launch. Technical report, NATO Munitions Safety Information Analysis Center, Brussels, Belgium, January 2017.
- [8] G. Baudin. *Physique des explosifs : de l'amorçage aux effets des explosifs condensés. Physics of high explosives: from ignition up to the effects of condensed explosives (in French) Higher Degree Research Thesis*. Université Paris Ouest Nanterre La Défense, France, 2013.
- [9] A. Becuwe and A. Delclos. Oxynitrotriazole and its use as insensitive explosive. *Société Nationale des Poudres et Explosifs*, 1987.
- [10] A. Becuwe and A. Deltlos. Low-sensitivity explosive compounds for low vulnerability warheads. *Société Nationale des Poudres et Explosifs*, 1993.
- [11] C. M. Bennett and S. T. D. Monte carlo calculation of the anisotropic engineering moduli for crystalline rdx ( $0\text{gpa} < p < 4\text{gpa}$ ). In *International Detonation Symposium*, number 11. Los Alamos National Laboratory AND Department of Chemistry Oklahoma State University, Los Alamos National Laboratory, september 1998.
- [12] T. Borrvall and W. Riedel. The rht concrete model in ls dyna. In *LS-DYNA Users Conference*, number 8th. LS-DYNA, LS-DYNA, May 2011.
- [13] F. Bowden and A. Yoffe. Initiation and growth of explosion in liquids and solids. *Cambridge University Press*, 1952.
- [14] P. R. Bowden, R. Chellappa, D. Dattelbaum, V. Manner, N. Mack, and Z. Liu. The high-pressure phase stability of 2,4,6-trinitrotoluene. *Journal of Physics: Conference Series*, 2014.
-

- [15] G. W. Brown, A. Tencate, James, R. DeLuca, J. Rae, Philip, and S. N. Todd. Dynamic and quasi-static measurements of pbxn-5 and comp-b explosives. In *SEM Annual Conference*. SEM Annual Conference, June 2009.
- [16] N. Burlion. *Compaction des bétons : éléments de modélisation et caractérisation expérimentale* *Compaction of concrete : some elements on modelling and experimental investigations (In French)*. Mécanique, génie civil, génie mécanique, Ecole Normale Supérieure, Cachan, France, Laboratoire de mécanique et technologie, 61, avenue du Président Wilson 94 235 Cachan cedex, 1997.
- [17] V. Chuzeville. *Amorçage en détonation des explosifs hétérogènes de type coulé fondu : Établissement de corrélations entre microstructure et réactivité* *Detonation initiation of heterogeneous melt-cast high explosives: Microstructure and reaction rate correlations (In French)*. PhD thesis, Université Paris-Saclay, 2016.
- [18] V. Chuzeville, G. Baudin, A. Lefrançois, M. Genetier, Y. Barbarin, L. Jacquet, J.-L. Lhopitault, J. Pieix, R. Boulanger, and L. Catoire. Detonation initiation of heterogeneous melt-cast high explosives. *AIP Conference Proceedings*, 2017. doi: [10.1063/1.4971467](https://doi.org/10.1063/1.4971467).
- [19] N. Clark and F. Schmitt. Engineering science division informations report 558,. Technical report, Picatinny Arsenal, 1972.
- [20] T. S. Costain and R. V. Motto. The sensitiveity performance and material properties of some high explosive formulations. Technical report, Picatinny arsenal, 1973.
- [21] R. Davies. A critical study of the hopkinson pressure bar. *The Royal Society*, (A240): 375–457, 1948. doi: [10.1098/rsta.1948.0001](https://doi.org/10.1098/rsta.1948.0001). URL <http://rsta.royalsocietypublishing.org/content/-/240/821/375.short>.
- [22] B. Dobratz and P. Crawford. Llnl explosives handbook properties of chemical explosives end explosive simulants, January 1985.
- [23] G. Eck, C. Songy, and L. Minguet. Nto for insensitive compositions. In EURENCO, editor, *Insensitive Munitions & Energetic Materials Technology Symposium*, EURENCO, 1928 route d'Avignon, CS 90109 Sorgues- 84275 VEDENE, France, May 2012. EURENCO, EURENCO.
- [24] J. Field, S. Walley, W. Proud, H. Goldrein, and C. Siviour. Review of experimental technique for high rate of deformation and shock studies. *International Journal Of Impact Engineering*, 30: 725–775, 2004. doi: [doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2004.03.005](https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2004.03.005).
- [25] B. Fishburn, T. Dolch, and N. Mehta. Setback test user manual. Technical report, US. army armament research, development and engineering center, 2011.
- [26] P. Forquin, G. Gary, and F. Gatuingt. A test technique for concrete under confinement at high rates of strain. *International Journal Of Impact Engineering*, 2008.
- [27] G. A. Freeman. *Sailors to the end*. HarperCollins, 2002.
- [28] B. A. Gama, S. J. Lopatnikov, and J. W. Gillespie Jr. Hopkinson bar experimental technique: A critical review. *Applied Mechanics*, 2004. doi: [DOI: 10.1115/1.1704626](https://doi.org/10.1115/1.1704626).

- 
- [29] G. Gary, H. ZHAO, S. Kamal, P. Mouro, and D. Mohr. *DAVID Instruction Manual*. LMS Polytechnique, 1997.
- [30] D. Gorham, P. H. Pope, and J. Field. An improved method for compressive stress-strain measurements at very high strain rates. *The Royal Society*, 438 (153-70), 1992. doi: [doi: 10.1098/rspa.1992.0099](https://doi.org/10.1098/rspa.1992.0099).
- [31] A. Griffith. The phenomena of rupture and flow in solids. *The Royal Society*, 221: 163–198, Feb 1921.
- [32] C. Gruau, D. Picart, R. Belmas, E. Bouton, F. Delmair-Sizes, J. Sabatier, and H. Trumel. Ignition of a confined high explosive under low velocity impact. *International Journal of Impact Engineering*, August 2008. doi: [10.1016/j.ijimpeng.2008.08.002](https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2008.08.002).
- [33] J. Guillemin. *Rhéologie de suspensions concentrées de matériaux énergétiques recyclables - Modélisation du temps de coulée*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2008.
- [34] G. C. Hale. The nitration of hexamethyltetramine. *Journal of the American Chemical Society*, 1925.
- [35] T. Hales, M. Adams, G. Bauer, T. D. Dang, J. Harrison, I. T. Hoang, C. Kaliszky, V. Magron, S. Mclaughlin, T. T. Nguyen, N. Q. Truong, T. Nipkow, S. Obua, J. Pleso, J. Rute, A. Solovyev, T. H. A. Ta, N. T. Tran, T. D. Trieu, J. Urban, K. Vu, and R. Zumkeller. A formal proof of the kepler conjecture. *Cambridge*, 2017. doi: [doi:10.1017/fmp.2017.1](https://doi.org/10.1017/fmp.2017.1).
- [36] J. Harris. Autoignition temperatures of military high explosives by differential thermal analysis. *Thermochimica Acta*, 14: 183–199, 1976.
- [37] G. Henning. Process for making a nitro compound from hexamethylenetetramine, Juillet 1898.
- [38] F. Hild and S. Roux. Correliq4: A software for “finite-element” displacement field measurements by digital image correlation. Technical report, LMT-Cachan, 2008.
- [39] B. Hopkinson. A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets. *The Royal Society*, (A213): 437–456, 1914.
- [40] J. Hopkinson. On the rupture of iron wire by a blow. *Manchester Literary Philosophical Society*, (11): 40–45, 1872.
- [41] G. Johnson and T. Holmquist. An improved computational constitutive model for brittle materials. *High-Pressure Science and Technology*, 1993.
- [42] E. Kaeshammer, B. Erzar, S. Belon, F. Willot, P. Dokladal, L. Corbel, and L. Borne. Étude expérimentale et numérique de la sensibilité de compositions énergétiques : influence de la microstructure et rôle de l’endommagement. In *MECAMAT 2018:Matériaux numériques*, 2018.
- [43] S. Kamal. *Mise au point d’un essai de compaction dynamique. Application au béton*. Mécanique, Ecole Polytechnique X, Octobre 2008. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00005004>.
-

