



**HAL**  
open science

# Mesures de champs hétérogènes dans un alliage à mémoire de forme de Nickel-Titane sous sollicitations dynamiques

Dominique Saletti

► **To cite this version:**

Dominique Saletti. Mesures de champs hétérogènes dans un alliage à mémoire de forme de Nickel-Titane sous sollicitations dynamiques. Autre. École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan, 2011. Français. NNT : 2011DENS0051 . tel-00669701

**HAL Id: tel-00669701**

**<https://theses.hal.science/tel-00669701>**

Submitted on 13 Feb 2012

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

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



ENSC-2008/2011



**THÈSE DE DOCTORAT  
DE L'ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE DE CACHAN**

Présentée par

**Dominique Saletti**

pour obtenir le grade de

**DOCTEUR DE L'ÉCOLE NORMALE SUPÉRIEURE DE CACHAN**

Domaine

**MÉCANIQUE - GÉNIE MÉCANIQUE - GÉNIE CIVIL**

Sujet de la thèse

**Mesures de champs hétérogènes dans un alliage à  
mémoire de forme de Nickel – Titane sous sollicitations  
dynamiques**

Soutenue à Cachan le 02 décembre 2011 devant le jury composé de :

Gérard Rio	Professeur, Université de Bretagne Sud	Président
Éric Markiewicz	Professeur, Université de Valenciennes	Rapporteur
Pascal Forquin	Professeur, Université de Metz	Rapporteur
Qing-Ping Sun	Professeur, Hong Kong UST	Examineur
Han Zhao	Professeur, UPMC Paris 6	Directeur de thèse
Stéphane Pattofatto	HDR, ENS Cachan	Co-encadrant

**LMT-Cachan**

ENS Cachan / CNRS / UPMC / PRES UniverSud Paris  
61 avenue du Président Wilson, F-94235 Cachan cedex, France





Ce document représente le résultat d'un peu plus de trois belles années passées au LMT Cachan à travailler dans la bonne humeur et surtout dans un climat propice aux échanges scientifiques.

Tout d'abord, je tiens à remercier l'ensemble des membres du jury présents le 2 décembre 2011 d'avoir accepté d'évaluer mes travaux de thèse. Merci aux professeurs Éric Markiewicz et Pascal Forquin pour leurs rapports sur ce manuscrit qui ont permis, le jour de la soutenance, de pouvoir ouvrir un débat scientifique très intéressant. Merci également au professeur Qing-Ping Sun qui a accepté de faire le voyage depuis Hong Kong. Merci enfin au professeur Gérard Rio qui a présidé ce jury.

Mes remerciements vont aussi, et surtout, aux les personnes qui ont encadré ces travaux. Merci au professeur Han Zhao pour sa direction, pour m'avoir permis de mener à bien ce projet en étant toujours disponible et ouvert à la discussion, en m'aidant à orienter mes travaux en me laissant bien souvent le choix, ce qui a été très appréciable. Merci aussi à Stéphane Pattofatto, qui m'a donnée le goût pour la recherche, qui m'a encouragé dans cette direction dès mon projet de master. Merci à lui pour toutes ces heures passées à m'initier aux barres de Hopkinson et à m'aider à en monter, à m'initier aussi à l'image rapide et, de manière pratique, à la corrélation d'image. Ce fut pour moi un encadrant de thèse de qualité et je lui dois en grande partie la réussite de ces travaux.

Ces travaux, essentiellement expérimentaux, n'auraient pas pu être réalisés sans l'aide de toute l'équipe du centre d'essai. Je tiens à en remercier tous les membres. Plus particulièrement, je tiens à remercier Jean-Pierre Bernard pour tout l'apport logistique pendant ces travaux, cela m'a permis de gagner beaucoup de temps là où, souvent, on en perd énormément. Merci aussi à Bumedjan Raka pour son aide et ses conseils, évidemment, mais aussi pour sa compagnie, pour sa bonne humeur constante et sa disponibilité extrême. Avec Stéphane, il est une des personnes qui ont marqué de leur belle empreinte ces travaux de thèse.

Thank you again to professor Sun, for providing NiTi specimens, for his support during the last year of this work and for allowing his PhD student, Runhua Zhou, to come to Cachan and to perform tests on NiTi. It was a great collaboration and working with Runhua was a pleasure, his determination and his dynamism were really pleasant.

Merci aussi à tous les membres du laboratoire, qui m'ont rendu très agréables ces trois dernières années. À l'ensemble des membres du secteur matériaux pour m'avoir fait découvrir, tout au long des réunions secteur, tout un pan de la recherche en mécanique des matériaux. Merci à François Hild pour la direction de ce secteur et surtout, merci à Catherine Génin pour son efficacité, qui m'a permis de travailler dans des conditions très favorables et de me déplacer, pour des conférences internationales, sans aucun problèmes.

Merci aussi à tous les doctorants du laboratoire avec qui j'ai passé de très agréables moments qui ont donnés naissance à de très belles amitiés.

Enfin, je remercie ma compagne, Caroline, qui m'a soutenu pendant toute la durée de mes travaux de thèse et qui a participé activement à la correction de ce manuscrit, en relisant et relevant toutes mes fautes de grammaire, d'orthographe et mes erreurs de style. Merci à elle.



# Table des matières

<b>Table des matières</b>	<b>i</b>
<b>Table des figures</b>	<b>v</b>
<b>Liste des tableaux</b>	<b>xiii</b>
<b>Introduction</b>	<b>1</b>
<b>1 Introduction aux AMF et contexte de l'étude</b>	<b>5</b>
1 Les alliages à mémoire de forme en Nickel Titane . . . . .	6
1.1 Généralités et introduction sur la transformation dans les AMF . .	6
1.2 Réponse macroscopique des alliages à mémoire de forme en superélasticité en quasi-statique . . . . .	8
1.3 Réponse macroscopique des alliages à mémoire de forme en superélasticité en dynamique . . . . .	11
1.4 Caractéristiques de la transformation martensitique . . . . .	15
2 Contexte des développements expérimentaux . . . . .	18
2.1 Les essais dynamiques du laboratoire . . . . .	18
2.2 Nécessité d'un système de traction dynamique . . . . .	20
2.3 Développer l'utilisation de l'imagerie rapide . . . . .	23
3 Conclusion . . . . .	25
<b>2 Mise en oeuvre d'un essai de traction dynamique</b>	<b>27</b>
1 L'essai aux barres de Hopkinson . . . . .	28
1.1 Principe d'un essai aux barres de Hopkinson . . . . .	29
1.2 Hypothèses et conditions . . . . .	30
1.3 Théorie de la propagation des ondes . . . . .	31
1.4 Rapport d'impédance mécanique barres-éprouvette . . . . .	35
2 Mise en oeuvre du montage de traction dynamique . . . . .	38
2.1 Revue des différents montages possibles en traction . . . . .	38
2.2 Montage adopté . . . . .	41
2.3 Chaîne de mesure . . . . .	42
2.4 Calibration du moyen expérimental . . . . .	44
2.5 Impédance et géométrie des éprouvettes . . . . .	47

3	Traitement du signal . . . . .	50
3.1	Propagation des ondes dans le système . . . . .	51
3.2	Séparation des ondes . . . . .	52
3.3	Calcul des grandeurs de l'essai . . . . .	55
4	Application à un alliage d'aluminium . . . . .	57
4.1	Présentation du matériau . . . . .	57
4.2	Préparation de l'essai . . . . .	58
4.3	Résultats . . . . .	60
<b>3</b>	<b>Méthode de suivi de la transformation martensitique par corrélation d'images</b>	<b>63</b>
1	La technique de mesure par corrélation d'images . . . . .	64
1.1	Vocabulaire et présentation de la corrélation d'images classique . . . . .	64
1.2	Méthode de l'approche globale avec éléments finis Q4 . . . . .	65
2	L'imagerie rapide et la corrélation d'image dans la mesure aux barres de Hopkinson . . . . .	68
2.1	La mesure optique pour les essais dynamiques . . . . .	69
2.2	Synchronisation et mise en commun des deux moyens de mesure . . . . .	74
2.3	Difficultés de mise en application pour un essai dynamique . . . . .	77
3	Modification de Corréli <sup>q4</sup> et adaptation aux problèmes de l'étude . . . . .	80
3.1	Solutions proposées pour de grands déplacements . . . . .	80
3.2	Mesure de champs de déformation hétérogènes avec images de faible résolution : étude sur des images fabriquées numériquement . . . . .	85
3.3	Cas d'application . . . . .	90
<b>4</b>	<b>Résultats et analyses des essais sur NiTi</b>	<b>95</b>
1	L'AMF étudié . . . . .	96
2	Mise en place de moyens d'observation de la transformation martensitique . . . . .	97
2.1	Mesure optique par corrélation d'images : faisabilité . . . . .	98
2.2	Mesure optique sur surface polie . . . . .	106
3	Analyse de la réponse mécanique . . . . .	110
3.1	Ensemble des essais réalisés . . . . .	110
3.2	Courbes de réponses en régime quasi-statique . . . . .	111
3.3	Comportement dans le cas d'un régime dynamique . . . . .	112
4	Effets de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique . . . . .	114
4.1	Evolution de la zone transformée . . . . .	115
4.2	Evolution de la nucléation . . . . .	124
5	Conclusions sur les résultats . . . . .	132
<b>5</b>	<b>Perspectives</b>	<b>135</b>
1	Perspectives d'études pour le comportement des AMF en dynamique . . . . .	136
1.1	Contribuer aux développements de modèles de comportements . . . . .	136
1.2	Augmenter la vitesse de chargement . . . . .	136
1.3	Méthode d'observation de la transformation . . . . .	136

---

1.4	Valider des hypothèses pour les modèles de comportement . . . .	137
1.5	Caractériser la transformation inverse . . . . .	137
2	Évolution du dispositif expérimental de traction dynamique . . . . .	138
2.1	Vers un essai symétrique . . . . .	138
2.2	L'ajout d'un deuxième axe . . . . .	140
2.3	Corrélation d'images . . . . .	141
<b>Conclusion générale</b>		<b>143</b>



# Table des figures

1.1	Températures caractéristiques pour les alliages à mémoire de forme (f pour finish et s pour start). (a) Transformations de phases (d’après [Nemat-Nasser et Guo, 2006]) (b) Pseudo-diagramme de Clapeyron obtenu expérimentalement, indiquant l’existence des phases martensitique et austénitique en fonction de la contrainte appliquée et de la température (d’après [Pieczyska <i>et al.</i> , 2006]). . . . .	7
1.2	Allure classique d’une courbe de réponse macroscopique d’un AMF soumis à un chargement de traction quasi-statique. . . . .	8
1.3	Dissymétrie entre traction et compression, d’après [Adharapurapu <i>et al.</i> , 2006]. . . . .	11
1.4	Sensibilité du comportement d’un AMF à la vitesse de déformation, d’après [Dayananda et Rao, 2008]. . . . .	12
1.5	Pseudodiagramme de Clapeyron – Interactions entre contrainte et température dans les AMF. . . . .	12
1.6	Carte schématique des déformations d’un AMF en fonction de la vitesse de déformation en compression, d’après [Nemat-Nasser et Choi, 2005]. . . . .	13
1.7	Courbe de contrainte-déformation schématique de la superélasticité dans les AMF représentant $E_r$ et $W_d$ , d’après [Pieczyska <i>et al.</i> , 2005]. . . . .	14
1.8	Observations de la transformation martensitique. (a) Reconstruction à partir des mesures de jauges, d’après [Shaw et Kyriakides, 1995]. (b) Construction à partir des zones de revêtement brisé, d’après [Shaw et Kyriakides, 1997]. . . . .	16
1.9	Orientation de fronts de transformation pour une charge dans la direction 1. (a) Définition des variables géométriques de l’inclinaison des bandes. (b) Photographie de deux fronts de transformation A→M divergents, d’après [Shaw et Kyriakides, 1998]. (c) Photographie d’un seul front de transformation A→M se déplaçant présentant une courbure. . . . .	17
1.10	Évolution des phases austénitique et martensitique au cours de deux essais de traction pour deux vitesses de déformations nominales différentes : (a) $10^{-4}$ /s et (b) $10^{-3}$ /s, d’après [Shaw et Kyriakides, 1997]. . . . .	18
1.11	Dispositifs de compression utilisés au centre d’essai. . . . .	19
1.12	Dispositif de compression cisaillement appliqué à une éprouvette en nid d’abeille, d’après [Hou <i>et al.</i> , 2010]. . . . .	20



1.13	Dispositif de perforation du laboratoire : (a) configuration inversée, éprouvette fixée sur le projectile, (b) échantillons post-mortem avec ou sans peau métallique, (c) exemple d'une éprouvette fixée au projectile. D'après [Zhao <i>et al.</i> , 2007]. . . . .	21
1.14	Dispositif de traction dynamique biaxial du JRC d'Ispra. . . . .	22
1.15	Prise d'images à l'aide d'une caméra rapide pour des essais de compression aux barres de Hopkinson (a) sur une structure en nid d'abeille d'aluminium [Hou <i>et al.</i> , 2010] et (b) sur une mousse polymère. . . . .	23
1.16	Utilisation de l'imagerie rapide pour un essai de perforation. (a) Montage de l'essai. (b) Aperçu d'un champ de déformation nominale avec un code de corrélation d'image, d'après [Elnasri, 2006] . . . . .	24
2.1	Situation des essais aux barres de Hopkinson par rapport à d'autres types d'essais. . . . .	28
2.2	Dispositif d'essai de compression dynamique aux barres de Hopkinson (Split Hopkinson Pressure Bar). . . . .	29
2.3	Impact d'un projectile sur un barreau cylindrique semi-infini. Représentation issue de [Meyers, 1994]. . . . .	31
2.4	Changement d'impédance dans une barre cylindrique de révolution. . . . .	34
2.5	Chargements successifs de l'éprouvette. . . . .	35
2.6	Etude analytique de l'évolution du rapport entre le chargement dans l'éprouvette et la contrainte incidente initiale pour différentes valeurs du rapport R des impédances. . . . .	37
2.7	Utilisation d'une éprouvette en chapeau, d'après [Lindholm et Yeakley, 1968]. . . . .	39
2.8	Cas d'un bord libre. Lors du passage de l'onde de compression, l'entretroise empêche la compression de l'éprouvette qui est sollicitée en traction par l'onde réfléchi en bout, d'après [Nicholas, 1981]. . . . .	39
2.9	Essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson utilisant l'énergie cinétique et un renvoi par épaulement, d'après [Thakur <i>et al.</i> , 1996]. . . . .	40
2.10	Essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson utilisant l'énergie élastique via un effort statique et un point de freinage, d'après [Staab et Gilat, 1991]. . . . .	40
2.11	Protocole expérimental des barres de traction dynamique, d'après [Saletti <i>et al.</i> , 2009]. . . . .	42
2.12	Chaîne de mesure du dispositif expérimental. . . . .	43
2.13	Matériel de mesure du dispositif expérimental. . . . .	43
2.14	Suite de réflexions du signal dans la barre après impact (marteau) sur la barre d'entrée. Alternance entre compression et traction et mesure de la célérité. . . . .	44
2.15	Mise en place de la cellule d'effort entre les barres. . . . .	45
2.16	Dispositif de calibration des barres. . . . .	46
2.17	Courbes de réponse de la cellule d'effort en fonction des tensions de jauge. . . . .	46

2.18	Comparaison de la contrainte déduite de la cellule d'effort et de la contrainte déduite de la mesure de jauge pour une jauge de déformation du système.	47
2.19	Evolution du nombre d'aller-retour nécessaires pour atteindre la contrainte seuil dans l'éprouvette en fonction du rapport d'impédance mécanique entre les barres utilisées et l'éprouvette. . . . .	48
2.20	Géométrie de l'éprouvette pour les essais de traction dynamique. . . . .	49
2.21	Géométrie de talons utilisés. (a) Géométrie A pour éprouvettes larges. (b) Géométrie B pour éprouvettes minces. . . . .	50
2.22	Propagation des ondes dans le système. Lignes caractéristiques de changement d'état au cours du temps, d'après [Saletti <i>et al.</i> , 2010]. . . . .	52
2.23	Décomposition du signal de la jauge B pour la configuration SHTB. . . . .	55
2.24	Déformations aux interfaces barres – éprouvette pour un essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson. . . . .	56
2.25	Nombre d'aller-retour dans l'éprouvette en fonction de l'effort initial. . . . .	59
2.26	éprouvette avec mouchetis et disposition de la caméra rapide et de l'éclairage. . . . .	59
2.27	Evolution de l'effort d'entrée et de l'effort de sortie pendant l'essai sur l'éprouvette à 90°. . . . .	60
2.28	Vitesse de déformation pour chacune des trois directions de l'éprouvette. . . . .	61
2.29	Courbe de réponse de l'alliage. . . . .	61
3.1	DIC classique : le déplacement du centre de chaque ZOI est calculée par corrélation, d'après [Pattofatto, 2011]. . . . .	65
3.2	Région d'intérêt (en rouge) et maillage réalisé par Corréli <sup>q4</sup> (en cyan) avant le lancement d'un calcul DIC. . . . .	67
3.3	Estimation de l'erreur en déplacement par Corréli <sup>q4</sup> en fonction de la taille d'élément choisie pour une image de résolution physique de 1 $\mu\text{m}/\text{px}$ . . . . .	68
3.4	Principe de fonctionnement d'une caméra argentique. . . . .	70
3.5	Paramètres pour l'acquisition d'une séquence, d'après [Pattofatto et Forquin, 2010]. . . . .	71
3.6	Prise d'image de la même éprouvette avec un appareil photo reflex et une caméra rapide. . . . .	72
3.7	Configuration de la caméra rapide et de l'éclairage pour un essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson. . . . .	74
3.8	Communication entre tous les composants de l'essai de traction dynamique. . . . .	74
3.9	Synchronisation des deux signaux. . . . .	76
3.10	Schéma complet du fonctionnement d'un essai dynamique avec utilisation de l'imagerie rapide, de l'acquisition des mesures au post-traitement. . . . .	77
3.11	Illustration du problème de perte d'information pour des essais avec de grands déplacements. Le rectangle rouge représente la région d'intérêt sélectionnée sur la première image. . . . .	78

