AVERTISSEMENT

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

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

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

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

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4
Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10
http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php
http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm

Caractérisation thermomécanique et détermination de lois de comportement de revêtements abradables de compresseurs basse et haute pression de turboréacteurs pour de larges gammes de vitesses de déformation et de températures

THÈSE

présentée et soutenue le 17 Décembre 2019

pour l'obtention du

Doctorat de l'Université de Lorraine

(mention Mécanique des Matériaux)

par

Stéphane SKIBA

MANUSCRIT CONFIDENTIEL

Membres du jury

Philippe Dufrénoy	(Univ. de Lille)	*Rapporteur*
Laurent Stainier	(Centrale Nantes)	*Rapporteur*
Madalina Calamaz	(ENSAM de Bordeaux)	*Examinatrice*
Mohammed Nouari	(Mines Nancy)	*Examinateur*
Sylvain Philippon	(ENIM)	*Directeur*
Laurent Faure	(Univ. de Lorraine)	*Codirecteur*
Jessica Papasidero	(Safran Aircraft Engines)	*Invitée*
Guillaume Chassaing	(Safran Aircraft Engines)	*Invité*

Laboratoire d'**E**tude des **M**icrostructures et de **M**écanique des **M**atériaux (**LEM3**)
École Nationale d'Ingénieurs de Metz
1 Route d'Ars Laquenexy BP65820
57070 Metz, France

INTRODUCTION

Cette thèse CIFRE a été réalisée au sein du *Laboratoire d'Étude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux* (LEM3) de Metz en convention avec l'entreprise *Safran Aircraft Engines* (SAE). L'équipe *Thermomécanique du Contact Rapide* du LEM3, dirigée par Sylvain Philippon, travaille avec le monde aéronautique depuis plus d'une dizaine d'années sur la thématique des interactions aubes/abradable. Ces interactions se produisent dans le turboréacteur entre le revêtement abradable et les aubes tournantes à haute vitesse. Du point de vue du revêtement, la sollicitation est complexe, où des états de compression, traction et cisaillement dynamique se conjuguent sous des températures élevées.

À ce jour, la compréhension de ces interactions aubes/abradable est offerte par le biais de bancs expérimentaux recréant des phénomènes d'interactions simplifiés. La réalité de ces interactions au sein du turboréacteur peut être envisagée dans des modèles numériques. Cependant, la connaissance du comportement thermomécanique des matériaux abradables nécessaire pour cette approche n'est pas entièrement maitrisée.

Pour enrichir la compréhension de ces interactions extrêmes, un nouvel axe de recherche a été initié au sein de l'équipe *Thermomécanique du Contact Rapide*. ce dernier ambitionne d'apporter de nouvelles connaissances sur le comportement thermomécanique des revêtements abradables. Ces connaissances, cruciales dans la modélisation des interactions aubes/abradable, sont difficiles à obtenir car elles font face à deux verrous technologiques. Premièrement, il est complexe d'effectuer des essais de caractérisation thermomécanique sur les matériaux abradables. Deuxièmement, les conditions expérimentales à reproduire lors de ces essais sont extrêmes en terme de température et de vitesse de chargement. Outrepasser ces verrous est indispensable afin que la caractérisation soit représentative de l'interaction aubes/abradables se produisant dans le turboréacteur.

Les travaux présentés dans ce manuscrit focalisent sur le besoin de caractérisation du comportement thermomécanique des matériaux abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN. Le travail expérimental s'est appuyé sur le développement de techniques liées à l'utilisation de barres d'Hopkinson permettant de réaliser des essais en compression dynamique et en température. Des vitesses de déformation et des températures rarement atteintes lors d'essais de caractérisation thermomécanique

offrent l'occasion d'appréhender de façon inédite le comportement de revêtements abradables. En complément de cette caractérisation sous chargement de compression dynamique, d'autres essais sont proposés afin d'élargir les gammes de sollicitation et de vitesse de chargement. Se basant sur les résultats obtenus en compression, des modèles de comportement thermomécanique sont formulés et décrivent la réponse en compression de chacun des matériaux abradables. Celle-ci est proposée pour une large plage de vitesse de déformation variant de $10^{-3}s^{-1}$ à $10^{3}s^{-1}$ et pour des températures allant de l'ambiante à la température maximale d'utilisation de ces matériaux dans les turboréacteurs.

Le **premier chapitre** pose le contexte de l'étude en présentant tout d'abord le rôle des matériaux abradables au sein des turboréacteurs. Les températures maximales d'utilisation des deux matériaux de l'étude sont ainsi définies tout comme les phénomènes d'interaction y prenant part. Les moyens expérimentaux mis en œuvre pour caractériser ces interactions sévères entre aubes et revêtement abradable sont ensuite abordés. Les limites de ces dispositifs permettent d'introduire la modélisation des interactions par approche numérique. Ces approches mettent en évidence le besoin de lois de comportement thermomécanique des matériaux abradables. Les conditions de chargement dites représentatives des interactions sont ainsi définies au travers de ces approches. Les travaux de caractérisation entrepris par la suite doivent prendre en compte ces conditions en terme de type de sollicitation, de vitesse de chargement et de température.

Le **deuxième chapitre** traite des moyens mis en œuvre pour lever le premier verrou technologique de ces travaux : la fabrication d'éprouvettes en matériaux abradables. Le revêtement abradable traité jusqu'alors de façon macroscopique sera abordé de façon plus fine. Sa structure interne ainsi exposée met en avant les difficultés inhérentes à l'obtention d'éprouvettes à partir de ce type de matériau. Un état de l'art sur la fabrication d'éprouvettes en matériau abradable est ensuite proposé. Celui-ci introduit la méthode appliquée pour tous les échantillons de ces travaux. Le Volume Élémentaire Représentatif (VER) des deux matériaux de l'étude est défini en s'appuyant sur des observations tomographiques. La valeur de ce VER au regard des dimensions des éprouvettes utilisées lors d'essais de caractérisation valide l'hypothèse d'une réponse macroscopique du matériau. La méthode de fabrication des éprouvettes utilisée dans le cadre de ces travaux est finalement détaillée ; elle a rendu possible la suite du projet.

Le **troisième chapitre** introduit le dispositif de barres d'Hopkinson en tant que moyen de caractérisation répondant au besoin décrit dans le premier chapitre. Le fonctionnement de ce dispositif est traité dans un premier temps avant d'entreprendre un état de l'art sur son utilisation pour les matériaux abradables. Afin de montrer la robustesse du travail de caractérisation thermomécanique en conditions représentatives de matériaux abradables présenté dans ce manuscrit, les limites de ces travaux sont soulignées. Les méthodes expérimentales mises en œuvre durant ces travaux sont abordées. La maîtrise des conditions d'essais est présentée avant d'aborder leur traitement. La vérification d'une hypothèse nécessaire au traitement des essais sur barres d'Hopkinson fera l'objet d'une attention particulière.

Comme évoqué précédemment, la réalité du chargement réel est complexe et superpose plusieurs types de sollicitations. Le **quatrième chapitre** présente donc des essais qui ont été réalisés hors des

conditions représentatives afin d'appréhender le comportement thermomécanique des abradables dans des conditions de chargement différentes. La mise en œuvre d'essais de compression quasi statique et de cisaillement dynamique est traitée. En complément, des essais de chargement complexe, dits essais brésiliens, sont appliqués sur des matériaux abradables. De façon à permettre l'exploitation des essais de chargement complexe, une procédure d'analyse des champs de déformation par corrélation d'image est présentée. Cette technique est testée sur un matériau connu afin de montrer son fonctionnement avant d'être appliquée aux matériaux abradables.

Le **cinquième chapitre** présente finalement l'ensemble des résultats expérimentaux se basant sur les outils mis en place dans les trois chapitres le précédant. Tandis que le **sixième chapitre** propose des modèles du comportement thermomécanique macroscopique à partir des résultats obtenus lors des études en compression. Une stratégie de modélisation se basant sur un algorithme d'optimisation permet d'identifier les paramètres de lois décrivant de façon optimale la totalité des essais expérimentaux de ces travaux. Plusieurs formulations de modèles sont proposées jusqu'à aboutir à une modélisation permettant de traduire les sensibilités à la vitesse de déformation et à la température observées.

TABLE DES MATIÈRES

1 Contexte de l'étude : caractérisation des interactions aubes/abradable **11**

1.1 Rôle du revêtement abradable dans le turboréacteur 12

1.2 Reproduction expérimentale des interactions aubes/abradable 15

1.3 Modélisation des interactions aubes/abradable 19

1.4 Conclusion 24

2 Du revêtement abradable à l'éprouvette **25**

2.1 Méthode d'obtention des revêtements abradables 26

2.2 Analyse de la microstructure vierge des abradables 29

2.2.1 Principe de la mesure tomographique 29

2.2.2 Définition du VER de l'abradable AlSi-PE 30

2.2.3 Définition du VER de l'abradable CoNiCrAlY-hBN 34

2.3 État de l'art sur la préparation d'éprouvettes d'abradable 35

2.4 Protocole d'obtention d'éprouvettes 38

2.5 Conclusion 42

3 Méthode de caractérisation thermomécanique des abradables en conditions représentatives **45**

3.1 Banc d'essai des barres d'Hopkinson 46

3.2 État de l'art sur les techniques expérimentales de caratérisation thermomécanique dynamique appliquées aux matériaux abradables 55

3.3 Essais de compression dynamiques sur barres d'Hopkinson des matériaux abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN 58

3.3.1 Caractéristique du dispositif expérimental 58

3.3.2 Essais sur matériaux abradables 67

3.4 Conclusion 79

4 Méthode de caractérisation du comportement thermomécanique pour d'autres types de chargement **81**

4.1 État de l'art sur les techniques expérimentales pour les essais quasi statiques appliqués aux matériaux abradables . . . 82
4.2 Les techniques expérimentales pour les différents types de chargement . . . 84
4.2.1 Chargement simple : compression quasi statique . . . 85
4.2.2 Chargement complexe : cisaillement dynamique sur éprouvette à double cisaillement . . . 86
4.2.3 Chargement complexe : essai brésilien dynamique . . . 90
4.3 Mesure des champs de déformation . . . 94
4.3.1 Calibration de chaîne d'acquisition optique . . . 95
4.3.2 Analyse par corrélation d'image . . . 99
4.4 Conclusion . . . 103

5 Comportement thermomécanique des abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN **105**

5.1 État de l'art sur les résultats des études du comportement thermomécanique des abradables . . . 106
5.2 Comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE . . . 109
5.2.1 Chargement de compression . . . 109
5.2.2 Chargement de traction indirecte . . . 124
5.2.3 Chargement de cisaillement dynamique . . . 131
5.3 Comportement thermomécanique de l'abradable CoNiCrAlY-hBN . . . 135
5.4 Conclusion . . . 145

6 Modélisation macroscopique du comportement thermomécanique en compression des abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN **147**

6.1 Stratégie d'identification de lois de comportement . . . 148
6.2 Modélisation du comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE . . . 150
6.2.1 Modèles de type bilinéaire . . . 150
6.2.2 Modèles de type Johnson-Cook . . . 158
6.3 Modélisation du comportement thermomécanique de l'abradable CoNiCrAlY-hBN . 164
6.3.1 Modèles de type bilinéaire . . . 164
6.4 Conclusion . . . 167

7 Conclusion et perspectives **169**

7.1 Conclusion . . . 169
7.1.1 Avancée dans l'étude du comportement des matériaux abradables . . . 170
7.1.2 Résultats des travaux sur l'abradable AlSi-PE . . . 171
7.1.3 Résultats des travaux sur l'abradable CoNiCrAlY-hBN . . . 172
7.2 Perspectives . . . 173

7.2.1 Chargement simple : traction quasi statique 174
7.2.2 Critère d'endommagement basé sur la microstructure 175

Bibliographie **181**

A Essais interrompus sur barres d'Hopkinson **189**
A.1 Masse rigide 189
A.2 Piège à onde 192
A.3 Choix d'une solution technologique 195

CHAPITRE 1

CONTEXTE DE L'ÉTUDE : CARACTÉRISATION DES INTERACTIONS AUBES/ABRADABLE

1.1 Rôle du revêtement abradable dans le turboréacteur 12

1.2 Reproduction expérimentale des interactions aubes/abradable 15

1.3 Modélisation des interactions aubes/abradable 19

1.4 Conclusion 24

Afin de répondre aux normes du secteur aéronautique de plus en plus contraignantes, les fabricants de turboréacteurs cherchent à développer des moteurs toujours plus performants, consommant toujours moins de carburant et ayant un impact toujours plus faible sur l'environnement. Jusqu'à aujourd'hui, divers leviers technologiques ont permis une amélioration continue du rendement global des turboréacteurs. Ce rendement étant directement lié aux températures et pressions maximales atteignables en sortie de chambre de combustion, l'introduction de barrières thermiques en céramique protégeant les organes internes des températures toujours plus extrêmes a permis d'améliorer l'efficacité globale des turboréacteurs. Néanmoins, les meilleurs moyens d'atteindre cet objectif s'avèrent être la réduction de la masse embarquée et la diminution des fuites inter-étages. Le premier a été rendu possible grâce à l'exploitation de matériaux ayant toujours un meilleur rapport entre leurs propriétés mécaniques et leurs masses. Le deuxième moyen, étant la diminution des fuites inter-étages, est détaillé dans ce chapitre afin d'introduire le revêtement abradable sur lequel focalise ce manuscrit.

Les phénomènes sévères d'interaction entre les aubes du turboréacteur et ce matériau fixent les contours de cette étude où les conditions réelles d'interaction sont ainsi décrites. Les travaux de caractérisations expérimentales et numériques des interactions aubes/abradable sont enfin abordés afin de souligner le bien-fondé d'une étude du comportement thermomécanique des matériaux abradables.

En effet, les dispositifs expérimentaux traitant des interactions aubes/abradable montrent des limites dans la reproduction de la réalité des phénomènes du turboréacteur. Sur un même dispositif expérimental, il est complexe de reproduire les températures élevées, les vitesses d'interactions extrêmes et les effets vibratoires caractéristiques des interactions se produisant dans le turboréacteur. Les approches numériques quant à elles permettent de reproduire ces conditions mais nécessitent la connaissance du comportement thermomécanique des matériaux en présence. C'est dans ce contexte que la connaissance du comportement thermomécanique des revêtements abradables devient un point crucial. L'étude focalise ainsi sur le matériau abradable et non sur la globalité du couple aubes/abradable.

1.1 Rôle du revêtement abradable dans le turboréacteur

En 1974, des études démontraient déjà que l'augmentation du jeu entre les aubes et le carter diminuait le rendement du moteur [Ludwig and Johnson, 1974]. Les fuites inter-étages causées par les jeux fonctionnels sont en effet responsables de la diminution des performances des parties compresseur et turbine du moteur. Dans le compresseur, les fuites entre les étages réduisent directement le rapport de compression des gaz avant la chambre de combustion. Dans la turbine, les pertes inter-étages ne participent pas à la mise en rotation des arbres moteurs. Ce même type de perte se retrouve également entre les arbres tournants et le carter et contribuent encore à la perte du rendement global. Diminuer le jeu entre le rotor et le stator est par conséquent le meilleur moyen d'améliorer le rendement global du turboréacteur dans une perspective coût-efficacité [Hendricks et al., 2005]. Cette diminution du jeu est un enjeu de grande importance pour les fabricants de turboréacteurs.

Les motoristes ont ainsi mis au point des joints dynamiques aux rôles multiples. Ils limitent les fuites inter-étages du compresseur et de la turbine en réduisant le jeu rotor/stator. Ils assurent également que la proximité ainsi induite des parties fixes et tournantes ne nuit pas à l'intégrité du réacteur. L'objectif est d'autoriser exclusivement l'usure d'une des deux parties lorsqu'il y a un contact entre ces dernières. Dans le cas des fuites entre les aubes et le carter, les joints dynamiques sont des systèmes composés de ces aubes mobiles (notamment leur extrémité) et d'un revêtement sacrificiel déposé sur le carter (figure 1.1). Dans le cas des fuites entre les arbres et le carter, ce sont des joints dits labyrinthes qui permettent d'améliorer l'étanchéité entre les parties fixes et mobiles (figure 1.2). Ceux-ci se composent de lames pouvant interagir avec la partie sacrificielle. L'interface dite sacrificielle troque son intégrité contre le bon fonctionnement du système [Hendricks et al., 2005]. L'autre interface doit être capable d'entrer en interaction avec la première sans engendrer d'efforts menant à l'endommagement des pièces mécaniques du moteur, notamment les aubes. La perte d'une aube est un phénomène critique pour le turboréacteur menant généralement à sa ruine.

La partie sacrificielle peut présenter différentes morphologies synthétisées figures 1.1 et 1.2, incluant des structures en nid d'abeilles ou des métaux à faible résistance en cisaillement [Hendricks et al., 2005]. Une classe spécifique de matériau, appelée matériau abradable, peut aussi remplir cette fonction dans le cadre du joint aubes/abradable (figure 1.1.a) mais également dans celui du joint labyrinthe (figure 1.2.c).

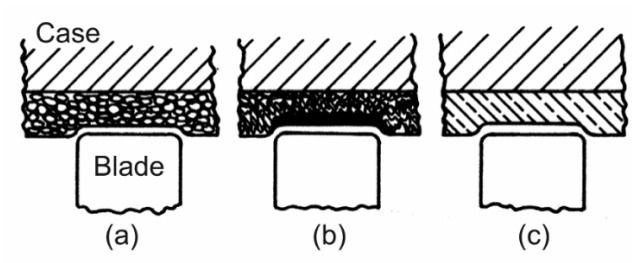


FIGURE 1.1 – Différentes natures de partie sacrificielle du joint d'étanchéité dynamique aubes/abradable utilisées dans les étages du compresseur ; a) matériau abradable ; b) autre matériau poreux ; c) matériau à faible résistance en cisaillement [Hendricks et al., 2005]

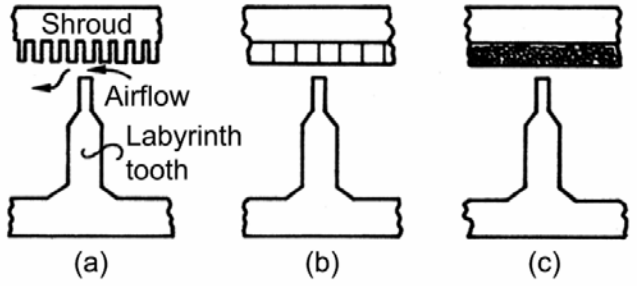


FIGURE 1.2 – Différentes natures de partie sacrificielle du joint d'étanchéité dit labyrinthe utilisées dans les étages du compresseur ; a) surface rainurée ; b) structure en nid d'abeille c) matériau poreux (abradable ou autre) [Hendricks et al., 2005]

Un matériau abradable doit posséder deux propriétés principales, à savoir une bonne abradabilité et une bonne résistance à l'érosion. D'une part, il doit être capable de s'user préférentiellement face à un corps mobile, ce qui définit l'abradabilité. Le corps mobile étant dans ce cas une aube tournante à haute vitesse. D'autre part, il doit résister à l'érosion provoquée par le flux de gaz circulant dans le moteur et pouvant être chargé en particules. Ces deux caractéristiques antagonistes soumettent l'élaboration de matériaux abradables à un compromis de propriétés inévitable.

Différents matériaux abradables sont utilisés en fonction de la température dans laquelle ils évoluent (figure 1.3) et il en est de même pour les matériaux composant les aubes complétant le joint dynamique [Wilson, 2011]. Dans les premiers étages du turboréacteur et notamment celui de la soufflante (*fan* en anglais), des abradables à matrice polymère peuvent être utilisés car la température de l'environnement reste assez faible. Fonctionnant dans le compresseur basse pression (abrégé en CoBP ou LPC en anglais pour *Low Pressure Compressor*), où la température évolue jusqu'à 400 °C [Dorfman et al., 2002], les matrices métalliques à base aluminium-silicium sont reconnues comme ayant de très bonnes performances en terme d'abradabilité face à des aubes en alliage de titane. Dans le compresseur haute pression (abrégé en CoHP ou HPC en anglais pour *High Pressure Compressor*), où les températures atteignent 750 °C [Dorfman et al., 2002], les matrices MCrAlY [1] sont largement utilisées. Ce type de matériau abradable est dérivé des couches d'accroche utilisées comme barrières thermiques dans les étages de la turbine grâce à sa tenue à la température. Afin de lui conférer des propriétés d'abradabilité et de l'utiliser en tant que partie sacrificielle d'un joint d'étanchéité dynamique, des porosités y ont été incorporées [Hendriks et al., 2011]. Ces porosités sont obtenues par l'ajout d'une phase polymère lors de la projection du revêtement que l'on élimine ensuite par pyrolyse. Dans les étages des turbines (en anglais HPT pour *High Pressure Turbine*), et ce considérant les températures environnantes,des barrières thermiques modifiées sont utilisées. Cette famille correspond aux matrices à base céramique dans lesquelles, comme pour les revêtements MCrAlY, des porosités sont créées lors de l'élaboration du revêtement afin d'obtenir une meilleure abradabilité.

Les travaux décrits dans ce manuscrit concernent deux matériaux abradables. Le premier prove-

1. (la lettre M pouvant signifier cobalt et/ou nickel de symbole respectif Co et Ni)

nant du CoBP est un abradable de type AlSi-PE et le deuxième est un matériau abradable à base cobalt de type CoNiCrAlY-hBN-PE où la phase polymère a été pyrolysée afin d'introduire des porosités, sa composition finale devenant alors CoNiCrAlY-hBN. Les conditions représentatives de fonctionnement en terme de température maximale de fonctionnement dans le turboréacteur de ces deux revêtements abradables ont été définies précédemment. Elles corroborent les données des fiches produits à savoir entre 325 °C et 350 °C [Oerlikon Metco, 2017] pour l'abradable AlSi-PE et 750 °C pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN [Metco, 2014].

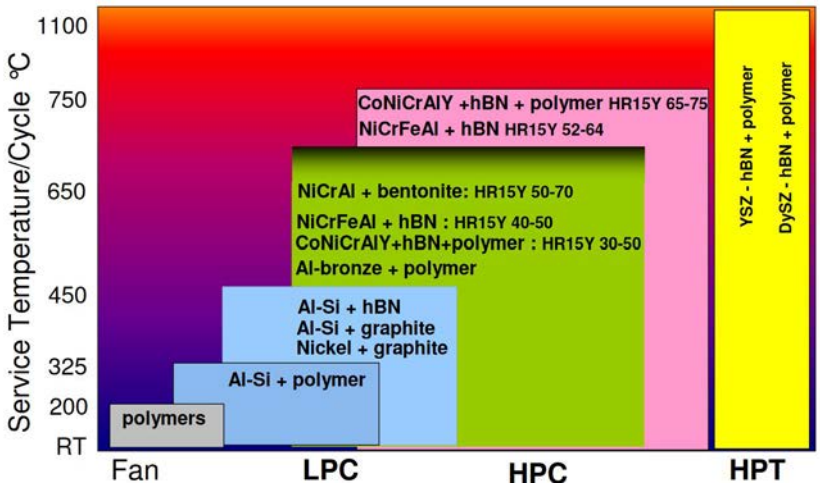


FIGURE 1.3 – Différentes familles d'abradables en fonction des étages d'utilisation et de leurs températures de service [Wilson, 2011]

Synthèse des points clés

Des joints d'étanchéité dynamiques sont utilisés dans les turboréacteurs afin d'améliorer le rendement global en réduisant les jeux fonctionnels entre le rotor et le stator. La proximité ainsi permise entre les aubes tournant à haute vitesse et le carter augmente fortement la probabilité de contact sévères. En conséquence, le joint d'étanchéité a également pour but d'accommoder ces violentes interactions de manière à garantir l'intégrité du turboréacteur lors de phénomènes de touche. Au regard des faibles jeux fonctionnels atteints à ce jour, les interactions ne sont désormais plus considérées comme des phénomènes exceptionnels et accidentels mais comme faisant partie intégrante de la vie du moteur. Leur accommodation par le joint d'étanchéité est devenue une des caractéristiques critiques des joints dynamiques dès leur conception. Par conséquent, l'évaluation de l'efficacité des joints d'étanchéités dynamiques est un point crucial pour les motoristes, et par extension la compréhension des interactions aubes/abradable l'est également.

Les deux matériaux abradables de l'étude ont été ciblés ainsi que certaines conditions caractérisant l'interaction aubes/abradable lorsque celle-ci se produit au coeur du turboréacteur. La température dans laquelle évolue chacun d'eux a ainsi été définie. Le premier revêtement de l'étude, l'abradable AlSi-PE, est utilisé dans le CoBP où la température peut atteindre 350 °C. Alors que le deuxième, l'abradable CoNiCrAlY-hBN, est localisé dans le CoHP où les températures peuvent atteindre 750 °C.

1.2 Reproduction expérimentale des interactions aubes/abradable

Afin d'évaluer l'efficacité de leurs joints dynamiques lors d'interaction aubes/abradable, les motoristes ne peuvent pas s'appuyer entièrement sur des observations conduites sur des turboréacteurs en fonction. Ces investigations sont en effet très complexes à mettre en œuvre. Des observations post-mortem sont cependant possibles sur des turboréacteurs ayant fonctionnés. Ces observations ont mis en évidence les différents modes d'interaction se produisant réellement au cœur du moteur [Borel et al., 1989]. Cependant, ces investigations réalisées sur des moteurs déjà en fonction ne permettent pas de tester de nouveaux couples aubes/abradable et/ou pour des conditions d'interaction différentes. En effet, ces conditions de température et de vitesse d'interaction sont directement liées à l'architecture du turboréacteur. Le besoin d'optimiser les joints existants et d'en développer de nouveaux a donc naturellement mené à la conception de banc expérimentaux simulant des interactions aubes/abradable.

En recréant des portions de turboréacteur à échelle réelle, il est possible de s'approcher de l'environnement du moteur tout en conduisant des essais en laboratoire [Millecamps et al., 2009; Reiss, 2010]. Ce type d'essai est néanmoins très demandant en terme de moyens et de temps de préparation, par conséquent cela limite le nombre d'essais réalisables. Il présente cependant l'intérêt de servir de validation finale à des joints en étant au plus proche du cas réel. Préalablement, ces joints ont montré leur efficacité sur les bancs expérimentaux plus simples à mettre en œuvre et décrits par la suite.

Pour se substituer aux essais sur moteurs très couteux et complexes à mettre en œuvre, tout en restant le plus représentatif possible des conditions réelles, une multitude de bancs rotatifs ont été développés [Bounazef and Guessasma, 2007; Dadouche et al., 2008; Delebarre et al., 2014; Fois et al., 2013; Haijun et al., 2017; Mandard et al., 2015; Padova et al., 2003; Rathmann et al., 2007; Stringer and Marshall, 2012; Watson and Marshall, 2018; Xue et al., 2018]. Des corrélations entre les mécanismes d'usure mis en jeu sur des moteurs et sur ce type de banc expérimental, réalisées par [Borel et al., 1989], montraient déjà l'intérêt de tels bancs expérimentaux dans l'étude des interactions aubes/abradable. Ces bancs simplifient le système du joint aubes/abradable tout en se rapprochant le plus possible des conditions réelles. Comme schématisé figure 1.4, le dispositif permet de récréer l'interaction entre une portion de matériau abradable et une ou plusieurs aubes fixées sur un disque tournant.

Suite à la mise en rotation d'un tambour aubagé, un échantillon de matériau abradable est déplacé linéairement vers le tambour jusqu'à interaction où des touches successives se produisent. La vitesse de rotation du disque aubagé et le rayon en extrémité d'aube définissent la vitesse tangentielle de l'essai. La vitesse de déplacement du matériau abradable, quant à elle, définit la vitesse d'incursion et par extension une profondeur d'incursion par passage d'aube. Les différents bancs existants balayent une plage de vitesse atteignant plusieurs centaines de mètres par seconde et des températures variant de l'ambiante à plusieurs centaines de degrés Celsius. Néanmoins, il est complexe de recréer un environnement semblable à l'intérieur d'un réacteur en terme de température, que ce soit pour l'aube ou pour la portion de matériau abradable. Pour un soucis de mise en œuvre, la solution souvent employée consiste à mettre en température la pièce non-tournante. Une torche est souvent utilisée

pour mettre en température la zone d'interaction aube/abradable. L'aube tournante est ainsi mise en température momentanément. Un refroidissement par convection intervient donc lors de la rotation de l'aube hors de la zone de chauffe. L'évolution de la température de l'aube n'est donc jamais celle du turboréacteur.

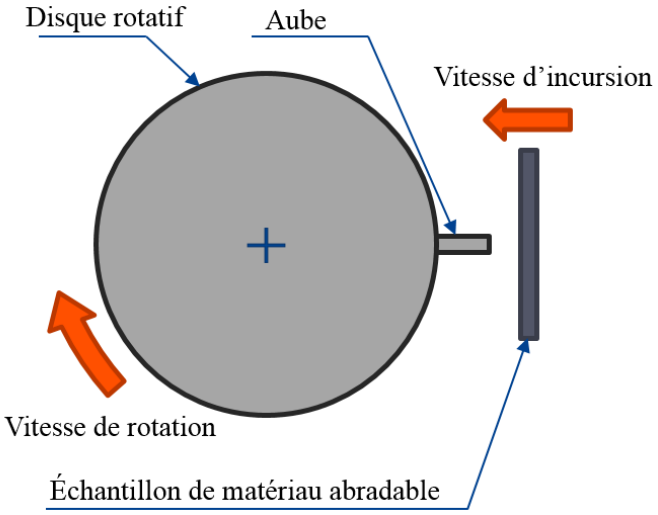


FIGURE 1.4 – Schéma d'un essai de caractérisation de l'abradabilité sur banc rotatif d'un joint d'étanchéité dynamique composé d'un couple aube/abradable

Les bancs rotatifs permettent d'étudier les endommagements d'un joint défini par les matériaux le composant en tenant compte de trois paramètres de premier ordre que sont la vitesse tangentielle, l'incursion par aube et la température au niveau de l'interaction. D'autres paramètres, secondaires, influencent les phénomènes observés comme la géométrie de l'aube ou encore la rugosité du revêtement. Les résultats obtenus sur ce type de banc sont généralement présentés sous forme de cartes d'usure dont un exemple est présenté figure 1.5. Ces cartes synthétisent les mécanismes d'usure observés sur plusieurs essais en fonction de paramètres de premier ordre. Pour chaque essai, l'observation post-mortem des éprouvettes permet d'identifier les mécanismes d'usure activés et d'estimer l'efficacité du couple de matériaux en jeu. Durant ces essais, les efforts d'interaction peuvent également être enregistrés afin de compléter les analyses. En ajoutant cette analyse aux observations microstructurales ou topologiques post-mortem, la compréhension des mécanismes d'endommagement est permise [Dadouche et al., 2008; Haijun et al., 2017].

Bien que ces bancs rotatifs tentent de rester le plus fidèle possible aux conditions réelles, l'interaction reste simplifiée par rapport à l'environnement moteur. Ces essais utilisent des aubes aux géométries éloignées de celles d'un réacteur, souvent très petites et rigides comme le montre la figure 1.6. Leur dynamique vibratoire est donc différente de celle du joint dynamique final. La dynamique des aubes réelles peut cependant être responsable d'une usure forte et localisée sur le carter, que l'on appelle un lobe d'usure [Millecamps et al., 2009]. De plus les contacts ne se produisent souvent qu'avec une unique aube sur les bancs rotatifs et non un disque aubagé complet. La reproduction des interactions s'éloigne encore un peu plus de la réalité de celles se produisant dans le turboréacteur.

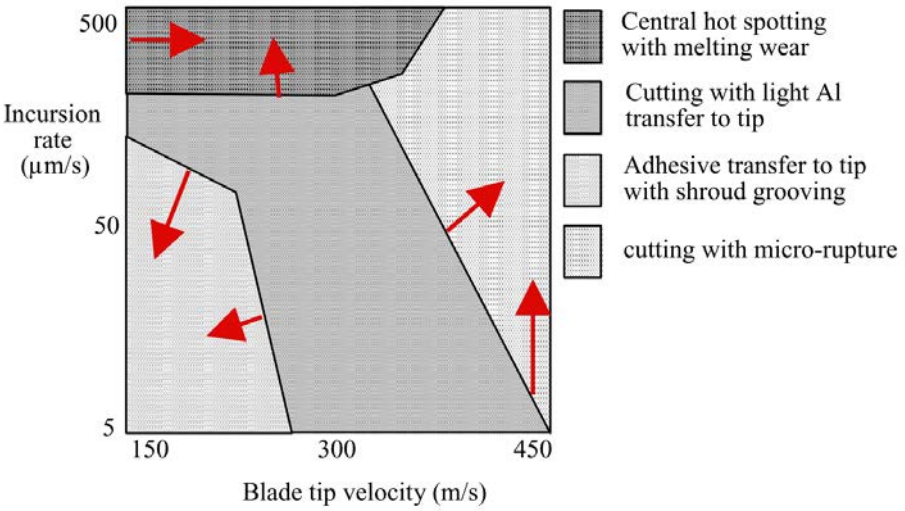


FIGURE 1.5 – Carte d'usure réalisée à partir de 36 essais d'un abradable AlSi-PE testé à l'ambiante et usé par une aube en titane de 3 mm d'épaisseur ; l'usure de l'aube est reportée en fonction des paramètres d'essai ; les différents mécanismes d'usure activés sont synthétisés [Schmid, 1997]

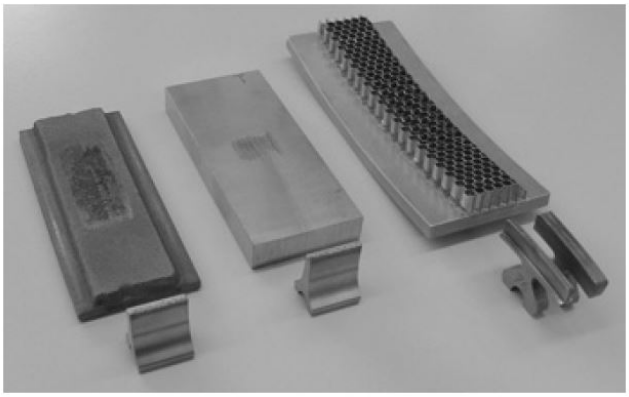


FIGURE 1.6 – Aubes et éprouvettes de matériaux abradables utilisées sur banc rotatif [Rathmann et al., 2007]

Une approche originale proposée par [Cuny, 2012; Vincent et al., 2017] récréée les interactions aube/abradable en s'appuyant sur un banc balistique. Cette approche est particulièrement intéressante puisqu'elle permet d'accéder à des vitesses d'interaction proches des conditions réelles du turboréacteur tout en offrant une interaction unique contrairement aux bancs rotatifs. Une éprouvette plane de matériau abradable fixée sur un projectile est propulsée à travers un tube lanceur suite à la détente d'un gaz. Une interaction se produit alors entre la piste d'abradable et un outil massif et fixe. Sa géométrie correspond localement à celle de l'arête d'une aube. Cependant, la configuration de l'interaction ne permet pas de réaliser des essais en température. Cette interaction est schématisée figure 1.7.

Lors de l'interaction, les paramètres mesurés sont la vitesse du projectile et les trois composantes de l'effort d'interaction. Une acquisition vidéo haute vitesse peut être réalisée pour accéder à la mécanique du contact. L'analyse post-mortem de la surface frottée de l'éprouvette conduit à l'identification de mécanismes d'usure. Le nature même du contact unique permet de corréler, après correction, les efforts d'interactions et l'usure [Vincent et al., 2017]. Ces essais sont très intéressants dans le but

d'alimenter des modèles de calculs. Ce dispositif expérimental est donc un moyen pour accéder au comportement mécanique du revêtement abradable pour une interaction contrôlée (vitesse et profondeur d'incursion imposées) [Millecamps et al., 2015]. En effet, la rigidité de l'outil massif et fixe permet de se dédouaner du comportement vibratoire de l'aube lors de l'interaction.

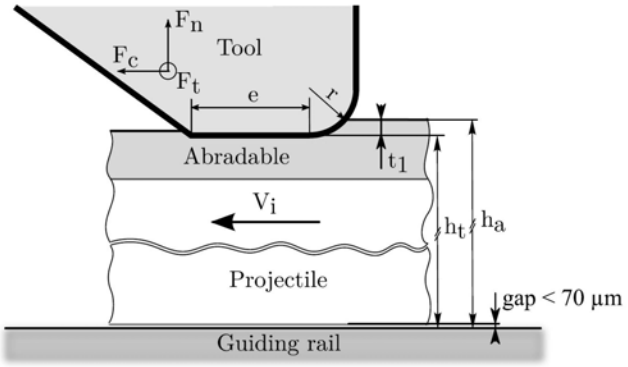


FIGURE 1.7 – Schéma d'un essai d'interaction aube/abradable sur banc balistique [Vincent et al., 2017]

La compréhension du comportement vibratoire des aubes lors des interactions n'est pas accessible sur ces différents bancs expérimentaux. Elle est cependant primordiale puisque leurs vibrations sont responsables de localisation d'usure sur le carter. Cette usure apparait souvent sous forme de lobes sur toute la périphérie du carter où elle y est prépondérante par rapport au reste de la piste abradable [Millecamps et al., 2009]. Des travaux ont donc mis en évidence expérimentalement les phénomènes vibratoires des aubes lors d'interactions [Mandard et al., 2015; Schmiechen, 1997]. [Mandard et al., 2015] proposent un banc rotatif inversé permettant d'étudier le comportement d'une aube frottant sur une piste de matériau abradable (figure 1.8). L'aube fixe permet d'observer plus aisément son comportement dynamique lors d'interactions aube/abradable. La configuration du banc expérimental permet également de faciliter l'instrumentation sur ce système alors ouvert.

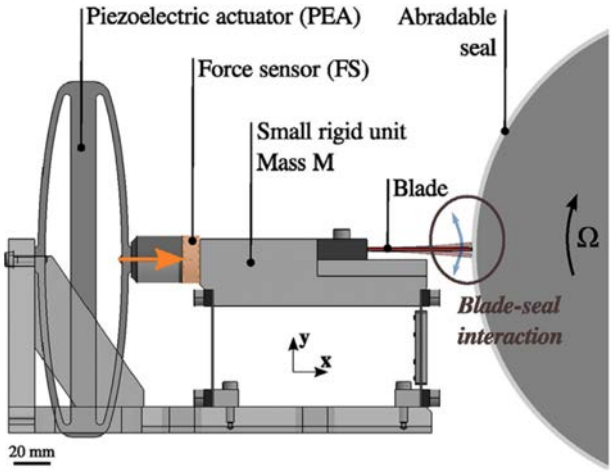


FIGURE 1.8 – Banc rotatif inversé [Mandard et al., 2015]

Alors que la majorité des travaux de recherche sur les interactions prenant place dans les joints d'étanchéité focalise sur les interactions aubes/abradable, [Thévenot et al., 2019] propose une étude

des interactions intervenant dans les joints labyrinthes. Un banc expérimental spécifique développé par [Delebarre et al., 2014] utilise une fraiseuse cinq axes pour créer une interaction entre une lame tournante montée dans le broche de la machine-outil et un tube revêtu intérieurement de la partie sacrificiel du joint. Cette dernière peut être un revêtement abradable ou des structures en nid d'abeille. La broche de la machine d'usinage permet d'accéder à une mesure précise des efforts d'interaction via les paliers electro-magnétiques pour une configuration de contact confiné.

Synthèse des points clés

De manière générale, les bancs expérimentaux cherchant à reproduire des interactions aubes/abradable du turboréacteur répondent directement à un besoin industriel. Ils permettent d'estimer l'efficacité d'un couple pour une température, une vitesse tangentielle et une vitesse d'incursion imposées. Suite à des analyses post-mortem, les mécanismes d'usure observés font l'objet de cartes d'usure. Une multitude d'essais est alors indispensable pour alimenter ces cartes en faisant varier les paramètres de l'interaction, et ce pour un seul couple aube/abradable. Ces moyens ne peuvent suffire et poussent les motoristes à aller plus loin dans la compréhension des interactions en introduisant d'autres approches telle que la modélisation des interactions. La stratégie d'intégration du comportement thermomécanique du revêtement abradable dans ces modélisations est traitée plus en détail dans la section suivante où les contours du besoin sont définis.

1.3 Modélisation des interactions aubes/abradable

Les résultats publiés concernant la modélisation des interactions aubes/abradable des turboréacteurs sont limités. Les premiers travaux dans ce domaine remontent à [Schmiechen, 1997]. Les approches de simulation s'appuyant sur la méthode des éléments finis ont fait partie des premières tentatives [Legrand, 2005]. Néanmoins ces dernières sont peu nombreuses car elles sont mal adaptées au problème. En effet, pour réussir à rendre compte du comportement dynamique des aubes, le modèle doit intégrer de grandes pièces finement maillées et ce pendant de longues périodes, rendant le modèle très demandant numériquement. Cependant cette stratégie peut être appliquée à des systèmes plus restreints correspondant aux configurations de banc expérimentaux d'interactions aubes/abradable vues précédemment. La figure 1.9 par [Seichepine et al., 2008] présente la modélisation d'un banc rotatif composé d'une aube et d'un échantillon plan de matériau abradable.

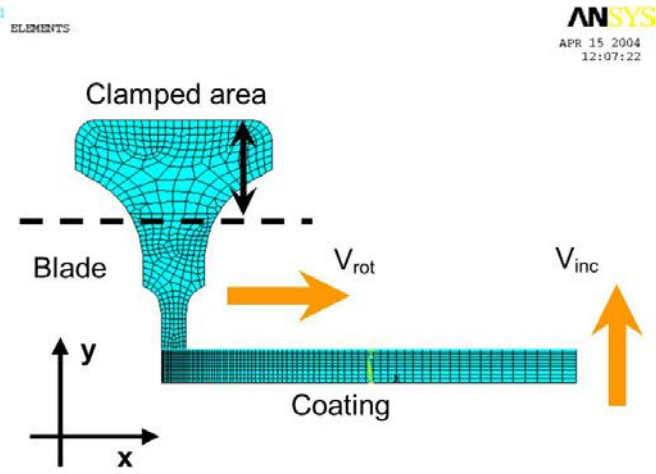


FIGURE 1.9 – Modélisation par élements finis d'une interaction expérimentale aube/abradable [Seichepine et al., 2008]

Le développement de modèles prédictifs d'interaction aubes/abradable permettrait évidemment de gagner en temps et en moyens lors de l'étude de joints dynamiques en diminuant le nombre d'essais de validation expérimentale nécessaires. Cependant, la complexité des phénomènes mis en jeu fait appel à une multitude de paramètres devant être pris en compte pour obtenir des résultats significatifs. Les non-linéarités des contacts entre les aubes et le revêtement abradable rendent particulièrement complexe ce type d'approche. En particulier, la gestion de l'usure du revêtement est un véritable challenge pour ces modèles. Des lois d'usure de matériaux abradables existent dans la littérature [Salles et al., 2011] mais sont souvent limitées à des régimes de vitesses beaucoup plus faibles comme dans le cas du fretting ou de l'érosion se produisant sur de faibles surfaces. Les difficultés de la modélisation du comportement du revêtement résident dans le fort taux d'enlèvement de matière et du couplage thermomécanique lors d'interactions. Aucun code de calcul existant dans le commerce ne permet une modélisation fidèle des interactions aubes/abradable.

Les motoristes ont donc développé leurs propres approches de modélisation des interactions aubes/abradables. Pour surmonter toutes les difficultés soulignées jusqu'ici, des approches semi-analytiques itératives sont favorisées [Legrand et al., 2011; Williams, 2011]. Ces modèles proposent une mise à jour de la géométrie du revêtement abradable de manière incrémentale. Le revêtement abradable est discrétisé en éléments barres sur toute la circonférence du carter. Ces éléments sont définis comme unidimensionnels et seule leur longueur peut être modifiée lors d'une interaction représentant ainsi l'usure du revêtement (figure 1.10 et 1.11).

Dans le modèle proposé par [Williams, 2011] développé pour *Rolls-Royce*, les aubes sont modélisées par des éléments radialement élastiques. Pour calculer la modification de longueur de chaque élément barre appartenant au revêtement (i.e. son usure), la profondeur de pénétration d'une aube dans le revêtement est estimée pour l'incrément courant. Elle permet de déduire les efforts normaux appliqués à chaque aube par le revêtement. Les efforts tangentiels aux aubes sont eux déterminés à partir du volume de revêtement usé. Une loi est proposée pour corréler l'usure générée sur l'abradable à l'effort radial (figure 1.10). Cette loi d'usure est définie de telle manière qu'au-delà d'un certain seuil

d'effort radial sur l'aube, l'usure du matériau abradable devient proportionnelle à cette dernière. Lors des contacts, une variation de longueur de l'aube déformée plastiquement est également modélisée par une loi plastique. Ainsi la variation de la longueur de l'aube a un impact sur les niveaux d'incursions des incréments suivants.

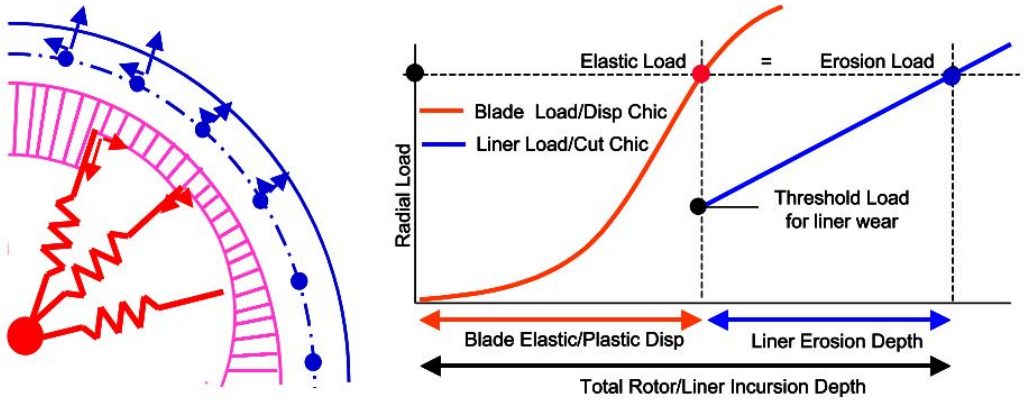


FIGURE 1.10 – Loi d'usure du revêtement abradable intégrée à l'approche de modélisation des interactions aubes/abradables proposée par [Williams, 2011]

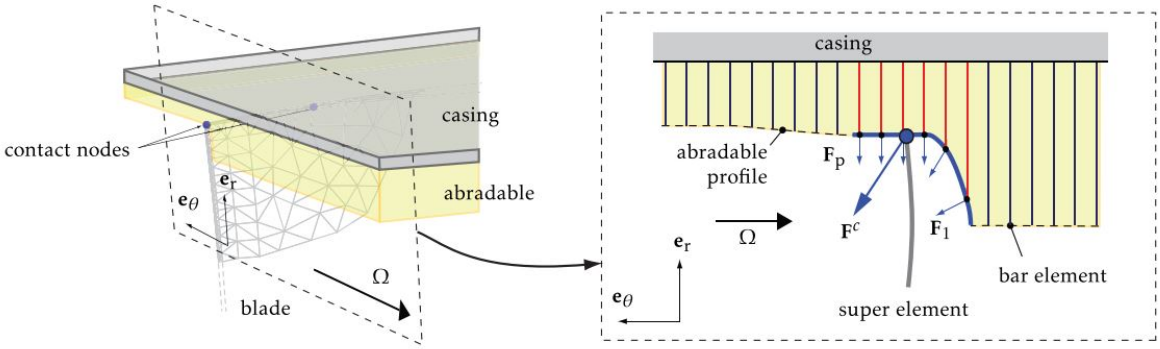


FIGURE 1.11 – Modélisation du revêtement abradable et de la simulation de son usure proposée par [Legrand et al., 2011]

Safran Aircraft Engines et ses partenaires académiques ont développé un modèle de simulation de contact aubes/abradable nommé COROS pour **CO**ntacts between **RO**tor and **S**tator [Millecamps et al., 2015]. Dans celui-ci, le phénomène de touche est reproduit de façon tridimensionnelle entre une aube et un carter revêtu d'abradable. Afin de tendre vers des temps de calculs raisonnables tout en modélisant la dynamique des aubes, une stratégie de réduction du modèle éléments finis a été retenue. Seule l'extrémité de l'aube est modélisée et son comportement dynamique global est affecté à cette géométrie réduite permettant ainsi d'introduire la réponse dynamique. La stratégie de gestion des contacts est de type prédiction-correction. Premièrement, le déplacement radial de l'aube est calculé à l'incrément suivant sans tenir compte de la présence du revêtement. La pénétration radiale de l'aube dans le revêtement est alors définie. Cette interpénétration permet de calculer un niveau de déformation des éléments barres. Une loi de comportement élasto-plastique de l'abradable permet

d'en déduire les niveaux de contraintes et éventuellement la déformation permanente des éléments barres. Le profil abradable est donc mis à jour par la déformation plastique générée et les efforts de l'abradable sur l'aube sont calculés (figure 1.11). Le déplacement de l'aube déterminé au départ de l'incrément est finalement corrigé en prenant en compte les efforts de contacts obtenus.

Concernant la loi d'usure de l'abradable adoptée dans cette approche, une loi élasto-plastique bilinéaire est proposée par [Legrand et al., 2011] pour décrire le comportement en compression des éléments barres du revêtement abradable lors du passage de l'aube (figure 1.12.a). Le comportement plastique permet de modéliser simplement la déformation irréversible d'un matériau. La plasticité est donc une approche macroscopique permettant de simuler la modification de profil du revêtement lors du passage de l'aube. Par conséquent, la perte de masse du revêtement est négligée. Néanmoins, le comportement vibratoire de l'aube est simulé et permet la prédiction de réponses critiques. La loi plastique affectée au revêtement abradable a également la capacité de reproduire la dissipation d'énergie lors de l'usure réelle par celle nécessaire à la déformation plastique des éléments barres. L'introduction de la viscosité par [Batailly et al., 2013] a permis d'améliorer les prédictions du modèle (figure 1.12.b). Les vitesses de déformation mises en jeu lors de la déformation du revêtement sont de l'ordre de 10^3 s^{-1} pour une sollicitation du revêtement purement en compression pur. Ce résultat permet ainsi de confirmer le caractère dynamique de la sollicitation appliquée aux matériaux abradables dans le contexte des interactions aubes/abradable. Cette information sur l'ordre de grandeur de la vitesse de déformation appliquée au matériau abradable est cruciale car elle n'est pas accessible au travers des approches expérimentales.

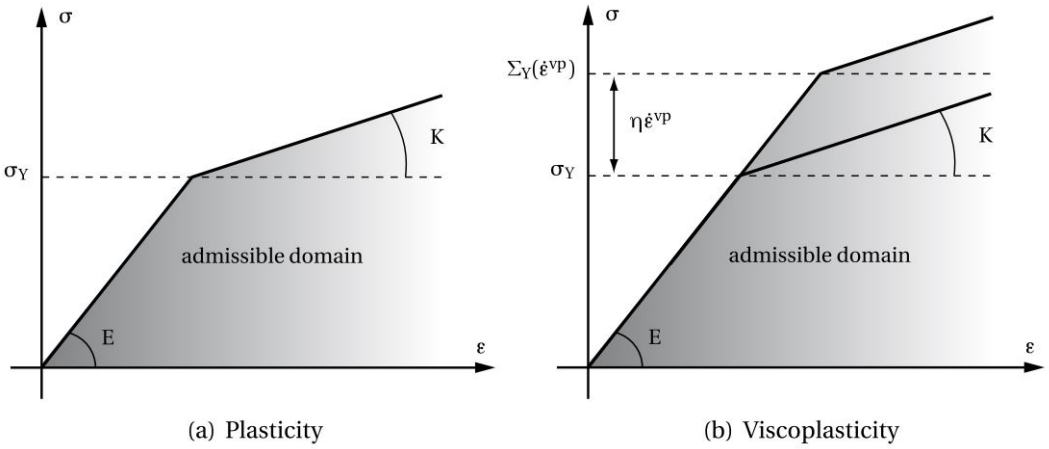


FIGURE 1.12 – Lois de comportement utilisées pour modéliser le matériau abradable dans la simulation d'interaction aubes/abradable *COROS* ; a) loi élasto-plastique ; b) loi élasto-viscoplastique [Batailly et al., 2013]

Plus récemment, une approche de la gestion de l'usure se basant sur les mécanismes d'endommagement activés a été proposée par [Berthoul et al., 2018]. Chaque mécanisme identifié est modélisé par une loi pilotant l'effort et l'usure. En fonction de la pénétration de l'aube dans les éléments barres, la proportion de chaque mécanisme est déterminée et leurs contributions individuelles sont additionnées pour fournir la réponse globale du revêtement. Ce modèle est capable de prendre en compte

l'influence de la température sur les données matériaux et en particulier celles décrivant le matériau abradable que le module d'Young E, la limite élastique σ_Y. Un coefficient de frottement μ et des tables définissant les contributions de chaque mécanisme d'usure activé en fonction de la profondeur d'incursion sont également introduits.

L'outil COROS a été utilisé pour simuler deux essais réalisés sur banc expérimental reproduisant des portions de compresseur basse et haute pression [Millecamps et al., 2015]. Lors d'essais simulant un contact dans le compresseur basse pression, une bonne corrélation a été obtenue entre le modèle et les résultats expérimentaux [Batailly et al., 2012]. Pour le deuxième cas, l'usure du carter a été corrélée mais le modèle n'a pas permis de prédire les contributions des différents modes de vibration de l'aube. Les résultats se sont montrés plus robustes dans le premier cas que dans le deuxième. Il est à noter que les propriétés thermomécaniques de l'abradable du CoBP sont mieux maitrisées que celle du CoHP. Ce modèle a déjà été intégré dans le design d'aubes par *Safran Aircraft Engines* en servant d'outil discriminant entre plusieurs géométries déjà prédéfinies pour leurs performances aérodynamiques [Batailly et al., 2014]. Les caractéristiques vibratoires des aubes lors des interactions ont été obtenues grâce au modèle. Ainsi, une discrimination entre ces deux géométries a été possible en faveur de celle ayant le meilleur comportement lors d'une interaction. Cette approche numérique a été adaptée aux bancs expérimentaux des partenaires académiques, le banc rotatif inversé de l'ONERA [Berthoul et al., 2018] et le banc balistique du LEM3 [Batailly et al., 2013]. Les résultats se sont montrés très sensibles aux propriétés matériaux du revêtement abradable. Le banc balistique permet de conduire une modélisation d'une interaction en se dédouanant en partie de la réponse vibratoire de l'aube. Cette approche permet ainsi de valider les propriétés de la loi bilinéaire de l'abradable.

Un des challenges associés aux prédictions numériques est le comportement thermomécanique des matériaux abradables. La loi de comportement du matériau abradable est une piste d'amélioration dans les prédictions de l'usure lors des interactions aubes/abradable [Millecamps et al., 2015].

La stratégie multi-physique proposée par [Agrapart et al., 2019] permet d'intégrer à l'approche *COROS* une prise en compte de la dilatation thermique du carter lors des interactions. L'intégration de ces phénomènes thermiques améliore grandement la prédiction de l'usure du revêtement abradable soulignant l'importance de sa contribution. Cependant, la loi de comportement thermomécanique du revêtement abradable se base encore sur la formulation bilinéaire élasto-plastique n'incluant ni sensibilité à la vitesse de déformation (proposé par [Batailly et al., 2013]) ni à la température. La prise en compte de l'effet thermique sur le carter n'inclut pas l'effet de la température sur le comportement même de l'abradable projeté sur le carter.

Synthèse des points clés

Les modèles d'interaction aubes/abradable permettent d'aborder un problème complexe par nature, du fait de la présence de non-linéarités des contacts couplant les effets dynamiques et thermomécaniques. La réponse globale du système est fortement liée aux phénomènes locaux pilotés par les propriétés matériaux et tribologiques et certainement celles des matériaux abradables. Les modèles numériques ont donc besoin de lois de comportement thermomécanique des matériaux abradables

pour prédire la réponse globale du système lors d'une interaction. Ces lois doivent décrire la réponse des éléments soumis à de la compression dynamique à vitesse de déformation de l'ordre de 10^3 s^{-1} générée par l'interaction [Batailly et al., 2013]. Les lois macroscopiques élastiques et/ou plastiques permettent de rendre compte de la réponse du matériau en terme d'efforts et de gestion de l'usure de façon simplifiée. La caractérisation du comportement thermomécanique est ainsi un élément fondamental des approches numériques et attire par conséquent l'attention de la communauté scientifique.

1.4 Conclusion

Il existe principalement deux domaines dans l'étude des interactions aubes/abradable. Le premier focalise sur les analyses dynamiques des aubes que l'on étudie principalement dans les modèles numériques de contact aubes/abradable et quelques dispositifs expérimentaux. Ce domaine cherche à comprendre et prédire le comportement dynamique non-linéaire des aubes dans le contexte des interactions. Le deuxième domaine traite de l'étude des mécanismes d'usure lors d'interactions locales aube/abradable et repose sur les bancs expérimentaux spécifiques afin de comprendre les mécanismes d'endommagement locaux. Ces deux pans de la problématique de l'interaction ne sont évidemment pas indépendants.

Les bancs rotatifs, bien que non standardisés, sont encore à ce jour des dispositifs déterminants dans le choix et l'étude des couples aubes/abradable. Malgré des approximations inhérentes à la faisabilité expérimentale, ils recréent des interactions représentatives du turboréacteur en terme de paramètres de premier ordre. Ces essais permettent ainsi d'estimer le domaine opérationnel des joints d'étanchéité dynamique. Cependant ils ne permettent pas de se focaliser ni sur une interaction pour aboutir à la compréhension des mécanismes d'endommagement ni sur les propriétés intrinsèques du revêtement ou de l'aube. La connaissance du comportement des matériaux en présence dans les modèles pour des conditions représentatives des sollicitations du moteur est pourtant un point clé dans la prédiction du comportement global des interactions. Les matériaux métalliques composant les aubes sont aujourd'hui globalement maitrisés contrairement aux matériaux abradables. La suite du manuscrit répond au besoin de connaissance du comportement de matériaux abradables dans des conditions représentatives. Celles-ci sont définies pour un chargement de compression dynamique de vitesse de déformation de l'ordre de 10^3 s^{-1}jusqu'à des températures du même ordre que celles atteintes dans le turboréacteur.

CHAPITRE 2

DU REVÊTEMENT ABRADABLE À L'ÉPROUVETTE

2.1 Méthode d'obtention des revêtements abradables 26
2.2 Analyse de la microstructure vierge des abradables 29
2.3 État de l'art sur la préparation d'éprouvettes d'abradable 35
2.4 Protocole d'obtention d'éprouvettes 38
2.5 Conclusion 42

Afin de caractériser le comportement des matériaux abradables, il faut avant tout être en capacité de fabriquer des éprouvettes. Ceci demande une stratégie et une attention toute particulière. En effet la nature de ce type de matériau ne permet pas une mise en forme aisée comme dans le cas des matériaux métalliques non poreux et homogènes. Sa microstructure spécifique pose principalement deux problématiques. Ces matériaux sont des revêtements, ils sont donc toujours de faibles épaisseurs et associés à leurs substrats. Deuxièmement, leurs structures poreuses les rendent fragiles et imposent une prise de précautions lors de leur préparation.

Le matériau abradable a été traité jusqu'ici sans considérer sa nature microstrucuturale particulière. Résultant de la projection thermique, la microstructure hétérogène et poreuse des matériaux abradables est évoquée en premier lieu dans ce chapitre. À travers des analyses de microstructures vierges des revêtement abradables de cette étude, la définition d'un Volume Élémentaire Représentatif (en VER) est ensuite abordée. Dans la suite du manuscrit, celui-ci est comparé aux dimensions minimales des échantillons sollicités. Cette mise en perspective a pour objectif de vérifier que la réponse des essais décrit le comportement macroscopique des matériaux. Un état de l'art sur les techniques d'obtention d'éprouvettes en matériau abradable est ensuite présenté. Enfin, le protocole de fabrication des éprouvettes, utilisées lors des essais de caractérisation, est présenté.

2.1 Méthode d'obtention des revêtements abradables

L'objectif du joint dynamique est de limiter au maximum les pertes entre étages du turboréacteur tout en assurant l'intégrité globale du moteur en cas de contact. Les fonctions que doit assurer son sous-composant abradable résultent en une capacité à s'user préférentiellement faces aux aubes, définissant ainsi sa propriété d'abradadabilité et sa résistance à l'érosion. Cette dernière étant due à l'écoulement des gaz chauds potentiellement chargés en particules, et ce quelque soit la localisation du revêtement le long du flux primaire du turboréacteur. Les propriétés de ces matériaux sont donc singulières puisqu'elles répondent à deux besoins antagonistes, l'érosion et l'abradabilité. Ce compromis est illustré figure 2.1 où ces deux propriétés ont été évaluées expérimentalement.

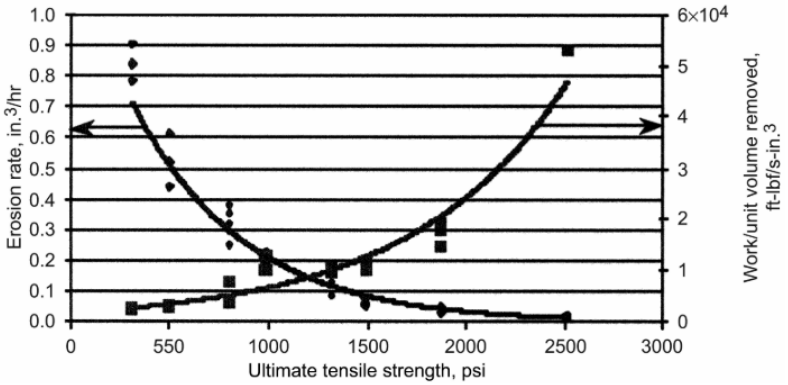


Figure 20.—Erosion and abradability as function of ultimate tensile strength [7].
Courtesy Technetics Corp.

FIGURE 2.1 – Taux d'érosion et d'abradabilité en fonction de la contrainte à rupture en traction [Hendricks et al., 2005]

La structure spécifique des matériaux abradables est la conséquence de leur méthode d'obtention : la projection thermique. La projection thermique concerne un ensemble de techniques industrielles permettant de créer divers revêtements répondant à un grand nombre d'applications différentes comme des barrières thermiques, des revêtements anticorrosion et des matériaux abradables pour les turboréacteurs. La capacité des techniques de projection thermique de produire des matériaux possédant une microstructure particulière a permis de mettre au point des revêtements répondant aux besoins spécifiques du joint d'étanchéité dynamique. Il existe de nombreuses techniques de projection, les projections à la flamme, HVOF pour *High Velocity Oxy Fuel*, les projections plasma sous vide et atmosphérique balayant une large gamme de vitesse de projection des particules (jusqu'à 10^3 m/s) et de température de flamme (supérieure à 1500 °C). Une poudre de base composée de plusieurs constituants, pouvant mêler polymères, composés organiques, métaux ou encore des céramiques, est rapidement amenée en température dans une torche. Les particules alors fondues, semi-fondues ou infondues y sont accélérées, projetées et s'écrasent sur un substrat avant de refroidir. Ce procédé est schématisé figure 2.2. La torche est mobile par rapport au substrat, ce qui permet de le recouvrir. Par passages successifs, l'épaisseur de revêtement souhaitée est obtenue. Les paramètres de projection comme la température en sortie de buse, le diamètre de la buse, la température du substrat, la vitesse

d'avance de la torche ou encore le débit de particules permettent d'obtenir des revêtements aux microstructures différentes et par extension aux propriétés matériaux différentes [Jech et al., 2017; Schmid, 1997; Soltani et al., 2017].

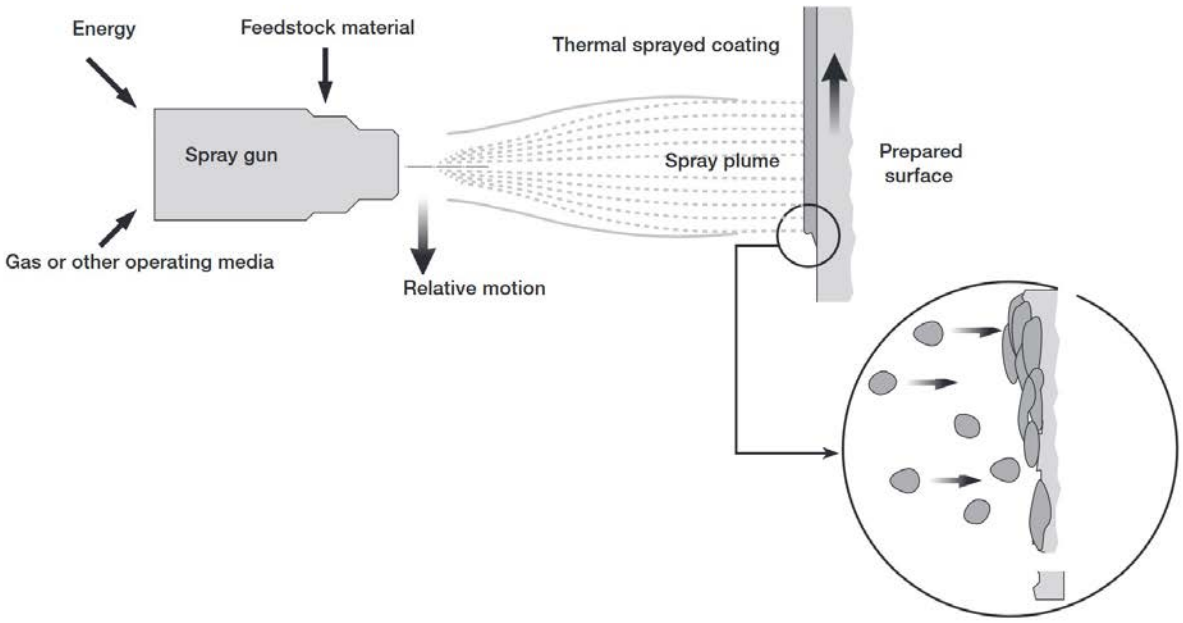


FIGURE 2.2 – Principe de la projection thermique [Oerlikon Metco, 2015]

La microstructure particulière résultant de la projection thermique est schématisée figure 2.3. Le mélange de plusieurs types de composants dans la poudre de base permet d'obtenir un matériau très hétérogène. Ce procédé introduit également une porosité dans le revêtement pouvant être plus ou moins significative suivant les paramètres de projection choisis. On distingue deux grandes familles de phases composant la microstructure d'un matériau abradable. La première phase, la matrice, confère au matériau sa cohésion et ses propriétés thermomécaniques. Elle lui permet ainsi de résister à son environnement et notamment à l'usure due aux passages des aubes et à l'érosion. Tandis que les agents de relâchement intégrés à la poudre de base et les porosités fournissent au matériau des faiblesses pouvant initier et propager des fissures lors d'interactions. Cette phase permet de former des débris de faible taille en favorisant l'arrachement de petites particules. Cette deuxième famille de composants inclut les lubrifiants solides mais aussi les porosités et fissures présentes dans le matériau directement après sa projection. On ajoute parfois un liant permettant d'assurer la bonne répartition des différentes phases dans le revêtement lors de la projection thermique.

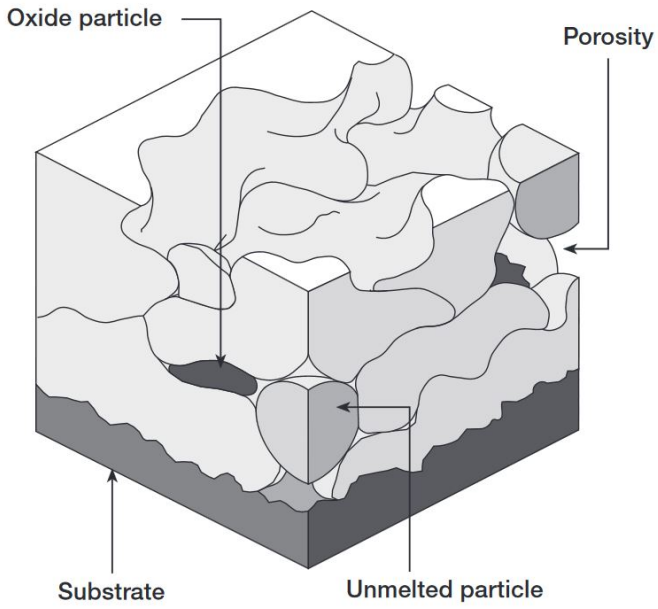


FIGURE 2.3 – Morphologie schématique des matériaux abradables obtenus par projection thermique [Oerlikon Metco, 2015]

Les deux matériaux de l'étude sont des matériaux abradables à matrice métallique. Ils sont tous deux utilisés dans les compresseurs du turboréacteur. Les matériaux abradables étudiés dans ce manuscrit ont été obtenus d'une projection plasma atmosphérique (APS). Le premier est le PAC 905 (*Powder Alloy Corporation*), un matériau abradable composé d'une matrice aluminium-silicium contenant des particules polyester, abrégé par AlSi-PE et ayant pour dénomination 601 NS chez *Metco*. Possédant une température d'utilisation maximale se situant aux alentours de 350 °C, il est principalement utilisé dans le compresseur basse pression associé à des aubes en alliage de titane.

Le deuxième matériau abradable sur lequel se porte cette étude est le *Metco* 2043 de composition CoNiCrAlY-hBN. Utilisé dans les étages du compresseur haute pression et jusqu'à des températures de 750 °C, il fonctionne de pair avec des aubes en superalliage à base nickel. Lors de sa projection, la poudre de base contient du polyester qu'il convient d'éliminer par une étape de pyrolyse après projection du revêtement. Cette étape crée des porosités supplémentaires. D'après la fiche fabricant, la porosité peut varier entre 35% et 60% suivant la quantité de polymère présente dans le revêtement avant pyrolyse.

Synthèse des points clés

À partir des propriétés des matériaux constituants la poudre, la projection thermique confère aux revêtements des propriétés d'intérêt en terme d'abradabilité et de résistance à l'érosion. Ce procédé est à l'origine de la nature poreuse et hétérogène des matériaux abradables. En fonction des paramètres de projection et de la poudre de base utilisée, les propriétés des revêtements obtenus semblent bien distinctes [Jech et al., 2017; Schmid, 1997; Soltani et al., 2017]. Ceci rend délicat la comparaison entre travaux portant sur les matériaux abradables ayant pourtant la même désignation.

2.2 Analyse de la microstructure vierge des abradables

Les observations de la microstructure vierge des abradables de cette étude permettent de définir un Volume Élémentaire Représentatif (VER). Le but de ce travail est de montrer que les dimensions des éprouvettes au regard du VER valide l'hypothèse de l'observation d'un comportement macroscopique lors des essais. Avant d'aborder successivement les cas des abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN, le principe général de la tomographie est rappelé. Ceci afin d'introduire un biais de mesure apparaissant de manière prédominante dans l'exploitation des mesures tomographiques de matériau abradable.

2.2.1 Principe de la mesure tomographique

La tomographie est une technique d'imagerie permettant de reconstruire un objet tridimensionnel à partir d'une série de clichés effectués à l'extérieur de celui-ci [Iassonov et al., 2009]. L'objectif étant d'en extraire des coupes et ainsi pouvoir observer sa microstructure de façon non-intrusive et non-destructive. Cette technique repose sur deux étapes successives. La première consiste à réaliser plusieurs mesures de la projection de l'objet observé suivant différents angles (figure 2.4.a). Dans le cas d'une tomographie à rayons X, le rayonnement est émis vers l'objet, le traverse avant d'être mesurée par un capteur radiographique placé en arrière plan. L'intensité du rayonnement mesuré par le capteur dépend de la quantité des matières traversées. Les projections obtenues sont des images bidimensionnelles où chaque niveau de gris mesuré correspond à l'intensité du rayon X ayant traversé l'objet positionné entre la source et le capteur. Une rotation pas à pas entre chaque mesure permet d'obtenir différents clichés pour différentes positions angulaires de l'objet. La seconde étape consiste à reconstruire le volume en se basant sur les projections (figure 2.4.b), il est alors possible d'extraire des coupes du volume reconstruit à l'aide d'un logiciel dédié. Ces coupes montrent alors l'intérieur de l'objet reconstruit. Sur l'exemple de la figure 2.4, une inclusion sphérique est révélée grâce à la tomographie en bas à droite de la vue en coupe. Des coupes de la reconstruction sont généralement présentées en nuance de gris corrélée à la densité du matériau, variant du noir au blanc pour le moins dense et plus dense respectivement. Sur l'exemple de la figure 2.4, la coupe obtenue présente deux nuances de gris correspondantes à la matière de l'objet ou au vide. La tomographie offre la possibilité d'identifier des variations de densité dans la matière correspondant à différentes phases la constituant.

La technique de la tomographie est malheureusement sujette à différents biais lors de la mesure [Iassonov et al., 2009]. Un flou géométrique est présent lorsque la source de rayons X n'est pas parfaitement ponctuelle. Le durcissement du faisceau est un autre biais de mesure particulièrement important lors de la prise d'image de matériaux polyphasés. Il entraîne des artefacts sur les projections inhérents à l'utilisation d'une source polychromatique. Le faisceau ainsi émit ne possède pas un seul niveau d'énergie mais exhibe plutôt une gamme de niveau d'énergie. Hors, les rayonnements à différentes énergies ne sont pas absorbés de la même manière par l'objet qu'ils traversent. Le rayonnement de basse énergie est ainsi absorbé plus rapidement lors de la traversée de l'objet que celui de haute énergie. Il en résulte une augmentation de l'énergie moyenne du rayonnement lors de son

parcours dans l'objet, définissant le durcissement du faisceau. Deux principales conséquences sont alors notables sur les projections. Premièrement, une sous-estimation de l'intensité du faisceau apparait au centre de l'objet par rapport à ses bords. Il y a donc une variation des niveaux de gris mesurés pour la même matière en fonction de la distance par rapport aux bords. Deuxièmement, l'apparition de trainées dans l'image reconstruite est constatée et causée par une sous-estimation de l'atténuation entre deux zones de fort contraste.

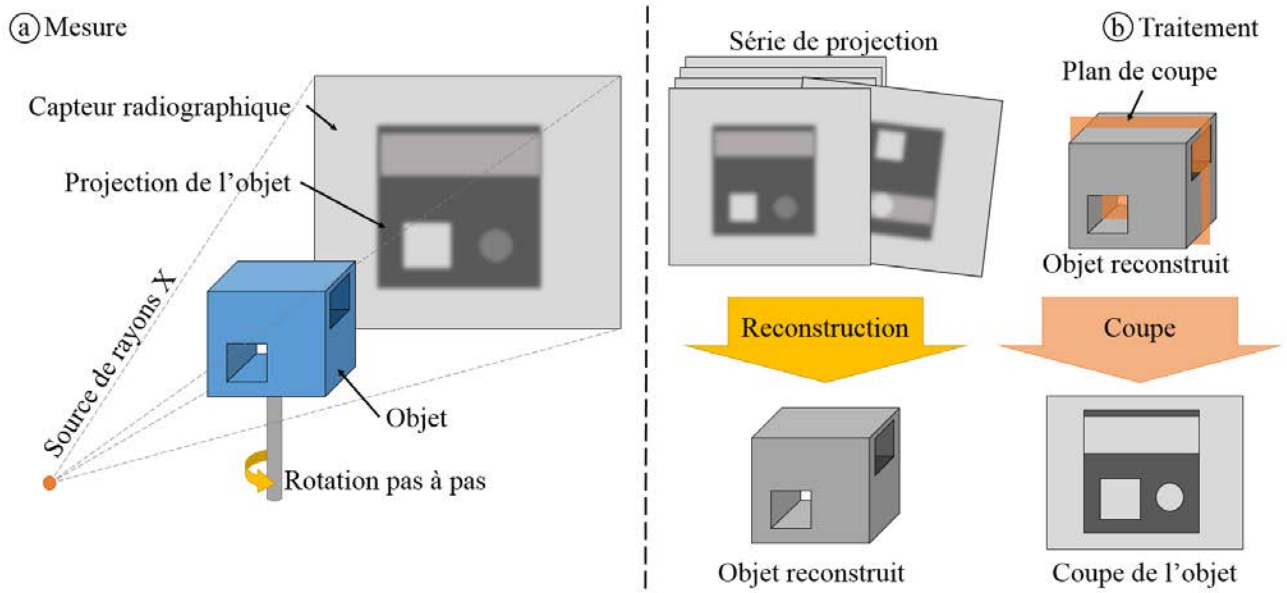


FIGURE 2.4 – Principe de la tomographie à rayons X ; a) mesure d'un objet créant une des projections ; b) traitement des projections pour reconstruire l'objet puis en extraire une coupe

Dans le cadre de ces travaux, les mesures tomographiques ont été réalisées sur un micro-tomographe *EasyTom* du fabricant *RX-Solution* existant au laboratoire LEM3. Une source polychromatique est utilisée et les mesures sont ainsi sujettes à l'effet de durcissement du faisceau précédemment décrit. La correction de ce biais de mesure est donc indispensable et particulièrement dans le cas de mesures sur matériaux abradables [Vincent et al., 2017]. La stratégie de correction est introduite en prenant le cas des mesures tomographiques réalisées sur abradable AlSi-PE.

2.2.2 Définition du VER de l'abradable AlSi-PE

Un échantillon parallélépipédique de dimensions $1,58$ mm $\times$ $1,75$ mm $\times$ $1,88$ mm a été extrait par découpe au fil de la nuance AlSi-PE projetée. Ces faibles dimensions ont été choisies afin d'obtenir une haute résolution lors de la mesure tout en supposant une conservation de la microstructure représentative du matériau polyphasé. N'ayant subi que des opérations de découpe au fil sur ses bords, l'échantillon est défini comme vierge de toute modification de microstructure et par conséquence représentatif du matériau vierge. Une coupe tomographique de l'abradable AlSi-PE est présentée figure 2.6 et provient d'une mesure tomographique réalisée avec une résolution de $1,20$ pixel/µm. Un volume a été extrait de cette mesure de façon à éliminer les bords de l'image. Ces derniers contiennent le vide autour de l'éprouvette, ainsi que l'extrême surface de l'échantillon

(volume rouge, figure 2.5). L'intersection de ce volume avec la coupe figure 2.6 est matérialisée par un cadre rouge. Le résultat est un volume complètement intégré dans le volume reconstruit et de dimensions $1,20$ mm $\times$ $1,64$ mm $\times$ $1,81$ mm.

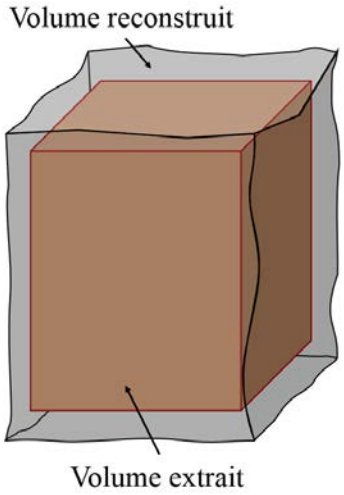


FIGURE 2.5 – Schéma de l'extraction du volume entièrement inclus dans le volume reconstruit

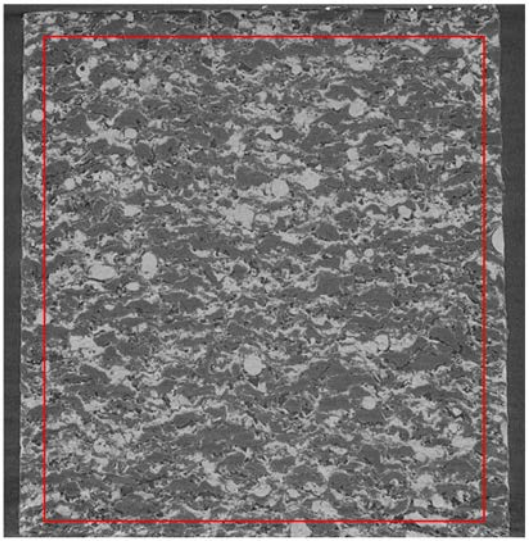


FIGURE 2.6 – Extraction d'une zone d'intérêt de la mesure tomographique

Une coupe de $1,64$ mm $\times$ $1,81$ mm à mi-épaisseur du volume extrait est présentée figure 2.7. On peut y observer les trois phases qui composent ce matériau : la phase métallique en gris clair, la phase polymère en gris sombre et les porosités en noir. Cette première observation indique que le taux de porosité est faible pour cette nuance de matériau.