- [44] H. Kolsky. An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading. *Proc. Phys. Soc.*, 1949.
- [45] M. Lanzerotti and J. Sharma. Brittle behavior of explosives during high acceleration. *American Institute of Physics.*, 39 (5): 455–457, June 1981.
- [46] K.-Y. Lee, L. B. Chapman, and M. D. Cobura. 3-nitro-1,2,4-triazol-5-one, a less sensitive explosive. *Journal of Energetic Materials*, 1987.
- [47] J. Lemaitre, J.-l. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmoat. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 3 edition, 2009.
- [48] MacDonald and M. Partnership. Historic properties report. Technical Report AD-A175 818, Newport Army ammunitions plant, 1984.
- [49] v. W. Manchot and N. R. Ueberv derivate des triazols. *Justus Liebig's annalen der chemie*, 1905.
- [50] I. Masson, P. Guégan, A. Lesaffre, Y. Quirion, and A. Poitou. Dynamic compressive testing under confining pressure on a quasi-brittle material. *Journal de Physique IV*, 2006.
- [51] J. Mazars. Mechanical damage and fracture of concrete structure. In *International Conference on Fracture*, pages 1499–1506, 1981.
- [52] R. Menikoff. Pore collapse and hot spots in hmx. In *Shock Compression of Condensed Matter*, 2003.
- [53] R. Meyer, J. Köhler, and A. Homburg. *Explosives*. Wiley-VCH, 2007.
- [54] G. H. S. of Classification and L. of Chemicals. Recommendations on the transport of dangerous goods : Manual of test and criteria, 2009.
- [55] B. Olinger and J. Hopson. Dynamic properties of some explosives and explosive simulants. In *Symposium on High Dynamic Pressures*.
- [56] J. Pinto and D. Wiegand. Yield and plastic flow in composition b and tnt. Technical Report ARAED-TR-92024 AD-A260 608, US army armament research, development and engineering center, Energetics and Warheads Div (SMCAR-AEE-WW) Picatinny Arsenal, NJ 07806-5000, Janvier 1993.
- [57] M. Polanco-Loria, O. Hopperstad, and T. Borvik. Ballistic limit assessment for concrete slabs using the mhjc concrete model. *International Association of Fracture Mechanics for Concrete and Concrete Structures*, 2007.
- [58] W. Proud, E. Crossland, and J. Field. High-speed photography and spectroscopy in determining the nature, number and evolution of hot-spots in energetic materials. In *25th International Congress on High-Speed Photography and Photonics.*, number 25, 2003.
- [59] Y. Quirion, A. Guilloux, and R. Aumasson. Essais d'amorçabilité de la composition xf-11585 derrière paroi. Technical report, NEXTER Munitions, 2015.

- 
- [60] P. Ravi, D. M. Badgular, G. M. Gore, S. P. Tewari, and A. K. Sikder. Review on melt cast explosives. *Propellants, Explosives, Pyrotechnics*, 2011. doi: [10.1002/prop.201100047](https://doi.org/10.1002/prop.201100047).
- [61] T. D. Sewell and C. M. Bennet. Monte carlo calculations of the elastic moduli and pressure-volume-temperature equation of state for hexahydro-1,3,5-trinitro-1,3,5-triazine. *Journal of Applied Physics*, 88 (1), février 2000. doi: <http://dx.doi.org/10.1063/1.373628>. URL <http://scitation.aip.org/content/aip/journal/jap/88/1/10.1063/1.373628>.
- [62] M. W. Smith and M. Cliff. Nto-based explosive formulations: A technology review. Technical report, Weapons Systems Division Aeronautical and Maritime Research Laboratory, 1999.
- [63] R. J. Spear, C. Louey, and M. Wolfson. A preliminary assessment of nto as an insensitive high explosive. Technical report, Material Research Laboratory, DSTO, 1989.
- [64] J. Starkenberg. Analytical mmodel for the compressive heating ignition of high explosives. Technical report, US Army Armament Research and Development Command, Ballistic research laboratory, 1980.
- [65] J. Starkenberg, L. McFadden, Doenee, and L. Pilarski, Deborah. The sensitivity of several explosives to ignition in the launch environment. Tech report, US army Ballistic Research Laboratory, April 1989.
- [66] T. Swierk. Im testing and assessments. Technical report, STO.NATO, 2013.
- [67] R. Taw, Matthew and D. H. Bahr. The mechanical properties of minimally processed rdx. *Propellants, Explosives, Pyrotechnics*, 2017.
- [68] B. Taylor, J. Starkenberg, and L. H. Ervin. An experimental investigation of composition-b final ignition under artillery setback condition. Technical report, Ballistic Research Laboratory, 1980.
- [69] E. Turpin. l'invention du chargement rationnel, méthodique et pratique des projectiles creux par des composés nitrés de la série aromatique, notamment l'acide picrique, sans addition d'agents oxydants, par voie de fusion, 02 1985.
- [70] T. Urbanski. *Chemistry and Technology of Explosives*. Polish Scientific Publisher, 1967.
- [71] J. Vial. *Etude expérimentale et numérique des modes de déformation d'un explosif comprimé*. PhD thesis, Université d'Orléan, Octobre 2013. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00965103>.
- [72] A. Weckerle and C. Coulouarn. A step further for the xf® explosive family dedicated to insensitive munitions (im). (XF 13333 12366 denisty composition young strain stress), 2010.
- [73] D. Wiegand and J. Pinto. The mechanical response of tnt and a composite, composition b, of tnt and rdx to compressive stress: Ii triaxial stress and yield. *Journal of Energetic Materials*, 1991. doi: [10.1080/07370659108019865](https://doi.org/10.1080/07370659108019865).
- [74] D. Wiegand, J. Pinto, and S. Nicolaides. The mechanical response of tnt and a composite, composition b, of tnt and rdx to compressive stress: I uniaxial stress and fracture. *Journal of Energetic Materials*, 1991. doi: [10.1080/07370659108019858](https://doi.org/10.1080/07370659108019858).
-

[75] D. A. Wiegand and B. Reddingius. The strengthening of energetic materials under pressure. Technical report, Picatinny,, 2004.