3.12	Résultats de calcul avec Corréli <sup>q4</sup> pour un essai de compression dynamique. Colonne de gauche : image de référence sur laquelle est représenté le champ de déplacement calculé. Colonne de droite : images déformées sur lesquelles sont représentés les maillages pour lesquels les champs de déplacement ont pu être calculés ainsi que la région d'intérêt choisie au début du calcul. . . . .	79
3.13	Méthode de construction d'images avec une zone localisée se propageant à une vitesse constante connue. . . . .	81
3.14	Algorithme d'actualisation du calcul de corrélation . . . . .	82
3.15	Résultats de calcul avec Corréli <sup>q4</sup> pour le même essai de compression dynamique qu'à la FIGURE 3.12. A gauche l'image de référence sur laquelle est représenté le champ de déplacement calculé. A droite, en rouge, le maillage déformé depuis le début de l'analyse et en cyan le maillage MQ1 du numéro de calcul considéré. . . . .	83
3.16	Évolution du changement de référence et de zone d'intérêt au cours d'un calcul avec la version d'actualisation. . . . .	83
3.17	Application du mode tracking pour le suivi du déplacement de la barre d'entrée dans le cas d'un essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson. . . . .	84
3.18	Méthode de construction d'images avec une zone localisée se propageant à une vitesse constante connue . . . . .	86
3.19	Images construites numériquement avec propagation de la zone localisée .	86
3.20	Champs de déformation $\epsilon_{11}$ . Influence de la taille des éléments, (a) de 4 à 20 px, (b) de 24 à 32 px . . . . .	87
3.21	Longueur cumulée de zone à 6% de déformation au cours du temps pour différentes tailles d'éléments. . . . .	88
3.22	Valeur de la vitesse calculée avec barre d'incertitude en fonction de la taille des éléments et erreur par rapport à la valeur réelle. . . . .	89
3.23	Valeur de la vitesse calculée avec barre d'incertitude en fonction du critère et erreur par rapport à la valeur réelle. . . . .	90
3.24	Comparaison des déplacements obtenus par post-traitement des signaux de jauges de déformation et par le mode tracking de Corréli. . . . .	91
3.25	Carte en espace et en temps de la déformation $\epsilon_{11}$ le long d'une ligne longitudinale de l'éprouvette à 45 ° pour l'essai SHTB à 130 /s. . . . .	91
3.26	Comparaison entre la déformation mesurée par DIC le long de l'éprouvette et la déformation nominale obtenue par le signal des barres pour plusieurs instants de l'essai SHTB à 130 /s. . . . .	92
3.27	Exemple de l'interface de visualisation des résultats. La barre verticale pointillée sur la courbe correspond aux valeurs de l'effort et de la déformation pour l'image et le champ affichés à gauche. . . . .	93

4.1	Résultats d'un essai de traction dynamique, d'après [Niemczura et Ravi-Chandar, 2006]. Vitesse de déformation de l'ordre de 40 à 90 /s. (a) Dispositif de traction dynamique par énergie cinétique. (b) Position des jauges de déformation sur l'éprouvette et dimensions. (c) Obtention des signaux de jauges. (d) Récapitulation des résultats sous forme d'une carte numéro de jauge - temps. . . . .	98
4.2	Montage expérimental pour la mesure optique et infrarouge. . . . .	99
4.3	Champs de déformation dans l'éprouvette pour plusieurs dates données de l'essai. . . . .	100
4.4	Construction des cartes temporelles. a) Déformation longitudinale. b) Vitesse de déformation longitudinale. . . . .	101
4.5	Répartition de la déformation longitudinale le long de l'éprouvette à deux instants de l'essai de faisabilité. . . . .	101
4.6	Répartition de la déformation longitudinale le long de l'éprouvette à deux instants de l'essai de faisabilité. . . . .	102
4.7	Acquisition de la température à la surface de l'éprouvette : toutes les 4 secondes, température moyenne pour 10 images le long de l'axe de l'éprouvette. . . . .	104
4.8	Evolution de la température au cours de l'essai. (a) Carte spatio-temporelle de la température, en Digital Level. (b) Evolution de la température en trois points de l'éprouvette, en Digital Level. . . . .	105
4.9	Superposition des isovaleurs de plus hautes températures (lignes noires) et de la vitesse de déformation. . . . .	105
4.10	Déformation et température le long de l'axe longitudinal de l'éprouvette à l'instant T=200 s de l'essai de faisabilité. . . . .	106
4.11	Réponse macroscopique contrainte-déformation (a) synchronisée à la morphologie de la surface de l'éprouvette (b) à la vitesse de déformation de $3.3 \cdot 10^{-4}$ /s. D'après [Zhang <i>et al.</i> , 2010] . . . . .	107
4.12	Disposition de la mesure optique et de la source lumineuse pour l'observation de l'évolution de l'état de surface de l'éprouvette . . . . .	109
4.13	Essai sur NiTi polycristallin à $3 \cdot 10^{-2}$ /s : a) échelle de l'éprouvette b) échelle de la transformation martensitique. . . . .	109
4.14	Variation de la qualité de l'acquisition des images pour des mesures optiques directes sur surfaces polies. . . . .	110
4.15	Courbes de réponse mécanique du NiTi. Essais à $3.3 \cdot 10^{-4}$ /s ventilés. . . . .	111
4.16	Évolution de la réponse mécanique du Niti en fonction de la vitesse de déformation appliquée. Cas de l'éprouvette HK26#07, axe L. . . . .	112
4.17	Évolution de la réponse mécanique du Niti en fonction de la vitesse de déformation appliquée. Cas d'éprouvettes dans l'axe T : #03 ( $3 \cdot 10^{-4}$ /s), #015 (0.01 /s), #016 (1 /s), #016 (10 /s), #22 (89.7 /s), #24 (173.4 /s). . . . .	113
4.18	Comparaison entre essais de traction quasi-statiques et dynamiques. Essais sur éprouvettes de type HK26. . . . .	114
4.19	Résultats en espace et temps de l'essai L60#01 ( $1.4 \cdot 10^{-4}$ /s, 0.01 mm/s) 116	116

4.20	Résultats en espace et temps de l'essai L60#02 ( $2.9 \cdot 10^{-4}$ /s, 0.02 mm/s)	117
4.21	Carte des déformations en espace et en temps pour les essais à $1.4 \cdot 10^{-2}$ /s (1 mm/s). (a) : essai L60#03 et (b) essai L60#04 . . . . .	118
4.22	Carte des déformations en espace et en temps (a) essai L60#05 à 18 /s (environ 940 mm/s), (b) essai L60#06 à 19.5 /s (environ 1150 mm/s) et (c) essai L60#07 à 23 /s (environ 1370 mm/s) . . . . .	119
4.23	Evolution de la longueur cumulée de martensite dans l'éprouvette L60 au cours du temps pour plusieurs essais [Saletti <i>et al.</i> , tted]. . . . .	121
4.24	Déformation le long de l'éprouvette à deux moments donnés. (a) Essai L60#01 à $1.4 \cdot 10^{-4}$ /s (0.01 mm/s) et (b) Essai L60#07 à 23 /s (1370 mm/s). . . . .	123
4.25	Etats de surface pour une déformation nominale de 3% à différentes vitesses de déformation. (A : austénite, M : martensite.) D'après [Zhang <i>et al.</i> , 2010] . . . . .	124
4.26	Résultat d'un essai de traction dynamique sur l'éprouvette HK26#01 à 48 /s pour la 44 <sup>ème</sup> image. (a) Avec le champ de déformation nominale DIC pour une taille d'élément de 8 px et une taille de pixel de 89 $\mu$ m. (b) Avec le champ de déformation nominale DIC pour une taille d'élément de 12 px et une taille de pixel de 89 $\mu$ m. (c) Avec une observation directe de l'état de surface. . . . .	125
4.27	Etats de surface pour une déformation nominale de 3% pour des essais réalisés sur machine de traction hydraulique MTS. . . . .	126
4.28	Evolution de la transformation martensitique pour deux vitesses de chargement différentes (a) essai à $3.3 \cdot 10^{-4}$ /s (0.01 mm/s, 6 s entre chaque image), (b) essai à $10^{-1}$ /s (3 mm/s, 50 ms entre chaque image). . . . .	127
4.29	Evolution de la transformation martensitique pour quatre vitesses de chargement différentes (a) essai à 1 /s (7 ms entre chaque image), (b) essai à 10 /s (5 ms entre chaque image), (c) essai à 23 /s (20 $\mu$ s entre chaque image), (d) essai à 74 /s (10 $\mu$ s entre chaque image). . . . .	128
4.30	Etats de surface pour une déformation nominale de 3% pour des essais réalisés sur machine de traction hydraulique MTS à l'échelle de la transformation. . . . .	129
4.31	Evolution de la transformation martensitique pour huit vitesses de chargement différentes (a) essai à $3.2 \cdot 10^{-3}$ /s (0.1 s entre chaque image), (b) essai à $10^{-1}$ /s (50 ms entre chaque image), (c) essai à $3.2 \cdot 10^{-1}$ /s (15 ms entre chaque image), (d) essai à 1 /s (3.5 ms entre chaque image), (e) essai à 3.2 /s (2.5 ms entre chaque image), (f) essai à 10 /s (5 ms entre chaque image), (g) essai à 90 /s (100 $\mu$ s entre chaque image), (h) essai à 175 /s (71 $\mu$ s entre chaque image). . . . .	130
4.32	Évolution de l'état de surface pour une éprouvette découpée dans le sens L. Essais à 0.1 /s, 0.02 s entre chaque image. . . . .	131

---

5.1	Essai de traction dynamique symétrique miniature. (a) Schéma de fonctionnement. (b) Étape de conception, vue de la moitié du dispositif. (c) Dispositif en cours de réalisation. . . . .	139
5.2	Système biaxial. (a) Ajout d'un axe statique à la configuration symétrique. (b) Remplacement de l'axe statique par un axe dynamique. . . . .	140



# Liste des tableaux

2.1	Tableau comparatif des systèmes de traction dynamique aux barres de Hopkinson réalisables. . . . .	41
3.1	Performances des caméras rapides du LMT. . . . .	73
4.1	Dimensions nominales des éprouvettes de Nickel-Titane (en mm). . . . .	97
4.2	Caractéristiques de l'essai de faisabilité pour la corrélation d'image. . . . .	99
4.3	Essais réalisés pour l'observation de la zone transformée. . . . .	115
4.4	Résolution de la mesure de longueur cumulée de zone transformée pour chaque essai. . . . .	121
5.1	Rapports d'impédance mécanique $Zm_{barres}/Zm_{eprouvette}$ suivant plusieurs configurations de barres. . . . .	139





# Introduction

Dans de nombreuses applications industrielles, les lois de comportement actuellement utilisées pour simuler la réponse des matériaux soumis à des sollicitations dynamiques sont écrites de façon phénoménologiques, et identifiées sur des données obtenues sous sollicitations uniaxiales. Ce type de loi dépourvue de considérations physiques tridimensionnelles et d'observations expérimentales multiaxiales, est souvent mis en défaut lors de la prédiction de la réponse globale de la structure sous sollicitations dynamiques complexes. Par exemple, la forte anisotropie des tôles métalliques laminées et embouties n'est pas suffisamment prise en compte pour les prédictions d'une situation de crash automobile ; ceci concerne aussi l'anisotropie des plaques composites largement utilisées dans l'industrie aéronautique, soumises à des chargements dynamiques complexes, en cas d'impact d'oiseau par exemple. Une meilleure prise en compte du comportement sous sollicitations dynamiques, et notamment sous l'aspect multiaxial, est donc nécessaire pour une prédiction satisfaisante de la réponse des structures soumises à des chocs.

Les alliages à mémoire de forme (AMF) font partie des matériaux qui ont besoin d'une caractérisation de leur comportement sous sollicitations dynamiques afin de pouvoir être intégrés dans des solutions de conception de structures prévues pour l'absorption d'énergie ou pour subir de grandes déformations à des régimes de vitesses équivalents à des impacts. Même si les phénomènes mis en jeu dans ce type de matériau commencent à être maîtrisés et que l'on peut maintenant les utiliser dans des applications industrielles mécaniques comme l'automobile, l'électroménager et beaucoup d'autres produits de la vie courante, la caractérisation de leur comportement en dynamique est un point qui nécessite encore beaucoup d'études d'approfondissement. Leurs propriétés singulières et leur bonne capacité d'absorption d'énergie font d'eux de bons candidats à l'application dans des technologies innovantes et motivent la poursuite de leur étude. Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit porteront sur un AMF à base de Nickel-Titane (NiTi) qui font partie des plus utilisés. Ses caractéristiques mécaniques et sa biocompatibilité en font un matériau très performant qui permet notamment de pouvoir l'utiliser dans la conception d'outils de chirurgie et d'orthodontie.

Les deux propriétés singulières principales des alliages à mémoire de forme sont la superélasticité (ou pseudo-élasticité) et l'effet mémoire. Ces deux propriétés sont dues à une transformation de phase solide réversible s'activant par une sollicitation thermique ou mécanique et qui est stable à température ou contrainte fixée. Cette transformation est appelée, par analogie avec l'acier, la transformation martensitique, transformant une phase mère dite austénitique en une phase fille dite martensitique.

La propriété sur laquelle cette étude va se concentrer est la superélasticité : celle-ci correspond à l'activation de la transformation martensitique par une sollicitation mécanique. Afin de pouvoir caractériser le NiTi pour des applications soumises à des impacts ou à des sollicitations dynamiques, il est nécessaire de pouvoir, dans un premier temps, observer la transformation martensitique pour ces régimes et de tenir compte de ces résultats pour l'élaboration de lois de comportement. L'aspect dynamique multiaxial est aussi un autre point important auquel le matériau est sensible et pour lequel il faut pouvoir proposer des observations et des mesures afin de connaître les paramètres à intégrer dans une éventuelle loi de comportement des NiTi pour ces vitesses de sollicitation. Compte tenu de l'absence de données expérimentales, l'accent ici doit avant tout être mis sur le développement d'expériences multiaxiales nouvelles.

Au début de ces travaux, le centre d'essai du laboratoire ne disposait pas de dispositif de traction dynamique. Il a fallu alors commencer à mettre en œuvre un dispositif de traction dynamique uniaxiale dans un premier temps avec en perspective, lors de sa conception, de pouvoir le faire finalement évoluer vers un dispositif de traction dynamique multiaxiale. Tous les développements présentés dans ce manuscrit préparent cet objectif final. Comme la transformation martensitique crée des champs de déformation hétérogènes dans le matériau, l'une des méthodes pour l'observer et la mesurer afin d'étudier son comportement est alors la mesure de champ optique. C'est pourquoi la corrélation d'image est la solution retenue pour cette étude. Les raisons principales appuyant ce choix sont la possibilité d'adapter cette méthode, très utilisée au laboratoire, pour pouvoir en faire un outil dédié à l'étude particulière des AMF et de plus pour obtenir des mesures de champs complémentaires pour les essais dynamiques aux barres de Hopkinson.

Ainsi, ces travaux de thèse s'inscrivent dans la mise en place d'un projet visant à pouvoir prédire le comportement des alliages à mémoire de forme soumis à des sollicitations dynamiques multiaxiales et sont centrés sur trois thèmes : les AMF, les essais de traction dynamique, la corrélation d'image pour les essais aux barres de Hopkinson et pour la mesure de la transformation martensitique des alliages à mémoire de forme.

Ce manuscrit s'articule autour de cinq chapitres qui présentent les travaux menés pendant ces trois dernières années.

**Contexte de l'étude et introduction aux AMF** Dans ce chapitre, le cadre de l'étude, les travaux de développement des dispositifs expérimentaux à mener, un état de l'art sur la transformation martensitique des AMF seront présentés.