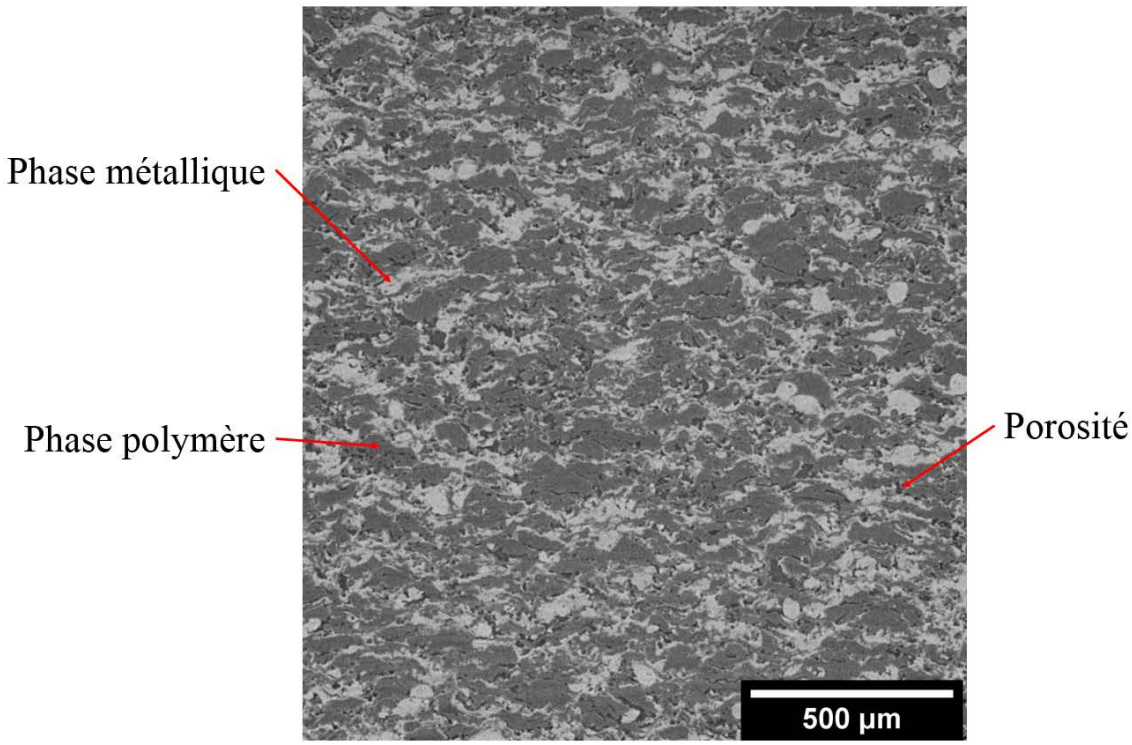


FIGURE 2.7 – Coupe tomographique de l'abradable AlSi-PE avec un résolution de $1,20$ µm/pixel

En isolant les pixels dont les niveaux de gris sont associés à une phase, une quantification des phases est alors possible. Un seuillage est utilisé pour isoler les phases. Si la valeur de seuil est définie pour l'intégralité du volume étudié, alors il est nécessaire que les mêmes niveaux de gris représentent la même phase dans la totalité de l'échantillon. Du fait du durcissement du faisceau lors de la mesure, la réponse en niveau de gris d'une même matière change. La figure 2.8 montre le décalage entre trois histogrammes extraits de la tomographie présentée figure 2.7. Cet échantillon étant extrait d'un matériau vierge, où la répartition des phases attendue est constante dans l'épaisseur, le décalage des histogrammes observés est alors attribué au durcissement du faisceau. L'image 1 correspond à une image à $1,20$ µm du bord de l'échantillon, l'image 250 est positionnée au quart de l'épaisseur soit 300 µm et l'image 500 est à la mi-épaisseur soit 600 µm. Ces images ont été choisies de façon à mettre en évidence l'effet du durcissement du faisceau se manifestant par le décalage des histogrammes. Un niveau de seuil constant sur toutes les coupes engendre donc un biais dans la mesure des taux de phases. En effet, si les niveaux de gris de l'image varient lors de l'observation de la même matière alors appliquer un seuillage constant n'isole pas la même part de phase sur tout l'échantillon. Le nombre de pixels dans cette part varie en fonction de la profondeur de la coupe dans l'échantillon. Le taux de porosité varie ainsi de par le biais de mesure et ne reflète en aucun cas le matériau réel.

Afin de corriger cet effet, tous les histogrammes ont été recalés par rapport à un histogramme de référence [Vincent et al., 2017]. Cet histogramme a été défini tel que l'histogramme moyen, de façon à globalement minimiser les corrections à appliquer. Une transformation par translation des niveaux de gris permet de recaler les histogrammes (figure 2.9). Ce traitement, réalisé sur *Matlab*, permet de déplacer les niveaux de gris sur l'histogramme de manière à s'approcher d'un histogramme cible, étant dans ce cas l'histogramme moyen. Les images sont ainsi toutes corrigées sans changer la répartition des niveaux de gris. Cette correction permet donc de limiter l'effet du durcissement du faisceau dans la quantification des phases.

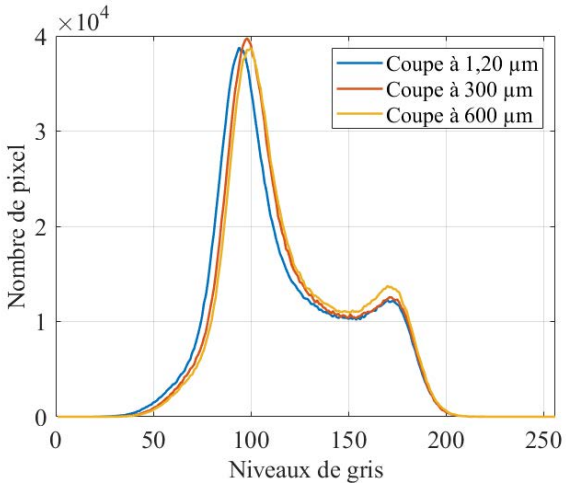


FIGURE 2.8 – Décalage visible entre les histogrammes résultant du durcissement du faisceau lors de la mesure de coupes prises à des profondeurs respectives de $1,20$ µm, 300 µm et 600 µm

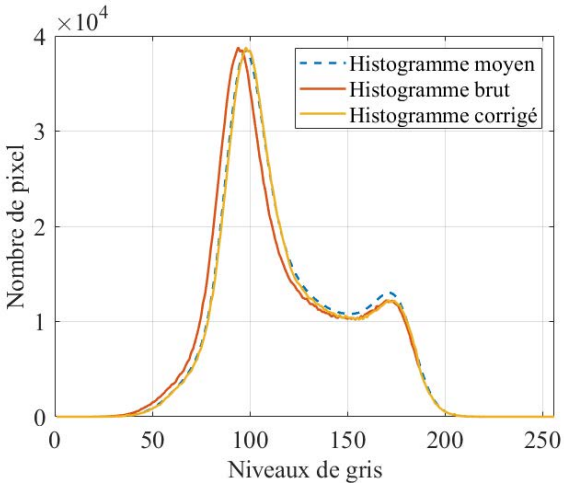


FIGURE 2.9 – Correction d'une image faisant coïncider son histogramme avec l'histogramme moyen du volume

La valeur du seuil choisie visuellement a été utilisée pour extraire la phase correspondante aux porosités. Sur ces images à 256 niveaux de gris, les porosités sont identifiées pour un niveau inférieur à 80. Après seuillage, un filtre médian de rayon 3 pixels, permet de supprimer les pixels se retrouvant isolés après le seuillage et correspondant au bruit présent dans l'image [Vincent et al., 2017]. L'évolution de ce taux en fonction de la profondeur de coupe dans l'échantillon est visible figure 2.10 pour la même tomographie avant et après correction. L'effet du durcissement du faisceau est clairement identifiable sur l'identification du taux de porosité brut. Plus on s'approche du bord du volume reconstruit, plus le taux de porosité est surestimé. Il est constant sur toute l'épaisseur après correction et d'environ 6%. L'évaluation de ce taux de porosité est cependant qualitative car elle dépend de la valeur de seuil choisie. Cette évaluation est néanmoins suffisante pour alimenter la stratégie d'identification du VER proposée.

Pour identifier la taille du Volume Élémentaire Représentatif (VER), une analyse de la variation du taux de porosité pour différents volumes a été effectuée. Le principe est d'isoler un volume cubique à l'intérieur du volume reconstruit et d'estimer sa porosité. En dessous d'un certain seuil, ce taux dérive car la zone d'intérêt n'est plus représentative du matériau global, ce qui permet de définir le VER. Dans ces travaux, des volumes augmentant par pas de 10 pixels de côté sont choisis. L'évolution du taux de porosité en fonction de la taille des volumes d'intérêt est présentée figure 2.11. Le taux de porosité est constant pour des volumes supérieurs à $0,1\ \text{mm}^3$. Le VER pour l'abradable AlSi-PE de cette étude est donc défini ainsi. La dimension caractéristique d'un côté de ce VER cubique est de $0,46$ mm.

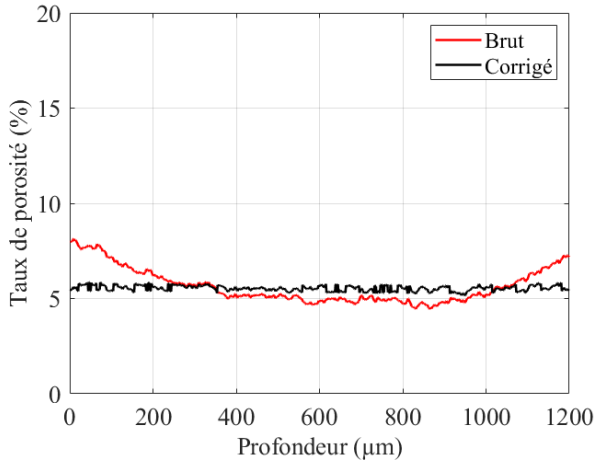


FIGURE 2.10 – Taux de porosité de l'abradable AlSi-PE obtenu pour un seuillage fixé à un niveau de 80/256, avant et après correction du durcissement du faisceau

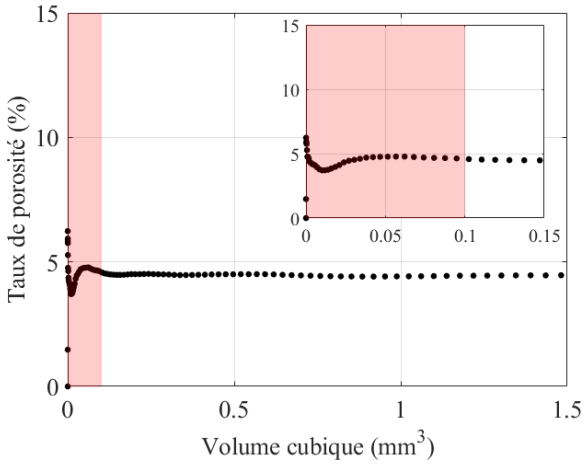


FIGURE 2.11 – Taux de porosité de l'abradable AlSi-PE obtenu pour différents volumes d'intérêt

2.2.3 Définition du VER de l'abradable CoNiCrAlY-hBN

Une tomographie de l'abradable CoNiCrAlY-hBN est présentée figure 2.12. L'échantillon observé est extrait du revêtement sur lequel se base les travaux de caractérisation thermomécanique de ce manuscrit. Cet échantillon a aussi été obtenu par découpe au fil afin de limiter au maximum l'endommagement de la miscrostructure. Sa structure est ainsi défini vierge de toute modification. Le fort taux de porosité de cette nuance d'abradable apparait explicitement (en noir) dans la matrice métallique (blanche).

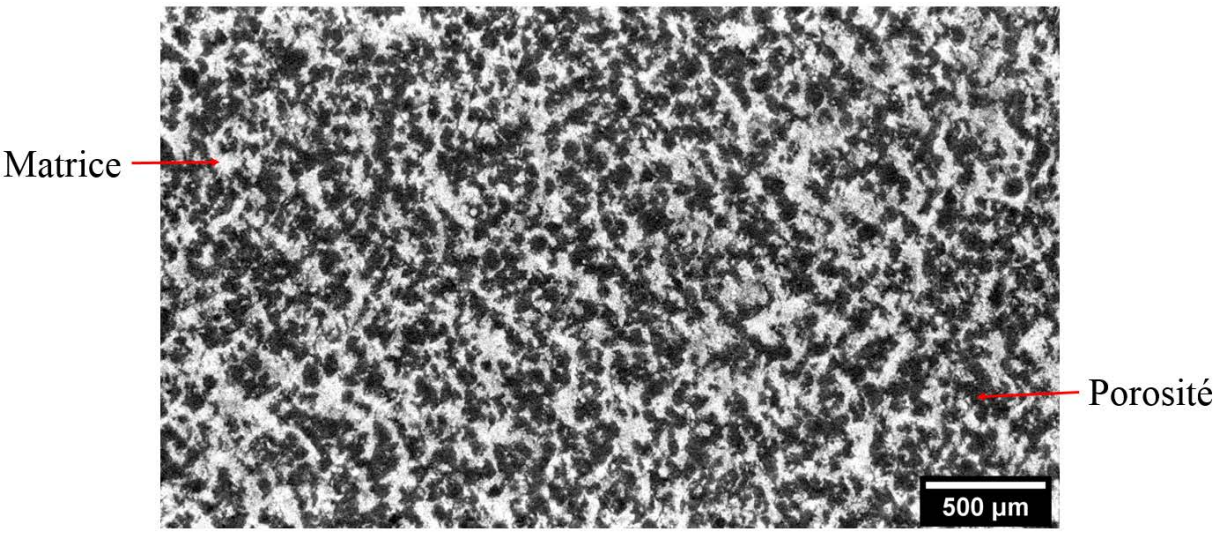


FIGURE 2.12 – Coupe tomographique de l'abadable CoNiCrAlY-hBN avec un résolution de $1,78\ \mu m/pixel$

Le durcissement du faisceau a été corrigé en adoptant la même stratégie développée pour la nuance d'abradable AlSi-PE. La figure 2.13 montre le taux de porosité en fonction de la profondeur dans l'échantillon avant et après correction. Le taux de porosité a été obtenu par seuillage de l'image. La valeur du seuil a été déterminée manuellement par analyse visuelle à un niveau de gris de 100 pour un codage sur 256 niveaux. Le niveau de porosité corrigé est constant dans l'épaisseur et vaut environ 45% pour ce choix de valeur de seuil. Ce chiffre est à considérer avec les mêmes précautions que dans le cas de l'abradable AlSi-PE, le taux de porosité identifié est directement lié au seuil identifié par l'observateur.

En augmentant la taille de volume cubique par pas de 10 pixels de côté à partir du centre de la tomographie, l'évolution du taux de porosité est calculée (figure 2.14). On observe que le taux de porosité de ces volumes se stabilise à partir de 1 mm^3, définissant ainsi le VER pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN.

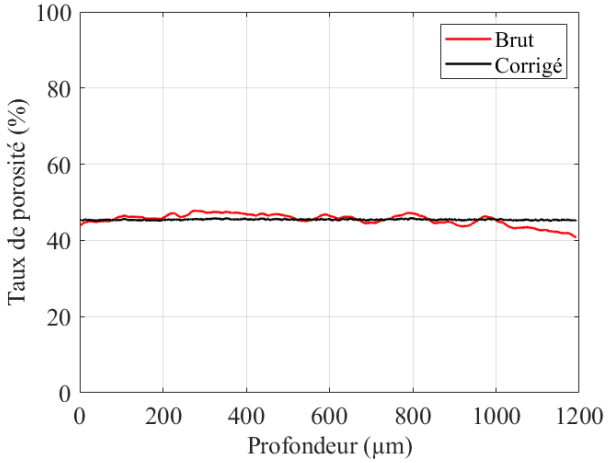


FIGURE 2.13 – Taux de porosité de l'abradable CoNiCrAlY-hBN obtenu pour un seuillage fixé à un niveau de 100/256, avant et après correction du durcissement du faisceau

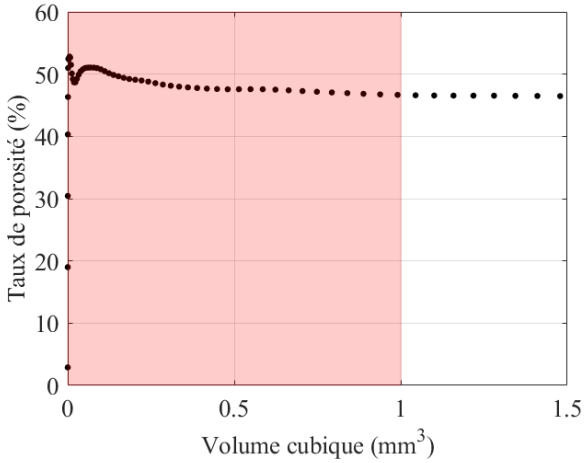


FIGURE 2.14 – Taux de porosité de l'abradable CoNiCrAlY-hBN obtenu pour différents volumes d'intérêt

Synthèse des points clés

Les observations de la microstructure des matériaux abradables comportent un biais de mesure particulièrement présent dans la quantification du taux de phase. Ce phénomène est lié au durcissement de faisceau. Celui-ci a été corrigé grâce à la mise en œuvre d'un outil de recalage des histogrammes. Ceci a permis de quantifier le taux de porosité des matériaux abradables.

Le taux de porosité des matériaux bruts a été estimé à 6% et 45% pour les abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN respectivement. Un VER de $0,1$ mm^3 a été calculé pour l'abradable AlSi-PE et de 1 mm^3 pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN. L'identification des VER pour chacune de ces deux nuances a conduit à des volumes très faibles au regard de la taille des éprouvettes nécessaires pour mener les essais de caractérisation du comportement thermomécanique. Ainsi, les résultats sur les VER ne contraignent pas la fabrication des éprouvettes qui est détaillée à la fin de ce chapitre. Les éprouvettes utilisées lors de ces travaux ont des volumes de deux ordres de grandeur supérieurs à ceux des VER identifiés par le biais des mesures tomographiques.

2.3 État de l'art sur la préparation d'éprouvettes d'abradable

Bien que la littérature propose de plus en plus de résultats sur la caractérisation thermomécanique des revêtements abradables, l'obtention des éprouvettes n'est pas souvent décrite clairement. Cet aspect incontournable reste encore peu documenté aujourd'hui. Il est souvent omis ou abordé brièvement dans le meilleur des cas. La nature des matériaux abradables, mise en évidence précédemment, rend complexe l'obtention d'éprouvettes. Les faibles épaisseurs de revêtement obtenues et leur association à un substrat sont les principales contraintes d'obtention de ces matériaux. De plus, leur nature poreuse les rend très délicats à manipuler en raison de leur fragilité. Des stratégies de caractérisation ont alors souvent été mises au point pour réaliser des études directement avec le couple abradable-substrat.

Dans une étude d'interactions aubes/abradable, [Wang, 1996] mentionne avoir réalisé des essais de compression quasi statique afin de déterminer les modules d'Young et les limites élastiques en fonction de la température de matériaux abradables de type AlSi et NiCrAl. Cependant ni la géométrie, ni les dimensions, ni la présence ou non d'un substrat lié aux éprouvettes sont abordées.

[Ma and Matthews, 2007, 2009] proposent des études du comportement mécanique de trois nuances d'abradable : un abradable Ni-Graphite (*Metco* 308NS), un abradable AlSi-Graphite (*Metco* 313NS) et un abradable AlSi-PE (*Metco* 601NS). Ces travaux, où les échantillons d'abradable sont liés à un substrat, comprennent des essais de flexion, de traction, de micro-dureté et de rayure. Les revêtements sont projetés sur des substrats plans en acier de différentes dimensions. Pour les essais de traction et de flexion, une étape de rectification du revêtement est préalablement effectuée pour assurer une épaisseur constante du revêtement. Les essais de traction ont été conduits sur des éprouvettes plates composées de substrat d'épaisseur $1,65$ mm et de revêtement d'épaisseur comprise entre $2,1$ mm et 3 mm. Une rupture de l'abradable apparait avant décohésion avec son substrat. Pour les essais de comportement en flexion et en traction, la connaissance des propriétés du substrat permet d'isoler celle des abradables lors du dépouillement des essais. Aucune influence de l'interface n'est mentionnée. Durant cette étude, la modification de l'épaisseur du revêtement n'a pas engendré de variation de la réponse des éprouvettes lors d'essais de caractérisation mécanique.

[Johnston and Evans, 2007] décrivent le développement d'essais de traction en se basant sur le brevet de [Hopkins and Shipton, 2005]. Le protocole de fabrication d'éprouvettes permet de produire des éprouvettes de matériaux abradables sans substrat et de géométrie adaptée aux machines de caractérisation mécanique conventionnelles. La projection du revêtement s'effectue dans un moule soluble conservant son intégrité à des températures pouvant atteindre 200 °C (figure 2.15). Après la projection, le moule jouant le rôle de substrat est éliminé en plaçant l'ensemble dans un bain d'eau à ultrason afin de le dissoudre. Aucune information concernant un éventuel séchage n'est mentionnée. Une ébauche d'éprouvette aux dimensions proches du résultat visé est ainsi obtenue. Une dernière étape d'usinage permet d'obtenir sa géométrie finale, celle d'une éprouvette de traction de type haltère plate (figure 2.16).

[Johnston and Evans, 2007] expliquent cependant que les éprouvettes ne sont pas strictement plates mais légèrement bombées sur leur longueur après fabrication selon ce protocole. Lors de la traction, une contrainte est nécessaire pour aplanir l'éprouvette. L'éprouvette se trouve ainsi précontrainte. Les niveaux et les effets de cette courbure mesurée sur les résultats des essais de caractérisation ne sont pas développés dans la discussion. Une recherche itérative sur la géométrie d'éprouvette à adopter est également présentée. Elle vise à déterminer un rayon de raccordement localisant une fracture dans la zone utile de l'éprouvette. Grâce à cette technique, [Johnston, 2011] a obtenu des éprouvettes de traction pour trois nuances de matériaux abradables : AlSi-hBN, NiCrAl-Bentonite et NiCrAl-Bentonite-hBN d'épaisseurs finales de 2 mm pour l'étude de leurs comportements mécaniques.

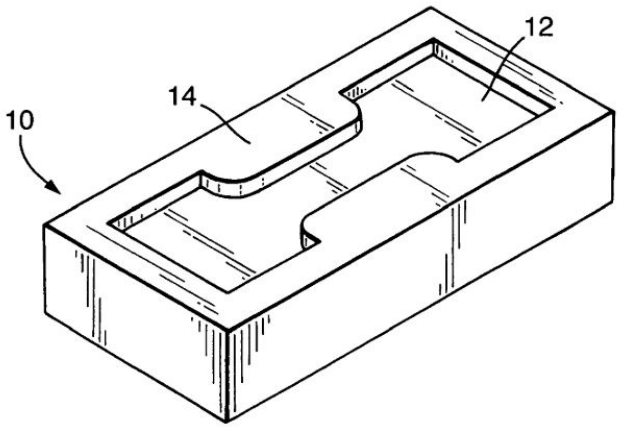


FIGURE 2.15 – Schéma du moule soluble extrait du brevet de [Hopkins and Shipton, 2005]

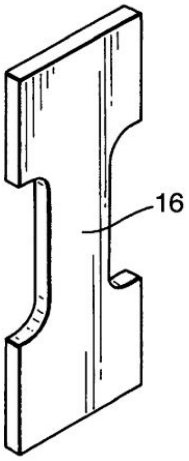


FIGURE 2.16 – Schéma d'une éprouvette obtenue en appliquant le protocole breveté par [Hopkins and Shipton, 2005]

Dans sa thèse, [Baïz, 2011], a mené un travail exploratoire pour la caractérisation d'un abradable de type AlSi-hBN (*Metco* 320NS) à travers un grand nombre d'essais différents. Des essais de compression quasi statiques et dynamiques, de traction quasi statiques et des essais de traction indirecte, dits essais brésiliens, ont été conduits durant ces travaux. Des revêtements d'épaisseurs initiales comprises entre $3,5$ mm et $4,1$ mm sur un substrat métallique plan ont été utilisés pour extraire des éprouvettes (figure 2.17). Une découpe des éprouvettes à l'électroérosion à fil a permis de séparer le revêtement de son substrat. Cette technique a également été utilisée pour retirer la surface brut de projection du revêtement. Ceci de manière à s'affranchir au mieux des effets de bords inhérents à la projection thermique (figure 2.18) [Baïz, 2011]. Le contournage des éprouvettes a également été réalisé par électroérosion.



FIGURE 2.17 – Plaque de revêtement abradable brut sur son substrat avant prélèvement d'échantillons [Baïz, 2011]

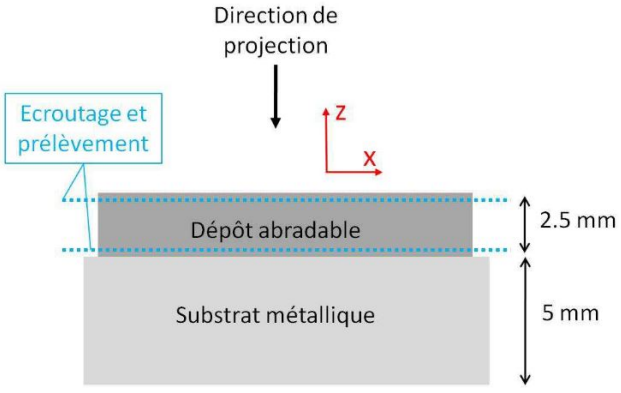


FIGURE 2.18 – Méthode de prélèvement d'échantillon utilisée dans les travaux de [Baïz, 2011]

Plusieurs types d'éprouvettes ont été obtenus en fonction des types de chargement souhaités. Des pions cylindriques et plaquettes rectangulaires avec substrat ont servi pour des observations microstructurales ou des essais de dureté. Pour les essais de caractérisation, des éprouvettes sans substrat

d'épaisseur finale de $2,5$ mm ont été obtenues. Différents types d'éprouvettes ont été utilisés : des haltères plates pour essais de traction, des pastilles cylindriques pour essais de compression et essais brésiliens. Des éprouvettes cylindriques de 20 mm de diamètre et de $3,5$ mm d'épaisseur ont également été fabriquées dans le but de réaliser des essais de compression dynamique. Ces dernières n'ont pas fait l'objet d'écroutage de la surface brut de projection afin de conserver une épaisseur maximale.

[Pellegrino et al., 2018] présentent des essais de compression et de traction quasi statique en température (jusqu'à 300 °C) ainsi que des essais de compression dynamique en température sur un abradable de type AlSi-PE, de désignation commercial *Metco* 601NS, sans substrat. Ils ont basé leur étude expérimentale sur des éprouvettes de compression cylindriques de 6 mm de diamètre et de 5 mm d'épaisseur ainsi que des éprouvettes de traction cylindriques comportant une zone utile de 3 mm de diamètre et de 8 mm de long. La technique utilisée pour obtenir ces échantillons n'est pas mentionnée dans cette communication.

Les matériaux abradables ne sont pas les seuls revêtements, obtenus par projection thermique, faisant l'objet d'études de comportement mécanique. On peut mentionner, entre autres, [Azarmi et al., 2009] qui proposent des essais de traction d'une éprouvette en alliage de nickel projeté par APS, *Metco* AMDRY 625, sur un substrat de type mousse à base nickel. Les éprouvettes utilisées dans ces travaux, de moins de 1 mm d'épaisseur finale, sont séparées du substrat par usinage et aucune indication complémentaire n'est fournie quant à leur fabrication.

Synthèse des points clés

L'étude du comportement des matériaux abradables souffre de la difficulté à obtenir des éprouvettes permettant la conduite d'essais mécaniques conventionnels. Il apparait évident que l'obtention d'éprouvettes en matériaux abradables est à ce jour un verrou pour la réalisation d'essai de caractérisation du comportement thermomécanique. Obtenir des épaisseurs conséquentes de plus de quelques millimètres est rarement possible puisque ces revêtements ne sont pas traditionnellement projetés dans les carters sur des épaisseurs plus importantes. Les techniques de caractérisation mécanique classiques nécessitent cependant des éprouvettes aux dimensions permettant d'avoir des sections sollicitées significatives.

Dans ces études, on s'intéresse à caractériser le comportement thermomécanique global du matériau. Pourtant aucun lien avec le Volume Élémentaire Représentatif (VER) n'est jamais mentionné. Et ce malgré des épaisseurs d'éprouvettes ne dépassant pas quelques millimètres.

Les paramètres de projection sont rarement connus et même si des comparaisons entre différents travaux sur le même matériau abradable sont possibles, il est difficile d'effectuer une comparaison quantitative.

2.4 Protocole d'obtention d'éprouvettes

Les épaisseurs de revêtement déposées sur les carters des turboréacteurs sont de l'ordre de quelques millimètres. Pour des essais conduits sur portions de turboréacteur à échelle réelle, il est rapporté que

l'épaisseur du revêtement abradable atteint 3 mm [Millecamps et al., 2015]. Réaliser des projections épaisses peut éventuellement modifier les propriétés du revêtement. Cependant, [Ma and Matthews, 2009] n'ont pas montré de dépendance des propriétés élastiques à l'épaisseur de revêtement. Cette dernière variait entre 2, 1 mm à 3 mm pour plusieurs types de matériaux abradables et notamment l'abradable AlSi-PE (*Metco* 601NS). Le partenaire industriel a donc produit des revêtements de forte épaisseur (de l'ordre de la dizaine de millimètre). L'extraction d'échantillons aux dimensions et géométries comparables à celles utilisées pour la caractérisation de matériaux plus conventionnels est donc rendue possible.

Des plaques revêtues, composées d'un substrat métallique sur lequel la nuance d'abradable a été projetée par un sous-traitant de l'industriel partenaire, représentent les éléments de départ. L'abradable AlSi-PE a été projeté sur des substrats de dimensions 62 mm de large, 150 mm de long pour une épaisseur de 4 mm. La sous-couche et la couche sont les revêtements AMP 280 et PAC 905 respectivement. La même méthode a été retenue pour la deuxième nuance d'abradable (CoNiCrAlY-hBN). La projection plasma a permis d'obtenir une épaisseur brute de revêtement minimale de 10 mm dans les deux cas. Les revêtements de CoNiCrAlY-hBN-PE n'ont pas été soumis à la pyrolyse préconisée au chapitre 1 après leur projection chez le sous-traitant. Ce choix est justifié par le besoin de conserver temporairement le polymère au sein du matériau pour assurer une meilleure cohésion du revêtement lors du procédé d'extraction d'éprouvettes. La pyrolyse a été réalisée seulement après extraction des échantillons CoNiCrAlY-hBN afin de garantir l'intégrité de leur structure fortement poreuse. Ce processus augmentent considérablement le temps de préparation des éprouvettes dans le cas de ce revêtement.

Un protocole d'extraction a été mis au point en se basant sur les machines disponibles au laboratoire et est synthétisé dans la table 2.1. À partir des plaques brutes de projection, cette méthode permet de réaliser des éprouvettes de caractérisation thermomécanique des matériaux abradables. Une déclaration de brevet, intitulé de "Procédé de fabrication d'une éprouvette massique en matériau abradable pour des essais de caractérisation", a été déposée à l'*INPI* (Institut National de la Propriété Industrielle) concernant ce procédé (n° enregistrement : FR1907181).

Étape	Machine	Pulvérisation	Paramètres
Contournage des éprouvettes	Fraiseuse Haas VF2	Air	$V_C = 70$ m/min $f_Z = 0,08$ mm/dent $a_p = 0,5$ mm
Séparation du substrat	Scie à fil diamanté Escil	Eau	Diamètre du fil 0, 3 mm
Polissage des faces à dimension	Manuel	Eau	Papier SiC 220
			Papier SiC 800

TABLE 2.1 – Protocole d'extraction d'éprouvette abradable à partir d'une plaque brute de projection

Une étape de contournage sur fraiseuse des échantillons dans les plaques brutes est la première étape d'élaboration. Cette méthode permet de créer toute géométrie cylindrique. Pour optimiser le

nombre d'éprouvettes extraites par plaques, des outils coupants de diamètre 3 mm ont été retenus, limitant ainsi la perte de matière. Un système de pulvérisation d'air a permis d'évacuer la poudre d'abradable due à l'usinage. La solution de lubrification a été écartée pour ne pas polluer les porosités du revêtement avec des résidus provenant du fluide de coupe. Les paramètres d'usinage n'ont pas fait l'objet d'une étude visant à les optimiser. Le nombre de plaques disponibles pour ces travaux étant limité, aucune recherche d'optimisation de ces paramètres n'a été effectuée sur ces matériaux abradables. Des paramètres ont été calculés, testés et ont donné des résultats satisfaisants en terme d'état de surface obtenu (figure 2.19). Ce jeu de paramètres a été par la suite conservé et est résumé table 2.1.

La séparation du revêtement de son substrat a été réalisée à l'aide d'une scie à fil (figure 2.20) équipée d'un fil diamanté d'un diamètre de $0,3$ mm. Ce moyen de séparation du revêtement de son substrat permet de limiter les pertes de matière dans l'épaisseur des échantillons. L'avantage de la découpe au fil est d'exercer un effort de couple faible sur le matériau lors du procédé. Le but est de limiter l'endommagement des interfaces autant que possible, voir de tendre vers un volume extrait vierge de toute préparation. La découpe est lubrifiée à l'eau garantissant une non-pollution des porosités après séchage.



FIGURE 2.19 – État de surface constaté après usinage pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN

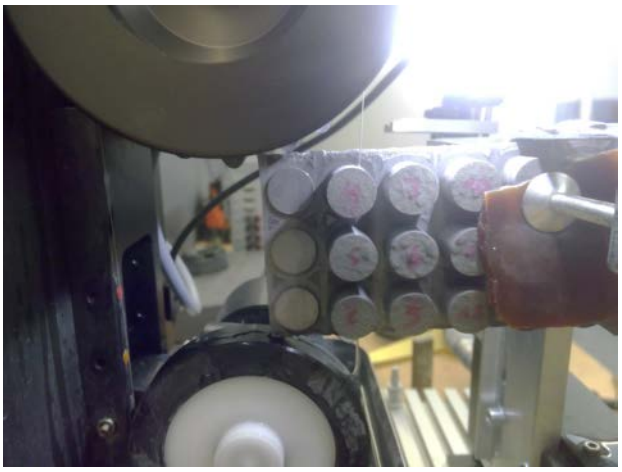


FIGURE 2.20 – Séparation des échantillons du substrat sur scie à fil

Une fois séparé du substrat, chaque échantillon doit être amené à une valeur d'épaisseur donnée. De plus la perpendicularité entre la surface découpée au fil et la surface usinée par contournage doit être garantie. Cette contrainte géométrique est assurée lors du polissage grâce à un montage spécifique représenté figure 2.21.

Le guide contenant l'échantillon à polir est plaqué par l'opérateur contre le drap de polissage. Par une légère pression exercée par l'opérateur sur le piston, l'échantillon est alors plaqué contre le papier à polir. Une première phase du polissage consiste à rendre planes et parallèles les surfaces brutes de projection et de découpe au fil de l'éprouvette. L'enlèvement de matière par polissage est ensuite poursuivi jusqu'à se rapprocher de l'épaisseur cible. Ces deux phases d'ébauche se font avec du papier SiC à taille de grain 220, l'objectif étant principalement d'enlever de la matière. Le polissage

lors de la deuxième phase s'effectue de façon à enlever approximativement la même épaisseur sur chaque face de l'échantillon ; ceci de manière à prélever l'échantillon en éliminant les effets de bords coté substrat et coté surface libre. Un dernier polissage de finition effectué avec un papier SiC à grain 800 permet de finaliser la géométrie de l'échantillon en atteignant l'épaisseur cible tout en lui donnant l'état de surface final. Toutes ces phases de polissage sont lubrifiées à l'eau.

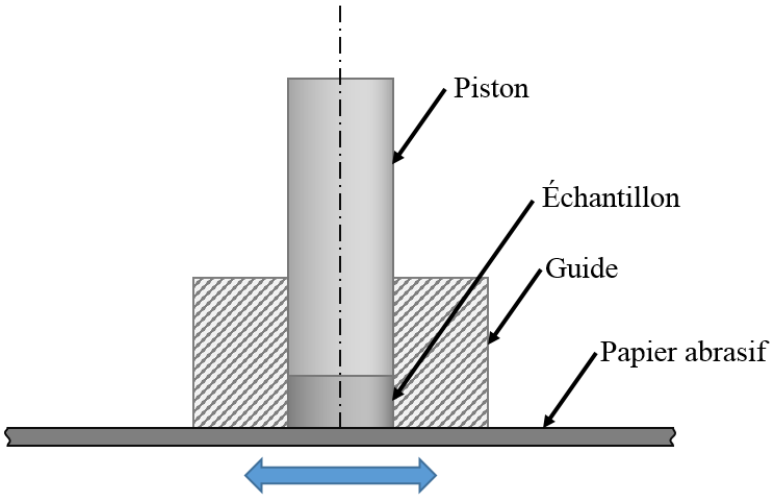


FIGURE 2.21 – Schéma du montage de polissage d'échantillon cylindrique

Le parallélisme des faces obtenues par cette méthode a été évalué selon la méthode schématisée figure 2.22. Un comparateur monté sur un support indique les variations dimensionnelles entre les deux faces. Le contrôle se fait suivant deux directions non parallèles dans le plan d_1 et d_2. Une mesure sur huit échantillons AlSi-PE de diamètre 20 mm a été effectuée dans chaque direction. Les variations maximales sont synthétisées dans la table 2.2. Un parallélisme inférieur à trois centièmes de millimètre est obtenu avec la procédure mise en œuvre.

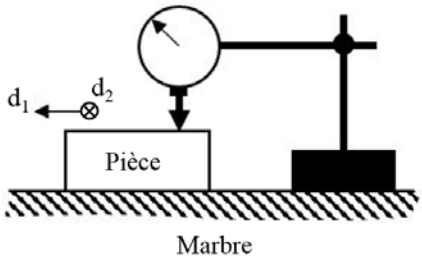


FIGURE 2.22 – Méthode de contrôle du parallélisme

Échantillon n°	Parrallélisme (mm)
1	0.014
2	0.012
3	0.008
4	0.007
5	0.026
6	0.012
7	0.015
8	0.021

TABLE 2.2 – Résultat du contrôle de parallélisme des échantillons AlSi-PE après polissage

Dans le cas des échantillons en abrdabable CoNiCrAlY-hBN-PE, après polissage, une dernière étape consiste à pyrolyser la phase polymère. Cette opération correspond à un maintien pendant 5 h à 450 °C (opération réalisée par le sous-traitant du partenaire industriel).

Cette procédure de fabrication d'éprouvettes permet de réaliser différentes géométries d'éprouvettes associées aux contraintes des différents types de chargement. La phase de contournage limite la forme des éprouvettes à des géométries cylindriques et la phase de polissage contraint l'épaisseur à être constante. La table 2.3 synthétise les géométries d'éprouvettes obtenues par ce procédé et les cas de chargement associés. Les dimensions des éprouvettes sont précisées au fur et à mesure dans la suite du manuscrit.

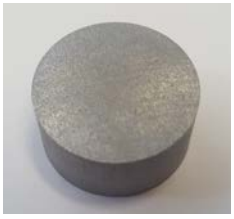
Sollicitation	Compression	Traction	Cisaillement	Essai brésilien
Géométrie d'éprouvette	Cylindre de révolution	Éprouvette de traction plate	Éprouvette de double cisaillement	Cylindre de révolution avec méplat
Illustration				

TABLE 2.3 – Différentes géométries d'échantillon abradable réalisées lors de ces travaux permettant de caractériser le comportement mécanique sous diverses sollicitations

Synthèse des points clés

L'hypothèse que la projection de revêtement abradable sur de fortes épaisseurs ne modifie pas les propriétés du matériau a été posée. Les éprouvettes ainsi obtenues lors ces travaux sont représentatives des revêtements abradables projetés dans les carters. Le procédé d'obtention mis en œuvre permet de réaliser une large gamme de géométries d'éprouvette différentes et offre la possibilité de réaliser des éprouvettes pour des essais de compression, de traction, de cisaillement et de chargement complexe.

2.5 Conclusion

Les matériaux abradables possèdent une microstructure singulière. Hétérogène et poreuse, celle-ci dépend notamment des paramètres de projection lors de son obtention. Il en résulte que les propriétés thermomécaniques finales du revêtement sont elles-mêmes liées aux paramètres de dépôt.

D'après l'état de l'art sur la préparation d'éprouvettes d'abradable, il apparait qu'extraire des échantillons à partir de revêtement projeté est une tâche complexe. Pour cette raison, les essais de caractérisation de matériaux abradables sont souvent réalisés sur des couples abradable-substrat. Dans les rares cas où l'abradable est caractérisé découplé de son substrat, les éprouvettes sont de faibles dimensions. Les moyens de caractérisation pouvant être mis en place sont alors limités. Pour lever ce verrou technologique, une méthode d'obtention d'éprouvettes a été mise au point pour ces travaux. Elle permet de réaliser des éprouvettes aux géométries variées et standards pour différents moyens de caractérisation mécanique conventionnels.

L'observation de la microstructure des matériaux abradables de l'étude a été conduite en s'appuyant sur des mesures tomographiques. Un VER de $0,1$ mm^3 a été calculé pour l'abradable AlSi-PE et de 1 mm^3 pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN. Ces derniers sont mis en perspectives des dimensions d'éprouvettes sélectionnées lorsque celles-ci sont introduites dans leur chapitre respectif.

CHAPITRE 3

MÉTHODE DE CARACTÉRISATION THERMOMÉCANIQUE DES ABRADABLES EN CONDITIONS REPRÉSENTATIVES

3.1 Banc d'essai des barres d'Hopkinson 46

3.2 État de l'art sur les techniques expérimentales de caratérisation thermomécanique dynamique appliquées aux matériaux abradables 55

3.3 Essais de compression dynamiques sur barres d'Hopkinson des matériaux abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN 58

3.4 Conclusion 79

La caractérisation du comportement thermomécanique des matériaux abradables en conditions représentatives d'interactions aubes/abradable nécessite en premier lieu de définir la nature même de ces conditions représentatives. Il y a évidemment la température moteur ou de l'étage qui est connue. Cependant, la réalité de la sollicitation mécanique semble complexe, mêlant compression, traction et cisaillement dans le revêtement [Berthoul et al., 2018]. Afin d'orienter la caractérisation mécanique, il est nécessaire de poser quelques hypothèses sur la nature du chargement représentatif.

Pour être représentatif des conditions présentes dans un turboréacteur, [Batailly et al., 2013] définissent que les vitesses de déformation à atteindre lors d'essais de caractérisation d'abradables sont de l'ordre de 10^3 s^{-1}. Ce niveau a été défini dans le cadre d'une stratégie de modélisation du revêtement à l'aide d'éléments unidimensionnels travaillant uniquement en compression lors d'une pénétration radiale de l'aube (chapitre 1). Par ailleurs, les températures de fonctionnement maximales des abradables ont été précédemment définies pour les deux nuances : AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN à 350 °C et 800 °C respectivement. Le chargement représentatif du matériau abradable lors d'interaction aubes/a-

bradable est donc défini comme une sollicitation de compression dynamique de l'ordre de 10^3 s^{-1} pour des températures pouvant atteindre la température maximale d'utilisation.

La famille des bancs expérimentaux de type barres d'Hopkinson offre la capacité de réaliser des caractérisations pour de grandes vitesses de déformation correspondant notamment aux conditions de chargement recherchées pour l'étude du comportement thermomécanique des matériaux abradables. Leur principe de fonctionnement général est présenté afin d'introduire les précautions à prendre lors de l'exploitation des essais. Ces précautions permettent d'apprécier l'existant dans la caractérisation dynamique des matériaux abradables. Les barres d'Hopkinson utilisées lors ces travaux ainsi que les protocoles expérimentaux mis en œuvre sont détaillés et adaptés à l'étude des éprouvettes de matériaux abradables.

3.1 Banc d'essai des barres d'Hopkinson

Le banc expérimental des *Split-Hopkinson Pressure Bar* (SHPB), appelé en français barres d'Hopkinson, a été développé au cours du 20me siècle pour étudier le comportement dynamique des matériaux. Ce dispositif expérimental tire ses origines des travaux de John Hopkinson (1872), repris ensuite par son fils Bertram Hopkinson [Hopkinson, 1914], qui cherchait alors à étudier le comportement dynamique de câbles métalliques. Il est ainsi le premier à développer une technique permettant de mesurer le profil d'une onde de pression en fonction du temps. [Davies, 1948] apporte une contribution importante en proposant une étude critique du dispositif. Il a notamment établi une méthode de détermination directe du profil de déformation en se basant sur la théorie de propagation unidimensionnelle d'ondes élastiques. [Kolsky, 1949] fût le premier à placer l'échantillon entre deux barres. Son dispositif se rapproche beaucoup plus des bancs expérimentaux utilisés à ce jour. Ce dispositif est devenu incontournable dans l'étude du comportement de matériau aux grandes vitesses de déformation, couramment comprises entre 10^2 s^{-1} et 10^4 s^{-1}. Ce moyen d'essai, conçu à l'origine pour réaliser des chargements de compression, est aujourd'hui également déclinable pour des essais de traction, de torsion, de cisaillement et de chargements complexes qui combinent plusieurs types de chargement simple. Toutes ces techniques se basent sur la propagation d'ondes élastiques dans de longues barres afin de solliciter un échantillon. Cette section détaille le fonctionnement des barres d'Hopkinson lors d'un essai de compression dynamique d'une éprouvette cylindrique.

Le schéma de principe de barres d'Hopkinson est présenté figure 3.1.a. Deux longues barres servent de milieu de propagation aux ondes élastiques générées suite à l'impact d'un projectile sur l'une d'elles. La barre impactée est appelée barre incidente tandis que l'autre est nommée barre réceptrice ou barre de transmission. Un échantillon cylindrique est positionné entre ces dernières, ses faces planes étant en contact avec les extrémités des deux barres. Les barres et le projectile sont coaxiaux, généralement de même diamètre et de même matériau. Pour simplifier l'explication du banc expérimental, ce cas de figure est considéré, mais il est possible d'utiliser différents matériaux pour chaque barre. La figure 3.1.b présente la figure de Lagrange illustrant le déplacement en fonction du temps des différentes ondes dans les barres et le projectile après l'impact de ce dernier. Les ondes se propa-

geant dans la barre incidente et la barre réceptrice sont mesurées par le biais de jauges d'extensométrie collées en surface et généralement à mi-longueur (figure 3.1).

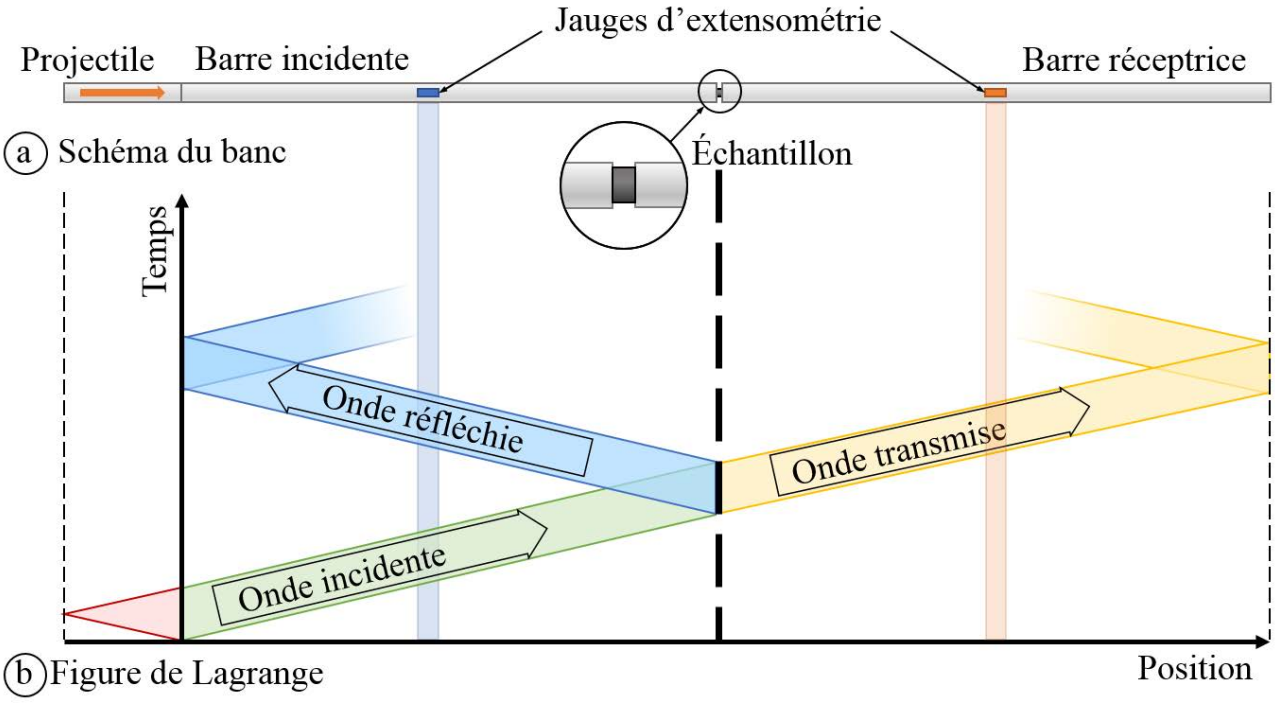


FIGURE 3.1 – Schéma de barres d'Hopkinson et figure de Lagrange associée décrivant le parcours des ondes après impact du projectile

Lorsque l'impact d'un projectile sur la barre incidente se produit, une onde de compression se propage jusqu'à l'échantillon (vert) et une deuxième onde de compression se propage également dans le projectile (rouge). Cette dernière est réfléchie en onde de traction par la surface libre du projectile et revient vers la surface d'impact provoquant ainsi la séparation du projectile avec la barre incidente. Ce trajet est représenté en rouge sur la figure 3.1.b. À cet instant, le chargement de la barre incidente, dû à l'impact du projectile, est achevé. Le temps de chargement t_c (s), est ainsi directement lié à la longueur du projectile L_p (m) et la vitesse de propagation des ondes élastiques dans le matériau des barres et du projectile C_B (m/s) :

$$t_c = \frac{2L_p}{C_B} \tag{3.1}$$

La vitesse d'une onde élastique C est fonction du module d'Young E (Pa) et de la masse volumique ρ (kg/m^3) du matériau dans lequel elle se propage (équation 3.2). Dans les métaux celle-ci est de l'ordre de 5 km/s.

$$C = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \tag{3.2}$$

Les ondes générées sont en théorie des créneaux de contrainte et de déformation se propageant dans la barre incidente et le projectile. Il est important de s'assurer que la vitesse d'impact du projectile n'impose pas de déformations plastiques afin de ne pas déformer de manière irréversible le dispositif

expérimental. Les ondes générées sont des ondes élastiques. Le créneau de contrainte possède une amplitude inférieure à la limite élastique du matériau des barres. Il est proportionnel au créneau de déformation par l'intermédiaire du module d'Young connu des barres.

Suite à l'impact du projectile, l'onde incidente continue de se propager dans la barre incidente jusqu'à rencontrer une rupture d'impédance mécanique. Lorsqu'une force s'applique sur un système, celui oppose une résistance à sa mise en mouvement, la mesure de cette résistance est traduite par l'impédance mécanique I (kg/s) exprimée par :

$$I = \rho C A \tag{3.3}$$

A (m^2) est l'aire de la section orthogonale au déplacement des ondes du milieu considéré. C et ρ sont les propriétés matériaux de ce milieu. Une onde ne rencontrant pas de rupture d'impédance continue de se propager sans modification. Ceci est le cas au sein d'une même barre du dispositif expérimental possédant une section constante. Si les barres incidente et réceptrice sont en contact (sans échantillon) alors l'onde incidente se propage intégralement dans la barre réceptrice. L'essai dit "à vide" est un test représentant cette configuration. Ce type de test permet de vérifier la coaxialité des barres incidente et réceptrice. Dans le cas contraire, la rupture d'impédance, ainsi créée, est détectable sur la mesures des ondes.

Lorsqu'une onde arrive au niveau d'une rupture d'impédance mécanique elle y est en partie réfléchie et transmise. Lors d'un essai, ce phénomène se produit lorsque l'onde incidente rencontre la rupture d'impédance causée par la présence de l'échantillon entre les barres incidente et réceptrice (trait en pointillé large figure 3.1.b). La réflexion et la transmission partielle de l'onde incidente sont représentées respectivement en bleu et en jaune figure 3.1.b. L'onde incidente, l'onde réfléchie et l'onde transmise sont respectivement notées ε_I, ε_R et ε_T. Le déplacement des barres généré par le passage des ondes compriment l'échantillon entre les deux interfaces échantillon/barre. Les déplacements sont identifiés figure 3.2 par d_1 et d_2 où le déplacement de la barre incidente est supérieur à celui de la barre de transmission.

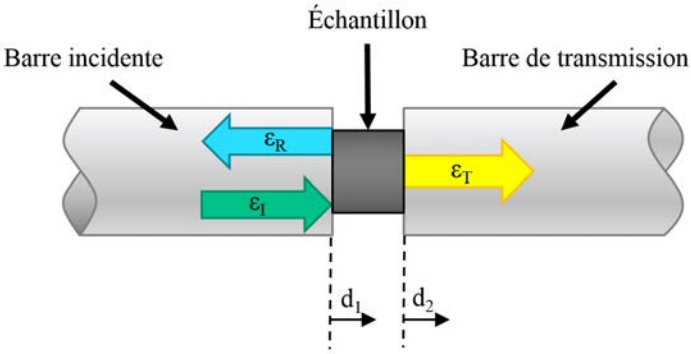


FIGURE 3.2 – Détail de l'échantillon comprimé entre les barres en déplacement due au passage des ondes de déformation élastique

L'onde incidente est théoriquement un créneau de contrainte dont l'amplitude est proportionnelle par la vitesse d'impact. La figure 3.3 compare le profil théorique d'une onde incidente de compression

avec un profil type expérimental. En réalité, bien que volontairement très longues par rapport à leur diamètre, les barres ne font que se rapprocher d'un milieu unidimensionnel et la propagation des ondes n'y est donc pas idéale. Il en résulte l'apparition d'oscillations parasites sur le créneau d'onde. Une jauge de déformation ne permet pas une mesure ponctuelle mais moyenne la déformation mesurée sous sa surface collée. Cela se manifeste sur la mesure par des temps de montée et de descente visible sur le créneau et correspondant au front d'onde chargeant et déchargeant progressivement la jauge de déformation.

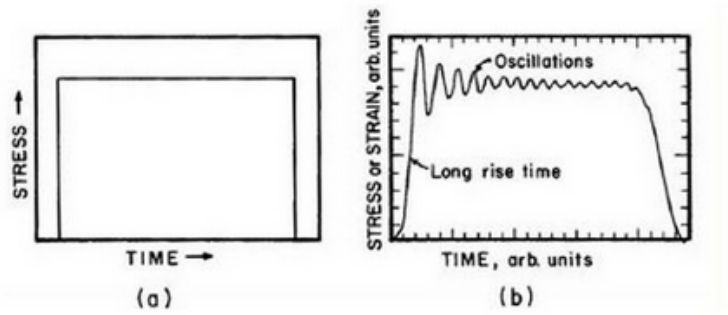


FIGURE 3.3 – Profils théorique et réel d'une onde générée sur barres d'Hopkinson [Chen and Song, 2011]

Les jauges d'extensométrie mesurent les déformations provoquées par le passage des ondes incidente ε_I, réfléchie ε_R et transmise ε_T en fonction du temps. Une mesure typique d'un essai de compression dynamique sur barres d'Hopkinson est présentée figure 3.4 pour illustrer ces propos. La mesure des jauges de la barre incidente, représentées en bleu figure 3.1.b, est tracée de la même couleur figure 3.4. Cette mesure identifie les ondes incidente et réfléchie, identifiables en vert et bleu respectivement sur les deux figures. L'onde incidente obtenue expérimentalement se rapproche du créneau de compression théorique. L'onde réfléchie est une onde de traction. La mesure de l'onde transmise, réalisée par les jauges de la barre réceptrice, représentées en orange figure 3.1.b, est tracée de la même couleur figure 3.4. Cette dernière est une onde de compression.

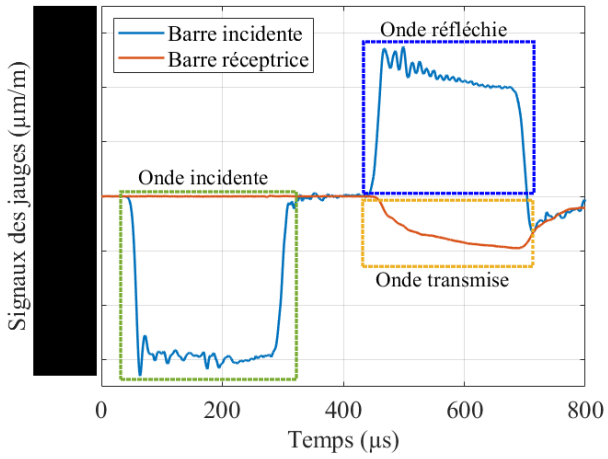


FIGURE 3.4 – Signaux des jauges typiques d'un essai de compression sur barres d'Hopkinson

La mesure des ondes incidente ε_I, réfléchie ε_R et transmise ε_T permet d'analyser les essais sur barres d'Hopkinson afin de déterminer la contrainte et la déformation dans l'échantillon au cours de sa sollicitation. En effet, la répartition entre onde réfléchie et transmise est directement liée à la rupture d'impédance entre les barres et l'échantillon. Les impédances mécaniques des barres et de l'échantillon sont donc volontairement choisies de manière à créer une rupture d'impédance mécanique. Cependant, cette rupture d'impédance ne doit ni être trop faible ni trop grande. Ceci de façon à garantir une répartition des niveaux des ondes réfléchie et transmise où les amplitudes sont de même ordre. Ceci afin d'éviter que le signal transmis ou le signal réfléchi n'est une amplitude trop faible et que le rapport signal-bruit ne pénalise la mesure.

Tout recouvrement d'onde lors de la mesure est également un point à éviter lors d'un essai. Un recouvrement d'onde se produit lorsque les mesures de l'onde incidente et l'onde réfléchie se chevauchent au niveau des jauges de la barre incidente. La distance entre l'interface barre/échantillon et le point de mesure conditionne le recouvrement d'onde. Dans le cas extrême, l'onde incidente doit finir d'être mesurée lorsque l'onde réfléchie débute. Ceci implique que la longueur de l'onde incidente doit alors être au maximum deux fois la distance entre l'interface barre/échantillon et le point de mesure. Or la longueur du projectile définie la longueur des ondes. Celle-ci est donc le paramètre permettant de garantir l'absence de recouvrement d'onde puisque le point de mesure est fixe. Donc le projectile ne doit pas être plus long que la distance entre les jauges de la barre incidente et l'interface barre/échantillon pour éviter un recouvrement des ondes incidente et réfléchie.

Après la mesure des ondes incidente, réfléchie et transmise, l'essai sur barres d'Hopkinson est virtuellement terminé. Seule la sollicitation générée par le premier passage de ces ondes est exploitée. Cependant, les deux ondes toujours présentes dans les barres continuent de se propager jusqu'à leur amortissement. Sur la figure de Lagrange (figure3.1) ceci est illustré par le fondu visible sur ces deux ondes. On peut ainsi définir des ondes dites utiles ; celles vues auparavant qui sont les ondes incidente ε_I, réfléchie ε_R et transmise ε_T. Toutes les autres ondes, causées par les réflexions successives sur les surfaces libres de chacune des barres, sont qualifiées d'ondes résiduelles. Les ondes résiduelles continuent à charger l'échantillon successivement jusqu'à s'estomper par dissipation de leur énergie. Pour faire le lien entre évolution microstructurale et comportement du matériau, il est utile d'observer l'endommagement d'un échantillon après essai. Dû aux ondes résiduelles l'échantillon subit irrémédiablement plusieurs chargements successifs. Tout ce qui suit la sollicitation utile n'est pas pris en compte lors du dépouillement de l'essai et il est alors impossible de faire le lien entre les observations microstructurales post-mortem et l'exploitation des signaux d'un essai.

Exploiter les mesures des ondes ε_I, ε_R et ε_T consiste à déterminer l'historique des contraintes, déformations et vitesses de déformation de l'échantillon au cours de son chargement utile. Cette exploitation des essais sur barres d'Hopkinson a été proposée par [Davies, 1948] et repose sur les hypothèses de propagation unidimensionnelle des ondes ainsi que l'équilibre des efforts aux interfaces barre/échantillon. La déformation dans l'éprouvette est ainsi supposée homogène. L'hypothèse de propagation unidimensionnelle permet de définir que le profil d'une onde n'est pas modifiée durant leur propagation le long d'une barre. Les mesures des ondes ε_I, ε_R et ε_T réalisées au niveau des jauges

d'extensométrie traduisent ainsi les déformations aux interfaces barre/échantillon. Les équations 3.4, 3.5 et 3.6 sont alors proposées par [Davies, 1948] pour exploiter les essais sur barres d'Hopkinson.

$$\dot{\varepsilon_S}(t) = -2\frac{C_B}{L_S}\varepsilon_R(t) \tag{3.4}$$

$$\varepsilon_S(t) = -2\frac{C_B}{L_S}\int_0^t \varepsilon_R(t)dt \tag{3.5}$$

$$\sigma_S(t) = \frac{A_B}{A_S}E_B\varepsilon_T(t) \tag{3.6}$$

Elles permettent de déterminer la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon_S}$, la déformation ε_S et la contrainte σ_S dans l'échantillon au cours du temps lors de la sollicitation utile. Les paramètres de l'essai sont les dimensions de l'éprouvette cylindrique, L_S son épaisseur et A_S sa section circulaire. Les paramètres liés au dispositif expérimental sont la vitesse de propagation des ondes élastiques C_B, le module d'Young E_B et la section circulaire A_B des barres. Les trois équations 3.4, 3.5 et 3.6 sont celles communément utilisées pour le traitement des essais sur barres d'Hopkinson. Elles seront désignées telles que les équations de référence dans la suite de ce manuscrit.

Identifier l'évolution contrainte-déformation pour différentes vitesses de déformation est l'enjeu des essais de caractérisation du comportement thermomécanique. Il est donc important de s'assurer que la vitesse de déformation dans l'échantillon soit constante tout au long de chaque essai. Ceci est encore plus critique lors de l'étude de matériau sensible à celle-ci. D'après l'équation 3.4, la vitesse de déformation est constante si l'onde réfléchie possède une amplitude constante. Malheureusement, l'onde de compression générée par l'impact d'un projectile ne résulte pas toujours en une vitesse de déformation constante dans l'échantillon. Modifier le profil de cette onde est la seule manière d'y parvenir [Chen and Song, 2011]. Le fait de modifier le profil de l'onde incidente est une technique nommée pulse shaping. En français, elle se traduirait par la technique de conditionnement d'onde. La somme algébrique de l'amplitude de l'onde réfléchie et de l'onde transmise est égale à l'amplitude de l'onde incidente à l'équilibre. Obtenir un profil d'onde réfléchie d'amplitude constante, impose une onde incidente ayant un même profil que l'onde transmise additionné d'une amplitude constante (celle de l'onde réfléchie).

La technique du conditionnement d'onde (pulse shaping), utilisée pour la première fois par [Duffy et al., 1971], permet d'obtenir une vitesse de déformation constante au cours de l'essai. Il existe plusieurs solutions technologiques pour modifier le profil de l'onde incidente. Historiquement, la première consistait à utiliser des projectiles coniques permettant ainsi de générer une rampe sur le profil de l'onde générée lors de l'impact. Par la suite, un dispositif utilisant une éprouvette supplémentaire et identique à celle caractérisée a été mis au point par [Ellwood et al., 1982]. Cette deuxième éprouvette est appelée conditionneur d'onde (pulse shaper dans la littérature et abrégé par PS). Cette dernière est placée entre la barre incidente et une troisième barre, alors impacté par le projectile. Dans cette configuration, le PS sert à modifier l'onde incidente initialement trapézoïdale pour lui donner la forme

nécessaire avant d'interagir avec l'échantillon. Le profil de l'onde mesurée sur la barre incidente est donc celui d'une onde transmise par le PS et garantit une vitesse de déformation constante lors de la sollicitation de l'échantillon.

En simplifiant le dispositif et en se passant de la barre supplémentaire, on arrive à un montage où le PS est directement impacté par le projectile et joue aussi son rôle de conditionneur d'onde (figure 3.5). Aujourd'hui, cette technique de conditionnement d'onde est la plus couramment utilisée lors d'essai sur barres d'Hopkinson. Le PS n'est pas nécessairement identique à l'échantillon. En faisant varier le matériau et les géométries du PS, une multitude de profils d'onde incidente est accessible. Un choix judicieux de ces paramètres permet d'aboutir à une vitesse de déformation constante. La réponse du matériau est généralement inconnue avant son étude. Effectuer dans un premier temps un essai sans PS donne des informations précieuses sur le profil de l'onde transmise. Il est ainsi possible de définir le profil de l'onde incidente résultant en une vitesse de déformation constante. Le dimensionnement du PS pour y parvenir se fait généralement de manière empirique et itérative. Différents PS sont testés jusqu'à obtenir des profils d'onde conduisant à une sollicitation de l'éprouvette à vitesse de déformation constante.

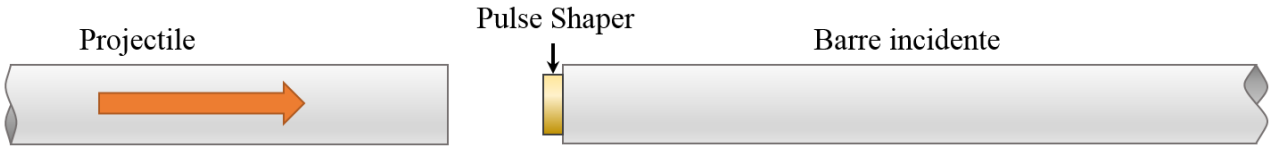


FIGURE 3.5 – Technique de conditionnement d'onde utilisant un PS

Lors de sa compression dynamique, l'inertie de l'échantillon s'oppose à sa déformation. Cette résistance à la déformation résulte en une modification de l'état de contrainte dans l'échantillon. L'échantillon n'étant plus en état de compression pur, les hypothèses posées par [Davies, 1948] sont compromises. L'exploitation de l'essai basée sur les équations de référence n'est alors plus justifiée. Afin de limiter la résistance inertielle de l'échantillon à sa déformation dynamique, un critère géométrique a été défini [Chen and Song, 2011]. La géométrie d'un échantillon de compression cylindrique doit répondre à la condition exprimée par l'équation 3.7, où L_S et D_S sont respectivement l'épaisseur et le diamètre de l'échantillon. En respectant ce critère géométrique, un compromis est effectué entre inertie axiale et radiale.

$$0,5 \leqslant \frac{L_S}{D_S} \leqslant 1 \tag{3.7}$$

L'épaisseur de l'échantillon L_S est négligeable par rapport à la longueur des barres. Cependant, bien que son épaisseur soit faible, notamment au regard des vitesses d'onde la traversant, celle-ci à une influence non négligeable lors d'un essai. Lorsque l'onde incidente atteint l'échantillon, celle-ci traverse en partie l'interface barre incidente/échantillon. Cette dernière continue de se propager dans l'échantillon vers l'interface barre réceptrice/échantillon. La déformation engendrée par la propagation de cette onde dans l'échantillon n'est donc pas homogène. Lorsque cette onde arrive à l'interface

barre réceptrice/échantillon, elle est encore une fois réfléchie et transmise en partie. Ainsi, des allers-retours d'onde se produisent dans l'échantillon. La durée d'un de ces allers-retours est très faible car l'épaisseur de l'échantillon est faible et la vitesse de propagation des ondes très élevée. Il est estimé que trois à cinq allers-retours d'onde à l'intérieur de l'échantillon sont nécessaires à l'établissement d'une déformation axiale homogène [Chen and Song, 2011]. Dans cette condition, les contraintes aux interfaces (ou les efforts) s'équilibrent. Pendant les premiers instants du chargement de l'éprouvette, l'équilibre n'est donc jamais atteint. L'hypothèse d'équilibre de l'échantillon est cependant nécessaire à l'exploitation des essais selon la théorie de [Davies, 1948]. Elle doit être vérifiée pour chaque essai avant d'utiliser les équations de référence. L'état d'équilibre est appréciable en observant les signaux de contrainte (ou d'effort) sur chaque interface barre/échantillon σ_1 et σ_2 (équations 3.8 et 3.9). La concordance entre les sollicitations sur chaque face de l'échantillon atteste de l'accomplissement de cet état d'équilibre. Cette dernière est couramment vérifiée par contrôle visuel des signaux.

$$\sigma_1(t) = \frac{A_B}{A_S} E_B(\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t)) \tag{3.8}$$

$$\sigma_2(t) = \frac{A_B}{A_S} E_B \varepsilon_T(t) \tag{3.9}$$

Si les sollicitations aux interfaces σ_1 et σ_2 sont sensiblement égales alors l'état d'équilibre est atteint. L'échantillon subit alors une déformation homogène. Cette hypothèse permet d'affirmer l'égalité suivante entre les ondes incidente, réfléchie et transmise (équation 3.10). Cette équation permet d'effectuer les simplifications nécessaires à l'écriture des équations de référence.

$$\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) = \varepsilon_T(t) \tag{3.10}$$

La caractérisation du comportement dynamique à l'aide de barres d'Hopkinson a été développée à l'origine pour des matériaux métalliques. Elle est aujourd'hui appliquée sur une large variété de matériaux différents apportant chacun des considérations supplémentaires à prendre en compte. L'application d'essais de compression dans le cas de matériaux de type mousse métallique [Irausquín et al., 2013; Li et al., 2016; Peroni et al., 2012] a été traitée. Ces derniers se rapprochent par leur microstructure du cas des matériaux abradables possédant également une matrice métallique et poreuse.

Les essais sur matériaux type mousse sont associés à la famille des matériaux peu rigides regroupant les élastomères, les gels, les tissus biologiques et les mousses par [Chen and Song, 2011]. Cette famille de matériaux se caractérise par une faible vitesse de propagation des ondes élastiques, ainsi qu'une faible résistance à la rupture. La faible vitesse des ondes élastiques dans ces matériaux rend l'équilibre plus difficile à atteindre lors d'un essai. En effet, les allers-retours nécessaires à l'établissement de cet état se font nettement moins rapidement que dans le cas des métaux massifs. Dans ce cas, l'échantillon subit un fort taux de déformation avant d'atteindre l'équilibre. De plus, leur résistance à la rupture peut parfois même être atteinte avant l'état d'équilibre compromettant l'exploitation de

l'essai. Ainsi, favoriser l'établissement de l'équilibre dans l'échantillon est un enjeu important pour conduire des essais de compression dynamique exploitables sur cette famille de matériaux.

Les dimensions de l'échantillon jouent un rôle primordial dans l'établissement de l'équilibre sachant que l'épaisseur L_S influe directement sur la durée des allers-retours d'ondes dans celui-ci. Diminuer l'épaisseur de l'échantillon favorise donc l'établissement de l'équilibre des contraintes aux interfaces de l'échantillon. Dans le cadre de ces travaux, le rapport géométrique (L_S/D_S) des échantillons de matériaux abradables est donc fixé à 0,5. La condition établie équation 3.7 est ainsi respectée tout en diminuant au maximum l'épaisseur. De plus, la dimension la plus contraignante lors de la fabrication des éprouvettes est l'épaisseur qu'il est possible de projeter. Le choix du rapport géométrique entre épaisseur et diamètre (L_S/D_S) le plus faible permet de fabriquer des éprouvettes plus volumineuses capables de contenir plus de VER. Ceci favorisant la réponse macroscopique sous sollicitation des échantillons.

Si rechercher à favoriser l'équilibre lors d'essais sur ce type de matériaux est essentiel, contrôler l'état d'équilibre devient l'est tout autant. Durant ces travaux, pour se dédouaner d'un contrôle subjectif et arbitraire, un critère permettant de quantifier l'état d'équilibre lors d'un essai a été mis en œuvre. Il se base sur l'expression d'un critère d'équilibre selon l'équation 3.11 proposé par [Ravichandran and Subhash, 1994]. Ce critère a été suggéré à l'origine pour quantifier de l'état de l'équilibre lors d'une étude de compression dynamique sur matériaux céramiques. Depuis, il est utilisé pour les mêmes raisons pour différents matériaux [Chen and Song, 2011].

$$R(t) = \left|\frac{\Delta\sigma(t)}{\sigma_{moy}(t)}\right| = 2\left|\frac{\sigma_2(t) - \sigma_1(t)}{\sigma_2(t) + \sigma_1(t)}\right| \tag{3.11}$$

L'équilibre est atteint si le critère $R(t)$ est inférieur a une valeur seuil. Lors de leur étude, [Ravichandran and Subhash, 1994] ont défini un seuil à 5% pour attester de l'équilibre des contraintes aux interfaces de l'échantillon. Il est à noter que dans certains cas l'équilibre des contraintes ne signifie pas forcément l'homogénéité de la déformation dans l'échantillon. Ceci est notamment le cas pour des matériaux de type mousse ou nid d'abeille [Gary, 2014]. Seul un enregistrement vidéo d'un essai permet de certifier que la déformation de l'éprouvette est homogène lors de la sollicitation.

Synthèse des points clés

Les barres d'Hopkinson permettent de réaliser des essais de compression dynamique pour des gammes de vitesse de déformation comprise entre 10^2 s^{-1} et 10^4 s^{-1}. Ce dispositif expérimental permet donc répondre aux besoins en caractérisation des matériaux abradables en conditions représentatives. De plus, l'étude du comportement thermomécanique de matériau de type mousse métallique est réalisable sur ce type de dispositif. Néanmoins, ces matériaux nécessitent la prise de précautions expérimentales garantissant une exploitation correcte des essais. Obtenir l'état d'équilibre de l'échantillon est un enjeu important lors d'essais sur ceux-ci. L'établissement de l'état d'équilibre de l'échantillon doit être vérifié pour chaque essai. Le critère de Ravichandran $R(t)$ a été choisi pour quantifier cet état dans le cadre de ces travaux sur matériaux abradables. Le rapport géométrique (L_S/D_S) a été fixé à

0,5 pour cette étude. Il permet ainsi de satisfaire le compromis entre inerties axiale et radiale tout en favorisant l'établissement de l'état d'équilibre.

La théorie du traitement des essais a été présenté. Elle permet de lier la mesure des ondes incidente ε_I, réfléchie ε_R et transmise ε_T à la la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon_S}$, la déformation ε_S et la contrainte σ_S dans l'échantillon au cours du temps lors de la sollicitation utile. La technique de conditionnement d'onde a également été abordée. Elle permet d'obtenir une vitesse de déformation constante lors d'essais sur barres d'Hopkinson.

3.2 État de l'art sur les techniques expérimentales de caratérisation thermomécanique dynamique appliquées aux matériaux abradables

Souffrant notamment de la difficulté à obtenir des éprouvettes, très peu de littérature est disponible sur la caractérisation du comportement thermomécanique dynamique des matériaux abradables. Après avoir introduit le principe du banc des barres d'Hopkinson, un regard critique est porté sur les techniques de caractérisation des matériaux abradables mise en œuvre sur ce type de banc et suggère les précautions expérimentales à prendre dans le cadre de ces travaux.

Lors de travaux exploratoires, [Baïz, 2011] a conduit divers essais de caractérisation sur un abradable *Metco* 320NS incluant des essais dynamiques. Des essais de traction dynamique ont été effectués jusqu'à des vitesses de déformation de l'ordre de 10^2 s^{-1} sur un machine de traction à vérin hydraulique. Des essais de compression ont également été menés sur barres d'Hopkinson dans un laboratoire de l'ONERA. Les barres ayant un diamètre de 40 mm ont été utilisées pour comprimer des éprouvettes cylindriques de 20 mm de diamètre pour $3,5$ mm d'épaisseur. Aucun écroutage de la surface brute de projection n'a été effectué afin de maximiser l'épaisseur des éprouvettes pour ces essais. Dans un premier temps, les signaux des jauges de déformation obtenus lors des essais ne permettent pas d'effectuer un recalage des ondes. Par conséquent, une exploitation des essais se basant sur les équations de référence (équations 3.4, 3.5 et 3.6) n'était pas envisageable. Un extensomètre optique est donc mis en œuvre afin de mesurer le déplacement des barres. Aucune indication concernant la mesure des efforts n'est cependant précisée.

Lors de cette campagne, des vitesses de déformation comprises entre 10^2 s^{-1} et 10^3 s^{-1} ont été atteintes. Au regard des difficultés expérimentales notamment dues aux échantillons, la contrainte à rupture lors de ces sollicitations dynamiques n'a pas pu être quantifiée. Comme décrit à la section 2.3, les échantillons n'ont pas subi d'écroutage et l'influence des effets de bords dans la réponse des éprouvettes est inconnue. De plus, les dimensions de échantillons possèdent un rapport longueur sur diamètre de 0,175 et ne se conforment donc pas au critère géométrique établi précédemment. Il en résulte un confinement de l'abradable lors de sa compression dynamique où la périphérie du cylindre s'oppose à la déformation de son centre [Baïz, 2011]. Cet effet de confinement met fin à l'état de compression pur, hypothèse nécessaire pour le traitement des essais se basant sur les équations de

référence.

Récemment, [Pellegrino et al., 2018] ont proposé des essais de caractérisation dynamiques en température d'un abradable de la famille des AlSi-PE (*Metco* 601NS) avec pour objectif de prédire précisément son comportement dans les conditions du turboréacteur. Les échantillons de compression cylindriques de 6 mm de diamètre et de 5 mm d'épaisseur présentent un rapport de géométrie de 0,83 et respectent donc le critère géométrique. Des barres de 16 mm de diamètre et de 2, 7 m de longueur sont utilisées. Un projectile de très grande longueur, aussi long que les barres, est utilisé lors des tirs. Il en résulte inévitablement la superposition des ondes incidente et réfléchie dans la barre incidente. Un traitement post-essai permet d'extraire et de séparer les profils des ondes afin de traiter les essais à l'aide des équations de référence. En plus de la mesure des jauges de déformation, un enregistrement vidéo à haute fréquence (20 000 images par seconde) est réalisé afin de mesurer les déplacements des barres et accéder aux déformations par un moyen complémentaire. Afin d'accéder aux champs de déformation par corrélation d'images, un mouchetis a été appliqué sur les éprouvettes.

Une mise en température de l'échantillon jusqu'à 300 °C est proposée. La mise en température est réalisée au moyen d'un système à induction couplé à un thermocouple de type K au contact de l'éprouvette de manière à former une boucle de contrôle. Afin de limiter la conduction de chaleur dans les barres, des pastilles en tungstène ont été placées aux interfaces barre/échantillon.

Lors des essais sur barres d'Hopkinson, une faible vitesse de propagation des ondes dans l'abradable a été observée par [Pellegrino et al., 2018]. La durée où les premiers allers-retours d'ondes dans l'échantillon établissent le chargement de l'éprouvette est ainsi conséquente par rapport à la durée de chargement totale. Pendant toute cette période, l'équilibre des efforts sur les interfaces de l'échantillon n'est pas atteint. Une technique de conditionnement d'onde a été mise en œuvre et a amélioré l'établissement de l'équilibre. Des pastilles en néoprène de 1 mm d'épaisseur ont été sélectionnées par [Pellegrino et al., 2018].

Les mesures des forces aux interfaces échantillon/barre d'un essai représentatif de chaque température sont présentés figure 3.6 comme moyen d'appréciation de l'équilibre lors des essais. On peut y voir que l'équilibre semble être atteint par la superposition des deux courbes d'efforts. On peut cependant noter que plus la température de l'essai augmente plus les deux signaux d'efforts tendent à se différencier.

Superposés à ces courbes, les signaux de vitesses de déformation permettent d'analyser leur évolution dans le cas de trois essais caractéristiques. Les vitesses de déformation sont définies constantes et de l'ordre de 100 s^{-1} par [Pellegrino et al., 2018]. Si l'on considère que l'état de chargement est maintenu depuis l'établissement initial de la vitesse de déformation jusqu'à la diminution des efforts, soit par déchargement soit par rupture du matériau, les vitesses de déformation varient légèrement entre une cinquantaine et une centaine de s^{-1}. Ceci montre que le choix du PS est cohérent. Cependant, avec les faibles vitesses atteintes lors des essais présentés, cette variation représente une grande augmentation relative de la vitesse de déformation, supérieure à 100% dans certain cas. [Pellegrino et al., 2018] concèdent que la vitesse de déformation des essais à 300 °C n'est pas constante due à l'adoucissement du matériau à cette température.