[76] R. Xavier. *Caractérisation du comportement en traction du béton sous fortes sollicitations. Essais de flexion trois points aux barres de Hopkinson.* mécanique, INSA CVL, février 2016.

[77] Y. Xiao, Y. Sun, X. Li, and Q. Zhang. Dynamic compressive properties of polymer bounded explosives under confining pressure. *Propellants, Explosives, Pyrotechnics*, 2017. doi: [10.1002/prop.201700016](https://doi.org/10.1002/prop.201700016).

[78] L. Yang and V. Shim. An analysis of stress uniformity in split hopkinson bar test specimens. *International Journal of Impact Engineering*, 2005.

[79] A. Zygmunt, K. Ganczyk, A. Kasztankiewicz, K. Cieslak, and T. Golofit. Application and properties of aluminum in primary and secondary explosives. *Journal of Elementology*, 2016.

[80] H. Trumel, A. Dragon, A. Fanget and P. Lambert. A constitutive model for the dynamic and high-pressure behaviour of a propellant-like material: Part I: Experimental background and general structure of the model. *International journal for numerical and analytical methods in geomechanics*, 2001.

[81] M. L. Sweat, A. S. Parker and S. P. Beaudoin. Compression behavior of idealized granules for the simulation of composition C-4. *Propellant, Explosives Pyrotechnics*, 2016.

[82] P. W. Bridgman. The Thermodynamics of plastic deformation and generalized entropy. *Review of Modern Physics*, 1950.

[83] J. K. Mackenzie. The Elastic Constants of a Solid containing Spherical Holes. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 1950.

## Liste des Figures

Fig. I-1 : Formule développée du TNT.....	15
Fig. I-2 : Formule développée du RDX.....	18
Fig. I-3 : Densité de probabilité de rayon pour le RDX et l'ONTA rapportés au diamètre moyen de l'ensemble des grains. ....	19
Fig. I-4 : Formule développée de l'ONTA .....	20
Fig. I-5 : Dispositif de coulée.....	23
Fig. I-6 : Définition du besoin pour le simulant inerte. ....	33
Fig. I-7 : Diagramme des inter-acteurs (Diagramme pieuvre). Il décrit les comportements attendu de l'objet face à son environnement.....	34
Fig. I-8 : Schémas explicatifs pour la mise en œuvre à l'INSA-CVL. En 1, le bain marie sert à maintenir la cire en fusion pendant que l'agitateur pneumatique assure une répartition homogènes des grains de SiO <sub>2</sub> , KNO <sub>3</sub> et CaCO <sub>3</sub> . En 2, l'inerte est coulé dans un mou.....	39

Fig. II-1 : Accélération axiale subie par le projectile. Exprimé en G. Ici la munition de 120 mm subit 20 000 fois son poids et celle de 155mm subit 17 000 fois son poids. Par comparaison nous trouvons du 10 G dans les avions de voltige.....	45
Fig. II-2 : Pression subie par le matériau énergétique à la base du projectile. Les pointillés noirs correspondent à la mesure du taux de croissance de la pression pendant la phase critique. Nous avons 35,03 GPa/s pendant 1,9 ms pour le 120mm et 27,66 GPa/s pendant 3,5 ms pour le 155mm.....	45
Fig. II-3 : Spectre des sollicitations vues par la munition.....	47
Fig. II-4 : Notation utilisées dans cette partie .....	48
Fig. II-5 : Choix du facteur de forme de l'échantillon. Le ratio $H/\phi$ (Hauteur / Diamètre) pour les bétons est souvent pris entre 1.5 et 2.....	49
Fig. II-6 : Ces deux courbes montrent le résultat d'un essai de compression uni axial non confiné pour un même matériau, l'XF-11585. L'échantillon T03 possède un facteur de forme égal à 1. L'échantillon E06 possède un facteur de forme supérieur à 1,5.....	50
Fig. II-7 : Schéma de la bague. ....	51
Fig. II-8 : Contrainte radiale imposée par la bague en fonction de la déformation circonférentielle.....	53
Fig. II-9 : Déformation imposée par la bague à l'échantillon. ....	53
Fig. II-10 : Presse MTS utilisée à l'INSA-CVL.....	55
Fig. II-11 : Presse Zwick utilisée à Nexter Munitions. ....	55
Fig. II-12 : Caractéristique mécanique de la presse à vide .....	56
Fig. II-13 : Allongement et force mesurés selon l'axe de la presse. ....	56
Fig. II-14 : Suppression du pied de courbe .....	57
Fig. II-15 : Retrait de la raideur de la presse à partir de sa caractéristique. ....	57
Fig. II-16 : Passage en déformation - contrainte. ....	57
Fig. II-17 : Processus de dépouillement d'un essai quasi statique. ....	58
Fig. II-18 : Schéma de l'assemblage matériau - bague.....	62
Fig. II-19 : Photo de la procédure pour le matériau inerte. La feuille blanche sert à éviter l'adhésion de la résine sur le plateau de la presse.....	62
Fig. II-20 : Variables prises en compte pour l'étude du frottement. $\epsilon_1$ et $\epsilon_2$ sont définis dans le repère cylindrique de même axe que la bague. $\epsilon_{11}$ et $\epsilon_{22}$ sont définis sur la surface extérieure de la bague. Ils sont mesurés par une jauge de déformation de type ros .....	63
Fig. II-21 : Illustration du frottement entre la bague et le matériau. ....	67
Fig. II-22 : Simulation de la contrainte axiale dans la bague. Le rectangle bleu est l'échantillon sur lequel Nous avons mis un comportement élastique pur. ....	69
Fig. II-23 : Coefficient de frottement mesuré à l'aide de l'Eq.32 sur les modèles numériques. En pointillé noir Nous avons la valeur entrée dans les paramètres du contact.....	69
Fig. II-24 : Evolution de la contrainte axiale dans l'échantillon pour plusieurs hauteurs. ....	69
Fig. II-25 : Application de la correction liée au frottement.....	71
Fig. II-26 : Influence de la correction sur la contrainte Axiale de l'essai frottement 10. La courbe rouge est la version corrigée de la courbe bleue.....	72
Fig. II-27 : Influence de la correction sur la contrainte Radiale de l'essai frottement 10. La courbe rouge est la version corrigée de la courbe bleue. nous observons une correction réduite par rapport à la contrainte axiale. ....	72
Fig. II-28 : Influence de la correction sur les comportements en pression et en cisaillement. Pour l'essai frottement 10. ....	72
Fig. II-29 : Influence de la correction de frottement sur le chemin de chargement. Pour l'essai frottement 10. ..	72
Fig. II-30 : Influence de la correction sur la contrainte Axiale de l'essai frottement 02. La courbe rouge est la version corrigée de la courbe bleue.....	73
Fig. II-31 : Influence de la correction sur la contrainte Radiale de l'essai frottement 02. La courbe rouge est la version corrigée de la courbe bleue. nous observons une correction réduite par rapport à la contrainte axiale. ....	73
Fig. II-32 : Influence de la correction sur les comportements en pression et en cisaillement. Pour l'essai frottement 02. ....	73
Fig. II-33 : Influence de la correction de frottement sur le chemin de chargement. Pour l'essai frottement 02. ..	73
Fig. II-34 : Calcul de la contrainte inertielle pour un échantillon confiné aux barres de Hopkinson.....	75
Fig. II-35 : Systèmes des barres de Hopkinson avec les modifications de Kolsky [43]. ....	76
Fig. II-36 : Schéma du montage et de la chaine de mesure mis en place pour les barres de Hopkinson. ....	77