**L'essai de traction aux barres de Hopkinson** On développera ensuite les choix scientifiques de la conception et de la mise en place de l'essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson.

**Méthode de suivi de la transformation martensitique par corrélation d'image** La méthode de corrélation d'image, la caractérisation de cette mesure de champ ainsi que des développements qui ont été menés pour pouvoir l'adapter aux alliages à mémoire

de forme mais aussi aux essais aux barres de Hopkinson seront exposés au cours de ce troisième chapitre.

**Résultats et analyse des essais sur NiTi** Après avoir présenter les différentes outils développés pendant cette thèse, on présentera les mesures qu'ils ont permises sur la transformation martensitique dans le NiTi étudié. Des analyses ainsi qu'une discussion seront alors proposées à propos de ces résultats d'essais.

**Perspectives** Enfin, dans le dernier chapitre, un état des lieux des points à poursuivre pour la suite de ces travaux est proposé. Ces perspectives porteront sur l'étude des alliages à mémoire forme mais aussi sur les développements expérimentaux à poursuivre.



# Chapitre 1

## Introduction aux AMF et contexte de l'étude

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Les alliages à mémoire de forme en Nickel Titane . . . . .</b>	<b>6</b>
1.1	Généralités et introduction sur la transformation dans les AMF . . . . .	6
1.2	Réponse macroscopique des alliages à mémoire de forme en superélasticité en quasi-statique . . . . .	8
1.3	Réponse macroscopique des alliages à mémoire de forme en superélasticité en dynamique . . . . .	11
1.4	Caractéristiques de la transformation martensitique . . . . .	15
<b>2</b>	<b>Contexte des développements expérimentaux . . . . .</b>	<b>18</b>
2.1	Les essais dynamiques du laboratoire . . . . .	18
2.2	Nécessité d'un système de traction dynamique . . . . .	20
2.3	Développer l'utilisation de l'imagerie rapide . . . . .	23
<b>3</b>	<b>Conclusion . . . . .</b>	<b>25</b>

---

# 1 Les alliages à mémoire de forme en Nickel Titane

## 1.1 Généralités et introduction sur la transformation dans les AMF

Les alliages à mémoire de forme (AMF) sont une classe de matériaux qui se distinguent par des caractéristiques singulières. Ceci est en partie dû à la possibilité de retrouver dans la matière deux phases distinctes et stables pour un état thermomécanique donné [Patoor et Berveiller, 1994]. Ces deux phases que l'on peut classer comme l'une étant la « phase mère » et l'autre la « phase fille » sont appelées respectivement phase austénitique et phase martensitique, dénominations provenant de la mise en évidence d'un parallèle entre les modes de transformations dans les AMF et dans les métaux à base de fer. La phase austénitique a une structure cubique (B2) tandis que la phase martensitique a une structure monoclinique (B19') qui résulte d'un maillage de la structure initiale [Nemat-Nasser et Guo, 2006]. Le passage d'une phase à l'autre s'opère par une transformation martensitique (parfois désigné par « TM » par la suite) ou transformation directe. Le passage inverse est appelé « transformation inverse ».

La transformation martensitique est une transformation de phase à l'état solide, displacive, avec déformation homogène du réseau cristallin et exothermique (son inverse étant endothermique). L'adjectif « displacif » renvoie à un déplacement coordonné des atomes à des vitesses proches de celle du son dans le matériau. Ceci est possible parce que les atomes ne se déplacent que par de faibles amplitudes (de l'ordre du dixième de la distance inter-atomique) et de faibles variations de coordonnées. A l'échelle d'un grain, cela consiste en un cisaillement homogène sans diffusion [Wayman, 1983] et l'interface entre l'austénite et la martensite est un plan. Les plaquettes de martensite se formant peuvent être orientées de plusieurs manières possibles qui sont appelées des variantes.

La transformation martensitique peut être induite par un abaissement de la température ou par une augmentation de la contrainte mécanique dans le matériau. La transformation inverse, quant à elle, est due à une hausse de la température ou une baisse de la contrainte mécanique.

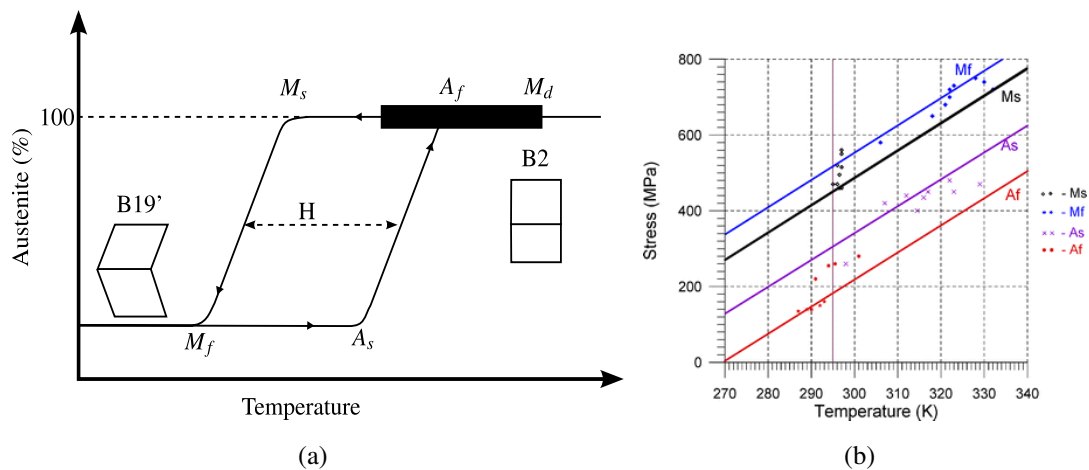
Si la transformation est pilotée par la température, alors toutes les variantes sont équiprobables, leurs cisaillements se compensent et de ce fait annulent la déformation macroscopique que l'on pourrait observer. Dans le cas où la transformation est pilotée par une contrainte mécanique, seules quelques variantes sont alors privilégiées, celles qui donnent une déformation dans le sens de la contrainte appliquée. Ce type de martensite se retrouve sous différents noms dans la littérature : martensite orientée, notée  $M_{\sigma}$  mais aussi *stress-induced martensite*, notée SIM [Nemat-Nasser et Guo, 2006].

La FIGURE 1.1(a) fait état des différentes températures caractéristiques des alliages à mémoire de forme. Sur la FIGURE 1.1(b), un pseudo-diagramme de Clapeyron est tracé d'après une série de mesures issues de [Pieczyńska *et al.*, 2006] sur un Nickel-Titane et permet de situer les phases martensitique et austénitique suivant la température et la contrainte.

La TM apporte aux alliages à mémoire de forme des propriétés particulières pouvant

amener à des applications très intéressantes :

- l'effet mémoire
- la superélasticité
- un amortissement interne important
- des contraintes seuils élevées
- de grandes capacités d'absorption d'énergie : ceci est principalement dû à l'effet de superélasticité et la boucle d'hystérésis observable sur une courbe de comportement macroscopique classique d'un alliage à mémoire de forme [Pieczyska *et al.*, 2005] indique que l'énergie dissipée est environ 150 fois supérieure à celle d'un acier classique.



**FIGURE 1.1:** Températures caractéristiques pour les alliages à mémoire de forme (f pour finish et s pour start). (a) Transformations de phases (d'après [Nemat-Nasser et Guo, 2006]) (b) Pseudo-diagramme de Clapeyron obtenu expérimentalement, indiquant l'existence des phases martensitique et austénitique en fonction de la contrainte appliquée et de la température (d'après [Pieczyska *et al.*, 2006]).

La propriété sur laquelle cette étude est focalisée est la superélasticité des AMF. Appelée aussi pseudoélasticité, elle permet, grâce à la  $M_{\sigma}$  créée lors d'un chargement, de faire supporter au matériau de très grandes déformations inélastiques non permanentes (jusqu'à 8% pour certains alliages). Les capacités de dissipation d'énergie sont donc très importantes dans les AMF. Ce comportement se retrouve lorsque le matériau est à une température  $T$  telle que  $A_f < T < M_d$  (cf FIGURE 1.1(a)) où  $A_f$  est la température à partir de laquelle tout le matériau est austénitique et  $M_d$  est la plus haute température au delà de laquelle la transformation martensitique ne peut plus être pilotée par une contrainte mécanique [Nemat-Nasser et Guo, 2006].



## 1.2 Réponse macroscopique des alliages à mémoire de forme en superélasticité en quasi-statique

### 1.2.1 Comportement et réponse du matériau

Sur la FIGURE 1.2 schématisant une réponse classique d'un AMF sollicité en traction, trois étapes principales peuvent être identifiées lors d'un cycle de charge monotone :

1. déformation élastique de l'austénite,
2. transformation martensitique induite par la contrainte,
3. déformation élastique (et ensuite plastique si on poursuivait le chargement) de la martensite.

La décharge laisse apparaître elle aussi trois étapes (décharge élastique de la martensite, transformation martensitique inverse, décharge élastique de l'austénite). Cette décharge est accompagnée d'un effet d'hystérésis : le seuil de transformation inverse  $\sigma_{re}$  est inférieur au seuil de transformation directe  $\sigma_{tr}$ .

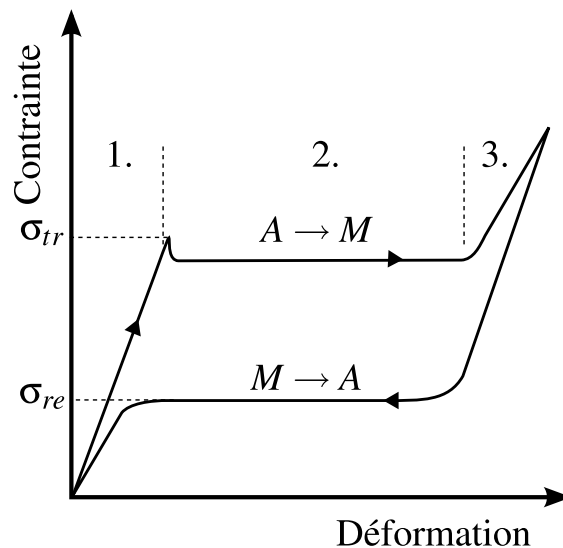


FIGURE 1.2: Allure classique d'une courbe de réponse macroscopique d'un AMF soumis à un chargement de traction quasi-statique.

**Signification des plateaux en contrainte** On retrouve sur la courbe classique deux plateaux. Ces plateaux sont associés à la phase pendant laquelle l'austénite se transforme en martensite et inversement. Il est alors normal d'envisager que l'éprouvette est, à la fin du plateau de charge, complètement martensitique. Cependant, pour les AMF polycristallins, il apparaît que ce n'est pas le cas. Selon [Liu *et al.*, 2002], le processus de transformation martensitique continue encore car il reste une fraction d'austénite résiduelle. Toutes les variantes n'ayant pas nécessairement participé à la transformation pendant la phase plateau, elles pourraient passer d'austénite à martensite pendant la phase 3, si un niveau

de charge suffisant était appliqué. [Brinson *et al.*, 2004] ont également mené des essais de traction *in situ* instrumentés en microscopie optique sur des AMF polycristallins. Leur conclusion est qu'un état de transformation complet dans ce type de matériau ne correspond pas forcément à 100% de phase martensitique et que la fraction volumique de martensite se situe plutôt entre 60% et 70%. Selon eux, il existe alors des mécanismes de blocage de variantes à l'intérieur de chaque grain qui empêchent ceux-ci d'être transformés complètement, ce qui n'est, en revanche, pas le cas pour les structures d'AMF monocristallins.

**Apparition de bandes de localisation** Des analyses du passage de l'étape 1 à l'étape 2 lors d'un chargement sont proposées dans [Li et Sun, 2002]. Les auteurs expliquent que, lors du chargement et juste avant la phase plateau, la phase austénitique devient instable et qu'ensuite des zones de martensite apparaissent juste au début de la phase 2 (ceci dans le cas d'une éprouvette plate) et sont visibles sous forme de bandes au niveau macroscopique. La nucléation de ces bandes de martensite a deux effets : (1) la matière dans la région transformée subit un allongement axial macroscopique et une contraction transverse dû à l'augmentation de la déformation globale lorsque la contrainte chute ; (2) comme l'essai est contrôlé en déplacement et que les efforts sont les mêmes dans toute la partie utile afin de respecter l'équilibre mécanique, l'allongement dans les bandes de martensite créées apporte également une baisse de la contrainte dans ces zones, ce qui provoque une décharge élastique de l'austénite encore présente dans la zone utile amenant alors une chute de la contrainte macroscopique dans toute la zone utile. C'est pourquoi, il est souvent constaté, en début de phase plateau, un pic de contrainte suivi d'une stabilisation de l'éprouvette, comme schématisé sur la FIGURE 1.2. Ce phénomène peut se traduire par l'apparition de pics sur le plateau de transformation de la courbe de réponse du matériau pendant un essai de traction si, plutôt qu'une zone déjà transformée en martensite s'agrandisse, une nouvelle zone transformée apparaît lors du chargement.

Plusieurs études, dont [Shaw et Kyriakides, 1998] et [Murasawa *et al.*, 2006], établissent une comparaison entre ce comportement avec une déformation non homogène et des phénomènes tels que les bandes de Lüders dans les aciers ou l'effet Portevin-LeChâtelier (PLC) dans certains alliages d'aluminium. La différence ici est que l'hétérogénéité est très forte pour les AMF.

### 1.2.2 Paramètres influents sur la réponse macroscopique

Les AMF ont un comportement non-linéaire (cf. les études récapitulatives menées par [Adharapurapu *et al.*, 2006] et par [Pieczyńska *et al.*, 2005]) qui dépend de plusieurs paramètres dont la température, l'état de contrainte, la vitesse de déformation, la texture et l'histoire des chargements et des déformations subis par le matériau (e.g. le chargement cyclique).

Avant de parler plus en détails de l'influence de la vitesse de déformation qui est le paramètre le plus intéressant pour cette étude, il est nécessaire de faire un état des lieux des autres paramètres influents, tous pouvant être liés les uns aux autres.

**La température** La transformation martensitique n'existe que pour certaines plages de températures. Le comportement macroscopique des AMF est directement lié à la température ambiante à laquelle ils sont sollicités mécaniquement. La bibliographie établissant la dépendance à température du comportement des AMF est très riche, de nombreux auteurs se sont penchés sur le problème en appliquant au matériau des sollicitations quasi-statiques dont [Shaw et Kyriakides, 1995], dont les résultats ont beaucoup été repris par la suite.

Selon [Adharapurapu *et al.*, 2006], l'effet de la température n'est pas le même suivant la gamme de vitesse de déformation appliquée à une même éprouvette. Il faut alors faire la distinction entre l'effet de la température en terme de température à laquelle l'essai est réalisé et l'effet de la température en terme d'apport ou d'évacuation de chaleur pendant la transformation martensitique (exothermique) ou la transformation inverse (endothermique).

**Dissymétrie traction-compression** La réponse mécanique des AMF est différente suivant qu'ils soient sollicités en traction ou en compression, comme le montre la FIGURE 1.3. Cette dissymétrie est appelée, en anglais, *Strength Differential Effect* (SDE). Ainsi, dans [Adharapurapu *et al.*, 2006], les auteurs rapportent que, comparée au mode de déformation en traction, la courbe contrainte – déformation en compression montre des plateaux de transformation aux pentes plus élevées, ainsi qu'un seuil de transformation  $\sigma_{tr}$  plus important, que ce soit en quasi-statique ou en dynamique. [Liu *et al.*, 1999] expliquent également cette différence pour les grandes déformations par des mécanismes de déformation différents en traction et en compression : en traction, la plus grande partie des mécanismes de déformation est liée à la réorientation de la martensite et au processus de démaclâge tandis qu'en compression, une haute densité de dislocations est créée. Cependant, comme il est indiqué par en pointillés sur la FIGURE 1.3, dans cette étude nous limiterons à des déformations nominales ne dépassant pas les 8%.

**Effet de géométrie** Dans [Shaw et Kyriakides, 1998], d'après des résultats de simulations numériques, et dans [Daly *et al.*, 2007], d'après des résultats expérimentaux, les auteurs arrivent à la conclusion que les défauts géométriques tels que les mors des machines, les trous dans les éprouvettes, les encoches provoquent des concentrations de contraintes favorisant la transformation martensitique. La localisation dans les alliages à mémoire de forme n'est pas purement une instabilité géométrique mais une compétition entre la transformation martensitique du matériau et ces instabilités géométriques existantes. Ce qu'on peut tirer de cette information c'est que pour pouvoir observer des localisations dues à la transformation martensitique, il faut pouvoir optimiser la géométrie de l'éprouvette. Une concentration de contrainte peut être tout à fait utile pour initier une première zone de transformation dans un endroit spécifique de l'éprouvette.