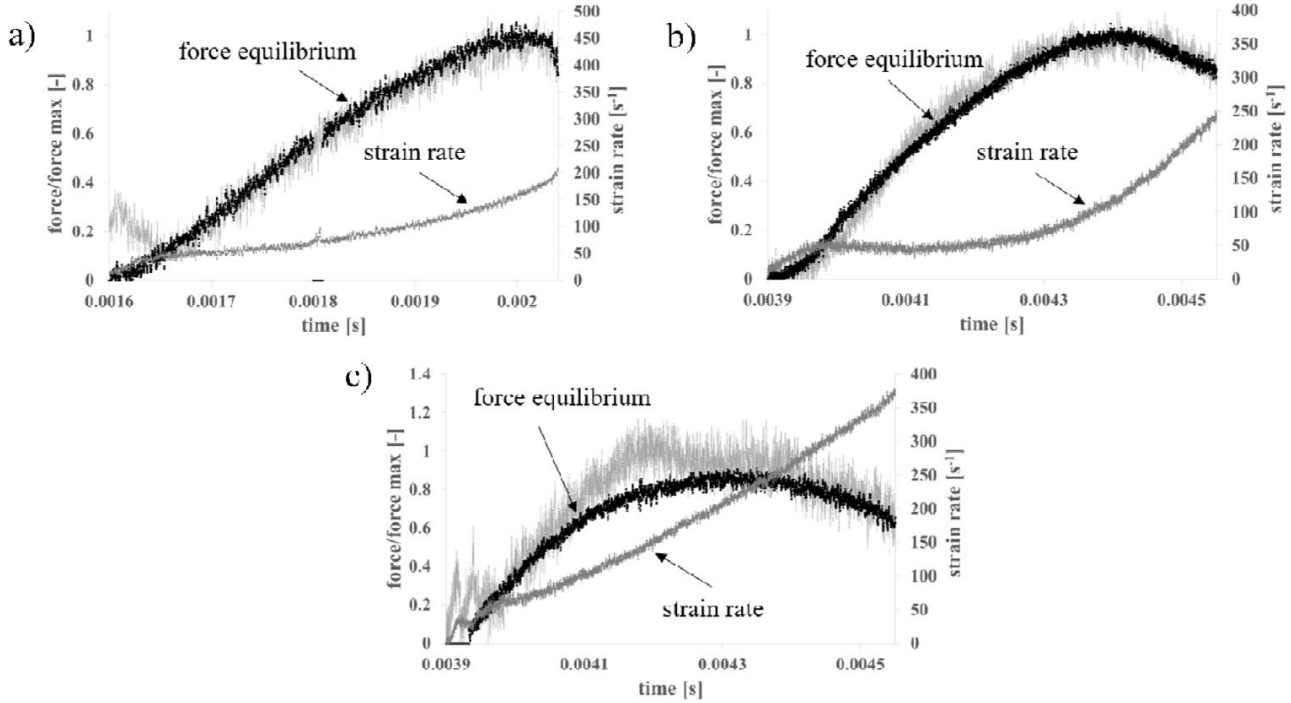


FIGURE 3.6 – Équilibre des efforts et évolution de la vitesse de déformation pour des essais en compression d'un abradable AlSi-PE (*Metco* 601NS) sur barres d'Hopkinson a) à température ambiante. b) à 100 °C. c) à 300 °C [Pellegrino et al., 2018]

Le traitement des essais fait partie intégrante des techniques expérimentales mises en œuvre et dans le cas de l'étude de [Pellegrino et al., 2018]. Il aboutit à l'expression des évolutions contrainte-déformation. Cette expression des résultats nécessite de poser l'hypothèse d'une déformation uniforme dans l'éprouvette. Cette hypothèse n'est cependant pas étayée dans ces travaux alors qu'elle n'est pas évidente à priori dans le cas de matériaux poreux.

Synthèse des points clés

Il existe peu de littérature concernant la caractérisation du comportement thermomécanique de matériaux abradables. L'intérêt est malgré tout réel comme mentionné précédemment au chapitre 1. Ce sont les difficultés expérimentales à caractériser ces matériaux qui limitent la connaissance dans ce domaine. Les travaux présentés font partie des tentatives d'atteindre des vitesses de déformations de l'ordre de 10^3 s^{-1} lors d'essais de compression dynamique. Les vitesses de déformation atteintes à ce jour, de l'ordre de 10^2 s^{-1}, sont d'un ordre de grandeur inférieur à celles définies comme représentatives. Les observations disponibles en terme d'évolution de l'état d'équilibre et de vitesse de déformation confirment que leur contrôle et leur maîtrise représentent des enjeux importants pour mener des essais sur matériaux abradables. Cette maîtrise est d'autant plus critique pour limiter la consommation d'éprouvettes par de nombreux tests de calibration des conditions d'essais.

Dans les travaux publiés, l'exploitation des essais est réalisée à l'aide des équations de référence. Cela implique de considérer l'hypothèse d'un chargement en compression pur et d'une déformation homogène du matériau. Dans le cas de matériau abradable, dont la microstructure est poreuse, cette

hypothèse ne peut pas être affirmée à priori. De plus, aucun VER des matériaux ne sont définis. Ce paramètre est pourtant nécessaire afin de confirmer que l'éprouvette est bien représentative du comportement macroscopique du matériau étudié.

3.3 Essais de compression dynamiques sur barres d'Hopkinson des matériaux abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN

La présentation des moyens mis en œuvre pour maîtriser les conditions d'essais sur barres d'Hopkinson sont présentés dans cette section. Premièrement, les dimensions des éprouvettes de compression sont définies. Le dispositif expérimental utilisé lors de ces travaux est décrit et analysé. Le système d'essais en température est notamment détaillé car il introduit inévitablement des limites expérimentales. Ne pouvant pas être évitées, celles-ci sont alors quantifiées.

Suite à la description de l'expérience, les premiers signaux d'essais de compression dynamique sur matériaux abradables sont présentés. La concordance des impédances mécaniques entre les éprouvettes en matériau abradable et les barres est alors abordée. Cette notion, introduite plus tôt dans ce chapitre est vérifiée dans le cas d'essais de matériaux abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN. Les difficultés expérimentales rencontrées lors de l'étude de l'abradable CoNiCrAlY-hBN sont alors décrites. La technique du conditionnement d'onde est mise en oeuvre pour atteindre des vitesses de déformations constantes lors des essais. Le protocole de traitement des signaux est ensuite introduit. La mise en œuvre d'un contrôle de l'état d'équilibre est alors proposé en se basant sur le critère de Ravichandran. Une analyse de la littérature permet de fixer le seuil appliqué à ce critère pour les essais dynamiques de matériaux abradables.

Dans la suite de ce chapitre, le traitement typique d'un essai de compression dynamique est détaillé en s'appuyant sur un essai AlSi-PE. L'objectif n'est pas d'observer les résultats ni en terme d'évolution contrainte-déformation ni en terme de qualité de l'état d'équilibre mais permet d'observer le bien fondé des outils développés. Les résultats à proprement parler sont présentés dans le chapitre 5.

Un essai sur abradable AlSi-PE sert de support pour détailler le traitement typique d'un essai de compression dynamique. Cependant, la prétention de ce chapitre n'est pas d'observer les résultats ni en terme d'évolution contrainte-déformation ni en terme d'établissement de l'état d'équilibre. Ceux-ci seront présentés en tant que résultat de ces travaux en chapitre 5.

3.3.1 Caractéristique du dispositif expérimental

Dimensionnement des éprouvettes

Les éprouvettes pour réaliser des essais de compression dynamique sur matériaux abradables sont conditionnées par un rapport géométrique de 0,5 entre épaisseur et diamètre (L_S/D_S). Celui-ci résulte d'un compromis entre favoriser l'établissement de l'équilibre et minimiser les inerties radiale et axiale

dans l'échantillon. Or, la vitesse de déformation qu'il est possible d'atteindre lors d'un essai est inversement proportionnelle à l'épaisseur de l'échantillon L_S (équation 3.5). Afin d'accéder à plusieurs gammes de vitesses de déformations, deux jeux de dimensions ont ainsi été sélectionnés (table 3.1).

	Diamètre D_S (mm)	Épaisseur L_S (mm)
Dimension n°1	15	7,5
Dimension n°2	10	5,0

TABLE 3.1 – Dimensions des échantillons de compression dynamique de matériaux abradables

L'estimation des VER des deux matériaux abradables présentée en chapitre 2 permet de quantifier le nombre de VER dans l'épaisseur des échantillons ainsi définis. L'épaisseur étant la dimension la plus faible et donc la plus critique des éprouvettes. Le nombre de VER dans l'épaisseur L_S est compilée table 3.2 pour les deux géométries d'échantillons et les deux matériaux abradables. Les éprouvettes en AlSi-PE contiennent ainsi plus de dix VER dans l'épaisseur. La réponse de ces éprouvettes sous sollicitation est donc représentative du comportement thermomécanique macroscopique dans le cas de ce matériau. Le VER du CoNiCrAlY-hBN étant bien plus important, cinq VER sont contenus dans l'épaisseur des éprouvettes d'épaisseur la plus faible. La réponse de ce matériau sous sollicitation est donc également considérée comme représentative du matériau.

Épaisseur L_S (mm)	Nombre de VER dans l'épaisseur pour l'abradable AlSi-PE	Nombre de VER dans l'épaisseur pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN
7,5	16,3	7,5
5,0	10,9	5,0

TABLE 3.2 – Nombre de VER dans les épaisseurs des échantillons de compression dynamique pour les nuances abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN

Finalement, le diamètre des éprouvettes D_S limite la déformation maximale qu'il est possible d'atteindre en compression sur barres d'Hopkinson. En effet, si l'on considère que l'éprouvette subit une déformation à volume constant, alors son diamètre augmente. Il est alors impératif que le diamètre de l'éprouvette déformée ne dépasse pas celui des barres la sollicitant [Chen and Song, 2011]. Dans ce cas, la compression n'est plus homogène dans l'échantillon et l'exploitation des essais est compromise. La déformation conventionnelle maximale $\varepsilon_{S,max}$ qu'il est possible d'atteindre dépend ainsi des diamètres des barres D_B et de l'échantillon D_S suivant l'équation 3.12.

$$\varepsilon_{S,max} = 1 - \frac{D_B}{D_S} \tag{3.12}$$

Dans une première approche, la déformation des matériaux abradables est considérée à volume constant. Dans le cas le plus pénalisant de l'éprouvette de diamètre 15 mm, la déformation conventionnelle atteignable est limitée à 33% sur des barres de diamètre 20 mm. Des barres de ce diamètre équipent le dispositif expérimental utilisé pour conduire ces travaux.

Dispositif expérimental

Le dispositif expérimental utilisé pour ces travaux est équipé de barres de 2000 mm de longueur ayant un diamètre 20 mm et de trois projectiles de même diamètre que les barres et de longueurs de 200 mm, 400 mm et 600 mm. Il est schématisé figure 3.7. Ces barres et projectiles sont en Inconel 718 de manière à être utilisables pour des essais en température comme présenté plus loin. Le dispositif comprend un canon à gaz utilisé pour mettre en mouvement un projectile et le guider jusqu'à impact sur la barre incidente. Le banc est équipé d'un dispositif de mise en température de l'échantillon non représenté sur la figure 3.7 et qui est détaillé ultérieurement.

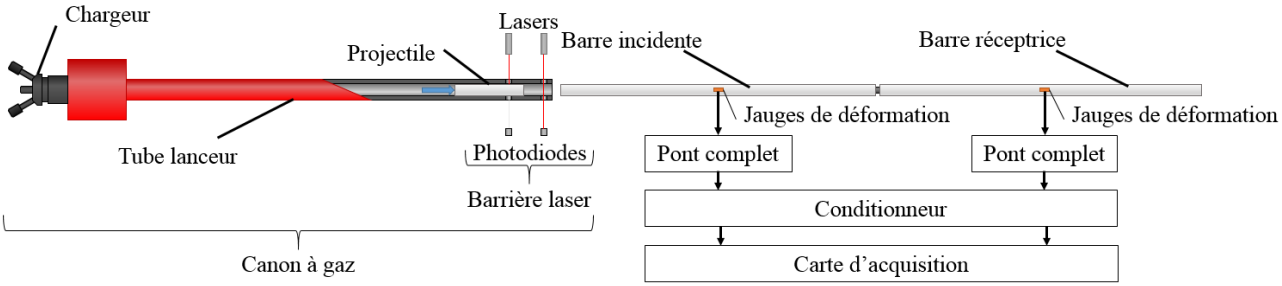


FIGURE 3.7 – Schéma général des barres d'Hopkinson utilisées durant ces travaux

La mesure des déformations dans les barres est réalisée par le biais de jauges de déformation permettant de former un pont complet de Wheatstone et de manière à supprimer la mesure de la déformation transversale de la barre due à l'effet Poisson lors du passage des ondes. Elles sont positionnées à mi longueur des barres, soit à 1 m de l'échantillon. Cette configuration permet d'utiliser des projectiles mesurant jusqu'à un mètre sans engendrer de recouvrement d'ondes aux niveaux des points de mesures. Les essais sont enregistrés par une carte d'acquisition de bande passante de 300 kHz et à une fréquence d'acquisition de 1 MHz. Cependant, lors des premiers essais de ces travaux, le système d'acquisition du banc ne disposait que d'une bande passante de 100 kHz. Une partie des résultats présentés dans ce manuscrit ont donc été enregistrés avec cette bande passante plus faible. L'impact sur l'appréciation de l'état d'équilibre est discuté en fin de chapitre et montre que cette différence lors de l'acquisition n'est pas négligeable.

Afin d'entreprendre une caractérisation des matériaux abradables de l'étude dans des conditions de températures représentatives, un moyen de mettre en température l'échantillon avant essai sur les barres d'Hopkinson est indispensable. Deux approches concernant cette mise en température coexistent. Soit l'échantillon est amené à la température désirée directement entre les barres ou soit hors de celles-ci avant l'essai pour ensuite être placé entre les barres juste avant sa sollicitation. L'approche la plus simple à mettre en œuvre consiste à chauffer l'échantillon directement entre les barres [Chen and Song, 2011]. L'éprouvette est positionnée exactement comme lors d'un essai classique et y est chauffée dans cette configuration. Le moyen de chauffe le plus souvent utilisé est un four tubulaire (figure 3.8) [Chen and Song, 2011].

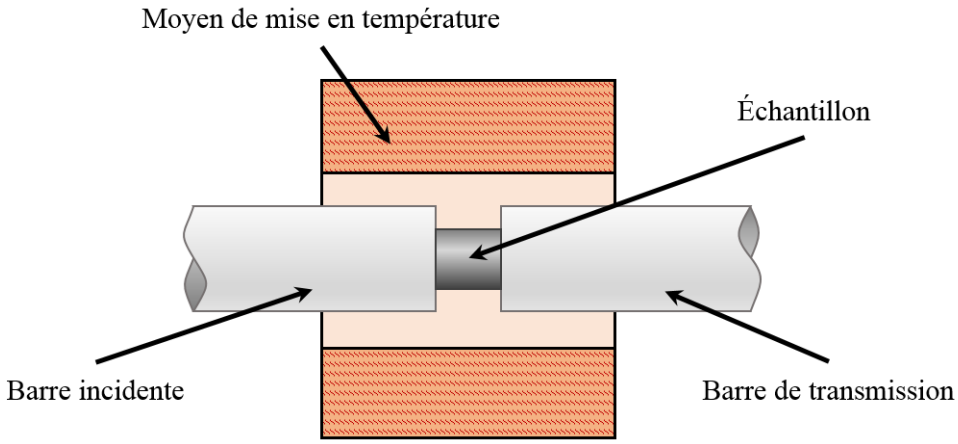


FIGURE 3.8 – Schéma de principe de la mise en température d'un échantillon entre dans les barres

Cette méthode chauffe malheureusement les deux barres et induit un fort gradient de température au voisinage de l'échantillon. Sachant que la célérité des ondes élastiques est directement liée à au module d'Young du milieu de propagation, un gradient de température dans les barres perturbe l'essai en modifiant progressivement l'impédance mécanique des barres. L'Inconel 718 est fréquemment utilisé comme matériau de barre travaillant en température [Seo et al., 2005]. Jusqu'à 600 °C, l'effet de la variation modérée de son module d'Young est considéré comme négligeable et par extension son impact sur la propagation des ondes également [Seo et al., 2005]. Cet avantage explique l'utilisation fréquente de barres en Inconel 718 pour effectuer des essais en température de matériaux métalliques sur barres d'Hopkinson. Une solution à ce problème de la chauffe in-situ est d'isoler les barres de l'échantillon. Ceci peut être réalisé par le biais de rondelles en céramique de même impédance que les barres [Rosenberg et al., 1986].

La mise en température de l'échantillon entre les barres est utilisée principalement lorsque la température à atteindre n'est pas très élevée comme dans le cas de la caractérisation de polymères. Les moyens de mise en température peuvent faire appel à différentes technologies. Le plus commun est le four tubulaire mais il est possible d'utiliser d'autres techniques (par exemple : chauffage par induction [Rosenberg et al., 1986]). L'avantage de cette approche est de garantir une température homogène dans l'échantillon avant essai car la chaleur n'est pas diffusée par les contacts froids avec les barres avant la sollicitation. L'échantillon et l'extrémité des barres sont à l'équilibre thermique dans cette configuration. Mettre l'échantillon en température entre les barres reste une configuration relativement simple à mettre en œuvre. Cependant, cela n'autorise pas des essais à hautes températures de manière satisfaisante en raison de la dissipation de chaleur dans les barres.

Pour éviter l'échauffement des barres, l'échantillon ne doit pas être en contact avec celles-ci lors de sa chauffe, il y est inséré juste avant d'effectuer l'essai [Lennon and Ramesh, 1998; Seo et al., 2005; Zhang et al., 2017]. Cependant, due à la conduction thermique avec les barres froides, l'échantillon refroidit avant sa sollicitation [Chen and Song, 2011]. Le temps de contact de l'échantillon avec les barres précédent son chargement mécanique devient une variable d'essai supplémentaire. Il influe sur la température finale de l'échantillon lors de sa sollicitation à l'arrivée de l'onde incidente. Appelé Cold Contact Time (abrégé en CCT) et traduit par temps de contact froid, il doit être le plus faible

possible de façon à limiter le refroidissement de l'échantillon. Il est également préférable qu'il soit constant d'un essai à l'autre afin de faciliter la quantification de son impact.

Les techniques permettant la mise en température de l'échantillon sont les mêmes qu'évoquées précédemment. Cette configuration nécessite néanmoins deux systèmes supplémentaires. Le premier amenant l'échantillon du moyen de chauffe entre les barres. Le deuxième permettant de mettre les barres en contact avec l'échantillon juste avant l'essai. Aujourd'hui les systèmes automatisés permettent de garantir un CCT court et répétable de l'ordre de quelques centaines de microsecondes.

Le dispositif expérimental utilisé dans ces travaux a notamment été conçu pour réaliser des essais en température. L'automate du banc d'essai propose une procédure séquentielle pour leur réalisation. Comme illustrée figure 3.9, cette procédure se décompose en plusieurs étapes.

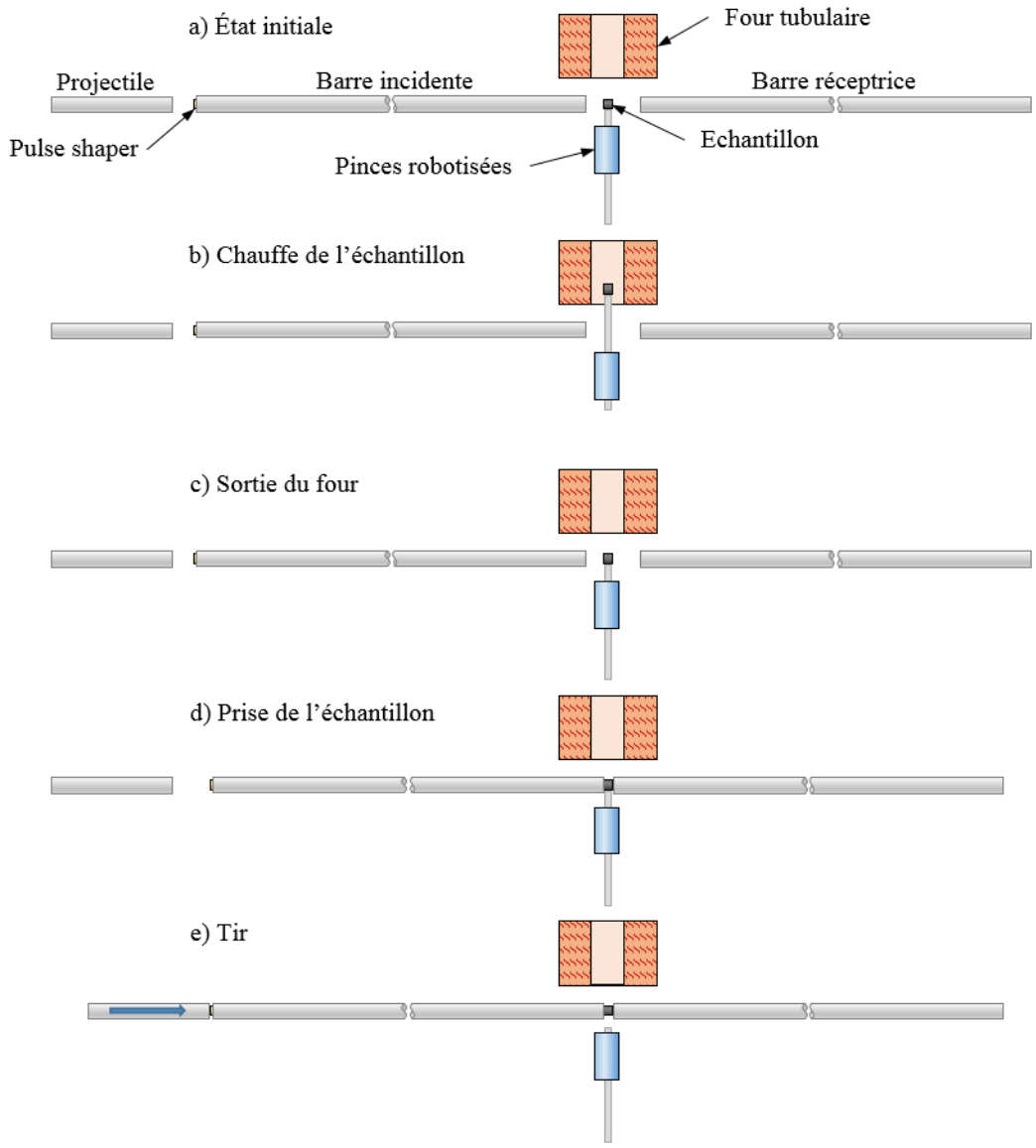


FIGURE 3.9 – Procédure d'essais en température

— État initial *a)*, le projectile est chargé dans le canon et la cuve est sous pression. Un four déporté est amené à la température de consigne et l'échantillon est serré entre les pinces d'un bras robotisé. Les barres incidentes et de transmission sont légèrement écartées de l'échantillon.

— Chauffe de l'échantillon *b)*, les pinces placent l'échantillon dans le four pour une période prédéfinie.
— Sortie du four *c)*, les pinces sortent du four et positionnent coaxialement l'échantillon avec les deux barres.
— Prise de l'échantillon *d)*, les barres sont amenées en contact avec l'échantillon grâce à des systèmes à vérins pneumatiques non représentés sur la figure. Les pinces s'ouvrent libérant l'échantillon désormais tenu par les barres.
— Tir *e)*, la détente de l'air comprimé dans le cuve propulse le projectile qui impacte alors la barre incidente.

Le CCT intervient à l'étape *d)* du processus, lorsque l'échantillon entre en contact avec les barres et se termine lorsque l'échantillon commence à être sollicité. Ce paramètre doit être minimisé pour éviter un refroidissement notable de l'échantillon après sa sortie du four et inversement une montée en température des barres, modifiant ainsi leur capacité à transmettre les ondes élastiques. Dans cette étude, le système automatisé permet d'avoir un CCT à la fois court, inférieur à 400 ms et répétable entre chaque essai conduit à même vitesse. En effet le CCT dépend de la vitesse du projectile définissant le temps de parcours de celui-ci dans le tube lanceur.

La quantification précise de ce CCT sert à estimer le refroidissement des éprouvettes lors des essais à températures. Pour mesurer cette durée, il faut pouvoir mesurer l'instant de début et de fin de celle-ci. Par définition le CCT se termine lorsque l'éprouvette commence à être sollicitée par l'onde incidente. Lors d'un essai, il est donc possible d'identifier la borne de fin du CCT à l'aide de la mesure des jauges de la barre incidente. Estimer le début du CCT, à savoir le moment où l'éprouvette est mis en contact avec les barres après sa sortie du four, est moins aisé.

Une campagne de mesure du CCT a été effectuée en soumettant un échantillon martyr à une procédure d'essais en chauffe sur barres d'Hopkinson. Cet échantillon est en matériau métallique massif et n'a été utilisé uniquement pour le mesure du CCT. Le matériau de ce martyr a été sélectionné pour présenter une rigidité plus élevée que les matériaux abradables. De ce fait, lors de la fermeture des barres sur l'échantillon, le choc généré est mesurable sur les signaux des jauges. L'initiation du CCT est ainsi identifiable. La mesure des bornes du CCT étant réalisée par le biais des mesures sur les jauges d'extensométrie, le temps de parcours des ondes de la distance jauges-éprouvette sont comprises dans l'estimation du CCT. Cette durée est cependant négligeable car de trois ordres de grandeur plus faible que le temps mesuré que le CCT. En effet, la vitesse de propagation des ondes dans les barres étant de l'ordre de 5 km/s et la distance à parcourir d'un mètre, cette durée est d'environ $0,2$ ms. Le CCT est ainsi principalement causé par le temps nécessaire à l'automate pour déclencher le tir du projectile et au temps de parcours du projectile dans le tube lanceur. Cette campagne a permis de mesurer la diminution du CCT avec l'augmentation de la vitesse de tir et une évolution linéaire est identifiée figure 3.10. Lors des mesures expérimentales, des tirs effectués à vitesses similaires donnent des CCT de valeurs similaires assurant que le dispositif automatisé est répétable. Il est ainsi possible d'extrapoler le CCT pour chaque essai en fonction de la vitesse de tir à partir de l'identification linéaire proposée (figure 3.10).

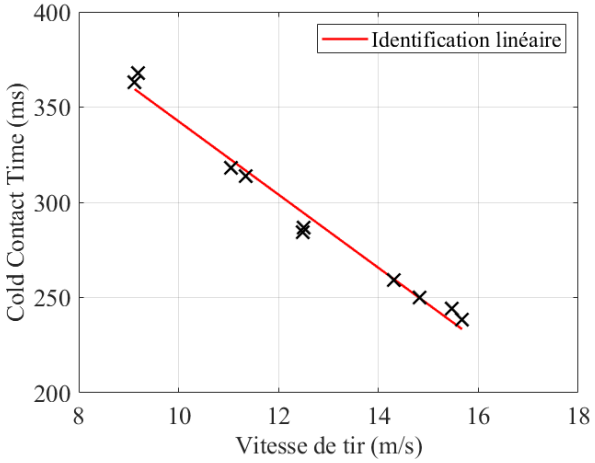


FIGURE 3.10 – Mesure du Cold Contact Time (CCT) et identification d'une évolution linéaire en fonction de la vitesse de tir

Le temps de chauffe nécessaire pour stabiliser l'échantillon à une valeur de consigne prédéfinie doit être caractérisé. Un échantillon de diamètre 15 mm a été instrumenté à l'aide de thermocouples de manière à mesurer l'évolution de sa température. Dans le cas des deux matériaux abradables testés, la stratégie est la même. Visible figure 3.11, deux thermocouples type K de diamètre $0,5$ mm ont été insérés dans deux perçages réalisés dans un échantillon. Le schéma figure 3.11 illustre leur positionnement. L'axe du premier est placé à 1 mm d'une des deux surfaces planes et l'axe du deuxième à la demi-épaisseur. La profondeur des perçages est de l'ordre 3 mm et les thermocouples sont positionnés au fond de ces derniers.

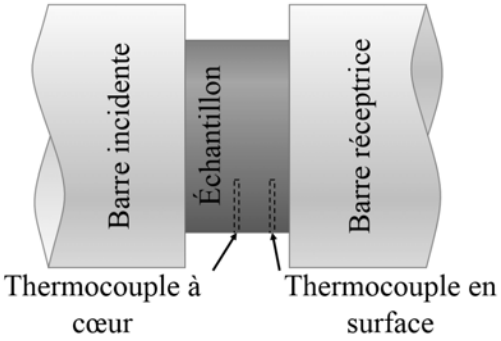


FIGURE 3.11 – Schéma de l'implantation des thermocouples dans un échantillon abradable

Un thermocouple de type K est également placé dans le four tubulaire près de la position de l'éprouvette lors du cycle de chauffe. Pour les essais sur abradable AlSi-PE, la température maximale visée est de 350 °C. Le temps de chauffe du four, de la température ambiante jusqu'à cette valeur, a été mesuré. Une chauffe depuis la température ambiante jusqu'à la température maximale testée résulte en un temps de chauffe maximal pour la campagne. Une durée de deux heures est nécessaire pour d'obtenir une stabilisation de la température. Après stabilisation de la température du four, le robot place l'éprouvette instrumentée dans le four. La mesure des deux thermocouples intégrés à l'échantillon est reportée et du thermocouple du four sont présentées figure 3.12. Une légère chute de température du four est visible lors de l'insertion de l'échantillon. Les températures à la surface

et au cœur évoluent de manière similaire jusqu'à stabilisation après une heure (les deux évolutions se superposent). Au regard des résultats, l'échantillon est placé dans le four pendant une heure et demie afin d'assurer sa stabilisation et son homogénéité en température pour les essais de compression dynamique en température de l'abradable AlSi-PE.

Après avoir été mis en température, l'échantillon instrumenté de deux thermocouples a subi la mise en contact avec les barres pour estimer le refroidissement dû au CCT. L'échantillon est soumis au même protocole de tir que lors des essais en température, il est retiré du four et placé entre les barres. Pour cet essai, aucun projectile n'a été tiré pour ne pas endommager l'instrumentation. La figure 3.13 montre que pour un CCT surestimé de 400 ms la température à cœur n'a pas chuté de manière significative. La température mesurée proche de la surface est quant à elle beaucoup plus impactée par le contact de l'échantillon chaud avec les barres à température ambiante et a diminué de 51 °C.

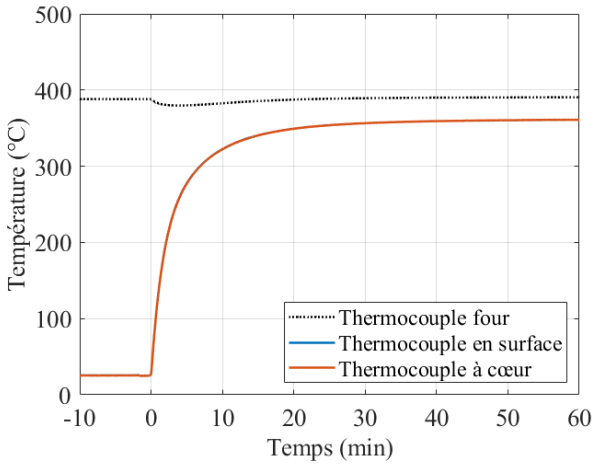


FIGURE 3.12 – Chauffe d'un échantillon d'abadable AlSi-PE dans le four tubulaire des barres d'Hopkinson

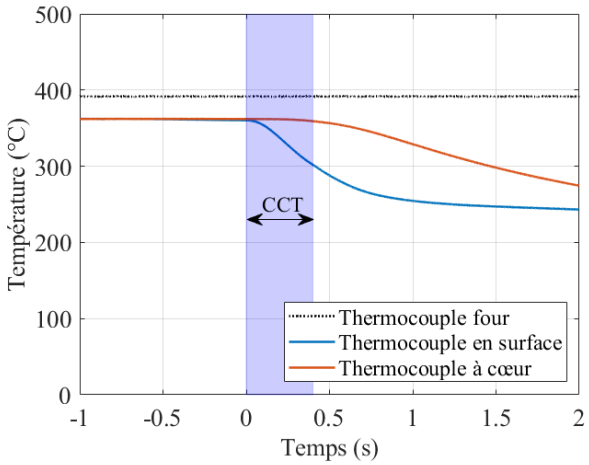


FIGURE 3.13 – Refroidissement d'un échantillon d'abradable AlSi-PE en contact avec les barres

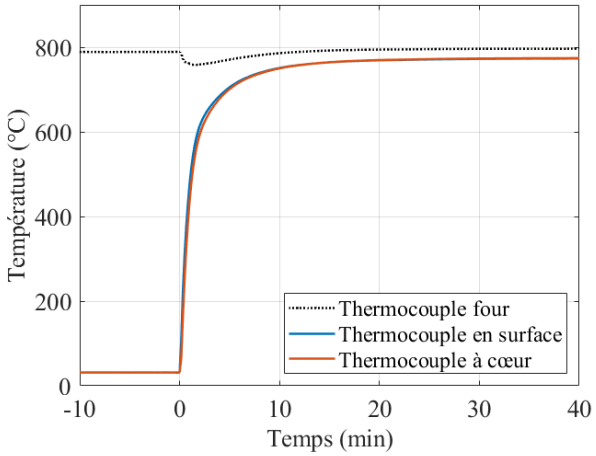


FIGURE 3.14 – Chauffe de l'abradable CoNiCrAlY-hBN dans le four tubulaire des barres d'Hopkinson

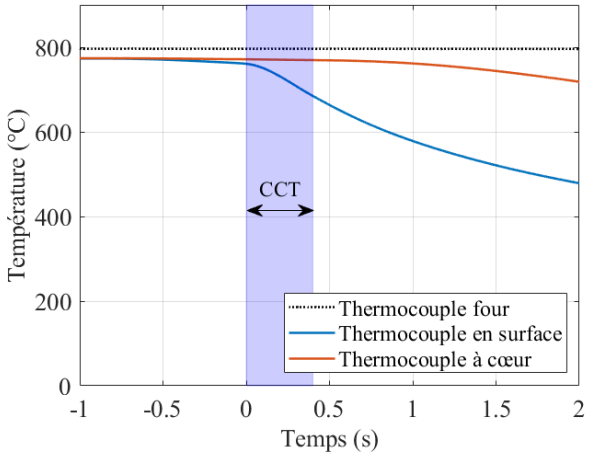


FIGURE 3.15 – Refroidissement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN en contact avec les barres

Des essais de chauffe et de refroidissement ont également été menés sur une éprouvette de diamètre 15 mm d'abradable CoNiCrAlY-hBN similairement instrumentée. La température de consigne du four pour l'essai de stabilisation, figure 3.14, a été amenée à 800 °C. Une fois dans le four tubulaire, la stabilisation en température de l'échantillon a nécessité une heure. Le refroidissement de l'échantillon au contact des barres est présenté figure 3.15 avec un CCT surestimé de 400 ms. La température au cœur de l'échantillon n'a pas significativement diminué après le CCT comme dans le cas de l'abradable AlSi-PE mais de la même manière, la température en surface diminue rapidement. Après un CCT de 400 ms, la température mesurée en surface a diminué de 81 °C.

Lors des campagnes expérimentales de compression dynamique en température, la mesure de la vitesse du projectile a permis de déduire le CCT grâce à l'évolution identifiée. Il a alors été possible d'estimer le refroidissement pour chaque essai en température grâce à des essais de refroidissement comparables à ceux présentés (figures 3.13 et 3.15). Une quantification précise prenant en compte l'évolution du CCT identifiée précédemment est proposée pour les essais de la campagne d'essais en température en chapitre 5.

Durant la procédure d'essai en température, lorsque les barres entrent en contact avec l'échantillon, un léger choc est induit. L'effort engendré par ce choc sur l'échantillon a été défini comme effort de pincement. Celui-ci a été mesuré à l'aide d'un capteur d'effort uni-axial *Kystler M221B03 SN 747* (figure 3.16). On révèle, une série de chocs sur l'échantillon. Un effort de pincement maximal d'environ ■ kN est atteint. Après cette phase transitoire de 100 ms, une phase stationnaire est atteinte et correspond à un effort constant de ■ N appliqué sur l'échantillon par le serrage des barres. En supposant l'effort réparti uniformément sur la surface de l'éprouvette, les contraintes de compression maximales générées en fonction des différentes géométries d'échantillons sont pour la phase transitoire de ■ MPa pour un diamètre de 15 mm et de ■ MPa pour un diamètre de 10 mm. Dans les deux cas, une contrainte de compression inférieure à ■ MPa est appliquée après stabilisation. Cette stabilisation est atteinte après 100 ms. Tous les CCT réels mesurés précédemment sont largement supérieurs à 100 ms, il est possible d'affirmer que tous les chargements utiles des éprouvettes se produisent sous une contrainte de pincement stabilisée.

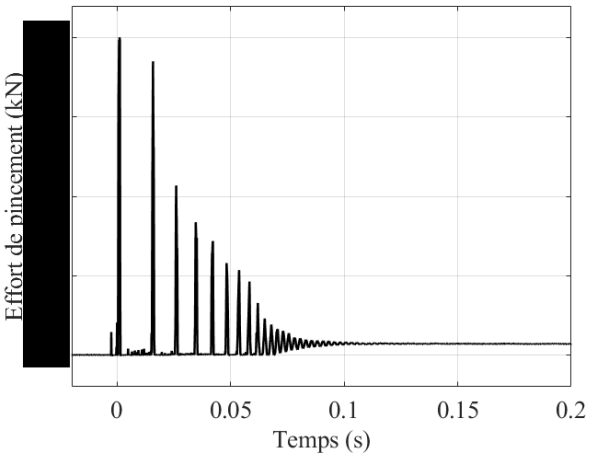


FIGURE 3.16 – Mesure de l'effort de pincement généré lors de la fermeture des barres

3.3.2 Essais sur matériaux abradables

Les éprouvettes en matériaux abradables ont été réalisées selon le protocole décrit au chapitre 2 et selon la géométrie définie dans ce chapitre afin de favoriser le bon déroulement des essais sur matériaux abradables sur barres d'Hopkinson. Le dispositif expérimental a été présenté et ses limites caractérisées. Cette section traite de la mise en œuvre des essais de compression dynamique pour les deux nuances d'abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN.

Mise en œuvre expérimentale

Un essai à température ambiante sur chacun des deux matériaux est présenté figure 3.17 et 3.18. Les enregistrements montrent les trois ondes ε_I, ε_R et ε_T sur-lesquels se basent le traitement des essais. Dans les deux cas, la sollicitation a été générée par l'impact d'un projectile de 600 mm à 13 m/s sur la barre incidente. Les barres et un projectile en Inconel 718 ont été utilisés pour tester des éprouvettes de diamètre 15 mm et d'épaisseur 7, 5 mm. Aucun conditionnement d'onde n'a été mis en place pour ces essais.

Avant même de traiter les enregistrements issus des jauges d'extensométrie, la rupture d'impédance entre l'éprouvette et les barres doit offrir une répartition acceptable entre les ondes réfléchie et transmise comme discuté précédemment. Si les impédances ne sont pas adéquates alors un signal trop faible pour une des deux ondes est alors observé.

L'essai préliminaire sur abradable AlSi-PE (figure 3.17) montre que la répartition entre ondes réfléchie et transmise est acceptable d'après le critère évoqué plus tôt dans ce chapitre. Les amplitudes sont significatives et l'impact du rapport signal-bruit ne sera pas pénalisant lors du traitement des signaux. Les impédances des barres en Inconel 718 et des échantillons d'abradable AlSi-PE permet donc la caractérisation de ce matériau sur le dispositif expérimental du laboratoire.

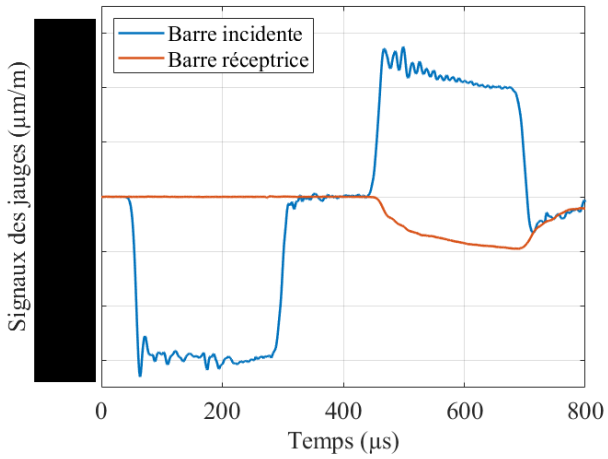


FIGURE 3.17 – Essai de compression dynamique d'un abradable AlSi-PE avec barres en Inconel 718

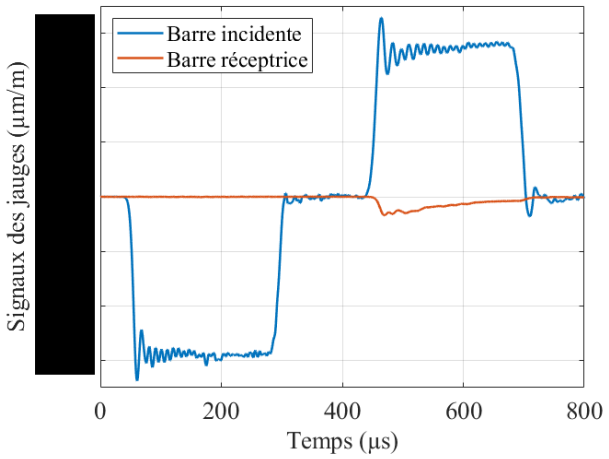


FIGURE 3.18 – Essai de compression dynamique d'un abradable CoNiCrAlY-hBN avec barres en Inconel 718

L'essai préliminaire sur abradable CoNiCrAlY-hBN (figure 3.18) montre quant à lui que la répartition onde réfléchie onde transmise ne répond pas au critère recherché. La quasi-totalité de l'onde

incidente a été réfléchie et le signal transmis est d'amplitude très faible. Une réflexion quasi-complète indique une impédance mécanique de l'échantillon trop faible relativement à celles des barres. Ceci se répercute sur la qualité des essais et notamment sur l'évaluation de l'état l'équilibre, sensible au rapport signal-bruit de la mesure.

De façon à favoriser une répartition plus appropriée entre les ondes réfléchie et transmise, il faut grandement diminuer l'amplitude de l'onde réfléchie. Si le comportement du matériau testé n'est pas fortement sensible à la vitesse de déformation (liée à l'amplitude de l'onde réfléchie), alors le niveau de l'onde transmise reste sensiblement similaire à celui observé précédemment. En réduisant au maximum la sollicitation appliquée à l'abradable CoNiCrAlY-hBN sur les barres d'Hopkinson, il est possible d'obtenir des signaux à l'allure présentée figure 3.19. Cette figure présente les mêmes échelles que précédemment afin de faciliter la mise en perspective des amplitudes atteintes. Pour cet essai, le projectile le plus court, d'une longueur de 200 mm, a été tiré à une vitesse dans la gamme minimale des capacités du banc correspondant à quelques m/s. Le rapport entre ondes réfléchie et transmise se voit ainsi amélioré et devient similaire en terme de répartition que celui obtenu pour l'abradable AlSi-PE (voir figure 3.17).

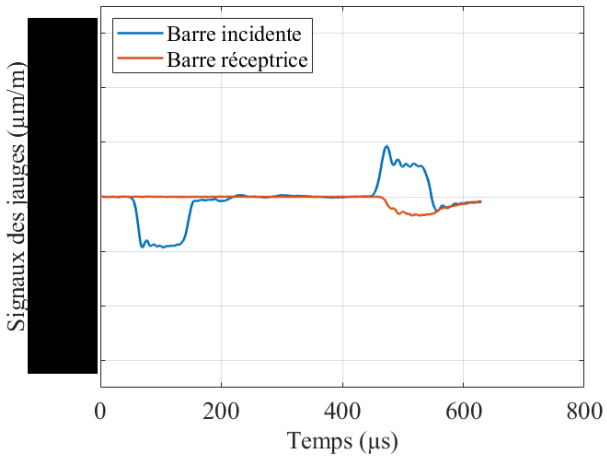


FIGURE 3.19 – Essai de compression dynamique d'un abradable CoNiCrAlY-hBN avec barres en Inconel 718

Une première campagne de quelques essais a donc été conduite de cette façon dans un premier temps. Cependant, cette utilisation du banc au plus proche de ses limites basses pose plusieurs problèmes. Le rapport signal-bruit obtenu sur les signaux est prépondérant et se répercute sur les signaux contrainte-déformation et sur l'évaluation de l'équilibre. En réduisant drastiquement la vitesse de tir, le CCT augmente et nuit significativement aux essais en température en favorisant la dissipation de la chaleur de l'échantillon de CoNiCrAlY-hBN dans les barres. Techniquement, tirer dans les limites basses du banc apporte plus d'incertitude sur le contrôle de la vitesse de tir et il devient compliqué de maîtriser finement la vitesse de déformation des échantillons. Finalement, en appliquant des vitesses de sollicitations faibles, la vitesse de déformation qu'il est possible d'imposer est inférieure à $10^3 s^{-1}$. Dans l'état, il n'est pas possible d'atteindre les $10^3 s^{-1}$ recherché pour obtenir une vitesse de sollicitation représentative des interactions aubes/abradable.

Pour lever ce verrou technologique, adapter les impédances mécaniques échantillon/barre est indispensable. La solution a été de changer l'impédance mécanique du jeu de barres. Une rupture d'impédance moins sévère permet en effet d'avoir un rapport entre onde réfléchie et transmise plus équilibré. Le changement de matière des barres permet de répondre à ce besoin. L'impédance mécanique de barres prototypes en alliage d'aluminium 7075-T6 étant trois fois inférieure à celle des barres en Inconel 718, ce matériau a été sélectionné pour réaliser des essais de compression dynamique sur abradable CoNiCrAlY-hBN. Le choix de réaliser un jeu de barres prototypes a été pris afin de valider cette solution technologique. Des barres brutes d'étirage de diamètre d'environ 20, 1 mm en aluminium 7075-T6 ont été acquises et préparées pour être intégrées sur le banc. La préparation de ce prototype n'équivaut pas à celle de barres d'Hopkinson de qualité commercial, généralement rectifiées sur ses faces et son diamètre et dont les tolérances géométriques sont sévères.

Un essai à vide a été effectué pour observer la qualité des ondes qu'il est possible d'obtenir à l'aide de ces barres prototypes. Le résultat de cet essai est présenté figure 3.20. La forme des signaux obtenus est en accord avec celle observée sur les barres en Inconel 718. Ceci valide l'intégration des barres prototypes en aluminium 7075-T6 sur le dispositif expérimental. Des oscillations parasites sont néanmoins présentes sur les deux créneaux.

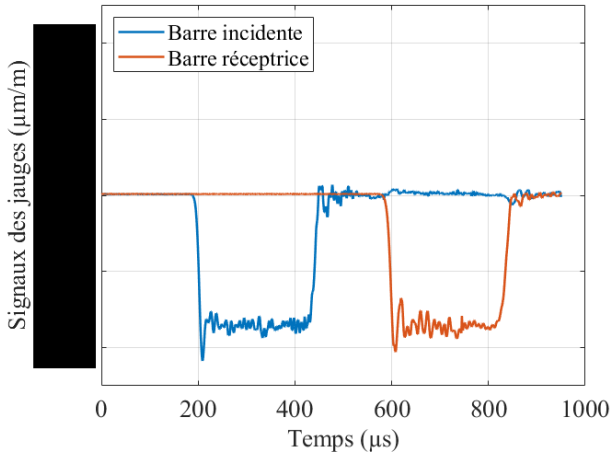


FIGURE 3.20 – Essai à vide avec barres prototypes en aluminium 7075-T6

La figure 3.21 présente le résultat d'un essai de compression sur une éprouvette en matériau abradable CoNiCrAlY-hBN de même diamètre que les essais préliminaires précédents (15 mm de diamètre). La diminution de la rupture d'impédance offre un rapport entre les ondes réfléchie et transmise plus favorable que précédemment. Cependant, les barres prototypes montrent un comportement moins idéal que des barres de type commercial. L'onde incidente obtenue pour cet essai montre de fortes oscillations parasites. Celles-ci apparaissent irrémédiablement sur l'onde réfléchie. Comparativement à l'essai à vide présenté figure 3.20, la qualité des signaux s'est grandement dégradée entre les essais à vide de validation et les essais sur abradable CoNiCrAlY-hBN. Ceci peut être imputé à la qualité des barres prototypes.

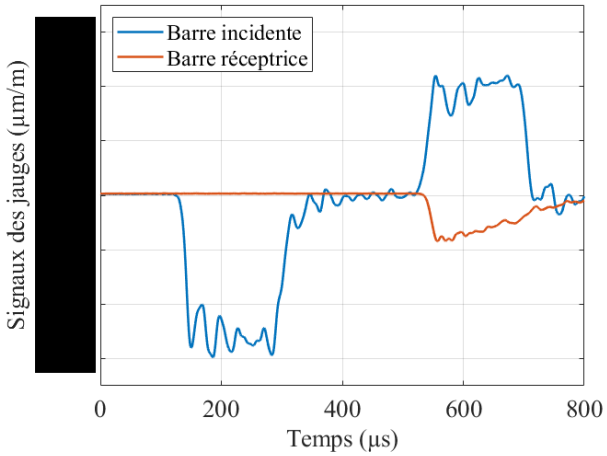


FIGURE 3.21 – Essai de compression dynamique d'un abradable CoNiCrAlY-hBN avec barres prototypes en aluminium 7075-T6

Lorsque que les barres en Inconel 718 sont utilisées dans leur plage d'utilisation normale, la répartition entre onde réfléchie et transmise est trop mauvaise pour pouvoir exploiter les signaux des essais sur abradable CoNiCrAlY-hBN dans des conditions satisfaisantes. Dans sa plage d'utilisation la plus faible cette répartition est améliorée mais la vitesse de déformation atteinte ne répond pas au besoin. En conduisant la caractérisation sur les barres prototypes en aluminium 7075-T6, la répartition entre ondes réfléchie et transmise est satisfaisante tout en atteignant des vitesses de déformation supérieures à $10^3 s^{-1}$. Une fois mises en œuvre, les barres prototypes en aluminium 7075-T6 ont alors été préférées pour approfondir l'étude de l'abradable CoNiCrAlY-hBN. Cependant, la qualité de ce prototype a introduit des oscillations parasites sur les signaux ayant un impact négatif sur l'évaluation de l'état d'équilibre.

Après avoir vérifié que les signaux mesurés lors d'essais sur matériaux abradables sont exploitables, la technique du conditionnement d'onde a été mise en œuvre afin de réaliser des essais à vitesse de déformation constante. L'observation des signaux préliminaires montrent que le profil de l'onde réfléchie lors d'essais sur abradable AlSi-PE n'est pas constant (figure 3.17), la mise en place d'un conditionnement d'onde s'impose donc. Dans le cas de l'abradable CoNiCrAlY-hBN, les essais préliminaires, souffrant de difficultés expérimentales, exhibent des profils d'onde réfléchie quasi constants (figures 3.18 3.19 3.21). La mise en place d'un conditionnement d'onde n'est pas pertinent pour l'étude de ce matériau sur barres d'Hopkinson.

Les figures 3.22 et 3.23 comparent deux essais sur abradable AlSi-PE dans les mêmes conditions de chargement. La figure 3.22 montre un essai sans PS, le profil de l'onde incidente générée par l'impact du projectile est un créneau et celui de l'onde réfléchie ne l'est pas. La figure 3.23 montre les signaux enregistrés pour un essai avec un PS en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 5 mm dans les mêmes conditions expérimentales. L'effet du conditionnement d'onde est visible sur l'onde incidente et le résultat est une onde réfléchie d'amplitude constante. Pour cet essai, l'éprouvette est donc sollicitée avec une vitesse de déformation constante et légèrement inférieure à l'essai précédent. On peut observer que les profils des ondes transmises donc la contrainte dans les deux cas de figures

sont proches, indiquant que le matériau n'est pas, a priori, fortement sensible à la différence de vitesse de déformation entre les deux essais présentés. On peut également observer qu'utiliser le conditionnement d'onde a pour effet de modifier légèrement la forme du front descendant de l'onde incidente (figure 3.23). Ceci dû au déchargement élastique du PS [Frew et al., 2002].

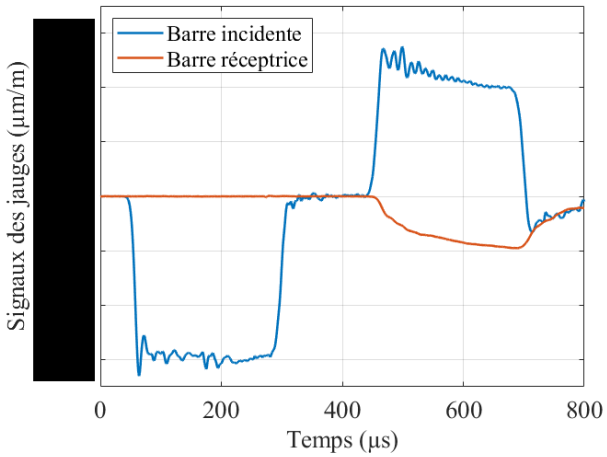


FIGURE 3.22 – Essai de compression dynamique d'un abradable AlSi-PE sans PS

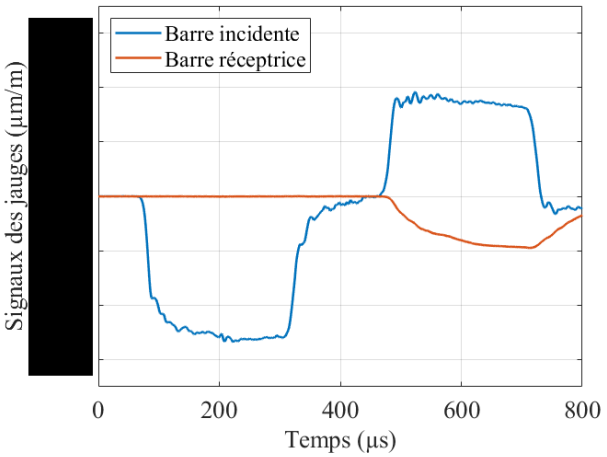


FIGURE 3.23 – Essai de compression dynamique d'un abradable AlSi-PE avec PS en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 5 mm

Afin de dimensionner le PS, il est également possible de faire appel à une approche numérique de modélisation par la méthode des éléments finis. En s'appuyant d'un ou plusieurs essais préliminaires, il est possible de modéliser l'essai. La réponse de l'éprouvette à caractériser est intégrée au modèle sous forme d'une table. Il est ainsi possible d'expérimenter différents PS en modifiant son matériau et/ou ses dimensions. Si le matériau n'est pas fortement sensible à la vitesse de déformation, cette approche permet de converger vers un PS adapté. Cette approche permet ainsi un gain en éprouvettes non négligeable, parfois très précieuses. Des essais expérimentaux sont néanmoins indispensables pour une validation finale ou ajustement du PS.

Les figures 3.24, 3.25 et 3.26 sont les résultats de simulations par la méthode des éléments finis d'essais de compression sur barres d'Hopkinson d'abradable AlSi-PE sur barres en Inconel 718. Ces simulations ont été réalisées dans les mêmes conditions que l'essai présenté figure 3.23. Ces modèles explicites et axisymétriques réalisés sur le code commercial *Abaqus* s'appuient sur l'essai expérimental afin de déterminer une réponse type du matériau abradable testé. Ce comportement est intégré au modèle numérique sous forme d'une table composée de la réponse contrainte-déformation sans tenir compte d'aucune sensibilité à la vitesse de déformation. Cette approximation permet de conduire les simulations permettant le dimensionnement des PS avant tout essai de caractérisation. Avant chargement des barres par les différentes ondes de chargement, des artefacts de modélisation sont visibles sur les signaux. La comparaison modèle-expérimental (figure 3.24) montre que cette approche numérique est cohérente en reproduisant un essai expérimental de compression dynamique d'un abradable AlSi-PE avec PS en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 5 mm. Les trois simulations présentées servent à estimer l'influence de l'épaisseur du PS sur la forme de l'onde incidente générée. Il apparait que plus l'épaisseur est importante, plus son influence sur l'onde incidente est marquée et par

conséquent, le profil de l'onde réfléchie s'éloigne du profil obtenu sans PS. Le choix d'une géométrie résultant sur une onde réfléchie à l'allure constante est ainsi possible. L'intérêt de cette approche réside dans la possibilité de conduire un grand nombre d'essais itératifs de géométrie et de matériaux sans consommation d'éprouvettes afin de dimensionner le PS.

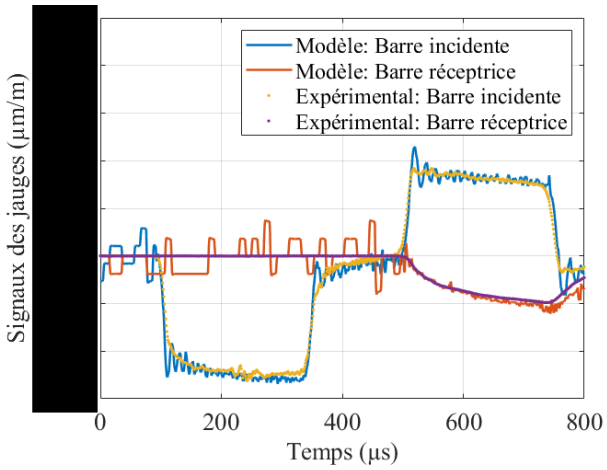


FIGURE 3.24 – Simulation d'un essai à 13 m/s sur abradable AlSi-PE et avec un PS en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 5 mm et comparaison modèle-expérimental avec l'essai

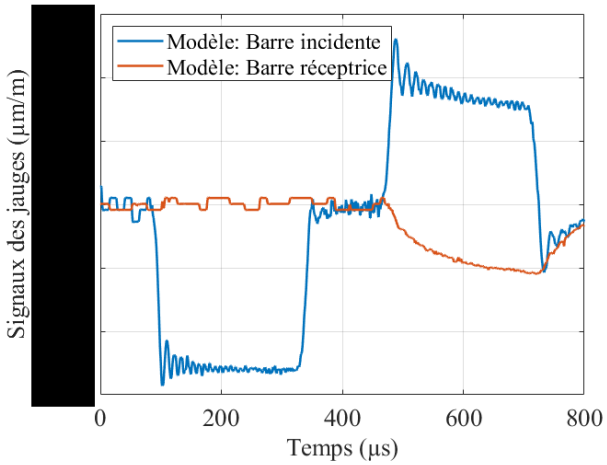


FIGURE 3.25 – Simulation d'un essai à 13 m/s sur abradable AlSi-PE et avec un PS en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 3 mm

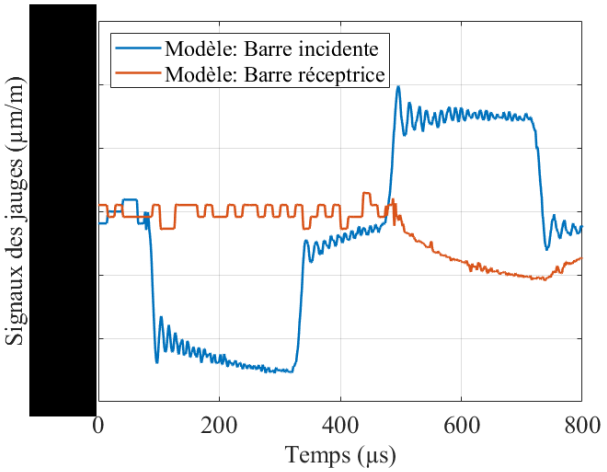


FIGURE 3.26 – Simulation d'un essai à 13 m/s sur abradable AlSi-PE et avec un PS en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 8 mm

Traitement des essais

Les techniques mises en œuvre jusqu'ici ont permis de réaliser des essais sur matériaux abradables. L'étape suivante consiste la mise en œuvre d'un protocole de traitement des essais. Ce protocole est détaillé dans le cas d'un essai dynamique typique conduit sur abradable AlSi-PE, ce matériau ayant bénéficié de mesures plus robustes que dans le cas de l'abradable CoNiCrAlY-hBN.

Un outil d'analyse d'essai sur barres d'Hopkinson open source développé par [Francis et al., 2017] sur *Matlab* est utilisé pour traiter les essais présentés dans ce manuscrit. À partir des enregistrements

des jauges mais aussi des propriétés des barres et des dimensions de l'échantillon, cet outil permet d'exploiter un essai. Ce programme a l'avantage de proposer une identification des ondes incidentes ε_I, réfléchie ε_R et transmise ε_T en s'appuyant sur un algorithme d'optimisation. La différence entre les efforts sur chaque interface échantillon/barre est minimisée par cet algorithme. Sans cette méthode, elles sont généralement identifiées visuellement par l'opérateur et donc soumis à un biais d'interprétation. Or, une mauvaise évaluation du fenêtrage de ces ondes a un impact néfaste sur l'évaluation de l'équilibre et de la courbe contrainte-déformation [Chen and Song, 2011]. L'intérêt de cette procédure de traitement est donc la fiabilisation du fenêtrage des ondes utiles. La figure 3.27 présente la mesure typique pour un essai sur abradable AlSi-PE à température ambiante servant de support pour détailler l'exploitation d'un essai. L'extraction des trois ondes utiles par le programme d'analyse est présentée figure 3.28.

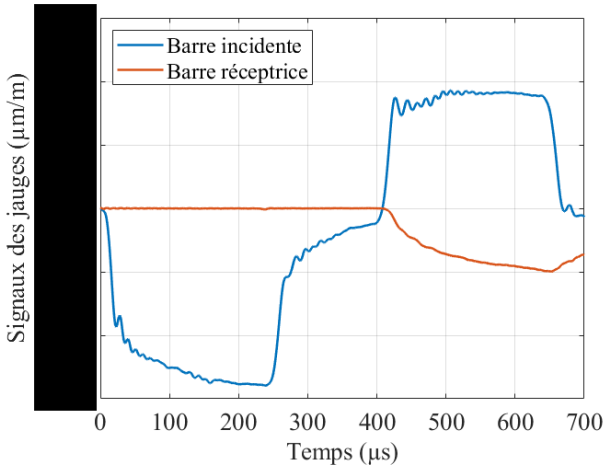


FIGURE 3.27 – Ondes enregistrées pour un essai sur abradable AlSi-PE

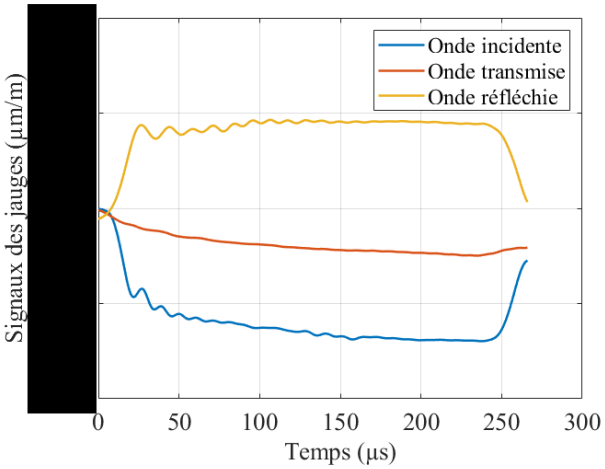


FIGURE 3.28 – Identification des trois ondes incidente, transmise et réfléchie par l'outil d'analyse à partir des signaux de la figure 3.27

Après cette étape de fenêtrage des ondes, l'outil d'analyse permet d'extraire les courbes de contrainte, déformation et vitesse de déformation. Leur calcul est basé sur les équations de référence détaillées précédemment (équations 3.4, 3.5 et 3.6) et le résultat est visible figures 3.29 et 3.30. Ces grandeurs sont directement exprimées en grandeurs conventionnelles et rationnelles. L'utilisation de l'outil d'analyse de [Francis et al., 2017] est terminé à ce stade.

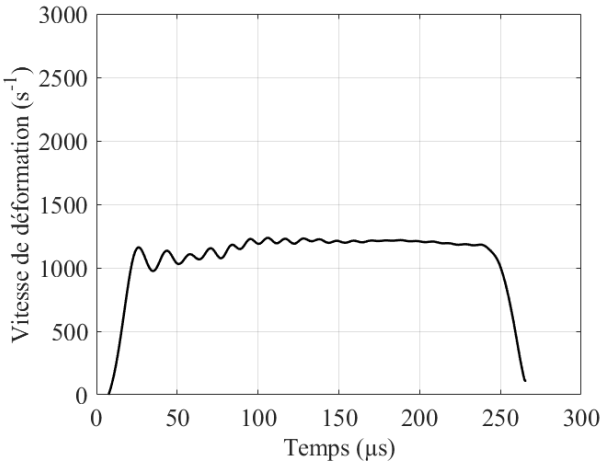


FIGURE 3.29 – Vitesse de déformation calculée à partir des ondes identifiées figure 3.28

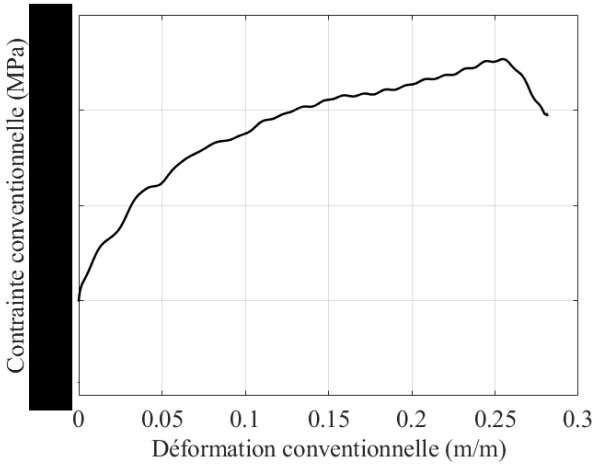


FIGURE 3.30 – Relation contrainte-déformation conventionnelle calculée à partir des ondes identifiées figure 3.28

Il est ensuite nécessaire de vérifier l'état d'équilibre de l'essai. Ceci afin de valider l'hypothèse sur cet état d'équilibre et confirmer le traitement effectué précédemment. En début de chapitre, le critère de Ravichandran a été sélectionné pour quantifier l'état d'équilibre des essais sur matériaux abradables. Ce critère nécessite de définir un niveau de seuil différenciant l'état d'équilibre de l'état hors équilibre. Une revue bibliographique de la vérification de l'état d'équilibre lors d'essais de compression sur barres d'Hopkinson est synthétisée table 3.3. Celle-ci compile différentes études de différents types de matériaux. La vérification de l'état d'équilibre est soit effectué par comparaison des signaux d'efforts (observation des efforts) soit en utilisant le critère Ravichandran (R(t)) ou alors n'est pas révélé (non). Lorsque le niveau de seuil utilisé pour définir l'établissement de l'état de l'équilibre est donné par les auteurs, il est recensé. Lorsqu'il ne l'est pas, mais que l'évolution du critère $R(t)$ ou des efforts sur les faces de l'échantillon sont fournis, il est possible de déduire la valeur de seuil utilisé. Dans ce cas, la valeur estimée est également reportée. Lorsqu'aucune information n'est communiquée, soit l'équilibre est défini acceptable (équ. ok) soit il ne l'est pas (équ. non ok).

Dans certaines études, la vérification de l'état d'équilibre lors d'essais sur barres d'Hopkinson n'est pas évoquée mais le traitement des essais suggère que l'état d'équilibre est atteint. Ceci est souvent le cas lors d'étude sur matériaux métalliques pour lesquels l'état d'équilibre n'est pas un challenge [Seo et al., 2005]. Lorsque l'équilibre est vérifié par observation des courbes d'efforts aux interfaces, aucun critère quantifiable n'est défini. En effet, c'est un contrôle visuel et arbitraire. Lorsque le critère $R(t)$ est utilisé, le niveau de seuil est rarement discuté dans la littérature.

Lorsque le type de matériau étudié tend vers les mousses, en passant par les composites, le niveau de seuil définissant l'état d'équilibre a été défini bien supérieur au 5%. Celui peut atteindre 30% dans certain cas. Dans les cas des études disponibles sur des matériaux abradables, seul les travaux de [Pellegrino et al., 2018] permettent de déduire un niveau de seuil à partir des courbes d'efforts fournies (figure 3.6). Dans le cas le plus défavorable, à savoir l'essai à 300 °C, la différence entre les signaux d'efforts jugée acceptable résulterait en un critère d'environ 30%. Dans le cadre de ces travaux, le niveau de seuil définissant l'état d'équilibre est fixé à 20% d'après les observations précédentes.

Auteurs	Type de matériau	Vérification de l'état d'équilibre	Expression du seuil	Niveau de seuil
[Ravichandran et al., 1994]	céramique	R(t)	oui	5%
[Seo et al., 2005]	titane	non	non	équ. ok
[Chan et al., 2010]	étain pour soudure sans plomb (Sn3,8Ag0,7Cu)	observation des efforts	non	$\approx 16\%$
[Chen and Song, 2011]	composite à matrice epoxy chargée en alumine	R(t)	non	$\approx 7,5\%$
[Song and Chen, 2003]	composite à matrice epoxy chargée en fibre de verre	R(t)	non	$\approx 23\%$
[Chen and Song, 2011]	mousse à polyurethane	R(t)	non	$\approx 17\%$
[Song and Chen, 2005]	mousse à matrice epoxy chargée en bille de verre creuse	R(t)	non	$\approx 30\%$
[Peroni et al., 2012]	mousse à matrice Fe chargée en bille de verre creuse	non	non	équ. ok
[Irausquín et al., 2013]	mousse à matrice aluminium à pores fermés	observation des efforts	non	$\approx 17\%$
[Li et al., 2016]	mousse à matrice magnésium	non	non	équ. ok
[Baïz, 2011]	abradable AlSi-hBN	non	non	équ. non ok
[Pellegrino et al., 2018]	abradable AlSi-PE	observation des efforts	non	$\approx 30\%$

TABLE 3.3 – Vérification de l'hypothèse d'équilibre dans la littérature lors d'essais sur barres d'Hopkinson pour différents matériaux

L'application du critère ainsi défini est présenté dans la continuité du traitement d'un essai sur AlSi-PE servant à détailler le traitement complet d'un essai de compression dynamique. La figure 3.31 montre l'évolution des efforts aux deux interfaces échantillon/barre pour un essai de compression d'abradable AlSi-PE. L'équilibre de l'essai est appréciable mais non quantifié. La vérification de l'équilibre est alors rendue possible grâce au calcul du critère de Ravichandran (équation 3.11). Celui-ci est représenté par une ligne continue noir sur la figure 3.32. En ayant fixé un seuil d'équilibre (ligne

rouge sur la figure 3.32), il est possible de définir si l'hypothèse d'équilibre est vérifiée ou non à chaque instant pour cet essai. Lorsque le critère est inférieur à la valeur de seuil choisie, l'hypothèse d'équilibre est atteinte et une zone dite à l'équilibre est extraite des données. Cette zone est définie de telle manière à correspondre à la plus longue période où le critère reste inférieur ou égal au seuil défini. La zone hors-équilibre est matérialisée en rouge sur la figure 3.32 et correspond au premier instant de la compression dans ce cas (35 µs).

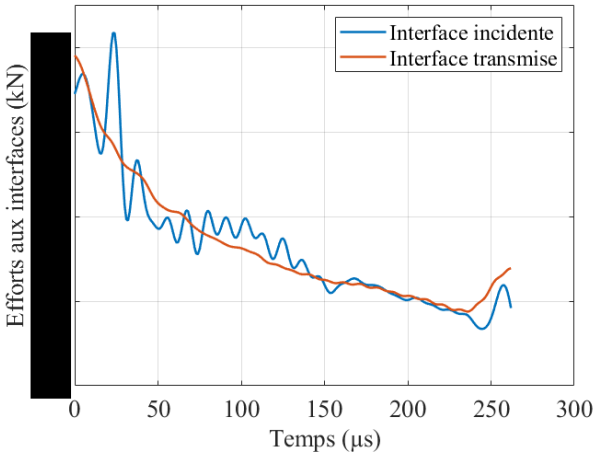


FIGURE 3.31 – Efforts aux interfaces échantillon/barre calculés à partir des ondes identifiées figure 3.28

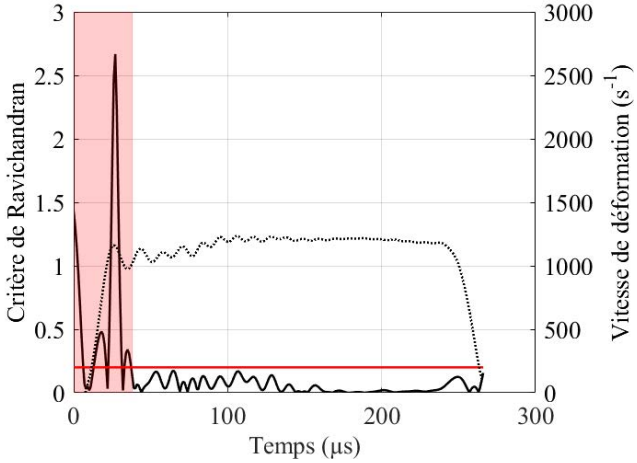


FIGURE 3.32 – Critère de Ravichandran (——), un seuil à 0,2 (——) et la vitesse de déformation (·····) calculés à partir des ondes identifiées figure 3.28

Durant les premières microsecondes, l'homogénéité des contraintes s'établit au travers des allers-retours nécessaires dans l'échantillon. De plus, l'expression mathématique du critère de Ravichandran retourne une valeur élevée lorsque la contrainte moyenne est faible, ce qui est le cas au début de la sollicitation. La figure 3.32 souligne que lors des premiers instants de la compression la vitesse de déformation est également en train de s'établir. Ceci implique que même sans tenir compte du critère d'équilibre, l'essai n'est pas exploitable dans cette période puisque la vitesse de déformation de l'essai n'y est pas stabilisée. Le seuil défini permet de définir une zone de confiance sur les résultats obtenus, zone dite à l'équilibre. L'information sur l'état d'équilibre est intégrée aux courbes contrainte-déformation (figure 3.33). La partie de la courbe en pointillé correspond à la portion de l'essai n'ayant pas atteint un critère $R(t)$ inférieur à un seuil prédéfini à 0,2. De cette façon, il n'est pas nécessaire de présenter l'évolution du critère $R(t)$ pour chaque essai, l'information sur l'hypothèse d'équilibre est directement intégrée à la courbe de résultat.

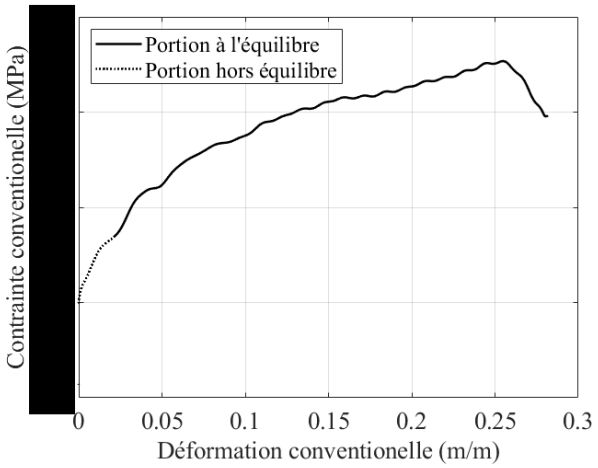


FIGURE 3.33 – Relation contrainte-déformation conventionnelle calculée à partir des ondes identifiées figure 3.28 et faisant apparaitre la portion hors équilibre pour un niveau de seuil de 20%

La campagne AlSi-PE regroupe des essais ayant été enregistrés avec une bande passante de 100 kHz et de 300 kHz pour les plus récents. La figure 3.34 montre les composantes hautes fréquences supprimées par un filtre passe-bas à 100 kHz appliqué sur une onde incidente enregistrée avec une bande passante de 300 kHz. Jusqu'ici, les résultats présentés ont subi un filtrage des signaux des jauges avec ce filtre passe-bas de 100 kHz. L'effet de ce filtre est observé en superposant les signaux des jauges bruts et filtrés.

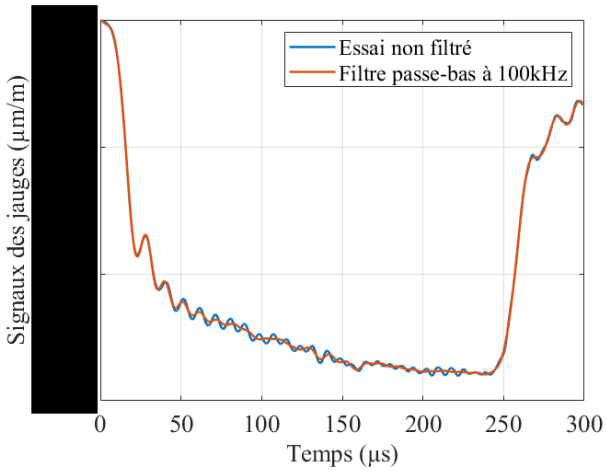


FIGURE 3.34 – Comparaison entre l'onde incidente de l'essai figure 3.28 avec et sans filtre passe-bas à 100 kHz

La comparaison entre les efforts sur les deux interfaces de l'échantillon pour les signaux non-filtrés et filtrés est présentée figures 3.35 et 3.36. L'effet du filtre est bien visible sur les courbes, les hautes fréquences ont été éliminées et l'écart entre les efforts devient plus faible. La suppression des oscillations à hautes fréquences conduit à faire coïncider les deux signaux d'efforts, figure 3.36.

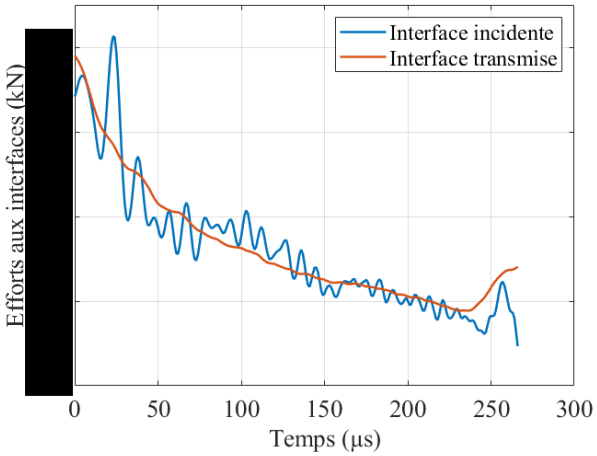


FIGURE 3.35 – Équilibre des forces de l'essai figure 3.28, sans filtrage

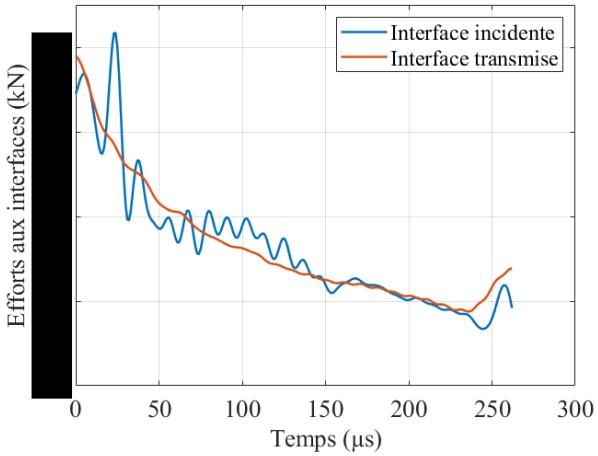


FIGURE 3.36 – Équilibre des forces de l'essai figure 3.28, filtré avec un passe-bas à 100 kHz

Le critère d'équilibre se basant directement sur l'évolution des courbes précédentes présentent également l'amélioration de la concordance des efforts aux interfaces (figures 3.37 et 3.38). Les trais rouges matérialisent une valeur seuil à 20% définissant une zone à l'équilibre. Le filtrage des ondes a permis d'étendre cette zone de validité d'une plage allant de 105 µs à 263 µs à une plage débutant bien plus tôt à environ 35 µs et s'étendant jusqu'à la fin du signal.

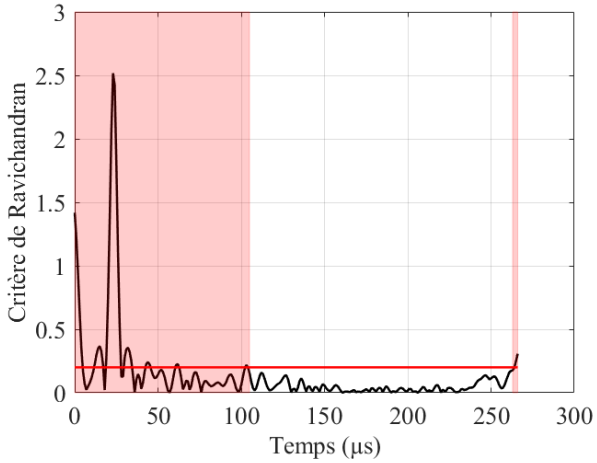


FIGURE 3.37 – Critère d'équilibre de l'essai figure 3.28, sans filtrage

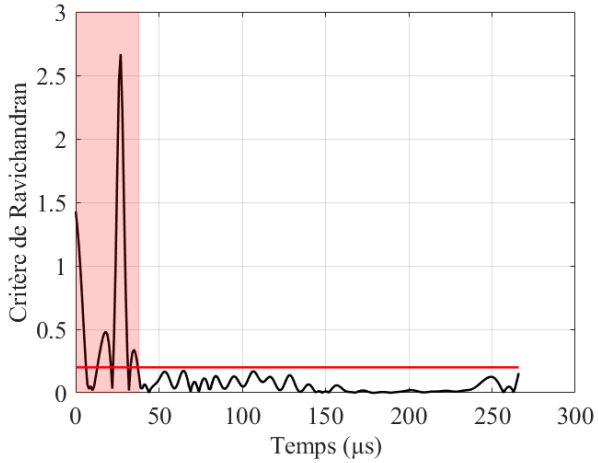


FIGURE 3.38 – Critère d'équilibre de l'essai figure 3.28 filtré avec un passe-bas à 100 kHz

La bande passante a un impact non négligeable sur l'évaluation de l'état d'équilibre d'un essai. Plus élevée, elle résulte en des oscillations hautes fréquences pénalisant l'évaluation du critère d'équilibre. De façon à traiter tous les essais de la même manière, un filtre passe-bas à 100 kHz a été appliqué aux enregistrements ayant bénéficié d'une mesure à fréquence plus élevée.