Fig. II-37 : Diagramme de Lagrange associé aux barres de Hopkinson.....	78
Fig. II-38 : Tranche de barre.....	79
Fig. II-39 : Sollicitations aux frontières de l'échantillon.....	82
Fig. II-40 : Signaux acquis avec le système des barres de Hopkinson. La fréquence d'acquisition est de 1MHz. Avec la courbe bleue Nous avons le signal incident en positif et le signal réfléchi en négatif. Sur la courbe rouge Nous avons le signal transmit. Un signal triangle aurait été mieux.....	85
Fig. II-41 : Force entrante et force sortante pour un échantillon confiné aux barres de Hopkinson acier.....	87
Fig. II-42 : Bague avec mouchetis tel qu'utilisée dans les essais dynamiques. En rouge les zones qui sortent de la profondeur de champ de la caméra. En bleu la zone utilisable pour la mesure de déformation.....	90
Fig. II-43 : Mesure de la déformation circonférentielle de la bague. En bleu, la mesure issue de la jauge sur la bague. En rouge la mesure issue de la corrélation d'image. Chaque point rouge représente une image. Le signal a ensuite été interpolé pour permettre l'utilisation des essais dans les modèles matériaux.....	91
Fig. II-44 : Algorigramme de traitement des données pour les essais confinés aux barres de Hopkinson.....	92
Fig. II-45 : Comportement du laiton. En rouge nous avons la réponse quasi statique. En bleu, nous avons la réponse dynamique à 100 s-1[70].....	93
Fig. II-46 : Choix des bagues pour les essais confinés. La presse quasi statique nous permet deux vitesses de sollicitations. Les barres de Hopkinson nous en donnent une.....	94
Fig. III-1 : Essais de compression uni-axiale non confinée réalisés sur la cire.....	97
Fig. III-2 : Compression axiale du simulant inerte pour deux vitesses de déformations.....	98
Fig. III-3 : Échantillon E6 après compression non confinée.....	99
Fig. III-4 : Courbe de compression non confinées de l'XF-11585. Pour faciliter la lecture nous montrons trois échantillons par vitesse. Cela nous permet de souligner la reproductibilité du phénomène observé à moyenne vitesse.....	101
Fig. III-5 : Courbe de presse à vide associée aux essais moyenne vitesse.....	103
Fig. III-6 : Comparaison de la vitesse de déformation mesurée avec l'effort enregistré.....	103
Fig. III-7 : Influence du facteur de forme sur la contrainte maximale retournée par l'échantillon.....	104
Fig. III-8 : E18 est sollicité en basse vitesse (1,2 10-5 s-1) et E36 en moyenne vitesse (1,2 10-3 s-1).....	104
Fig. III-9 : Compression confinée du simulant inerte à l'INSA-CVL.....	105
Fig. III-10 : Réponse en contraintes pour les échantillons inerte en basse pression.....	107
Fig. III-11 : Réponse en contraintes pour les échantillons inerte en moyenne pression.....	107
Fig. III-12 : Réponse en contraintes pour les échantillons inerte en haute pression.....	107
Fig. III-13 : Réponse axiale pour les échantillons inerte en basse pression.....	109
Fig. III-14 : Réponse axiale pour les échantillons inerte en moyenne pression.....	109
Fig. III-15 : Réponse axiale pour les échantillons inerte en haute pression.....	109
Fig. III-16 : Réponse radiale pour les échantillons inerte en basse pression.....	110
Fig. III-17 : Réponse radiale pour les échantillons inerte en moyenne pression.....	111
Fig. III-18 : Réponse radiale pour les échantillons inerte en haute pression.....	111
Fig. III-19 : Déformation axiale et radiale pour les échantillons inerte en basse pression.....	111
Fig. III-20 : Déformation axiale et radiale pour les échantillons inerte en moyenne pression.....	112
Fig. III-21 : Déformation axiale et radiale pour les échantillons inerte en haute pression.....	112
Fig. III-22 : Réponse en pression pour les échantillons inerte en basse pression.....	114
Fig. III-23 : Réponse en pression pour les échantillons inerte en moyenne pression.....	114
Fig. III-24 : Réponse en pression pour les échantillons inerte en haute pression.....	115
Fig. III-25 : Réponse en cisaillement pour les échantillons inerte en basse pression.....	116
Fig. III-26 : Réponse en cisaillement pour les échantillons inerte en moyenne pression.....	117
Fig. III-27 : Réponse en cisaillement pour les échantillons inerte en haute pression.....	117
Fig. III-28 : Chemin de chargement. Il est découpé en 4 phases. Une mise en place avec le pré-confinement, une première phase avec l'étape 1 qui correspond au comportement élastique. Une Seconde avec l'étape 2 qui décrit la propagation de l'endommagement. Et une dernière avec l'étape 3 qui montre le critère de glissement du matériau.....	119
Fig. III-29 : Chemin de chargement pour les échantillons inerte en basse pression.....	121
Fig. III-30 : Chemin de chargement pour les échantillons inerte en moyenne pression.....	121
Fig. III-31 : Chemin de chargement pour les échantillons inerte en haute pression.....	121
Fig. III-32 : Critère de glissement du simulant inerte totalement endommagé.....	122
Fig. III-33 : Schéma de montage des capteurs additionnels sur la presse.....	123