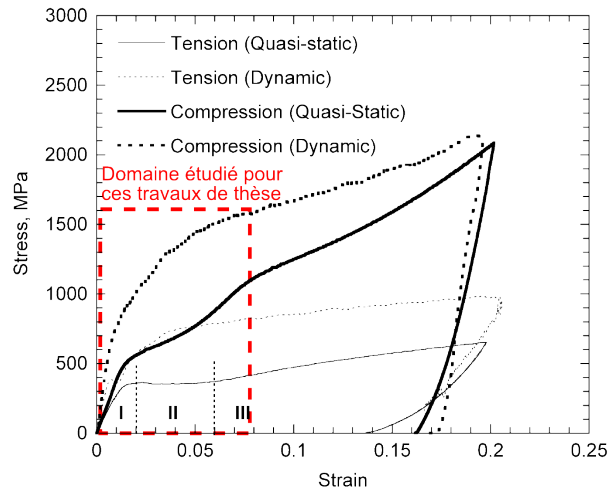


FIGURE 1.3: Dissymétrie entre traction et compression, d'après [Adharapurapu *et al.*, 2006].

### 1.3 Réponse macroscopique des alliages à mémoire de forme en superélasticité en dynamique

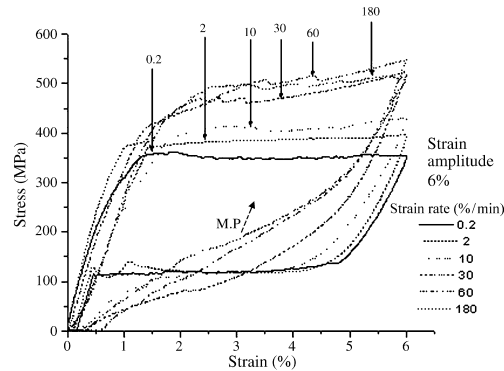
#### 1.3.1 Dépendance à la vitesse de déformation

Les alliages à mémoire de forme sont des matériaux dont le comportement macroscopique dépend de la vitesse de déformation appliquée. Cette dépendance a été observée expérimentalement dans de nombreuses études telles que [Nemat-Nasser et Choi, 2005], [Chen *et al.*, 2001], [Tobushi *et al.*, 1998], [Adharapurapu *et al.*, 2006]. La majorité des essais sont des essais de compression dynamique. Ce point est important à souligner puisque, comme il a été dit plus haut, la dissymétrie traction/compression fait qu'on n'observe pas exactement les mêmes phénomènes suivant le type d'essai. Plusieurs effets sont associés à cette augmentation de vitesse :

- augmentation de la pente de la phase plateau,
- augmentation de la contrainte de seuil de transformation,
- augmentation de l'effet d'hystérésis.

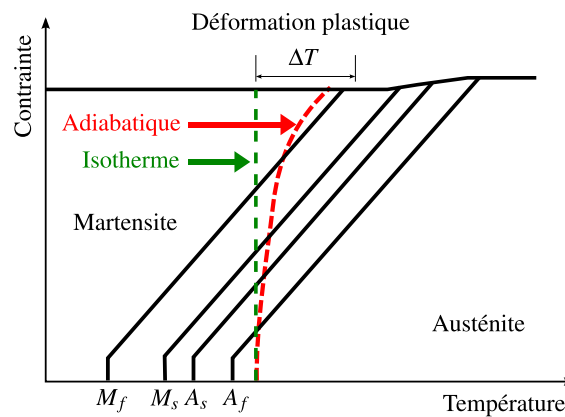
La FIGURE 1.4, issue de [Dayananda et Rao, 2008], met expérimentalement en valeur ces points.

Les explications de ce comportement que l'on trouve dans la littérature se rassemblent, en partie et en première approche, autour du lien entre la transformation martensitique et ses températures caractéristiques. [Shaw et Kyriakides, 1995] remarquent que lorsque la vitesse augmente, on s'approche de conditions adiabatiques (alors même que les vitesses de déformation appliquées dans leur étude ne dépassent pas  $4 \cdot 10^{-2}$  /s). Cette hypothèse est justifiée, d'après [Niemczura et Ravi-Chandar, 2006], par l'estimation de la longueur de diffusion dans le cas d'une conduction de chaleur unidimensionnelle. L'augmentation de la contrainte seuil et de la pente de la phase plateau peuvent alors s'expliquer en s'ap-



**FIGURE 1.4:** Sensibilité du comportement d'un AMF à la vitesse de déformation, d'après [Dayananda et Rao, 2008].

puyant sur un pseudo-diagramme de Clapeyron, comme présenté en FIGURE 1.5.



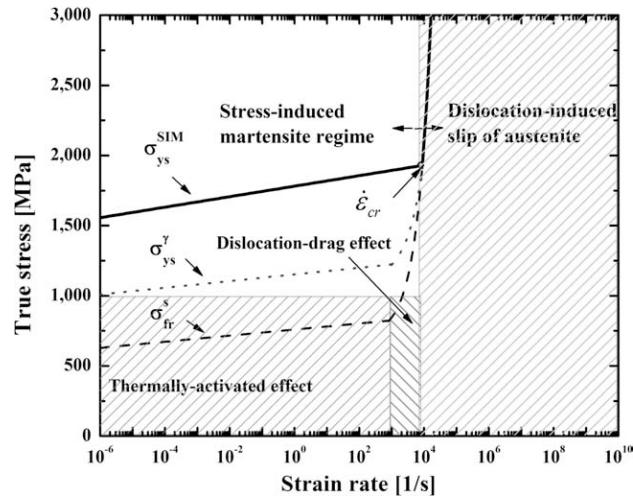
**FIGURE 1.5:** Pseudodiagramme de Clapeyron – Interactions entre contrainte et température dans les AMF.

La transformation martensitique est exothermique. Elle dégage donc de la chaleur au niveau du front de transformation. Si le matériau n'a pas suffisamment de temps pour dissiper cette chaleur, il se produit alors un phénomène de hausse locale de la température, comme dans un cas de sollicitation dynamique où les conditions dans le matériau sont proches d'un régime adiabatique. Dans ce cas, on suit le trajet rouge de la FIGURE 1.5 : la contrainte augmente, ce qui produit une légère augmentation de température dans le matériau qui se déforme élastiquement (les mesures de thermographie présentées par [Pieczyska *et al.*, 2006] montrent que la déformation élastique de l'austénite dans un NiTi accroît la température dans le matériau). Si l'augmentation de la contrainte se fait trop rapidement et que le température ne revient pas à sa valeur de départ, le niveau de contrainte nécessaire pour atteindre le seuil de transformation augmente (ligne noire de  $M_s$ ). On a alors une augmentation de la contrainte seuil avec l'augmentation de la vitesse. Lorsqu'une partie du matériau commence à se transformer, l'augmentation de la température qui l'accompagne entraîne alors une augmentation nécessaire de la contrainte

pour pouvoir atteindre le seuil de fin de transformation (ligne noire de  $M_f$ ). Ceci explique l'augmentation de pente de la phase plateau de la réponse macroscopique.

### 1.3.2 Existence d'une vitesse limite

Plusieurs études font état de l'augmentation de  $\sigma_{tr}$  et de la pente de la phase plateau qui accompagne l'augmentation de la vitesse de déformation. [Nemat-Nasser et Choi, 2005] font état de la disparition de ce phénomène lorsque la vitesse devient très élevée. Cette étude, qui s'appuie sur des essais en compression à l'aide de barre de Hopkinson, tend à montrer qu'il existe une vitesse limite à partir de laquelle il n'y a plus de transformation martensitique dans le matériau, celui-ci étant, au départ de chaque essai, superélastique (c'est-à-dire avec une température ambiante  $T$  telle que  $A_s < T < M_d$ ). Pour arriver à une telle conclusion les auteurs s'appuient sur l'observation de la courbe macroscopique. Celle-ci présente encore une légère phase « plateau » à 5800 /s mais plus du tout à 8100 /s. Cependant, ce critère est à prendre avec précautions. [Adharapurapu *et al.*, 2006] précisent que si un plateau en contrainte n'est pas observé sur la réponse macroscopique, il n'est pas certain que l'on puisse conclure qu'il n'y a pas eu transformation martensitique. [Nemat-Nasser et Choi, 2005] ont réalisé un bilan des essais de compression menés dans leur étude à l'aide d'un schéma présenté à la FIGURE 1.6 et qui décrit de façon concise les mécanismes associés aux vitesses de déformation appliquées.



**FIGURE 1.6:** Carte schématique des déformations d'un AMF en fonction de la vitesse de déformation en compression, d'après [Nemat-Nasser et Choi, 2005].

Ces observations sont valables pour le cas de la compression dans les AMF. Or, il a été vu précédemment qu'il y a une dissymétrie traction – compression et que cela provenait principalement des mécanismes de déformation associés. Il n'est pas alors possible de conclure avec certitude qu'en traction il existe une vitesse limite au-delà de laquelle la transformation martensitique n'est plus possible. Pour pouvoir s'en assurer de façon

expérimentale, il faut pouvoir appliquer de très hautes vitesses de déformations en traction. La tâche est alors délicate, les moyens expérimentaux n'étant pas aussi simples à mettre en œuvre qu'en compression.

### 1.3.3 Absorption d'énergie

La superélasticité des alliages à mémoire de forme en font également de très bons candidats pour l'absorption d'énergie, avec l'avantage de pouvoir retrouver leur forme initiale. L'énergie absorbée se mesure par l'aire sous la courbe de réponse contrainte – déformation d'un matériau. Dans le cas des AMF, si le matériau n'est pas déformé plastiquement, la superélasticité donne un retour en hystérésis après relâchement des contraintes. Donc, même s'il n'y pas ou très peu de déformations permanentes, il y a absorption d'énergie, l'énergie absorbée étant ici l'aire dans la boucle d'hystérésis.

[Liu *et al.*, 1999] ont mesuré que, pendant tous les essais de leur étude, 90% du travail mécanique total avait été dissipé par le matériau pour des déformations de l'ordre de 20%, que ce soit à petite ou à grande vitesse.

Pour corroborer ce résultat, [Pieczyska *et al.*, 2005] remarquent que dans le cas de grandes vitesses de déformation, l'énergie de déformation récupérable  $E_r$  diminue mais l'énergie dissipée  $W_d$  augmente (la définition de ces grandeurs est donnée par la FIGURE 1.7. Enfin, afin d'obtenir un point de comparaison avec des matériaux classiques, [Dayananda et Rao, 2008] établissent un comparatif entre un AMF, un ressort hélicoïdal en acier et une tôle d'aluminium. Il a été constaté que le Nickel-Titane a des caractéristiques de dissipation énergétique bien au-dessus des deux autres matériaux, pour des déformations allant jusqu'à 6%.

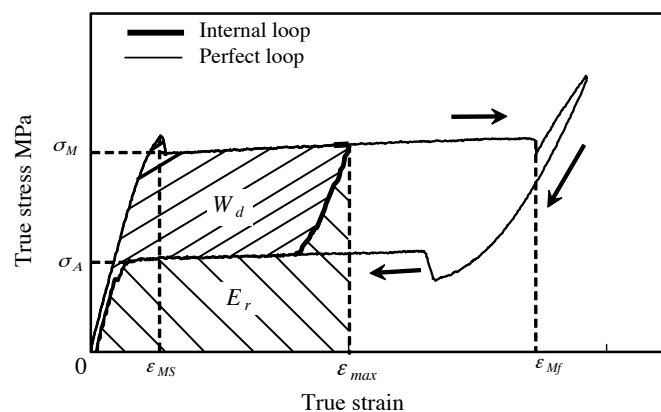


FIGURE 1.7: Courbe de contrainte-déformation schématique de la superélasticité dans les AMF représentant  $E_r$  et  $W_d$ , d'après [Pieczyska *et al.*, 2005].

## 1.4 Caractéristiques de la transformation martensitique

La transformation martensitique a lieu pendant la phase plateau de la courbe contrainte – déformation. On constate alors une augmentation de la déformation alors que la contrainte reste à un même niveau. Cependant, si on observe les choses à une échelle plus fine, de l'ordre de la centaine de microns à quelques millimètres, on voit alors que la déformation n'est pas homogène dans le matériau. [Shaw et Kyriakides, 1995] est l'une des études de référence qui a mis en évidence expérimentalement cette hétérogénéité de déformation. Ceci s'explique par le fait que la transformation martensitique fait apparaître deux phases distinctes dans l'éprouvette qui ne se déforment pas de manière identique :

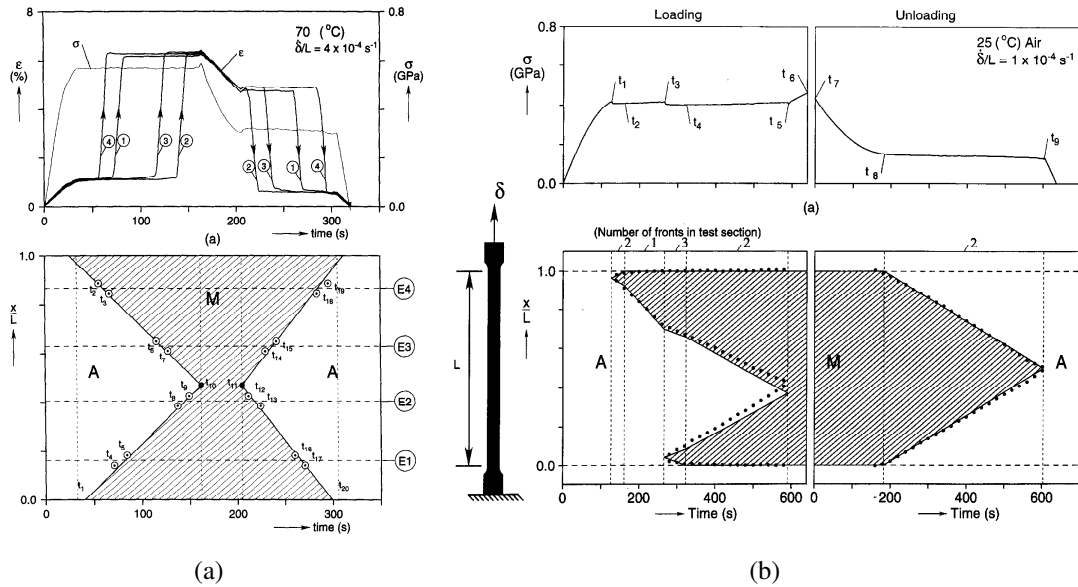
- des zones non transformées dont la réponse est celle de l'austénite élastique,
- des zones transformées ayant subi une forte augmentation en déformation dont la réponse est celle de la martensite élastique.

C'est cette observation qui a amené [Shaw et Kyriakides, 1995] à étudier plus en détails la transformation martensitique à cette échelle mésoscopique. Sauf mention contraire, cette étude a été la première à quantifier de façon expérimentale l'évolution de la transformation martensitique. Les premières constatations ont été obtenues en plaçant des microjauges le long d'une éprouvette ainsi que des thermocouples pour suivre l'évolution de la température. Par la suite, dans [Shaw et Kyriakides, 1997], pour avoir une mesure plus *continue*, les auteurs ont déposé sur la surface de l'éprouvette un revêtement très fin et très fragile se brisant aux endroits où la déformation augmente de façon drastique (il est supposé qu'une zone transformée passe très rapidement d'environ 1% à 5% voire 6% de déformation). Des extraits de ces résultats sont donnés à la FIGURE 1.8. Il est alors possible d'identifier les zones transformées et le nombre de fronts de transformation. Sur la FIGURE 1.8(b) on peut alors compter jusqu'à trois fronts à partir desquels la transformation martensitique s'étend.

### 1.4.1 Orientation du front de transformation

On appelle front de transformation le lieu de la transformation martensitique. De nombreux auteurs, dont [Shaw et Kyriakides, 1997], [Li et Sun, 2002], [Murasawa *et al.*, 2006], ont observé que ce front de propagation conserve un angle constant  $\alpha$  par rapport à l'axe principal de sollicitation qui peut aussi prendre une valeur de  $-\alpha$  au cours du temps. D'après [Shaw et Kyriakides, 1997], cet angle ne semble pas dépendre de la vitesse de déformation mais dépend de la direction de la charge. [Daly *et al.*, 2007] établissent que, si l'AMF étudié a une texture très forte, l'angle peut être modifié. C'est peut-être la raison pour laquelle la mesure de cet angle est différente en fonction des études, prenant des valeurs comprises dans un intervalle de  $33^\circ$  à  $55^\circ$ . En ce qui concerne ces travaux de thèse, le fait que cette orientation soit constante nous permettra de nous limiter à la mesure des zones transformées sur une partie centrale de l'éprouvette. Un exemple illustrant ce phénomène est donné à la FIGURE 1.9





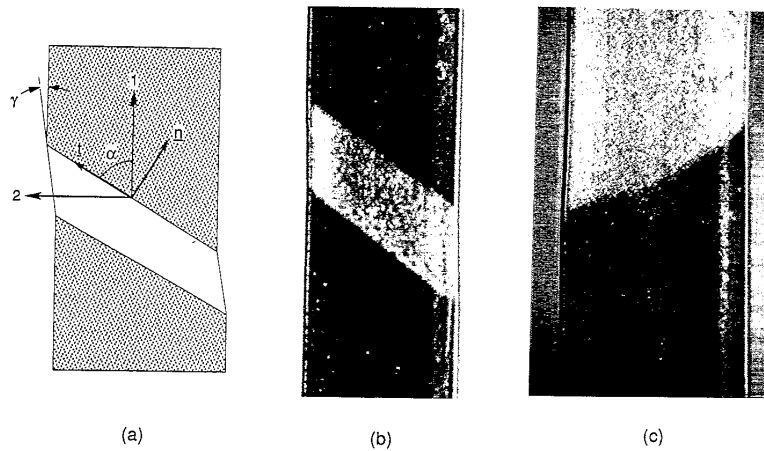
**FIGURE 1.8:** Observations de la transformation martensitique. (a) Reconstruction à partir des mesures de jauges, d'après [Shaw et Kyriakides, 1995]. (b) Construction à partir des zones de revêtement brisé, d'après [Shaw et Kyriakides, 1997].