Synthèse des points clés

Deux dimensions d'éprouvettes cylindriques ont été sélectionnées pour les essais sur matériaux abradables. Ce choix de géométrie répond à un compromis sur différentes conditions géométriques.

Les dimensions proposées possèdent respectivement au minimum 10 et 5 VER dans l'épaisseur dans le cas de l'abradable AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN.

Les essais de compression dynamique en température sur le banc montrent des limites dues à la technologie de chauffe utilisée. L'échantillon amené à température hors des barres se refroidit lorsqu'il est placé en contact avec celles-ci. Le système automatisé garantit néanmoins un temps de refroidissement répétable et court. Le refroidissement est donc quantifiable au travers d'essais de refroidissement instrumentés et de l'estimation du temps de refroidissement au contact des barres (CCT).

Les barres en Inconel 718 disponibles à l'origine sur le banc expérimental se sont montrées adaptés pour caractériser le comportement de l'abradable AlSi-PE. Cependant, la différence entre l'impédance mécanique de ces dernières et l'abradable CoNiCrAlY-hBN ne permet pas de mener des essais satisfaisants. Des barres prototypes en aluminium 7075-T6 ont donc été mises en œuvre afin de lever ce verrou technologique. Afin d'effectuer des essais de compression dynamique d'abradable CoNiCrAlY-hBN. De plus, la mise en œuvre d'une technique de conditionnement d'onde permet d'obtenir des vitesses de déformation quasi constantes pour les essais sur matériaux abradables.

Le traitement des essais est réalisé au moyen d'un programme permettant l'identification des trois ondes utiles en s'appuyant sur un algorithme d'optimisation. Les biais introduits par une identification manuelle sont ainsi évités. Toutes les grandeurs d'intérêt de l'essai sont ensuite calculées automatiquement. Un second programme, développé spécialement durant ces travaux, permet de compléter cette analyse. Notamment en proposant une quantification temporelle de l'état d'équilibre lors d'un essai. La définition de zone à l'équilibre directement sur les courbes de contrainte-déformation permet de définir clairement une zone de confiance sur les résultats. Le niveau de seuil caractérisant l'équilibre a été défini à 20% au regard des niveaux de seuils appliqués par d'autres auteurs dans la littérature.

3.4 Conclusion

Le banc des barres d'Hopkinson permet une caractérisation des matériaux pour une gamme de vitesse de déformation correspondant aux conditions représentatives des interactions aubes/abradable. L'hypothèse d'équilibre de l'échantillon permet l'exploitation des essais. Celle-ci doit être vérifiée pour chaque essai notamment dans le cas de matériaux peu rigides auxquels sont assimilés les matériaux abradables. Le critère de Ravichandran est alors utilisé pour une quantification précise de cet état d'équilibre.

L'état de l'art sur l'application d'essais dynamiques sur barres d'Hopkinson est très limité en raison des verrous technologiques soulevés dans les chapitres précédents. Les tentatives décrites ont montré leurs limites. Premièrement, les vitesses de déformations obtenues n'atteignent pas $10^3 s^{-1}$, vitesse définie comme représentatives des interactions aubes/abradable. Deuxièmement, la maîtrise des conditions d'essais lors de l'étude du matériau abradable n'est pas aisée. Les vitesses de déformations ne se pas constantes durant la déformation du matériau abradable et l'état équilibre lors des

essais nécessaires n'est pas réellement traité.

De façon à notamment favoriser l'établissement de l'état d'équilibre, la géométrie des échantillons a été conditionnée par un rapport entre longueur et diamètre de 0,5. La technique du conditionnement d'onde a été utilisée pour obtenir des vitesses de déformations constante lors d'essais sur abradable AlSi-PE. L'abradable CoNiCrAlY-hBN n'a pas nécessité ce type de précautions expérimentales. De façon à proposer des essais représentatifs des conditions des interactions aubes/abradable en terme de température, le système de chauffe du dispositif expérimental a été détaillé. Les limites de ce système ont notamment été mise en avant. Un refroidissement des échantillons inhérent au moyen expérimental a été quantifié. Son impact dans le cadre des essais de compression dynamique en température sur AlSi-PE a été mesuré.

Les barres en Inconel 718 disponibles sur le dispositif se sont montrées adaptées à l'étude l'abradable AlSi-PE mais pas de l'abradable CoNiCrAlY-hBN. Dans ce cas, la répartition entre ondes réfléchie et transmise n'est pas favorable à une mesure de qualité suffisante. L'utilisation de barres prototypes en aluminium 7075-T6, proposant en une rupture d'impédance plus faible avec l'abradable CoNiCrAlY-hBN, a apporté une solution acceptable. Le traitement des essais et notamment en terme de vérification de l'équilibre est beaucoup plus robuste que celui mis en œuvre dans les travaux de même type présentés dans la littérature. Un seuil d'équilibre de 20% a été retenu pour discrimer l'état d'équilibre lors des essais de compression dynamique sur matériaux abradables. La procédure de traitement d'un essai type sur AlSi-PE a été détaillée par la suite. Le cas de l'abradable CoNiCrAlY-hBN souffre de difficultés expérimentales causé par la mauvaise concordance de son impédance mécanique avec celle des barres du dispositif.

CHAPITRE 4

MÉTHODE DE CARACTÉRISATION DU COMPORTEMENT THERMOMÉCANIQUE POUR D'AUTRES TYPES DE CHARGEMENT

4.1 État de l'art sur les techniques expérimentales pour les essais quasi statiques appliqués aux matériaux abradables 82

4.2 Les techniques expérimentales pour les différents types de chargement 84

4.3 Mesure des champs de déformation 94

4.4 Conclusion 103

La mise en œuvre d'essais de compression dynamique en température permet d'effectuer des essais en conditions représentatives des interactions aubes/abradable dans le contexte d'une approche de modélisation. Comme évoqué précédemment, la réalité de l'interaction entre une aube et le revêtement abradable est bien plus complexe. Des chargements complexes conjuguant états de compression, traction et cisaillement sont générés dans le matériaux abradables. Ce chapitre propose de mettre en œuvre des techniques expérimentales afin d'étudier des sollicitations thermomécaniques autres que la compression dynamique.

Pour obtenir un comportement de référence à comparer avec les essais aux vitesses représentatives, une caractérisation en compression quasi statique est menée. Identifier les sensibilités devient plus évident lorsque la plage explorée est grande. De plus, les essais isothermes réalisés à ces faibles vitesses de sollicitations permettent une identification de la sensibilité à la température qui n'est pas biaisée par les phénomènes dynamiques d'échauffement adiabatique. Cette étude permet d'élargir les gammes de vitesses de déformation pour l'écriture d'un modèle de comportement et d'identifier la sensibilité à la température pour deux niveaux de vitesses éloignés. Une éventuelle dépendance

croisée à ces deux paramètres est ainsi identifiable. Lors des essais sur barres d'Hopkinson, il n'est pas possible d'étudier le comportement pour des faibles déformations. En effet, l'établissement de la sollicitation, inhérente au procédé, ne permet pas l'exploitation des premiers instants pour lesquels l'équilibre des efforts sur l'échantillon n'est pas atteint. Les essais quasi statiques permettent donc d'obtenir des informations sur le comportement pour ces niveaux de déformation faibles. La description du comportement des matériaux s'en retrouve grandement améliorée. L'identification d'un comportement élastique est donc uniquement possible au travers des essais à basses vitesses. De plus, les essais quasi statiques permettent une comparaison avec les résultats de la littérature.

Les éprouvettes fabriquées durant ces travaux permettent de conduire de nombreux essais de caractérisation différents en plus des essais sur barres d'Hopkinson. Pour mener à une compréhension plus globale du comportement des matériaux abradables, il est nécessaire d'explorer d'autres types de sollicitations que la compression. La nature des matériaux abradables résulte en une asymétrie de comportement en compression et en traction [Baïz, 2011]. En caractérisant selon des chargements de compression, la réponse complète des abradables n'est pas réellement traitée. D'une autre part, le cisaillement semble être la sollicitation principalement activée lors des mécanismes d'interactions aubes/abradable avec l'aube venant cisailler le revêtement abradable. L'étude de ce type de chargement est donc d'un grand intérêt dans la compréhension de ces interactions. Enfin, l'étude de l'endommagement serait également riche en enseignement et les essais brésiliens ont déjà montré un intérêt dans ce contexte, comme dans les travaux de [Baïz, 2011]. Ce chapitre traite des techniques expérimentales mises en œuvre pour conduire ces travaux de caractérisation.

4.1 État de l'art sur les techniques expérimentales pour les essais quasi statiques appliqués aux matériaux abradables

Les essais de caractérisation sur matériaux abradables dans le domaine quasi statique sont plus courants dans la littérature que les essais dynamiques. Cependant, si des résultats sont présentés, les techniques expérimentales ne sont pas toujours détaillées.

[Wang, 1996] se base sur des essais de compression quasi statiques pour identifier l'évolution des paramètres matériaux en fonction de la température de revêtements abradables de type AlSi et NiCrAl. Aucune précision sur les protocoles expérimentaux utilisés n'est apportée quant aux essais de caractérisation mentionnés lors de ces travaux, exceptée la vitesse de compression de 1 mm/min.

Pour trois matériaux abradables différents dont un AlSi-PE, [Ma and Matthews, 2007, 2009] ont identifiés leur module d'Young en se basant sur des essais de flexion de revêtements sur substrat. La technique consiste à encastrer une éprouvette à une extrémité et de charger l'autre à l'aide de masses. La flèche mesurée par un comparateur permet de déduire le module d'Young de l'abradable en retranchant la contribution du substrat. Bien que des précautions ont été prises pour éviter de déformer plastiquement l'échantillon, de faibles déformations irréversibles n'ont pas pu être évitées. Ceci appuie les difficultés expérimentales autour de la détermination d'un comportement purement

élastique des matériaux abradables. Dans ce contexte, différents modules d'Young apparents peuvent être définis en fonction de la méthode d'identification utilisée.

Afin d'identifier le comportement au-delà du domaine élastique, [Ma and Matthews, 2007, 2009] ont également réalisé des essais de traction jusqu'à rupture sur des éprouvettes plates. Celles-ci sont constituées du revêtement, ainsi que de son substrat. La réponse de l'éprouvette en sollicitation est la combinaison des réponses de ces deux matériaux. La contribution du substrat lors de la déformation de l'éprouvette est supposée élastique et retranchée à la réponse globale afin d'isoler celle du revêtement. La forme exacte des éprouvettes n'est pas détaillée. Les résultats de ces essais de traction obtenus en relation effort-déplacement sont traités de façon à fournir des niveaux de contrainte à rupture. Les auteurs posent donc les hypothèses nécessaires pour exprimer les grandeurs en effort-déplacement en grandeurs de contrainte-déformation. Les auteurs supposent un niveau de contrainte et de déformation homogène dans la zone utile tout comme cela peut être le cas pour des matériaux métalliques.

Des essais de traction sur éprouvettes abradables de type AlSi-hBN, NiCrAl-Bentonite et NiCrAl-Bentonite-hBN sans substrat ont été permis par une stratégie de projection du revêtement sur substrat soluble [Hopkins and Shipton, 2005]. Ils ont été effectués sur une machine servo-hydraulique, dont la mesure de la déformation est assurée par un extensomètre à contact. Une attention particulière a été apportée à la prise des éprouvettes dans les mors pour garantir leur alignement. En effet, la fragilité des matériaux en question requiert de ne pas les solliciter par le maintien de la machine. L'éprouvette est saisie par des mors hydrauliques avec une pression de 1 MPa pour les éprouvettes de type AlSi-hBN et de $0,5$ MPa pour les autres. Une vitesse déplacement des mors de $0,3$ mm/min a été utilisée pour réaliser des essais quasi statiques. Ces essais aboutissent au tracé de courbes de contrainte-déformation. Les auteurs font ici l'hypothèse d'une déformation uniforme lors des essais, dans le cas des trois nuances d'abradable, afin d'aboutir à des courbes de contrainte-déformation.

Durant ses travaux de caractérisation d'un *Metco* 380NS, [Baïz, 2011] a mis en œuvre des essais de traction sur une machine électromécanique conventionnelle de traction à une vitesse de 1 mm/min. La mesure de la déformation est effectuée par une mesure du déplacement de la traverse par laser. Le but étant d'effectuer une étude qualitative, cette mesure est jugée satisfaisante. La mesure de l'effort est garantie par une cellule de force de 50 kN. Les sections utiles d'éprouvettes sont de 25 mm^2. Des captures d'images sont également réalisées sur la face et la tranche de la zone utile lors des essais. En installant des plateaux de compression sur la même machine, une campagne d'essais de compression quasi statique a été menée. La vitesse de compression étant cette fois ci de $0,1$ mm/min. Pour ces deux types de chargement, les résultats obtenus sont toujours présentés sur des courbes contrainte-déformation, impliquant les mêmes hypothèses que les autres auteurs. En plus de ces essais de chargements simples, des essais brésiliens sur éprouvettes cylindriques de diamètre $12,5$ mm et 22 mm ont été menés. Un effritement important des pastilles au contact des mors a été observé. Une analyse par corrélation d'image a permis de calculer les champs de déformation des éprouvettes et a montré l'intérêt de ce type d'essai. Celui-ci réside dans la capacité d'accéder à l'endommagement du matériau en traction indirecte. Des chargements monotones et cycliques ont également été explorés. Ils ont été utilisés pour étudier le comportement élastique apparent du matériau abradable.

[Pellegrino et al., 2018] a conduit des essais de compression et de traction quasi statiques à des vitesses de déformation de l'ordre de 10^{-3} s^{-1} à des température ambiante, à 100 °C et à 300 °C sur un abradable de type AlSi-PE (*Metco* 601NS). Une cellule de charge a mesuré les efforts tandis qu'un extensomètre laser a permis de mesurer sans contact la déformation de l'éprouvette. Tous les essais ont été observés à l'aide d'une caméra télécentrique afin d'accéder aux champs de déformation en s'appuyant sur une analyse par corrélation d'image des éprouvettes mouchetées à cet effet. Les échantillons ont été maintenus 20 min dans l'enceinte thermique pour leur mise en température. Pour les essais de compression, un film de graisse résistante à la température a été utilisé aux interfaces éprouvette-plateaux pour minimiser le frottement. Les résultats sont également exprimés en contrainte-déformation comme les autres travaux de la littérature.

Synthèse des points clés

Malgré la nature hétérogène et poreuse des matériaux abradables, les essais dans la littérature ont tendance à s'appuyer sur des machines de caractérisation classique pour sa caractérisation mécanique. Ces dispositifs ont en effet l'avantage d'être maitrisés par la communauté permettant ainsi une exploitation traditionnelle des résultats. Pour l'ensemble des travaux cités précédemment, l'hypothèse d'une déformation et contrainte homogène dans la zone utile des éprouvettes a été faite. Les mesures expérimentales sont exprimées en contrainte-déformation. Cette hypothèse assez forte n'est cependant jamais étayée. La caractérisation du comportement des matériaux abradables ne fait pas appel à la mise en œuvre d'outils spécifiques et repose plutôt sur l'utilisation de moyens d'essai utilisés classiquement. Ce sont les précautions expérimentales prises qui garantissent le bon déroulement des essais.

4.2 Les techniques expérimentales pour les différents types de chargement

Les techniques expérimentales mises en œuvre lors de ce travail d'étude sont détaillées dans cette section. L'analyse des techniques utilisées par les pairs et des équipements disponibles au laboratoire a permis de sélectionner les techniques employées dans le cadre de cette étude. Celles-ci se distinguent néanmoins par la géométrie des éprouvettes réalisées en terme de forme et d'épaisseur.

Deux types d'essais ont été menés. Les essais de chargement simple, dont font partie les essais de compression dynamique présentés auparavant, permettent d'accéder directement au comportement d'un matériau pour un type de sollicitation. Cette sollicitation peut être de la compression, de la traction ou encore du cisaillement. La géométrie des éprouvettes et l'application du chargement sont choisies de telle manière à créer un état de chargement simple. Cet état se caractérise par une non superposition de plusieurs types de sollicitation et une déformation uniforme dans la zone utile de l'éprouvette. Lors de l'exploitation, les niveaux d'effort et de déplacement peuvent être traduit en

contrainte et déformation dans le matériau. Les essais de chargement complexe, pour lesquels plusieurs types de chargement simple se conjuguent, ne permettent pas d'aboutir aisément à la relation contrainte-déformation.

Dans cette section, un chargement simple est présenté : la compression quasi statique. Deux chargements complexes sont ensuite introduits, l'essai de cisaillement sur éprouvette à double cisaillement et l'essai brésilien. Ces trois types d'essais ont pour objectif de compléter la caractérisation des matériaux abradables proposée dans le chapitre 3.

4.2.1 Chargement simple : compression quasi statique

L'étude du comportement quasi statique en compression des matériaux abradables a été conduite sur une machine *Instron 5585H* équipée d'une cellule de force de ■ kN. Un extensomètre optique mesure le déplacement des mors au plus près de l'éprouvette. La connaissance de ce déplacement permet d'accéder à la déformation réelle de l'éprouvette en se substituant à la mesure de déplacement machine sujette à la souplesse de tout le bâti et par conséquent moins précise. Une enceinte thermique permet l'étude du comportement jusqu'à des températures de 350 °C. La même lubrification que lors des essais de compression sur barres d'Hopkinson est utilisée pour limiter la friction entre l'éprouvette et les mors.

Au regard de la plage de mesure de la cellule de force, l'effort transmis par les éprouvettes de compression quasi statique a cherché à être maximisé. Ceci ayant pour objectif d'exploiter au mieux la plage de mesure et de minimiser l'impact du rapport signal-bruit lors des essais sur éprouvettes d'abradable. Tout en conservant le même rapport géométrique (L_S/D_S) de 0,5 que lors des essais de compression dynamique, le diamètre maximal qu'il est possible d'obtenir a été sélectionné. La capacité en terme de fabrication permet d'obtenir des éprouvettes cylindriques d'une épaisseur de 10 mm pour un diamètre de 20 mm (table 4.1). Le nombre de VER dans l'épaisseur permet de vérifier que la réponse de l'éprouvette décrit celle du matériau dans sa globalité. Il est en effet plus élevé que pour les essais de compression dynamique satisfaisant déjà cette hypothèse.

Diamètre D_S (mm)	Épaisseur L_S (mm)	Nombre de VER dans l'épaisseur pour l'abradable AlSi-PE	Nombre de VER dans l'épaisseur pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN
20	10	21,7	10

TABLE 4.1 – Nombre de VER dans les épaisseurs des échantillons de compression quasi statique pour les matériaux abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN

Des essais de calibration de la mise en température de l'éprouvette, conduits dans la même philosophie que ceux pour le four tubulaire équipant les barres d'Hopkinson, ont permis de définir le temps de chauffe nécessaire pour obtenir une stabilisation et homogénéisation de la température dans l'échantillon. Un échantillon aux dimensions correspondantes à celles mentionnées précédemment est instrumenté dans sa demi-épaisseur par un thermocouple de type K de diamètre $0,5$ mm placé dans

un perçage de même diamètre, normal à la surface cylindrique et profond d'environ cinq millimètres. Les essais de mise en température ont montré que le temps de chauffe avant stabilisation de la température de l'échantillon dans le four était de cent minutes dans le cas d'un température de consigne de 350 °C. Ainsi un temps de chauffe de deux heures a été retenu afin de s'assurer que l'enceinte, les plateaux de compression et l'échantillon aient atteint l'équilibre thermique. Cependant, pour utiliser l'enceinte thermique, des extensions doivent être placées entre les plateaux de compression et la machine. Celles-ci sont indispensables pour les essais en température mais amplifient les éventuels défauts d'orientation entre les deux plateaux modifiant les conditions de contact plan aux interfaces.

Contrairement aux essais dynamiques effectués sur barres d'Hopkinson, qui provoquent un échauffement de l'échantillon, la température dans l'échantillon reste homogène et constante durant toute la durée de l'essai puisqu'il s'effectue au sein de l'enceinte régulée. La température de l'échantillon est ainsi connue tout au long de l'essai et permet une identification précise de la sensibilité à la température

4.2.2 Chargement complexe : cisaillement dynamique sur éprouvette à double cisaillement

En plus des chargements de compression et de traction, la sollicitation de cisaillement est explorée. La géométrie d'éprouvette à double cisaillement (figure 4.1) a été sélectionnée pour deux raisons, la première étant la méthode d'obtention d'éprouvettes limitant les géométries possibles. La deuxième raison est que cette géométrie permet de générer un état de cisaillement dans des zones de l'éprouvette en y appliquant un chargement de compression. Ayant pour objectif d'expérimenter sur les barres d'Hopkinson, cette condition est nécessaire. L'effort de compression est appliqué de part et d'autre de l'éprouvette sur le bloc supérieur (A_1) et les blocs inférieurs (A_2 et A_3). La géométrie a été choisie de manière à avoir la même aire de contact à ces deux interfaces avec le moyen de chargement. La mise en mouvement relative de ces ensembles rigides, représentés en bleu, engendre un état de cisaillement dans les deux bandes de matière représentées en orange sur la figure 4.1. Sur la partie droite de la figure, les dimensions caractéristiques d'une de ces zones cisaillées sont définies dans l'état initial et après déformation.

La fabrication des éprouvettes a été réalisée par le biais du protocole détaillé chapitre 2. Les angles concaves de la géométrie figure 4.1 possèdent un rayon de $1,5$ mm. Les dimensions des zones de cisaillement sont reportées table 4.2. Dans le cas de l'éprouvette en matériau abradable AlSi-PE, le nombre de VER coupé par la surface cisaillée $x \times h$ est supérieur à deux cents. Ceci permet de poser l'hypothèse que la réponse de l'éprouvette sous sollicitation correspond au comportement thermomécanique macroscopique du revêtement. Aucune éprouvette de cisaillement n'a été réalisée pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN.

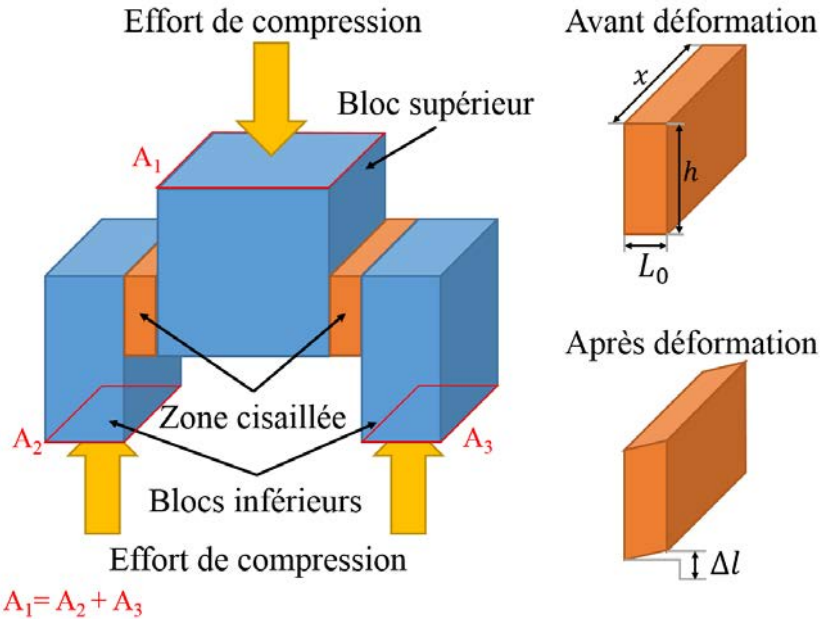


FIGURE 4.1 – Schéma de la géométrie des éprouvettes de double cisaillement ; à gauche, l'éprouvette et son chargement sont associés avec mise en évidence des zones cisaillées ; à droite, la déformation d'une zone cisaillée

Largeur L_0 (mm)	Hauteur h (mm)	Profondeur x (mm)	Nombre de VER traversant la surface cisaillée $x \times h$ pour l'abradable AlSi-PE
0,75	5	10	236

TABLE 4.2 – Nombre de VER traversant une zone de cisaillement des éprouvettes de cisaillement pour le matériau abradable AlSi-PE

Dans un cas de cisaillement simple, la contrainte de cisaillement τ est calculée à partir de l'équation 4.1 et la déformation de cisaillement γ par 4.2.

$$\tau = \frac{F}{A} = \frac{F}{hx} \tag{4.1}$$

$$\gamma = \frac{\Delta l}{L_0} \tag{4.2}$$

Dans le cas de l'éprouvette de double cisaillement où deux zones sont cisaillées, la force totale mesurée aux interfaces de l'éprouvette est générée par le cisaillement des deux bandes. La déformation des parties de l'éprouvette représentées en bleu sur la figure 4.1 doit être dans l'idéal nulle pour appliquer les formules précédentes. Un déplacement rigide des blocs dans l'axe de chargement est ainsi pris en compte dans cette théorie.

Afin d'éprouver cette philosophie d'essai, un essai de validation a été effectué sur une éprouvette en aluminium 2024-T351 dont le comportement est connu [Seidt and Gilat, 2013]. Afin de contraindre le déplacement des blocs inférieurs lors de la compression et ainsi autoriser seulement leur déplacement dans le sens de la charge, une bague a été conçue pour confiner l'éprouvette. Pour garantir l'état

de chargement souhaité, les déplacements de l'éprouvette doivent être contraints. Pour cela une bague de confinement des blocs inférieurs est utilisée (figure 4.2 et 4.3). Celle-ci s'emmanche sur la barre incidente. Comme pour les essais de compression dynamiques, la mesure des ondes permet de calculer les déplacements et les efforts sur chaque interface éprouvette-barre.

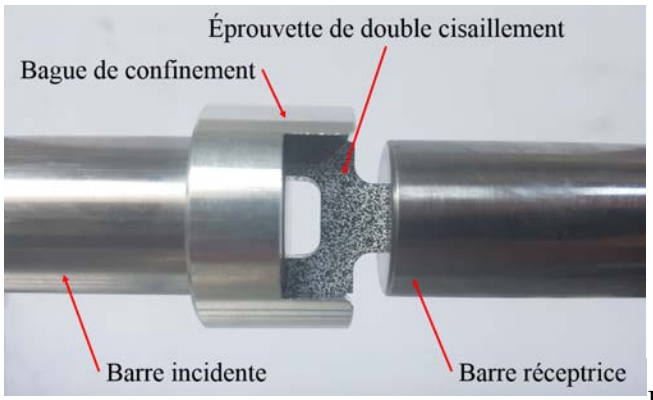


FIGURE 4.2 – Vue en situation du montage permettant de réaliser des essais de cisaillement sur barres d'Hopkinson

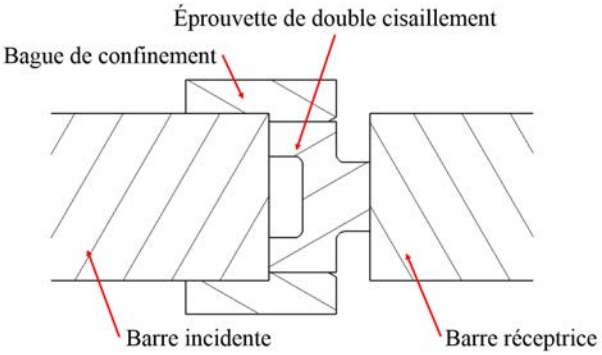


FIGURE 4.3 – Vue en coupe du montage permettant de réaliser des essais de cisaillement sur barres d'Hopkinson

Un mouchetis a été appliqué sur l'éprouvette et un enregistrement vidéo a été effectué en s'appuyant sur les outils présentés dans la section suivante. La première et la dernière image de cette vidéo sont présentées figure 4.4 et montrent l'état initial et la déformation subie par l'éprouvette après 102 µs. La fréquence d'acquisition a été poussée au maximum des capacités de la caméra à savoir 1 000 000 images par seconde. Apporter suffisamment de lumière devient difficile à ces fréquences d'acquisition. Les images obtenues sont donc assez sombres. Plusieurs zones d'ombres, créées par les barres et la bague de confinement, sont visibles. Néanmoins, la partie incluant les zones de cisaillement de l'éprouvette est bien éclairée.

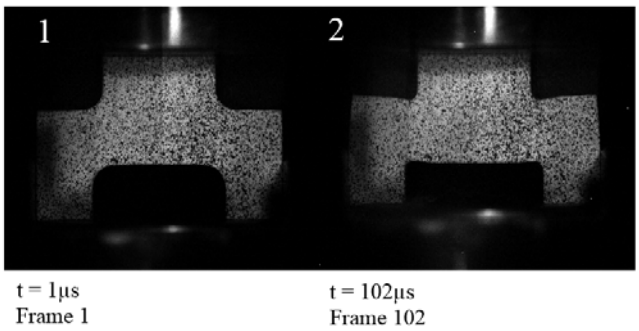


FIGURE 4.4 – Images extraites de l'enregistrement vidéo de l'essai de cisaillement sur une éprouvette de double cisaillement en aluminium 2024-T351 effectué sur barres d'Hopkinson ; 1) état initial ; 2) dernière image de l'enregistrement

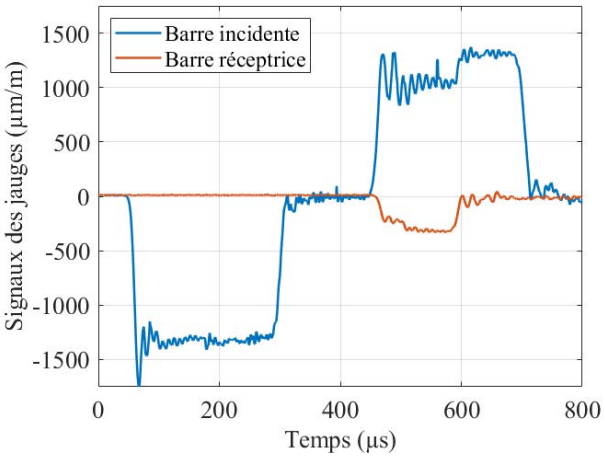


FIGURE 4.5 – Essai de cisaillement dynamique sur éprouvette chapeau en aluminium 2024-T351

Les signaux des jauges de déformation (figure 4.5) permettent d'accéder aux déplacements et aux efforts des interfaces échantillon/barre incidente (incident) et échantillon/barre réceptrice (transmis)

lors du chargement. Les déplacements des deux interfaces sont reportés figure 4.6. Le déplacement relatif correspond à la variation de longueur de l'éprouvette. Les efforts, figure 4.7, traduisent la résistance de l'éprouvette face à la compression qui lui est appliquée. L'effort sur l'interface barre incidente/éprouvette (effort incident) exhibe de fortes oscillations comparativement à l'effort au niveau de l'interface barre réceptrice/éprouvette (effort transmis). Cependant, ils semblent suivre tous deux la même tendance moyenne. Ces oscillations sont visibles sur la mesure de l'onde réfléchie (figure 4.5). L'effort transmis apparait plus stable car il bénéficie d'un filtrage des oscillations parasites par la présence de l'éprouvette. La charge appliquée sur l'éprouvette décrit un profil en deux temps. Premièrement, le chargement croit rapidement et se stabilise à 20 kN jusqu'à environ 135 µs. Dans un second temps, l'effort chute rapidement et se stabilise vers un niveau d'effort nul jusqu'à la fin du chargement utile indiquant une rupture des bandes cisaillées. Ce changement brusque est également visible sur les signaux de déplacement où un changement de vitesse de déplacement de l'interface avec la barre réceptrice apparait au même moment. La différence entre les efforts sur les deux interfaces met en évidence un équilibre des efforts moindres comparativement aux essais de compression dynamique décrit au chapitre 3.

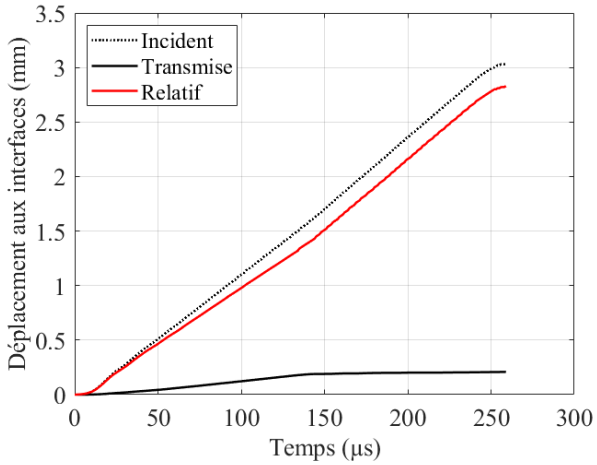


FIGURE 4.6 – Déplacement des barres incidente et transmise ainsi que le déplacement relatif

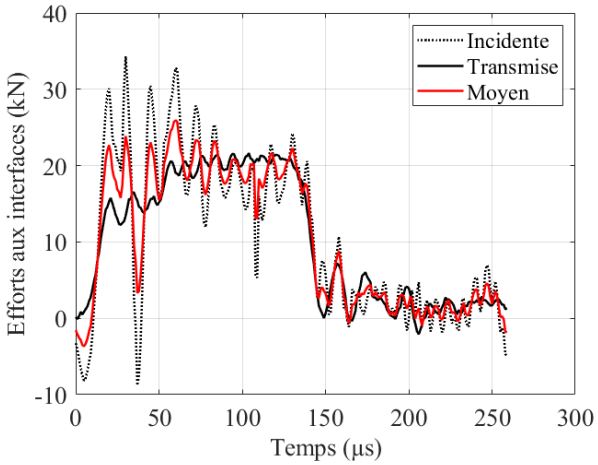


FIGURE 4.7 – Efforts aux interfaces incident et transmis ainsi que l'effort moyen appliqué sur l'éprouvette chapeau

L'évolution du critère de Ravichandran, figure 4.8, reproduit les deux phases observées précédemment sur les signaux d'efforts. Avant la rupture le critère peut être considéré relativement correct avec un niveau moyen en dessous de 0,5. Après rupture, avec l'oscillation des efforts autour d'une valeur nulle, le critère atteint des valeurs fortement supérieures à 50%. Pour la suite, seule la partie précédente est exploitable. Le critère d'équilibre n'étant que partiellement atteint, l'exploitation de l'essai est réalisé en considérant deux efforts : l'effort transmis et l'effort moyen.

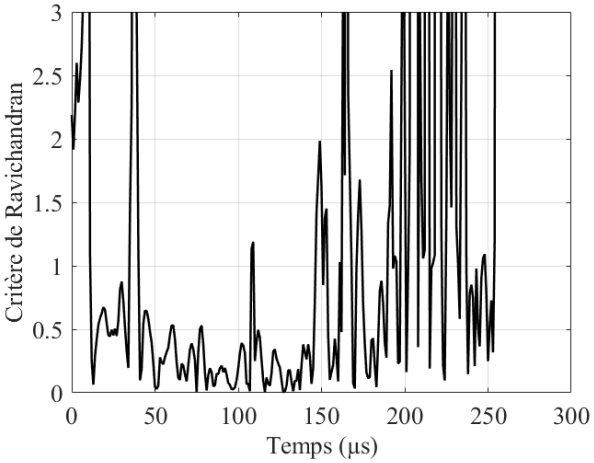


FIGURE 4.8 – Critère d'équilibre de l'essai de cisaillement sur barres d'Hopkinson d'un aluminium 2024-T351

Les évolutions de la contrainte moyenne sur l'échantillon et la contrainte mesurée dans la barre réceptrice en fonction de la déformation sont calculés à l'aide des équations 4.1 et 4.2. En se focalisant sur l'évolution de l'effort transmis, on déduit une contrainte à rupture dans une zone cisaillée d'environ 270 MPa pour une déformation d'environ 170%. La vitesse de déformation atteinte est de l'ordre de 14000 s^{-1} avant rupture (figure 4.10). Les données matériaux disponibles dans l'*ASM Material Data Sheet* définissent une résistance au cisaillement de 283 MPa pour l'aluminium 2024-T351. Ce niveau corrobore avec la contrainte maximale mesurée lors de l'essai de cisaillement dynamique.

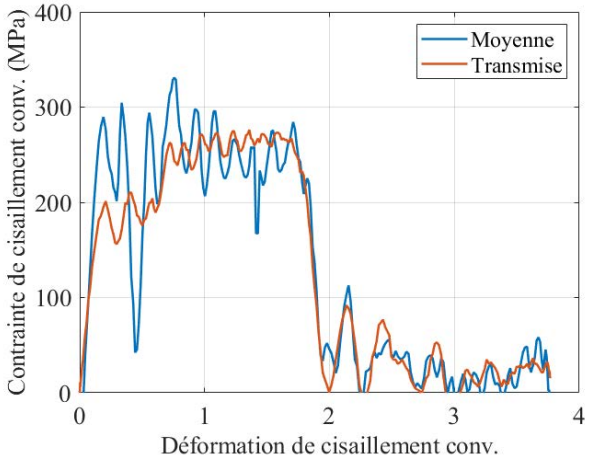


FIGURE 4.9 – Relation contrainte-déformation de l'essai de cisaillement sur barres d'Hopkinson d'un aluminium 2024-T351

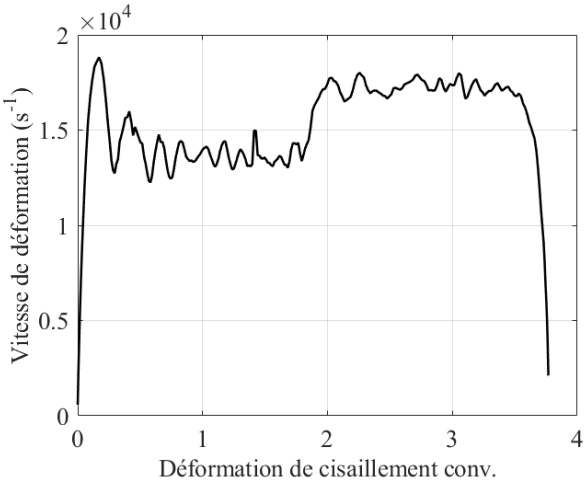


FIGURE 4.10 – Vitesse de déformation de l'essai de cisaillement sur barres d'Hopkinson d'un aluminium 2024-T351

4.2.3 Chargement complexe : essai brésilien dynamique

L'essai brésilien est utilisé pour caractériser la résistance à la traction de matériaux fragiles lorsque celle-ci est plus faible que celle en compression. Cet essai est particulièrement intéressant lorsque le matériau est difficile à tester en traction conventionnelle, comme le cas des roches [Andreev, 1991;

Fairhurst, 1964]. Cet essai consiste à comprimer une éprouvette cylindrique sur sa tranche, de manière à induire de la traction perpendiculairement à l'axe de compression (figure 4.11). Par conséquent, ces essais sont également appelés essais de traction indirecte ou essais de traction induite. Des essais de traction conventionnelle sur éprouvettes plates (introduites au chapitre 2) n'ont pas été concluants dans le cadre de du matériau abradable AlSi-PE. Ces essais sont abordés en perspectives de ces travaux (chapitre 7). La réalisation d'éprouvette de traction plate n'a pas été engagée dans le cas de l'abradable CoNiCrAlY-hBN.

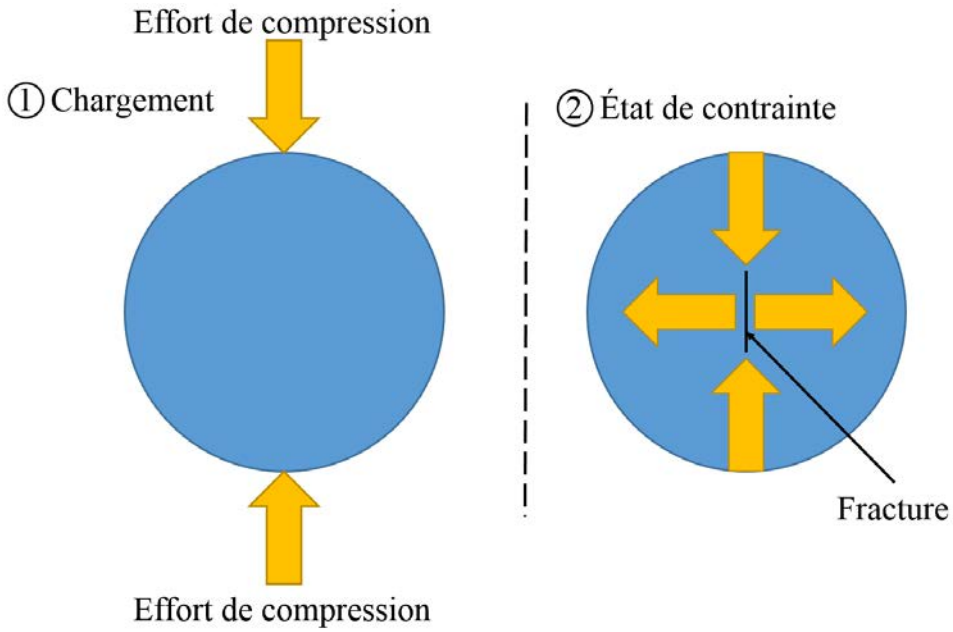


FIGURE 4.11 – Schéma de chargement pour un essai brésilien à gauche et état de contrainte interne induit à droite

Un montage d'essai brésilien interrompu a été proposé durant ces travaux de thèse et a donné lieu au dépôt d'une demande de brevet à l'*INPI*. Ce dispositif expérimental, visible figure 4.12, utilise un moyen de mise en mouvement rapide (tour de chute ou banc balistique) pour créer la sollicitation. Un piston guidé récupère l'énergie d'une masse tombante ou d'un projectile pour venir comprimer l'éprouvette. Un capteur de force permet la mesure de l'effort transmis par l'éprouvette lors de sa compression. Le piston est stoppé à une distance réglable à l'aide de cales et l'essai est ainsi interrompu à un niveau de déformation prédéfini. Sur la figure 4.12, le montage est utilisé sur un banc balistique dont la bouche du canon est visible à gauche.

Deux essais brésiliens préliminaires sur abradable AlSi-PE ont été réalisés dans cette configuration sur des éprouvettes cylindriques similaires à celles utilisées en compression quasi statique (diamètre de 20 mm et épaisseur de 10 mm). Ces essais ont montré une localisation de la déformation importante au niveau des contacts avec les plateaux de compression dans le cas d'une pastille cylindrique (figure 4.13). [Baïz, 2011] a également mis en évidence lors d'essais brésiliens sur *Metco* 320 NS qu'un endommagement sévère apparaissait au contact des mors. Cet endommagement se manifeste par une densification visible et un effritement important au niveau du contact de l'éprouvette avec les mors [Baïz, 2011]. Sur la nuance AlSi-PE, seul un endommagement par densification est observé.

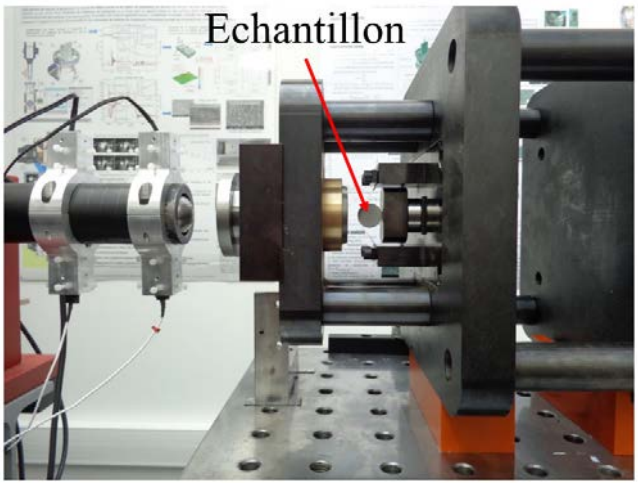


FIGURE 4.12 – Montage d'essai brésilien interrompu utilisé sur le banc balistique

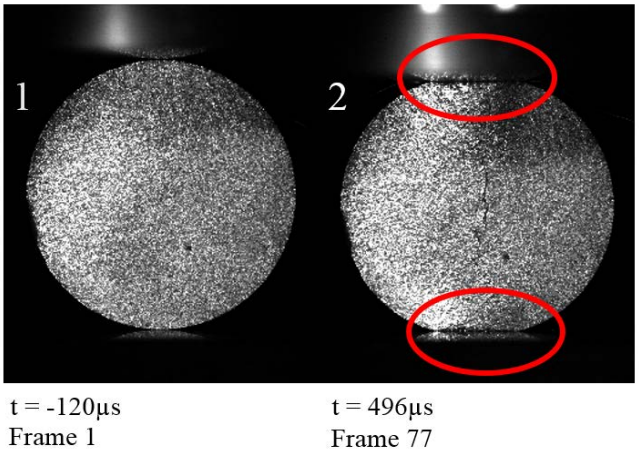


FIGURE 4.13 – Densification au niveau des contacts entre l'éprouvette et les mors lors d'un essai brésilien préliminaire sur éprouvette cylindrique d'abradable AlSi-PE

De façon à limiter l'endommagement des éprouvettes au niveau des mors lors des essais brésiliens, un changement de géométrie d'éprouvette est proposé. Pour améliorer la répartition de la charge de compression, des méplats ont été ajoutés (configuration (d) de la figure 4.14). Au moment de la rupture en traction visible sur l'image 2 de la figure 4.13, l'aplatissement de l'éprouvette a généré des surfaces plates mesurant environ 7 mm dans le cas de l'abradable ALSi-PE. La taille des méplats est choisie supérieure à cette valeur en fixant une distance entre méplat de 18 mm (pour des éprouvettes de 20 mm de diamètre). Les méplats sont ainsi larges d'environ 8, 75 mm et définissent un demi-angle θ_0 valant 26°.

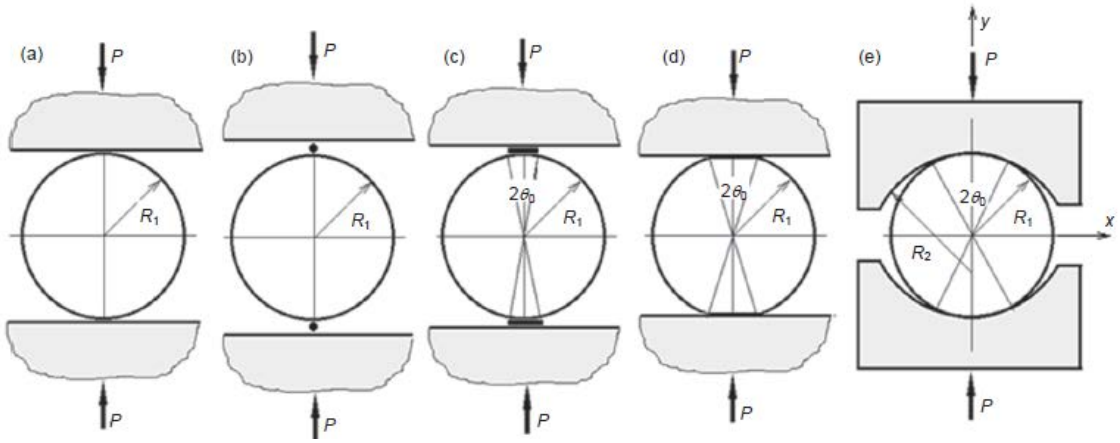


FIGURE 4.14 – Application typique de la charge pour essais brésiliens ; a,b) compression sur deux lignes diamétralement opposée ; c) compression avec une fine plaque entre l'éprouvette et les mors (ex. bois, carton) ; d) compression sur des éprouvettes avec méplats ; e) utilisation de mors incurvés [Japaridze, 2015]

Après le changement de géométrie des éprouvettes à partir des résultats obtenus sur le montage d'essais brésilien interrompu, deux essais brésiliens sur aluminium 2024-T351 ont été effectués sur le dispositif des barres d'Hopkinson avec le jeu de barres en Inconel 718. Ceci ayant pour objectif

d'éprouver l'analyse des champs de déformation mise en œuvre dans la section suivante. Pour permettre cette analyse, des mouchetis ont été appliqués sur les éprouvettes. Afin de filmer les essais à un fréquence de 500 000 images par seconde, une quantité importante de lumière est requise. La première et la dernière image obtenue lors d'un essai sont présentées figure 4.15. Sur la dernière image, aucune rupture du matériau n'est visible. En effet, l'aluminium n'exhibe pas la forte asymétrie entre la tenue en traction et en compression contrairement aux matériaux habituellement testés par le biais d'essais brésiliens. Cependant, son comportement est étudié dans la littérature et permet une confrontation modèle-expérimental [Seidt and Gilat, 2013]. Ces essais servent donc à mettre à l'épreuve la technologie d'analyse par corrélation d'image abordé dans la section suivante.

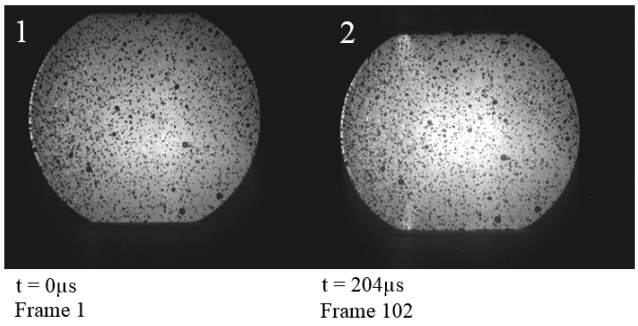


FIGURE 4.15 – Images extraites de l'enregistrement vidéo de l'essai brésilien sur une éprouvette avec méplats en aluminium 2024-T351 effectué sur barres d'Hopkinson. 1) État initial. 2) Dernière image

La mesure des ondes incidente, réfléchie et transmise permet le dépouillement des essais. Le critère d'équilibre atteint est très satisfaisant (figure 4.16). Après l'établissement de la sollicitation dans les premiers instants, le critère d'équilibre varie légèrement autour d'une valeur de 0,1. L'effort transmis par l'éprouvette est donc représentatif de l'effort aux deux interfaces de l'éprouvette. Il est tracé figure 4.17 en fonction du déplacement relatif, représentant la variation de longueur de l'éprouvette. La répétabilité entre les deux essais, conduits dans les mêmes conditions, est satisfaisante (figure 4.18) et l'équilibre obtenu sur le deuxième essai est similaire au premier.

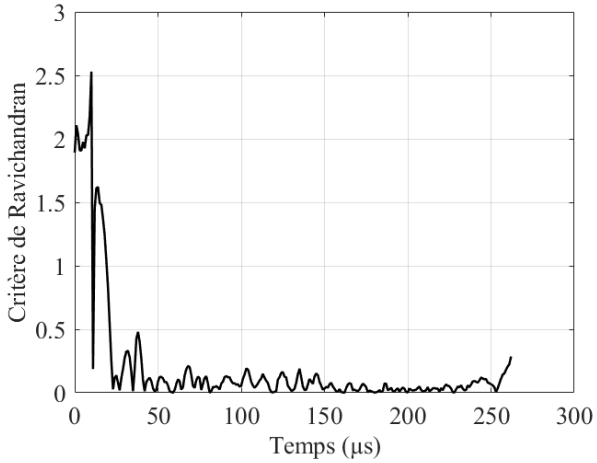


FIGURE 4.16 – Critère d'équilibre de l'essai brésilien sur barres d'Hopkinson sur aluminium 2024-T351

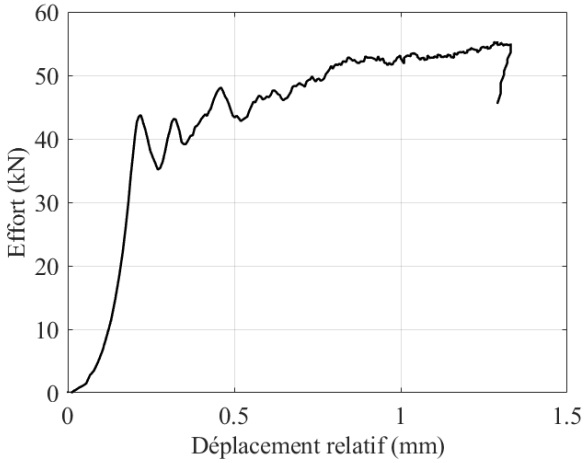


FIGURE 4.17 – Courbe effort-déplacement de l'essai brésilien sur barres d'Hopkinson sur aluminium 2024-T351

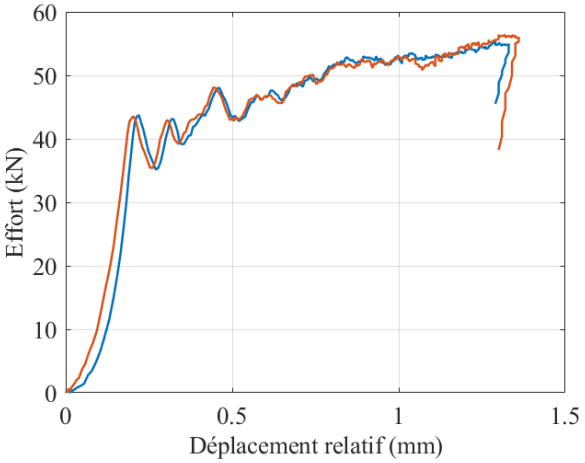


FIGURE 4.18 – Répétabilité des essais brésiliens dynamiques sur aluminium 2024-T351

Synthèse des points clés

Les essais de compression quasi-statique ont été réalisés sur une machine *Instron 5585H* équipée d'une cellule de force de ■■ kN. Les éprouvettes utilisées ont un diamètre de 20 mm et donc une épaisseur d'environ 10 mm de façon à maximiser la charge transmise et améliorer la mesure. L'enceinte thermique disponible sur la machine permet une étude de la sensibilité à la température pour des vitesses de déformation faibles jusqu'à 350 °C.

La géométrie d'éprouvette sélectionnée pour étudier le comportement des matériaux abradables en cisaillement donne des résultats cohérents sur un matériau de référence aluminium 2024-T351. Le niveau de contrainte de cisaillement à rupture a pu être retrouvé à travers l'essai expérimental de validation. À ce stade, l'état de chargement n'est pas défini dans l'éprouvette mais il est peu probable que la géométrie résulte en une sollicitation en cisaillement pur dans les bandes de l'échantillon. De même, la déformation des blocs rigides de l'éprouvette a été supposée nulle. Pour aller plus loin, une analyse des champs de déformation permet d'appréhender les champs réels sur cette éprouvette dans le cas des essais sur matériaux abradables.

Les essais brésiliens ne permettent pas de remonter directement au comportement du matériau. La superposition de plusieurs états de chargement simples (compression, traction, cisaillement) rend complexe l'exploitation de signaux d'effort-déplacement. Ces essais peuvent cependant servir de moyen de vérification de modèle en étant simulés et confrontés aux résultats obtenus expérimentalement. Ils peuvent également permettre de conduire une approche par modèle inverse. Pour permettre l'exploitation des essais, la mesure des champs de déformation est requise.

4.3 Mesure des champs de déformation

L'exploitation d'essais mécaniques de chargements simples se base sur l'hypothèse d'une déformation uniforme dans l'éprouvette. Cette hypothèse est garantie par les géométries des éprouvettes et l'application de la sollicitation. Dans le cas des essais complexes, activant simultanément plusieurs

types de chargements, il n'est pas possible de remonter directement au comportement du matériau à partir de la mesure de la variation de longueur et de l'effort généré par le chargement. L'exploitation d'essais de chargements complexes nécessite la connaissance des champs de déformation dans l'éprouvette. Par le biais d'une analyse par corrélation d'image, un enregistrement vidéo de l'essai permet d'y accéder permettant ainsi leurs exploitations.

4.3.1 Calibration de chaîne d'acquisition optique

Avant de mettre en place les outils de corrélation d'image, il faut tout d'abord obtenir des images de qualité suffisante. Pour faciliter le suivi de pixel, il est important que la réponse en niveau de gris du capteur soit constante. Il ne faut donc pas avoir de variation de luminosité entre les images. La réponse du capteur doit également être la même sur la totalité du capteur de la caméra. La qualité du résultat d'une analyse par corrélation d'image est directement liée à la qualité de l'enregistrement vidéo. Cette dernière est influencée par le matériel et les conditions d'enregistrement. Une caméra rapide *Shimadzu HPV2* a été utilisée pour l'enregistrement des essais à grandes vitesses. Cette caméra permet de filmer jusqu'à un million d'images par seconde pendant 102 images mesurant chacune 260×320 pixels. Pour atteindre ce niveau de rapidité lors d'une prise vidéo, la caméra stocke en continu les cent-deux images directement sur son capteur CCD avant de les transférer lors du déclenchement de l'enregistrement. Pour apporter le flux lumineux nécessaire à l'enregistrement des essais aux grandes vitesses, deux lampes *Olympus ILP-2* et un projecteur *Arri M18* ont été utilisés (figure 4.19).

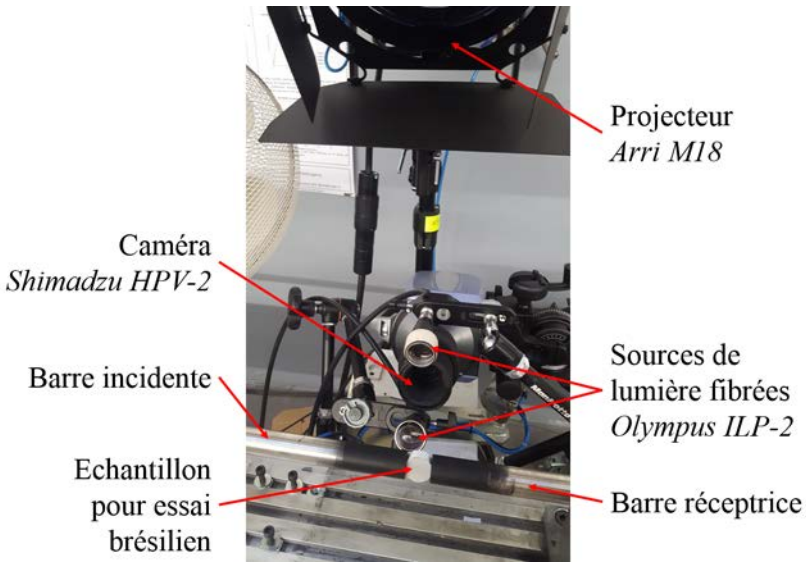


FIGURE 4.19 – Configuration de l'enregistrement vidéo d'un essai brésilien sur barres d'Hopkinson

Pour caractériser la réponse du capteur de la caméra, des images blanches homogènes ne saturant pas le capteur ont été réalisées. Ces images blanches ont été obtenues en éclairant une surface blanche mate à l'aide des lumières mentionnées précédemment. La réponse de la caméra dépend des paramètres de l'enregistrement. Pour cette mesure, ces derniers sont une fréquence d'acquisition de 500 000 images par seconde pour un temps de pose de 250 ns et un gain de 7. Le résultat est présenté figure 4.20.

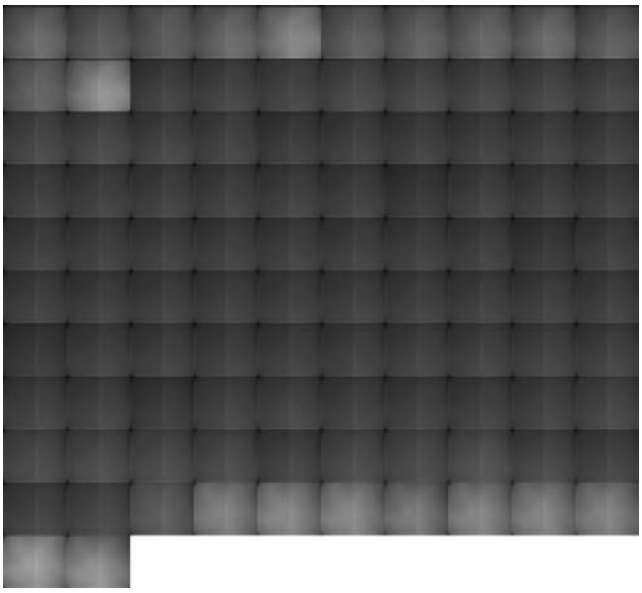


FIGURE 4.20 – Ensemble des images d'une vidéo d'un fond blanc homogène à 500 kfps, un temps de pose de 250 ns et un gain de 7

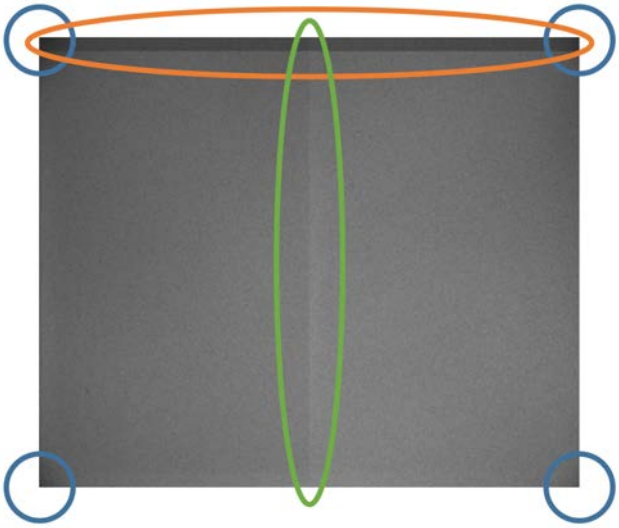


FIGURE 4.21 – Mise en évidence des défauts de la caméra sur une image extraite de l'enregistrement figure 4.20

Il apparaît que la réponse de la caméra est imparfaite selon les points suivants :

— Le niveau de luminosité entre chaque image n'est pas constant, les premières et dernières images sont sensiblement plus claires (visible figure 4.20) ;
— Chaque image montre une bande plus sombre sur la partie supérieure (entourée en orange sur la figure 4.21) ;
— Chaque image est divisée verticalement en deux zones de luminosité différente (séparation entourée en vert sur la figure 4.21) ;
— Les quatre coins de chaque image sont plus sombres (entourés en bleu sur la figure 4.21) ;
— Le capteur possède des pixels défectueux.

Une méthode de correction des vidéos, développée sur *Matlab* au sein du laboratoire, a pour objectif de corriger ces défauts avant d'améliorer l'analyse par corrélation d'image. Son principe est synthétisé figure 4.22. La réponse du capteur de la caméra pour un jeu de paramètres (vitesse, ouverture et gain) est caractérisée grâce aux enregistrements d'images noires et blanches, définissant respectivement une vidéo *Dark* et *Gain*. Les images noires traduisent la réponse du capteur lorsqu'aucune lumière n'arrive sur celui-ci. Elles sont obtenues par un enregistrements où aucune lumière n'atteint le capteur de la caméra. Le blanc est la réponse à la réception d'une lumière homogène non saturante. L'enregistrement des *Gain* permet ainsi de caractériser la sensibilité du capteur. Dans les deux cas, les paramètres de prise vidéo doivent correspondre à ceux utilisés lors de l'enregistrement vidéo de l'essai à calibrer. La réponse moyenne dans chaque cas, *MeanDark* et *MeanGain* est obtenue en moyennant image par image un grand nombre de vidéo, résultant ainsi en une vidéo moyenne de 102 images. Pour ces travaux, le choix a été fait de réaliser ces réponses moyennes sur cinquante enregistrements. Le bruit aléatoire présent sur ces deux enregistrements caractéristiques de la réponse de la caméra est ainsi fortement atténué. La vidéo à calibrer, nommée *Raw*, est celle de l'essai expérimental destinée à subir une analyse par corrélation d'image. Elle est corrigée à partir des réponses moyennes

précédemment acquises en appliquant la méthode de traitement schématisée figure 4.22 où chaque pixel est normalisé par rapport à la réponse moyenne du capteur selon la Formule 4.3. Cette technique de correction d'image est couramment utilisée pour la correction d'image astronomique. Retrancher *MeanDark* à la vidéo à corriger, *Raw*, permet de corriger le niveau zéro de chaque pixel. Puis, en divisant par *MeanGain*, la différence de sensibilité des pixels est corrigée.

$$Corrected = \frac{Raw - MeanDark}{MeanGain} \tag{4.3}$$

Les pixels défectueux du capteur sont ensuite remplacés par la valeur médiane des pixels adjacents. La détection de ces pixels a été réalisée à partir d'une série de cinquante enregistrements d'images grises. Une fois corrigés et moyennés, les pixels aux réponses anormales ont pu être identifiés. Il en résulte une vidéo de 102 images corrigées où la variation du niveau de gris de chaque pixel a été compensée. Ainsi, à l'aide de cette méthode, le suivi des pixels pendant l'analyse des champs de déformation par corrélation d'image est facilité.

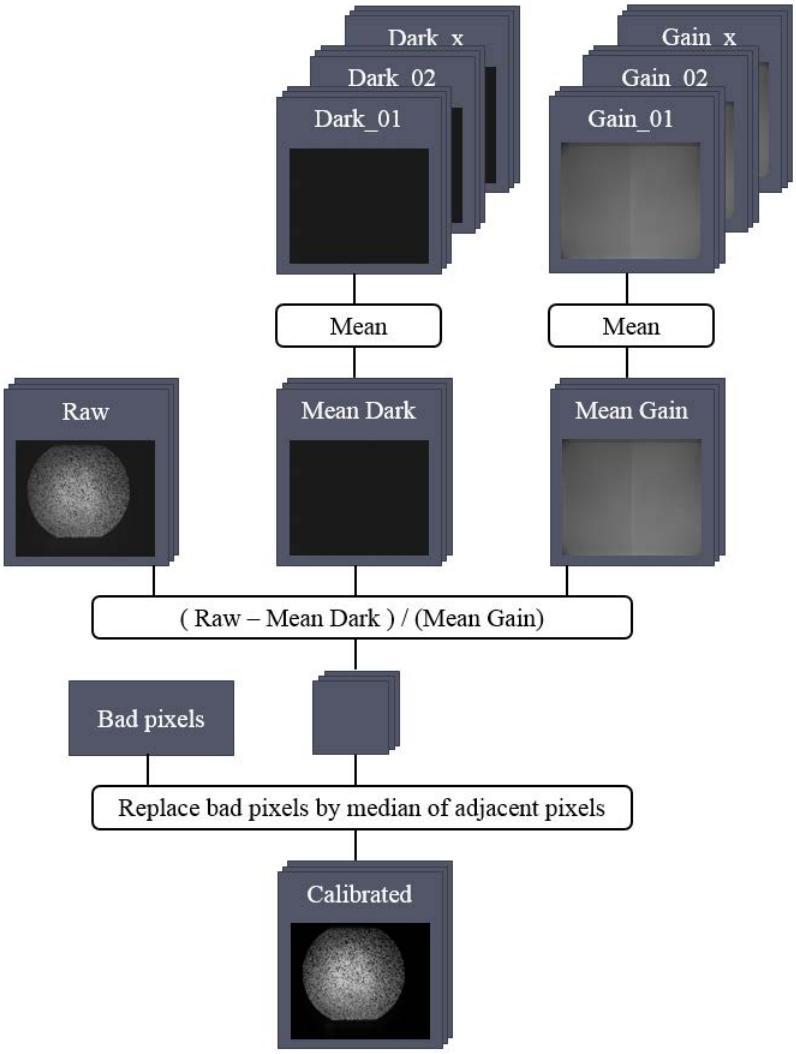


FIGURE 4.22 – Principe de la méthode de correction des images acquises par la caméra rapide

La méthode de correction est appliquée sur une vidéo d'un essai brésilien dynamique sur alumi-

nium 2024-T351 dont les cent-deux images brutes sont visibles figure 4.23. Le résultat obtenu est visible en 4.24. Après correction, le niveau de gris de l'éprouvette apparait, de manière qualitative beaucoup plus stable, appuyant ainsi le bon comportement de la méthode.

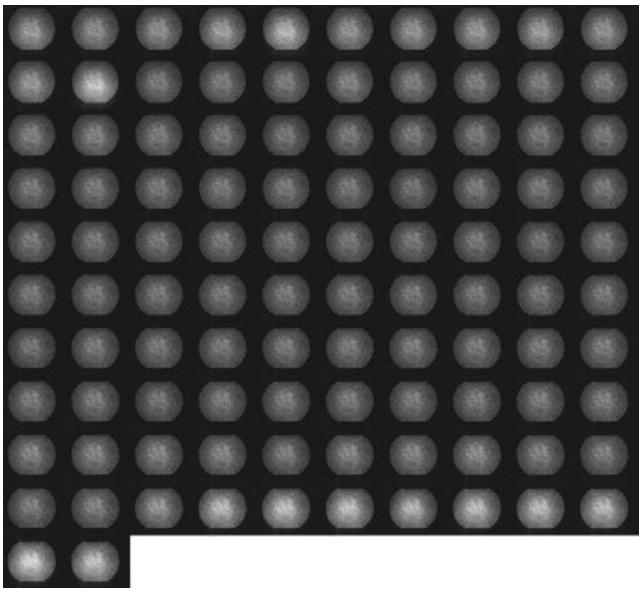


FIGURE 4.23 – Vidéo d'un essai brésilien dynamique filmée à 500 kfps, un temps de pose de 250 ns et un gain de 7 avant correction des défauts de la caméra

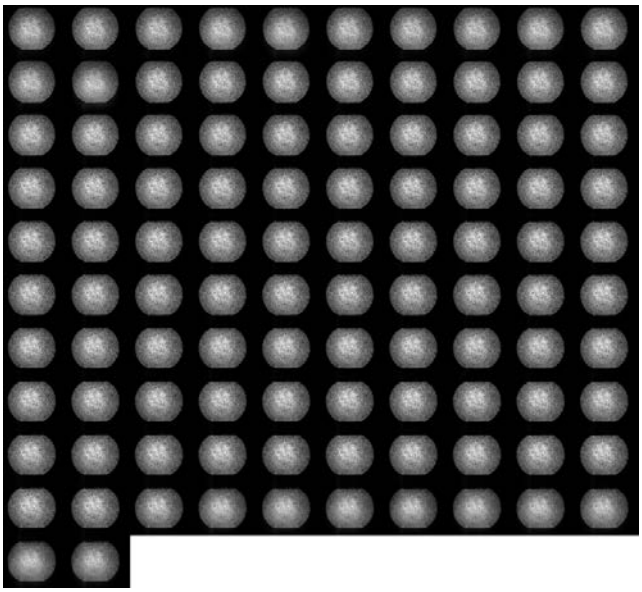


FIGURE 4.24 – Vidéo d'un essai brésilien dynamique filmée à 500 kfps,un temps de pose de 250 ns et un gain de 7 après correction des défauts de la caméra

De manière à pouvoir accéder à une comparaison quantitative entre la vidéo brute et celle calibrée, une comparaison des niveaux de gris moyen par image est proposée. La figure 4.25 présente les niveaux de gris moyens par image de la vidéo précédente. Le tracé des niveaux avant calibration met en évidence la différence de contraste des premières et dernières images. Une légère variation du niveau de gris de l'image à intervalle régulier est également perceptible sur l'évolution du niveau de gris brut. Après correction, le niveau de gris moyen par image est quasi constant tout au long de la prise vidéo.

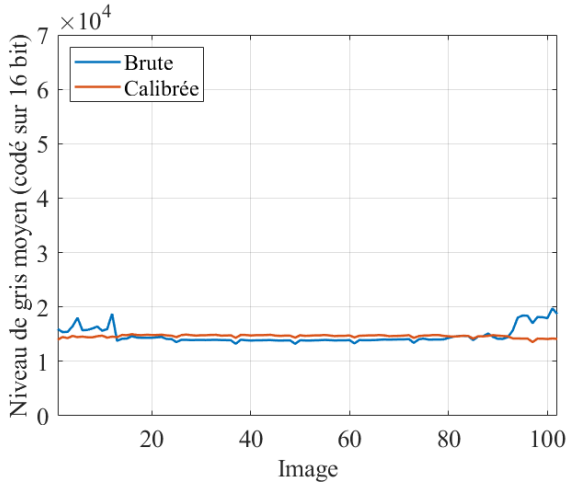


FIGURE 4.25 – Niveau de gris moyen par image des vidéos en figures 4.23 et 4.24

Synthèse des points clés

L'outil de calibration développé permet de post-traiter les vidéos prises avec la caméra rapide *Shimadzu HPV2* afin d'en améliorer la qualité avant de procéder à une analyse par corrélation d'image. Les défauts identifiés de la caméra sont corrigés à l'aide d'une calibration à partir de jeux d'images noires et blanches puis les pixels défectueux sont ensuite corrigés. Le résultat est une vidéo où le niveau de gris est plus constant entre chaque image facilitant ainsi le suivi des pixels lors de l'analyse par corrélation d'image.

4.3.2 Analyse par corrélation d'image

L'objectif de la corrélation d'image, abrégé en DIC pour Digital Image Correlation, est d'obtenir les champs de déplacement, et donc de déformation, d'une zone d'intérêt d'une éprouvette sous chargement (figure 4.26). Des images de la déformation prises lors d'un essai servent de données d'entrées au programme de DIC. Celui-ci cherche des correspondances entre une image de référence et une image déformée. La position de plusieurs petites zones de l'image de référence, appelées *subsets*, est recherchée dans l'image déformée. Pour chaque subset, le déplacement et la déformation sont ainsi calculés à partir des transformations identifiées entre le subset de référence et déformé. Pour que le programme soit capable de suivre les subsets, il est nécessaire que ce dernier puisse y trouver un motif caractéristique, unique et facilement visible, qu'il puisse identifier sur toutes les images. En pratique, un mouchetis est peint sur la surface de l'éprouvette afin de générer un motif aléatoirement réparti et contrasté. Comme évoqué précédemment, la prise d'image doit être de bonne qualité afin de faciliter la reconnaissance des subsets après mouvement entre deux images consécutives.



FIGURE 4.26 – Objectif de la DIC : déduire les champs de déplacement et de déformation sur une zone d'intérêt subissant une déformation

NCorr est un programme open-source de corrélation d'image 2D développé dans l'environnement *Matlab* par [Blaber et al., 2015]. Il a été utilisé pour traiter les enregistrements des essais présentés dans ce manuscrit. Dans les travaux de [Harilal and Ramji, 2014], ce programme a été comparé à un outil de DIC du commerce. Des résultats très proches ont été obtenus pour deux problèmes différents (compression d'anneau et flexion quatre points d'une poutre), ainsi la confirmation a été faite que ce programme fonctionne correctement. *NCorr* est capable de propager les subsets d'image en image afin d'améliorer la corrélation dans le cas de grands déplacements.

Afin de caractériser les outils de corrélation d'image mis en œuvre pour ces travaux, des essais sur un matériau de référence ont été effectués. Ce matériau est un aluminium 2024-T351 dont une loi de comportement a été définie dans la littérature par [Seidt and Gilat, 2013]. En se basant sur les essais brésiliens effectués dans la section précédente, une analyse des champs de déformation est effectuée sur la vidéo de l'essai dynamique 1. Une comparaison est ensuite effectuée entre les champs calculés par *NCorr* et les champs simulés par la méthode des éléments finis se basant sur la loi de comportement de [Seidt and Gilat, 2013]. Le choix de mener cette comparaison pour un essai dynamique permet de valider toute la chaine de mesure en incluant également la calibration des images présentée précédemment. Le modèle éléments finis explicite réalisé sur *Abaqus*, est un modèle 3D simulant la géométrie des barres d'Hopkinson avec un projectile, les barres incidente et réceptrice et une éprouvette en aluminium 2024-T351 de même géométrie que la configuration expérimentale. La vitesse du projectile est fixée égale à celle mesurée lors de l'expérience et vaut $13,3$ m/s. Son impact génère l'onde incidente venant solliciter l'éprouvette. La figure 4.27 montre que le modèle utilisant la loi de comportement de la littérature reproduit les observations expérimentales. Le modèle étant pertinent, les champs de déformation calculés peuvent être comparés à ceux dépouillés par le logiciel *NCorr*.

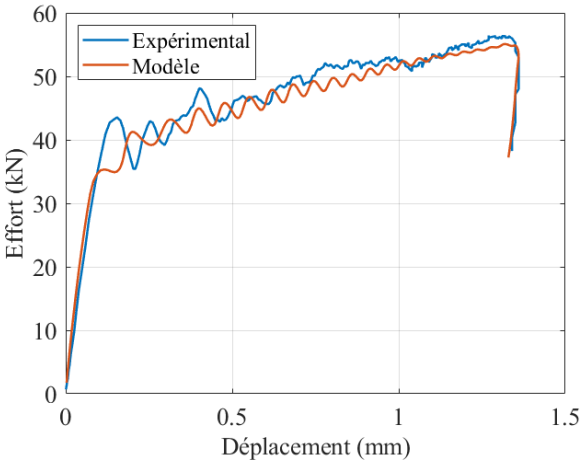


FIGURE 4.27 – Comparaison modèle-expérimental de l'essai brésilien dynamique sur aluminium 2024-T351

Les champs de déformation logarithmique *LE11* pour *Exx* et *LE22* pour *Eyy* calculés par le modèle sont présentés figures 4.28 et 4.29. Ils sont tracés pour un temps correspondant au moment de la prise de la dernière image de la vidéo expérimentale de l'essai brésilien.

Pour la DIC, la zone d'intérêt a été définie de manière à englober exactement la forme de l'éprouvette. Une taille de subset circulaire d'un diamètre de dix pixels a été choisie lors du traitement à l'aide du programme *NCorr*. Les champs de déformation Lagrangiens *Exx* et *Eyy* ainsi identifiés sont présentés respectivement figures 4.30 et 4.31. Pour ces images et toutes celle de ce manuscrit, l'axe $\vec{x}$ est défini horizontal et l'axe $\vec{y}$ vertical comme présenté sur les figures 4.28 et 4.29. Ainsi, sur la figure 4.30, la traction indirecte créée par le chargement de compression sur les méplats de l'éprouvette est visible au centre de l'éprouvette. Une comparaison des champs de déformation calculés par *NCorr*

pour la dernière image et les champs simulés pour ce même instant avec la même échelle de couleur est réalisée (figures 4.28 et 4.29). La concordance entre les résultats de DIC et la modélisation par la méthode des éléments finis montre que les outils ont été capables de déduire les champs de déformation lors de l'essai brésilien dynamique. Ce résultat permet de donner le crédit nécessaire à toute la chaîne de traitement mise en œuvre jusqu'à l'expression des champs de déformation.