Fig. III-34 : Compression confinée d'XF-11585 réalisées à Nexter Munitions.....	124
Fig. III-35 : Contrainte radiale en fonction de la contrainte axiale pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.....	125
Fig. III-36 : Contrainte radiale en fonction de la contrainte axiale pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.....	125
Fig. III-37 : Contrainte radiale en fonction de la contrainte axiale pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.....	126
Fig. III-38 : Contrainte radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.....	127
Fig. III-39 : Contrainte radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.....	127
Fig. III-40 : Contrainte radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.....	127
Fig. III-41 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.....	128
Fig. III-42 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.....	128
Fig. III-43 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.....	129
Fig. III-44 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.....	130
Fig. III-45 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.....	130
Fig. III-46 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.....	131
Fig. III-47 : Contrainte de Von mises en fonction de la déformation équivalente de Von Mises pour les échantillons d'XF-11585 en bas confinement.....	132
Fig. III-48 : Contrainte de Von mises en fonction de la déformation équivalente de Von Mises pour les échantillons de matériau d'XF-11585 en moyen confinement.....	133
Fig. III-49 : Contrainte de Von mises en fonction de la déformation équivalente de Von Mises pour les échantillons de matériau d'XF-11585 en haut confinement.....	133
Fig. III-50 : Contrainte de Von mises en fonction de la Pression pour les échantillons d'XF-11585 en basse pression.....	134
Fig. III-51 : Contrainte de Von mises en fonction de la Pression pour les échantillons d'XF-11585 en moyenne pression.....	135
Fig. III-52 : Contrainte de Von mises en fonction de la Pression pour les échantillons d'XF-11585 en haute pression.....	135
Fig. III-53 : Etat de glissement de l'XF-11585 totalement endommagé.....	136
Fig. III-54 : Essai de compression non confiné aux barres de Hopkinson avec le simulant inerte.....	138
Fig. III-55 : Essais de compression non confinés pour trois vitesses de déformation.....	139
Fig. III-56 : Influence de la vitesse de déformation sur le module apparent.....	139
Fig. III-57 : Influence de la vitesse de déformation sur la contrainte maximale du simulant inerte.....	139
Fig. III-58 : Essai de compression confiné en dynamique. (IN32) Sur cette image le mouchetis vient d'être pulvérisé. La bague cèdera quelques microsecondes après. Cette image est issue d'un film enregistré à 50 ki/s. Les éclats de peinture commencent à sortir du plan focal.....	140
Fig. III-59 : déformation circonférentielle de la bague mesurée par la jauge en bleu. Puis, mesuré par la corrélation d'images (points rouges), synchronisée puis interpolé sur la base de temps de l'essai.....	142
Fig. III-60 : Contrainte radiale ( $\sigma_2$ ) en fonction de la contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) pour un confinement de 30 à 60 MPa.....	143
Fig. III-61 : Contrainte radiale ( $\sigma_2$ ) en fonction de la contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) pour un confinement de 60 à 90 MPa.....	143
Fig. III-62 : Contrainte radiale ( $\sigma_2$ ) en fonction de la contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) pour un confinement de 90 à 150 MPa.....	143
Fig. III-63 : Contrainte axiale ( $\sigma_1$ ) en fonction de la déformation axiale ( $\epsilon_1$ ) pour un confinement de 30 à 60 MPa.....	144

<i>Fig. III-64 : Contrainte axiale (<math>\sigma_1</math>) en fonction de la déformation axiale (<math>\epsilon_1</math>) pour un confinement de 60 à 90 MPa.</i>	145
<i>Fig. III-65 : Contrainte axiale (<math>\sigma_1</math>) en fonction de la déformation axiale (<math>\epsilon_1</math>) pour un confinement de 90 à 150 MPa.</i>	145
<i>Fig. III-66 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour des échantillons d'inerte basse pression.</i>	146
<i>Fig. III-67 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour des échantillons d'inerte moyenne pression.</i>	146
<i>Fig. III-68 : Déformation radiale en fonction de la déformation axiale pour des échantillons d'inerte haute pression.</i>	146
<i>Fig. III-69 : Vitesse de sollicitation pour les échantillons de faible confinement.</i>	147
<i>Fig. III-70 : Vitesse de sollicitation pour les échantillons de moyen confinement.</i>	147
<i>Fig. III-71 : Vitesse de sollicitation pour les échantillons de fort confinement.</i>	147
<i>Fig. III-72 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons inerte en basse pression de confinement.</i>	148
<i>Fig. III-73 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons inerte en moyenne pression de confinement.</i>	148
<i>Fig. III-74 : Pression en fonction de la déformation volumique pour les échantillons inerte en haute pression de confinement.</i>	148
<i>Fig. III-75 : Contrainte de Von Mises en fonction de la déformation de Von Mises pour les échantillons basse pression.</i>	150
<i>Fig. III-76 : Contrainte de Von Mises en fonction de la déformation de Von Mises pour les échantillons moyenne pression.</i>	150
<i>Fig. III-77 : Contrainte de Von Mises en fonction de la déformation de Von Mises pour les échantillons haute pression.</i>	150
<i>Fig. III-78 : Chemin de chargement pour les bagues de faible épaisseur.</i>	151
<i>Fig. III-79 : Contrainte de Von mises en fonction de la pression pour les bagues de confinement moyen.</i>	152
<i>Fig. III-80 : Contrainte de Von mises en fonction de la pression pour les bagues de confinement fort.</i>	152
<i>Fig. III-81 : Dans ce graphique nous avons regroupé le critère de glissement obtenu en quasi statique et celui obtenu en dynamique. Nous avons ajouté les régressions linéaires associés à chaque critère. Pour rappel, Reg QS : <math>P \rightarrow 0,286 P + 4,08 \text{ MPa}</math> et Reg Dyn : <math>P \rightarrow 0,296 P + 44,09 \text{ MPa}</math>.</i>	154
<i>Fig. III-82 : Micro-tomographie R-X de l'échantillon IN24. Après un essai de compression confiné à l'aide d'une bague de confinement 30 MPa.</i>	156
<i>Fig. III-83 : Sur l'échantillon IN24, nous avons constaté la présence de fissures alignées avec l'angle de rupture attendu (en blanc). Nous avons également constaté la présence de pores.</i>	156
<i>Fig. III-84 : Essais de compression non confiné pour l'XF-11585 en rouge (E26-6 et E36-8), l'inerte en début de thèse en bleu et l'inerte en fin de thèse en vert.</i>	158
<i>Fig. IV-1 : En bleu, le comportement en pression du simulant inerte avec un chargement-déchargement. En rouge, le comportement en pression de l'XF-11585. Les bagues de confinement important semblent faciliter le suivi des porosités.</i>	165
<i>Fig. IV-2 : Influence de la vitesse de déformation sur le comportement en pression avec le simulant inerte.</i>	166
<i>Fig. IV-3 : Contrainte équivalent de Von Mises en fonction de la déformation radiale <math>\epsilon_2</math> en convention compression.</i>	167
<i>Fig. IV-4 : Dépendance au confinement avec l'XF-11585.</i>	167
<i>Fig. IV-5 : Comportement en cisaillement du simulant inerte avec une charge-décharge.</i>	167
<i>Fig. IV-6 : Avec les échantillons IN61 et IN67 nous constatons l'influence de la vitesse e sollicitation sur le comportement en cisaillement.</i>	167
<i>Fig. IV-7 : Ici nous suivons l'évolution de la contrainte radiale en fonction de la contrainte axiale. C'est un plan intéressant pour observer le coefficient de Poisson. La zone d'observation est repérée en rouge.</i>	169
<i>Fig. IV-8 : Ici nous suivons l'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation axiale. Ce plan nous donne le module de l'ensemble confiné. Avec le coefficient de Poisson, nous pouvons déduire le module d'Young. La zone d'observation est repérée en rouge.</i>	169
<i>Fig. IV-9 : Ici nous suivons l'évolution de la pression en fonction de la déformation volumique. Nous y déterminons le coefficient K2 qui sera utilisé dans les deux modèles. La zone d'observation est repérée en rouge.</i>	169