#### 1.4.2 Relation entre vitesse appliquée et vitesse de propagation d'un front de transformation

Dans [Shaw et Kyriakides, 1995], pour des essais de traction sur des fils d'AMF, il a été mesuré que l'interface de la transformation martensitique se déplace à une vitesse d'un ordre de grandeur supérieur à la vitesse relative entre les deux mors et constante durant les essais de traction pilotés en déplacement. À partir de ces résultats, les auteurs ont proposé une relation liant  $n$  fronts de transformation se propageant simultanément dans le fil à une même vitesse  $c$  constante, la vitesse de déplacement appliquée  $\dot{\delta}$  et la différence de déformation nominale,  $\Delta\epsilon_t$ , entre la fin et le début du plateau de transformation de la courbe de réponse macroscopique. Cette expression s'exprime sous la forme :

$$nc\Delta\epsilon_t = \dot{\delta} \quad (1.1)$$

Dans [Shaw et Kyriakides, 1997], les auteurs expliquent que, pour la relation 1.1, la vitesse de propagation  $c$  ne peut qu'être constante : dans le cas d'une géométrie d'éprouvette parfaite et de l'absence d'un gradient de température dans l'éprouvette, si un des fronts voit sa vitesse diminuer, la vitesse des autres fronts doit augmenter pour que la vitesse de déformation globale (moyenne sur tous les fronts) soit compatible avec la vitesse de déplacement aux extrémités. La température du front qui ralentit diminue pendant que celle des fronts qui s'accélèrent augmente. Par conséquent, les contraintes locales situées aux fronts ayant des vitesses différentes seront différentes, ce qui n'est statiquement pas admissible. Ainsi, l'équilibre mécanique impose que tous les fronts se propagent à la



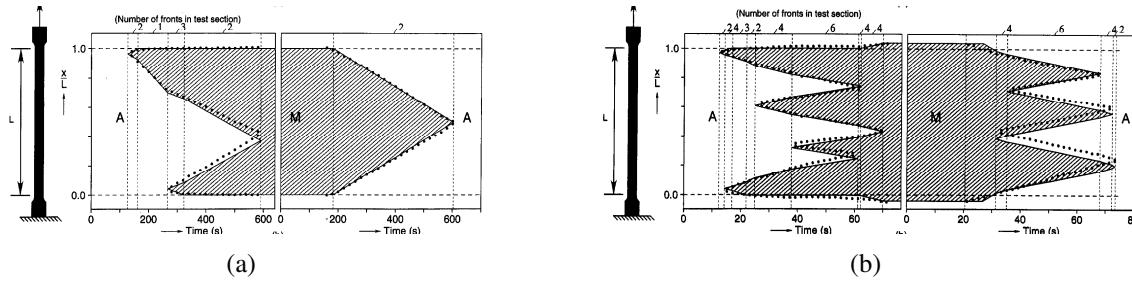
**FIGURE 1.9:** Orientation de fronts de transformation pour une charge dans la direction 1. (a) Définition des variables géométriques de l'inclinaison des bandes. (b) Photographie de deux fronts de transformation A→M divergents, d'après [Shaw et Kyriakides, 1998]. (c) Photographie d'un seul front de transformation A→M se déplaçant présentant une courbure.

même vitesse. Les techniques expérimentales employées par [Shaw et Kyriakides, 1995] et [Shaw et Kyriakides, 1997] et exposées précédemment permettent de montrer cette tendance, mais seulement dans le cas d'une éprouvette en traction quasi-statique. Les résultats sont ceux présentés un peu plus haut, à la FIGURE 1.8. D'autres auteurs ont également apporté des preuves expérimentales à cette théorie en régime quasi-statique, en utilisant d'autres techniques de mesures comme la thermographie ou la corrélation d'images.

En ce qui concerne l'observation de la transformation martensitique en régime dynamique, aucune mesure optique, à notre connaissance n'a été effectuée de façon qualitative ou quantitative en compression dynamique. En traction dynamique, quelques études ont été réalisées mais n'amènent pas réellement à des conclusions satisfaisantes. L'une de ces études, [Niemczura et Ravi-Chandar, 2006] est détaillée en section 2 du chapitre 4.

### 1.4.3 Lien entre la vitesse de déformation et le nombre de sites de nucléation

Dans [Shaw et Kyriakides, 1995] et [Shaw et Kyriakides, 1997], il a également été constaté que le nombre de fronts de transformation augmentait avec la vitesse de déformation appliquée à l'éprouvette. La FIGURE 1.10 présente deux essais menés à deux vitesses différentes avec le même principe de mesure que celui présenté à la FIGURE 1.8. On voit que pour un écart d'une décade de vitesse appliquée, le nombre maximum de fronts de transformation passe de 3 à 6. D'autres études, dont [Zhang *et al.*, 2010], ont également étudié ce phénomène. Des essais de mise en évidence seront également présentés dans ce manuscrit, au cours du chapitre 4.



**FIGURE 1.10:** Évolution des phases austénitique et martensitique au cours de deux essais de traction pour deux vitesses de déformations nominales différentes : (a)  $10^{-4}$  /s et (b)  $10^{-3}$  /s, d'après [Shaw et Kyriakides, 1997].

## 2 Contexte des développements expérimentaux

Les travaux de thèse qui sont présentés dans ce manuscrit présentent des expériences et des observations expérimentales et répondent à trois axes scientifiques majeurs de l'unité thématique de recherche de *Comportement et dynamique des matériaux* :

- pouvoir disposer d'un essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson afin d'augmenter les possibilités de caractérisation de comportement des matériaux,
- développer les mesures de champs dans un essai aux barres de Hopkinson via l'imagerie rapide afin de pouvoir établir des mesures quantitatives de champs cinématiques dans la zone utile de l'éprouvette (ou au moins à sa surface) pour caractériser, entre autres, des particularités telles que des localisations ou autres types de champs de déformation hétérogènes,
- étudier le comportement des alliages à mémoire de forme en régime dynamique afin de contribuer à fournir une base de données expérimentales et d'analyses pour la constitution de lois de comportement.

### 2.1 Les essais dynamiques du laboratoire

Au centre d'essais du laboratoire, les essais dynamiques sont très présents. On retrouve principalement des systèmes d'essais et montages s'appuyant sur une configuration initiale d'un système aux barres de Hopkinson en compression.

#### 2.1.1 Compression dynamique

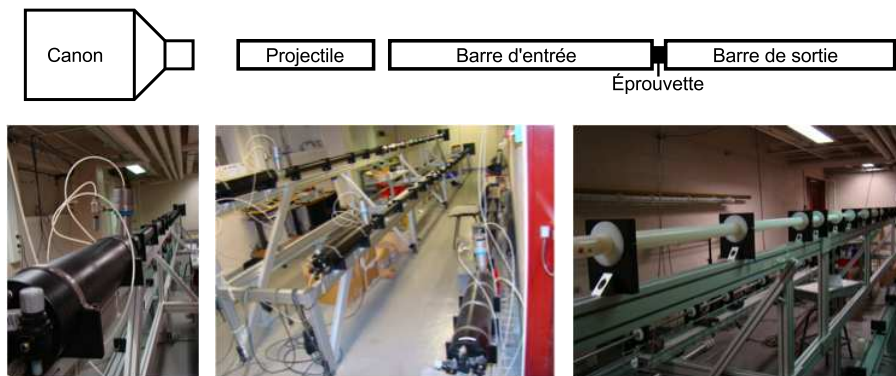
Les essais de compression dynamique ont connu, au laboratoire, un développement important via le travail de l'équipe de dynamique des matériaux. Ils ont beaucoup été utilisés pour caractériser les comportements de matériaux tels que les mousses métalliques, les structures métalliques en nid d'abeille, les mousses de polymères, les matériaux à gradient de propriétés. La plupart de ces classes de matériaux font partie des matériaux utilisés pour l'absorption d'énergie et sont destinés à être utilisés pour limiter les dommages

en cas d'impacts de diverses natures, allant de celui d'un oiseau sur le nez d'un avion de ligne [Zeng *et al.*, 2010] à celui d'un choc lors d'un accident de la route dans le secteur automobile [Merle et Zhao, 2006]. L'ensemble de ces études ont principalement été réalisées en utilisant des systèmes aux barres de Hopkinson en compression, désignés par SHPB dans la littérature internationale (pour *Split Hopkinson Pressure Bar*). Ce système, présenté au chapitre 2, est très répandu dans le domaine des essais dynamiques parce qu'il permet d'obtenir des mesures de très bonne qualité, pour des gammes de vitesses de sollicitations correspondant à des applications civiles des matériaux (aéronautique, automobile).

Il existe trois pistes de compression au centre d'essais :

- une piste en acier  $\varnothing 22$  mm,
- deux pistes en nylon  $\varnothing 41$  mm et  $\varnothing 62$  mm,
- une piste en aluminium  $\varnothing 60$  mm.

Chacun des systèmes est constitué de deux barres : une barre d'entrée de 4 m et une barre de sortie de 3 m. L'éprouvette est placée entre les deux barres et pour appliquer une contrainte de compression, un projectile de même matériau et de même diamètre que les barres mais de longueur inférieure est lancé sur la barre d'entrée par un canon pneumatique. Sur les systèmes du centre d'essais, les vitesses d'impact possibles sont comprises entre 1 et 80 m/s, pour une énergie cinétique pouvant atteindre 8 kJ et une durée d'essai de 1.5 ms. La FIGURE 1.11 présente les dispositifs de barres de compression du laboratoire.



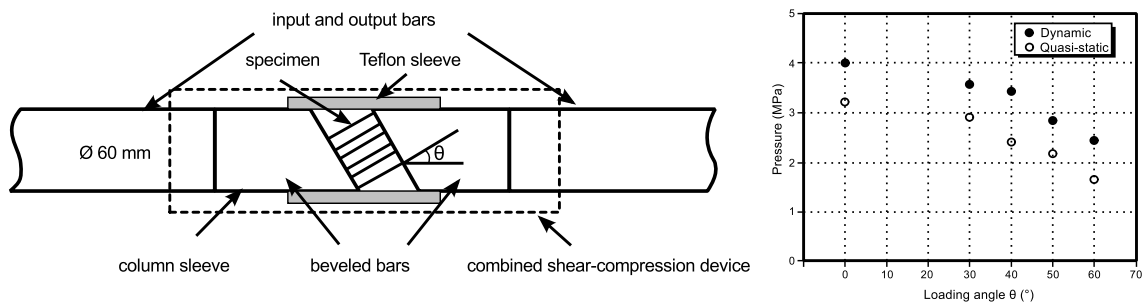
**FIGURE 1.11:** Dispositifs de compression utilisés au centre d'essai.

Les différents types de pistes disponibles permettent à l'expérimentateur d'adapter l'impédance des barres à celle des échantillons testés. Par exemple, pour des essais sur mousse métallique, la piste en acier a été utilisée [Zhao *et al.*, 2007] et à l'opposé, des essais sur des os spongieux de boeuf [Laporte *et al.*, 2009] ont été réalisés sur la piste en nylon de  $\varnothing 41$  mm.

### 2.1.2 Montages particuliers

A partir du dispositif SHPB, il est possible d'employer des montages particuliers permettant de solliciter de façon différente les matériaux à tester. Quelques montages ont été développés au sein de l'équipe de dynamique des matériaux au cours des dernières années.

Tout d'abord, le montage de compression – cisaillement, présenté à la FIGURE 1.12 : pour ce faire, des extrémités biseautées d'un angle variable  $\theta$  sont ajoutées aux barres existantes. Afin de maintenir l'éprouvette entre les deux barres pendant l'essai, un manchon en téflon, ajusté glissant pour ne pas transmettre d'effort, est emmanché sur les barres d'entrée et de sortie. Un trou oblong a été usiné sur la face latérale du manchon afin d'observer la déformation par caméra rapide. Dans cette configuration, cet essai peut être



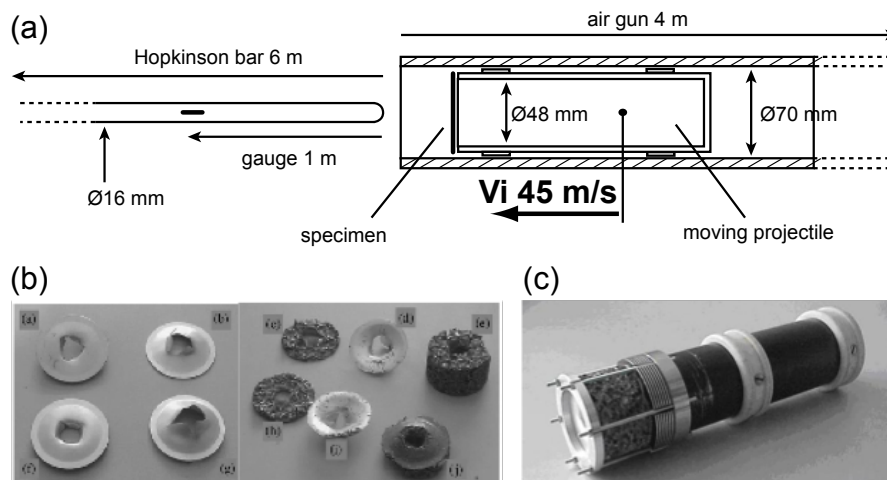
**FIGURE 1.12:** Dispositif de compression cisaillement appliqué à une éprouvette en nid d'abeille, d'après [Hou *et al.*, 2010].

considéré comme biaxial. C'est le seul essai biaxial dynamique actuel du centre d'essais.

Un autre type de montage, présenté à la FIGURE 1.13, permet d'effectuer des essais de perforation. Ici, une seule barre est utilisée pour enregistrer les efforts. Deux configurations sont possibles : soit l'éprouvette est fixée sur la barre et le projectile vient l'impacter, soit elle est fixée sur le projectile et vient frapper l'extrémité hémisphérique de la barre. Ce type de montage a fait l'objet de plusieurs publications sur, entre autres, des mousses métalliques [Nasri *et al.*, 2007], sur des matériaux à gradient de propriété en polymère possédant une peau métallique [Zeng *et al.*, 2010] et sur des matériaux en polypropylène renforcé [Pattofatto *et al.*, 2011].

## 2.2 Nécessité d'un système de traction dynamique

Le création d'un système de traction dynamique aux barres de Hopkinson s'inscrit dans la suite logique du développement des moyens expérimentaux du laboratoire. L'expertise de l'équipe dynamique des matériaux en ce qui concerne les barres en compression a permis d'initier cette nouvelle étape.



**FIGURE 1.13:** Dispositif de perforation du laboratoire : (a) configuration inversée, éprouvette fixée sur le projectile, (b) échantillons post-mortem avec ou sans peau métallique, (c) exemple d'une éprouvette fixée au projectile. D'après [Zhao *et al.*, 2007].

### 2.2.1 Étendre les possibilités d'études

En plus d'ajouter un nouvel outil expérimental, le fait de disposer d'un système de traction dynamique permet d'étendre les possibilités d'études du laboratoire sur le comportement dynamique des matériaux, sachant qu'elle facilite aussi l'utilisation de l'imagerie dont l'utilisation pour le dépouillement d'essais mécaniques est un des grands axes expérimentaux du laboratoire.

Ceci prend en compte l'évolution vers d'autres types de géométries ou de structures. En effet, dans le cas de la compression, les éprouvettes utilisées sont classiquement cylindriques. Leur rapport longueur/diamètre ne doit pas être supérieur à une valeur aux alentours de 1.5, à moins qu'il ne soit volontairement augmenté pour déclencher un mécanisme de flambement [Zhao et Abdennadher, 2004]. Ainsi, il n'est pas possible, par exemple, de caractériser directement en dynamique le comportement des matériaux utilisés sous forme de tôles durant leur cycle de vie avec une configuration SHPB. Ce qui est également le cas pour des types de matériaux aux géométries ou structures proches de celles d'un fil. Par exemple, dans les matériaux du vivant, les essais de caractérisation mécanique d'un ligament de genou (lapin) [Pattofatto *et al.*, 2010] ne sont possible qu'en traction.