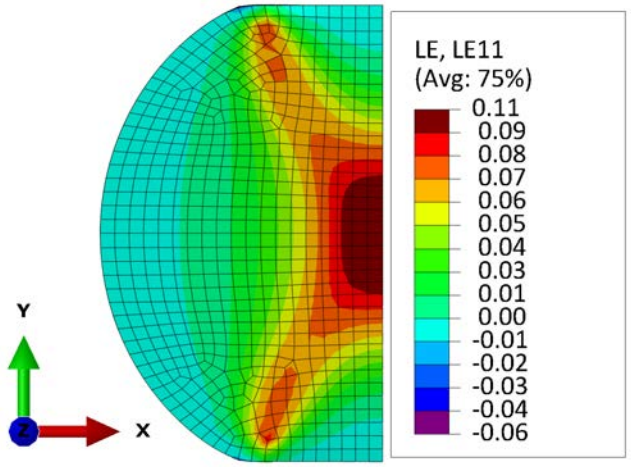


FIGURE 4.28 – Champ de déformation Lagrangien *Exx* simulé sur *Abaqus* pour un essai brésilien dynamique sur aluminium 2024-T351

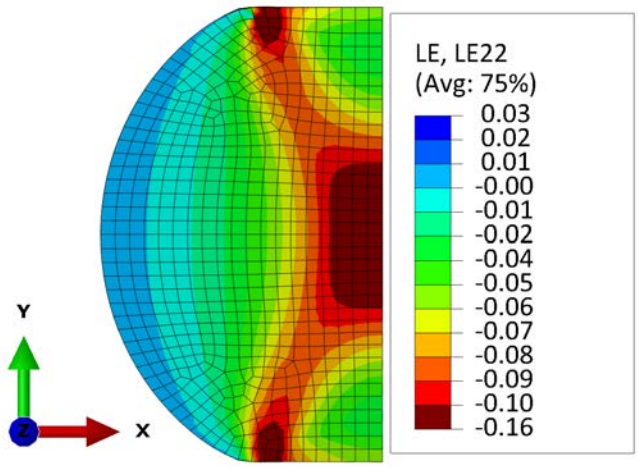


FIGURE 4.29 – Champ de déformation Lagrangien *Eyy* simulé sur *Abaqus* pour un essai brésilien dynamique sur aluminium 2024-T351

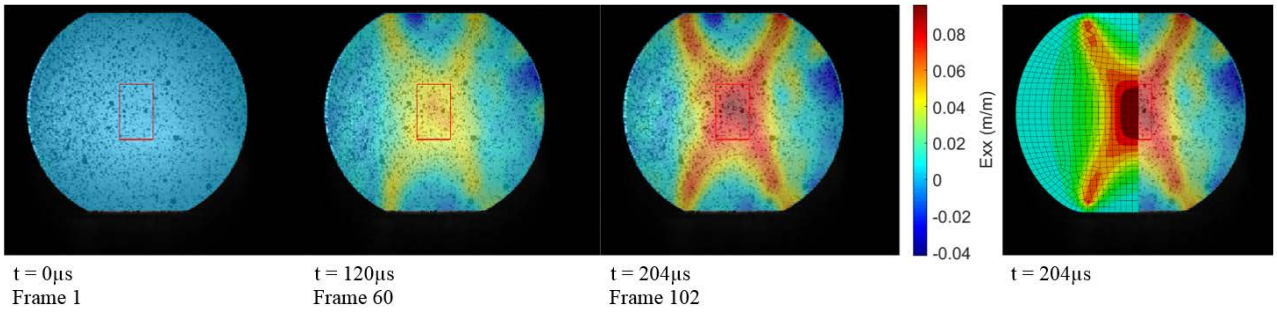


FIGURE 4.30 – Champ de déformation Lagrangien *Exx* de l'essai brésilien dynamique 1 sur aluminium 2024-T351 calculé par *NCorr* et la comparaison avec la simulation numérique

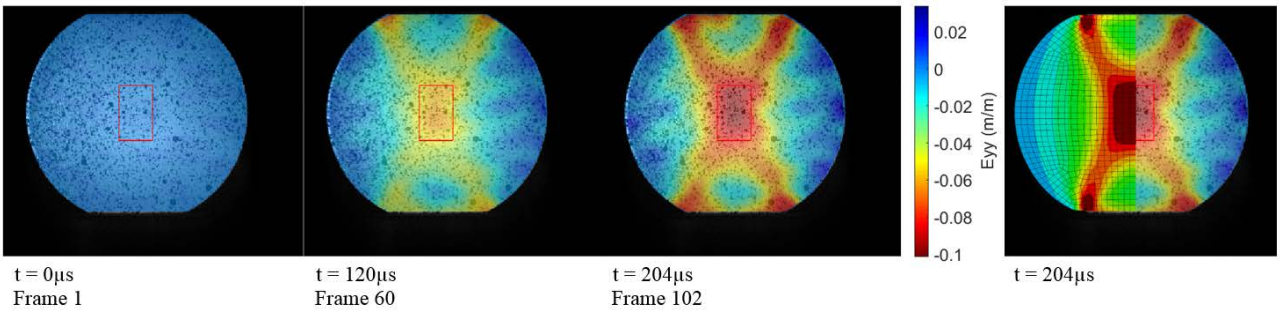


FIGURE 4.31 – Champ de déformation Lagrangien *Eyy* de l'essai brésilien dynamique 1 sur aluminium 2024-T351 calculé par *NCorr* et la comparaison avec la simulation numérique

D'après la figure 4.30, il est ainsi possible de déduire que la limite à rupture en traction indirecte est supérieure à 9% pour cet aluminium 2024-T351, puisque l'éprouvette n'a pas été amenée à

rupture lors de l'essai. De plus, la présence des méplats génère des concentrations de contraintes en créant quatre angles vifs autour de l'éprouvette. Ces dernières résultent en l'apparition de bande de déformation reliant les angles vifs diamétralement opposés.

Les zones rectangulaires tracées sur les images issues de la corrélation d'image représentent une zone d'intérêt de 5 mm × 3 mm. Elle a été choisie après observation des champs de déformation simulés afin d'englober la zone de déformation maximale au centre de l'éprouvette. Sur celle-ci, les déformations sont moyennées et reportés figures 4.32 et 4.33. L'essai traité sur la figure de gauche correspond à l'essai dont les champs corrélés ont été présentés figures 4.30 et 4.31. Le résidu de corrélation dans cette zone utile est également tracé sur ces graphiques. Celui plus élevé dans le cas du deuxième essai traduit un suivi des subsets plus complexe. Les deux corrélations montrent que les essais expérimentaux sont répétables dans cette zone. La sollicitation de compression selon l'axe $\vec{y}$ (axe de chargement) est exactement la même suivant les deux expériences. Cependant l'observation peut être faite que la sollicitation de traction indirecte est légèrement supérieure pour le deuxième essai.

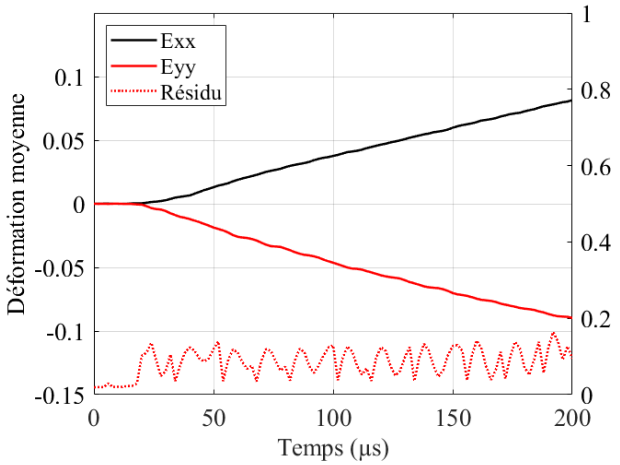


FIGURE 4.32 – Déformations moyennes et résidu de corrélation sur la zone d'intérêt de l'essai brésilien aluminium 2024-T351 1

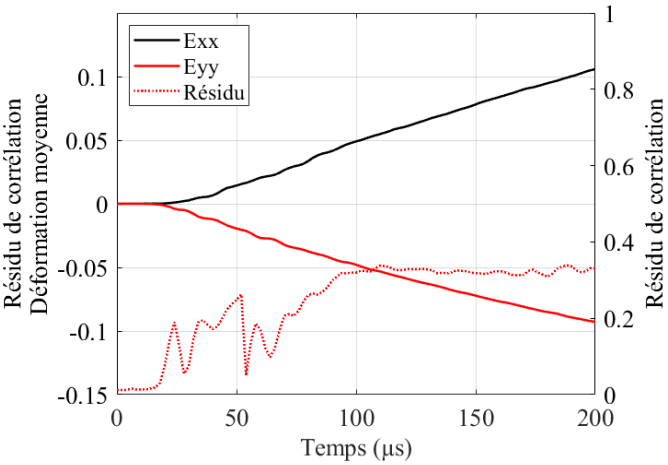


FIGURE 4.33 – Déformations moyennes et résidu de corrélation sur la zone d'intérêt de l'essai brésilien aluminium 2024-T351 2

En calculant la déformation moyenne sur la même zone d'intérêt de 5 mm × 3 mm sur la simulation numérique, il est possible d'avoir une comparaison quantitative entre simulation et expérience. Après un recalage temporel pour le premier essai, les courbes corroborent, appuyant encore le fait que la DIC a su retrouver les champs de déformation attendus. Pour le deuxième essai, la sollicitation de compression selon l'axe de chargement est encore une fois identifiée. Cependant, une légère divergence apparait sur la traction indirecte mesurée dans la zone d'intérêt.

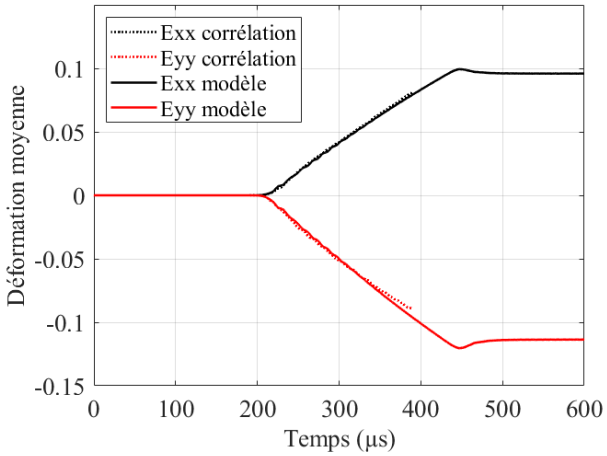


FIGURE 4.34 – Comparaison modèle-expérimental de la déformation moyenne sur la zone d'intérêt centrale sur l'éprouvette d'essai brésilien en aluminium 2024-T351 pour l'essai 1

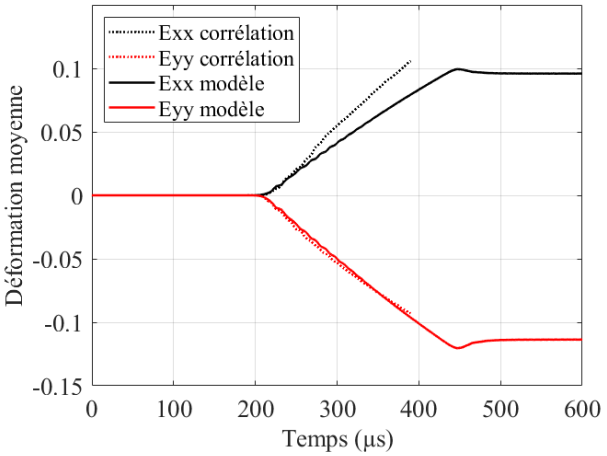


FIGURE 4.35 – Comparaison modèle-expérimental de la déformation moyenne sur la zone d'intérêt centrale sur l'éprouvette d'essai brésilien en aluminium 2024-T351 pour l'essai 2

Synthèse des points clés

Au regard de la concordance entre la simulation numérique de l'essai brésilien sur aluminium 2024-T351, et des exploitations des champs de déformation des deux essais expérimentaux conduits dans les même conditions, l'utilisation des outils de calibration d'image et de DIC est validée. Ces outils peuvent être utilisés sur les matériaux abradables avec lesquels aucun point de comparaison quantitative n'aurait pu permettre de vérifier la méthode de dépouillement.

4.4 Conclusion

Un panel varié d'essais de caractérisation de chargements différents a été mis en œuvre. Ceci permet une caractérisation plus globale du comportement des abradables, en dehors des conditions représentatives définies dans le premier chapitre. Les essais quasi statiques de compression permettent une mise en perspective des essais de compression dynamique sur lesquels l'accent a été mis, de par leur utilité dans la modélisation des interactions aubes/abradable. Les éprouvettes de double cisaillement rendent possible l'exploration du comportement en cisaillement des abradables dynamique sur barres d'Hopkinson. Enfin, les outils d'analyse des champs de déformation par corrélation d'image permettent de dépouiller les essais brésiliens. Cette technique peut également être appliquée aux essais de cisaillement afin de vérifier l'état de sollicitation réel des éprouvettes et mettre en évidence la superposition de plusieurs état de chargement simple.

CHAPITRE 5

COMPORTEMENT THERMOMÉCANIQUE DES ABRADABLES ALSI-PE ET CONICRALY-HBN

5.1 État de l'art sur les résultats des études du comportement thermomécanique des abradables 106

5.2 Comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE 109

5.3 Comportement thermomécanique de l'abradable CoNiCrAlY-hBN 135

5.4 Conclusion 145

Les deux chapitres précédents ont posé les bases des essais de compression dynamique et quasi statique. La caractérisation sous chargement de compression permet de répondre au besoin identifié dans le premier chapitre en fournissant des résultats de comportement en compression pour des vitesses de l'ordre de $10^3 s^{-1}$. Les essais complémentaires, explorant d'autres cas de chargement permettent d'élargir le travail de caractérisation mené dans ces travaux. Ce chapitre présente les résultats expérimentaux obtenus dans l'étude des deux matériaux abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN.

Comme évoqué tout au long de ce manuscrit, peu de caractérisation du comportement des matériaux abradables sont disponibles dans la littérature, notamment dans le cas de sollicitations dynamiques. Les résultats obtenus lors des travaux effectués par la communauté scientifique sont présentés dans un premier temps. Une fois ceux-ci décrits, les résultats obtenus lors de cette étude sont abordés. L'objectif étant de poser le cadre des capacités à caractériser les abradables et ainsi d'être apte à mettre en perspective les travaux présentés dans ce manuscrit.

5.1 État de l'art sur les résultats des études du comportement thermomécanique des abradables

Les résultats sur le comportement mécanique des abradables sont souvent protégés pour des raisons de confidentialité imposées par les motoristes. De plus, comme souligné tout au long de ce manuscrit, les matériaux abradables, les géométries d'éprouvettes et les protocoles d'essais souvent souvent communiqués partiellement dans le cadre de ces études. Tout ceci complexifie les rapprochements et les comparaisons des études de caractérisation du comportement thermomécanique des revêtements abradables.

Dans son travail, [Wang, 1996], réalise des essais de compression quasi statique permettant d'accéder à l'évolution des modules d'Young E et des limites élastiques σ_Y en fonction de la température des matériaux abradables de type AlSi et NiCrAl. Des essais d'interactions aube-abradable instrumentés permettent d'estimer les profils de température dans une aube en titane pur et dans les revêtements abradables au cours de l'essai. L'évolution des paramètres matériaux identifiés précédemment (E et σ_Y) de l'aube et du revêtement lors de l'interaction est ainsi déduite en s'appuyant sur les températures mesurées. Les évolutions des paramètres sont finalement proposées comme critère décrivant les performances en abradabilité lors d'une interaction. [Wang, 1996] ne présente cependant pas les résultats concernant les modules d'Young et les limites élastiques en fonction de la température. La réponse des matériaux à la sollicitation est décrite de manière macroscopique et valide l'approche de caractérisation macroscopique du comportement des revêtements abradables.

Des essais de flexion réalisés par [Ma and Matthews, 2007] ont permis d'estimer le module d'Young à 2 GPa pour un abradable de type AlSi-PE *Metco* 601NS à partir des valeurs d'efforts et de flèches. Cependant des déformations irréversibles ont toujours été observées, indiquant que le comportement macroscopique de ce matériau n'est jamais purement élastique lors de ces essais de flexion. Des essais de traction ont permis de quantifier une contrainte à rupture fragile de 8 MPa [Ma and Matthews, 2009].

Les essais de traction monotones proposés par [Johnston, 2011], montrent une déformation à rupture inférieure à 1% dans le cas de matériaux abradables AlSi-hBN, NiCrAl-Bentonite-BN et NiCrAl-Bentonite. La non-linéarité de la courbe contrainte-déformation est visible figure 5.1. Des essais répétés ont montré une variation des résultats attribuée à la distribution et la taille aléatoire des défauts dans l'abradable [Johnston and Evans, 2007]. Aucune transition entre comportement élastique et plastique n'est clairement identifié et par conséquent une limite élastique n'est mise en lumière. La méthode d'évaluation du module tangent est appliquée au premier instant de l'évolution contrainte-déformation. Un module d'Young E est identifié à 17 GPa, $0,75$ GPa et $1,39$ GPa respectivement pour les revêtements AlSi-hBN, NiCrAl-Bentonite-BN et NiCrAl-Bentonite.

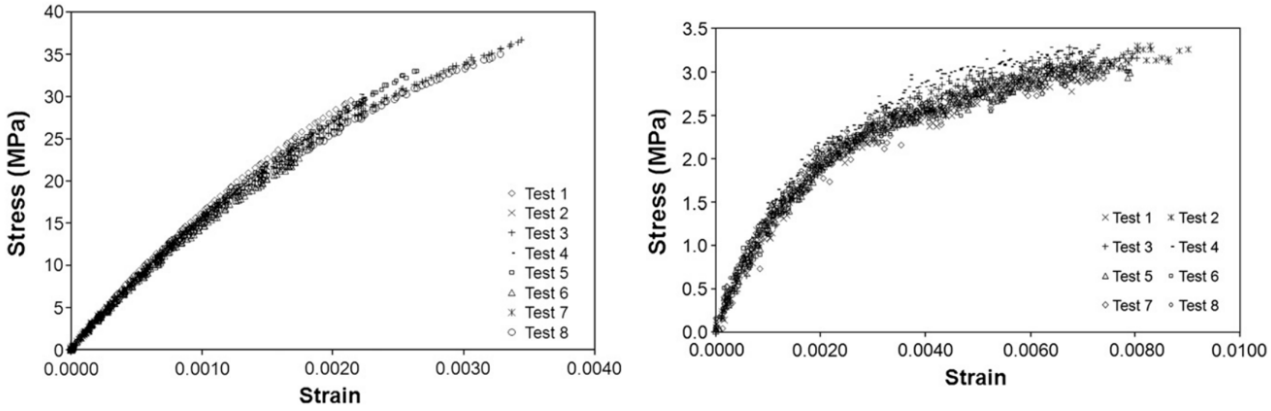


FIGURE 5.1 – Courbes contrainte-déformation en traction d'un abradable AlSi-hBN à gauche et d'un matériau abradable NiCrAl-Bentonite-BN à droite par [Johnston, 2011]

[Baïz, 2011] a étudié un AlSi-hBN (*Metco* 320NS) en quasi statique (10^{-3} s^{-1}) et en dynamique à l'aide de barres d'Hopkinson entre 10^2 s^{-1} et 10^3 s^{-1}. Elle met en évidence une sensibilité à la vitesse de déformation responsable d'une augmentation de la contrainte d'environ 40% en dynamique par rapport aux essais quasi statiques. Des essais de traction dynamique ont également été effectués jusqu'à 10^2 s^{-1} et montrent également une sensibilité à la vitesse de déformation du module élastique et de la contrainte à rupture. Des niveaux 60% plus élevés qu'en quasi statique sont obtenus. Lors des essais de traction cycliques, des déformations plastiques résiduelles sont observables dès les plus petits niveaux de déformation (figure 5.2). Aucun comportement purement élastique n'est donc identifié. Le comportement étant non-linéaire même à faible déformation, deux définitions du module d'Young sont données, la première sécante et la deuxième tangente à la courbe contrainte-déformation. La figure 5.2 présente les résultats d'essais de traction monotone et cyclique. Ce changement de chargement cyclique n'entraîne pas de modification du comportement de l'abradable. L'essai cyclique ne montre pas de modification significative des modules sécants des cycles déchargement-chargement.

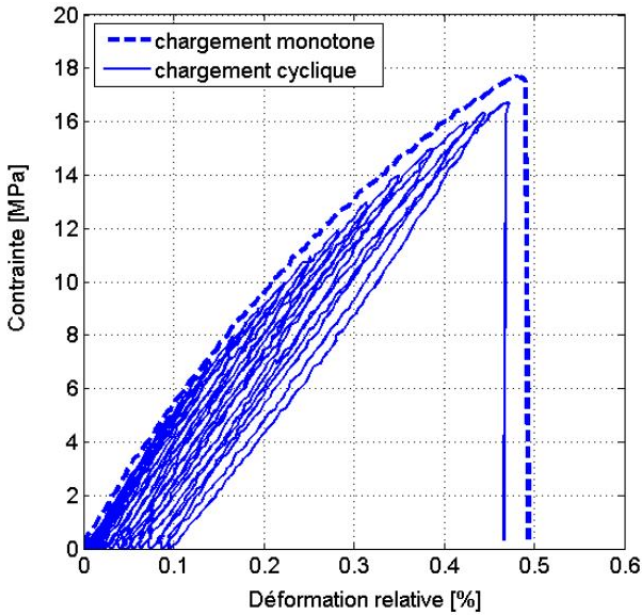


FIGURE 5.2 – Résultats en traction monotone et cyclique d'un abradable *Metco* 320NS [Baïz, 2011]

En comparant les essais quasi statiques de compression et de traction, une asymétrie de comportement apparait clairement. Pour atteindre le même niveau de contrainte de 15 MPa, correspondant à limite à rupture en traction, l'abradable se déforme dix fois plus en compression qu'en traction. Pour ces cas de chargement, l'évolution contrainte-déformation n'est pas linéaire. Le fort taux de porosité du *Metco* 320NS a conduit à un endommagement non uniforme des éprouvettes en compression. En périphérie le matériau s'effrite et au centre du cylindre une forte densification apparait. La contrainte mesurée est alors une réponse globale de la structure sollicitée et est différente de la réponse pure du matériau.

[Pellegrino et al., 2018] réalisent des essais de compression sur un AlSi-PE en quasi statique et dynamique. Ils présentent les niveaux de contrainte normalisés par la force de cohésion entre le revêtement et son substrat. Les résultats montrent une dépendance à la vitesse de déformation se manifestant par l'augmentation de la contrainte pour les chargements dynamiques à 10^2 s^{-1}. L'allongement à rupture est quant à lui sensiblement le même pour les différentes vitesses. À température ambiante, la contrainte à rupture est 25% plus élevée en dynamique qu'en quasi statique. Cet écart s'accroit à 100 °C où une augmentation de 65% est observée alors qu'à 300 °C les niveaux de contraintes à rupture sont proches.

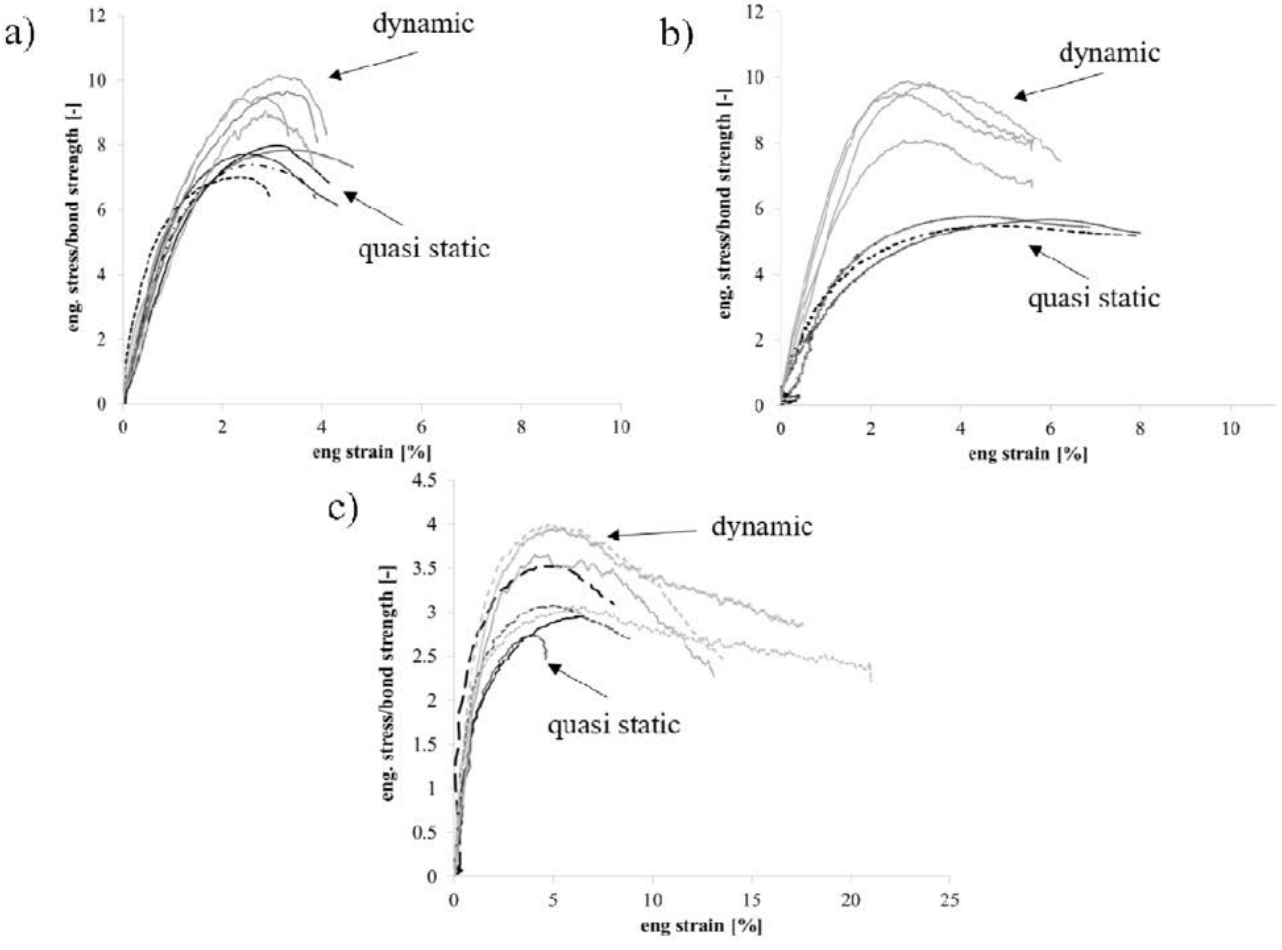


FIGURE 5.3 – Réponse en compression du *Metco* 601NS en quasi statique en noir et en dynamique en gris a) à température ambiante, b) à 100 °C, c) à 300 °C [Pellegrino et al., 2018]

Synthèse des points clés

[Ma and Matthews, 2009] et [Pellegrino et al., 2018] ont obtenu des résultats concernant le comportement de matériaux abradables de type AlSi-PE pour différentes vitesses de déformation, températures et types de chargement. Ils sont mis en perspective avec ceux obtenus lors de cette étude. [Ma and Matthews, 2009] ont identifié un module d'Young de l'ordre de 2 GPa pour un AlSi-PE. [Pellegrino et al., 2018] ont caractérisé le comportement d'un abradable AlSi-PE en quasi statique et en dynamique jusqu'à 300 °C. Une forte dépendance à la température a été mise en évidence. Le niveau de contrainte chute et le matériau devient moins fragile, se déformant plus à hautes températures. Cependant, aucune comparaison quantitative ne pourra être réellement présentée compte tenu des incertitudes liées aux propriétés des matériaux testés suite à leur méthode d'élaboration. Contrairement à l'abradable AlSi-PE, le comportement thermomécanique de l'abradable CoNiCrAlY-hBN n'est pas traité dans la littérature par le biais d'essais de caractérisation mécanique. Une mise en perspective des résultats n'est donc pas conduite.

5.2 Comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE

Les essais en conditions représentatives de chargement de l'abradable AlSi-PE ont été définies dans le chapitre 1 comme un chargement de compression dynamique de vitesse de déformation de l'ordre de $10^3 s^{-1}$ et en température. Les essais sur barres d'Hopkinson, permettant d'atteindre ces conditions, sont présentés dans un premier temps. Des essais de compression quasi statique sont également réalisés afin d'élargir la gamme de vitesse de chargement étudiée. Cette section sera conclue par la présentation de travaux exploratoires dans la caractérisation du comportement en cisaillement et sous chargement brésilien.

Dans le cadre des essais de compression, la densification de l'abradable AlSi-PE est montrée négligeable lors des essais de compression et sera considérée comme telle lors du traitement des essais en négligeant le changement de volume. Les évolutions contrainte-déformation conventionnelles sont ainsi exprimées en grandeurs rationnelles et serviront de base à la mise en œuvre d'un modèle de comportement en compression.

5.2.1 Chargement de compression

Chargement de compression dynamique

Les protocoles expérimentaux décrits dans le chapitre 3 sont appliqués à des éprouvettes extraites d'un revêtement abradable AlSi-PE selon la méthode détaillée chapitre 2. La figure 5.4 présente la superposition de cinq essais en compression dynamique à température ambiante sur barres d'Hopkinson conduits dans des conditions similaires. Des éprouvettes cylindriques de diamètre 15 mm et de matériau abradable AlSi-PE ont été utilisées. Malgré la nature poreuse et hétérogène de cet abradable, les essais révèlent un comportement des échantillons globalement répétable. Ce résultat peut

être attribué aux précautions expérimentales mises en œuvre de l'obtention de l'éprouvette jusqu'au tir sur barres d'Hopkinson permettant de garantir une mesure robuste sur ce matériau. L'efficacité du conditionnement d'onde est encore soulignée par ces cinq essais où l'amplitude de l'onde réfléchie (proportionnelle à la vitesse de déformation) est quasi constante. Les ondes incidentes corroborent malgré quelques déviations due aux incertitudes expérimentales. Ceci se retrouve sur les ondes réfléchies tandis que les ondes transmises coïncident parfaitement, ces dernières étant les images du comportement du matériau.

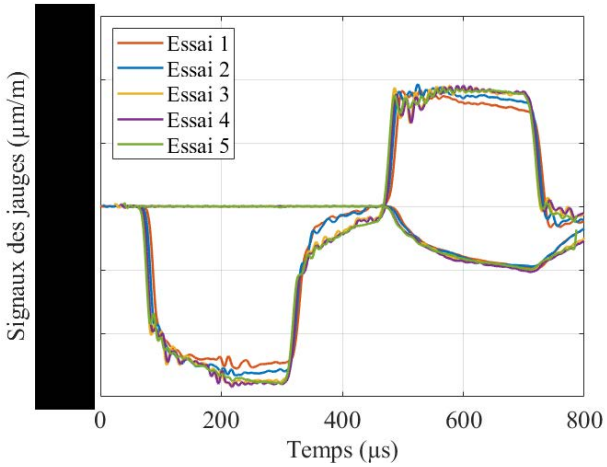


FIGURE 5.4 – Répétabilité de cinq essais sur abradable AlSi-PE

Cependant, avant d'engager l'exploitation des essais, il est nécessaire de s'assurer que les signaux mesurés correspondent à l'image du comportement du matériau. Étant donnée la fragilité du matériau abradable, il se peut que les signaux renvoient à la sollicitation des débris de l'éprouvette ayant rompu pendant le chargement utile. Sauf rares exceptions, suite aux essais de compression sur barres d'Hopkinson, les éprouvettes AlSi-PE sont détruites. Les signaux des jauges indiquent cependant que l'intégrité du matériau est conservée pendant au moins une portion de la sollicitation utile. Une perte de celle-ci se traduirait par une chute de l'amplitude de l'onde transmise et accompagnée par une montée brusque de l'onde réfléchie. Physiquement, l'échantillon n'est plus en mesure de transmettre autant d'effort après sa rupture ainsi il oppose moins de résistance au déplacement de la barre incidente. Les figures 5.5 et 5.6 présentent deux exemples d'essais de compression dynamique sur éprouvettes de 15 mm et 10 mm respectivement. Dans le cas des éprouvettes de diamètre 15 mm, l'intégrité est conservée pendant toute la première compression puisqu'aucun changement brusque de niveau n'est détectable sur les signaux des jauges. Concernant les éprouvettes de diamètre 10 mm, une rupture de l'éprouvette est clairement observable sur les signaux des jauges. Un changement brutal de l'amplitude des ondes transmise et réfléchie est visible à environ 650 µs. Les comportements décrits ci-dessus sont répétables sur tous les essais. L'intégrité des échantillons de diamètre 15 mm est toujours conservée lors de la compression utile, y compris lors des essais en température. Celle des éprouvettes de diamètre 10 mm est toujours perdue au cours de la première compression après une phase néanmoins exploitable.

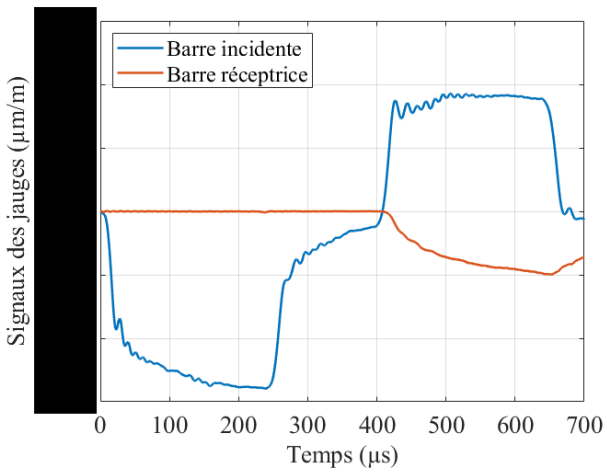


FIGURE 5.5 – Signaux des jauges typiques d'un essai sur une éprouvette d'AlSi-PE de diamètre 15 mm

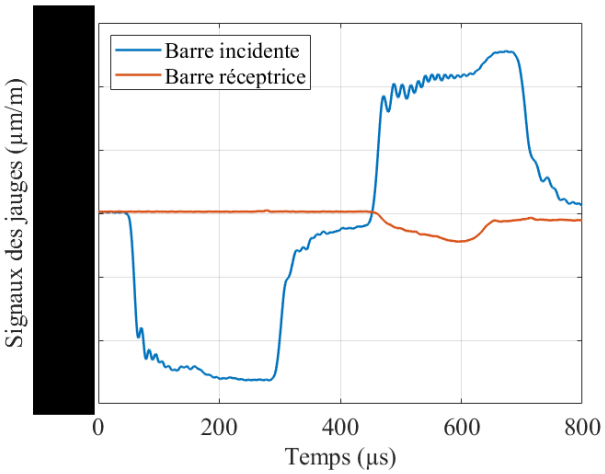


FIGURE 5.6 – Signaux des jauges typiques d'un essai sur une éprouvette d'AlSi-PE de diamètre 10 mm

En complément de ces vérifications préliminaires, des essais ont également été analysés à l'aide de la caméra rapide *Shimadzu HPV2*. Deux images sont présentées à titre d'illustration figure 5.7 et montrent l'état avant et après chargement utile d'une éprouvette de diamètre 15 mm et d'épaisseur environ 10 mm. Les images montrent que l'intégrité de l'éprouvette est conservée. L'épaisseur a diminué et le diamètre a augmenté après sollicitation de manière classique et attendue. Une quantification du changement de volume de l'éprouvette après sollicitation est possible en s'appuyant sur ces images. Une mesure des dimensions avant et après compression utile de l'échantillon sur l'enregistrement vidéo montre une diminution du volume de l'ordre 0,7%. Ce résultat permet de considérer pour la suite de l'étude que la densification de l'abradable AlSi-PE est négligeable lors de sa compression. Considérant ces observations, plus aucune acquisition vidéo des essais de compression sur abradable AlSi-PE n'a été conduite ultérieurement à cet essai préliminaire. Le ratio géométrique n'ayant pas encore été fixé à 0,5 pour cet essai, les signaux n'ont pas été traités.

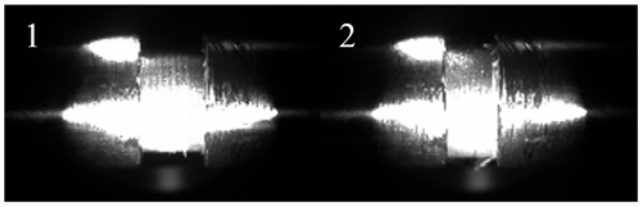


FIGURE 5.7 – État de déformation d'une éprouvette en AlSi-PE de diamètre et d'épaisseur initiale 15 mm et 10 mm respectivement ; 1) avant la compression utile ; 2) après la compression utile

En plus des enregistrements vidéo, trois éprouvettes ont été récupérées après essais. Contrairement à ce qu'il s'est produit pour la quasi totalité des essais, dans trois cas, l'éprouvette n'a pas été détruite ni durant la compression utile ni durant les compressions résiduelles et ont donc pu être récupérées. Ce phénomène est apparu pour des essais à 1200 s^{-1} à température ambiante, à 60 °C, et à 115 °C. Les dimensions initiales de ces éprouvettes étant de 15 mm de diamètre et de 7,5 mm d'épaisseur. La figure 5.8 montre une éprouvette avant essai présentée avec de deux éprouvettes récupérées après

les essais en température. Chaque éprouvette non-détruite exhibe une déformation homogène dans les directions radiales et axiales. Un effet tonneau devient visible avec l'augmentation de la déformation à haute température. Ce comportement en déformation sur barres d'Hopkinson est très similaire à ceux pouvant être observés classiquement sur des matériaux de type métallique où la déformation est considérée uniforme. Ce point conforte l'hypothèse d'une déformation macroscopique homogène dans le cas de l'abradable AlSi-PE. Les évolutions contrainte-déformations de ces essais ne diffèrent pas de celles obtenues lors des essais où la ruine est survenue.



FIGURE 5.8 – Éprouvettes non détruites d'AlSi-PE avant et après essai de compression dynamique ; a) une éprouvette avant essai ; b) une éprouvette après un essai en température à 60 °C et à 1200 s^{-1} ; c) un essai en température à 115 °C et à 1200 s^{-1}

La mesure des éprouvettes après compression a permis de calculer le volume des éprouvettes après essai et ainsi estimer le changement de volume. Constatant de l'effet tonneau visible sur les éprouvettes, leur volume après essai a été calculé selon la formule du volume d'un tonneau dont la partie courbe est supposée elliptique (équation 5.1). Les diamètres D et d correspondent respectivement au diamètre maximal et minimal du tonneau.

$$V = \frac{\pi L}{12}(2D^2 + d^2) \tag{5.1}$$

La diminution du volume par rapport à la forme cylindrique ainsi calculé est de 0,1% dans le cas de l'essai à 60 °C et de 1,9% dans le cas de l'essai à 115 °C, confirmant une nouvelle fois que la densification de l'abradable AlSi-PE peut être négligée lors de sa compression.

Malgré sa nature faiblement poreuse et hétérogène, l'hypothèse d'une déformation macroscopique uniforme de l'échantillon, posée dans le chapitre 3 et permettant une exploitation conventionnelle des essais est supportée par les observations expérimentales. L'expression des résultats expérimentaux en contrainte-déformation et non pas effort-déplacement est ainsi justifiée. En négligeant le changement de volume, les résultats sont par conséquent exprimés en valeurs rationnelles dans le cas de l'abradable AlSi-PE.

La figure 5.9 montre les vitesses de déformation obtenues lors des essais de répétabilité présentés précédemment. Cette vitesse a été atteintes en tirant un projectile de longueur 600 mm à 13 m/s et en utilisant des éprouvettes en AlSi-PE de diamètre 15 mm et d'épaisseur 7, 5 mm. Un pulse shaper (PS) en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 5 mm a permis d'obtenir une vitesse de déformation constante pendant toute la durée de l'essai. Cette vitesse caractéristique est de 1200 s^{-1}.

Après une campagne préliminaire d'essai dynamiques visant à connaitre les niveaux de contrainte pour chaque température, une campagne de caractérisation de sensibilité à la température a pu être

entreprise. En estimant le niveau de l'onde transmise lors des essais en températures, il a été possible de déduire l'amplitude de l'onde incidente permettant d'obtenir la même vitesse de déformation malgré le changement de comportement du matériau avec la température. La vitesse du projectile a ainsi pu être déterminer à partir de l'onde incidente souhaité pour chaque essai.

Une campagne préliminaire sur des échantillons de géométrie identique (de diamètre 15 mm) a été entreprise ensuite afin de déterminer les niveaux de contrainte associés à la température de l'échantillon testé lors des essais de compression dynamique. Les résultats de ces essais préliminaires ont permis d'ajuster la vitesse du projectile pour modifier l'amplitude de l'onde incidente afin qu'après interaction avec l'abradable AlSi-PE, l'amplitude de l'onde réfléchie soit la même pour les différentes températures. La campagne d'étude de la sensibilité à la température présentée dans ce manuscrit se base sur cette calibration pour atteindre une vitesse de déformation constante de 1200 s^{-1} pour tous les essais en températures (figure 5.10). Le même conditionnement d'onde a été conservé durant tous les essais en température.

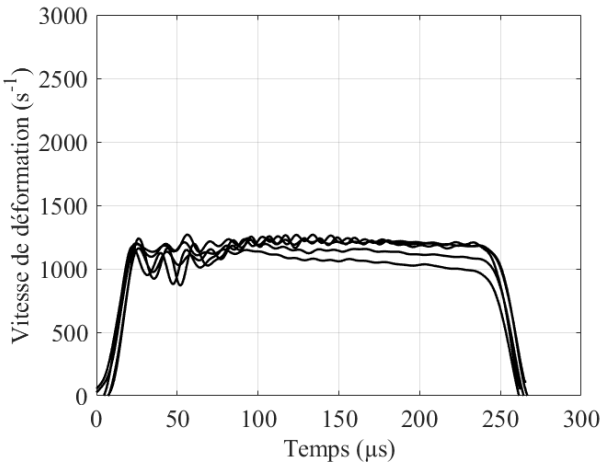


FIGURE 5.9 – Vitesse de déformation des essais à température ambiante à 1200 s^{-1}

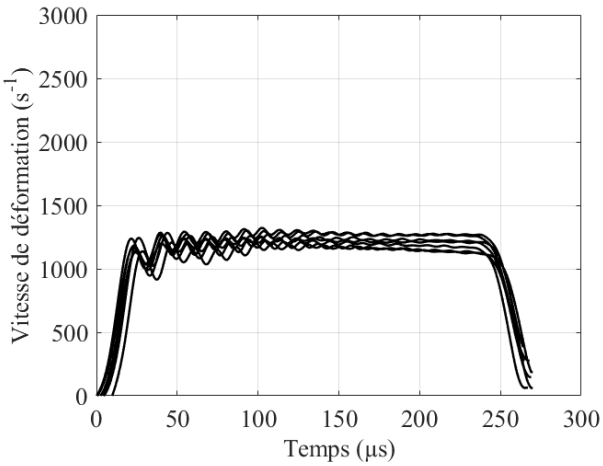


FIGURE 5.10 – Vitesse de déformation des essais en température (de 60 °C à 360 °C) à 1200 s^{-1}

Les essais menés sur les éprouvettes de diamètre 10 mm et d'épaisseur environ 5 mm ont été utilisés pour générer des vitesses de déformation plus élevées en conservant les mêmes conditions de tir que les essais précédents. Un projectile de 600 mm propulsé à 13 m/s sur la barre incidente équipée d'un PS en laiton de diamètre 15 mm et d'épaisseur 5 mm. La vitesse de déformation de ces essais est présentée figure 5.11. On note l'augmentation soudaine d'amplitude à environ 160 µs dénotant la rupture de l'éprouvette. Un essai conduit dans des conditions identiques dans le but d'atteindre la même vitesse de déformation mais avec un projectile de 400 mm est également visible sur la figure 5.11. il a été conduit pour obtenir un temps de chargement t_C plus court. Le chargement ainsi créé engendre une déformation utile n'entrainant pas la rupture de l'éprouvette.

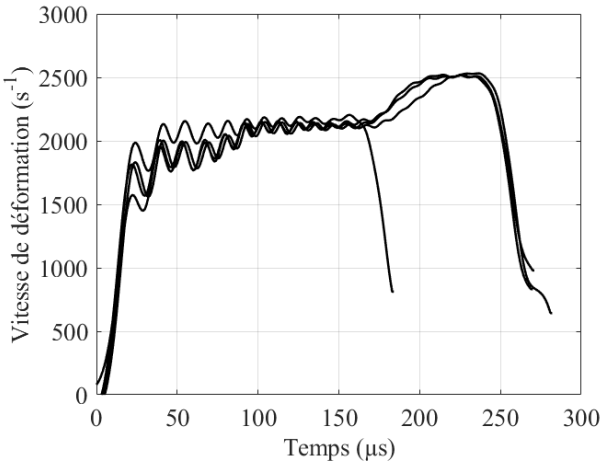


FIGURE 5.11 – Vitesse de déformation des essais à température ambiante à 2200 s^{-1}

Les vitesses de déformation obtenues lors de cette étude atteignent la gamme de $10^3 s^{-1}$ définie par [Batailly et al., 2013] comme représentative des interactions aubes/abradable dans le cadre d'une modélisation du revêtement par des éléments travaillant en compression. Comparativement à [Pellegrino et al., 2018], les vitesses de déformation sont plus élevées d'un ordre de grandeur et décrivent toutes un profil constant.

Le traitement des essais dynamiques repose sur la définition d'un critère d'équilibre permettant de délimiter une zone de confiance sur les courbes contrainte-déformation. Celui-ci a été traité dans le chapitre 3 et le seuil a été fixé à 20%. Sur les graphiques suivants, les portions à l'équilibre sont représentées en trait continu, celles hors-équilibre en trait interrompu. La répartition de ces deux états est appréciable sur les courbes contrainte-déformation figures 5.12, 5.13 et 5.14.

Les courbes contrainte-déformation des cinq essais à température ambiante et à 1200 s^{-1} de l'abradable AlSi-PE sous chargement de compression dynamique, sont présentées figure 5.12. La portion à l'équilibre couvre au moins la moitié du signal. Trois signaux atteignent l'équilibre rapidement avant 10% de déformation rationnelle. Les portions hors-équilibre donnent néanmoins une information qualitative quant à l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation. L'évolution de la contrainte peut se dissocier en deux phases clairement identifiables. En dessous d'environ 10% de déformation, l'augmentation de la déformation rationnelle demande un niveau de contrainte croissant. Au-delà de cette limite, l'évolution de la contrainte décrit un plateau de contrainte rationnelle se situe en moyenne à ▬ MPa (écart type de ▬ MPa) et qui s'étend jusqu'à 29% de déformation en moyenne (écart type de 0,8%). Arrivée à ce niveau, la sollicitation engendrée par l'onde incidente s'achève et la diminution rapide de la contrainte est due par le déchargement de l'éprouvette et non sa rupture. Au travers de ces différents points, il apparait que la répétabilité de ces essais est bonne.

Le traitement des quatre essais de caractérisation à température ambiante et à 2200 s^{-1} est présenté figure 5.13. L'augmentation de la vitesse de déformation par l'utilisation d'éprouvette aux dimensions plus faibles est responsable d'un équilibre s'établissant plus tard que lors des essais à 1200 s^{-1}. L'état d'équilibre est atteint après 20% de déformation. L'évolution contrainte-déformation se caractérise comme précédemment par deux phases séparées par un changement de pente. À cette vitesse de dé-

formation, le passage à la deuxième phase s'effectue également aux alentours de 10% de déformation rationnelle et pour le même niveau de contrainte. Contrairement aux essais à 1200 s^{-1}, la contrainte ne se stabilise pas en un plateau dans la deuxième phase mais continue d'augmenter progressivement. La contrainte maximale est ainsi plus élevée que la contrainte plateau observée auparavant et atteint ■ MPa (écart type de ■ MPa). Néanmoins, ces essais engendrent la rupture de l'éprouvette durant la compression utile pour une déformation moyenne de 31% (écart type de 1,7%).

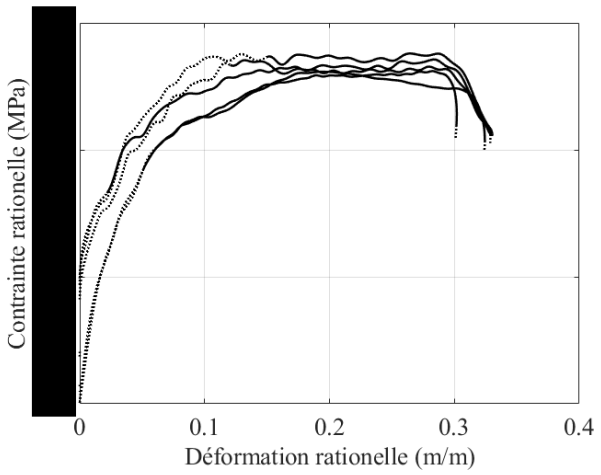


FIGURE 5.12 – Contrainte-déformation vraies en compression d'un abradable AlSi-PE à température ambiante et à environ 1200 s^{-1} ; la portion validant le critère d'équilibre (——) et la portion hors critère (·····)

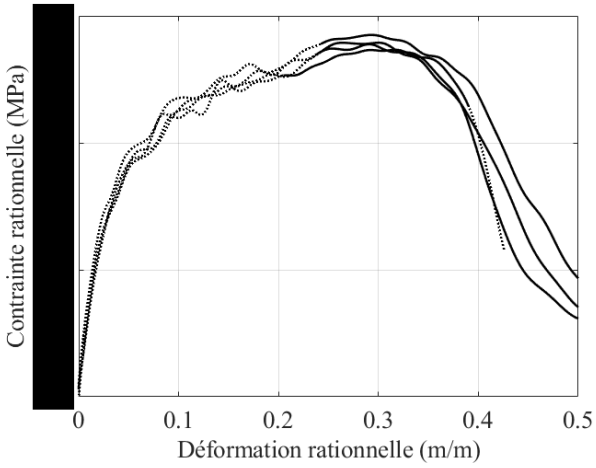


FIGURE 5.13 – Contrainte-déformation vraies en compression d'un abradable AlSi-PE à température ambiante et à environ 2200 s^{-1} ; la portion validant le critère d'équilibre (——) et la portion hors critère (·····)

La répétabilité, obtenue entre les cinq essais à 1200 s^{-1} et les quatre essais à 2200 s^{-1}, conforte la confiance dans les résultats de compression dynamique de l'abradable AlSi-PE et a motivé le choix de ne pas réaliser plusieurs essais par température. La consommation d'éprouvettes est ainsi limitée lors de l'étude de la sensibilité à la température. Les évolutions contrainte-déformation en fonction de la température à 1200 s^{-1} sont visibles figure 5.14. Pour ces essais, la température de consigne du four a varié de 50 °C à 350 °C par pas de 50 °C. La température réelle de l'essai est différente de celle-ci et tient compte de la température réelle du four et du refroidissement lors de la mise en contact de l'échantillon avec les barres.

Lors de ces essais, l'établissement de l'équilibre est atteint, dans les cas les plus défavorables, pour le même niveau de déformation que les essais à vitesse de déformation identique et à température ambiante. L'aspect des courbes est cohérent avec celui observé à température ambiante affichant une évolution en deux phases de pentes distinctes, un plateau de contrainte constituant la deuxième phase. Sur la plage de température explorée, l'abradable AlSi-PE est fortement sensible température. La contrainte plateau chute rapidement avec l'augmentation de celle-ci, pour atteindre une valeur quatre fois inférieure à 360 °C qu'à température ambiante. Aucune rupture d'échantillon lors de la compression utile n'a été observée, signifiant que la déformation à rupture en température est supérieure à 30%.

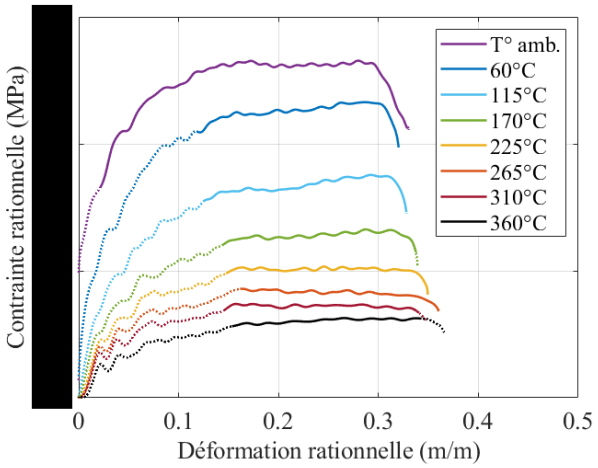


FIGURE 5.14 – Sensibilité à la température d'un abradable AlSi-PE en compression à 1200 s^{-1} ; la portion validant le critère d'équilibre (——) et la portion hors critère (·····)

Afin d'estimer la température réelle des essais de compression dynamique en température, des essais de refroidissement instrumentés sur abradable AlSi-PE ont été réalisés. Ceux-ci sont similaires à ceux présentés chapitre 3 et couvrent des températures de consigne du four variant de 50 °C à 350 °C par pas de 50 °C. Grâce à l'identification du Cold Contact Time (CCT) en fonction de la vitesse de tir (chapitre 3), le refroidissement en fonction du CCT réel est ainsi déduit et reporté table 5.1. Les valeurs entre parenthèses correspondent à la diminution par rapport à la température de l'échantillon dans le four. Les vitesses de tir utilisées pour l'estimation du CCT sont celles extraites des essais présentés dans le chapitre 5. Les températures mesurées ici correspondent donc aux configurations des essais de caractérisation en compression dynamique en température d'AlSi-PE. La température au cœur représentera la température de l'essai (chapitre 5).

Température de consigne (°C)	Température réelle en sortie de four (°C)	Vitesse de tir (m/s)	CCT (ms)	Température en surface (°C)	Température à cœur (°C)
50	60	13,0	285	55	60
100	116	12,2	300	102	115
150	172	11,2	319	155	170
200	225	11,1	321	195	225
250	265	11,2	319	242	265
300	310	10,4	335	281	310
350	360	10,7	329	309	360

TABLE 5.1 – Estimation des CCT et température après refroidissement réels pour les essais AlSi-PE en température

Les essais de compression dynamique sont sujet à un échauffement adiabatique. Ainsi, la température de l'échantillon varie lors de sa sollicitation. La connaissance de la température réelle au cours de l'essai est cependant utile à la modélisation du comportement thermomécanique proposée

en chapitre 6. En effet, une stratégie de modélisation tenant compte de l'échauffement adiabatique est utilisée dans le cas de l'abradable AlSi-PE. Une méthode de calcul incrémentale de l'échauffement adiabatique est proposée et synthétisée figure 5.15 où l'échauffement ΔT (°C) s'exprime par :

$$\Delta T = \frac{Q}{mC_p} \tag{5.2}$$

où Q (J) est l'énergie participant à l'échauffement, m (kg) est la masse de l'éprouvette et C_p ($Jkg^{-1}K^{-1}$) est la capacité thermique massique. En hypothèse, seul le travail de déformation plastique de l'échantillon W (J) participe à l'échauffement à hauteur de 90% (coefficient de Taylor-Quinney). Cette hypothèse est couramment utilisée dans le cadre de matériaux métalliques. Dû à l'absence d'information quant à la part du travail plastique participant à l'échauffement adiabatique lors de compressions dynamiques, cette valeur a été utilisée dans le cadre du matériau abradable AlSi-PE. [Rittel et al., 2017] montrent cependant que le coefficient de Taylor-Quinney dépend notamment du type de matériau, du type de chargement et de la vitesse de chargement. Ce coefficient a été évalué entre 20% et 40% pour deux alliages d'aluminium sous chargements de compression dynamiques. Dans cette étude, ces deux matériaux sont les plus proches de l'abradable AlSi-PE tout en étant très différents du matériaux hétérogène et poreux de l'étude. Ceci explique le choix de ne pas se baser sur ces coefficients. Avec un coefficient élevé de 90%, l'échauffement est possiblement surestimé. L'équation 5.2 s'exprime en fonction de la contrainte rationnelle σ_T et de la déformation plastique rationnelle $\varepsilon_{P,T}$:

$$\Delta T = \frac{0.9W}{mC_p} = \frac{0.9\int \sigma_T d\varepsilon_{P,T}}{mC_p} \tag{5.3}$$

La déformation plastique rationnelle $\epsilon_{P,T}$ est calculée à partir de l'équation 5.4 où ϵ_T, σ_T et E représentent respectivement, la déformation rationnelle (totale), la contrainte vraie et le module d'Young. La connaissance du module d'Young permet donc d'isoler le comportement plastique du comportement élastique. La connaissance du module d'Young sera introduite en chaptire 5.

$$\epsilon_{P,T} = \epsilon_T - ln\left(1 + \frac{\sigma_T}{E}\right) \tag{5.4}$$

Pour cela il est nécessaire de connaitre quelques propriétés matériaux, la capacité thermique massique C_p et la masse volumique du matériau de l'éprouvette ρ pour calculer la masse des éprouvettes de chaque essai grâce aux dimensions déjà renseignées. Le C_p évoluant en fonction de la température est fourni sous forme de valeurs tabulées. Une interpolation linéaire entre chaque point permet d'obtenir une évolution continue de cette propriété en fonction de la température.

La température de chaque incrément $i + 1$ est ensuite calculée en additionnant à la température de l'incrément actuel i l'échauffement produit durant l'incrément courant, ΔT_i calculé grâce à l'équation 5.3. Dans l'expression de l'échauffement, le C_p est actualisé en prenant en compte la température à l'incrément actuel et l'énergie de déformation est calculée en faisant une intégrale selon la méthode des trapèzes entre l'incrément i et $i + 1$ de la courbe contrainte-déformation.

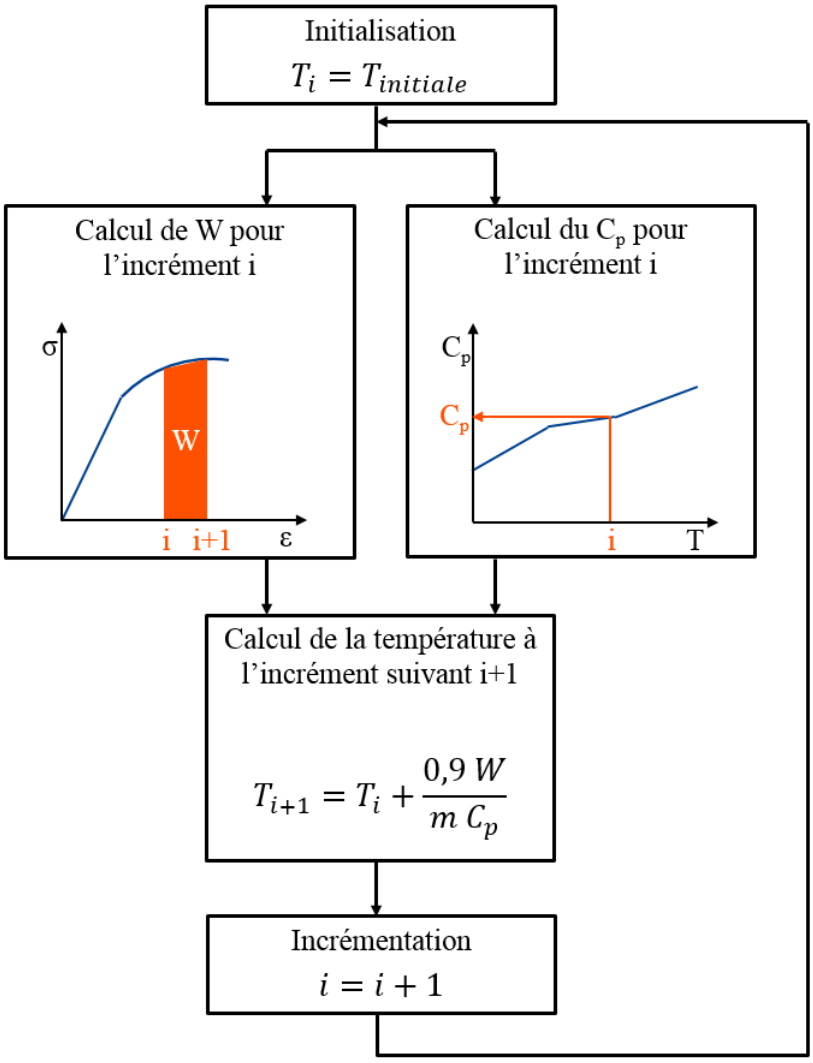


FIGURE 5.15 – Méthode de calcul incrémental de l'échauffement adiabatique lors des essais dynamiques

Les échauffements relatifs de chaque essai sont synthétisés figure 5.16. Les valeurs de capacité calorifique en fonction de la température nécessaires au calcul ont été fournis par *Safran Aircraft Engines* et sont confidentiels. L'échauffement est le plus marqué sur les essais à température ambiante où il atteint environ 12 °C à la fin de la compression. Il devient presque négligeable pour les essais à hautes températures. Cela s'explique par la diminution des niveaux de contraintes des essais à hautes températures, faisant chuter le travail plastique. Il apparait globalement que l'échauffement adiabatique dans le cas de la compression dynamique de l'abradable AlSi-PE est faible. Le changement de pente observé sur les courbes contrainte-déformation des essais de compression dynamique n'est pas donc seulement attribué à un effet d'adoucissement thermique.

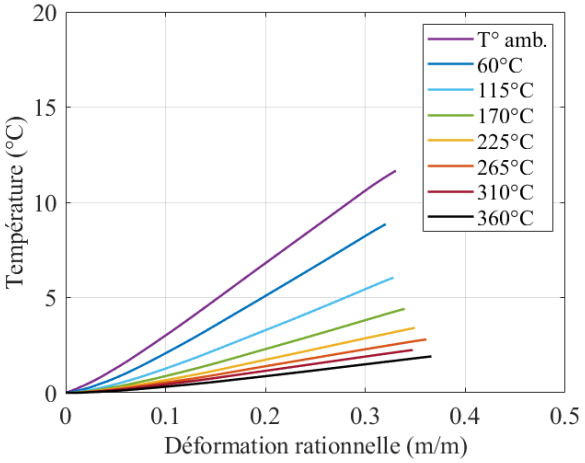


FIGURE 5.16 – Échauffement adiabatique estimé des éprouvettes lors des compressions dynamique à 1200 s^{-1} d'un abradable AlSi-PE de la figure 5.14

Une comparaison quantitative ne peut être effectuée avec les résultats en compression dynamique sur barres d'Hopkinson de [Pellegrino et al., 2018] bien que le type de matériau abradable étudié soit le même. Des différences dans la composition de la poudre de base et des paramètres de projections peuvent engendrer un revêtement au comportement très différent. Aucun élément ne permet d'affirmer que les mêmes taux de phases sont présents dans les échantillons. Les résultats de [Pellegrino et al., 2018] indiquent une rupture en compression inférieure à 5% de déformation conventionnelle de la température ambiante à 300 °C. Les résultats présentés dans ce manuscrit indiquent une déformation conventionnelle dépassant les 25% sans provoquer de rupture du matériau. Il faut cependant noter que la vitesse de déformation est différente mais [Pellegrino et al., 2018] n'identifie pas de dépendance à celle-ci en terme de déformation à rupture. La contrainte à rupture à 300 °C chute de 60% par rapport à la contrainte à l'ambiante. Cette diminution est du même ordre que celle observée durant ces travaux.

Chargement de compression quasi statique

Les essais quasi statiques de compression à température ambiante permettent de mettre en perspective les essais obtenus en conditions représentatives présentés jusqu'ici. De plus, l'accès à l'évolution contrainte-déformation dans le cas des faibles déformations peut être envisagé contrairement aux essais sur barres d'Hopkinson. Deux essais conduits à $1,7\ 10^{-3} s^{-1}$ sont présentés figure 5.17. Similairement aux observations réalisées sur le comportement dynamique, l'évolution contrainte-déformation pour ces faibles vitesses exhibe deux phases séparées par un changement de pente. Ce changement de pente n'est pas franc mais progressif et se situe aux alentours de 5% de déformation. La deuxième phase n'est pas un plateau de contrainte mais exhibe une pente plus faible que lors de la première phase. La contrainte maximale atteinte est de ■ MPa (écart type de ■ MPa) à la rupture du matériau. La déformation à rupture de 36% (écart type de 0,7%), pour cette vitesse quasi statique est de l'ordre des essais dynamiques et révèle une faible sensibilité à la vitesse de déformation. De façon à élargir la gamme de vitesse de déformation explorée, des essais supplémentaires ont été ef-

fectués jusqu'à atteindre 10^{-1} s^{-1} soit deux ordres de grandeur supplémentaires que les deux essais précédents. Tout comme précédemment, les essais ne sont pas reproduits suite à la répétabilité observée lors des premiers essais. L'augmentation de la vitesse sur cette gamme est visible figure 5.18. Elle est responsable d'une faible augmentation de la contrainte maximale de ■ MPa. L'essai à $0,5$ s^{-1} exhibe une contrainte légèrement inférieure à celle de l'essai à $0,17$ s^{-1} expliquée par l'incertitude expérimentale.

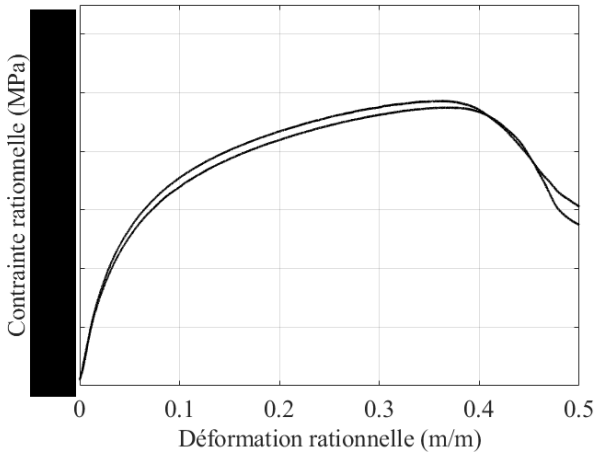


FIGURE 5.17 – Contrainte-déformation vraies en compression d'un abradable AlSi-PE à température ambiante et à environ $1,7$ $10^{-3}s^{-1}$

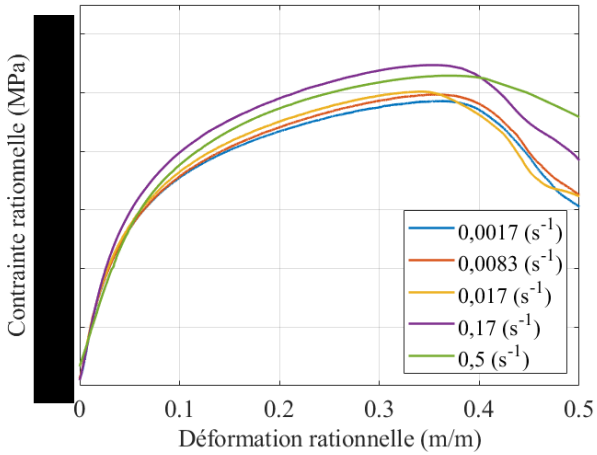


FIGURE 5.18 – Sensibilité à la vitesse de déformation d'un abradable AlSi-PE en compression entre $1,7$ $10^{-3}s^{-1}$ et $0,5$ s^{-1}

L'étude de la sensibilité en température pour des vitesses de compression quasi statique est présentée figure 5.19. Il apparait que la température modifie le comportement de l'abradable AlSi-PE dans le domaine quasi statique par comparaison au domaine dynamique. En plus d'abaisser le niveau de contrainte maximale, la déformation à rupture a drastiquement diminué. La perte d'intégrité apparait pour une déformation rationnelle inférieure à 20%. Un essai en température a été doublé afin de confirmer la conformité et la répétabilité des résultats. Ces deux essais à 250 °C se superposent parfaitement confortant la répétabilité des mesures obtenues lors des essais en température.

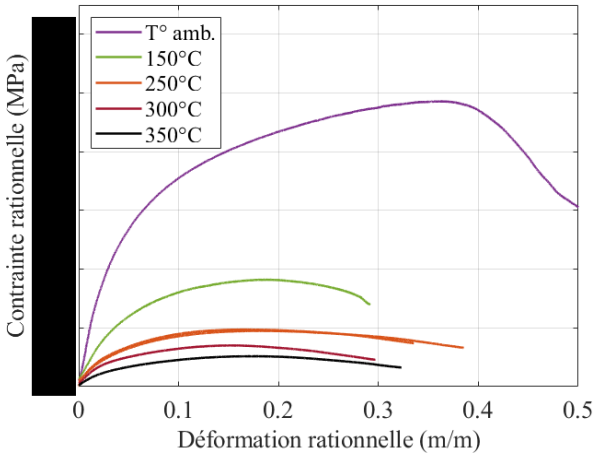


FIGURE 5.19 – Sensibilité à la température d'un abradable AlSi-PE en compression à $1,7$ $10^{-3}s^{-1}$

Les résultats observés lors des essais de compression quasi statique montrent une nouvelle fois des divergences avec les travaux de caractérisation du comportement thermomécanique de [Pellegrino et al., 2018] sur un abradable de même nuance. Une déformation à rupture plus de deux fois élevée est mis en évidence dans ce manuscrit. La diminution de la contrainte à rupture est également plus élevée que celle extraite des travaux de [Pellegrino et al., 2018].

Chargement de compression quasi statique cyclique

Des essais cycliques ont été effectués dans le domaine quasi statique afin d'étudier l'irréversibilité de la déformation en compression. Ces essais permettent d'étudier le comportement élastique apparent du matériau abradable AlSi-PE. Quatre essais ont été menés correspondant à quatre niveaux de températures, l'ambiante, 150 °C, 250 °C et 350 °C. Les résultats sont visibles respectivement figures 5.20, 5.21, 5.22 et 5.23 où les échelles des axes sont différentes afin de suivre la diminution de la contrainte avec la température. Pour ces essais cycliques, l'évolution contrainte-déformation suit les mêmes profils que les essais monotones. L'essai cyclique à température ambiante n'a pas été conduit jusqu'à rupture. Les cycles de déchargement-chargement sont visibles sur tous les essais. Un effet d'hystérésis est particulièrement visible sur l'essai à température ambiante, la courbe de chargement ne se superpose pas avec celle de déchargement. Le comportement du polyester est supposée être à l'origine de ce comportement. Un cycle de déchargement-chargement décrit une pente moyenne. La pente de ces cycles n'évolue pas avec la déformation du matériau jusqu'à au moins 250 °C ; l'essai cyclique à 350 °C ayant rompu avant de compléter deux cycles de déchargement-chargement. Ces essais permettent de montrer que le comportement élastique macroscopique de l'abradable AlSi-PE est indépendant du niveau de déformation. La pente de ces cycles diminue avec l'augmentation de la température, indiquant que le comportement élastique est sensible à la température.

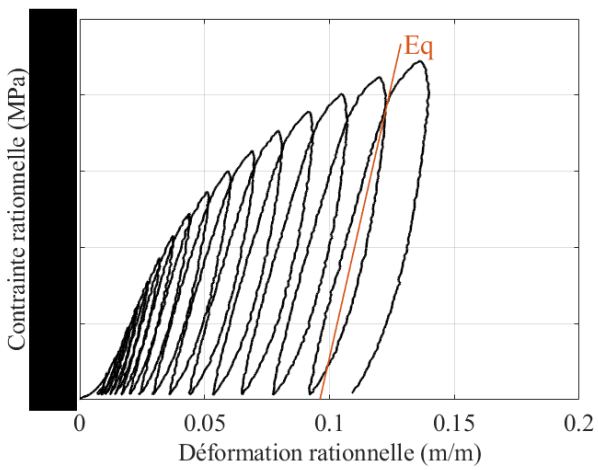


FIGURE 5.20 – Contrainte-déformation rationnelle en compression cyclique d'un abradable AlSi-PE à température ambiante

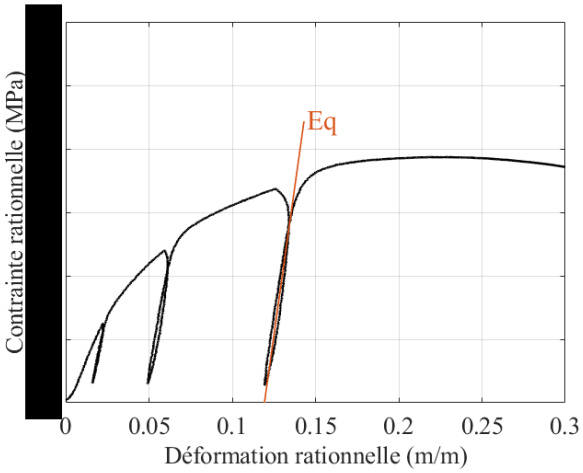


FIGURE 5.21 – Contrainte-déformation rationnelle en compression cyclique d'un abradable AlSi-PE à 150 °C

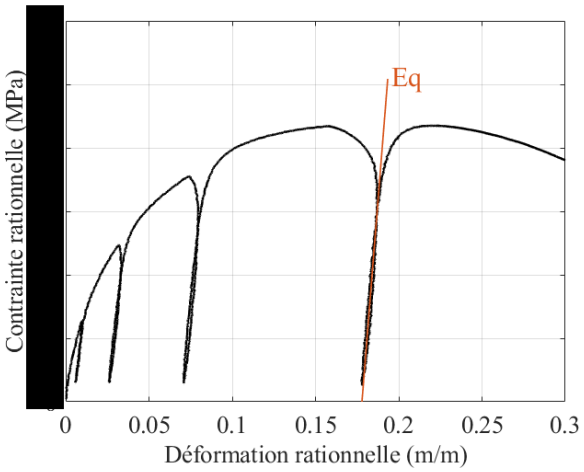


FIGURE 5.22 – Contrainte-déformation rationnelle en compression cyclique d'un abradable AlSi-PE à 250 °C

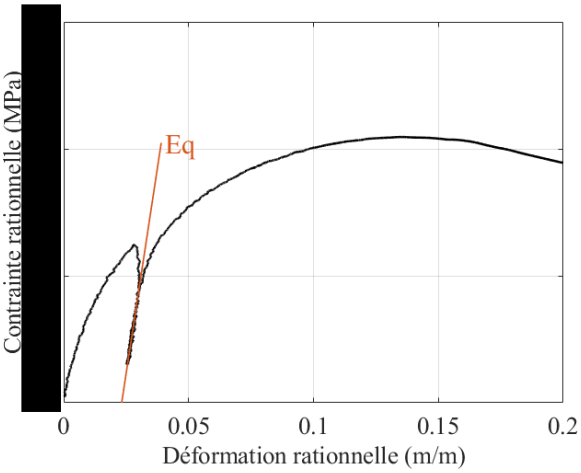


FIGURE 5.23 – Contrainte-déformation rationnelle en compression cyclique d'un abradable AlSi-PE à 350 °C

Pour quantifier le changement de pente des cycles avec la température, une moyenne est calculée pour chaque cycle de déchargement-chargement. La moyenne obtenue est une évolution contrainte-déformation rationnelle décrivant le comportement élastique. Dans le cas de l'abradable AlSi-PE, celle-ci est linéaire. Le coefficient directeur de cette droite est utilisé pour définir un module d'Young équivalent E_q. Le calcul est effectué en moyennant chaque cycle. Les résultats sont synthétisés table 5.2.

Température (°C)	Module d'Young équivalent E_q (MPa)
20 °C	[redacted]
150 °C	[redacted]
250 °C	[redacted]
350 °C	[redacted]

TABLE 5.2 – Module d'Young équivalent de l'abradable AlSi-PE issus des essais de compression cyclique quasi statique

Le module d'Young équivalent E_q déduit des quatre essais cycliques est sensible à la température et est trois fois plus faible à 350 °C qu'à température ambiante. L'évolution du module d'Young équivalent avec la température est approximée par une loi linéaire figure 5.24, dont les paramètres sont synthétisés table 5.3.

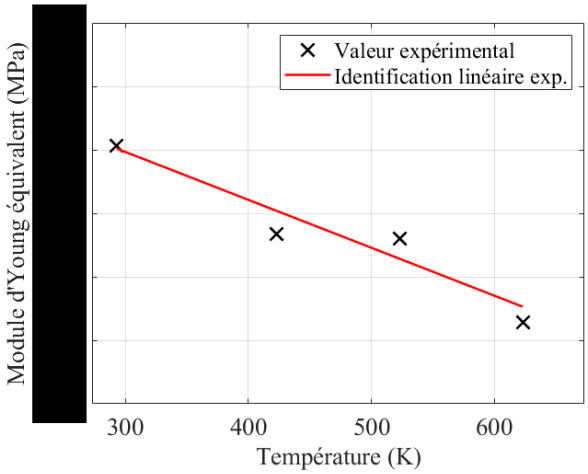


FIGURE 5.24 – Évolution du module d'Young équivalent en fonction de la température de l'abradable AlSi-PE

	Intersect (MPa)	Pente (MPa/K)
Valeur	[redacted]	[redacted]
Erreur std.	[redacted]	[redacted]

TABLE 5.3 – Identification d'une loi linéaire décrivant l'évolution du module d'Young équivalent de l'abradable AlSi-PE de la température ambiante à 350 °C

L'étude d'un matériau abradable de type AlSi-PE par [Ma and Matthews, 2007] a permis de déduire un module d'Young de 2, 1 GPa. Le module d'Young équivalent identifié à [redacted] GPa par le biais d'un essai cyclique à température ambiante est très proche de ce dernier. Bien qu'aucune comparaison quantitative ne peut être réalisée, ce résultat conforte l'exploitation des essais cycliques lors de cette étude.

Endommagement en compression

Les synthèses des valeurs maximales atteintes sous sollicitation de compression sont présentées figures 5.25 et 5.26, respectivement en contrainte et déformation rationnelle en fonction de la température. Pour ces deux grandeurs, il convient de distingue deux cas. Soit l'essai a permis de mener l'éprouvette à rupture et ainsi, les valeurs maximales, représentés par des étoiles, correspondent aux limites à rupture. Ceci est systématiquement le cas lors des essais quasi statiques et n'a été obtenu pour les essais dynamique qu'à 2200 s^{-1} et température ambiante. Soit, la sollicitation a été interrompue avant d'atteindre la limite à la rupture de l'éprouvette et alors les valeurs maximales sont représentées par un carré. Ceci est le cas pour les essais dynamiques sur éprouvettes de diamètre 15 mm à une vitesse de déformation de 1200 s^{-1}.

La contrainte maximale augmente avec la vitesse de déformation et diminue avec la température (figure 5.25). La contrainte à rupture à température ambiante est 43% supérieure à 2200 s^{-1} qu'à 0, 0017 s^{-1}, soit un rapport de vitesse de déformation de six ordres de grandeurs. Les essais à 1200 s^{-1} n'ont pas abouti à la rupture mais confirment que la contrainte est supérieure en dynamique. Pour les températures les plus élevées, la contrainte s'est effondrée. La résistance de l'abradable AlSi-PE est très faible pour ces températures.

À température ambiante, la déformation à rupture sur l'ensemble de la gamme de vitesse de déformation étudiée varie légèrement autour de 35% (figure 5.26). Elle est légèrement plus élevée pour des sollicitations en compression quasi statiques. La déformation à rupture diminue avec l'augmentation

de la température à ces vitesses. Dans le cas de la compression dynamique, la rupture n'a jamais été provoquée mais la déformation atteinte est au moins égale à celle à température ambiante. Elle est ainsi au moins supérieure de 10% à celle atteinte à $0,0017$ s^{-1}.

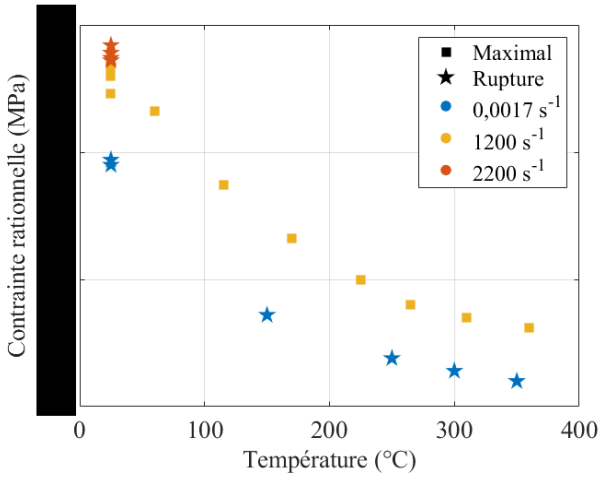


FIGURE 5.25 – Contrainte rationnelle maximale atteinte en compression en fonction de la température et de la vitesse de déformation

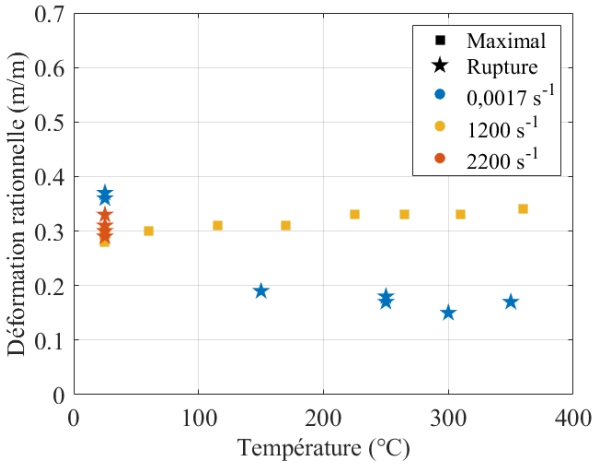


FIGURE 5.26 – Déformation rationnelle maximale atteinte en compression en fonction de la température et de la vitesse de déformation

[Pellegrino et al., 2018] n'ont pas mis en évidence une dépendance de la déformation à rupture significative à la vitesse de déformation. De la température ambiante jusqu'à 300 °C la déformation n'augmente que de quelques pour-cent. Ceci s'oppose aux observations faites durant ces travaux, où la déformation à rupture diminue avec l'augmentation de la température en quasi statique.

5.2.2 Chargement de traction indirecte

La mise en œuvre d'essais de traction conventionnelle sur éprouvettes de traction plate n'a pas été concluante. Néanmoins des essais brésiliens permettent d'accéder au comportement en traction de l'abradable AlSi-PE. L'éprouvette cylindrique est chargée en compression sur ces génératrices (ou méplats) et une traction indirecte est alors induite perpendiculairement au chargement. Un état de chargements complexes est néanmoins engendré conjuguant compression et traction dans l'éprouvette.

Chargement de traction indirecte dynamique

Les deux essais préliminaires sur abradable AlSi-PE ont été effectués à l'aide du montage d'essai brésilien interrompu qui utilise un banc balistique comme moyen de mise en mouvement. Ils ont mis en lumière les phénomènes de densification au contact des mors évoqués dans le chapitre 4. Des images issues de l'enregistrement vidéo d'un de ces essais sont présentées figure 5.27 en se focalisant cette fois sur l'endommagement de l'éprouvette. L'échelle de temps est définie de telle manière qu'à $t = 0$ la compression est initiée. Sur l'image 1, la géométrie initiale de l'éprouvette est visible. Sur l'image 2, la rupture en traction débute le long de l'axe de compression et au centre de l'éprouvette.