<i>Fig. IV-10 : Ici nous suivons l'évolution de la contrainte de Von Mises en fonction de la déformation équivalente. La zone d'observation est repérée en rouge nous permet de fixer les paramètres de l'endommagement ou de la plasticité selon le modèle.</i>	169
<i>Fig. IV-11 : Situation modèle - essai</i>	169
<i>Fig. IV-12 : Algorithme du modèle à endommagement scalaire.</i>	180
<i>Fig. IV-13 : Mesure des modules de cisaillement pour la détermination de l'endommagement.</i>	181
<i>Fig. IV-14 : Tracé de l'endommagement attendu pour trois échantillons sélectionnés.</i>	181
<i>Fig. IV-15 : Réponse en pression du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.</i>	183
<i>Fig. IV-16 : Réponse en cisaillement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.</i>	184
<i>Fig. IV-17 : Chemin de chargement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.</i>	185
<i>Fig. IV-18 : Réponse en contrainte axiale du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.</i>	185
<i>Fig. IV-19 : Réponse en contrainte radiale du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.</i>	185
<i>Fig. IV-20 : Vitesse de déformation pour la déformation volumique sur les résultats expérimentaux.</i>	186
<i>Fig. IV-21 : Réponse en pression du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.</i>	187
<i>Fig. IV-22 : Vitesse de déformation pour la déformation équivalente sur les résultats expérimentaux.</i>	188
<i>Fig. IV-23 : Réponse en cisaillement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.</i>	189
<i>Fig. IV-24 : Chemin de chargement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons de simulant inerte utilisant les mêmes paramètres.</i>	189
<i>Fig. IV-25 : Réponse en pression du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant un jeu unique de paramètres.</i>	190
<i>Fig. IV-26 : Réponse en cisaillement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant les mêmes paramètres.</i>	191
<i>Fig. IV-27 : Chemin de chargement du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant les mêmes paramètres.</i>	191
<i>Fig. IV-28 : Réponse en contrainte axiale du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant les mêmes paramètres.</i>	192
<i>Fig. IV-29 : Réponse en contrainte radiale du modèle à endommagement scalaire pour 3 échantillons d'XF-11585 utilisant les mêmes paramètres.</i>	192
<i>Fig. IV-30 : Schéma rhéologique du modèle élasto-viscoplastique.</i>	198
<i>Fig. IV-31 : Illustration du critère du lien entre le critère en cisaillement et la pression.</i>	199
<i>Fig. IV-32 : Résumé pour l'implémentation du modèle viscoplastique.</i>	202
<i>Fig. IV-33 : Réponse en pression du modèle viscoplastique pour le simulant inerte en quasi statique.</i>	204
<i>Fig. IV-34 : Réponse en pression du modèle viscoplastique avec un chargement-déchargement.</i>	205
<i>Fig. IV-35 : Réponse en cisaillement du modèle viscoplastique pour 3 échantillons de simulant inerte.</i>	206
<i>Fig. IV-36 : Réponse en cisaillement du modèle viscoplastique pour un échantillon ayant subi un chargement-déchargement.</i>	206
<i>Fig. IV-37 : Chemin de chargement du modèle viscoplastique pour 3 échantillons de simulant inerte.</i>	207
<i>Fig. IV-38 : Chemin de chargement du modèle viscoplastique avec l'échantillon IN17 ayant subi un chargement-déchargement.</i>	208
<i>Fig. IV-39 : Réponse du modèle viscoplastique selon la contrainte et déformation axiale pour trois échantillons de simulant inerte.</i>	209
<i>Fig. IV-40 : Réponse du modèle viscoplastique selon la contrainte et déformation radiale pour trois échantillons de simulant inerte.</i>	209
<i>Fig. IV-41 : Réponse du modèle viscoplastique selon la contrainte et déformation axiale pour un échantillon de simulant inerte ayant subi un chargement-déchargement.</i>	209
<i>Fig. IV-42 : Réponse du modèle viscoplastique selon la contrainte et déformation radiale pour un échantillon de simulant inerte ayant subi un chargement-déchargement.</i>	209
<i>Fig. IV-43 : Réponse en pression du modèle viscoplastique pour trois échantillons de simulant inerte en Dynamique.</i>	210