Si on ajoute à cela que, pour certains matériaux, la réponse mécanique peut être complètement différente entre la traction et la compression, la mise au point d'un essai de traction dynamique semble nécessaire.

### 2.2.2 Extension à un système biaxial

Pouvoir disposer d'un essai de traction dynamique biaxial fait également partie des objectifs du laboratoire. Ce moyen d'essai permettrait d'étendre les études déjà réalisés

en quasi-statique sur la machine multiaxiale déjà présente au laboratoire. En essayant de constituer un état de l'art, il s'est avéré que la btraction dynamique avec des barres de Hopkinson est très peu évoquée dans les communications scientifiques et il semblerait qu'un seul système existe, au "Joint Research Centre" de la Commission Européene situé à Ispra en Italie. Ce dispositif, développé, entre autres, par le professeur Albertini a très peu été utilisé pour des articles scientifiques [Albertini et Montagnani, 1979], [Albertini et Montagnani, 1980], et sa documentation officielle est inexistante. La FIGURE 1.14 montre ce dispositif expérimental en situation à Ispra ainsi que la géométrie des éprouvettes utilisées.



**FIGURE 1.14:** Dispositif de traction dynamique biaxial du JRC d'Ispra.

Comme l'un de nos objectifs pour ces travaux est de se préparer au développement d'un système de traction dynamique biaxial, il faut que la conception et la mise en œuvre des barres de traction uniaxiale se fasse en gardant à l'esprit qu'un second axe de sollicitation sera ajouté au système une fois que le premier axe sera terminé et maîtrisé. Il a alors été choisi de suivre l'ordre de marche suivant :

- (i) développer un système de traction dynamique,
- (ii) rendre ce système symétrique de façon à ce que le centre de l'éprouvette reste fixe pendant un essai,
- (iii) ajouter un second axe sollicitant statiquement l'éprouvette (en traction ou compression) pendant que le premier applique un effort de traction dynamique,
- (iv) rendre ce second axe identique au premier, à savoir appliquer une traction dynamique bi-axiale.

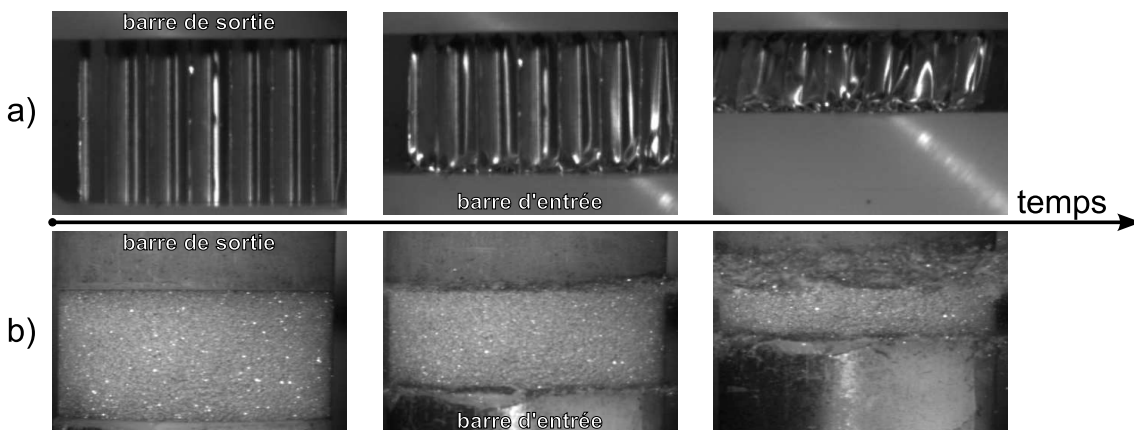
Une fois ce dispositif en place, il pourra être utilisé pour l'identification de lois de comportement complexes et permettre d'explorer des pistes de recherche nouvelles sur les matériaux pour le laboratoire. Nous y reviendrons dans le chapitre 5 *Perspectives*.

## 2.3 Développer l'utilisation de l'imagerie rapide

L'utilisation de l'imagerie rapide pour les essais dynamiques aux barres de Hopkinson est assez récente (achat de la première caméra en 2005). L'arrivée des caméras rapides numériques a pu enfin permettre la démocratisation de l'utilisation de l'imagerie pour les essais dynamiques. Ces caméras, beaucoup plus simples à mettre en œuvre que des caméras rapides analogiques, donnent accès directement à des images numériques, ce qui est désormais indispensable au partage et à l'analyse des essais. Leur souplesse d'utilisation, via une interface logicielle visuelle, permet à un expérimentateur non-expert en prise d'images de trouver rapidement les bons paramètres pour optimiser l'acquisition d'images (éclairage, fréquence d'acquisition, taille d'image, mise au point, distance de la caméra, objectif à utiliser).

### 2.3.1 Permettre d'interpréter qualitativement des phénomènes

Le centre d'essais du laboratoire s'est équipé d'une caméra rapide numérique en 2005. L'utilisation de l'imagerie rapide a alors permis, dans un premier temps, d'obtenir des mesures qualitatives sur les essais. La FIGURE 1.15 donne un exemple d'observation de la formation de plis dans une structure en nid d'abeille d'aluminium, dans le cadre de la constitution de modèles de prédiction d'absorption des chocs pour l'aéronautique ; ainsi qu'un exemple de l'évolution de la déformation en compression dynamique d'une mousse de polymère.



**FIGURE 1.15:** Prise d'images à l'aide d'une caméra rapide pour des essais de compression aux barres de Hopkinson (a) sur une structure en nid d'abeille d'aluminium [Hou *et al.*, 2010] et (b) sur une mousse polymère.

Le format numérique des images permet alors de pouvoir se diriger vers une mesure

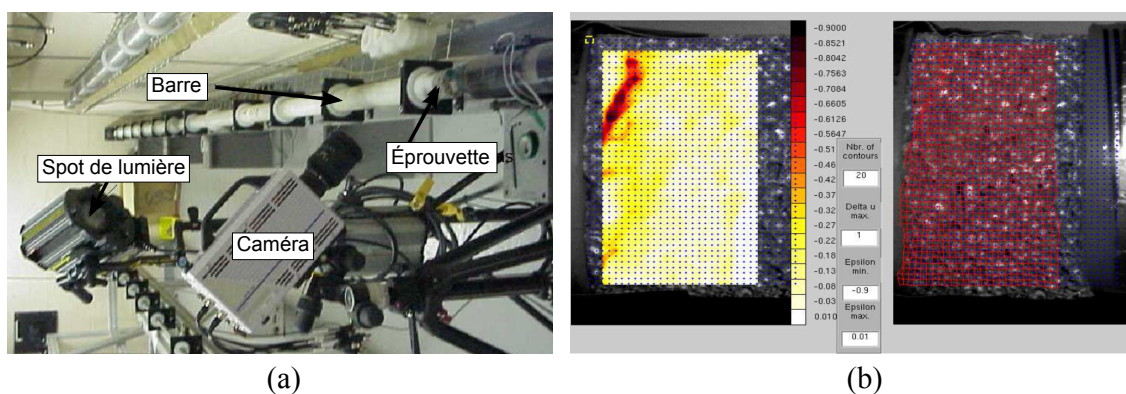


quantitative en plus d'une mesure qualitative grâce à la corrélation d'images numériques. Cette technique, appelée *Digital Image Correlation* (DIC) dans la littérature, permet de mesurer les champs cinématiques et leurs variations dans le temps d'une éprouvette à partir d'une séquence d'images prises pendant un essai mécanique.

### 2.3.2 Apporter une mesure complémentaire à celle des barres

L'utilisation de la corrélation d'images permet d'apporter aux essais de barres une mesure complémentaire. En effet, avec la technique des barres de Hopkinson, on obtient les efforts et les vitesses de déplacements seulement aux interfaces barres – éprouvette. On en déduit alors une réponse moyenne de l'éprouvette en traçant la courbe contrainte nominale – déformation nominale. La DIC, quant à elle, permet de mesurer les champs de déformation sur toute la surface utile de l'éprouvette. En utilisant ces deux moyens de mesure simultanément, on peut obtenir les grandeurs mécaniques (efforts) et les grandeurs cinématiques (champs de déplacements) pour toute la zone utile d'une éprouvette (ou au moins la surface visible par la caméra rapide).

Au chapitre 3, on présentera les travaux qui ont été réalisés pendant cette thèse pour développer l'utilisation de la corrélation d'images pour des essais dynamiques en adaptant les moyens de calculs déjà existants au laboratoire aux spécificités des essais aux barres de Hopkinson et à la résolution réduite des images obtenues par les caméras rapides par rapport à celle obtenues avec des appareils photos numériques réflex. La FIGURE 1.16 présente un exemple des premiers résultats de corrélation d'images pour des essais de compression sur mousse métallique. Ici il n'y a pas encore, à ce stade, de lien entre les courbes de réponses mesurées par le système aux barres de Hopkinson et l'affichage de mesures de champs obtenues avec le code de corrélation d'images du laboratoire, Corréli.



**FIGURE 1.16:** Utilisation de l'imagerie rapide pour un essai de perforation. (a) Montage de l'essai. (b) Aperçu d'un champ de déformation nominale avec un code de corrélation d'image, d'après [Elnasri, 2006]

### 2.3.3 S'ouvrir à de nouveaux matériaux et problématiques : les alliages à mémoire de forme

L'utilisation de la corrélation d'images numériques pour les essais dynamiques permet d'étendre les champs d'investigation sur le comportement dynamique des matériaux. Il est alors possible de faire des observations et des mesures sur des matériaux présentant des phénomènes singuliers qu'il n'était pas possible d'observer auparavant, en dynamique, sans l'imagerie rapide et la corrélation d'image.

L'un des autres objectifs de ce travail est de développer des méthodes de mesure pour l'observation de champs hétérogènes se manifestant souvent par des localisations (effet Portevin-LeChâtelier, bande de Lüders) ou par la coexistence de deux phases différentes dans la matière à des niveaux de déformations locaux différents, comme c'est le cas des alliages à mémoire de forme (AMF).

Ce point sera exposé au chapitre 4 qui porte sur une étude des hétérogénéités dans les AMF en régime dynamique. Afin de développer les techniques d'observations de champs hétérogènes sous sollicitations dynamiques, plusieurs matériaux ont été utilisés pendant cette thèse. Cependant les alliages à mémoire de forme en constituent le support principal et l'étude de leur comportement sous sollicitations dynamiques a été une des motivations principales au développement des essais de traction dynamique et des mesures par corrélation d'images. Ces travaux ont pour volonté de constituer un apport d'éléments dans une base de données expérimentales afin de caractériser et prédire le comportement des alliages à mémoire de forme lors d'impacts ou de sollicitations dynamiques.

## 3 Conclusion

Ce travail de thèse s'inscrit dans un double objectif : utiliser les compétences techniques et scientifiques déjà existantes pour pouvoir développer de nouveaux outils afin de pouvoir observer et analyser le comportement dynamique de matériaux aux propriétés singulières comme les alliages à mémoire de forme pour lesquels toute une base expérimentale en traction dynamique est à construire à l'échelle de la transformation martensitique.

Dans la suite de ce manuscrit, il sera question au chapitre 2 des choix scientifiques qui nous ont poussé à choisir un système de traction dynamique plutôt qu'un autre, des développements effectués pour ce système, ainsi que d'un exemple d'application du dispositif afin d'entrevoir les nouvelles possibilités d'études qu'il peut offrir. Le chapitre 3 portera sur l'utilisation du code de corrélation d'images Corréli du laboratoire, de la manière dont il a été modifié afin de pouvoir obtenir des calculs de corrélation adaptés aux conditions très défavorables des prises d'images lors des essais dynamiques, et de la manière dont cet outil de mesure a été complètement intégré dans un protocole complet d'essai. Ensuite, nous verrons au chapitre 4 comment ces outils ont permis de pouvoir analyser le comportement dynamique des alliages à mémoire de forme en proposant des analyses originales de l'évolution de la transformation martensitique dans le cas de régimes dynamiques.



## Chapitre 2

# Mise en oeuvre d'un essai de traction dynamique

### Sommaire

---

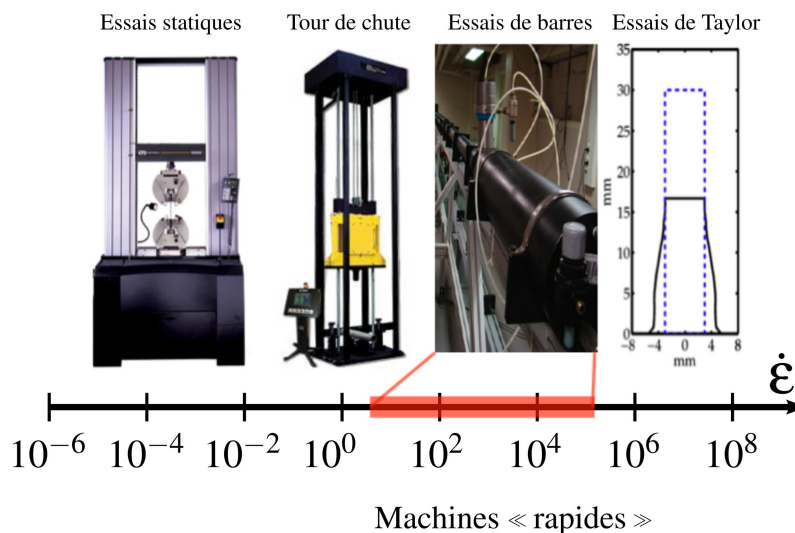
<b>1</b>	<b>L'essai aux barres de Hopkinson</b>	<b>28</b>
1.1	Principe d'un essai aux barres de Hopkinson	29
1.2	Hypothèses et conditions	30
1.3	Théorie de la propagation des ondes	31
1.4	Rapport d'impédance mécanique barres-éprouvette	35
<b>2</b>	<b>Mise en oeuvre du montage de traction dynamique</b>	<b>38</b>
2.1	Revue des différents montages possibles en traction	38
2.2	Montage adopté	41
2.3	Chaîne de mesure	42
2.4	Calibration du moyen expérimental	44
2.5	Impédance et géométrie des éprouvettes	47
<b>3</b>	<b>Traitement du signal</b>	<b>50</b>
3.1	Propagation des ondes dans le système	51
3.2	Séparation des ondes	52
3.3	Calcul des grandeurs de l'essai	55
<b>4</b>	<b>Application à un alliage d'aluminium</b>	<b>57</b>
4.1	Présentation du matériau	57
4.2	Préparation de l'essai	58
4.3	Résultats	60

---

Durant les travaux réalisés pendant cette thèse, il a fallu mettre au point un système d'essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson qui n'existait pas au laboratoire. On présentera d'abord dans ce chapitre quelques généralités sur les systèmes d'essais aux barres de Hopkinson, puis le dispositif que l'on a adopté pour cette étude, la façon d'obtenir le signal de mesure brut et la façon de l'interpréter. Pour finir, un cas d'application sur un alliage d'aluminium sera présenté. Il permettra d'illustrer les performances du système ainsi que ses limitations, mais aussi les précautions techniques et scientifiques à prendre.

## 1 L'essai aux barres de Hopkinson

Un impact crée des ondes mécaniques et des ondes sonores. Cela peut produire des ondes réfléchies et transmises qui peuvent apporter beaucoup de bruit à la mesure si elles ne sont pas correctement maîtrisées. Les essais aux barres de Hopkinson apportent une solution à ces problèmes grâce à la géométrie particulière des barres utilisées : ce sont des cylindres de révolution de très grande longueur (plusieurs mètres) qui constituent des moyens de mesure adaptés à un domaine de vitesse de déformation très ciblé. Le fait que l'étendue des vitesses de déformation applicables ne dépasse pas quelques décades réduit la polyvalence de ce système si on le compare aux machines de traction – compression classiques pour le quasi-statique. Toutefois, la mesure pour les gammes de vitesses de déformation considérées est de très bonne qualité par rapport aux autres systèmes. La FIGURE 2.1 replace les essais aux barres de Hopkinson par rapport aux différents essais de caractérisation mécanique existants. Les dispositifs de traction dynamique aux barres de



**FIGURE 2.1:** Situation des essais aux barres de Hopkinson par rapport à d'autres types d'essais.

Hopkinson sont beaucoup moins courants que ceux en compression. Une des raisons est que leur mise en œuvre est techniquement plus difficile et que leurs performances ne sont pas toujours comparables aux systèmes en compression. Cependant, comme dans le cas

de l'assymétrie en traction/compression du Nickel-Titane, la caractérisation mécanique des matériaux doit pouvoir se faire en compression et en traction. Il a alors été nécessaire pour ces travaux de développer un dispositif de traction dynamique qui n'existait pas au laboratoire. Dans les paragraphes qui suivent, il sera exposé de façon synthétique le principe d'un essai aux barres de Hopkinson, les différents montages qu'il est possible de réaliser et celui que nous avons adopté et développé.