Le mode de rupture attendu est bien provoqué lors du chargement. Les aires de contact avec les mors ont subi une forte densification. Sur l'image 3, des fissurations secondaires apparaissent au niveau de ces zones de densifications. L'absence de mouchetis lors de ces essais préliminaires ne permet pas une exploitation des champs de déformation.

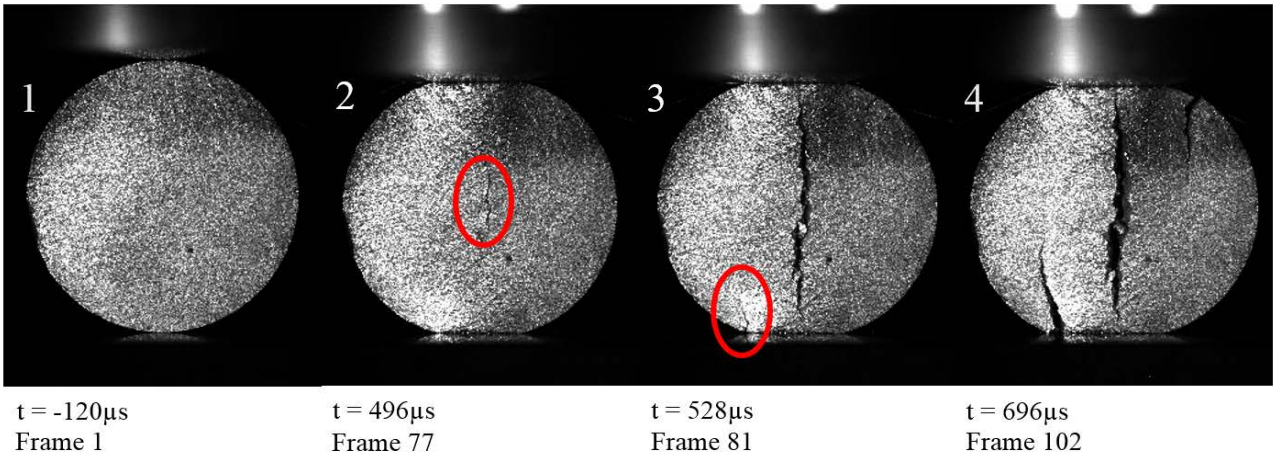


FIGURE 5.27 – Images extraites de l'enregistrement vidéo de l'essai brésilien dynamique d'un abradable AlSi-PE sur banc balistique ; 2) fissuration en traction ; 3) rupture au niveau des mors. 4) dernière image de l'enregistrement

L'effort en fonction du temps de ces deux essais réalisés dans les mêmes conditions sont néanmoins répétables (figure 5.28) jusqu'à la rupture des éprouvettes. Cette rupture est caractérisée une chute soudaine d'effort peu avant 0, 5 ms à un niveau de ■ kN. La zone après rupture exhibe un plateau d'effort avant perte totale de résistance de l'éprouvette. La dernière image de la vidéo se situe dans le plateau d'effort établi après rupture (Image 4 de la figure 5.27).

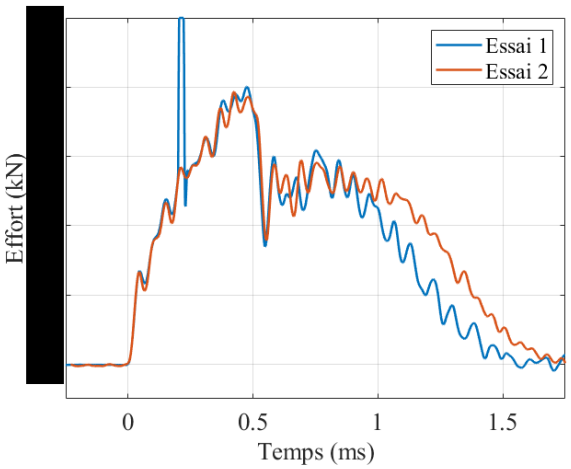


FIGURE 5.28 – Répétabilité des essais brésiliens préliminaires d'un abradable AlSi-PE

La répétabilité obtenue pour ces essais de chargements complexes apporte une information supplémentaire par rapport aux essais de compression pure. Dans ce cas, bien que des états de traction et de compression soient présents dans l'éprouvette, le comportement du matériau abradable de type AlSi-PE montre toujours une bonne répétabilité.

Une fois la géométrie des éprouvettes raffinée avec l'ajout d'un méplat comme discuté en chapitre 4, des essais dynamiques ont été effectués sur barres d'Hopkinson équipées du jeu de barres en Inconel 718 afin d'atteindre une vitesse de sollicitation encore plus élevée que les essais préliminaires. Cependant, l'utilisation des barres d'Hopkinson ne permet pas de conduire des essais interrompus. Les figures 5.29 et 5.30 présentent une sélection d'images extraites de l'enregistrement vidéo des deux essais conduits dans les mêmes conditions avec un projectile de 600 mm propulsé à environ 13 m/s. Un mouchetis a été appliqué afin de permettre de conduire une analyse des champs de déformation en s'appuyant sur les outils mis en œuvre et présentés dans le chapitre 4. Afin de favoriser la corrélation d'image, l'enregistrement a été effectué à la fréquence maximale de 1 000 000 images par seconde. La durée d'enregistrement ne couvre ainsi que la période d'intérêt de l'essai, à savoir de la sollicitation jusqu'au moment de la rupture centrale (visible sur les dernières images des enregistrements). Malgré, les barres peintes avec une peinture noire mate et les précautions expérimentales prises, des réflexions des lumières apparaissent sur les enregistrements (bande blanche visible sur les images). Celles-ci peuvent potentiellement perturber le suivi de pixels nécessaires à la corrélation d'image.

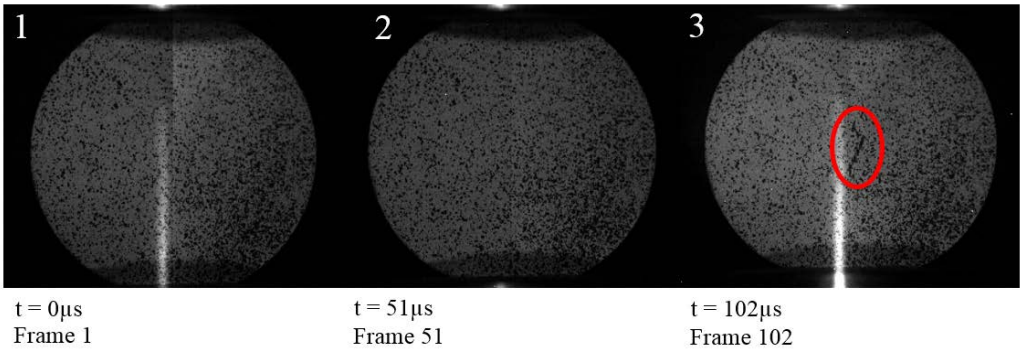


FIGURE 5.29 – Images extraites de l'enregistrement vidéo de l'essai brésilien dynamique 1 d'un abradable AlSi-PE ; 1) état initial ; 2) état intermédiaire ; 3) rupture en traction

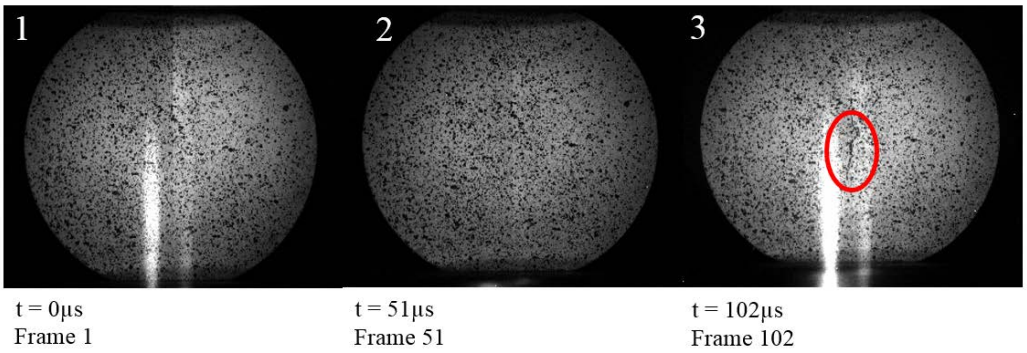


FIGURE 5.30 – Images extraites de l'enregistrement vidéo de l'essai brésilien dynamique 2 d'un abradable AlSi-PE ; 1) état initial ; 2) état intermédiaire ; 3) rupture en traction

L'exploitation de ces essais se base sur la mesure des jauges d'extensométrie des barres. Il est important d'observer le critère d'équilibre obtenu. La figure 5.31 renseigne l'évolution du critère de Ravichandran pour un des deux essais. Les niveaux de ce critère sont moins satisfaisants que pour les essais brésiliens sur aluminium 2024-T351 présentés en chapitre 4. Les efforts calculés aux interfaces échantillons-barres sont présentés figure 5.32 en noir. L'effort moyen est également calculé mais

présente de fortes oscillations héritées du signal d'effort au niveau de l'interface échantillon/barre incidente. L'équilibre de l'essai est supposé satisfaisant pour exploiter l'essai en considérant que l'effort transmis représente le chargement de l'éprouvette.

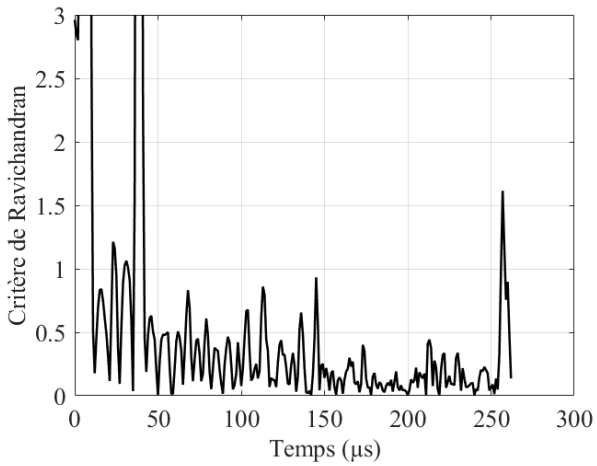


FIGURE 5.31 – Critère de Ravichandran d'un essai brésilien dynamique d'un abradable AlSi-PE

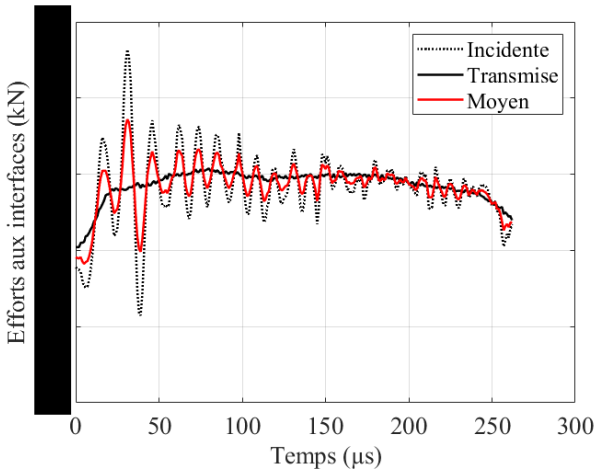


FIGURE 5.32 – Efforts aux interfaces incident et transmis ainsi que l'effort moyen appliqué sur l'éprouvette d'essai brésilien

Les deux essais effectués montrent une réponse similaire et les efforts transmis sont répétables (figure 5.33). La rupture en traction indirecte observée à environ 100 µs ne provoque pas une chute drastique des efforts transmis. Après la rupture, un plateau d'effort est visible tel qu'observé sur les essais brésiliens préliminaires. La différence d'intensité entre ce plateau et le niveau à rupture est plus faible que dans le cas des essais préliminaires. La rupture en traction indirecte est initiée pour un effort de compression sur l'éprouvette d'environ ■ kN. L'analyse des champs de déformation permet d'accéder aux déformations locales.

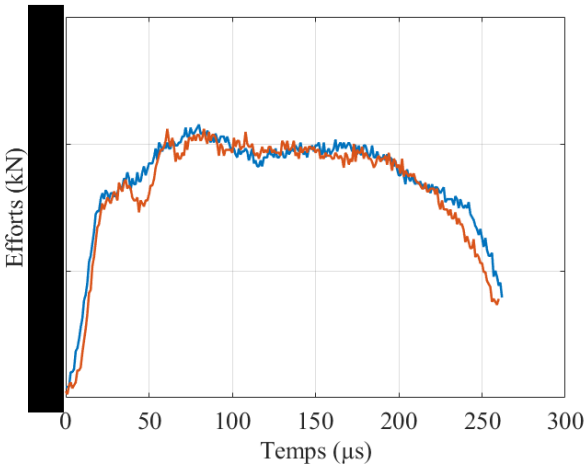


FIGURE 5.33 – Répétabilité des essais brésiliens sur barres d'Hopkinson d'un abradable AlSi-PE

Les champs de déformation Lagrangiens obtenus par corrélation d'image sont visibles figures 5.34 et 5.35 pour *Exx* et *Eyy* respectivement. La bande de traction indirecte typique de l'essai brésilien

apparait clairement sur le champ *Exx*. Elle est localisée au centre de l'éprouvette abradable et s'étend dans la direction de chargement. Aucune localisation de la compression n'est visible aux interfaces éprouvette-barres grâce à la présence des méplats. Le cadre rouge démarque la zone d'intérêt utilisée pour le calcul des déformations moyennes au centre de l'éprouvette et mesure 3 mm × 5 mm.

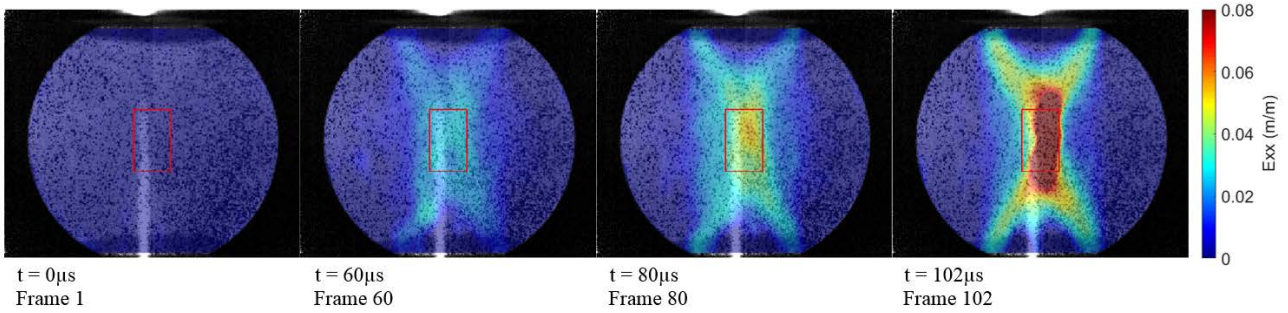


FIGURE 5.34 – Champ de déformation Lagrangien *Exx* de l'essai brésilien dynamique 1 sur abradable AlSi-PE

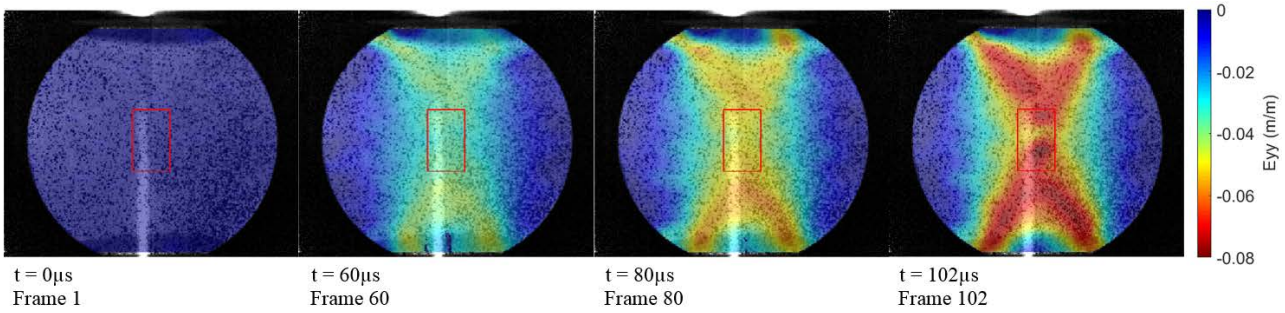


FIGURE 5.35 – Champ de déformation Lagrangien *Eyy* de l'essai brésilien dynamique 1 sur abradable AlSi-PE

Les évolutions des déformations *Exx* et *Eyy* moyennées sur la zone d'intérêt centrale des deux essais brésiliens dynamiques sont présentées figures 5.36 et 5.37 respectivement. Lors des deux essais, la compression selon l'axe de chargement (*Eyy*) évolue de façon linéaire jusqu'à la fin de la corrélation. Les deux déformations moyennées sont parfaitement répétables. La traction indirecte (*Exx*) augmente également de façon linéaire jusqu'à environ 85 µs où la rupture de pente indique la ruine de l'éprouvette en traction et son ouverture. La déformation à rupture en traction, dans cet état de traction et compression superposé, apparait pour le même niveau de déformation proche de 4%. La rupture déduite de ces courbes apparait avant qu'une fissure ne soit visible sur les enregistrements vidéo. Les évolutions des déformations avant rupture sont quasi linéaires indiquant une vitesse de déformation quasi constante. Le calcul des pentes des signaux de déformation en traction selon *Exx* donne une estimation de la vitesse de déformation des deux essais à 410 s^{-1} et 310 s^{-1} respectivement.

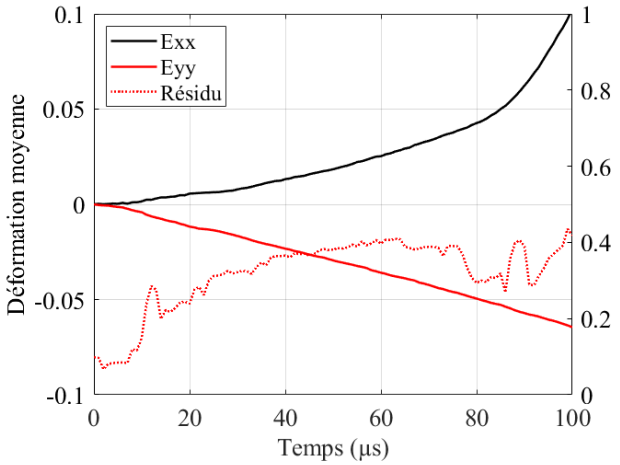


FIGURE 5.36 – Déformations moyennes et résidu de corrélation sur la zone d'intérêt de la fissuration de l'essai 1

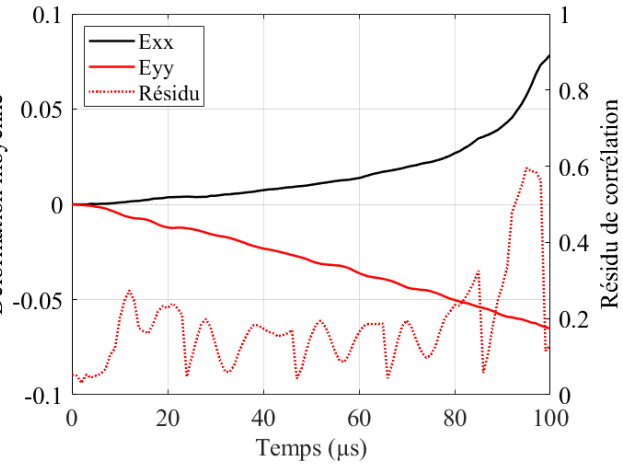


FIGURE 5.37 – Déformations moyennes et résidu de corrélation sur la zone d'intérêt de la fissuration de l'essai 2

Le niveau des résidus de corrélation pour ces essais brésiliens sur abradable est du même ordre que celui observé dans le chapitre 4 lors des essais sur aluminium 2024-T351. Ces niveaux du résidu est atteint du fait de la grande vitesse des déformations lors de ces essais dynamiques.

Chargement de traction indirecte quasi statique

Deux essais brésiliens ont été menés dans le domaine quasi statique avec une vitesse de compression de 1 mm/min afin d'observer une éventuelle dépendance à la vitesse de déformation. Un enregistrement d'un des deux essais, présenté figure 5.38, a été réalisé avec une autre caméra dont la fréquence d'acquisition réglée à 125 images par seconde. L'initiation de la rupture en traction indirecte visible en image 2.

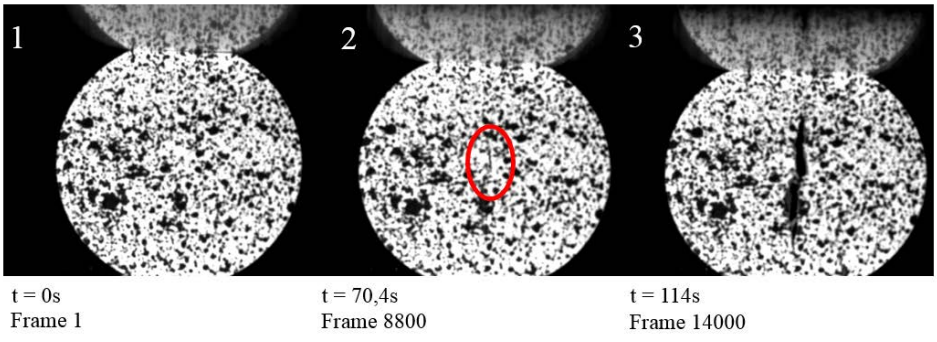


FIGURE 5.38 – Images extraites de l'enregistrement vidéo de l'essai brésilien quasi statique sur abradable AlSi-PE effectué ; 1) état initial. 2) rupture en traction ; 3) dernière image de l'enregistrement

Les deux essais montrent une bonne répétabilité figure 5.39. Les ruptures observées sur les enregistrements vidéo se retrouvent sur les signaux d'efforts et coïncident temporellement. La rupture apparait pour un effort d'environ ■ kN pour les deux essais. Ce niveau est plus faible que celui observé lors des essais à hautes vitesses.

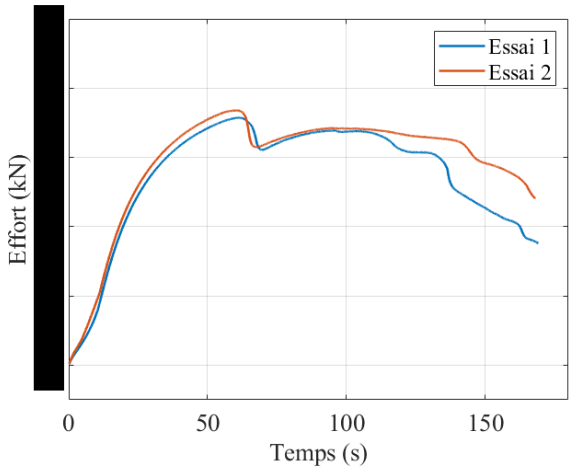


FIGURE 5.39 – Répétabilité des essais brésiliens quasi statique d'un abradable AlSi-PE

L'analyse des champs de déformation de l'enregistrement présenté figure 5.38 est synthétisé figures 5.40 et 5.41 respectivement pour les déformations *Exx* et *Eyy*. La rupture en traction est visible sur la dernière image des champs *Exx*. Afin de comparer ces mesures d'essais quasi statiques à celles obtenues précédemment en dynamique, la même zone d'intérêt de 5 mm sur 3 mm est utilisée pour quantifier les niveaux de déformation.

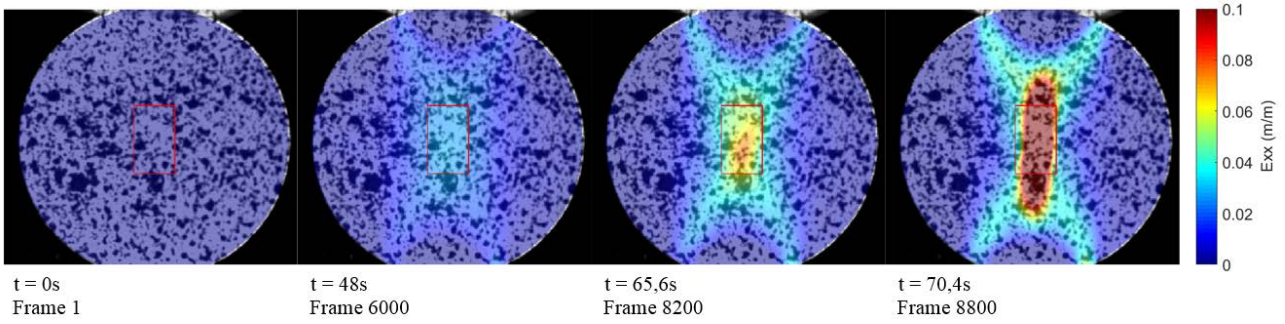


FIGURE 5.40 – Champ de déformation Lagrangien *Exx* de l'essai brésilien quasi statique sur abradable AlSi-PE

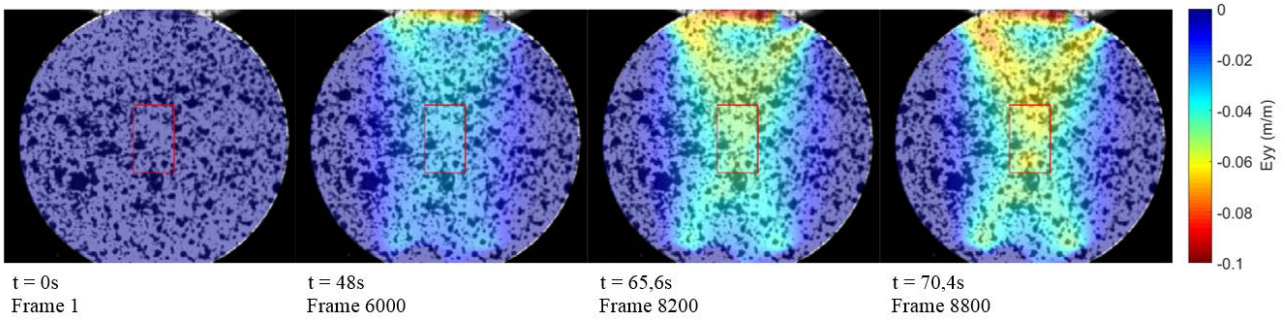


FIGURE 5.41 – Champ de déformation Lagrangien *Eyy* de l'essai brésilien quasi statique sur abradable AlSi-PE

Les figures 5.42 et 5.43 synthétisent les moyennes des champs de déformation sur la zone d'intérêt. La déformation à rupture en traction est d'environ 6% pour les deux essais. L'évolution des déformations dans cette zone est linéaire avec le temps indiquant une vitesse de déformation constante.

Celles-ci sont estimés grâce à la pente de la déformation en traction à $0,8\ 10^{-3}s^{-1}$. Les résidus de corrélation obtenus pour l'analyse des essais quasi statiques sont bien inférieurs à ceux des essais dynamiques augmentant seulement après rupture de l'éprouvette.

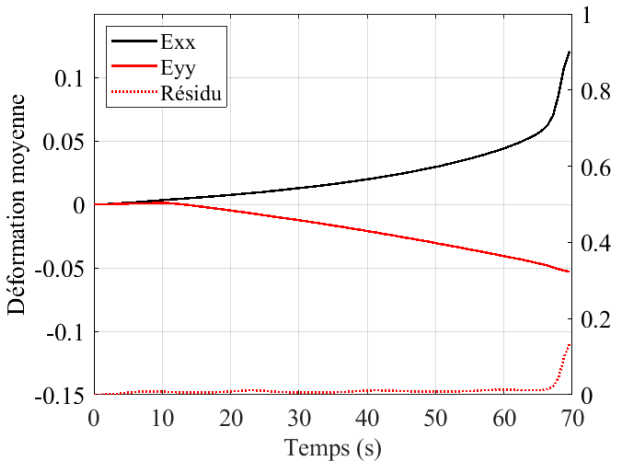


FIGURE 5.42 – Déformations moyennes et résidu de corrélation sur la zone d'intérêt de la fissuration de l'essai 1

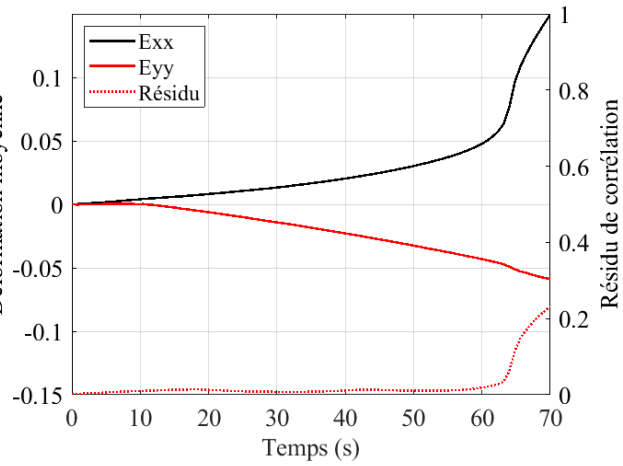


FIGURE 5.43 – Déformations moyennes et résidu de corrélation sur la zone d'intérêt de la fissuration de l'essai 2

5.2.3 Chargement de cisaillement dynamique

Les éprouvettes de double cisaillement présentées en chapitre 4 ont permis d'explorer le comportement en cisaillement de l'abradable AlSi-PE. Un seul essai de cisaillement dynamique a pu être mené. Un projectile de 600 mm a été utilisé pour générer un long temps de chargement et assurer au maximum d'atteindre la déformation à rupture au cours du chargement utile. Aucun conditionnement d'onde incidente n'a été utilisé. Pour cet essai, la caméra rapide a été installée afin d'enregistrer la déformation de la face plane de l'éprouvette recouvert d'un mouchetis incluant les zones cisaillées. La fréquence d'acquisition a été réglée au maximum, soit 1 000 000 images par seconde, de la capacité de la caméra afin d'avoir le maximum d'image possible en vue de faciliter la corrélation.

Quatre images ont été extraites de l'acquisition vidéo de cet essai et sont présentées figure 5.44. L'image 1 correspond au début de la sollicitation de l'éprouvette et donc son état initial. La bague de confinement n'est pas directement visible, mais les ombres provoquées par sa présence sont visibles sur les blocs inférieurs de l'éprouvette. La barre incidente se situe dans le bas de l'image et la barre réceptrice est visible dans la partie supérieure. En image 2, une fissure apparait dans l'éprouvette à 38 µs. Cette fissure n'apparait pas dans les zones de cisaillement de l'éprouvette. Cette rupture caractéristique d'une sollicitation en traction illustre que l'état de contrainte est complexe au sein de l'éprouvette. Sur l'image 3, 51 µs plus tard, une rupture dans l'une des deux zones de cisaillement apparait sur l'enregistrement. Sur la dernière image de l'enregistrement correspondant, à un peu moins de la moitié du temps de chargement complet, les ruptures dans les zones de cisaillement sont bien visibles.

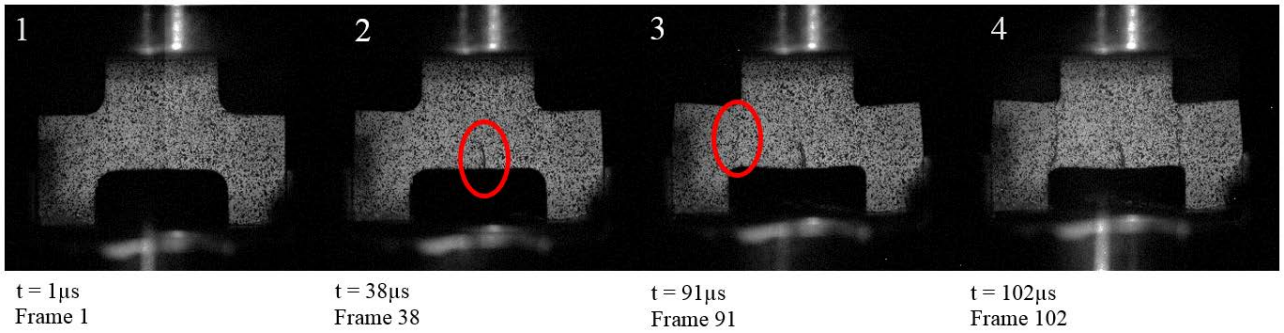


FIGURE 5.44 – Images extraites de l'enregistrement vidéo de l'essai de cisaillement sur une éprouvette chapeau en AlSi-PE effectué sur barres d'Hopkinson ; 1) état initial ; 2) fissuration de la base ; 3) fissuration des bandes cisaillées ; 4) dernière image de l'enregistrement

Les mesures des ondes incidente, réfléchie et transmise permettent de remonter aux déplacements et efforts à chaque interface de l'éprouvette et sont reportés figure 5.45 et figure 5.46 respectivement. Le déplacement relatif entre la barre incidente et la barre réceptrice est également représenté correspondant à la variation de longueur de l'éprouvette. On note que l'éprouvette ne transmet quasiment pas le déplacement lui étant imposé, soulignant sa faible résistance face à la sollicitation. L'effort est très bruité du fait de cette faible résistance à l'onde incidente caractéristique d'une forte rupture d'impédance entre les barres et l'échantillon. L'effort appliqué sur l'interface incidente de l'éprouvette montre beaucoup d'oscillations dues à la répartition non-équilibré des ondes réfléchie et transmise. L'effort mesuré sur l'interface à l'arrière de l'échantillon exhibe moins d'oscillations en étant filtré par l'éprouvette. L'effort moyen résultant reste très bruité également car il hérite des oscillations de l'effort sur l'interface échantillon/barre incidente. Lorsque la rupture des zones cisaillées débute à 91 µs, le niveau d'effort commence à diminuer pour se stabiliser autour d'un effort nul sur les deux interfaces indiquant la perte totale de la capacité à transmettre l'effort par cisaillement.

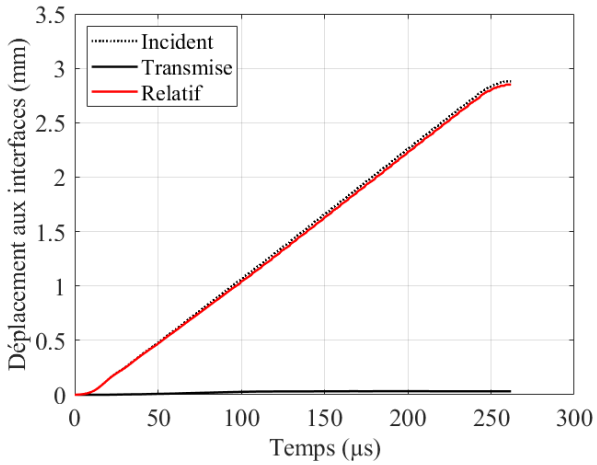


FIGURE 5.45 – Déplacement des barres incidente et transmise ainsi que le déplacement relatif

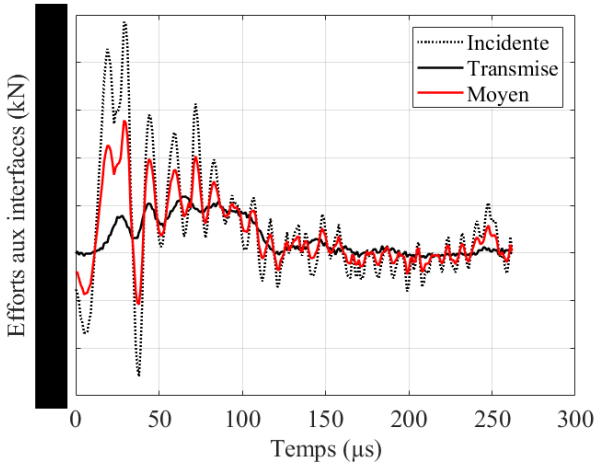


FIGURE 5.46 – Efforts aux interfaces incident et transmis ainsi que l'effort moyen appliqué sur l'éprouvette chapeau

À partir de ces signaux d'efforts, il est possible de calculer un critère d'équilibre de manière indicative, les enregistrements montrant déjà qu'il n'est pas satisfaisant. Cette évolution, tracée figure

5.47, indique que le critère décrivant l'état d'équilibre est très élevé dépasse 100% avant rupture où il augmente encore fortement. Cette constatation n'autorise donc pas une exploitation des signaux des ondes comme ce fut le cas dans le chapitre 4 sur l'essai de cisaillement dynamique sur aluminium 2024-T351.

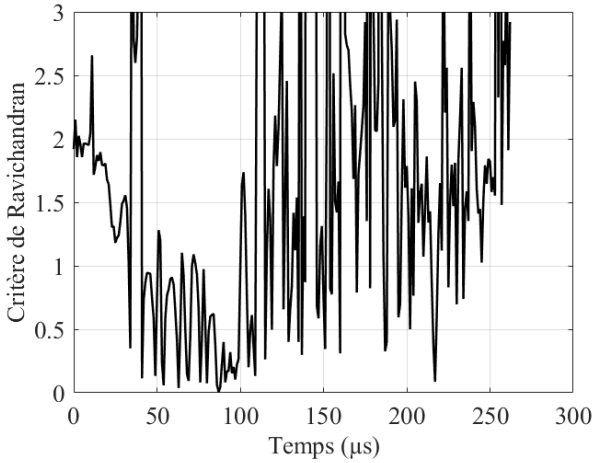


FIGURE 5.47 – Critère de Ravichandran appliqué sur l'essai de cisaillement

Les champs de déformation déduits par corrélation d'image de l'essai de cisaillement dynamique sont présentés figures 5.48, 5.49 et 5.50 pour respectivement *Exy* pour observer la sollicitation de cisaillement, mais également *Exx* et *Eyy* pour les sollicitations parasites de compression et de traction. Les bandes de cisaillement sont visibles figure 5.48. Jusqu'à la rupture, celles-ci sont bien définies. Selon la direction *Exx* (horizontal), de la traction est rapidement observée sur la partie inférieure du bloc central, matérialisant la rupture non idéale observée dans cette zone. De la traction dans les bandes de cisaillement apparait également à plus hautes déformations, confirmant que l'état de contrainte n'y est pas du cisaillement pur. Selon *Eyy*, de la compression est également initiée dans les bandes de cisaillement avant la rupture.

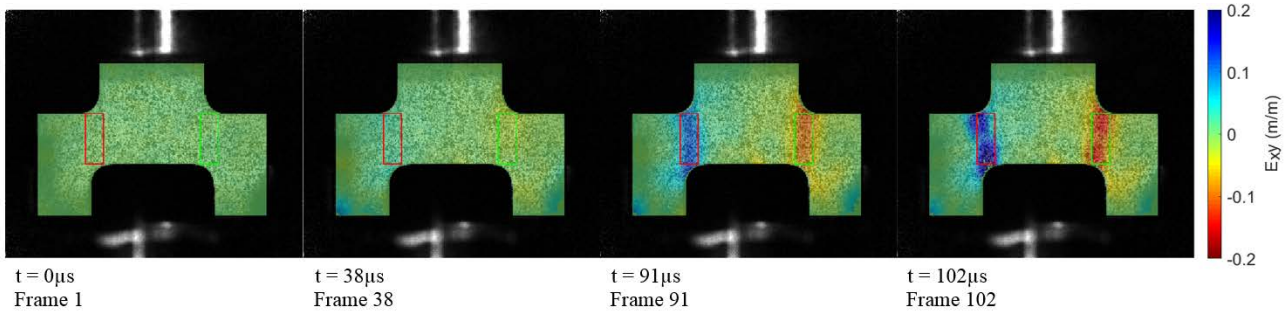


FIGURE 5.48 – Champ de déformation Lagrangien *Exy* de l'essai de cisaillement dynamique sur abradable AlSi-PE

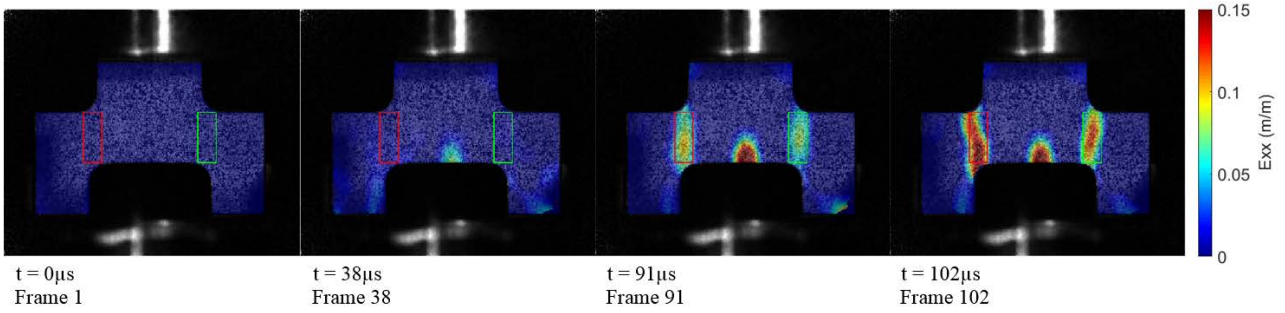


FIGURE 5.49 – Champ de déformation Lagrangien *Exx* de l'essai de cisaillement dynamique sur abradable AlSi-PE

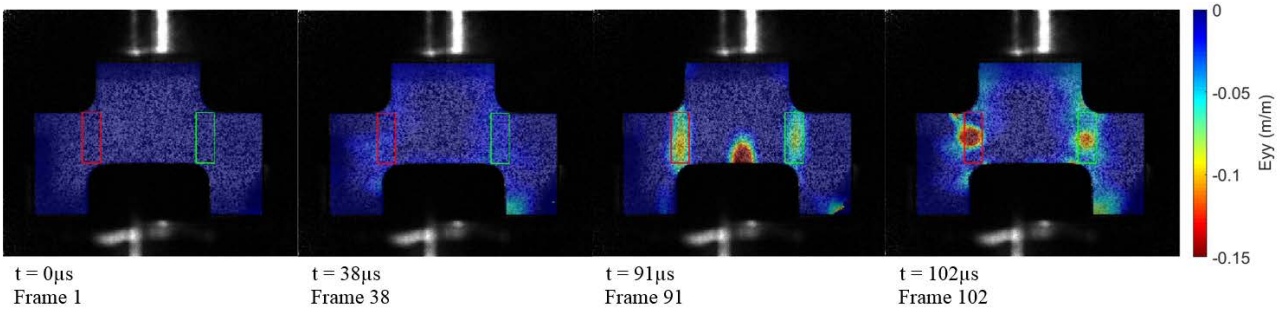


FIGURE 5.50 – Champ de déformation Lagrangien *Eyy* de l'essai de cisaillement dynamique sur abradable AlSi-PE

La quantification des états de chargement dans les zones d'intérêt correspondant aux bandes de cisaillement est extraite des analyses des champs de déformation précédentes. Chaque zone d'intérêt mesure 4 mm $\times$ 1,5 mm. Les champs moyens dans la bande rouge (gauche sur les figures) sont présentés figure 5.51 et ceux de la bande verte (droite sur les figures) figure 5.52. La sollicitation en cisaillement est légèrement majoritaire mais la superposition des différents types de chargement est bien identifiable. La géométrie de cette éprouvette ne permet donc pas d'obtenir un état de cisaillement pur et par conséquent une analyse de comportement en cisaillement pur. La déformation en cisaillement à rupture dans ce cas est légèrement inférieure à 10% en moyenne sur les deux bandes de cisaillement. Néanmoins, au moment de la rupture dans les bande de cisaillement, la déformation en traction y est proche de la limite mise à jour lors des essais brésiliens, à savoir environ 5%. Il est par conséquent difficile d'affirmer que la rupture est bien le résultat de l'état de cisaillement.

Une zone d'intérêt de 2 mm $\times$ 2 mm a été positionnée dans la zone de rupture non-idéale sur la partie inférieure du bloc central (figure 5.53). Les champs moyens dans cette zone sont présentés figure 5.54. La sollicitation de traction observée et provoquant une rupture à 38 µs est identifiée. Au moment de la rupture, la déformation en traction atteinte est d'environ 4% et est un état de traction pure. Cette déformation à rupture corrobore ainsi les observations faites précédemment lors des essais brésiliens.

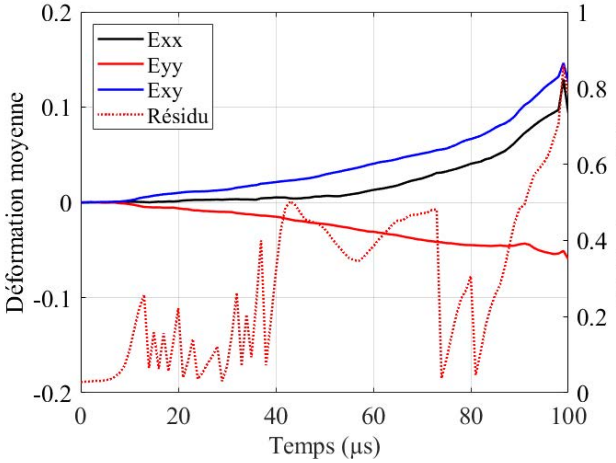


FIGURE 5.51 – Déformations moyennes et résidu de corrélation sur la zone d'intérêt de la bande de cisaillement gauche (rouge)

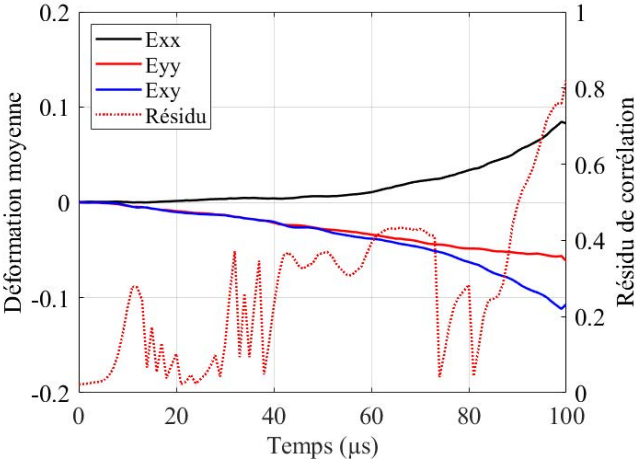


FIGURE 5.52 – Déformations moyennes et résidu de corrélation sur la zone d'intérêt de la bande de cisaillement droite (verte)

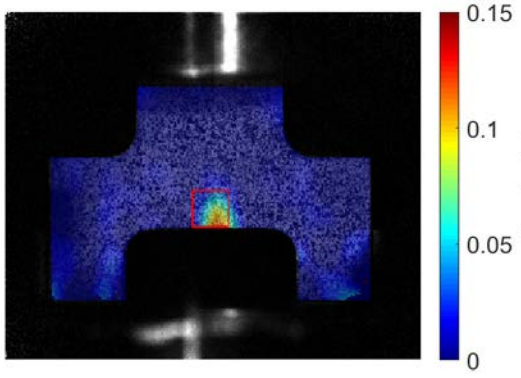


FIGURE 5.53 – Champ de déformation *Exx* à 38 µs et zone d'intérêt de la fissure centrale

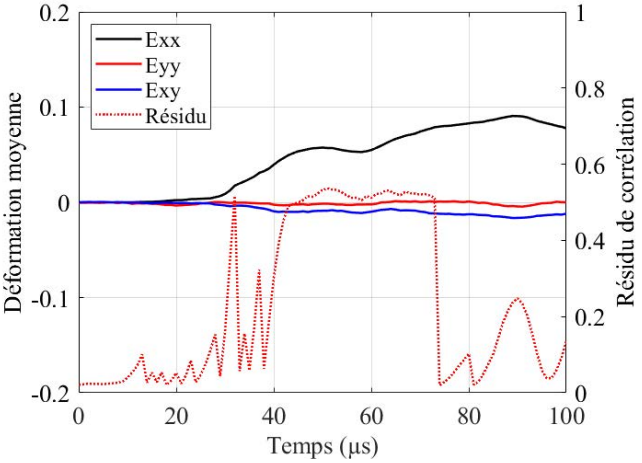


FIGURE 5.54 – Déformations moyennes et résidu de corrélation sur la zone d'intérêt de la fissure centrale

5.3 Comportement thermomécanique de l'abradable CoNiCrAlY-hBN

La fabrication des éprouvettes en abradable de type CoNiCrAlY-hBN n'est pas aussi flexible et rapide que pour l'abradable AlSi-PE car elle nécessite de sous-traiter une étape de pyrolyse. De plus, il a été montré en chapitre 3 que l'équipement initial des barres d'Hopkinson ne permettait pas une étude du comportement satisfaisante. La fabrication d'un jeu de barres prototypes en aluminium 7075-T6 a permis par la suite de proposer lever ce verrou. Une étude du comportement en compression dynamique admissible a ainsi été rendu possible. Néanmoins, une campagne préliminaire d'essais a été menée à l'aide du jeu de barres en Inconel 718 avant d'effectuer une deuxième campagne sur le jeu de barres prototypes aluminium 7075-T6.

Chargement de compression dynamique

Dans un premier temps, l'observation des essais de compression dynamique à l'aide d'enregistrements vidéo est présenté. De la même manière que lors de la campagne de caractérisation du comportement thermomécanique en compression de l'abradable AlSi-PE, il est nécessaire de visualiser l'éprouvette pendant sa sollicitation. Ceci afin de mettre en évidence une rupture éventuelle lors du chargement utile.

Une amélioration des équipements nécessaires à la prise d'enregistrement vidéo a été effectuée suite aux travaux sur abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN sur barres en Inconel 718. Lors de la campagne d'essais de compression dynamique sur CoNiCrAlY-hBN sur barres prototypes en aluminium 7075-T6, un enregistrement vidéo de la quasi totalité des essais a ainsi été conduit. Ces vidéos permettent d'évaluer l'état de l'éprouvette lors de sa compression. Ces dernières sont corrélées temporellement aux essais avec $t = 0$ correspondant à l'instant de début de compression. La première et à la dernière image correspondent à la première et la dernière de l'enregistrement. Les images intermédiaires montrent l'évolution de l'endommagement de l'éprouvette.

Les images présentées figures 5.55, 5.56 et 5.57 montrent l'endommagement observé lors des compressions dynamiques pour les trois configurations expérimentales. Les premières sont extraites d'un essai sur éprouvette de diamètre de 15 mm à température ambiante. Les deuxièmes, d'un essai sur éprouvettes de même géométrie pour un essai à 800 °C de température de consigne de four. Les troisièmes images proviennent d'un essai sur éprouvette de diamètre de 10 mm à température ambiante. Les analyses de ces trois enregistrements sont communes. Entre le début de la compression jusqu'à l'état image 2, la compression de l'éprouvette a résulté en une déformation homogène sur la totalité du volume. Un endommagement visible sur l'enregistrement apparait entre les images 2 et 3. L'image 3 a été choisie de façon a montrer clairement la fissuration de l'éprouvette. La ruine continue jusqu'à la fin de l'enregistrement en image 4. Il apparait donc que les éprouvettes rompent durant la compression utile. La première campagne n'ayant pas bénéficié d'enregistrements, cette rupture est également supposée.

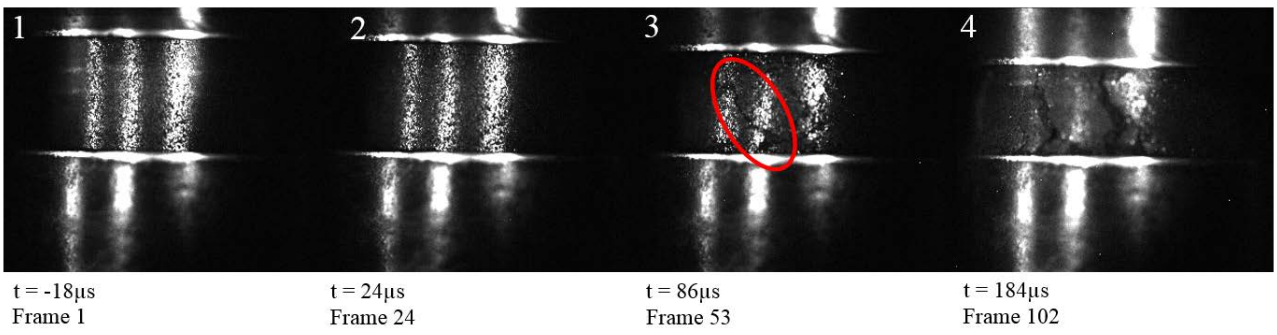


FIGURE 5.55 – Compression dynamique à température ambiante d'une éprouvette de diamètre 15 mm et d'épaisseur 7, 5 mm

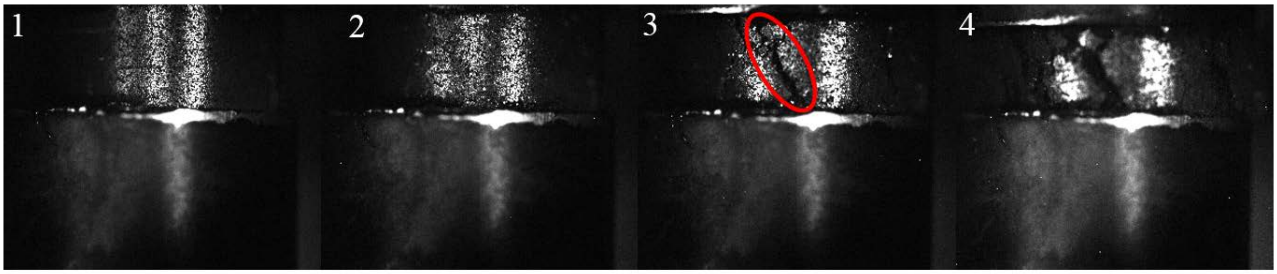


FIGURE 5.56 – Compression dynamique à 800 °C d'une éprouvette de diamètre 15 mm et d'épaisseur 7,5 mm

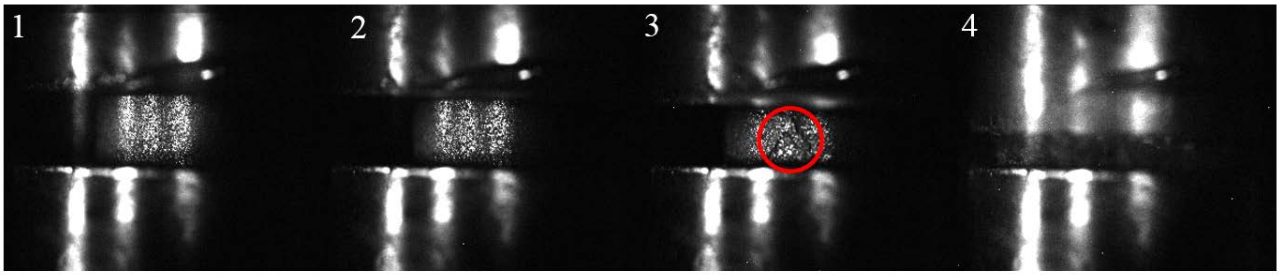


FIGURE 5.57 – Compression dynamique à température ambiante d'une éprouvette de diamètre 10 mm et d'épaisseur 5 mm

Seul un essai à température ambiante n'a pas engendré de rupture de l'éprouvette ni pour la compression utile ni pour celles résiduelles. Les images extraites de l'enregistrement vidéo sont présentées figure 5.58. Lors de cet essai, le projectile a été freiné accidentellement dans le tube. Il en a résulté une onde incidente deux fois plus faible en intensité. Cette sollicitation de faible amplitude n'a pas permis de mener l'éprouvette jusqu'à sa rupture. La vitesse de déformation est néanmoins bien plus faible. Cependant, avoir pu récupérer l'éprouvette a permis de quantifier la diminution de volume à 1,2% après sollicitation de compression. Ce résultat isolé a néanmoins montré que cet abradable se déforme en compression de façon homogène avec un changement de volume négligeable.

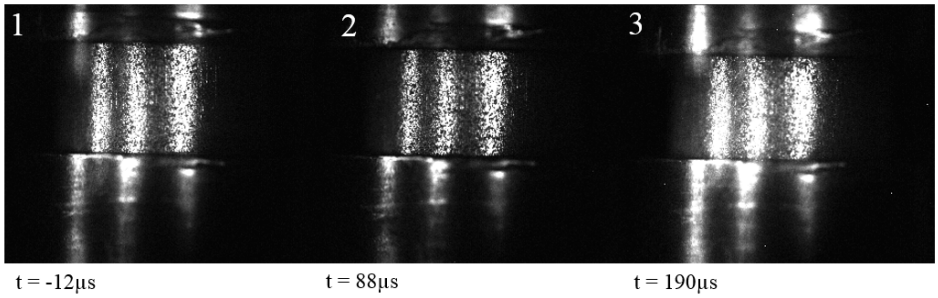


FIGURE 5.58 – Compression dynamique à vitesse faible et à température ambiante d'une éprouvette de diamètre 15 mm et d'épaisseur 7,5 mm

Sur l'ensemble des enregistrements des compressions dynamiques, la déformation des éprouvettes apparait homogène. Cette observation permet d'exploiter les essais jusqu'à obtenir les évo-

lutions contrainte-déformation conventionnelle. Au regard du fort taux de porosité de l'abradable CoNiCrAlY-hBN, l'hypothèse négligeant la densification des éprouvettes posée pour l'abradable AlSi-PE n'est pas retenue dans ce cas. En effet, celle-ci se base sur un résultat isolé. Les grandeurs sont alors exprimés en valeurs conventionnelles.

L'état d'équilibre mesuré lors des essais dynamiques sur abradable CoNiCrAlY-hBN reflète les difficultés expérimentales à étudier le comportement dynamique de cet abradable. Ce critère obtenu lors d'un essai préliminaire sur barres en Inconel 718 est présenté figure 5.59. Présenté chapitre 3, cet essai a été réalisé sur éprouvette de 15 mm de diamètre et avec une vitesse de projectile, de 600 mm, d'environ 13 m/s. La répartition non-équilibré entre les ondes réfléchie et transmise lors de cet essai a un effet néfaste sur l'état d'équilibre. Ainsi de fortes oscillations du critère sont présentes sur les ondes. Celui ne parvient pas à se stabiliser sous la valeur de seuil défini à 20% dans le chapitre 3. La répartition des ondes réfléchie et transmise a cherché à être ré-équilibrée en pratiquant des essais aux plus basses capacités du banc toujours équipé des barres en Inconel 718. Un effet positif est visible sur l'état d'équilibre (figure 5.60) d'un essai conduit dans les mêmes conditions mais avec une vitesse de projectile de quelques mètres par seconde. Cependant dans ces conditions, les essais réalisés présentent par conséquent des vitesses de déformation faibles inférieures à $10^3 s^{-1}$ n'atteignant pas les conditions représentatives de l'interaction aubes/abradable.

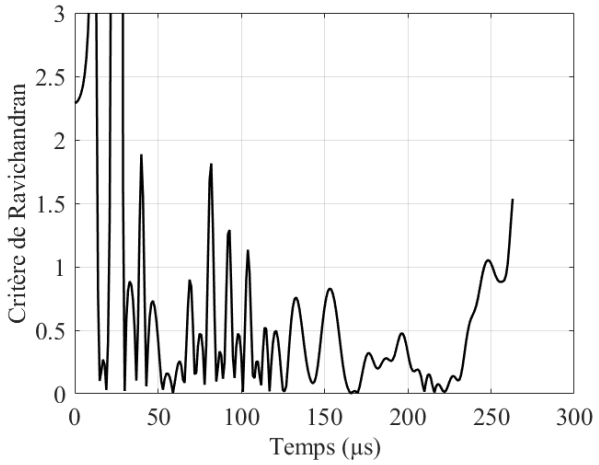


FIGURE 5.59 – Critère de Ravichandran de l'essai à 13 m/s sur éprouvette de diamètre 15 mm sur le jeu de barres en Inconel 718

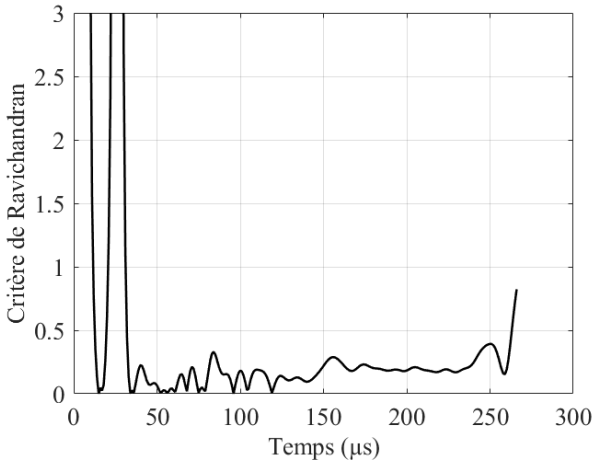


FIGURE 5.60 – Critère de Ravichandran de l'essai à quelques mètre par seconde sur éprouvette de diamètre 15 mm sur le jeu de barres en Inconel 718

Le passage sur jeu de barres prototypes en aluminium 7075-T6 a permis un meilleur rapport d'impédance entre les échantillons de CoNiCrAlY-hBN et les barres. Il en résulte l'obtention d'un meilleur équilibre pour de plus hautes vitesses de déformation. La figure 5.61 présente l'état d'équilibre atteint pour un essai aux paramètres similaires de l'essai préliminaire sur barres Inconel 718, et peut être comparée à la figure 5.59). Malgré la moins bonne facture du jeu de barres, l'état d'équilibre est plus satisfaisant. Cependant, il n'atteint pas les très bons résultats obtenus précédemment sur les barres en Inconel 718 figure 5.60.

L'état d'équilibre d'un des deux essais sur éprouvette de diamètre 10 mm est présenté figure 5.62. Un projectile de 400 mm a été utilisé pour celui-ci. Comme observé auparavant sur l'abradable AlSi-PE, les essais avec les éprouvettes de plus petites dimensions montrent un état d'équilibre plus difficile à obtenir.

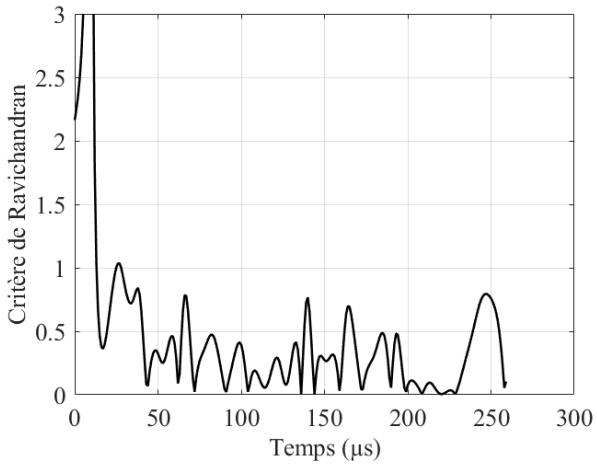


FIGURE 5.61 – Critère de Ravichandran d'un essai sur éprouvette de diamètre 15 mm sur le jeu de barres prototypes en aluminium 7075-T6

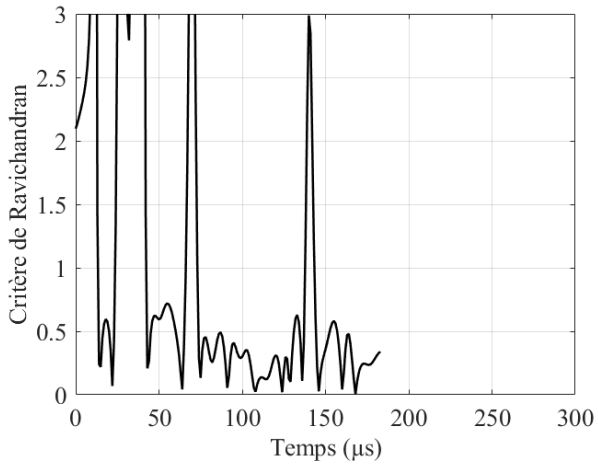


FIGURE 5.62 – Critère de Ravichandran d'un essai sur éprouvette de diamètre 10 mm sur le jeu de barres prototypes en aluminium 7075-T6

Au regard des difficultés expérimentales rencontrées lors de l'étude du comportement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN, les signaux d'équilibre sont moins satisfaisants que ceux obtenus pour l'abradable AlSi-PE et ne permettent pas l'application du seuil de 20%. L'utilisation du critère d'équilibre n'est donc pas engagée pour discriminer les signaux contrainte-déformation. Les exploitations des essais sur les jeux de barres en Inconel 718 et en aluminium 7075-T6 sont présentées séparément. Les vitesses de déformation des essais sont présentées respectivement figures 5.63 et 5.64. La différence entre le jeu de barres obtenu commercialement et le jeu de barres prototype fabriqué pendant ces travaux est bien visible sur les profils. Les essais de la première campagne (sur barres en Inconel 718) montrent une vitesse de déformation quasi constante sans oscillations marquées. Aucun conditionnement d'onde n'a été nécessaire pour l'obtention de ce type de profil. Les signaux de vitesses de déformation de la campagne sur barres prototypes en aluminium 7075-T6 exhibent également un profil quasi constant mais de fortes oscillations sont présentes.

Concernant la première campagne (figure 5.63), l'essai représenté en bleu (correspondant à l'essai discuté en chapitre 3 et présenté figure 3.18) montre une répartition des ondes réfléchie et transmise très insatisfaisante. Les autres essais ont été menés en diminuant l'amplitude de l'onde incidente au minimum afin d'améliorer la répartition entre ondes réfléchie et transmise. La vitesse de déformation atteinte est cependant faible pour notre application. Ceci confirme que les barres en Inconel 718 ne sont pas parfaitement adaptées pour étudier le comportement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN pour des vitesses de compression supérieure à $10^3 s^{-1}$. Cette campagne comporte cinq essais dont un essai en température à 800 °C.

La campagne menée avec le jeu de barres prototypes en aluminium 7075-T6 permet ainsi d'atteindre la gamme de vitesse visée (figure 5.64) évoluant entre 1200 s^{-1} et 3800 s^{-1}. L'essai représenté

en bleu sur cette figure correspond à l'essai dont l'éprouvette n'a pas été détruite et cité précédemment. Comme présumé, la vitesse de déformation est très faible et se stabilise aux alentours de 300 s^{-1}. Cette campagne comporte huit essais dont deux essais en température à 800 °C et deux essais sur éprouvette de diamètre 10 mm pour atteindre les vitesse les plus hautes (voir synthèse table 5.4).

Les deux campagnes ont été menées de manière à avoir des essais à 800 °C pour la même vitesse de déformation qu'un essai à température ambiante. L'identification d'une sensibilité à la température est ainsi immédiatement possible.

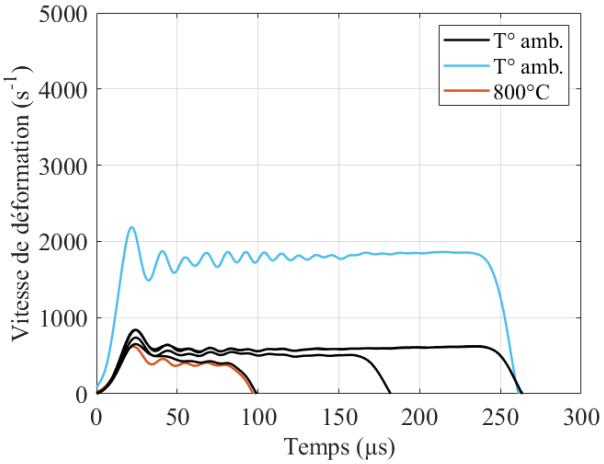


FIGURE 5.63 – Vitesse de déformation des essais sur barres en Inconel 718

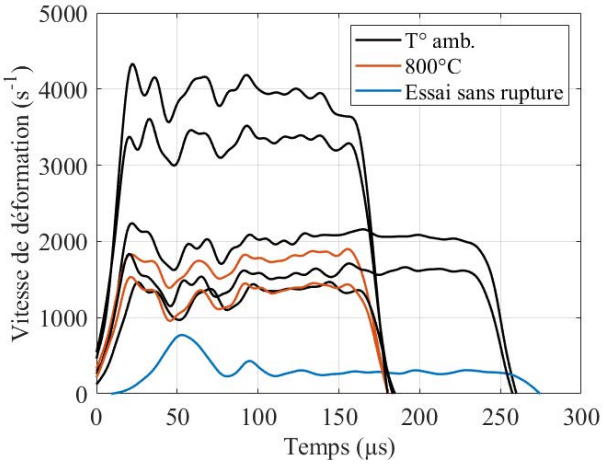


FIGURE 5.64 – Vitesse de déformation des essais sur barres prototypes en aluminium 7075-T6

Les évolutions contrainte-déformation figures 5.65 et 5.66 synthétisent les essais de la première campagne sur jeu de barres en Inconel 718, respectivement pour une température ambiante et pour l'essai à 800 °C. Les vitesses de déformation de ces essais ont été exprimées figure 5.63.

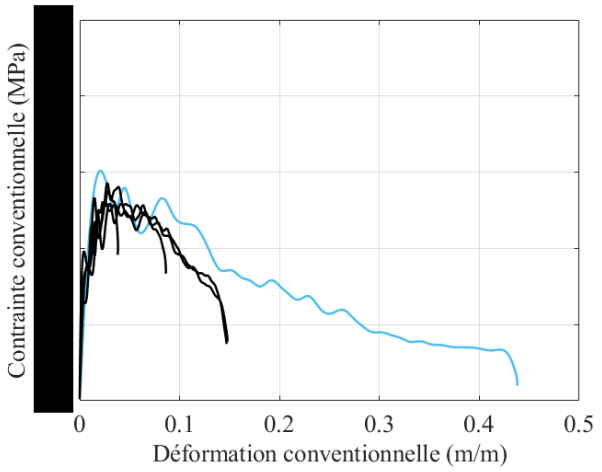


FIGURE 5.65 – Courbes contrainte-déformation de l'abradable CoNiCrAlY-hBN sous compression dynamique obtenue pour des essais à température ambiante et sur les barres en Inconel 718

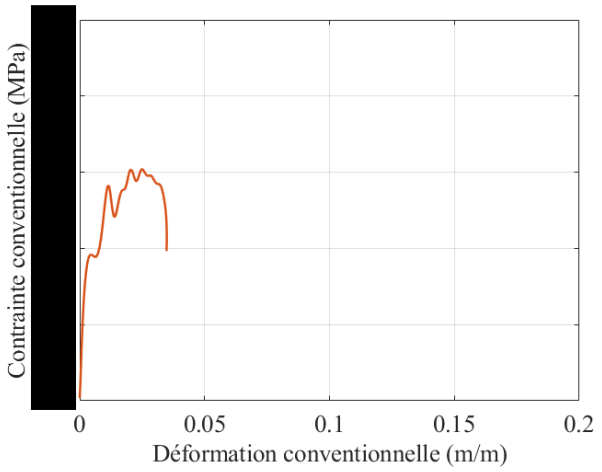


FIGURE 5.66 – Courbes contrainte-déformation de l'abradable CoNiCrAlY-hBN sous compression dynamique obtenue pour des essais à 800 °C de consigne et sur les barres en Inconel 718

L'exploitation des essais de la deuxième campagne sur barres prototypes en aluminium 7075-T6 est répartie sur les quatre figures suivantes en fonction des paramètres d'essai. Les figures 5.67 et 5.68

rassemblent les essais à température ambiante pour des vitesses de déformation respectives d'environ 1500 s^{-1} et d'environ 3500 s^{-1}. À savoir, d'un côté les essais sur éprouvettes de diamètre 15 mm et de l'autre les deux essais sur éprouvettes 10 mm de diamètre. La figure 5.69 présente le résultat des deux essais en température à 800 °C de la deuxième campagne. Finalement, la figure 5.70 correspond à l'essai où la rupture de l'éprouvette n'a pas été initiée.

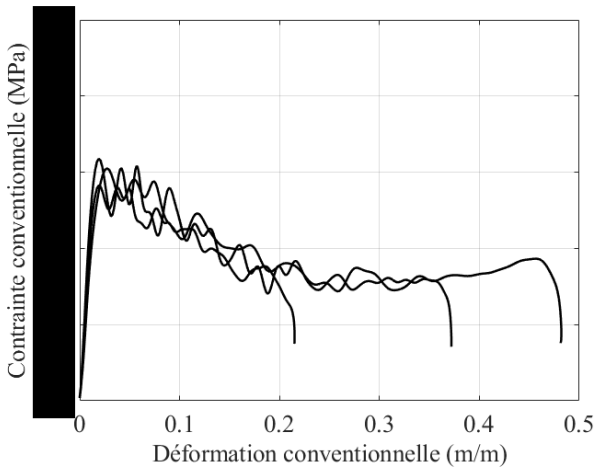


FIGURE 5.67 – Courbes contrainte-déformation de l'abradable CoNiCrAlY-hBN sous compression dynamique à environ 1500 s^{-1} obtenue pour des essais à température ambiante et sur les barres prototypes en aluminium 7075-T6

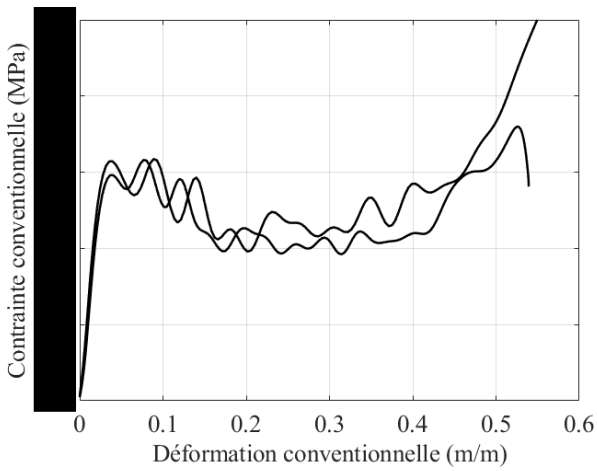


FIGURE 5.68 – Courbes contrainte-déformation de l'abradable CoNiCrAlY-hBN sous compression dynamique à environ 3500 s^{-1} obtenue pour des essais à température ambiante et sur les barres prototypes en aluminium 7075-T6

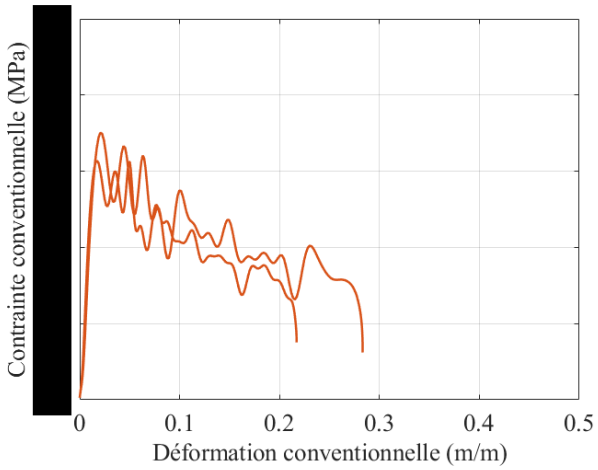


FIGURE 5.69 – Courbes contrainte-déformation de l'abradable CoNiCrAlY-hBN sous compression dynamique à environ 1500 s^{-1} obtenue pour des essais à 800 °C de consigne et sur les barres prototypes en aluminium 7075-T6

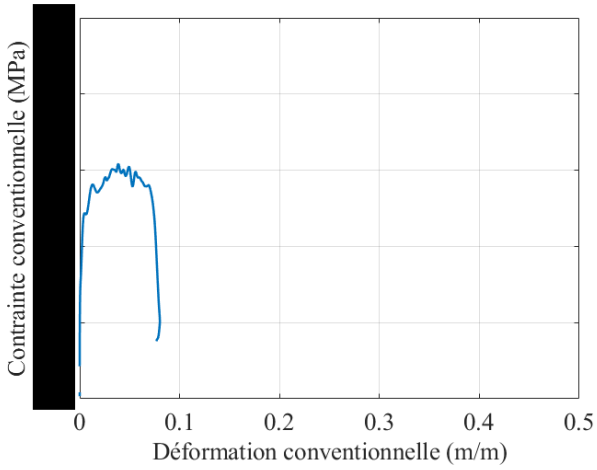


FIGURE 5.70 – Courbes contrainte-déformation de l'abradable CoNiCrAlY-hBN sous compression dynamique à environ 300 s^{-1} obtenue pour des essais à température ambiante et sur les barres prototypes en aluminium 7075-T6 (essai sans rupture de l'éprouvette)

Toutes les courbes montrent une évolution similaire. Une première phase de montée rapide en contrainte jusqu'à un maximum local. La contrainte diminue ensuite jusqu'à environ 20% de déformation où elle cesse de décroître. Enfin, sur les essais amenant la déformation au-delà de 40%, une

phase de densification apparait et se traduit sur les courbes par une rapide montée en contrainte à partir de ce niveau de déformation. La rupture du matériau est supposée se produire au maximum local de contrainte. L'évolution de la contrainte observée après cet instant est ainsi présumée être la conséquence du chargement des débris d'éprouvettes entre les barres.

Les niveaux de contrainte obtenus sur les deux jeux de barres sont similaires, confortant l'idée que les mesures réalisées sont bien l'image du comportement du matériau et non du dispositif expérimental. Les niveaux de contrainte atteints au premier maximum sont proches de ■ MPa pour l'ensemble des essais dynamiques quelque soit la vitesse de déformation ou la température de sollicitation. Ce résultat démontre une insensibilité du CoNiCrAlY-hBN à ces paramètres sur cette gamme.

Chargement de compression quasi statique

Quatre essais quasi statiques sont également proposés afin d'observer le comportement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN dans ce domaine de vitesse. Trois essais à température ambiante et $1,7\ 10^{-3}s^{-1}$ sont présentés figure 5.71 et un quatrième essai à la même vitesse mais à 350 °C est reporté figure 5.72.

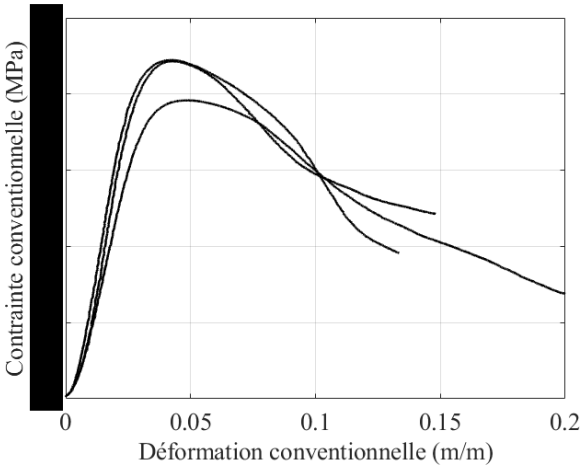


FIGURE 5.71 – Contrainte-déformation en compression quasi statique à température ambiante d'un abradable CoNiCrAlY-hBN

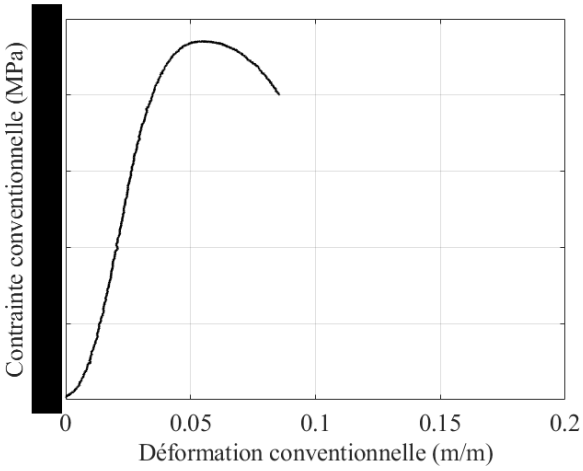


FIGURE 5.72 – Contrainte-déformation en compression quasi statique à 350 °C d'un abradable CoNiCrAlY-hBN

Les essais figure 5.71 ont été exécutés avec les mêmes jeux de paramètres de manière à évaluer leur répétabilité. Deux essais montrent une évolution jusqu'à rupture parfaitement similaire. Le troisième montre un comportement à rupture légèrement différent. Les différences entre les trois contraintes à rupture est inférieure à ■ MPa (12% de la contrainte moyenne). On peut noter que cette variation est faible comparativement à celle de la cellule de charge utilisée en couvrant 1,6% de la plage de mesure. Cette variation est alors possiblement imputable aux incertitudes de mesures. Ces essais montrent aussi que pour des sollicitations de compression quasi-statiques à température ambiante, l'abradable CoNiCrAlY-hBN est fragile. Il atteint sa contrainte à rupture rapidement, avant 5% de déformation et la contrainte à rupture moyenne est de ■ MPa. La contrainte maximale est inférieure en quasi statique qu'en dynamique où des contraintes de ■ MPa ont été atteintes. La figure 5.72 présente

l'évolution de la contrainte lors de l'essai à température. L'évolution est similaire aux autres essais quasi statique mais la contrainte maximale observée est légèrement supérieure de ■ MPa. Comme précédemment, cette évolution n'est pas significative au regard de la faible variation du niveau de contrainte. De plus l'abradable CoNiCrAlY-hBN n'a pas montré de dépendance à la température lors des essais dynamiques. Avoir eu la capacité de doubler cet essai aurait pu confirmer ou infirmer ce comportement non attendu.

Endommagement en compression

Les enregistrements vidéo de sept essais lors de la campagne sur barres prototype ont permis d'identifier un état d'endommagement visible lors des essais de compression dynamique. En supprimant les portions où l'intégrité des éprouvettes est perdue, les courbes contrainte-déformation de ces essais sont synthétisées figure 5.73. De plus l'essai où l'intégrité de l'éprouvette a été conservée est aussi représenté. Une erreur est également incluse et correspond à l'incertitude sur l'évaluation de l'image où débute la rupture. Une erreur fixée à trois images précédant celle identifiée est choisie au regard de la qualité des enregistrements.