<i>Fig. IV-44 : Réponse en cisaillement du modèle viscoplastique pour trois échantillons de simulant inerte en Dynamique.</i>	211
<i>Fig. IV-45 : Chemin de chargement du modèle viscoplastique pour trois échantillons de simulant inerte en Dynamique.</i>	211
<i>Fig. IV-46 : Réponse du modèle viscoplastique en pression pour trois échantillons de l'XF-11585.</i>	212
<i>Fig. IV-47 : Réponse du modèle viscoplastique en cisaillement pour trois échantillons de l'XF-11585.</i>	213
<i>Fig. IV-48 : Réponse du modèle viscoplastique en cisaillement pour trois échantillons de l'XF-11585.</i>	214
<i>Fig. IV-49 : Retour du modèle viscoplastique sur l'axe de l'échantillon, pour trois échantillons d'XF-11585.</i>	215
<i>Fig. IV-50 : Retour du modèle viscoplastique selon le rayon de l'échantillon, pour trois échantillons d'XF-11585.</i>	215
<i>Fig. IV-51 : L'énergie entrante fournie par la presse est répartie entre l'échantillon et la bague.</i>	216
<i>Fig. IV-52 : Au sein de l'échantillon, nous redistribuons l'énergie selon les deux premiers invariants.</i>	216
<i>Fig. IV-53 : Travail en pression réparti selon différents comportement au sein du modèle.</i>	218
<i>Fig. IV-54 : Puissance en Pression répartie selon différents comportement au sein du modèle.</i>	218
<i>Fig. IV-55 : Travaux en cisaillement.</i>	220
<i>Fig. IV-56 : Puissances en cisaillement.</i>	220
<i>Fig. IV-57 : Travail de tous les comportements non négligeables inclus dans le modèle.</i>	221
<i>Fig. IV-58 : Puissance de tous les comportements non négligeables inclus dans le modèle.</i>	222
<i>Fig. IV-59 : Représentation schématique de l'influence du cisaillement sur la déformation volumique du matériau granulaire. Pendant l'écoulement les grains présents dans le matériau n'acceptent pas les mêmes déformations que la matrice. Ainsi, lorsqu'ils doivent se croiser dans un écoulement, ils se poussent (flèches vertes). Or la matrice n'est pas assez fluide pour remplir l'espace précédent des deux grains. Ainsi, nous observons une augmentation de la déformation volumique (flèche rouge).</i>	223
<i>Fig. IV-60 : Comportement en pression.</i>	226
<i>Fig. IV-61 : Comportement en cisaillement.</i>	226
<i>Fig. IV-62 : Chemin de chargement</i>	226
<i>Fig. IV-63 : Réponse axiale de l'échantillon.</i>	226
<i>Fig. IV-64 : Réponse radiale de l'échantillon.</i>	226
<i>Fig. 0-1 : Schéma de la bague.</i>	230
<i>Fig. 0-2 : Déplacement du vecteur PN vers P'N' selon <math>u_r</math>, pour la déformation radiale.</i>	231
<i>Fig. 0-3 : Déplacement du vecteur PN vers P'N' selon <math>u_\theta</math>, pour la déformation circonférentielle.</i>	231
<i>Fig. 0-4 : Pendant la phase de plastification, la zone plastifiée se propage du centre vers la périphérie de la bague. L'interface entre la zone élastique et la zone plastique est repérée par le rayon <math>R_p</math>.</i>	236

## Liste des Tableaux

Tab. I-1 : Composition de l'XF-11585.....	14
Tab. I-2 : Caractéristiques élastiques de le TNT en compression non confinée. ....	16
Tab. I-3 : Caractéristiques élastiques de le TNT en compression confinée. ....	16
Tab. I-4 : Dépendance à la température et à la vitesse de déformation du TNT.....	17
Tab. I-5 : Caractéristiques élastiques du RDX.....	19
Tab. I-6 : Sensibilités comparées du TNT, du RDX et de l'ONTA. Les trois matériaux étant classés IHE.....	20
Tab. I-7 : Caractéristiques Mécaniques des différents composants de l'XF-11585.....	22
Tab. I-8 : Température de fusion et d'autoallumage des composants pyrotechniques de l'F-11585.....	32
Tab. I-9 : Liste des Fonctions Principales et de contrainte liées au simulant inerte .....	35
Tab. I-10 : Composition retenue pour le Simulant inerte.....	37
Tab. II-1 : Résumé du comportement élastoplastique de la bague.....	52
Tab. II-2 : Moyens de compression quasi statiques utilisés.....	56
Tab. II-3 : Différents ajustent d'usinage.....	61
Tab. II-4 : Description des barres utilisées.....	77
Tab. II-5 : Constantes mécaniques du laiton.....	93
Tab. II-6 : Dimension des bagues de confinement passif.....	94
Tab. III-1 : Essais non confinés réalisés.....	96
Tab. III-2 : Echantillons de Cire testés.....	97
Tab. III-3 : Résultat des compressions non confinées pour la Cire utilisée dans la matrice de l'inerte.....	97
Tab. III-4 : Echantillons de simulant inerte testés.....	98
Tab. III-5 : Résultat des compressions non confinées du simulant inerte.....	99
Tab. III-6 : Echantillon utilisés dans les essais de compression non confinés.....	100
Tab. III-7 : Résultat des compressions non confinées de l'XF-11585.....	103
Tab. III-8 : Echantillons d'inertes comprimés en quasi statique à 1 E-5 s-1. Les échantillons marqués d'une étoile ont subis un chargement déchargement.....	105
Tab. III-9 : Coefficients de Poisson et module d'Young pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par $\nu$ et le module d'Young par E. Ce dernier est exprimé en MPa.....	108
Tab. III-10 : Pentas relevées pour les différents niveaux de pression.....	112
Tab. III-11 : Modules de compression isostatiques mesurés en GPa. Les valeurs marquées d'une étoile sont mesurées après le cycle de chargement-déchargement.....	114
Tab. III-12 : Modules de cisaillement mesurés en MPa. Les valeurs marquées d'une étoile sont mesurées après le cycle de chargement-déchargement.....	117
Tab. III-13 : Coefficients de Poisson et pente œdométrique pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par $\nu$ et la pente œdométrique par C.....	121
Tab. III-14 : Dans ce tableau nous avons regroupé les pressions et contraintes de Von Mises associées à chacun des essais retenus. Certains essais sont laissés de côté car le critère n'a pas été atteint ou la bague ne s'est pas plastifiée.....	122
Tab. III-15 : Echantillons de compression confinée pour l'XF-11585. La position dans la coulée est repérée par un numéro de tranche. 1 = bas, 8 = haut.....	123
Tab. III-16 : Coefficients de Poisson et module d'Young pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par $\nu$ et le module d'Young par E en GPa.....	126
Tab. III-17 : Modules de compression isostatiques mesurés en GPa.....	131
Tab. III-18 : Dans ce tableau nous avons utilisé les essais de fort confinement pour obtenir les déformations et pression associées aux modèles de matériaux agrégataires tel que Johnson Holmquist, RHT ou MHJC. Les informations de ce tableau sont utilisées dans la Fig. III-46 sous la dénomination MHJC.....	131
Tab. III-19 : Modules de cisaillement mesurés en MPa.....	133
Tab. III-20 : Coefficients de Poisson et pente œdométrique pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par $\nu$ et la pente œdométrique par C.....	135
Tab. III-21 : Dans ce tableau nous avons regroupé les pressions et contraintes de Von Mises associées à chacun des essais retenus. Certains essais sont laissés de côté car le critère n'a pas été atteint ou la bague n'a pas plastifiée.....	136
Tab. III-22 : Caractéristiques élastiques de l'XF-11585 déduites de la compression confinée. [MPa]. Le Poedo correspond à la pente œdométrique dans le plan du chemin de chargement.....	137