## 1.1 Principe d'un essai aux barres de Hopkinson

Le principe d'un essai aux barres de Hopkinson est de se servir de barres cylindriques de révolution d'un matériau élastique donné et connu comme d'un instrument de mesure pour connaître en tout point sa contrainte et sa vitesse au cours du temps. On peut alors connaître pendant toute la durée d'un essai comment les ondes se propagent dans les barres et en déduire quelles sont les interactions aux interfaces entre l'éprouvette et les barres pendant l'essai. Historiquement, cette technique de mesure est issue des travaux de la famille Hopkinson [Hopkinson, 1914], et de [Davies, 1948], qui en a fait une analyse complète et l'a améliorée. La FIGURE 2.2 montre le dispositif développé par [Kolsky, 1949] qui utilisa ce montage pour déterminer les propriétés de matériaux soumis à de grandes vitesses de déformation. Ce dispositif est connu dans la bibliographie internationale sous le terme de *Split-Hopkinson Pressure Bars* (SHPB) mais aussi *Kolsky Bars*.

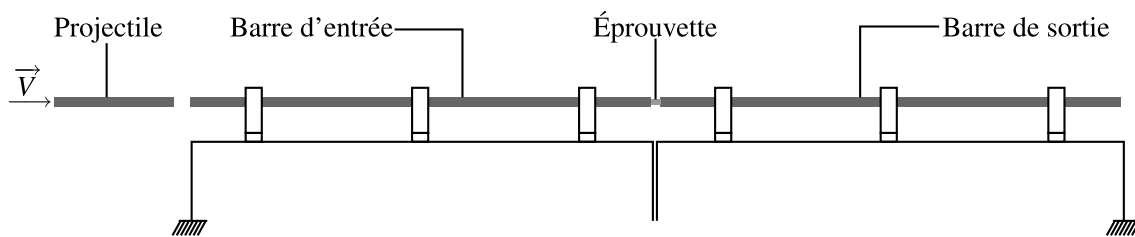


FIGURE 2.2: Dispositif d'essai de compression dynamique aux barres de Hopkinson (Split Hopkinson Pressure Bar).

On dispose donc de deux barres : une barre d'entrée et une barre de sortie, entre lesquelles est placée l'éprouvette. Une onde de contrainte en compression est appliquée sur la barre d'entrée via un projectile lancé à une vitesse donnée pour transférer une énergie cinétique prédéterminée suivant l'essai et écraser l'échantillon contre la barre de sortie. Des jauges de déformations placées sur les barres permettent d'obtenir les signaux de mesure de l'essai. Ce signal peut se décomposer en trois signaux [Davies et Hunter, 1963] : (i) la déformation incidente qui est celle imposée dans la barre d'entrée grâce au projectile, (ii) la déformation réfléchie qui est la réponse de l'éprouvette que voit la barre d'entrée et (iii) la déformation transmise qui est la réponse de l'éprouvette que reçoit la barre de sortie. L'obtention de ces trois différentes déformations se fait par un traitement du signal spécifique qui permet d'obtenir la vitesse et la contrainte en chaque point des deux barres et d'en déduire la réponse mécanique de l'éprouvette pendant l'essai, comme on le verra au paragraphe 1.3 de ce chapitre.

Les longueurs de barres sont en général de l'ordre de plusieurs mètres : cela permet de pouvoir augmenter le temps d'un essai en faisant parcourir à l'onde de contrainte le plus de distance possible avant de rencontrer une nouvelle condition limite qui modifie le signal mesuré par des réflexions et qui complique le dépouillement de l'essai. Les signaux sont enregistrés soit par une carte d'acquisition qui échantillonne le signal analogique des jauges en un signal numérique pour pouvoir le traiter via des logiciels comme Matlab ou Labview (solution retenue ici), soit par un oscilloscope pour traiter les informations de façon analogique.

## 1.2 Hypothèses et conditions

Pour arriver à déterminer la courbe de réponse mécanique de l'éprouvette, il est nécessaire de faire plusieurs hypothèses et que les essais se déroulent sous certaines conditions dont une synthèse est donnée dans [Mohr *et al.*, 2010] et [Ramesh, 2008].

**Propagation unidirectionnelle** Plusieurs types de propagation des ondes peuvent coexister dans les barres. La méthode utilisée pour obtenir les ondes en compression (ou traction) au cours de ces essais fait que l'on considère qu'il n'y a principalement que des ondes planes unidimensionnelles dont l'axe de propagation est l'axe principal des barres.

**Équilibre des efforts** S'assurer qu'il y a équilibre des efforts d'un côté et de l'autre de l'éprouvette permet d'identifier le comportement de façon simple dans l'éprouvette pour un essai aux barres de Hopkinson : cet équilibre donne accès à la contrainte dans l'éprouvette de manière directe. Avoir des efforts aux interfaces non équilibrés nécessiterait de procéder à un dépouillement inverse, ce qui amènerait plus de complications parce qu'il faudrait faire des hypothèses supplémentaires.

Au cours d'un essai aux barres, l'onde en contrainte arrive en premier lieu d'un côté de l'éprouvette puis elle se propage dans l'éprouvette à une vitesse finie. Le temps de mise à l'équilibre de l'éprouvette est alors non nul. Il faut donc s'assurer que l'équilibre dans l'éprouvette peut se faire suffisamment rapidement pour exploiter au maximum les signaux de mesure. C'est-à-dire que si  $T$  est la durée d'un essai et  $\tau$  le temps pour l'onde de traverser l'éprouvette, il faut que  $T \gg \tau = l_0/C_{ep}$ , avec  $C_{ep}$  la célérité des ondes dans l'éprouvette et  $l_0$  la longueur de l'éprouvette. La vérification de cette hypothèse est indispensable pour assurer l'équilibre des efforts et ainsi valider un dépouillement d'essai.

**Interfaces barres – éprouvette** Les interfaces entre les barres et l'éprouvette ont une influence sur le bon déroulement et sur le dépouillement de l'essai. On fait l'hypothèse d'interfaces parfaites lors du dépouillement. Faire cette hypothèse nécessite alors de prendre quelques précautions, suivant qu'on fait de la compression ou de la traction.

Pour la compression, l'échantillon est juste posé entre les deux barres, le contact doit être unilatéral pour avoir un état de contrainte uniaxial dans l'éprouvette. Il faut s'assurer qu'il n'y a pas de frottements entre les surfaces en contact, sinon, cela conduirait à une

déviations de l'état de contrainte et créerait d'autres modes de sollicitations non désirés. Pratiquement, cela consiste à lubrifier les surfaces de contact.

Pour la traction, les surfaces qui transmettent les efforts sont différentes et les solutions ne sont pas aussi simples car il n'est pas toujours possible d'ajouter des pièces au montage (comme des vis par exemple) parce qu'on ajoute alors de la masse qui pourrait perturber la mesure en raison d'un effet d'inertie de ces pièces. La solution classique consiste à fileter les extrémités de l'éprouvette si celle-ci est cylindrique. Les efforts passent alors par les flancs de filets de l'éprouvette. Cette solution permet de ne pas ajouter de masse supplémentaire mais nécessite de vérifier que l'assemblage fileté ne perturbe pas la mesure.

### 1.3 Théorie de la propagation des ondes

Pour dépouiller un essai aux barres de Hopkinson, il faut s'appuyer sur la propagation des ondes dans un barreau cylindrique [Achenbach, 1973], [Graff, 1975]. Les différentes équations qui découlent de cette théorie sont exposées ici. Ce sont celles qui seront utilisées pour le traitement du signal mesuré lors du dépouillement d'un essai.

#### 1.3.1 Ondes élastiques dans un barreau élastique

La propagation d'une onde élastique peut s'écrire dans le cas d'une onde de traction comme dans le cas d'une onde de compression (seul le signe change). On fait alors l'hypothèse d'une barre cylindrique de révolution constituée d'un matériau homogène et élastique, de module d'Young  $E$ . On considère ici la propagation d'une contrainte unidirectionnelle. Les effets de cette propagation dans le sens transverse sont négligés.

Considérons, comme indiqué sur la FIGURE 2.3, un projectile avec une vitesse  $V$ , lancé contre la barre qui, avant contact, se trouve dans un état tel que sa vitesse et sa contrainte sont nuls en tous points.

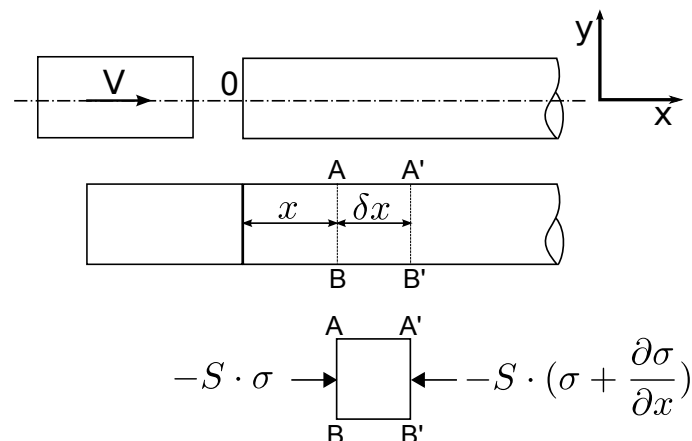


FIGURE 2.3: Impact d'un projectile sur un barreau cylindrique semi-infini. Représentation issue de [Meyers, 1994].



Après impact, une contrainte de compression se propage dans la barre, modifiant son état. Appliqué sur un élément infinitésimal, le principe fondamental de la dynamique donne l'équation d'onde (2.2) :

$$[-S\sigma + S(\sigma + \frac{\partial\sigma}{\partial x}\delta x)] = S\rho\delta x \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (2.1)$$

$$\frac{\partial\sigma}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (2.2)$$

Si on applique la loi de Hooke dans ce cas unidirectionnel, on a :

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \text{ où } \varepsilon = \frac{\partial u}{\partial x} \quad (2.3)$$

Ce qui entraîne :

$$E \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{\partial u}{\partial x} \right) = \rho \left( \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \right) \quad (2.4)$$

$$\frac{E}{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (2.5)$$

Cette équation présente une constante qui est le rapport du module d'Young sur la masse volumique. D'un point de vue dimensionnel, cette constante est assimilable à une vitesse au carré. Cette vitesse est une caractéristique de la propagation des ondes. Les barres de Hopkinson étant des barreaux élancés, elle peuvent être modélisées comme des poutres 1D. Dans ce cas, cette vitesse appelée « célérité » de l'onde s'écrit :

$$C = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (2.6)$$

### 1.3.2 Solution de l'équation de propagation des ondes

L'équation (2.5) est hyperbolique. On applique une solution de d'Alembert pour la résoudre. Ainsi, on a :

$$u(x,t) = f(x - C \cdot t) + g(x + C \cdot t) \quad (2.7)$$

On a ici deux types d'ondes. Une allant dans le sens des  $\vec{x}$  positifs :  $f(x - C \cdot t)$ . Une autre allant dans le sens des  $\vec{x}$  négatifs :  $g(x + C \cdot t)$ .

**Déformation** Pour obtenir la déformation, on dérive par rapport à l'espace l'expression de  $u(x,t)$  :

$$\varepsilon(x,t) = \frac{\partial u}{\partial x} = \frac{\partial(f(x - C \cdot t) + g(x + C \cdot t))}{\partial x} = f'(x - C \cdot t) + g'(x + C \cdot t) \quad (2.8)$$

Où le symbole « prime » représente la dérivée par rapport à  $(x - C \cdot t)$  pour  $f$  et  $(x + C \cdot t)$  pour  $g$ .

Cette expression de la déformation montre qu'en toute section de la barre (modèle unidirectionnel de la barre), la déformation est composée d'une déformation allant dans le sens des  $\vec{x}$  positifs et d'une seconde allant dans le sens des  $\vec{x}$  négatifs. Dans la méthode de décomposition des ondes proposées par [Zhao et Gary, 1997] on les appelle respectivement déformation ascendante et déformation descendante.

**Vitesse particulière** La vitesse particulière en un point s'exprime en dérivant par rapport au temps l'expression de  $u(x, t)$  :

$$v(x, t) = \frac{\partial u}{\partial t} = \frac{\partial(f(x - C \cdot t) + g(x + C \cdot t))}{\partial t} = C \cdot (-f'(x - C \cdot t) + g'(x + C \cdot t)) \quad (2.9)$$

En identifiant :

$$\begin{aligned} f'(x - C \cdot t) &= \varepsilon_{asc}(x, t) \\ g'(x + C \cdot t) &= \varepsilon_{des}(x, t) \end{aligned} \quad (2.10)$$

On obtient :

$$v(x, t) = C \cdot (\varepsilon_{asc} - \varepsilon_{des}) \quad (2.11)$$

**Contrainte** La déformation et la vitesse sont calculées en toute section de la barre. La barre est supposée élastique, la contrainte s'obtient en utilisant la loi de Hooke :

$$\sigma(x, t) = E \cdot \varepsilon(x, t) = E \cdot (f'(x - C \cdot t) + g'(x + C \cdot t)) = E \cdot (\varepsilon_{asc} + \varepsilon_{des}) \quad (2.12)$$

Dans le cadre d'une propagation uniquement dans le sens des  $\vec{x}$  positifs, on a :

$$\sigma(x, t) = E \cdot f'(x - C \cdot t) \quad (2.13)$$

$$v(x, t) = -C \cdot f'(x - C \cdot t) \quad (2.14)$$

Qui donne la relation entre la contrainte et la vitesse particulière en une section :

$$\sigma(x, t) = -\rho \cdot C \cdot v(x, t) \quad (2.15)$$

De même, pour une propagation dans le sens des  $\vec{x}$  négatifs, on a :

$$\sigma(x, t) = \rho \cdot C \cdot v(x, t) \quad (2.16)$$

**Autre écriture de la propagation d'onde** La propagation des ondes peut aussi s'écrire en un point ( $\Delta$  étant ici une variation) sous la forme :

$$\Delta \sigma = \rho \cdot C \cdot \Delta v \quad (2.17)$$

Cette équation permet alors de représenter la propagation des ondes dans un système dans un diagramme de Lagrange.

### 1.3.3 Propagation des ondes aux interfaces

**Bord libre** Dans le cas d'un bord libre on a  $\sigma = 0$ . Alors (2.12) devient :

$$f'(x - C \cdot t) = -g'(x + C \cdot t) \quad (2.18)$$

L'expression (2.11) de la vitesse devient :

$$v(x, t) = -2 \cdot C \cdot f'(x - C \cdot t) = 2 \cdot C \cdot g'(x + C \cdot t) \quad (2.19)$$

La vitesse est doublée en un bord libre.

**Encastrement** Dans le cas d'un encastrement on a  $v = 0$ . Alors (2.11) devient :

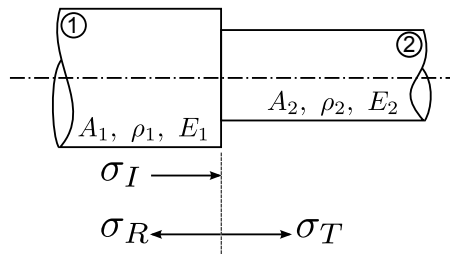
$$f'(x - C \cdot t) = g'(x + C \cdot t) \quad (2.20)$$

L'expression (2.12) de la contrainte devient :

$$\sigma(x, t) = 2 \cdot E \cdot f'(x - C \cdot t) = 2 \cdot E \cdot g'(x + C \cdot t) \quad (2.21)$$

La contrainte est doublée en un encastrement.

**Changement de section** Un changement de section, en termes de géométrie ou de propriété matériau, fait apparaître une onde transmise et une onde réfléchie. La FIGURE 2.4 schématise la situation.



**FIGURE 2.4:** Changement d'impédance dans une barre cylindrique de révolution.

L'onde incidente arrivant par le milieu 1 se partage entre une onde réfléchie dans le milieu 1 et une onde transmise dans le milieu 2. L'équilibre à l'interface s'écrit :

$$A_1 \cdot (\sigma_I + \sigma_R) = A_2 \cdot \sigma_T \quad (2.22)$$

Le champ cinématiquement admissible s'écrit :

$$V_I - V_R = V_T \quad (2.23)$$

En combinant (2.22) et (2.23) on a :

$$\frac{\sigma_I}{\rho_1 \cdot C_1} - \frac{\sigma_R}{\rho_1 \cdot C_1} = \frac{\sigma_T}{\rho_2 \cdot C_2} \quad (2.24)$$

On en déduit les expressions de  $\sigma_R$  et  $\sigma_T$  en fonction de  $\sigma_I$  :

$$\begin{aligned}\sigma_R &= \frac{A_2 \cdot \rho_2 \cdot C_2 - A_1 \cdot \rho_1 \cdot C_1}{A_2 \cdot \rho_2 \cdot C_2 + A_1 \cdot \rho_1 \cdot C_1} \cdot \sigma_I \\ \sigma_T &= \frac{2 \cdot A_1 \cdot \rho_2 \cdot C_2}{A_2 \cdot \rho_2 \cdot C_2 + A_1 \cdot \rho_1 \cdot C_1} \cdot \sigma_I\end{aligned}\quad (2.25)$$

## 1.4 Rapport d'impédance mécanique barres-éprouvette

### 1.4.1 Comportement des ondes de contrainte dans l'éprouvette

L'éprouvette est chargée pendant l'essai via une succession de transmissions et de réflexions initiée par le signal incident arrivant par la barre d'entrée. Le nombre d'allers-retours dans l'éprouvette est lié à la célérité des ondes dans le matériau testé.