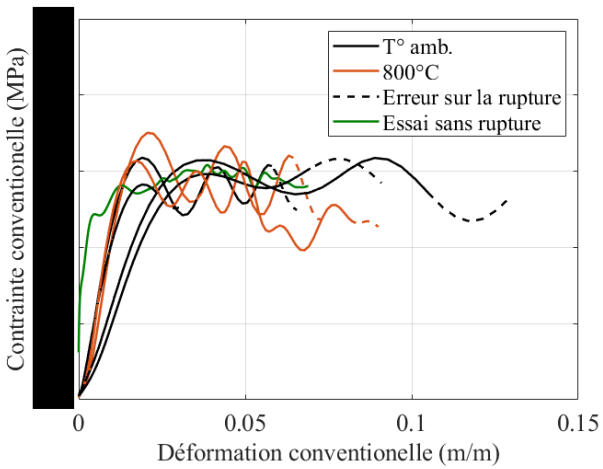


FIGURE 5.73 – Endommagement des éprouvettes de CoNiCrAlY-hBN lors de compressions dynamiques

La table 5.4 synthétise les déformations à rupture en compression obtenues lors des essais quasi statiques et dynamiques de l'abradable CoNiCrAlY-hBN. La déformation à rupture est faible pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN avec une rupture apparaissant dans la majorité des cas bien avant 10%. La déformation à rupture augmente avec la température mais pas de manière significative. La même tendance se dégage avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

Diamètre (mm)	Température (°C)	Vitesse de déformation (s^{-1})	Déformation à rupture (%)	Erreur sur l'évaluation de la déformation à rupture (%) à partir des analyses vidéo (%)
20	RT	0,0017	4,3	/
20	RT	0,0017	4,1	/
20	RT	0,0017	3,8	/
20	350	0,0017	5,0	/
15	RT	305	>6,9	/
15	RT	1263	3,0	+0 -0,8
15	800	1284	9,0	+0 -0,7
15	RT	1531	6,6	+0 -0,8
15	800	1681	7,3	+0 -0,8
10	RT	3213	9,1	+0 -2,1
10	RT	3838	12,9	+0 -2,4

TABLE 5.4 – Déformation à rupture en compression pour l'abradable CoNiCrAlY-hBN

Chargement de compression quasi statique cyclique

Un essai cyclique a été utilisé pour étudier le comportement élastique apparent de l'abradable CoNiCrAlY-hBN. La figure 5.74 présente le résultat de cet essai. Des phénomènes d'hystérésis sont présents sur les cycles de déchargement-chargement. Il apparait qu'il n'y a pas de changement de pente avec l'augmentation de la déformation indiquant que le comportement élastique apparent n'y est pas sensible. L'évolution de ces cycles est non linéaire jusqu'à environ ■ MPa puis devient linéaire. La portion non-linéaire est attribuée au comportement de la machine d'essais. Une courbe moyenne pour chaque cycle est obtenue en moyennant les phases de déchargement et de chargement et permet de calculer un module d'Young équivalent à partir de la portion linéaire valant ■ GPa.

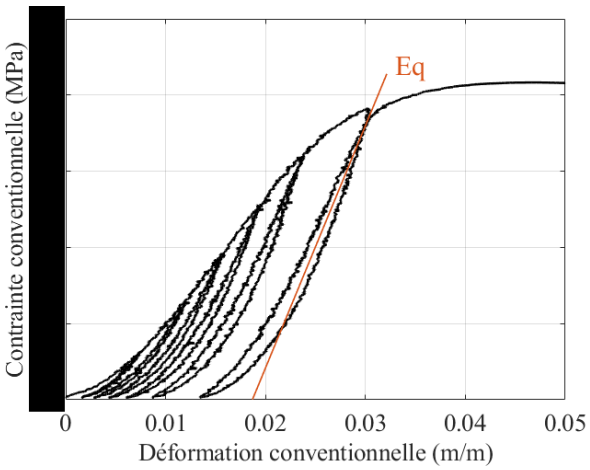


FIGURE 5.74 – Contrainte-déformation conventionnelle en compression cyclique d'un abradable CoNiCrAlY-hBN

5.4 Conclusion

Comportement thermomécanique en compression de l'abradable AlSi-PE

La caractérisation du comportement en compression d'un abradable AlSi-PE a été effectuée sur une large gamme de vitesses de déformation variant de $10^{-3}s^{-1}$ à $10^{3}s^{-1}$ ainsi qu'une large gamme de température allant de la température ambiante à environ 350 °C. Le matériau n'exhibe pas un comportement fragile et conserve son intégrité durant la sollicitation. Ceci est notamment important dans le cas des essais dynamiques où l'équilibre a le temps de s'établir avant la ruine de l'éprouvette. La bonne répétabilité entre les essais malgré la nature hétérogène et poreuse de l'abradable AlSi-PE confirme que les hypothèses et les précautions expérimentales prises lors de cette étude aboutissent à l'obtention de résultats concluants. Ces hypothèses sont une déformation homogène et uniforme de l'abradable AlSi-PE sous sollicitation. Un changement de volume dû à une densification de ce matériau peu poreux est montré négligeable.

Le matériau est sensible à la vitesse de déformation et à la température. Le comportement de l'abradable AlSi-PE exhibe une évolution contrainte-déformation en deux phases dont la transition se produit aux alentours de 10% de déformation rationnelle. Sous sollicitation quasi statique à $1,7\ 10^{-3}s^{-1}$, la rupture apparait pour une contrainte de ▬ MPa et augmente de 43% à 2200 s^{-1} pour atteindre ▬▬ MPa. La contrainte maximale atteinte à température d'environ 350 °C diminue de 90% par rapport à la température ambiante en quasi statique. Cette réduction de la contrainte maximale atteinte est plus faible en dynamique et atteint environ 77%.

L'AlSi-PE exhibe un comportement ductile en atteignant un haut niveau de déformation. À température ambiante, la déformation à rupture est d'environ 35% sur toute la gamme de vitesse de déformation explorée. La déformation rationnelle à rupture diminue avec la température à $10^{-3}s^{-1}$. Ce comportement n'est pas observé lors des essais dynamiques où la rupture n'a pas été provoquée malgré des déformations atteintes supérieures à 30%.

Les essais cycliques quasi statiques ont permis de montrer que le comportement élastique apparent de l'abradable AlSi-PE n'est pas modifié avec l'augmentation du taux de déformation. Les cycles déchargement-chargement ont été exploités afin de calculer un module d'Young équivalent. Celui-ci vaut ■ GPa à température ambiante et diminue avec la température jusqu'à atteindre ▬ GPa à 350 °C.

Comportement lors des essais brésiliens de l'abradable AlSi-PE

Les essais brésiliens mis en œuvre permettent d'étudier l'endommagement en traction de l'abradable AlSi-PE. La déformation à rupture en traction est inférieure à celle en compression identifiée précédemment. L'abradable AlSi-PE a exhibé une bonne répétabilité pour toutes les configurations utilisées lors de cette étude. Ceci confirme que la réponse observée est représentative du comportement du matériau.

L'effort en compression sur l'éprouvette à rupture augmente avec la vitesse de déformation de

■ kN pour une vitesse de l'ordre de $10^{-3}s^{-1}$ à ■ kN pour 10^{2} s^{-1}. La déformation à rupture en traction pour cet état de chargement complexe est d'environ 5% sur l'ensemble de la plage de vitesse couvrant cinq ordres de grandeur.

Comportement lors des essais de cisaillement de l'abradable AlSi-PE

Les essais de cisaillement présentés dans ce manuscrit ont permis d'engager un travail exploratoire sur ce type de sollicitation. La géométrie d'éprouvette à double cisaillement choisie n'offre pas un état de chargement idéal dans les bandes de cisaillement mais a permis d'utiliser la méthode d'obtention d'éprouvette développée durant ces travaux. L'analyse des champs de déformation montre une superposition d'états de chargement en plus du cisaillement.

L'analyse par corrélation d'image a montré une déformation en cisaillement à rupture en cisaillement de 10%. Au regard des réserves émises sur la géométrie des éprouvettes et des états de chargement complexes induits, le niveau de résistance au cisaillement identifié est à considérer de manière qualitative, d'autant que la faible résistance de l'abradable AlSi-PE à la traction a provoqué une rupture non-idéale de l'éprouvette.

Comportement thermomécanique en compression de l'abradable CoNiCrAlY-hBN

L'étude du comportement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN n'explore pas autant de cas de chargement que celle sur l'abradable AlSi-PE. La difficulté à obtenir des éprouvettes et des essais concluant en compression dynamique a freiné l'exploration de son comportement. En effet, l'équilibre lors des essais dynamiques est difficilement atteignable. Néanmoins, ces essais sont exploités afin d'étudier le comportement thermomécanique de cet abradable encore inconnu dans le domaine dynamique.

Le CoNiCrAlY-hBN montre un comportement fragile sur l'intégralité de la gamme de vitesse explorée variant de $10^{-3}s^{-1}$ à $10^{3}s^{-1}$ ainsi que de la température ambiante à 800 °C. La contrainte et la déformation à rupture montrent une faible dépendance lors de sollicitation de compression dynamique. Les essais quasi statiques quant à eux exhibent un niveau de contrainte maximale plus faible que celui obtenu lors des essais dynamiques, indiquant que la dépendance à la vitesse de déformation devient sensible sur cette plage variant de six ordres de grandeurs.

La contrainte à rupture lors de la compression dynamique a été mesurée à environ ■ MPa contre ■ MPa en moyenne pour les essais quasi statiques. La rupture apparait avant 10% de déformation traduisant la réponse fragile du matériau.

L'essai cyclique quasi statique a montré que le comportement élastique apparent n'est pas sensible au taux de déformation. Un module d'Young équivalent permettant de caractériser ce comportement a été évalué à ■ GPa.

CHAPITRE 6

MODÉLISATION MACROSCOPIQUE DU COMPORTEMENT THERMOMÉCANIQUE EN COMPRESSION DES ABRADABLES ALSI-PE ET CONICRALY-HBN

6.1 Stratégie d'identification de lois de comportement 148

6.2 Modélisation du comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE . . 150

6.3 Modélisation du comportement thermomécanique de l'abradable CoNiCrAlY-hBN 164

6.4 Conclusion 167

La modélisation du comportement thermomécanique du matériau abradable a été définie comme point clé des approches par modélisation des interactions aubes/abradable dans le chapitre 1. Les moyens expérimentaux mis en œuvre tout au long de ces travaux ont permis de caractériser le comportement thermomécanique d'abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN. Cette caractérisation couvre les conditions de chargement représentatives de ces interactions aubes/abradable, définies par les températures de l'étage moteur et des vitesses de déformation de l'ordre de $10^3 s^{-1}$ pour un revêtement sollicité uniquement en compression, et correspondant à la pénétration radiale d'une aube dans le revêtement. L'écriture et l'identification de modèles analytiques décrivant le comportement thermomécanique macroscopique en compression des matériaux abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN est l'aboutissement de la démarche entreprise lors de ces travaux.

Une stratégie d'identification de modèles analytiques de comportement thermomécanique est premièrement proposée. L'identification de modèles sur l'ensemble de la campagne expérimentale est effectuée en s'appuyant sur un algorithme d'optimisation. Celui-ci permet d'identifier les paramètres

d'une loi permettant la description la plus fidèle de l'ensemble des essais. Dans ce cadre, des modèles se basant sur une formulation bilinéaire, couramment utilisés dans la littérature, sont présentés. La robustesse des résultats obtenus lors de l'étude du comportement thermomécanique en compression de l'abradable AlSi-PE a motivé l'identification de modèle se basant sur la formulation de la loi plastique de Johnson-Cook. Cette dernière est largement utilisée dans la littérature pour décrire de façon analytique le comportement thermomécanique d'une large gamme de matériaux différents.

6.1 Stratégie d'identification de lois de comportement

Afin de proposer une loi décrivant au mieux le comportement thermomécanique des matériaux abradables, un outil d'identification a été développé sur *Matlab*. Le fonctionnement de cet outil est synthétisé figure 6.1. Une campagne d'essais complète pour un type de chargement permet d'identifier une loi en s'appuyant sur un algorithme d'optimisation. La formulation de cette loi est fournie à l'outil, afin que l'algorithme d'optimisation en identifie les paramètres.

L'outil peut se baser sur deux formulations du comportement matérialisé sur la figure 6.1 par la branche bleu et orange. La première concerne les grandeurs conventionnelles. Cette formulation permet l'identification de lois élasto-plastiques et est utilisée dans le cas des lois bilinéaires sur abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN. La deuxième formulation a été mise au point au regard des résultats et des observations réalisées dans le cadre de l'étude du comportement thermomécanique en compression de l'AlSi-PE. Celle-ci se base sur une expression rationnelle de l'évolution contrainte-déformation. Dans l'objectif d'identifier une loi plastique, le comportement élastique est soustrait. L'évolution du module d'Young en fonction de la température identifiée par l'intermédiaire des essais cycliques est utilisée dans ce cas. L'échauffement adiabatique est aussi pris en compte pour les essais dynamiques, ainsi que son effet sur l'évolution du module d'Young dans le calcul de la déformation rationnelle plastique $\epsilon_{P,T}$. Les lois de comportement plastique, telles que la loi de Johnson-Cook, mise en œuvre ci-après se basent sur cette formulation.

Indépendamment de la formulation choisie, la zone utile de la courbe contrainte-déformation de chaque essai est extraite et utilisée pour identifier la loi de comportement. Cette zone utile est définie par l'exclusion de la portion après rupture mais également des zones hors-équilibre dans le cas des essais dynamiques et se basant sur le critère de Ravichandran. L'incertitude de la mesure dans la zone hors-équilibre n'est ainsi pas transmise au modèle. Cependant, dans le cas des essais quasi statiques, la totalité de l'évolution de la contrainte-déformation jusqu'à rupture est définie comme utile. L'intégration des essais quasi statiques lors de l'identification des lois de comportement apporte ainsi les informations sur l'évolution contrainte-déformation à faible taux de déformation. Ce processus est conduit sur l'ensemble des essais expérimentaux servant à l'identification d'une loi. Ceux-ci étant obtenus pour différentes fréquences d'acquisition entre les essais quasi statiques et dynamiques. Les points de mesure d'une campagne sont alors interpolés de façon à obtenir un échantillonnage commun pour l'ensemble des essais avant d'identifier la loi. Ainsi, chaque essai contribue à l'identification, proportionnellement à sa portion utile.

Le processus d'identification débute par la formulation d'une loi proposée en tant que donnée d'entrée. Un algorithme d'optimisation cherche à minimiser le résidu R des moindres carrés en itérant sur les paramètres de cette loi. Le résidu R représente l'écart entre les données d'essais et le calcul du modèle et est exprimé tel que :

$$R = \left(\sigma(\epsilon_p)^M - \sigma(\epsilon_p)^E\right)^2 \tag{6.1}$$

où $\sigma(\epsilon_p)^M$ définit l'évolution contrainte-déformation plastique décrite par la loi de comportement à identifier et $\sigma(\epsilon_p)^E$ l'évolution contrainte-déformation plastique obtenue expérimentalement. L'optimisation renvoie un jeu de paramètres identifiant au mieux les données de la campagne expérimentale à travers la formulation de loi proposée en entrée.

Une erreur modèle-expérimental, définie par l'équation 6.2, sert à quantifier l'aptitude de la loi de comportement à modéliser les résultats expérimentaux. Elle est notamment utile dans la discrimination des différentes propositions de loi de comportement.

$$Erreur = \frac{\left|\sigma(\epsilon_p)^M - \sigma(\epsilon_p)^E\right|}{\left|\sigma(\epsilon_p)^E\right|} \tag{6.2}$$

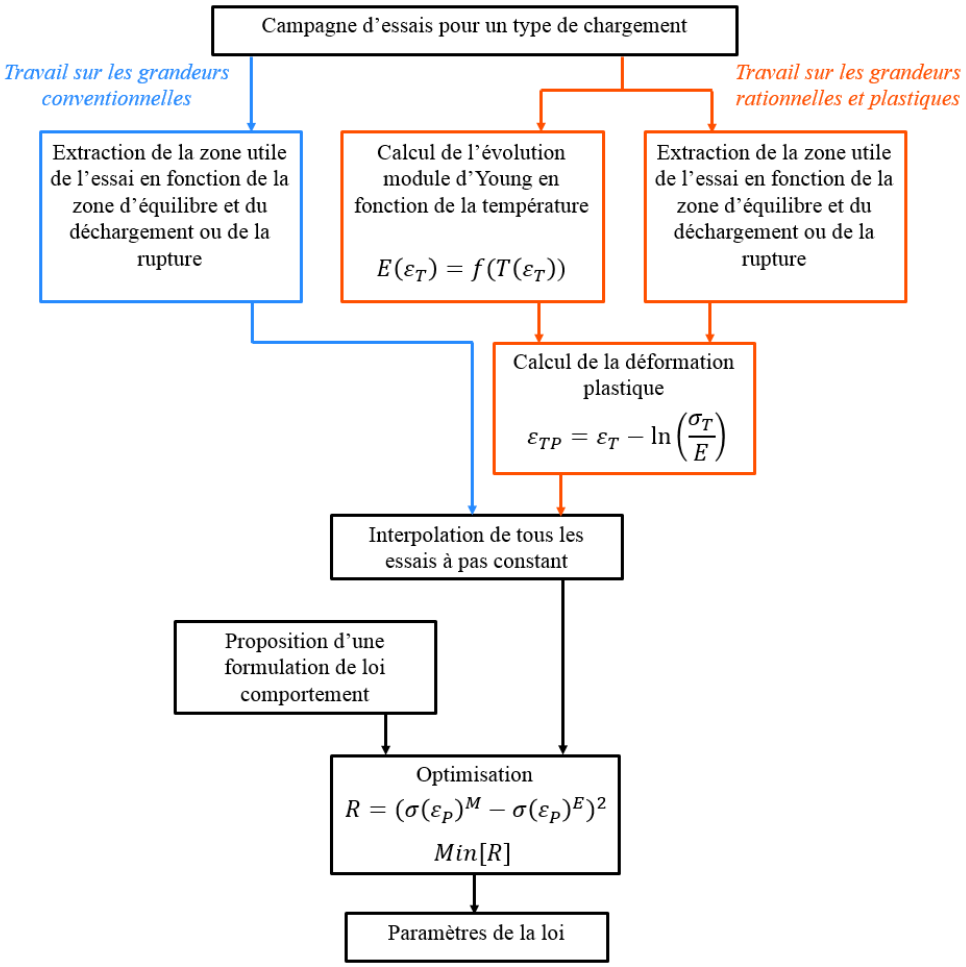


FIGURE 6.1 – Méthodologie d'identification de lois de comportement

Synthèse des points clés

Le développement de cet outil permet de mener aisément des identifications de loi, de façon automatisée et au plus proche de la totalité des essais. Deux stratégies sont proposées. La première permet de travailler sur les grandeurs conventionnelles et la deuxième se base sur une expression plastique rationnelle. La première est utilisée pour l'identification de modèle de type bilinéaire pour l'abradable AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN. La deuxième a été développée pour l'identification de modèles décrivant le comportement plastique de type Johnson-Cook.

6.2 Modélisation du comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE

Le modèle de type bilinéaire est couramment utilisé pour la description du comportement thermomécanique des matériaux abradables [Agrapart et al., 2019; Batailly et al., 2013; Legrand et al., 2011]. Ce type de modèle est donc identifié dans un premier temps.

Durant cette étude, les hypothèses de déformation homogène et de conservation de volume ont été posées au regard des résultats sur l'abradable AlSi-PE. Lors de l'étude expérimentale de son comportement thermomécanique, un comportement élastique a été identifié et décrit par un module d'Young dépendant de la température. Le comportement plastique est modélisé dans un second temps par une loi de Johnson-Cook grâce à l'outil présenté précédemment.

6.2.1 Modèles de type bilinéaire

Le comportement thermomécanique du revêtement abradable est décrit à l'aide d'un modèle de type bilinéaire lors de son intégration à *COROS*. La formulation d'une telle loi bilinéaire élasto-plastique lie la contrainte σ à la déformation ϵ par l'équation 6.3 :

$$\begin{aligned} &\text{Si } \epsilon \leqslant (\sigma_Y / E) \\ &\qquad \sigma = E\epsilon \\ &\text{Sinon} \\ &\qquad \sigma = \sigma_Y + K\epsilon_P \end{aligned} \tag{6.3}$$

où σ_Y (Pa) correspond à la limite d'élasticité, E (Pa) le module d'Young et K (Pa) le module de plasticité. Les paramètres à identifier sont écrits en rouge afin de faciliter la compréhension. Afin de faciliter la comparaison entre les différents modèles, cette formulation est nommée de type bilinéaire (1) ou *B(1)* dans la suite du manuscrit. Lorsque la contrainte dépasse la limite d'élasticité, la déformation plastique conventionnelle, symbolisée par ϵ_P, est calculée telle que :

$$\epsilon_P = \epsilon - \frac{\sigma_Y}{E} \tag{6.4}$$

La loi bilinéaire élasto-plastique est une loi de comportement qui ne prend en compte aucune sensibilité, que ce soit à la vitesse de déformation ou à la température. Elle est donc incapable de traduire correctement le comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE, s'étant montré dépendant à ces deux paramètres. Elle est cependant capable de décrire l'évolution contrainte-déformation pour une vitesse et une température données. L'outil d'identification de loi présenté dans la section précédente a ainsi permis d'identifier une loi bilinéaire élasto-plastique selon l'équation 6.3 sur des essais décrivant un jeu de paramètres $\dot{\epsilon}$ et T. Le modèle bilinéaire plastique décrivant au mieux le comportement quasi statique à $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$ et à température ambiante de l'abradable AlSi-PE est présenté figure 6.2 et ses paramètres sont synthétisés table 6.1. L'équivalent pour les essais dynamiques à 1200 s^{-1} et à température ambiante est présenté figure 6.3 (paramètres table 6.2).

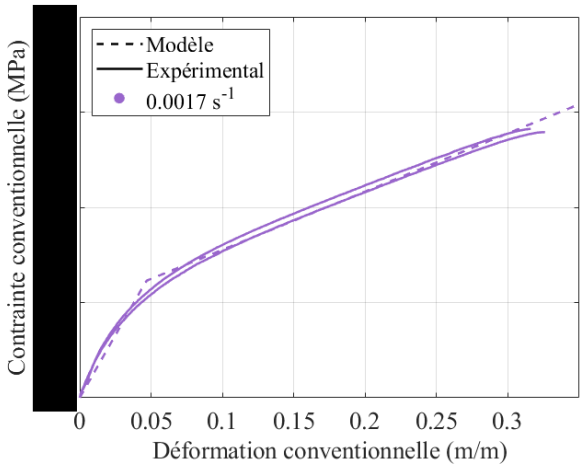


FIGURE 6.2 – Comparaison modèle *B(1)*-expérimental pour les essais quasi statiques à $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$ à température ambiante

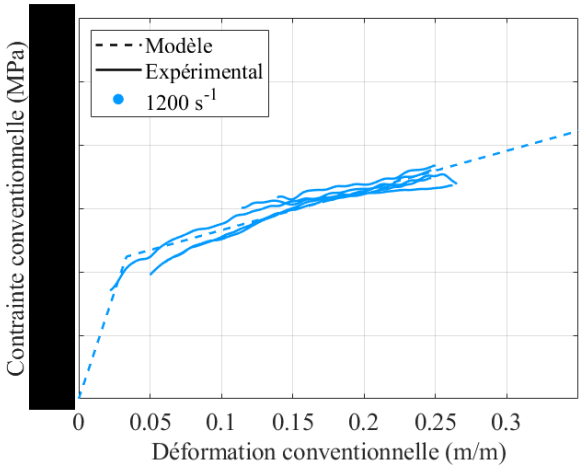


FIGURE 6.3 – Comparaison modèle *B(1)*-expérimental pour les essais dynamiques à 1200 s^{-1} à température ambiante

La formulation bilinéaire est bien adaptée à la description du comportement de l'abradable AlSi-PE dont l'évolution contrainte-déformation se distingue par deux portions à la pente différente. Ceci est particulièrement visible lors de la modélisation des essais quasi statiques par rapport aux essais dynamiques où les signaux sont tronqués pour ne présenter que la portion à l'équilibre selon le critère $R(t)$ établi précédemment. Pour la modélisation de ces essais, l'erreur modèle-expérimental est de 4,34% et 3,54% pour les essais à $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$ et à 1200 s^{-1} respectivement. Ces erreurs faibles montrent qu'une évolution bilinéaire est adéquate pour modéliser le comportement en compression de l'abradable AlSi-PE. Cependant sans la prise en compte de sensibilité à la vitesse et à la température, ce modèle de type *B(1)* ne permet pas de rendre compte de l'intégralité de la campagne expérimentale. Celle-ci regroupe des essais de vitesses de déformation variant sur six ordres de grandeur et des températures jusqu'à 360 °C.

E (GPa)	K (MPa)	σ_Y (MPa)
[redacted]	[redacted]	[redacted]

TABLE 6.1 – Paramètres de la loi de type bilinéaire (1) décrivant au mieux le comportement quasi statique à $1,7\ 10^{-3}s^{-1}$ de l'abradable AlSi-PE

E (GPa)	K (MPa)	σ_Y (MPa)
[redacted]	[redacted]	[redacted]

TABLE 6.2 – Paramètres de la loi de type bilinéaire (1) décrivant au mieux le comportement dynamique à 1200 s^{-1} de l'abradable AlSi-PE

Un modèle bilinéaire élasto-viscoplastique a également été proposé pour l'intégration dans *CO-ROS* par [Batailly et al., 2013]. Celui reprend l'expression du modèle *B(1)* et en y ajoutant un paramètre de dépendance à la vitesse de déformation s'appliquant sur la limite d'élasticité, η, en Pascal seconde. Dans ces travaux, une dépendance à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ par rapport à une vitesse de déformation de référence $\dot{\epsilon_0}$ est néanmoins proposée, selon l'équation 6.5, où η est alors un coefficient sans unité.

$$\begin{aligned} &\text{Si } \epsilon \leqslant ((\sigma_Y + \eta\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon_0}}\right))/E) \\ &\quad \sigma = E\epsilon \\ &\text{Sinon} \\ &\quad \sigma = \sigma_Y + \eta\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon_0}}\right) + K\epsilon_P \end{aligned} \tag{6.5}$$

Le paramètre $\dot{\epsilon_0}$, écrit en bleu, est une constante fixée dans la formulation du modèle. La sensibilité à la vitesse de déformation selon cette expression est alors linéaire. Cette expression de la loi de comportement est nommée bilinéaire de type (2) ou *B(2)*.

L'identification de cette loi appliquée sur toute la gamme de vitesses explorée à température ambiante lors de la campagne expérimentale et est présentée figure 6.4 (paramètres associés table 6.3). L'erreur modèle-expérimental alors obtenue est de 8,57%. Néanmoins, l'expression de la dépendance à la vitesse de déformation, ici de forme linéaire, ne permet pas de modéliser fidèlement l'augmentation de la contrainte avec la vitesse. Une formulation de type logarithmique semble ainsi plus appropriée. Cette formulation, qu'on appelle bilinéaire de type (3) ou *B(3)* se formule selon l'équation suivante :

$$\begin{aligned} &\text{Si } \epsilon \leqslant ((\sigma_Y + \eta \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon_0}}\right))/E) \\ &\quad \sigma = E\epsilon \\ &\text{Sinon} \\ &\quad \sigma = \sigma_Y + \eta \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon_0}}\right) + K\epsilon_P \end{aligned} \tag{6.6}$$

Cette formulation permet une modélisation plus fidèle des résultats à température ambiante pour des vitesses allant de $10^{-3}s^{-1}$ à $10^{3}s^{-1}$ présentée figure 6.5 et dont les paramètres correspondants sont présentés table 6.3. L'erreur pour un modèle de type *B(3)*, valant 5,93%, est plus faible que celle pour un modèle de type *B(2)*. Une dépendance à la vitesse de déformation logarithmique, plutôt que linéaire, donne de meilleurs résultats dans le cadre de l'utilisation d'une loi bilinéaire élasto-viscoplastique. Cependant, en ne décrivant toujours aucune dépendance à la température, le modèle de type *B(3)* ne permet pas une modélisation complète de la campagne de compression sur abradable AlSi-PE.

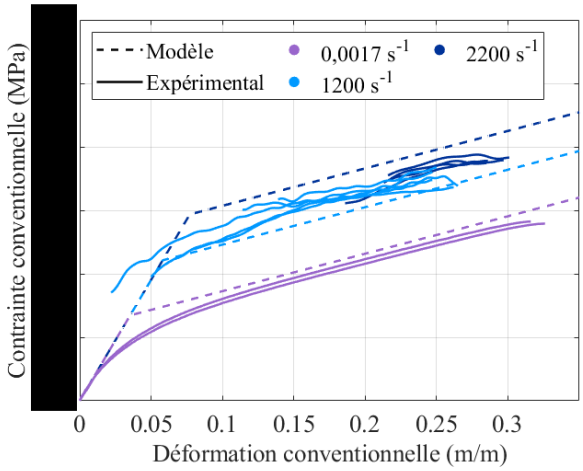


FIGURE 6.4 – Comparaison modèle *B(2)*-expérimental pour les essais à température ambiante avec sensibilité à la vitesse de déformation de type linéaire

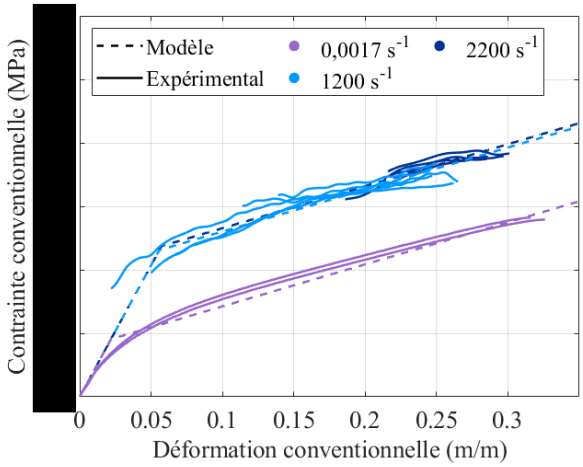


FIGURE 6.5 – Comparaison modèle *B(3)*-expérimental pour les essais à température ambiante avec sensibilité à la vitesse de déformation de type logarithmique

	E (GPa)	K (MPa)	σ_Y (MPa)	η	$\dot{\epsilon}_0$ (s^{-1})
B(2)	[redacted]	[redacted]	[redacted]	[redacted]	$1,7\ 10^{-3}$
B(3)	[redacted]	[redacted]	[redacted]	[redacted]	$1,7\ 10^{-3}$

TABLE 6.3 – Paramètres des lois de type bilinéaire (2) et (3) décrivant au mieux le comportement à température ambiante de l'abradable AlSi-PE

Afin de proposer une loi se basant sur une formulation bilinéaire et permettant de modéliser l'ensemble de la campagne de caractérisation du comportement thermomécanique en compression de l'abradable AlSi-PE, une nouvelle formulation de type bilinéaire est définie. Elle se base sur la loi de type *B(3)* mais un terme de sensibilité à la température y est ajouté. Au regard des allures de la décroissance des évolutions contrainte-déformation pour les essais en température, une dépendance de type puissance est proposée. Cette allure a été notamment appréciable en chapitre 5 lorsque la contrainte maximale atteinte a été tracée en fonction de la température (figure 5.25). Cette dépendance est affectée à la partie élastique et plastique de la loi bilinéaire. Le modèle proposé se pose ainsi selon l'équation :

$$\begin{aligned} &\text{Si } \epsilon \leqslant ((\sigma_Y + \eta \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right))/E) \\ &\sigma = E\epsilon\left(1 - \left(\frac{T - T_0}{T_t - T_0}\right)^m\right) \\ &\text{Sinon} \\ &\sigma = (\sigma_Y + \eta \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right) + K\epsilon_P)\left(1 - \left(\frac{T - T_0}{T_t - T_0}\right)^m\right) \end{aligned} \tag{6.7}$$

où m est un coefficient de sensibilité à la température, T est la température de l'essai, T_0 est une température de référence définie à la valeur de la température la plus basse de la campagne soit 25 °C. T_t est une température dite de transition. Dans ce type d'expression de sensibilité à la température, la température T_t correspond normalement à la température de fusion du matériau. Dans le cas des matériaux abradables, qui sont multiphasiques, il n'est pas possible de définir une température de fusion. La notation de température de transition T_t a donc été introduite. Elle est définie comme la température à partir de laquelle le matériau se déforme pour une contrainte nulle. La loi de comportement n'est pas définie pour une température supérieure à celle-ci. N'étant initialement pas connue, T_t est considérée tel un paramètre que l'outil d'identification cherche à quantifier en même temps que les autres. Ce modèle est dit bilinéaire de type (4) ou *B(4)*. Les résultats de l'identification de cette loi de comportement thermomécanique sont présentés figures 6.6, 6.7 et 6.8, respectivement pour la gamme de température explorée à $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$, à 1200 s^{-1} et à température ambiante selon la gamme de vitesses de déformation. Les paramètres de cette loi de type *B(4)* sont synthétisés table 6.4. L'erreur modèle-expérimental dans le cas de la modélisation de la totalité des essais de compression sur abradable AlSi-PE est de 10,67%. Ce modèle permet donc une modélisation complète du comportement thermomécanique en compression de l'abradable AlSi-PE en compression.

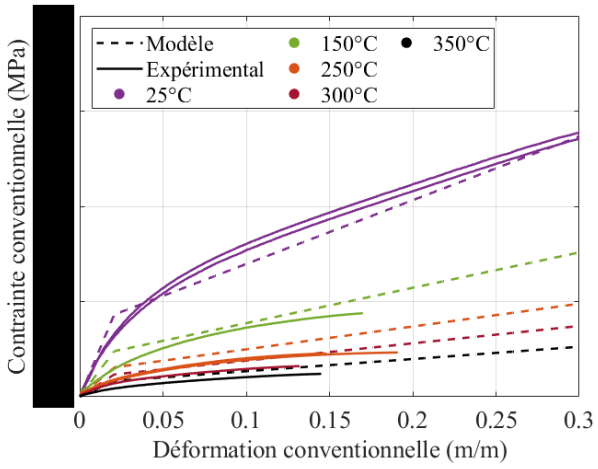


FIGURE 6.6 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais quasi statiques à $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$

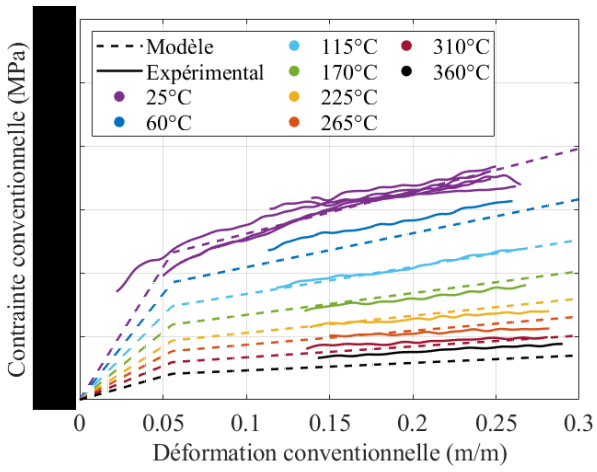


FIGURE 6.7 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais dynamiques à 1200 s^{-1}

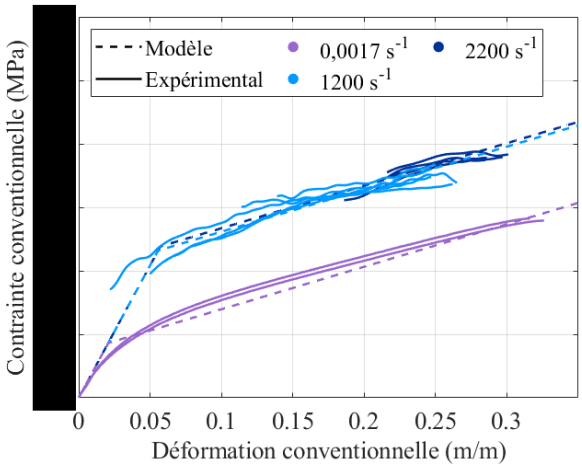


FIGURE 6.8 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais à température ambiante

La température de transition T_t a été identifiée à 483 °C soit 100 °C de plus que la température d'utilisation maximale recommandée pour les abradables de type AlSi-PE. Ce paramètre peut être assimilé à une température de fusion de l'abradable bien que la nature hétérogène de ce matériau ne permet pas de la définir telle quelle. Cette température de transition est ainsi comprise entre les températures de fusion des deux composants principaux de l'abradable AlSi-PE à savoir l'aluminium-silicium et le polyester.

E (GPa)	K (MPa)	σ_Y (MPa)	η	$\dot{\epsilon}_0$ (s^{-1})	T_0 (°C)	T_t (°C)	m
[redacted]	[redacted]	[redacted]	[redacted]	$1,7\ 10^{-3}$	25	483	[redacted]

TABLE 6.4 – Paramètres de la loi de type bilinéaire (4) décrivant au mieux le comportement de l'abradable AlSi-PE

Tout au long de ce travail d'identification de lois bilinéaires, des valeurs de module d'Young ont été déterminées à partir d'un nombre d'essais variable. Celui-ci évolue entre [redacted] GPa et [redacted] GPa lorsqu'un faible nombre d'essais a été utilisé comme données d'entrée (cas du modèle de type *B(1)*). À noter que la première valeur a été extraite des essais quasi statiques à $1,7\ 10^{-3} s^{-1}$ et la deuxième à 1200 s^{-1} dans le cas d'essais à température ambiante. Du fait de l'absence de courbes contrainte-déformation à faible déformation, l'identification du module d'Young dans ce dernier cas ne peut pas être considérée comme représentative de la réalité.

Pour les modèles de type *B(3)* et *B(4)*, le module d'Young évolue entre [redacted] GPa et [redacted] GPa. Cet intervalle de valeurs corrobore avec le résultat de l'exploitation de l'essai de compression quasi statique cyclique à température ambiante donnant un module d'Young équivalent de [redacted] GPa. Ceci corrobore également avec la valeur annoncée par [Ma and Matthews, 2009] de 2,1 GPa pour un matériau de même famille AlSi-PE.

En plus d'avoir permis de caractériser le module d'Young à température ambiante, les essais de compression quasi statique cycliques ont abouti à l'expression de son évolution en fonction de la température. De par l'application d'une sensibilité du comportement élastique à la température, la loi

de type *B(4)* résulte en une diminution apparente du module d'Young avec la température. Celle-ci est présentée conjointement à l'identification linéaire réalisée sur les résultats expérimentaux figure 6.9. Malgré une divergence de pente entre les deux évolutions linéaires, les résultats identifiés au travers de la loi de comportement bilinéaire de type *B(4)* confirment la tendance observée et quantifiée lors des essais cycliques. Il est à rappeler que les essais cycliques n'ont pas été utilisés en données d'entrée de l'outil d'identification.

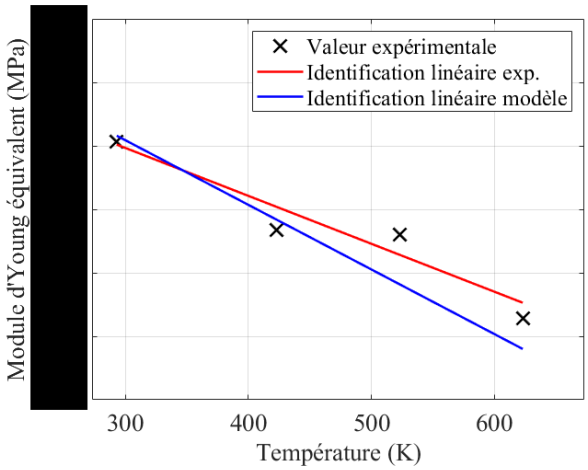


FIGURE 6.9 – Évolution du module d'Young mesurée expérimentalement et identifiée à travers le modèle bilinéaire *B(4)* en fonction de la température

Les modèles bilinéaires montrent une bonne capacité à prédire l'évolution contrainte-déformation de l'abradable AlSi-PE en compression. Cependant, la prise en compte d'une sensibilité à la vitesse de déformation de type logarithmique et d'une sensibilité à la température de type puissance dans la formulation *B(4)* est nécessaire pour la description de l'ensemble des essais expérimentaux variant de $10^{-3}s^{-1}$ à $10^{3}s^{-1}$ et de la température ambiante à 360 °C (figure 6.10).

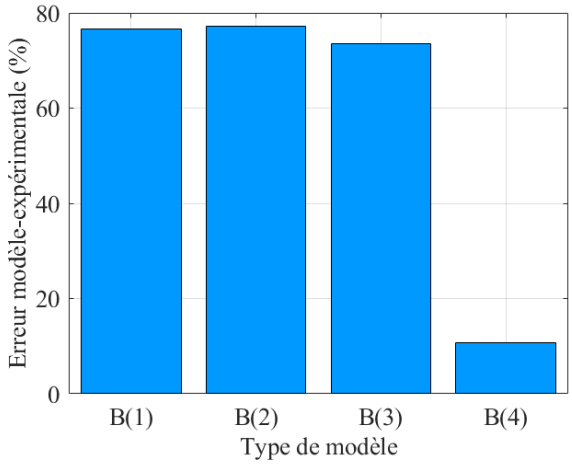


FIGURE 6.10 – Erreur modèle-expérimental selon différents types de modèles se basant sur la loi bilinéaire

La table 6.5 présente les paramètres de la loi bilinéaire élasto-plastique (soit de type *B(1)*) utilisée par [Agrapart et al., 2019] pour décrire le comportement mécanique d'un abradable de type AlSi-PE

avec un taux de porosité de 5%. Les caractéristiques matériaux annoncées permettent d'établir le lien avec l'abradable AlSi-PE de l'étude. Une comparaison est ainsi effectuée entre les paramètres de la loi utilisée par [Agrapart et al., 2019] et ceux de la loi de type *B(4)* proposée dans ces travaux. De manière à faciliter la comparaison, ces derniers sont traduits en paramètres de loi de type *B(1)* en fixant les paramètres de température et de vitesse de déformation afin de proposer quatre lois de type *B(1)* décrivant différentes conditions de chargement. La lecture de la confrontation est ainsi possible entre ces deux lois différentes.

Les modules d'élasticité E et de plasticité K utilisés par [Agrapart et al., 2019] sont du même ordre de grandeur que ceux identifiés pour une température ambiante (25 °C). Dans le cas du module d'Young, ils sont mêmes identiques. Cependant, lorsque la température augmente jusqu'à 350 °C, la diminution de ces modules élastique et plastique entraîne une forte augmentation de l'écart jusqu'à atteindre 80% et 87% pour E et K respectivement. La limite d'élasticité σ_Y est cependant très différente, peu importe le jeu de paramètres en comparaison avec les valeurs de [Agrapart et al., 2019]. Ce paramètre étant dépendant à la fois de la vitesse de déformation et de la température, il varie pour chaque jeu de paramètres. Les valeurs de limite élastique σ_Y à 350 °C et $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$ et à 25 °C et 1200 s^{-1}, où les valeurs extrêmes basse et haute sont atteintes, sont 550% à 7730% plus élevées que limite élastique utilisée dans les travaux de [Agrapart et al., 2019]. L'origine des paramètres utilisés par [Agrapart et al., 2019] n'est pas clairement définie, il est donc difficile de poser des hypothèses quant aux différences observées avec la loi bilinéaire identifiée dans ces travaux. Il apparait que la loi utilisée dans la littérature se rapproche du cas quasi statique à température ambiante. Il est possible que les paramètres alors identifiés dans le cadre des modèles bilinéaires se basent sur des résultats dans ces conditions.

	[Agrapart et al., 2019]	Loi type *B(4)* à 25 °C et $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$	Loi type *B(4)* à 350 °C et $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$
E (GPa)	2	[redacted]	[redacted]
σ_Y (MPa)	1,5	[redacted]	[redacted]
K (MPa)	500	[redacted]	[redacted]

	Loi type *B(4)* à 25 °C et 1200 s^{-1}	Loi type *B(4)* à 350 °C et 1200 s^{-1}
E (GPa)	[redacted]	[redacted]
σ_Y (MPa)	[redacted]	[redacted]
K (MPa)	[redacted]	[redacted]

TABLE 6.5 – Comparaison avec la littérature des paramètres de la loi de type *B(4)* pour un jeu de paramètres de vitesse de déformation et de température défini

6.2.2 Modèles de type Johnson-Cook

La loi phénoménologique empirique de Johnson-Cook est communément utilisée pour décrire le comportement des matériaux métalliques et son expression est présentée en équation 6.8. Cette loi se compose de trois termes décrivant respectivement l'écrouissage, la sensibilité à la vitesse de déformation et la sensibilité à la température. Tous les termes se multiplient entre eux, indiquant que ce modèle pose l'hypothèse qu'il n'y a pas d'interdépendance entre eux. Dans la Formule 6.8, les paramètres de la loi à déterminer sont en rouge et les constantes à définir en fonction des essais d'identification sont en bleu.

$$\sigma_T = [A + B(\epsilon_p)^n]\left[1 + C ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon_0}}\right)\right]\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_{fus} - T_0}\right)^m\right] \tag{6.8}$$

Cette loi a l'avantage de permettre une identification rapide des paramètres en s'appuyant sur des essais mécaniques usuels. La procédure d'identification classique de cette loi est séquentielle. Un essai quasi statique à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon_0}$ et à température de référence T_0 permet d'identifier les paramètres A, B et n définissant un écrouissage de type puissance. Le paramètre A est la limite élastique du matériau. La température T_0 définit la température minimale pour laquelle le modèle s'applique. Des essais quasi statiques à une vitesse $\dot{\epsilon_0}$ et pour différentes températures donnent accès au paramètre m définissant la sensibilité à la température. Dans ce terme, la température de fusion de matériau T_{fus} est un paramètre constant défini au préalable. Il est nécessaire de caractériser la sensibilité à la température avec des essais quasi statiques de par leur nature isotherme. Finalement, des essais à température de référence T_0 pour différentes vitesses de déformation $\dot{\epsilon}$ permettent d'identifier le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation C.

Cette méthode séquentielle à l'avantage d'être facilement applicable. Cependant elle ne permet pas une identification optimale sur l'ensemble de la campagne d'essai. En effet, l'écrouissage, décrivant la forme de l'évolution contrainte-déformation est uniquement identifié sur les essais quasi statiques à température ambiante. Ainsi ces essais conditionnent fortement l'identification des paramètres de la loi. De plus, l'identification de la sensibilité à la température ne s'effectue que sur les essais quasi statiques au regard de leur condition dite isotherme, contrairement aux essais dynamiques subissant un échauffement adiabatique. De façon à décrire au mieux le comportement dynamique, ces derniers sont pris en compte lors de l'identification de l'écrouissage grâce à l'outil décrit au chapitre 5. La prise en compte de l'échauffement adiabatique permet ainsi d'inclure les essais dynamiques en température dans le processus d'identification de lois.

L'identification de ce type de modèle sur les essais de compression de l'abradable AlSi-PE a entrainé le remplacement du paramètre T_{fus} par T_t similairement au cas des lois de type bilinéaire. Les figures 6.11, 6.12 et 6.13 proposent des comparaisons modèle-expérimental pour trois différents jeux de paramètres, respectivement la gamme de température explorée à $1,7\ 10^{-3} s^{-1}$, celle à $1200\ s^{-1}$ et les essais à température ambiante pour différentes vitesses de déformation. Les paramètres de la loi de type Johnson-Cook décrivant au mieux le comportement thermomécanique plastique en compression de l'abradable AlSi-PE sont synthétisés table 6.6. La difficulté du modèle à estimer les niveaux de

contrainte aux faibles taux de déformation se retrouve sur la figure 6.11. La prédiction des essais pour des températures supérieures à 250 °C montre des difficultés en dynamique et en quasi statique (figures 6.11 et 6.12). Ceci traduit une sensibilité à la température différente entre les deux gammes de vitesse de déformation. L'erreur totale entre le modèle et l'expérimental est dans ce cas de 13,1%. Ce modèle de Johnson-Cook classique est associé à la dénomination de modèle de type Johnson-Cook (1) ou *JC(1)*.

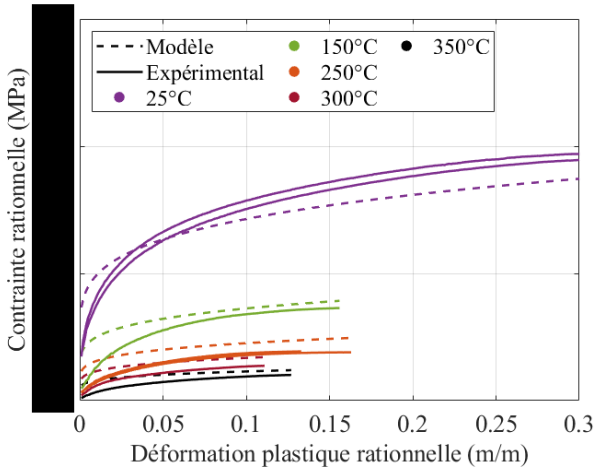


FIGURE 6.11 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais quasi statiques à $1,7\ 10^{-3}s^{-1}$

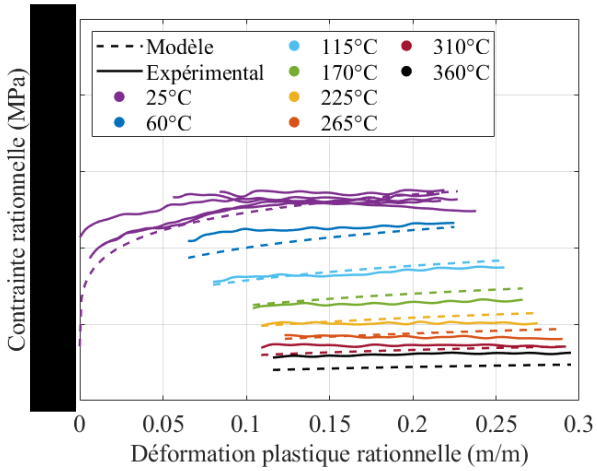


FIGURE 6.12 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais dynamiques à 1200 s^{-1}

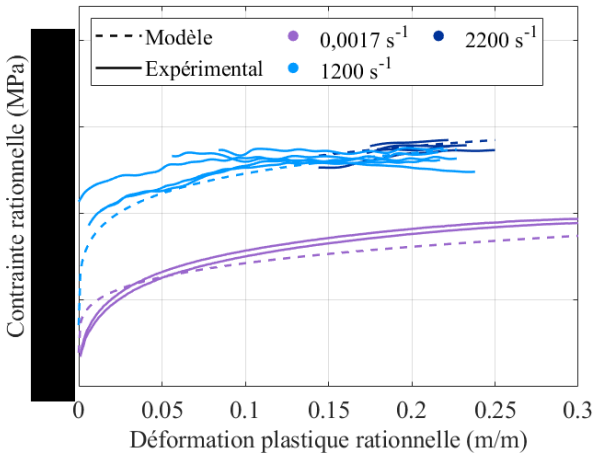


FIGURE 6.13 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais à température ambiante

A (MPa)	B (MPa)	n	C	$\dot{\epsilon_0}$ (s^{-1})	T_0 (°C)	T_t (°C)	m
[redacted]	[redacted]	[redacted]	[redacted]	$1,7\ 10^{-3}$	25	470	[redacted]

TABLE 6.6 – Paramètres de la loi de type Johnson-Cook *JC(1)* décrivant au mieux le comportement plastique de l'abradable AlSi-PE

Le paramètre A, représentant la limite élastique d'après la formulation de Johnson-Cook, a été identifié à [redacted] MPa confirmant que des déformations plastiques sont rapidement atteignables lors de

la sollicitation. La température de transition T_t, définie précédemment, a été identifiée à 470 °C. Elle est très proche de la température de transition identifiée dans le cadre du modèle de type bilinéaire *B(4)* à 483 °C. L'expression de la sensibilité à la température est en effet exprimée de manière identique.

L'effet de la prise en compte de l'échauffement adiabatique dans la loi est présenté figure 6.14. La forme de l'écrouissage de type puissance se rapproche d'un plateau avec l'augmentation progressive de la température durant la compression dynamique. Malgré un l'échauffement assez faible (inférieur à 15 °C au maximum), son influence supposée négligeable en chapitre 5 impacte fortement l'évolution de la contrainte notamment pour l'essai à température ambiante. La contrainte rationnelle à 20% de déformation est ainsi diminuée de 12% lors de la prise en compte de l'échauffement adiabatique dans le cas de l'essai à température ambiante.

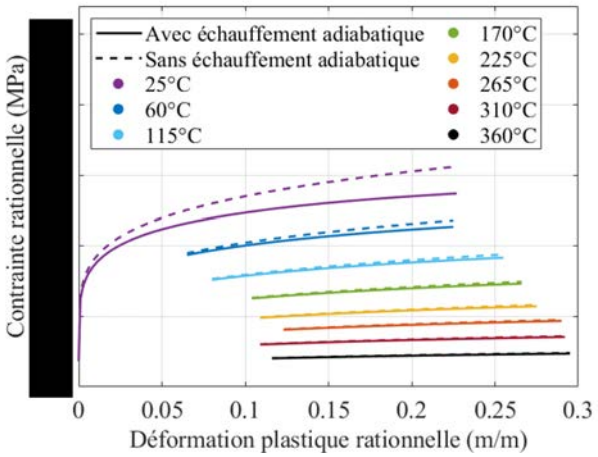


FIGURE 6.14 – Effet de la prise en compte de l'échauffement adiabatique dans un modèle de type Johnson-Cook.

Afin de proposer un modèle plus performant, la prise en compte de la sensibilité croisée entre la vitesse de déformation et la température a été entreprise dans la formulation de la loi. Afin de mettre en évidence cette interdépendance, le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation C de la loi de Johnson-Cook a été identifié pour différentes températures entre les essais quasi statiques et les essais dynamiques. En effet, le paramètre C peut être évalué pour différents niveaux de température. Dans une première approche, la température de chaque essai dynamique a été assimilée à celle de la température de consigne du four pour l'essai considéré. Ainsi, chaque essai quasi statique a ainsi été corrélé avec un essai dynamique afin d'identifier un paramètre C pour un même niveau de température. L'évolution de ce paramètre C en fonction de la température est présentée figure 6.15.

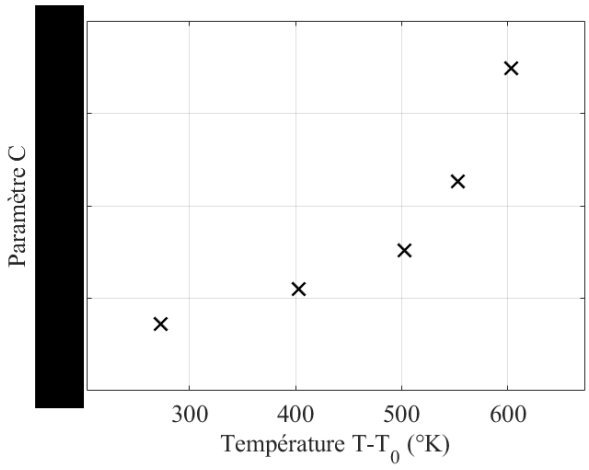


FIGURE 6.15 – Évolution du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation en fonction de la température

La figure 6.15 illustre que les sensibilités à la vitesse de déformation et à la température ne sont pas indépendantes. Plus la température augmente, plus le paramètre C augmente à son tour. L'évolution mis en évidence suggère une dépendance de type puissance entre ces deux paramètres. Une formulation du paramètre C dépendante de la température est alors proposée en équation 6.9. Celle-ci fait appel à trois paramètres pour décrire une évolution de type puissance. Intégrée dans la formulation de Johnson-Cook classique, une formulation modifiée est définie (nommée Johnson-Cook (2) ou *JC(2)*).

$$C(T) = C_1 + C_2{}^{(C_3 T)} \tag{6.9}$$

De façon exploratoire, d'autres formulations sont proposées. Le modèle de type Johnson-Cook (3) ou *JC(3)* se base sur le type *JC(2)* mais propose un écrouissage de type exponentiel et dont l'expression est visible en équation 6.10. Celui-ci a été suggéré car il permet de décrire mathématiquement l'établissement d'une contrainte plateau.

$$\sigma_T = [A + (B - A)exp(-n\epsilon_p)]\left[1 + C(T)ln\left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}\right)\right]\left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_{fus} - T_0}\right)^m\right] \tag{6.10}$$

Afin d'étudier l'intérêt de la prise en compte de l'échauffement adiabatique dans l'identification du comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE, un modèle de Johnson-Cook classique est proposé sans tenir compte de cet échauffement. Ce type de modélisation est dit de type *JC(4)*.

Finalement, afin de proposer un modèle ne prenant pas en compte l'échauffement adiabatique mais décrivant néanmoins le comportement observé, un dernier modèle est mis en œuvre. Ce modèle de type *JC(5)* se base sur la formulation de Johnson-Cook mais tient compte de la sensibilité croisée entre la vitesse de déformation et la température. Un écrouissage de type exponentiel est utilisé de façon a permettre la description des plateaux de contrainte obtenus lors des essais dynamiques.

Toutes les formulations de loi de comportement se basant sur l'expression de Johnson-Cook sont synthétisés table 6.7.

Type de loi	Type d'écrouissage	Prise en compte de l'échauffement adiabatique	Prise en compte d'une sensibilité croisée entre T et $\dot{\varepsilon}$
JC(1)	puissance	oui	non
JC(2)	puissance	oui	oui
JC(3)	exponentielle	oui	oui
JC(4)	puissance	non	non
JC(5)	exponentielle	non	oui

TABLE 6.7 – Différentes propositions de formulation de loi de comportement pour l'abradable AlSi-PE se basant sur la loi de Johnson-Cook

De façon à discriminer les différents modèles de Johnson-Cook proposés afin de modéliser le comportement de l'abradable AlSi-PE, les erreurs modèle-expérimental sont synthétisées figure 6.16. L'erreur modèle-expérimental de la loi bilinéaire de type *B(4)* est également rappelée de manière indicative.

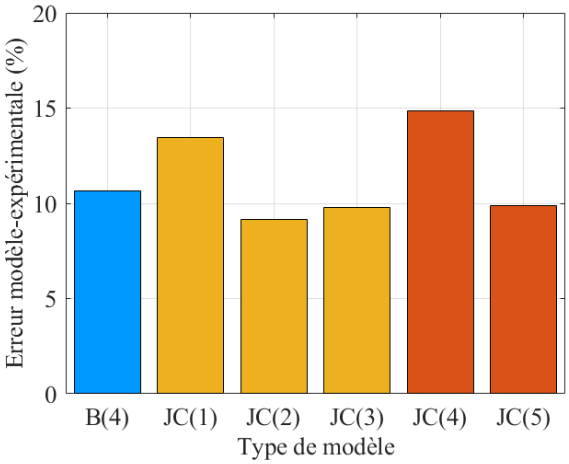


FIGURE 6.16 – Erreur modèle-expérimental selon différents types de modèles se basant sur la loi de Johnson-Cook et le modèle bilinéaire de type (4)

Le modèle de type *JC(2)* s'est montré le plus adéquat dans la description du comportement de l'abradable AlSi-PE pour une gamme de vitesses variant de $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$ à 2200 s^{-1} et une gamme de température allant de l'ambiante (25 °C) à 360 °C en tenant compte de l'échauffement adiabatique. Néanmoins, si celui-ci n'est pas pris en compte, un modèle de type *JC(5)* permet de modéliser de manière satisfaisante le comportement de l'abradable AlSi-PE. La description du comportement thermomécanique en compression de l'abradable AlSi-PE est plus fidèle aux résultats expérimentaux dans le cas d'une modélisation du comportement plastique à l'aide d'un modèle de type *JC(5)* que la modélisation du comportement élasto-plastique avec une loi bilinéaire de type *B(4)*.

L'erreur modèle-expérimental de la loi de type *JC(2)* étant la plus faible, seule l'identification de la loi de Johnson-Cook modifiée de type *JC(2)* est présentée figures 6.17, 6.18 et 6.19. Les paramètres de cette loi sont synthétisés table 6.8. La dépendance croisée entre la vitesse de déformation et la température permet une meilleure estimation des niveaux de contrainte lors d'essais dynamiques en

température. Ceci n'est pas permis par la formulation de Johnson-Cook simple. Ainsi, le modèle parvient à prédire le niveau de contrainte atteint lors des essais dynamiques en température (6.18), ce qui n'a pas été pas le cas lors de la tentative de modélisation précédente (6.12).

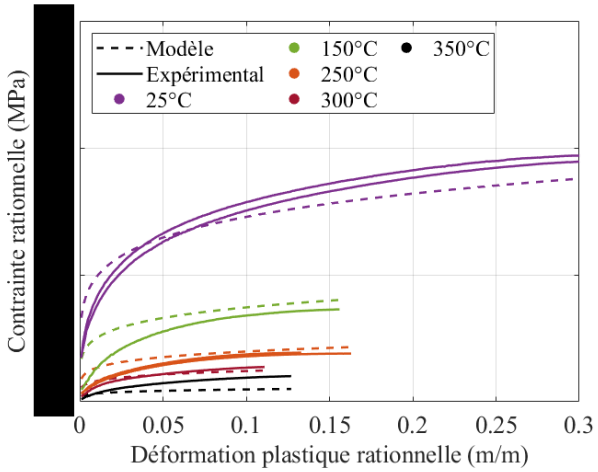


FIGURE 6.17 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais quasi statiques à $1,7\ 10^{-3}s^{-1}$

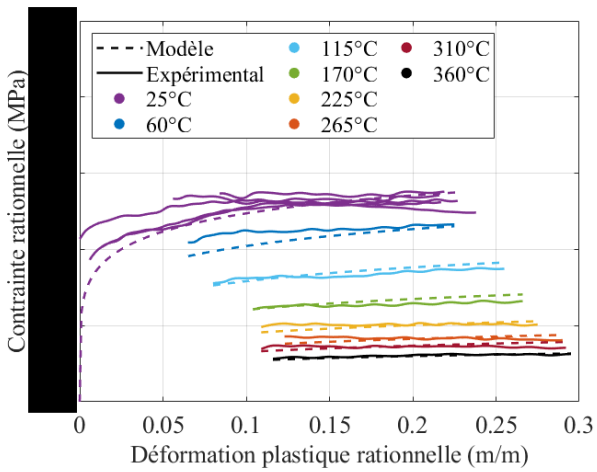


FIGURE 6.18 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais dynamiques à 1200 s^{-1}

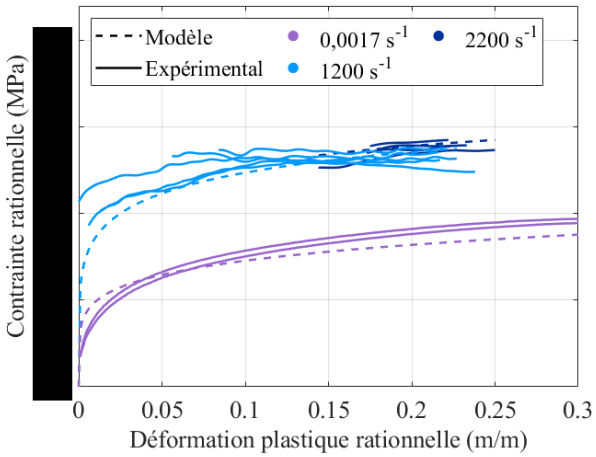


FIGURE 6.19 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais à température ambiante

A (MPa)	B (MPa)	n	C_1	C_2	C_3	$\dot{\epsilon}_0$ (s^{-1})	T_0 (°C)	T_t (°C)	m
[redacted]	[redacted]	[redacted]	[redacted]	[redacted]	[redacted]	$1,7\ 10^{-3}$	25	385	[redacted]

TABLE 6.8 – Paramètres de la loi de type *JC(2)* décrivant au mieux le comportement plastique de l'abradable AlSi-PE

L'identification des paramètres a résulté en une valeur de la limite élastique A très faible. Celle-ci indique donc que dans ce modèle, le comportement purement élastique est quasi inexistant. Des déformations plastiques résiduelles sont engendrées dès les plus petites sollicitations. Ce constat rappelle les observations faites par [Ma and Matthews, 2009] où déformer le matériau abradable de manière

purement élastique n'a pas été possible. La température de transition T_t a été identifiée 85 °C plus faible que lors de la modélisation se basant sur une loi de Johnson-Cook classique (*JC(1)*). Cette température est désormais proche des températures maximales investiguées ainsi que celles présente au sein du turboréacteur. Il est à rappeler qu'au delà de cette température, la réponse thermomécanique n'est plus définie.

6.3 Modélisation du comportement thermomécanique de l'abradable CoNiCrAlY-hBN

Les hypothèses posées sur le comportement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN n'ont pas été jugées suffisantes pour traiter son comportement autrement qu'en grandeurs conventionnelles. Par conséquent, des approches se basant exclusivement sur des lois bilinéaires élasto-plastiques ont été pratiquées afin de modéliser le comportement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN. Les essais dynamiques sont intégrés à l'identification de loi de comportement thermomécanique, tout en prenant en considération les difficultés expérimentales rencontrées lors de l'établissement d'équilibre. Le niveau de seuil appliqué au critère de Ravichandran $R(t)$ est fixé à 1, une valeur très élevée mais permettant ainsi de ne pas rejeter la quasi totalité de la courbe contrainte-déformation. Afin de proposer une identification de loi se basant sur le comportement thermomécanique avant rupture, les endommagements identifiés en chapitre 5 ont été pris en compte. Seul les essais dynamiques ayant bénéficiés d'un enregistrement vidéo ont ainsi contribué à l'outil d'identification du comportement. Sept essais sont concernés et ont tous été conduits sur les barres prototypes en aluminium 7075-T6. Cependant avec la prise en compte de l'état d'équilibre défini pour un seuil arbitraire de 100%, seulement quatre essais dynamiques sur les sept présentent un signal à l'équilibre avant rupture. Ce niveau de seuil a été fixé en réponse à un compromis entre la non prise en compte de la portion des essais où le critère d'équilibre est très haut tout en intégrant néanmoins les résultats des essais dynamiques à l'identification de modèles.

L'outil d'identification de lois comportement se base sur huit essais, les quatre essais quasi statique à $1,7\ 10^{-3}\text{s}^{-1}$, dont trois on été conduits à température ambiante et le dernier à 350 °C et quatre portions d'essais dynamiques, dont deux à température ambiante et deux à 800 °C. Un des deux essais dynamiques à température ambiante est l'essai où la rupture n'a pas été atteinte et dont la vitesse de déformation est de 305 s^{-1}. Les trois autres essais dynamiques ont une vitesse proche de 1500 s^{-1}.

6.3.1 Modèles de type bilinéaire

Le modèle bilinéaire élasto-plastique présenté précédemment en tant que modèle de type *B(1)* et d'équation 6.3 a été utilisé dans une première approche. Les figures 6.20 et 6.21 présentent le résultat de l'identification de cette loi de type *B(1)* sur les essais quasi statiques et dynamiques respectivement. La non dépendance à la température déduite lors des essais expérimentaux est prise en compte. Les paramètres de cette loi sont synthétisés table 6.9. L'erreur modèle-expérimental est évaluée à 40,15% et traduit la difficulté expérimentale éprouvée lors de la caractérisation dynamique de l'abradable

CoNiCrAlY-hBN. La qualité de l'état d'équilibre obtenue lors de ces essais est responsable de fortes oscillations sur les courbes contraintes-déformations. Le fait d'avoir fixé une valeur de seuil très élevée au critère d'équilibre ne permet pas de supprimer ces oscillations.

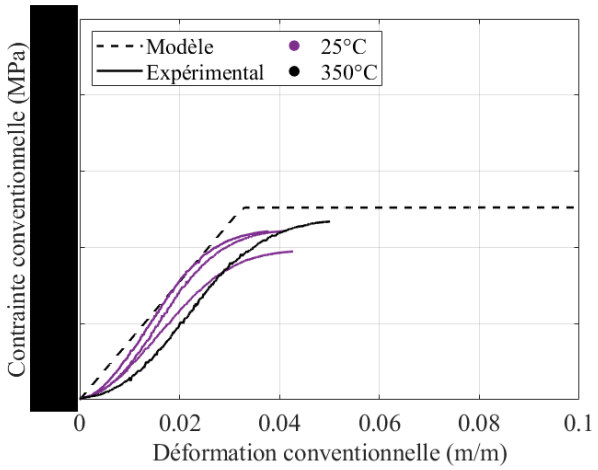


FIGURE 6.20 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais quasi statiques à $1,7\ 10^{-3}s^{-1}$.

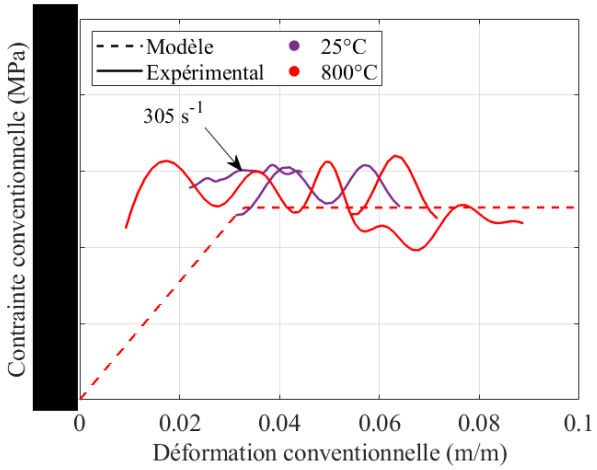


FIGURE 6.21 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais dynamiques à environ 1500 s^{-1} et à 305 s^{-1}

La formulation bilinéaire permet de modéliser la différence de comportement noté entre les essais à basse et à haute vitesse de déformation. À basse vitesse, la première portion linéaire, normalement assimilé au comportement élastique, permet quasiment de décrire l'évolution contrainte-déformation jusqu'à rupture. Pour ce qui est des essais aux grandes vitesses de déformations, la deuxième portion linéaire permet de décrire le plateau de contrainte observé. Le paramètre du module de plasticité K est identifié à une valeur très faible afin de conditionner la pente de plasticité à devenir quasi horizontale. Sans prendre en compte de dépendance à la vitesse de déformation, le modèle de type *B(1)* surestime le niveau de contrainte atteint lors des essais quasi statiques et sous estime ceux en dynamique.

E (GPa)	K (MPa)	σ_Y (MPa)
[redacted]	[redacted]	[redacted]

TABLE 6.9 – Paramètres de la loi de type bilinéaire (1) décrivant au mieux le comportement dynamique de l'abradable CoNiCrAlY-hBN

Afin de prendre en compte la dépendance à la vitesse de déformation, le modèle bilinéaire élasto-viscoplastique logarithmique d'équation 6.6, de type *B(3)*, est proposé pour la description du comportement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN. Les figures 6.22 et 6.23 présentent la comparaison modèle-expérimental entre ce modèle et les essais expérimentaux. Les paramètres de cette loi sont synthétisés table 6.10. L'erreur modèle-expérimental est de 46,71% dans ce cas.

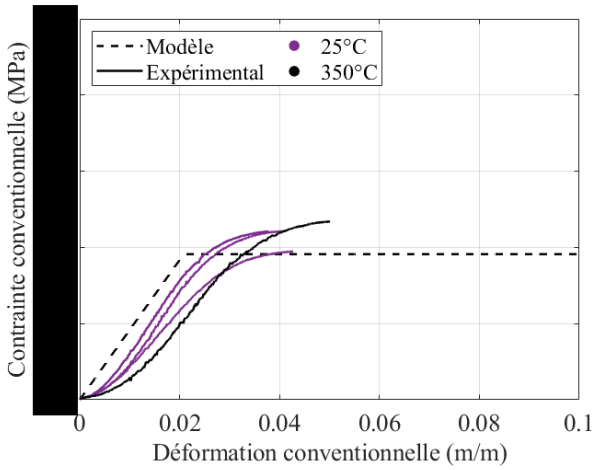


FIGURE 6.22 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais quasi statiques à $1,7\ 10^{-3}s^{-1}$

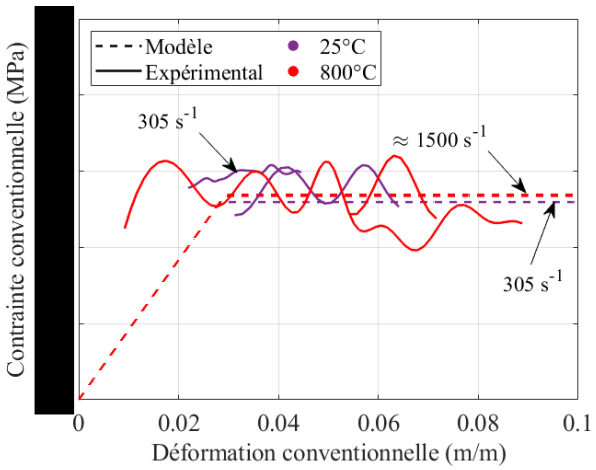


FIGURE 6.23 – Comparaison modèle-expérimental pour les essais dynamiques à environ 1500 s^{-1} à 305 s^{-1}

La dépendance de la limite d'élasticité σ_Y à la vitesse de déformation permet de différencier le niveau de contrainte atteint pour différentes vitesses, dans ce cas évoluant sur six ordres de grandeurs. Comme dans le cas du modèle *B(1)*, le module de plasticité est très faible afin de décrire un comportement parfaitement plastique pour les essais dynamiques. Sur la figure 6.23, deux courbes du modèle bilinéaire correspondantes à des limites d'élasticité légèrement différentes, sont présentées. Celle apparaissant en violet correspond à l'essai dont la vitesse de déformation est de 305 s^{-1}. La limite élastique σ_Y est alors inférieure d'environ ■ MPa aux essais à environ 1500 s^{-1}. Les trois autres courbes se superposent du fait de leurs vitesses de déformation proches et de la non dépendance à la température.

E (GPa)	K (MPa)	σ_Y (MPa)	η
■	■	■	■

TABLE 6.10 – Paramètres de la loi de type bilinéaire (3) décrivant au mieux le comportement à température ambiante de l'abradable CoNiCrAlY-hBN

Le module d'Young identifié au travers de l'identification de lois bilinéaires évolue entre ■ GPa et ■ GPa. L'essai cyclique quasi statique à température ambiante effectué sur l'abradable CoNiCrAlY-hBN à cependant abouti à l'identification d'un module d'Young à ■ GPa, soit une valeur deux fois plus élevée. En s'appuyant sur l'outil mis en œuvre, l'identification du comportement thermomécanique du CoNiCrAlY-hBN, à l'aide de lois bilinéaires, décrit un comportement élasto-plastique. Or, d'après le module d'Young identifié expérimentalement, les deux portions linéaires identifiées décrivent toutes les deux le comportement plastique. Les modèles proposés ne sont pas adaptés à modéliser le comportement thermomécanique en compression du CoNiCrAlY-hBN.

6.4 Conclusion

Un outil a été mis en œuvre et permet l'identification du modèle sur l'ensemble d'une campagne d'essais. Un algorithme d'optimisation cherche à minimiser les écarts entre une loi de comportement et les essais et identifie ainsi ses paramètres. Ainsi l'allure du modèle est conditionnée par l'ensemble des essais expérimentaux. Un modèle décrivant au mieux le comportement observé expérimentalement est alors proposé.

Modélisation du comportement de l'abradable AlSi-PE

Le comportement en compression de l'abradable a été étudié pour une large gamme de vitesses de déformation et de températures. Cette caractérisation couvre le chargement représentatif défini en chapitre 1. L'intérêt de modèles de comportement thermomécanique est donc évident. Dans ce cadre, le modèle de type élasto-plastique bilinéaire a été identifié sur les résultats expérimentaux. Ce modèle, n'incluant pas de dépendance ni à la vitesse de déformation ni à la température, ne permet pas de décrire l'ensemble des essais de compression de ces travaux. Différentes formulations de modèles de type bilinéaire ont été proposées successivement jusqu'à aboutir à un modèle de type bilinéaire décrivant l'ensemble des essais de compressions menés sur AlSi-PE. Ce modèle inclut ainsi des dépendances à la vitesse de déformation de type logarithmique, et à la température de type puissance.

Dans ce dernier modèle, l'évolution du module d'Young avec la température confirme les résultats observés lors des essais cycliques. Une comparaison avec un modèle bilinéaire utilisé dans la littérature a également été effectuée. Celle-ci a mis en évidence les similitudes et les différences entre les paramètres des modèles utilisés dans la littérature et ceux déduits des essais expérimentaux. Les paramètres de la loi issue de la littérature corroborent avec la loi identifiée dans ces travaux lorsque que les paramètres de vitesse de déformation et de température de cette dernière correspondent à des essais quasi statiques à température ambiante. Les résultats expérimentaux à hautes vitesses de déformation et en température permet donc de proposer de nouveau jeu de paramètres pour une loi de type élasto-plastique bilinéaire décrivant au mieux le comportement thermomécanique en compression dans ces conditions.

La loi de Johnson-Cook permet de décrire le comportement plastique des matériaux, elle est généralement utilisée pour les matériaux métalliques. De fait, elle est implémentée dans de nombreux programmes de modélisation se basant sur la méthode des éléments finis. Le choix de se baser sur cette loi pour décrire le comportement en compression de l'abradable AlSi-PE s'est appuyé sur les hypothèses posées lors de l'étude de son comportement. Cet abradable se déforme en compression de façon homogène et à volume constant. La loi de Johnson-Cook autorise une description des sensibilités à la vitesse de déformation à la température, deux points qui ont été observés lors de l'étude.

Dans sa formulation originelle, le modèle de Johnson-Cook a montré une bonne capacité à modéliser le comportement en compression de l'abradable AlSi-PE lorsque l'échauffement adiabatique des essais dynamiques est pris en compte. Une interdépendance entre la vitesse de déformation et la température de type puissance est cependant mise en évidence. Celle-ci est prise en compte dans une

formulation modifiée et permet une description encore plus adéquate du comportement, notamment pour les essais dynamiques en température.

Dans le cas où l'échauffement adiabatique n'est pas pris en compte, un modèle se basant sur un écrouissage de type exponentiel s'est montré le plus apte à modéliser le comportement de l'abradable AlSi-PE. Cette formulation présente notamment l'avantage de modéliser les plateaux de contraintes observés lors de compressions dynamiques. Ce modèle tient compte de l'interdépendance entre la vitesse de déformation et la température identifiée précédemment.

Modélisation du comportement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN

Une modélisation du comportement de l'abradable CoNiCrAlY-hBN est proposée en se basant sur une loi de type bilinéaire. Une loi de type élasto-plastique s'est montrée capable de décrire le comportement observé expérimentalement en ne prenant en compte aucune dépendance ni à la température ni à la vitesse de déformation. La considération de cette dernière n'a pas permis d'améliorer significativement la correspondance modèle-expérimental. La qualité des résultats des essais de compression dynamique a souffert des difficultés expérimentales à étudier ce matériau. Ceci se transmet ensuite à la tentative de modélisation du comportement entreprise dans ce chapitre. Le comportement global de l'abradable CoNiCrAlY-hBN n'a pas motivé l'utilisation de la loi plastique de type Johnson-Cook pour sa modélisation.

CHAPITRE 7

CONCLUSION ET PERSPECTIVES

7.1 Conclusion **169**

7.2 Perspectives **173**

7.1 Conclusion

Afin de contribuer à la modélisation des phénomènes mis en jeu lors d'interactions aubes/abradable, qui surviennent dans un turboréacteur ou qui sont reproduites sur banc expérimental, ce travail a posé les bases permettant de caractériser le comportement de matériaux abradables. Le challenge a été de réaliser une étude pour des gammes de vitesses de déformation et de températures représentatives du chargement des revêtements abradables dans le contexte de l'interaction aubes/abradable du compresseur basse et haute pression. Si les températures de fonctionnement sont connues, l'ordre de grandeur des vitesses de déformation en compression est relevé dans la littérature [Batailly et al., 2013] et est estimé à $10^3 s^{-1}$ dans le cas de la pénétration radiale d'une aube dans le revêtement abradable.

Dans un premier temps, le travail présenté dans ce manuscrit a proposé des outils expérimentaux permettant d'atteindre ces conditions de chargement par la mise en œuvre d'essais dynamiques en température sur abradable. Un travail de caractérisation en compression quasi statique a complété les résultats obtenus pour les plus hautes vitesses de sollicitation. De ces résultats, une démarche d'identification a conduit à l'écriture de lois de comportement pour matériaux abradables. Dans un second temps, un travail exploratoire a cherché à étendre la gamme des types de chargement en s'intéressant à la traction et au cisaillement.