Tab. III-23 : Comportement en pression décrit par un formalisme compatible avec les modèles numériques. [MPa].....	137
Tab. III-24 : Echantillons de simulant inerte testés en non confinés pour trois vitesses de déformation. ....	140
Tab. III-25 : Résultat des compressions non confinées du simulant inerte. ....	140
Tab. III-26 : Dans ce tableau nous avons regroupé par niveau de pression les échantillons de simulant inerte gardé après les essais dynamiques. ....	141
Tab. III-27 : Coefficients de Poisson et module d'Young pour les différents niveaux de pression. Le coefficient de Poisson est repéré par $\nu$ et le module d'Young par $E$ en GPa. ....	145
Tab. III-28 : Modules de compression volumique mesurés en GPa. ....	149
Tab. III-29 : Modules de cisaillement mesurés en GPa. ....	150
Tab. III-30 : Pente œdométrique et coefficient de Poisson issus du chemin de chargement. ....	152
Tab. III-31 : Dans ce tableau nous avons regroupé les pressions et contraintes de Von Mises associées à chacun des essais retenus. Certains essais sont laissés de côté car le critère n'a pas été atteint ou la bague n'a pas plastifiée. ....	153
Tab. III-32 : Erreurs relevées en pression et contrainte de Von Mises pour le critère de glissement du simulant inerte. ....	153
Tab. III-33 : Caractéristiques élastiques du simulant inerte déduites de la compression confinée quasi statique. [MPa].....	153
Tab. III-34 : Caractéristiques élastiques du simulant inerte déduites de la compression confinée dynamique. [MPa].....	154
Tab. III-35 : Comparaison des caractéristiques élastique de l'inerte et de l'XF-11585. L'inerte a évolué au cours de la thèse d'où une colonne dédiée à l'inerte en début de thèse et une autre dédiée à l'inerte en fin de thèse. ....	158
Tab. III-36 : Caractéristiques élastiques du simulant inerte déduites de la compression confinée quasi statique. [MPa].....	160
Tab. IV-1 : Variables d'état du modèle. ....	171
Tab. IV-2 : Paramètres utilisés pour modéliser le simulant inerte et l'XF-11585. ....	182
Tab. IV-3 : Echantillons sélectionnés pour tester le modèle. ....	182
Tab. IV-4 : Variables d'état du modèle. ....	194
Tab. IV-5 : Variables de flux du modèle. ....	194
Tab. IV-6 : Paramètres utilisés avec le modèle viscoplastique. ....	203
Tab. IV-7 : Expression des puissances et travail en pression. ....	217
Tab. IV-8 : Expression des puissances et travail en cisaillement. ....	219
Tab. 0-1 : Résumé des calculs précédents. ....	241



## RÉSUMÉ

Le besoin de munitions insensibles a favorisé l'émergence de trois familles d'explosifs. Les PBX et comprimés, plus répandus, sont davantage étudiés. Or NEXTER Munitions souhaite affiner sa compréhension des coulés fondus. Ainsi, l'entreprise a lancé ces travaux sur le comportement mécanique de l'XF-11585 dans un espace de sollicitations représentatif du contexte munitionnaire.

Dans ces travaux, nous avons formulé un simulant inerte morphologiquement représentatif de la famille des XF. Ce simulant inerte s'avère être mécaniquement représentatif pour le comportement en compression et en cisaillement. Nous proposons des pistes d'amélioration sur sa formulation et sa mise en œuvre destinées à faciliter son usage et sa similarité avec la famille des XF.

Puis, nous avons sélectionné les sollicitations critiques dans le cycle de vie de la munition. En nous inspirant des études précédentes, nous avons reproduit le confinement imposé par l'enveloppe à l'aide d'un confinement passif adapté aux règles de sécurité autour de l'XF-11585. Ensuite, nous avons porté ce dispositif de la presse quasi statique aux barres de Hopkinson afin de reproduire le chargement dynamique vu par la munition lors du coup de canon. Pour une telle adaptation, nous avons introduit une mesure complémentaire à l'aide d'une caméra rapide et de la corrélation d'images.

Avec l'ensemble de ces dispositifs, nous avons exploré les réponses mécaniques de l'XF-11585 et de son simulant inerte. Les résultats obtenus mettent en avant les comportements communs entre les deux matériaux. Pour la partie isotrope du comportement, nous observons la fermeture des pores dès les faibles pressions. Pour la partie déviatoire, nous constatons que la résistance en cisaillement se dégrade sous sollicitation. Une fois endommagé, il existe des glissements internes dans les deux matériaux. On note une cohésion résiduelle pour l'XF-11585.

Enfin, nous avons illustré ce comportement à l'aide de deux modèles mécaniques. Le premier propose une interprétation simplifiée à l'aide d'une variable d'endommagement scalaire qui est un indicateur de l'état du matériau. Le second combine viscoélasticité, dilatance et viscoplasticité. Il permet de décrire plus précisément les déformations et d'accéder à l'énergie dissipée qui peut servir aux calculs thermomécaniques.

**Mots-clés :** Coulé Fondu, Comportement mécanique, Compression confinée, Sollicitations Dynamiques, Matériau énergétique.

## SUMMARY

The need for insensitive ammunition has favored the emergence of three families of explosives. PBX and compressed explosives are widespread and further studied. However, NEXTER Munitions want to refine its understanding of melt cast explosives. Thus, the company launched this work on the mechanical behavior of the XF-11585 for solicitation representative of the ammunition's lifecycle.

In this work, we designed an inert simulant morphologically representative of the XF family. This inert simulant proves to be mechanically representative for the compression and shear behavior. We propose ways to improve its formulation and implementation in order to facilitate its use and increase its similarity to the XF family.

Then, we looked for the critical loads in the lifecycle of the ammunition. Based on previous studies, we have replicated envelope containment with passive containment ring around the XF-11585. We took this device from the quasi-static press to Hopkinson's bars to reproduce the dynamic loading seen by the ammunition during the gun. For such an adaptation, we introduced a complementary measurement using a fast camera and Digital Image Correlation.

With all these devices, we explored the mechanical responses of the XF-11585 and its inert simulant. The results obtained highlight the common behaviors between the two materials. For the isotropic part of the behavior, we observe the closing of the pores at low pressures. For the deviatoric part, we find that the solicitation degrades the shear strength. Once damaged, internal slips appear in both materials. Residual cohesion is observed for XF-11585.

Finally, we illustrated this behavior using two mechanical models. The first proposes a simplified interpretation based on scalar damage variable which is an indicator of the state of the material. The second combine viscoelasticity, dilatancy and viscoplasticity. It makes it possible to better describe the deformations and to access the dissipated energy for thermomechanical calculations.

**Keywords:** melt cast, mechanical behavior, confined compression, dynamic compression and energetic material.