Les travaux de caractérisation du comportement présents dans la littérature à ce jour n'ont pro-

posé que peu de résultats dans le domaine dynamique couplé à de hautes températures. Il est en effet complexe d'obtenir des éprouvettes en matériaux abradables, de par de la nature même de la méthode d'obtention par projection thermique. À cela s'ajoute la nature poreuse et hétérogène de ces matériaux, nécessitant des précautions expérimentales spécifiques lors des essais mécaniques. Néanmoins, ce domaine d'étude s'enrichit et propose des résultats de plus en plus pertinents sur divers matériaux abradables.

7.1.1 Avancée dans l'étude du comportement des matériaux abradables

Tenant lieu de point de départ de l'ensemble des travaux présentés dans ce manuscrit, une méthode de fabrication d'éprouvettes ayant des géométries cohérentes avec les moyens de caractérisation existants, a été mise en place. À partir d'une forte épaisseur de revêtement abradable projetée d'environ 10 mm, sur un substrat plan, diverses géométries d'éprouvettes peuvent ainsi y être extraites par contournage et découpage au fil. Une dernière étape de polissage finalise la préparation des éprouvettes.

Un banc de barres d'Hopkinson a été utilisé pour étudier le comportement dynamique de matériaux abradables jusqu'à des vitesses de déformation de l'ordre de $10^3 s^{-1}$. Un dispositif d'essais en température complète la caractérisation en conditions représentatives. Le traitement des résultats expérimentaux obtenus sur ce banc a été conditionnée par la mise en œuvre de techniques expérimentales indispensables dans l'étude des matériaux abradables. L'une de ces techniques est le conditionnement d'onde (pulse shaping) qui permet d'appliquer une vitesse de déformation constante à l'échantillon. Le critère de Ravichandran d'équilibre a quantifié un état de confiance dans l'exploitation délicate des essais de ces matériaux hétérogène et poreux. Au regard de ces caractéristiques, les conditions d'essai sur les barres d'Hopkinson ont été tout particulièrement examinées. Dans ce cadre, la méthode de chauffe employée a été critiquée à juste titre. En effet, lors de la phase transitoire de positionnement de l'échantillon chauffé entre les barres incidente et réceptrice, un gradient de température dans le volume de l'échantillon a été observé.

La caractérisation sous chargement de compression quasi statique en parallèle des essais dynamiques a permis d'étudier la sensibilité à la vitesse de déformation sur une plage variant de $10^{-3} s^{-1}$ à $10^3 s^{-1}$. Le banc de caractérisation dynamique a également pu être utilisé afin d'étudier le comportement en cisaillement sur éprouvette spécifique et en traction à l'aide d'essais brésiliens. Ces derniers ont été mis en perspective avec des essais à plus basses vitesses de déformation, de la même manière que les essais en compression. La mise en œuvre d'un moyen d'analyse des champs de déformation a été nécessaire afin d'exploiter ces essais de chargement complexe. Une étape préliminaire de calibration d'images d'une caméra rapide permet d'en améliorer la qualité avant l'analyse des champs. La procédure de dépouillement d'un essai sur un matériau de référence, s'appuyant sur cette chaîne d'acquisition, a montré que celle-ci donne de bons résultats en comparaison avec un modèle se basant sur la méthode des éléments finis. Cette procédure a ainsi validé cette technique avant d'être appliquée pour les matériaux abradables.

La proposition de lois de comportement modélisant la réponse thermomécanique d'un matériau abradable pour une sollicitation donnée s'est appuyé sur un outil d'identification se basant sur un algorithme d'optimisation. Celui-ci détermine les paramètres d'une loi dont la formulation est connue en prenant en compte l'ensemble des essais expérimentaux (quasi statiques et dynamiques). Ce outil intègre pour les essais dynamiques l'échauffement adiabatique.

Les outils développés durant cette thèse ont été appliqués à la caractérisation du comportement de deux matériaux abradables : un abradable AlSi-PE utilisé dans le compresseur basse pression et un abradable CoNiCrAlY-hBN du compresseur haute pression. L'abradable de type AlSi-PE étudié dans ce manuscrit peut subir dans son environnement moteur des températures pouvant atteindre 350 °C, contre 800 °C dans le cas de l'abradable CoNiCrAlY-hBN.

7.1.2 Résultats des travaux sur l'abradable AlSi-PE

Le dispositif des barres d'Hopkinson équipé de barres en Inconel 718 s'est montré apte à tester ce matériau en compression pour des vitesses de déformation de 1200 s^{-1} et 2200 s^{-1} en combinaison avec des températures variant de l'ambiante à 360 °C.

L'étude de l'abradable AlSi-PE est la plus aboutie. Cette dernière a fourni de nombreux résultats pertinents en compression dynamique et quasi statique, ainsi qu'en traction indirecte et en cisaillement. Le comportement en compression de l'abradable AlSi-PE montre une dépendance à la vitesse de déformation et à la température. Sur toute la gamme explorée, l'évolution contrainte-déformation exhibe deux portions séparées par un changement de pente. Ces résultats mettent en évidence un comportement ductile avec une grande capacité à se déformer avant rupture. La rupture sous chargement de compression quasi statique à $1,7\ 10^{-3} s^{-1}$ se produit pour une contrainte rationnelle de ▬ MPa et pour une déformation de 36%. En dynamique, la contrainte maximale atteint la valeur de ▬ MPa à 1200 s^{-1} et ▬ MPa à 2200 s^{-1} respectivement, soit une augmentation d'environ 40% en comparaison à la compression quasi statique. La rupture n'a été observée que dans le cas des essais à 2200 s^{-1} pour une déformation de 31%. Une diminution de 75% de la contrainte maximale est observée entre les essais dynamique à température ambiante et 360 °C. Sous sollicitation de compression quasi statique, une diminution de 90% est mesurée entre les essais à température ambiante et à 350 °C. Le changement de volume de l'éprouvette lors de sa compression dynamique, attribué au mode d'endommagement de densification, a été mesuré de l'ordre du pour-cent. La déformation en compression de l'abradable AlSi-PE peut être définie à volume constant. Une dépendance linéaire du module d'Young à la température a été observée et quantifiée par le biais d'essais cycliques quasi statiques. Le comportement élastique ainsi mis en évidence n'évolue pas avec le taux de déformation.

Les essais brésiliens à température ont montré leurs intérêts dans l'étude du comportement en traction jusqu'à rupture. Ce type d'essai est adaptable sur barres d'Hopkinson car il nécessite une sollicitation de compression afin de générer un état de traction indirecte dans l'éprouvette. Il est ainsi possible de proposer cette caractérisation dans le domaine dynamique. L'analyse des champs de déformation a confirmé que la rupture en traction indirecte attendue pour ce genre d'essai a été

reproduite lors d'essais sur abradable AlSi-PE. Une déformation à rupture d'environ 5% a ainsi été mesurée de cette analyse. Cette limite n'est pas sensible à la vitesse de déformation sur la plage de vitesse variant de $10^{-3}s^{-1}$ à 10^{2} s^{-1}. La vitesse de déformation a été montrée constante dans la zone d'intérêt. Un asymétrie de la déformation à rupture est donc observée entre les sollicitations de compression et de traction.

Le comportement en cisaillement de l'abradable AlSi-PE a été exploré dans le domaine dynamique sur les barres d'Hopkinson. Similairement aux éprouvettes destinées aux essais brésiliens, les éprouvettes à double cisaillement utilisées lors de ces travaux nécessitent l'application d'une sollicitation de compression pour localiser deux zones cisaillées. Avec la géométrie proposée, l'éprouvette rompt en traction dans une zone éloignée des bandes de cisaillement avant la rupture dans les zones cisaillées. L'analyse des champs de déformation montre que cette rupture non-idéale apparait pour un niveau de contrainte similaire à celui mis en évidence comme limite à la traction lors des essais brésiliens. Les champs de déformation dans les bandes de cisaillement montrent un état de sollicitation complexe où de la compression, de la traction et du cisaillement se superposent. L'état de cisaillement est néanmoins majoritaire. La rupture se produit pour un taux de déformation en cisaillement d'environ 10% alors que celui en traction atteint 5%. Il est par conséquent difficile d'identifier la sollicitation responsable de la ruine de la structure.

Des lois décrivant le comportement thermomécanique de l'abradable AlSi-PE ont été proposées en se basant sur deux formulations différentes. La première est directement inspirée des modèles existants dans la littérature. Ces modèles élasto-plastiques bilinéaires proposent une description simple du comportement des abradables. En supposant une dépendance à la température et à la vitesse déformation, ce type de modèle a permis de modéliser et de couvrir l'ensemble des essais expérimentaux. L'évolution du module d'Young avec la température identifié par le modèle corrobore la diminution observée lors des essais cycliques. La deuxième formulation utilisée pour la description des résultats obtenus en compression est celle de Jonhson-Cook. Cette formulation est couramment utilisée pour modéliser le comportement plastique des matériaux métalliques. Cette loi a modélisé le comportement thermomécanique en tenant compte de l'échauffement adiabatique de l'échantillon lors de sa compression. Une interdépendance entre la vitesse de déformation et la température est cependant observée. Une nouvelle formulation de loi est alors proposée en tenant compte de ce couplage. L'erreur modèle-expérimental la plus faible dans cette démarche de modélisation a ainsi été obtenue pour ce modèle. Un dernier modèle, utilisant un écrouissage exponentiel a permis de reproduire le comportement thermomécanique plastique de l'abradable AlSi-PE sans tenir compte de l'échauffement adiabatique.

7.1.3 Résultats des travaux sur l'abradable CoNiCrAlY-hBN

Les travaux de caractérisation sur abradable CoNiCrAlY-hBN sont plus limités que ne le permettent les outils développés. Les difficultés expérimentales rencontrées ont restreint l'étude du comportement à des chargements de compression. Malgré tout une caractérisation quasi statique et dyna-

mique en compression a été proposée. Le banc des barres d'Hopkinson dans sa configuration originale n'a pas été capable de mener la caractérisation sur abradable CoNiCrAlY-hBN. Des barres prototypes en aluminium 7075-T6 ont permis, par la suite, de lever ce verrou technologique. Néanmoins, ceci ne permet pas de mener des essais où l'état d'équilibre est satisfaisant.

Ce matériau abradable exhibe une sensibilité à la vitesse de déformation pour la gamme de vitesses de déformation variant de $1,7\ 10^{-3}s^{-1}$ à $10^{3}s^{-1}$. La contrainte conventionnelle maximale atteinte à rupture à basse vitesse est de ■ MPa. Elle atteint ■ MPa en dynamique, soit une augmentation de 42% par rapport aux essais quasi statiques. Avec une déformation à rupture entre 5% et 10%, l'abradable CoNiCrAlY-hBN exhibe un comportement fragile en compression probablement résultant de son taux de porosité élevé.

Les résultats limités obtenus lors de l'étude de l'abradable CoNiCrAlY-hBN n'ont pas permis de conduire un travail de modélisation du comportement aussi abouti que dans le cas de l'abradable AlSi-PE. Néanmoins, la proposition d'un modèle de type bilinéaire a été entrepris. Dans cette modélisation bilinéaire du comportement thermomécanique du matériau, le matériau montre dans un premier temps un comportement élastique suivi d'une comportement purement plastique. Cependant la pertinence de ce modèle n'est pas vérifiée par l'expérience.

7.2 Perspectives

Ces travaux sont probablement les premiers à proposer une caractérisation des matériaux abradables sur barres d'Hopkinson de manière à observer leur comportement pour des vitesses de déformation supérieures à $10^{3}s^{-1}$. Un grand nombre d'outils ont été développés pour atteindre cet objectif. L'utilisation de ces outils doit donc être poursuivie mais aussi complétée. L'étude d'autres types de sollicitation, des modélisations asymétriques du comportement, ainsi que de critères d'endommagements par analyse post-mortem sont sans doute les voies à entreprendre.

Les essais sur barres d'Hopkinson peuvent être améliorés sur plusieurs points. Durant ces travaux, les barres prototypes en alliage d'aluminium 7075-T6 ont montré leur capacité à caractériser la nuance d'abradable CoNiCrAlY-hBN. Cependant, l'état d'équilibre obtenu n'a pas été à la hauteur d'une caractérisation satisfaisante. Acquérir un jeu de barres et projectiles de qualité nécessaire à ce dispositif est une voie dans l'amélioration des mesures sur ce matériau. Il a en effet été montré des états d'équilibres corrects lors d'essai sur barres en Inconel 718 dont la répartition entre ondes réfléchie et transmise a été favorisée en adaptant la vitesse du projectile. Ces essais n'offrait alors plus une vitesse de déformation suffisante.

Compléter la caractérisation menée en compression par une caractérisation du comportement en traction ouvre la voie à une exploitation des essais de chargement complexe. Les essais brésiliens pourraient ainsi être pleinement exploités. Leurs modélisations numériques à l'aide de lois en compression et en traction, pourraient permettre de valider le travail entrepris durant ces premiers travaux. Pour le moment, les travaux engagés sur la corrélation d'images appliquée aux essais complexes ne peuvent pas aboutir, de fait de l'absence d'identification du comportement en traction. Mais l'objectif

consiste à prédire les champs de déformation obtenus expérimentalement à l'aide de modélisation des essais se basant sur les lois de comportement identifiées.

7.2.1 Chargement simple : traction quasi statique

Durant ces travaux, des éprouvettes de traction de type haltère plate ont été réalisées en abradable de nuance AlSi-PE en se basant sur la méthode décrite chapitre 1. Les dimensions de la zone utile d'une longueur L, et de section utile $E \times h$ sont synthétisées dans la table 7.1. Le dimensionnement de ce type d'éprouvette s'est basé sur les travaux de [Johnston and Evans, 2007] dans lesquels, un géométrie d'éprouvette a été sélectionnée par méthode itérative. Le rayon de raccordement leur a permis de localiser la rupture en traction dans la zone utile de l'éprouvette. Le même rapport géométrique a été utilisé pour la fabrication des éprouvettes présentées dans cette section. La taille des éprouvettes est cependant plus faible car la longueur a été adaptée à la dimension des plaques de revêtements disponibles. Cependant, la forte épaisseur de ces dernières a permis d'augmenter la profondeur h de l'éprouvette par rapport à leur rapport géométrique. Ainsi, la section utile de l'éprouvette maximise le nombre de VER la traversant. La quantité de revêtements disponibles n'a pas permis d'entreprendre une étude sur la géométrie d'éprouvette. La géométrie retenue a été extraite de la littérature [Johnston and Evans, 2007].

Longueur L (mm)	Largeur E (mm)	Profondeur h (mm)	Nombre de VER traversant la section utile $E \times h$ pour l'abradable AlSi-PE
21,0	14,4	4	272

TABLE 7.1 – Nombre de VER traversants la section utile des éprouvettes de traction pour le matériau abradable AlSi-PE

Dans l'objectif de quantifier l'asymétrie en traction-compression des matériaux abradables, des essais de traction ont été réalisés à l'aide d'une machine *Instron 5585H*. Les plateaux de compression ont été remplacés par les mors de traction à serrage mécanique. Une cellule d'effort de ■ kN a été choisie pour la mesure en traction. Une attention particulière a été apportée au serrage des éprouvettes dans les mors afin de garantir un alignement optimal. Ceci de façon à éviter toute précontrainte dans l'éprouvette induite par la prise des mors de la machine. La figure 7.1 illustre le positionnement des éprouvettes dans les mors de la machine de traction. Quatre repères ont été peints sur la surface plate de l'éprouvette afin de mesurer les déformations longitudinales et transverses à l'aide d'un extensomètre optique.

Trois essais préliminaires ont montré une rupture en tête des éprouvettes et non dans la section utile (figure 7.2). Et ce, malgré l'utilisation d'une géométrie identique à celle utilisé par [Johnston, 2011] dans leur étude, qui montrait une rupture dans la zone utile. La rupture a eu lieu pour des niveaux de déformation très faibles, inférieurs à 1% dans les trois cas. Le déplacement mesuré par l'extensomètre optique est par conséquent très faible et le rapport signal-bruit alors très présent et très pénalisant lors de ces essais.

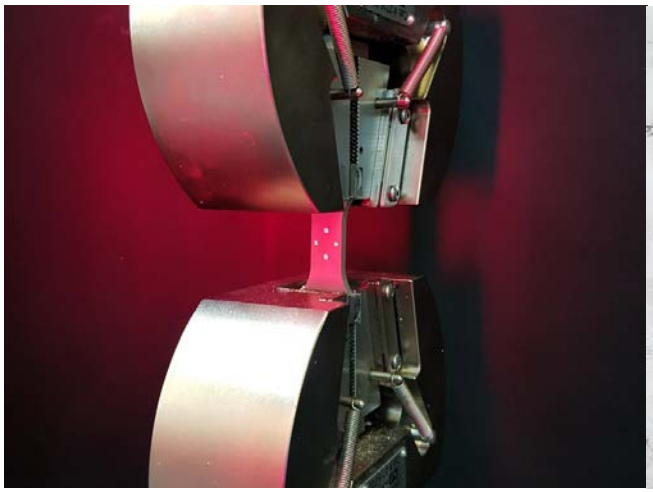


FIGURE 7.1 – Éprouvette de traction en abradable AlSi-PE prise dans les mors



FIGURE 7.2 – Rupture des trois éprouvettes en AlSi-PE lors des essais préliminaires en traction

Malgré un choix d'éprouvettes de traction aux géométries similaires à [Johnston, 2011], les essais exploratoires en traction ne sont pas concluants dans l'état, puisque la rupture de l'éprouvette n'apparait pas dans la zone utile. Un travail sur la géométrie des éprouvettes est à entreprendre pour être en capacité d'étudier le comportement en traction pure des matériaux abradables. Cette caractérisation ne peut se faire que pour des vitesses de chargement quasi statiques mais néanmoins en température. Ce travail est important dans la quantification de l'asymétrie du comportement des matériaux abradables entre traction et compression.

7.2.2 Critère d'endommagement basé sur la microstructure

L'identification de critères d'endommagement liés à l'évolution de la microstructure des matériaux abradables serait une contribution à la compréhension des modes d'endommagement qui surviennent dans les matériaux abradables. L'observation de la microstructure des éprouvettes après sollicitation pourrait ainsi permettre d'identifier une grandeur physique liée à l'endommagement du matériau et de servir de base à l'élaboration d'un critère d'endommagement. Cette grandeur peut être, entre autres, un taux de fissuration ou une variation du taux de porosité. Pour alimenter une telle approche, il est nécessaire d'avoir accès aux microstructures des éprouvettes après essais. Réaliser des observations à différents taux de déformation pour un jeu de températures et de vitesses de déformation permettrait d'identifier les sensibilités d'un modèle d'endommagement. Pour des essais conduits sur machine quasi statique, le dispositif expérimental est par construction capable d'interrompre la déformation à un niveau prédéfini. Il offre donc la possibilité de mener des observations post-mortem de l'endommagement induit et de le corréler à la sollicitation. Cependant, si le critère doit être établi sur les endommagements issus des hautes vitesses de déformation (essais sur barres d'Hopkinson), il est nécessaire de récupérer une éprouvette dont la structure est le témoin de l'historique de chargement utile appliqué pour ce type d'essai. Comme énoncé en chapitre 3, l'échantillon après essai n'est pas représentatif de l'évolution contrainte-déformation définie par le traitement de l'essai, lorsqu'il n'est pas tout simplement détruit. L'éprouvette subit une multitude de chargements successifs dus

aux allers-retours d'ondes résiduelles dans les barres jusqu'à dissipation de ces dernières. Pour avoir accès à la microstructure représentative d'un essai dynamique, il est nécessaire d'effectuer un seul et unique chargement de l'échantillon. Ce type de chargement est nommé essai interrompu.

Une étude bibliographique des techniques expérimentales permettant de réaliser des essais interrompus sur barres d'Hopkinson est présentée annexe A. Cette étude montre que le piège à ondes en tandem (TMT pour *Tandem Momentum Trap*, conçu par [Prot and Cloete, 2016]) est un dispositif approprié et intégrable au banc expérimental des barres d'Hopkinson. La compatibilité avec le système de chauffe de l'échantillon, les dimensions caractéristiques du banc actuel (position des jauges, longueur des projectiles, longueur des barres...), l'encombrement des montages et sa facilité d'utilisation lors des essais ont validé le choix de cette solution. Le fonctionnement de ce dispositif est schématisé séquentiellement figure 7.3.

— *(a)*, le banc est dans sa configuration initiale, la barre incidente possède un flasque qui est contact avec un premier tube (MT1). Un deuxième tube (MT2) est en contact avec le premier dans son prolongement. Il est à noter que les tubes MT1 et MT2 doivent avoir la même impédance mécanique que la barre incidente.
— *(b)*, par l'intermédiaire du flasque, l'impact du projectile génère une onde de compression dans la barre incidente et dans MT1.
— *(c)*, séparation du projectile, propagation complète de l'onde de compression de MT1 vers MT2. Dans le même temps, la propagation de l'onde incidente vers l'échantillon se poursuit.
— *(d)*, réflexion de l'onde de compression à la surface libre de MT2. Une onde de traction se propage dans MT2 en direction de MT1. Dans la barre incidente, l'onde incidente continue de se propager vers l'échantillon.
— *(e)*, séparation de MT2 dû au déplacement provoqué par l'onde de traction s'y propageant. L'interface entre MT1 et MT2 ne permet pas de transmettre une onde de traction. Ainsi MT1 est toujours en contact avec l'épaulement de la barre incidente. En même temps, l'onde incidente interagit avec l'échantillon. L'onde transmise se propage dans la barre réceptrice. L'onde réfléchie (une onde de traction) se propage dans la barre incidente en direction du flasque. Le piège à onde a pour objectif de piéger cette onde.
— *(f)*, transfert intégral de l'onde réfléchie de traction en compression dans MT1 car il n'y a pas de rupture d'impédance entre le tube et la barre. L'onde transmise revient vers l'échantillon en chargement de traction après réflexion sur la surface libre de la barre de transmission.
— *(g)*, inversion de l'onde compression à la surface libre MT1 en onde de traction. Cette onde rompt le contact entre MT1 et le flasque, piégeant ainsi l'onde. Aucune onde n'est présente dans la barre incidente, elle est ainsi immobile. Séparation de la barre de transmission, libérant l'échantillon libre après un évènement de compression unique.

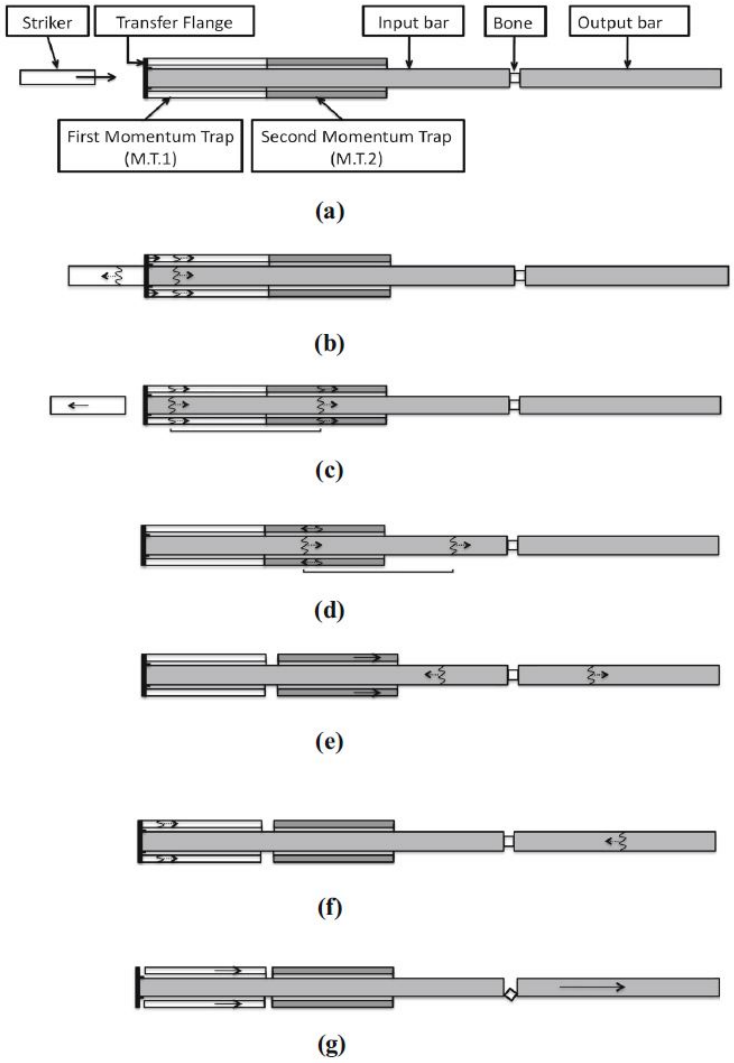


FIGURE 7.3 – Schéma de la séquence d'évènements du piège à ondes en tandem appliquée aux barres d'Hopkinson par [Prot and Cloete, 2016]

En pratique, deux tubes placés en série représentent une grande longueur par rapport à la barre incidente et risque d'interférer avec les jauges placées en milieu de barre. Pour pallier à cela, le deuxième tube est placé concentriquement au premier. Un flasque fixé sur MT2, tel que représenté figure 7.4, permet de transférer une onde de compression de MT1 vers MT2. Des détails techniques complémentaires sont rapportés annexe A.

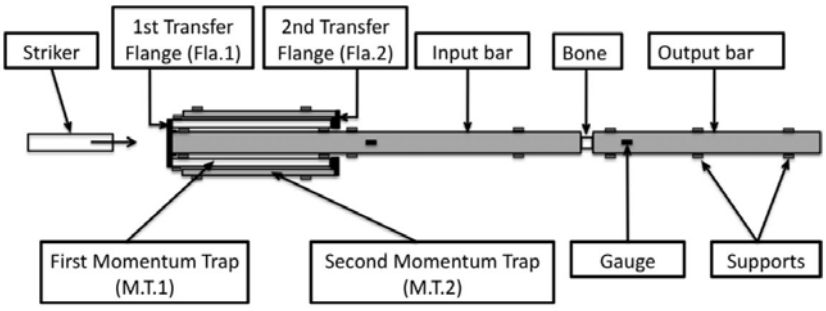


FIGURE 7.4 – Représentation schématique de la solution technique du TMT tel qu'utilisé par [Prot and Cloete, 2016]

Afin d'adapter cette solution sur le banc expérimental, les dimensions des tubes du TMT garantissant leur iso-impédance avec la barre et le projectile ont été calculées et reportées dans la table 7.2. Pour dimensionner les diverses bagues de guidage, les diamètres des tubes ont été sélectionnés pour avoir des jeux fonctionnels proches de 2 mm. La longueur des tubes doit être suffisante pour piéger la totalité de l'onde incidente. Une longueur de tube de 600 mm satisfait ce critère et piège l'onde créée par un projectile de même dimension. Les longueurs des tubes ont été choisies pour ne pas interférer avec les jauges positionnées au milieu des barres et de leurs supports (voir table 7.2).

	Barre incidente	Tube intérieur	Tube extérieur
Diamètre extérieur (mm)	20	*31,24*	*38,58*
Diamètre intérieur (mm)	-	24	33
Longueur (mm)	2000	800	710

TABLE 7.2 – Dimensions vérifiant l'iso-impédance (iso-surface) entre les éléments du piège à onde. Les valeurs calculées sont en italique

De manière à démontrer le bon fonctionnement d'un piège à onde TMT, deux modèles axisymétriques explicites, se basant sur la méthode des éléments finis d'essais sur barres d'Hopkinson sont proposés. Tous deux réalisés sur le code *Abaqus*, le premier est semblable à celui présenté chapitre 3, reproduisant le banc d'essai existant et sert de moyen comparatif. Le deuxième modèle intègre le piège à ondes. Ces modèles simulent un essai typique sur barres en Inconel 718, d'un abradable AlSi-PE. L'échantillon possède un diamètre de 15 mm et une épaisseur de $7,5$ mm. La géométrie modélisée dans le premier cas est illustrée partie *a)* de la figure 7.5. Comparativement au modèle présenté précédemment dans ce manuscrit, la durée de simulation est plus longue permettant ainsi de piéger la première onde résiduelle. La géométrie du modèle avec piège à onde est schématisée partie *b)* de la figure 7.5. Les barres et projectile sont en Inconel 718, mais le fonctionnement du dispositif n'est pas dépendant de la matière de ceux-ci.

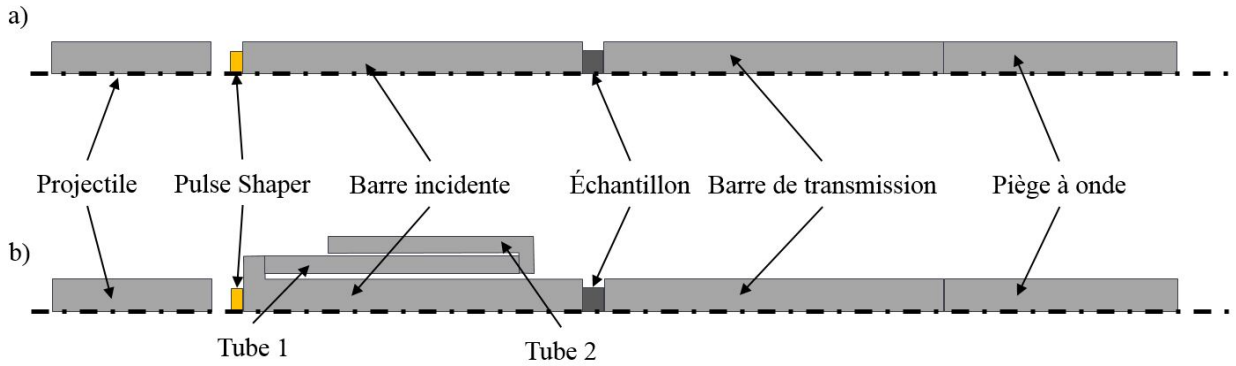


FIGURE 7.5 – Géométrie des modèles des barres d'Hopkinson sans piège à onde en tandem (a) et avec piège à onde en tandem (b)

La figure 7.6 montre les résultats de la modélisation d'un essai typique de compression sur barres d'Hopkinson, sans piège à onde, d'un abradable AlSi-PE où le projectile de 600 mm a été tiré à

13 m/s. On observe la forme des ondes incidente, réfléchie et transmise. La simulation de l'essai a été prolongé de manière à mettre en évidence la présence du retour de l'onde de compression dans la barre incidente à environ 750 µs. Cette onde résiduelle sollicite une nouvelle fois l'échantillon. Le piège à onde de la barre de transmission, présent de base sur le banc, a quant à lui piégé l'onde transmise. La figure 7.7 montre le résultat de la simulation d'un essai type avec le piège à ondes en tandem. Pour obtenir des niveaux de déformation comparables à l'essai de référence, il a été nécessaire d'augmenter la vitesse du projectile. En effet l'onde incidente générée par l'impact est séparée entre la barre incidente et MT1 par l'intermédiaire du flasque. Les dimensions du conditionneur d'onde (pulse shaper) ont été adaptées afin d'appliquer une vitesse de déformation constante. Le projectile a été tiré à 20 m/s et l'épaisseur du conditionneur d'onde a été réduite à 3 mm tout en conservant un diamètre de 15 mm. Dans ce cas, l'onde réfléchie est piégée. L'onde résiduelle n'est pas visible sur les signaux de la barre incidente. La piège a capturé strictement la longueur de l'onde réfléchie. On peut remarquer qu'une onde de traction se propage toujours dans la barre incidente. Cette onde, due au déchargement élastique de l'échantillon, tend à séparer la barre incidente de l'échantillon. Elle permet d'interrompre l'essai. Cette simulation permet de valider cette solution technique. Il est à noter que l'onde réceptrice a été piégée dans ce modèle, mais qu'en pratique, elle ne l'est pas et garantit la séparation des barres de l'échantillon (figure 7.3).

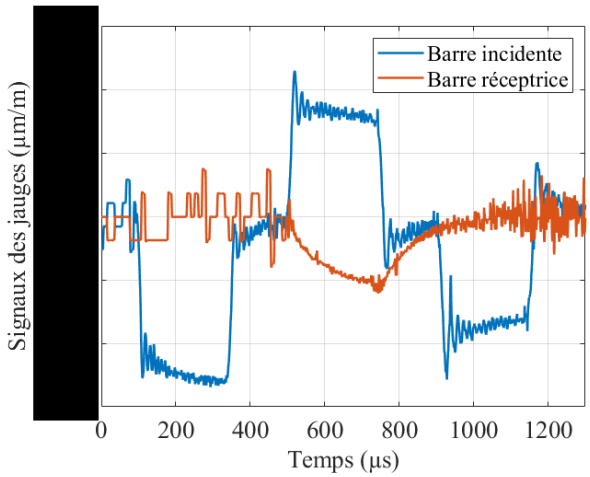


FIGURE 7.6 – Simulation d'un essai sur barres d'Hopkinson d'un abradable AlSi-PE sans piège à ondes

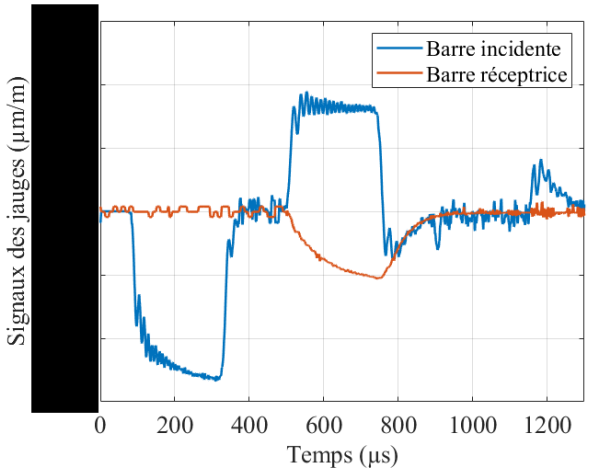


FIGURE 7.7 – Simulation d'un essai sur barres d'Hopkinson d'un abradable AlSi-PE avec piège à ondes

La mise en œuvre d'essais interrompus est évidemment indispensable dans le cas d'analyses post-mortem des deux matériaux abradables de l'étude. Afin de ne pas à avoir à fabriquer deux montages d'essais interrompus (un pour chaque jeu de barres aluninium et Inconel), des essais sur de l'abradable AlSi-PE ont ensuite été entrepris sur les barres prototypes aluminium 7075-T6. L'objectif étant de vérifier si la caractérisation des deux matériaux est possible sur ce type de barres.

Les signaux enregistrés lors d'un tel essai de compression sont prometteurs (figure 7.8). Les dimensions de l'éprouvette sont un diamètre de 15 mm et une épaisseur de 7,5 mm. Aucun conditionnement d'onde n'a été utilisé lors de cet essai de validation technique car l'objectif est simplement de vérifier la compatibilité des impédances mécaniques. Il en résulte que la répartition entre

les ondes réfléchie et transmise est très satisfaisante (au sens évoqué en chapitre 3). Des barres en aluminium 7075-T6 sont donc capables de caractériser l'abradable AlSi-PE en plus de l'abradable CoNiCrAlY-hBN. Au vu de ces résultats, l'alliage aluminium 7075-T6 semble être le matériau idéal pour la conception du pièges à ondes TMT pour la suite de ces travaux.

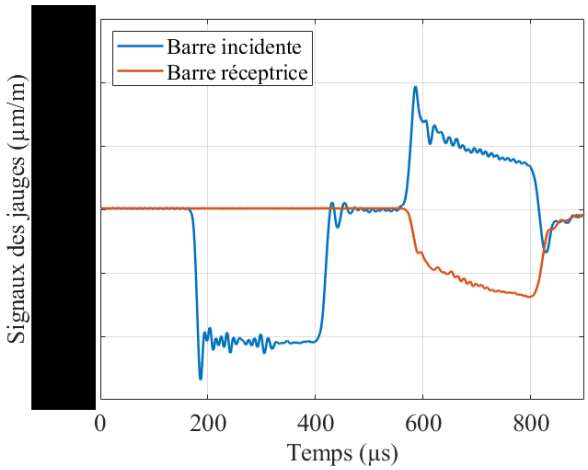


FIGURE 7.8 – Signaux des jauges obtenus pour la compression sur barres d'Hopkinson équipées des barres prototypes en aluminium 7075-T6 d'un éprouvette en AlSi-PE de diamètre 15 mm et d'épaisseur 7, 5 mm

BIBLIOGRAPHIE

Q. Agrapart, F. Nyssen, D. Lavazec, P. Dufrénoy, and A. Batailly. Multi-physics numerical simulation of an experimentally predicted rubbing event in aircraft engines. *Journal of Sound and Vibration*, 460, 2019.

G.E. Andreev. A review of the brazilian test for rock tensile strength determination. part i : calculation formula. *Mining Science and Technology*, 13(3) :445–456, 1991.

F. Azarmi, T. Coyle, and J. Mostaghimi. Young's modulus measurement and study of the relationship between mechanical properties and microstructure of air plasma sprayed alloy 625. *Surface and Coatings Technology*, 203(8) :1045–1054, 2009.

S. Baïz. Etude expérimentale du contact aube/abradable : Contribution à la caractérisation mécanique des matériaux abradables et de leur interaction dynamique sur banc rotatif avec une aube. *Thèse de doctorat*, 2011.

W.E. Baker and C.H. Yew. Strain-rate effects in the propagation of torsional plastic waves. *Journal of Applied Mechanics*, 33(4) :917–923, 1966.

A. Batailly, M. Legrand, A. Millecamps, and F. Garcin. Numerical-experimental comparison in the simulation of rotor/stator interaction through blade-tip/abradable coating contact. 2012.

A. Batailly, M. Cuny, M. Legrand, and S. Philippon. Numerical-experimental confrontation in the simulation of tool/abradable material interaction. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 135, 2013.

A. Batailly, M. Legrand, A. Millecamps, S. Cochon, and F. Garcin. Redesign of a High-Pressure Compressor Blade Accounting for Nonlinear Structural Interactions. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 137(2), 2014.

B. Berthoul, A. Batailly, L. Stainier, M. Legrand, and P. Cartraud. Phenomenological modeling of abradable wear in turbomachines. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 98 :770–785, 2018.

J. Blaber, B. Adair, and A. Antoniou. Ncorr : Open-Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software. *Experimental Mechanics*, 55(6) :1105–1122, 2015.

M.O. Borel, A.R. Nicoll, H.W. Schläpfer, and R.K. Schmid. The wear mechanisms occurring in abradable seals of gas turbines. *Surface and Coatings Technology*, 39-40 :117–126, 1989.

M. Bounazef and S. Guessasma. Blade protection and efficiency preservation of a turbine by a sacrificial material coating. *Advanced Powder Technology*, 18(2) :123–133, 2007.

D. Chan, X. Nie, D. Bhate, G. Subbarayan, and I. Dutta. High strain rate behavior of sn3. 8ag0. 7cu solder alloys and its influence on the fracture location within solder joints. In *ASME 2009 InterPACK Conference collocated with the ASME 2009 Summer Heat Transfer Conference and the ASME 2009 3rd International Conference on Energy Sustainability*, pages 989–995. American Society of Mechanical Engineers Digital Collection, 2010.

W. Chen and B. Song. Split Hopkinson (Kolsky) Bar : Design, testing and Applications. *Springer*, 2011.

M. Cuny. Contribution à la caractérisation locale des couples de matériaux mis en jeu lors du contact rotor/stator dans une turbomachine. *Thèse de doctorat*, 2012.

A. Dadouche, M.J. Conlon, W. Dmochowski, B. Liko, and J.P. Bedard. Experimental Evaluation of Abradable Seal Performance at High Temperature. In *Volume 5 : Structures and Dynamics, Parts A and B*, pages 143–150. ASME, 2008.

R.M. Davies. A critical study of the hopkinson pressure bar. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 240(January) :375–457, 1948.

C. Delebarre, V. Wagner, J.Y. Paris, G. Dessein, J. Denape, and J. Gurt-Santanach. An experimental study of the high speed interaction between a labyrinth seal and an abradable coating in a turbo-engine application. *Wear*, 316(1–2) :109–118, 2014.

M. Dorfman, U. Erning, and J. Mallon. Gas turbines use 'abradable' coatings for clearance-control seals. *Sealing Technology*, 2002(1) :7–8, 2002.

J. Duffy, J.D. Campbell, and R.H. Hawley. On the use of a torsional split hopkinson bar to study rate effects in 1100-0 aluminum. *Journal of Applied Mechanics*, 38(1) :83–91, 1971.

S. Ellwood, L.J. Griffiths, and D.J. Parry. Materials testing at high constant strain rates. *Journal of Physics E : Scientific Instruments*, 15(3) :280, 1982.

C. Fairhurst. On the validity of the 'brazilian'test for brittle materials. In *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences & Geomechanics Abstracts*, volume 1, pages 535–546. Elsevier, 1964.

N. Fois, J. Stringer, and M.B. Marshall. Adhesive transfer in aero-engine abradable linings contact. *Wear*, 304(1-2) :202–210, 2013.

D.K. Francis, W.R. Whittington, W.B. Lawrimore, P.G. Allison, S.A. Turnage, and J.J. Bhattacharyya. Split Hopkinson Pressure Bar Graphical Analysis Tool. *Experimental Mechanics*, 57(1) :179–183, 2017.

D.J. Frew, M.J. Forrestal, and W. Chen. Pulse Shaping Techniques for Testing Brittle Materials with a Split Hopkinson Pressure Bar. *Experimental Mechanics*, 42(1) :93–106, 2002.

G. Gary. Testing with bars from dynamic to quasi-static. *Springer*, 2014.

X. Haijun, Z. Na, L. Bin, C. Lijun, and H. Weirong. Investigation of high-speed abrasion behavior of an abradable seal rubber in aero-engine fan application. *Chinese Journal of Aeronautics*, 30 : 1615–1623, 2017.

R. Harilal and M. Ramji. Adaptation of Open Source 2D DIC Software Ncorr for Solid Mechanics Applications. *9th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics*, (November) :1–6, 2014.

R.C. Hendricks, R.E. Chupp, Scott B. Lattime, and B.M. Steinetz. Turbomachine Interface Sealing. *NASA TM 2005 213633*, 2005.

R.C. Hendriks, F. Dimofte, R.E. Chupp, and B.M. Steinetz. Interfaces—weak links, yet great opportunities. *NASA TM 2011 214041*, 2011.

N. Hopkins and J. Shipton. Method of producing a self supporting form from a coating material, 2005.

B. Hopkinson. A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, 213 :437–456, 1914.

P. Iassonov, T. Gebrenegus, and M. Tuller. Segmentation of X-ray computed tomography images of porous materials : A crucial step for characterization and quantitative analysis of pore structures. 45 :1–12, 2009.

I. Irausquín, J.L. Pérez-Castellanos, V. Miranda, and F. Teixeira-Dias. Evaluation of the effect of the strain rate on the compressive response of a closed-cell aluminium foam using the split Hopkinson pressure bar test. *Materials and Design*, (47) :698–705, 2013.

M. Isakov, S. Hiermaier, and V. Kuokkala. Improved specimen recovery in tensile split Hopkinson bar. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 2014.

L. Japaridze. Journal of Rock Mechanics and Geotechnical Engineering Stress-deformed state of cylindrical specimens during indirect tensile strength testing. *Journal of Rock Mechanics and Geotechnical Engineering*, 7(5) :509–518, 2015.

D. Jech, L. Čelko, P. Komarov, J. Ziegelheim, Z. Česánek, and J. Schubert. The Role of Different Atmospheric Plasma Spray Parameters on Microstructure of Abradable AlSi-Polyester Coatings. *Solid State Phenomena*, 270 :224–229, 2017.

R.E. Johnston. Mechanical characterisation of AlSi-hBN, NiCrAl-Bentonite, and NiCrAl-Bentonite-hBN freestanding abradable coatings. *Surface and Coatings Technology*, 205(10) :3268–3273, 2011.

R.E. Johnston and W.J. Evans. Freestanding abradable coating manufacture and tensile test development. *Surface and Coatings Technology*, 202(4-7) :725–729, 2007.

H. Kolsky. An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at very High Rates of Loading. *Proc. Phys. Soc. B*, 62, 1949.

M. Legrand. Modèles de prédiction de l'interaction rotor/stator dans un moteur d'avion. *Thèse de doctorat*, 2005.

M. Legrand, A. Batailly, and C. Pierre. Numerical Investigation of Abradable Coating Removal in Aircraft Engines Through Plastic Constitutive Law. *Journal of Computational and Nonlinear Dynamics*, 7(1), 2011.

A.M. Lennon and K.T. Ramesh. A technique for measuring the dynamic behavior of materials at high temperatures. *International Journal of Plasticity*, 14(12) :1279–1292, 1998.

P. Li, N.V. Nguyen, and H. Hao. Dynamic compressive behaviour of Mg foams manufactured by the direct foaming process. *Materials and Design*, 89 :636–641, 2016.

L.P. Ludwig and R.L. Johnson. Sealing technology for aircraft gas turbine engines. 1974.

X. Ma and A. Matthews. Investigation of abradable seal coating performance using scratch testing. *Surface and Coatings Technology*, 202(4-7) :1214–1220, 2007.

X. Ma and A. Matthews. Evaluation of abradable seal coating mechanical properties. *Wear*, 267 (9-10) :1501–1510, 2009.

R. Mandard, Y. Desplanques, G. Hauss, J. Fabis, J.F. Witz, and J. Meriaux. Mechanisms of incursion accommodation during interaction between a vibrating blade and an abradable coating. *Wear*, 330-331 :406–418, 2015.

Oerlikon Metco. DSMTS-0011.4 – CoNiCrAlY-BN/Polyester Abradable Powders. *Material Product Data Sheet*, pages 1–4, 2014.

A. Millecamps, J.F. Brunel, P. Dufrénoy, F. Garcin, and M. Nucci. Influence of Thermal Effects During Blade-Casing Contact Experiments. In *Volume 1 : 22nd Biennial Conference on Mechanical Vibration and Noise, Parts A and B*, pages 855–862. ASME, 2009.

A. Millecamps, A. Batailly, M. Legrand, and F. Garcin. Snecma's Viewpoint on the Numerical and Experimental Simulation of Blade-Tip/Casing Unilateral Contacts. *Proceedings of ASME Turbo Expo 2015 : Turbine Technical Conference and Exposition*, pages 1–11, 2015.

S. Nemat-Nasser, J.B. Isaacs, and J.E. Starett. Hopkinson Techniques for Dynamic Recovery Experiments. *Mathematical and Physical Sciences*, 435(1897) :371–391, 1991.

Oerlikon Metco. *An Introduction to Thermal Spray*. 2015.

Oerlikon Metco. DSMTS-0016.6 – Aluminum Silicon Polymer Powders. *Material Product Data Sheet*, pages 1–4, 2017.

C. Padova, M. G Barton, J.and Dunn, S. Manwaring, G. Young, M. Adams, and M. Adams. Development of an Experimental Capability to Produce Controlled Blade Tip/Shroud Rubs at Engine Speed. *Journal of Turbomachinery*, 127(4) :726, 2003.

A. Pellegrino, M.J. Perez-Martin, K. Dragnevski, G. Zumpano, and N. Petrinic. Temperature and strain rate dependent mechanical response of METCO 601 aluminium-polyester abradable seal coating. *EPJ Web of Conferences*, 183, 2018.

L. Peroni, M. Scapin, M. Avalle, J. Weise, and D. Lehmhus. Dynamic mechanical behavior of syntactic iron foams with glass microspheres. *Materials Science and Engineering A*, 552 :364–375, 2012.

M. Prot and T.J. Cloete. A Tandem Momentum Trap for Dynamic Specimen Recovery During Split Hopkinson Pressure Bar Testing of Cancellous Bone. *Journal of dynamic behavior mater.*, (2) : 50–58, 2016.

M. Prot, T.J. Cloete, and S. Pattofatto. Dynamic compression and recovery of cancellous bone for microstructural investigation. *EPJ Web of Conferences 26 , 03003*, 2012.

U. Rathmann, S. Olmes, and A. Simeon. Sealing Technology : Rub Test Rig for Abrasive/Abradable Systems. In *Volume 5 : Turbo Expo 2007*, pages 223–228. ASME, 2007.

G. Ravichandran and G. Subhash. Critical appraisal of limiting strain rates for compression testing of ceramics in a split hopkinson pressure bar. *Journal of the American Ceramic Society*, 77(1) : 263–267, 1994.

H. Reiss. Flow Control Core. In *Overview European Workshop on New Aero Engine Concepts*, volume 30, Munich, 2010.

D. Rittel, L.H. Zhang, and S. Osovski. Journal of the Mechanics and Physics of Solids The dependence of the Taylor – Quinney coefficient on the dynamic loading mode. 107 :96–114, 2017.

Z. Rosenberg, D. Dawicke, E. Strader, and S.J. Bless. A new technique for heating specimens in split-hopkinson-bar experiments using induction-coil heaters. *Experimental Mechanics*, 26(3) : 275–278, 1986.

L. Salles, L. Blanc, F. Thouverez, and A.M. Gouskov. Dynamic analysis of fretting-wear in friction contact interfaces. *International Journal of Solids and Structures*, 48(10) :1513–1524, 2011.

R.K. Schmid. New high temperature abradables for gas turbines. *Thèse de doctorat*, 1997.

P. Schmiechen. *Travelling Wave Speed Coincidence*. PhD thesis, 1997.

J.L. Seichepine, H.I. Faraoun, F. Peyraut, P. Chandler, C. Coddet, M. Hertter, and C. Sellars. Numerical simulation of the thermo-mechanical behaviour of thermally sprayed abradable coatings. In *International Thermal Spray Conference and Exposition*, Maastricht, 2008.

J.D. Seidt and A. Gilat. International Journal of Solids and Structures Plastic deformation of 2024-T351 aluminum plate over a wide range of loading conditions. *International Journal of Solids and Structures*, 50(10) :1781–1790, 2013.

S. Seo, O. Min, and H. Yang. Constitutive equation for Ti–6al–4v at high temperatures measured using the SHPB technique. *International Journal of Impact Engineering*, 31(6) :735–754, 2005.

R. Soltani, M. Heydarzadeh-Sohi, M. Ansari, F. Afsari, and Z. Valefi. Effect of APS process parameters on high-temperature wear behavior of nickel–graphite abradable seal coatings. *Surface and Coatings Technology*, 321 :403–408, 2017.

B. Song and W. Chen. Quasi-static and Dynamic Compressive Behaviors of a S-2 Glass/SC15 Composite. 37(19) :1723–1744, 2003.

B. Song and W. Chen. Split Hopkinson pressure bar techniques for characterizing soft materials. *Latin American Journal of Solids and Structures*, 2(June) :113–152, 2005.

J. Stringer and M.B. Marshall. High speed wear testing of an abradable coating. *Wear*, 294-295 : 257–263, 2012.

M. Thévenot, V. Wagner, J. Paris, G. Dessein, J. Denape, M. Harzallah, A. Brunet, and T. Chantrait. Thermomechanical phenomena and wear fl ow mechanisms during high speed contact of abradable materials. *Wear*, 426-427(January) :1102–1109, 2019.

J. Vincent, S. Philippon, A. Cappella, J. Meriaux, and S. Selezneff. Enhancement of an experimental method to measure accurately the evolution of forces during short-lived interactions : Application to blade-abradable material contacts in turbomachines. *Measurement*, 98 :167–178, 2017.

H. Wang. Criteria for analysis of abradable coatings. *Surface and Coatings Technology*, 79(1-3) : 71–75, 1996.

M. Watson and M. Marshall. Wear mechanisms at the blade tip seal interface. *Wear*, 404-405(March) : 176–193, 2018.

R.J. Williams. Simulation of Blade Casing Interaction Phenomena in Gas Turbines Resulting From Heavy Tip Rubs Using an Implicit Time Marching Method. In *Volume 6 : Structures and Dynamics, Parts A and B*, pages 1007–1016. ASME, 2011.

S. Wilson. Overview of Sulzer Metco Compressor and Turbine Abradable Technology. In *8th International Charles Parsons Turbine Conference*, pages 1–40, 2011.

W. Xue, S. Gao, D. Duan, J. Zhang, Y. Liu, and S. Li. Effects of blade material characteristics on the high-speed rubbing behavior between Al-hBN abradable seal coatings and blades. *Wear*, 410-411 (June) :25–33, 2018.

C. Zhang, T. Suo, W. Tan, X. Zhang, J. Liu, C. Wang, and Y. Li. An experimental method for determination of dynamic mechanical behavior of materials at high temperatures. *International Journal of Impact Engineering*, 102 :27–35, 2017.

ANNEXE A

ESSAIS INTERROMPUS SUR BARRES D'HOPKINSON

Effectuer des essais interrompus sur barres d'Hopkinson n'est pas possible dans la configuration classique du dispositif. Ceux-ci sont nécessaires pour conduire des observations de la microstructure après essais d'éprouvettes sollicitées de manière dynamique. Pour lever ce verrou technologique et pouvoir conduire des essais dits interrompus, il existe principalement deux approches. La première vise à empêcher que les barres chargent à nouveau l'échantillon une fois le chargement utile réalisé. Cette technique se base sur l'interférence entre un flasque de la barre incidente et une masse rigide pour limiter son déplacement dans une certaine direction. Les ondes résiduelles se propagent toujours dans les barres mais résultent sur un déplacement de celles-ci libérant l'échantillon. La deuxième peut être vue comme un piège à onde. Il a pour fonction de piéger toute onde élastique résiduelle après le premier chargement.

A.1 Masse rigide

Cette solution a été introduite pour des essais en compression pour la première fois en 1966 [Baker and Yew, 1966]. Elle fait appel à une masse de réaction fixée sur le bâti du banc et à un flasque solidaire de la barre incidente. Cette masse possède une impédance mécanique très importante par rapport aux barres pour être considérée comme infiniment rigide [Nemat-Nasser et al., 1991]. La technique repose sur une distance d à déterminer et à régler entre la masse rigide et le flasque (figure A.1) avant un essai. Cet écart est calculé de manière à être tout juste comblé par le déplacement de la barre associé au passage de l'onde incidente. Lors du retour de l'onde réfléchie, le flasque est ainsi en contact avec la masse permettant un transfert de l'onde de la barre vers la surface rigide. Or la réflexion d'une onde traction par une surface rigide est une onde de traction également, inversant donc la vitesse des particules de la barre. Ce phénomène libère l'échantillon avant tout passage d'ondes résiduelles. Du

point de vue de l'échantillon, l'essai est virtuellement terminé et les réflexions résiduelles continuent d'éloigner les barres incidente et de transmission.

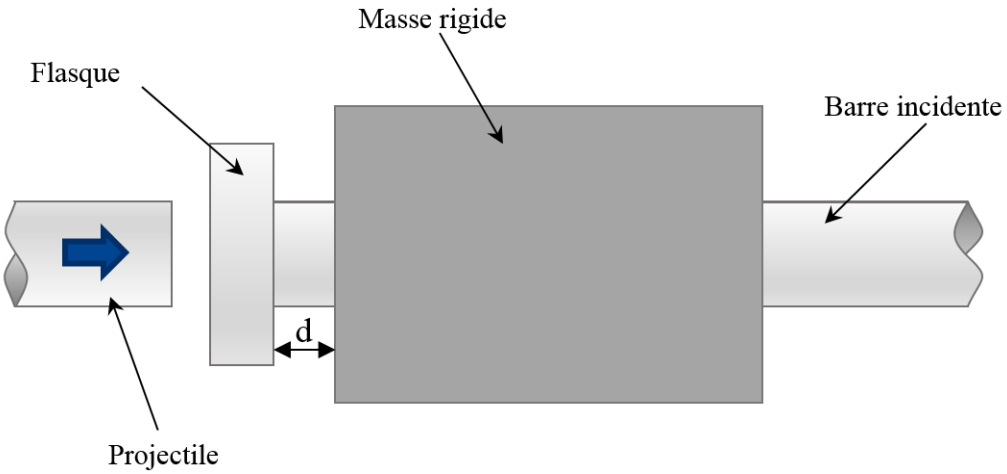


FIGURE A.1 – Principe du piège à onde à masse rigide

La distance à régler entre le flasque et la masse correspond au déplacement généré par le passage de l'onde incidente de compression avant le retour de l'onde réfléchie à la surface d'impact et est déterminée par la relation suivante :

$$d = C_B \int_0^{t_0} \varepsilon_I(t)dt \tag{A.1}$$

Où t_0 est le temps s'écoulant entre l'impact du projectile sur la barre incidente et le retour de l'onde réfléchie au niveau de cette surface d'impact :

$$t_0 = 2l_B/C_B \tag{A.2}$$

Il est à noter qu'à l'instant t_0, les trois ondes utiles sont toutes déjà mesurées. Un essai préliminaire devra être conduit dans les conditions réelles afin d'estimer $\varepsilon_I(t)$ et notamment dans le cas de la mise en œuvre d'un conditionnement d'onde. L'efficacité de ce système est par conséquence dépendante des incertitudes expérimentales et notamment la vitesse du projectile. La distance réglée pour une vitesse définie n'est pas optimale lors du tir à une vitesse légèrement différente. Malgré les calculs pour déterminer la distance d, une étape d'optimisation de ce réglage est nécessaire [Nemat-Nasser et al., 1991]. Mener ces essais successifs est très chronophage et requiert une bonne expérience de la part de l'opérateur et n'est envisageable que si le dispositif est très répétable. Ce dispositif n'est donc pas adapté à pour des campagnes comprenant beaucoup d'essais.

Pour pallier à ces inconvénients, un dispositif dérivé de la masse rigide a été mis au point par [Nemat-Nasser et al., 1991] en intercalant un tube entre le flasque de la barre incidente et la masse rigide. Dans cette configuration, ce n'est plus le déplacement de la barre qui provoque le contact entre la masse rigide et la barre incidente, ainsi le réglage précis d'une distance d n'est plus à prévoir. Le temps de parcours de l'onde dans le tube ajoute un délai entre le moment où l'onde est générée et son interaction avec la masse. La figure A.2 présente la mise en œuvre de ce dispositif.

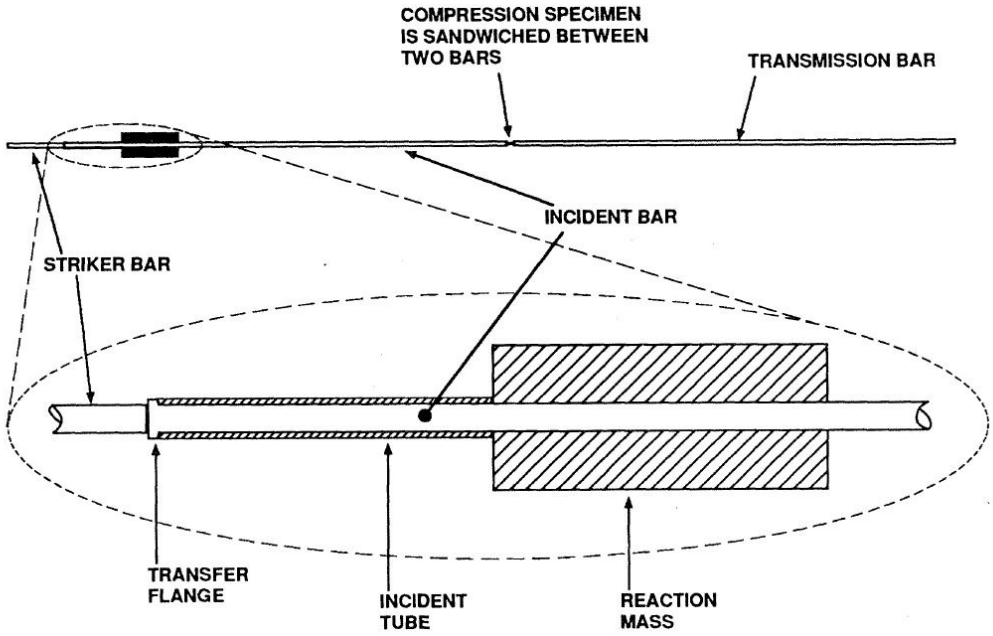


FIGURE A.2 – Dispositif d'inversement du chargement [Nemat-Nasser et al., 1991]

Lors de l'impact du projectile sur le flasque de la barre incidente, des ondes sont générées dans la barre et le tube et se propagent respectivement vers l'échantillon et la masse rigide. Le tube étant plus court que la barre, l'onde atteint la masse et est réfléchie en onde de compression et inverse donc la vitesse des particules du tube. Cette onde se propage jusqu'au flasque de la barre incidente avant d'être transmise à la barre. Une onde de traction succède ainsi à l'onde incidente de compression et aura pour effet de libérer l'échantillon rapidement après son chargement. Ce dispositif possède un tube incident de même longueur que le projectile utilisé. Ce qui résulte en un profil d'onde où celle de traction débute immédiatement après celle de compression (figure A.3).

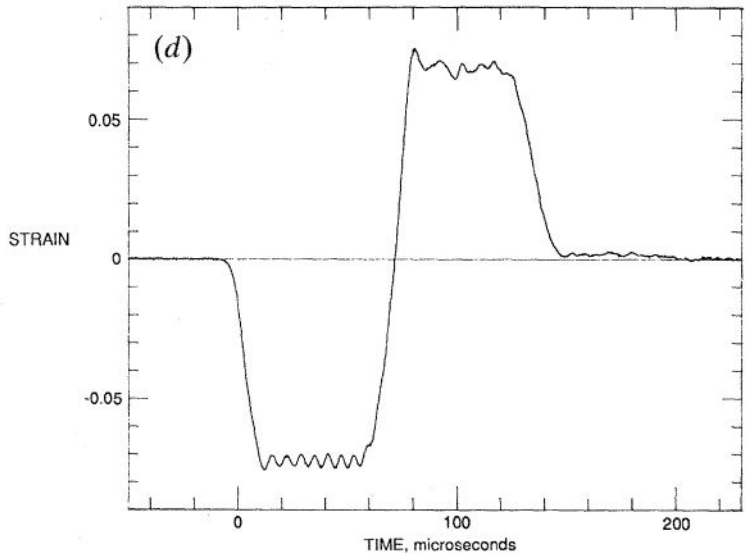


FIGURE A.3 – Profil d'onde généré typiquement par la technique d'inversement du chargement [Nemat-Nasser et al., 1991]

La préparation de l'essai est grandement simplifiée par rapport à l'utilisation d'une masse seule puisque toute les pièces sont en contact avant l'essai. Cependant, changer la longueur du projectile requiert de changer le tube et donc la position de la masse pour que l'onde de traction suive toujours directement celle de compression. Une attention particulière est nécessaire pour éviter le recouvrement de l'onde réfléchie et de l'onde incidente. L'onde incidente totale est dans ce cas deux fois plus longue du fait de la succession de l'onde de chargement et de l'onde de déchargement.

A.2 Piège à onde

Plutôt que d'annihiler le déplacement de la barre incidente vers l'éprouvette après le premier chargement, une autre approche du problème suggère de s'assurer qu'aucune onde résiduelle ne persiste dans les barres incidente et de transmission. De cette manière le dispositif resterait immobile et par conséquent plus aucun chargement de l'éprouvette n'aurait lieu. Pour parvenir à ce résultat, on piège les ondes résiduelles dans des barres ou des tubes qu'on appelle piège à onde (SMT : Single Momentum Trap). Selon qu'une onde de compression ou de traction doivent être piégée, la solution technologique diffère. Pour piéger une onde de compression se propageant dans une barre, une autre barre de même impédance est placée coaxialement contre la surface libre de celle-ci (figure A.4).

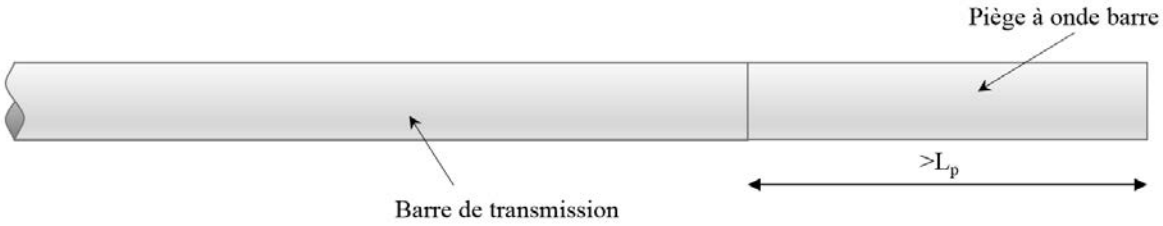


FIGURE A.4 – Principe du piège à onde de compression

L'onde se propage intégralement dans le piège puisque les impédances sont identiques. Elle est ensuite réfléchie en onde de traction sur la surface libre. Cependant, le contact entre les deux barres permet de transmettre des ondes de compression mais pas de traction, on observe donc un décollement du piège à onde. Aucune onde n'est présente dans la barre réceptrice qui reste par conséquent immobile contrairement au piège qui s'éloigne à cause des allers-retours successifs dans celui-ci. La longueur du piège doit être supérieure à celle de la moitié de l'onde transmise et par conséquence au moins de la longueur du projectile. Ceci afin que la totalité de l'onde créée par celui-ci puisse être contenue dans le piège. Dans le cas contraire, le piège ne capturerait qu'une partie de l'onde et ne stopperait pas le déplacement de la barre. Pour des barres d'Hopkinson en compression, ce piège à onde est donc adapté à la capture de l'onde transmise lorsqu'il est placé après la barre de transmission [Nemat-Nasser et al., 1991].

Pour capturer une onde de traction, un ensemble piège à onde tubulaire et flasque sur une barre est nécessaire. Le schéma de principe est représenté figure A.5.

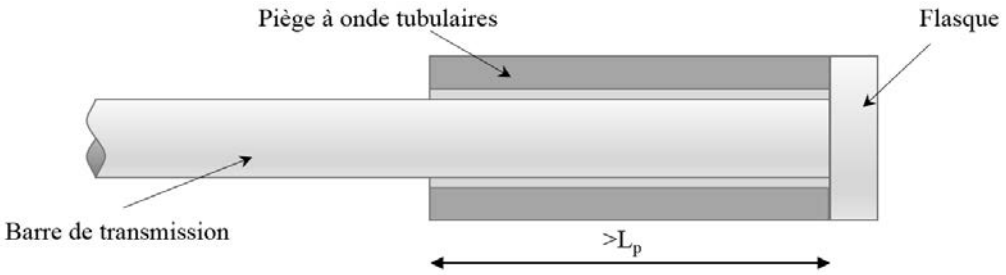


FIGURE A.5 – Principe du piège à onde de traction

L'impédance du tube est la même que celle de la barre assurant une propagation complète de l'onde de traction dans celui-ci. Par l'intermédiaire de ce contact, le flasque permet de transmettre l'onde de traction, issue de la barre, en onde de compression dans le tube. L'onde de traction réfléchie par la surface libre du tube agit de la même manière que précédemment, en séparant le piège et la barre, piégeant ainsi l'onde. La barre est laissée immobile et le tube continue de se déplacer jusqu'à amortissement complet de l'onde. Avec le même raisonnement que précédemment, le piège doit être au minimum plus long que le projectile et également coaxial avec la barre. Sur des barres d'Hopkinson en traction, ce piège est utilisé après la barre de transmission pour piéger l'onde de traction [Isakov et al., 2014]. Dans une configuration en compression, ce piège ne fonctionne pas pour capturer le retour de l'onde réfléchie puisque l'impact du projectile sur le flasque générerait une onde dans la barre incidente et dans le tube. Ceci aurait pour effet de séparer le tube du flasque bien avant que l'onde réfléchie ne revienne vers celui-ci. Une configuration similaire à la masse rigide apparait, un réglage d'une distance d est nécessaire entre le flasque et le tube. Puisqu'un réglage d'une distance est de nouveau présent, ce dispositif souffre des mêmes inconvénients que ceux utilisant des masses rigides. La principale différence entre les deux réside dans le fait que le SMT laisse la barre incidente immobile contrairement à l'utilisation d'une masse rigide.

Les difficultés expérimentales apportées par la mise en œuvre d'un SMT sur la barre incidente, ont poussé le développement d'un dispositif novateur appelé piège à onde en tandem (TMT : Tandem Momentum Trap). Il consiste à mettre en série deux pièges à onde sans avoir besoin de régler précisément une distance entre différents composants. Ceci permettant de mener des campagnes avec un nombre d'essais élevés. Conçu premièrement pour réaliser des essais de compression [Prot and Cloete, 2016; Prot et al., 2012], il a également été adapté par la suite pour réaliser des essais en traction [Isakov et al., 2014]. L'idée est de reprendre le principe du piège à onde de traction simple tout en s'assurant qu'il reste en contact avec la barre incidente après l'impact du projectile. L'onde réfléchie est ainsi piégée lors de son retour.

Ce piège à onde utilise une paire de tubes, MT1 et MT2, de même impédance que la barre incidente, concentrique et coaxiaux avec celle-ci. Le premier tube, MT1, est contact avec un épaulement proche de la surface d'impact de la barre incidente. Le deuxième tube est placé en contact contre le premier. Les liaisons flasque-MT1 et MT1-MT2 permettent seulement de transmettre des ondes de compression. Le fonctionnement séquentiel du TMT dans sa configuration pour des essais en compression a été traité dans les perspectives de ces travaux (chapitre 7).

Le dispositif utilisé par [Prot and Cloete, 2016] est composé d'une barre incidente et de tubes en aluminium et les flasques sont en Ti6Al4V. Le flasque 1 réalisant le contact entre la barre incidente et MT1 est vissé sur celle-ci. Il en est de même pour le flasque 2, également vissé sur MT2 et permettant de transmettre une onde compression de MT1 vers MT2. La matière des flasques a été choisie après des essais expérimentaux réalisés sur trois matériaux : aluminium, PEHD et Ti6Al4V. D'après l'expérience, ce dernier affecte le moins l'onde incidente. Sa rigidité supérieure par rapport aux autres matériaux est avancée comme explication par [Prot and Cloete, 2016].

Un résultat typique obtenu avec le TMT est présenté figure A.6 pour un essai sans barre de transmission ni échantillon. La réponse idéale du système serait d'avoir deux créneaux, un pour l'onde incidente et un pour l'onde réfléchie suivi par un signal d'amplitude nulle et sans oscillations. Sur la figure A.6 apparaissent cependant quatre comportements non-idéaux décrits par [Prot and Cloete, 2016].

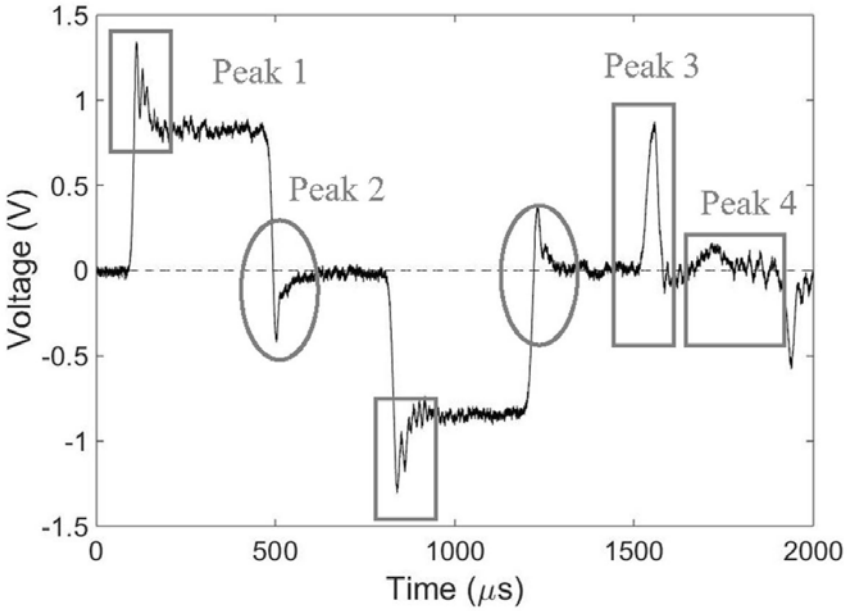


FIGURE A.6 – Signaux d'un essai interrompu par un piège à onde en tandem [Prot and Cloete, 2016]

Les raideurs des flasques sont responsables des pics 1 et 2. Le faible décollement du piège MT1 après le passage de l'onde incidente est responsable du pic 3. Enfin, les défauts d'alignement du système engendrent le pic 4. La grande majorité de l'onde réfléchie est néanmoins capturée par ce piège tout en étant simple d'utilisation et rapidement mis en œuvre. Les oscillations résiduelles contribuent à moins de 3% du déplacement de la barre incidente dans ce cas [Prot and Cloete, 2016].

Les piège à onde en tandem ont l'avantage d'être indépendants de la vitesse du projectile. Une différence notable avec les essais interrompus par masse rigide est le fait que l'onde générée à l'impact est divisée entre le piège à onde et la barre incidente. Il est donc nécessaire de tirer le projectile plus rapidement pour atteindre la même vitesse de déformation dans l'échantillon. S'assurer du bon contact entre les différents pièges et barres est le point le plus critique lors de la mise en œuvre. Cependant, cette mise en œuvre reste plus aisée à réaliser qu'elle ne l'est pour les dispositifs utilisant des masses rigides et permet d'être viable pour réaliser des campagnes d'essais interrompus.

A.3 Choix d'une solution technologique

Dans le but d'intégrer d'un de ces systèmes sur les barres d'Hopkinson, les contraintes conditionnant le choix ont premièrement été identifiées. La solution doit être compatible avec les caractéristiques intrinsèques du banc. Celle-ci doit permettre de poursuivre les études réalisées dans ce manuscrit. Avec un système compatible avec un projectile d'une longueur de 600 mm est alors nécessaire pour les essais sur abradable AlSi-PE nécessitant d'imposer de fort taux de déformation. L'encombrement du dispositif ne doit pas interférer avec le système de chauffe et ne doit pas recouvrir les jauges afin de ne pas rendre trop complexe (démontage du système) les opérations de maintenance sur les jauges (collage et/ou soudure) assez fréquentes. Finalement, la facilité de mise en œuvre est également un point important au regard des nombreux essais nécessaires à des études portant sur l'endommagement.

Les systèmes d'essais interrompus à masse rigide ont l'avantage de nécessiter un encombrement limité pour l'intégration sur le banc. Une nouvelle barre incidente avec flasque est à prévoir et une masse rigide à fixer sur le banc. Cependant, comme évoqué dans la présentation de cette solution, le grand inconvénient réside dans le réglage nécessaire entre le flasque et la masse. Au regard de l'incertitude sur la vitesse du projectile, il est impossible de prédire assez précisément la vitesse d'un tir et par extension d'avoir une certitude sur le réglage. Sans cette certitude, réaliser des essais interrompus ne peut pas être garanti. Cette solution ne peut par conséquent être retenue.

Le système utilisant un tube avec une masse rigide permet de se dédouaner du réglage précis nécessaire pour le dispositif précédent. L'encombrement nécessaire à cette solution est encore acceptable. Le tube devrait mesurer la longueur du projectile le plus long, soit 600 mm. La distance entre la fin de tube et les jauges positionnées au milieu de la barre laisse donc un peu moins de 400 mm d'encombrement pour la masse rigide, ce qui est suffisant. Cependant ce dispositif double la longueur de l'onde incidente totale (chargement suivi du déchargement) dans le cas le plus favorable où le tube à la même dimension que le projectile. Dans le cas du projectile de 600 mm largement utilisé pour caractériser l'abradable AlSi-PE, cela résulte en une onde de 2400 mm. Or la distance entre l'échantillon et les jauges de la barre incidente étant de 1000 mm, une onde de longueur supérieure à 2000 mm donne lieu à un recouvrement. Donc ce dispositif ne permet pas une mesure correcte des ondes et n'est par conséquent pas retenu.

Le dernier candidat est le TMT. Sa fabrication est la plus délicate des dispositifs exposés jusqu'ici. En effet l'iso-impédance entre les tubes et la barre incidente résulte en des tubes de grandes longueurs et aux épaisseurs fines. Cependant d'un point de vue théorique, ce système répond aux contraintes énoncés précédemment. Il n'est pas tributaire des incertitudes sur la vitesse de tir du banc. Son encombrement est plus faible que la solution mettant en œuvre un tube et une masse rigide. Dans ce cas de figure, les deux tubes sont coaxiaux et l'encombrement total se réduit à une longueur de tube et l'épaisseur d'un flasque. Pour pouvoir être compatible avec le projectile de 600 mm, les tubes doivent posséder au moins cette dimension. Il est possible d'augmenter encore la longueur des tubes pour s'assurer une marge de sécurité quant à la longueur de l'onde pouvant être capturée. Ceci est

notamment utile pour l'utilisation de technique de conditionnement d'onde. La procédure de mise en température de l'échantillon n'est pas impactée par l'ajout de ce piège à onde car elle impose seulement que la barre incidente puisse s'écarter de l'échantillon. Le piège à onde TMT est donc la solution technique permettant de réaliser des essais interrompus

Caractérisation thermomécanique et détermination de lois de comportement de revêtements abradables de compresseurs basse et haute pression de turboréacteurs pour de larges gammes de vitesses de déformation et de températures

Les revêtements abradables présents dans les joints d'étanchéité dynamiques des turboréacteurs sont impliqués dans des interactions sévères lors des contacts aubes/abradable. Suivant les étages du compresseur, celles-ci se produisent dans des environnements pouvant atteindre 350 °C à 800 °C, respectivement pour le compresseur basse pression (CoBP) et haute pression (CoHP). La vitesse de rotation élevée des aubes est à l'origine de chargements dynamiques complexes combinant compression, traction et cisaillement dans les revêtements abradables. La connaissance du comportement thermomécanique de ces matériaux sous sollicitations extrêmes est un point crucial dans la compréhension des interactions aubes/abradable et leur simulation numérique.

Ces travaux proposent de caractériser le comportement thermomécanique en conditions représentatives de chargement pour deux matériaux abradables, un AlSi-PE du CoBP et un CoNiCrAlY-hBN du CoHP. Le banc expérimental des barres d'Hopkinson (SHPB) a permis de réaliser une étude du comportement en compression de ces abradables pour des vitesses de l'ordre de $10^3 s^{-1}$ et en température jusqu'à 350 °C et 800 °C en fonction du type d'abradable considéré. Des essais quasi statiques en température ont complété la caractérisation en compression des deux matériaux abradables de l'étude. En complément, des essais de cisaillement dynamique et de chargements complexes, dits essais brésiliens, quasi statiques et dynamiques ont été entrepris dans le cas de l'abradable AlSi-PE. L'intégralité de ce travail de caractérisation thermomécanique a été rendu possible grâce à la capacité d'obtenir des éprouvettes à partir de revêtements abradables bruts projetés sur de fortes épaisseurs.

L'abradable AlSi-PE a montré un comportement ductile en compression dépendant fortement de la vitesse de déformation et de la température. L'abradable CoNiCrAlY-hBN exhibe quant à lui un comportement plus fragile en compression non sensible à la température mais sensible à la vitesse déformation. Le comportement thermomécanique en compression, sur une large plage de vitesse de déformation variant de $10^{-3} s^{-1}$ à $10^3 s^{-1}$ et en température des abradables AlSi-PE et CoNiCrAlY-hBN, a été modélisé à l'aide de lois de comportement bilinéaires. En complément, un modèle plastique se basant sur la formulation de Johnson-Cook a également été introduit dans le cas de l'abradable AlSi-PE.

Mots clés : SHPB, matériaux abradables, comportement thermomécanique, sollicitations dynamiques, hautes températures, lois de comportement

Thermomechanical characterization and behavior laws determination for abradables coatings from low and high pressure compressors of aircraft engines for large ranges of strain rates and temperatures

Abradables coatings used to minimize inter-stage leakages in aircraft engines, take part in severe interaction with blades. Concerning the compressor stages, those interactions take place in environments where temperatures go up to 350 °C and 800 °C respectively for low-pressure and high-pressure compressors (LPC and HPC). High-speed rotation of blades leads to complex dynamic solicitation within abradable material combining compression, tension, and shear components. The thermomechanical behavior knowledge of those materials under extreme solicitations is a key point in the understanding of blades-abradables interaction and their numerical simulation.

This work aims to characterize the thermomechanical behavior under representative conditions of two abradable materials, an AlSi-PE from the LPC and a CoNiCrAlY-hBN from the HPC. The experimental bench of the Split Hopkinson Pressure Bar allowed investigation in compression for strain-rates up to $10^3 s^{-1}$ and for temperatures up to 350 °C and 800 °C depending on the abradable material. Quasi-static tests in temperature completed this characterization of the compression response. In addition, dynamic shear tests and quasi-static and dynamic Brazilian tests were performed on the AlSi-PE abradable. This thermomechanical behavior characterization was able thanks to specimens extracted from thick abradable coatings.

The AlSi-PE abradable was able to highly deform under compression loading. A sensibility to the strain-rate and the temperature was identified. The CoNiCrAlY-hBN abradable showed a fragile behavior with no sensibility to the temperature but a sensibility to strain-rate. The thermomechanical behavior in compression of both abradable, from $10^{-3} s^{-1}$ to $10^3 s^{-1}$ and temperatures were modeled with bilinears behavior laws. In addition, a plastic model based on the Johnson-Cook law is introduced for the AlSi-PE abradable.

Keywords : SHPB, abradable materials, thermomechanical behavior, dynamic loads, high temperatures, behavior laws