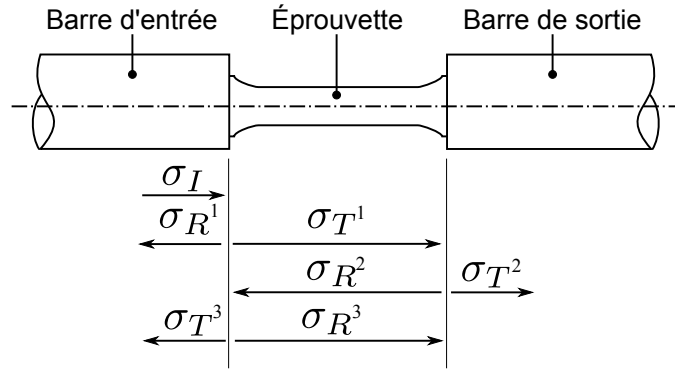


FIGURE 2.5: Chargements successifs de l'éprouvette.

Il faut aussi s'assurer d'avoir un rapport d'impédance correct entre les barres utilisées et l'éprouvette. L'équation 2.25 décrit, en fonction de la contrainte incidente, la contrainte réfléchie et la contrainte transmise à l'interface d'un changement de milieu et de section. En appelant milieu 1 la barre d'entrée et milieu 2 l'éprouvette, on peut réécrire ces équations dans le cas de l'interface barre d'entrée – éprouvette en prenant comme initiales "be" pour la barre d'entrée et "ep" pour l'éprouvette.

$$\begin{aligned}\sigma_R &= \frac{A_{ep} \cdot \rho_{ep} \cdot C_{ep} - A_{be} \cdot \rho_1 \cdot C_{be}}{A_{ep} \cdot \rho_{ep} \cdot C_{ep} + A_{be} \cdot \rho_{be} \cdot C_{be}} \cdot \sigma_I \\ \sigma_T &= \frac{2 \cdot A_{be} \cdot \rho_{ep} \cdot C_{ep}}{A_{ep} \cdot \rho_{ep} \cdot C_2 + A_{be} \cdot \rho_{be} \cdot C_{be}} \cdot \sigma_I\end{aligned}\quad (2.26)$$

Pour un solide cylindrique, l'impédance mécanique est définie comme le produit de sa section droite  $A$  et de son impédance acoustique  $Z = \rho C$  (avec  $\rho$  la masse volumique du milieu et  $C$  la célérité des ondes dans ce milieu), soit  $Z_m = A\rho C$ . En considérant le rapport d'impédance mécanique  $R = Z_{m_{be}}/Z_{m_{ep}}$ , la contrainte réfléchie et la contrainte

transmise peuvent s'écrire sous la forme :

$$\begin{aligned}\sigma_R &= \frac{1-R}{1+R} \cdot \sigma_I \\ \sigma_T &= 2 \cdot \frac{A_{be}}{A_{ep}} \cdot \frac{1}{1+R} \cdot \sigma_I\end{aligned}\quad (2.27)$$

### 1.4.2 Etude du rapport d'impédance R

Le cas  $R \rightarrow 0$  n'est pas à considérer ici puisque cela signifie que la barre d'entrée a une impédance très faible par rapport à l'éprouvette, ce qui n'est pas pertinent (il paraît évident qu'on ne peut pas faire un essai aux barres de Hopkinson avec des barres dont l'impédance mécanique est beaucoup plus faible que celle de l'éprouvette testée). On remarque par contre que si  $R \rightarrow +\infty$ , c'est-à-dire que si l'impédance mécanique de l'éprouvette est négligeable par rapport à celle de la barre d'entrée, on peut presque considérer l'interface comme un bord libre de la barre d'entrée : toute la contrainte incidente est réfléchie, rien n'est transmis. Ces deux cas ne sont donc pas du tout favorables à un essai aux barres de Hopkinson.

Pour le cas  $R = 1$ , la transmission de la contrainte incidente est intégrale ( $R = 1$  implique nécessairement que  $A_{be} = A_{ep}$ ). Tout se passe alors comme s'il n'y avait pas d'interface. Ce cas n'est pas non plus recommandé car il signifie qu'il faut que le niveau de contrainte soit le même dans les barres et dans l'éprouvette. Comme les barres doivent rester dans leur domaine élastique, si la limite élastique de l'éprouvette est du même ordre que celle des barres, on déformera de façon permanente les barres pour pouvoir plastifier l'éprouvette. Ceci est bien sûr à éviter.

Ainsi, il faut que le rapport d'impédance  $R > 1$ . Ceci va permettre de marquer de façon nette l'interface entre les barres et l'éprouvette. On va avoir ainsi une contrainte transmise et une contrainte réfléchie qui vont apparaître à l'interface SI. De nouvelles contraintes réfléchies et transmises vont être créées à l'interface SO, entre l'éprouvette et la barre de sortie. L'éprouvette va alors être chargée en contrainte après plus aller-retour d'ondes entre SI et SO.

### 1.4.3 Atteinte du chargement maximal

En reprenant les notations de la FIGURE 2.5, on peut calculer analytiquement le valeur du chargement  $\sigma_{ep}$  dans l'éprouvette pour  $n$  réflexions successives entre les deux interfaces barre – éprouvette :

$$\sigma_{ep}(n) = \sigma_T^1 + \sum_{i=2}^n \sigma_R^i \quad (2.28)$$

En faisant l'hypothèse que les barres d'entrée et de sortie ont les mêmes paramètres matériaux et géométriques, donc la même impédance mécanique, en utilisant les expres-

sions 2.27 et en posant :

$$\begin{aligned}
 K &= 2 \cdot \frac{A_{be}}{A_{ep}} \cdot \frac{1}{R+1} \\
 \sigma_R^n &= \frac{R-1}{R+1} \cdot \sigma_R^{n-1} \\
 Q &= \frac{R-1}{R+1}
 \end{aligned} \tag{2.29}$$

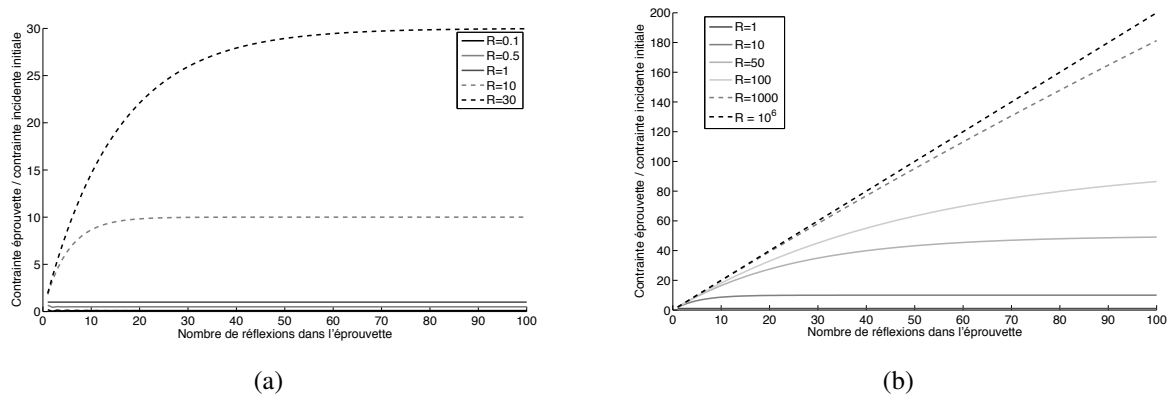
On obtient la suite géométrique suivante :

$$\sigma_{ep}(n) = K \cdot \sum_{k=1}^n Q^{k-1} \cdot \sigma_I \tag{2.30}$$

Soit :

$$\sigma_{ep}(n) = K \cdot \frac{1 - Q^n}{1 - Q} \cdot \sigma_I \tag{2.31}$$

La FIGURE 2.6 montre l'évolution du rapport entre la contrainte dans l'éprouvette et la contrainte incidente initiale en fonction des réflexions successives dans l'éprouvette. Toutes les courbes sont calculées pour une barre et une éprouvette en acier et à chacune des courbes correspond un rapport d'impédance mécanique différent. Ce changement de rapport est effectué en modifiant le rapport des sections de chacune des deux parties considérées. On constate que plus le rapport est grand, plus le temps de stabilisation d'un niveau de la contrainte est long, la limite du rapport des contraintes tendant vers  $A_{be}/A_{ep}$ .



**FIGURE 2.6:** Etude analytique de l'évolution du rapport entre le chargement dans l'éprouvette et la contrainte incidente initiale pour différentes valeurs du rapport R des impédances.

#### 1.4.4 Choix du bon rapport d'impédance

Ainsi, un rapport d'impédance pour un essai aux barres de Hopkinson est satisfaisant si :

- le niveau de la contrainte incidente arrivant par la barre d'entrée est suffisamment grand pour avoir un rapport signal/bruit des jauges satisfaisant,
- le niveau de la contrainte incidente est suffisamment bas pour être sûr de ne pas détériorer les barres,
- le niveau de la contrainte obtenue est satisfaisant pour réaliser l'essai (par exemple si on désire plastifier l'éprouvette ou l'amener à la rupture).

Pour notre étude, cela nous permet de valider la géométrie des éprouvettes de NiTi utilisées au cours du chapitre 4. Une application de ce cahier des charges est présentée à la section 2.5 de ce chapitre.

## 2 Mise en oeuvre du montage de traction dynamique

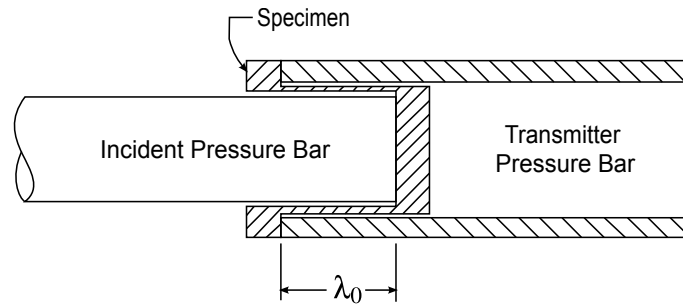
### 2.1 Revue des différents montages possibles en traction

Les essais aux barres de Hopkinson en compression sont les plus courants en mécanique expérimentale. Le dispositif de la FIGURE 2.2 est le plus répandu. Même si le système change en ce qui concerne les essais de traction, les hypothèses et la théorie associée restent identiques à ce qui est fait en compression. L'application d'une onde de contrainte en traction peut alors se faire en utilisant soit une énergie cinétique (ce qui est fait pour le cas classique de la compression) soit une énergie élastique et ceci par une méthode d'application indirecte ou directe de la contrainte. Historiquement, le premier dispositif de traction dynamique développé par [Harding *et al.*, 1960] utilisait l'énergie cinétique d'une masse en chute. Un bref état de l'art est présenté et fait état des différentes façons de solliciter un matériau en traction dynamique pendant un essai. Cette revue est issue, entre autres, d'une revue beaucoup plus large sur les techniques expérimentales dans le cas de grandes vitesses de déformation proposée par [Field *et al.*, 2004].

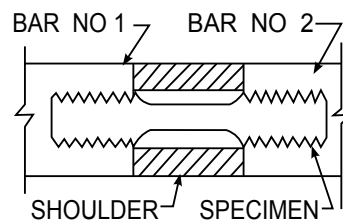
#### 2.1.1 Méthode indirecte

Les méthodes indirectes sont en fait des adaptations du système classique de SHPB. La traction est alors appliquée soit en utilisant le mouvement relatif des deux barres et en adoptant une géométrie particulière pour l'éprouvette comme c'est le cas de la forme en chapeau à la FIGURE 2.7, soit, comme à la FIGURE 2.8, en utilisant la réflexion de l'onde au bout de la barre de sortie.

Pour ce dernier dispositif l'essai se déroule en deux temps. Dans un premier temps c'est l'entretoise entourant l'éprouvette qui subit l'onde de contrainte en compression. Puis, en laissant l'extrémité de la barre de sortie libre (condition limite de bord libre), cette onde en compression se transforme en traction et vient solliciter l'éprouvette en traction (l'entretoise n'est tenue que par des contacts unilatéraux de chaque côté). Dans les



**FIGURE 2.7:** Utilisation d'une éprouvette en chapeau, d'après [Lindholm et Yeakley, 1968].



**FIGURE 2.8:** Cas d'un bord libre. Lors du passage de l'onde de compression, l'entretoise empêche la compression de l'éprouvette qui est sollicitée en traction par l'onde réfléchie en bout, d'après [Nicholas, 1981].

deux cas, il n'est cependant pas possible d'ajouter de techniques de mesures optiques complémentaires aux barres de Hopkinson puisque l'entretoise ou la forme en chapeau de l'éprouvette font que la zone utile est inobservable avec ces moyens. Cependant, l'avantage ici est que les vitesses de chargement sont comparables à celles applicables en compression.

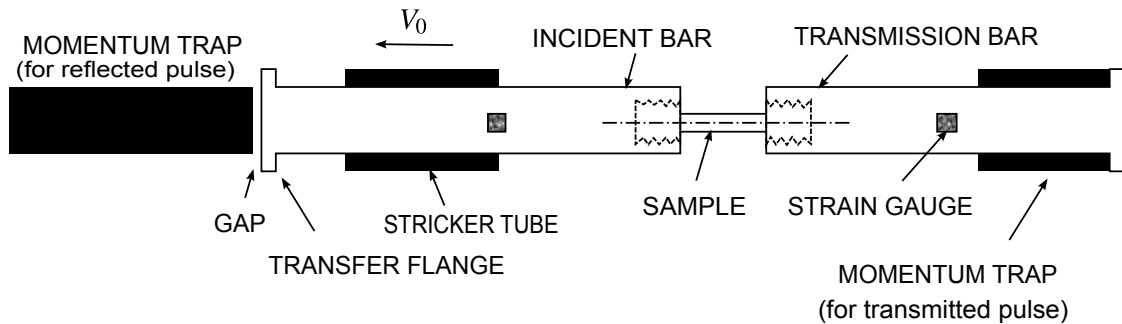
### 2.1.2 Méthode directe

Les méthodes directes consistent à conserver une géométrie d'éprouvette la plus simple possible. Ceci pour éviter des problèmes de géométrie, comme ce peut être le cas avec des éprouvettes en chapeau par exemple. Ceci permet de s'assurer d'une homogénéité de la contrainte et de la déformation dans la zone utile. Il faut alors des montages spécialement adaptés.

La première méthode utilise, comme pour les barres en compression, l'énergie cinétique d'un projectile. La différence ici est que le projectile est tubulaire, qu'il coulisse le long de la barre d'entrée et qu'il vient percuter un épaulement situé à l'extrémité de celle-ci. L'épaulement permet de générer une onde de contrainte en traction dans la barre. Les ordres de grandeurs des vitesses de déformation qu'il est possible d'obtenir avec ce système sont du même ordre que ceux des barres en compression. Un schéma est donné en FIGURE 2.9.

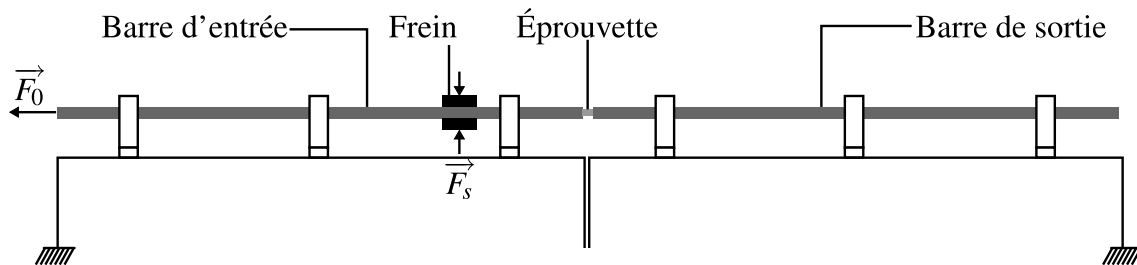
Une alternative à l'utilisation de l'énergie cinétique pour appliquer un effort à l'éprouvette dans un régime considéré comme dynamique est d'utiliser l'énergie élastique. Il





**FIGURE 2.9:** Essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson utilisant l'énergie cinétique et un renvoi par épaulement, d'après [Thakur *et al.*, 1996].

s'agit ici de déformer élastiquement une partie de la barre d'entrée en y appliquant un effort statique à une extrémité et une condition limite en déplacement nulle (frein) en un point de la barre. L'énergie élastique est alors stockée entre ce point et l'extrémité de la barre. La condition limite en déplacement est alors supprimée de la façon la plus rapide possible et l'énergie élastique se propage dans tous le système sous forme d'une onde de contrainte en traction vers l'éprouvette et d'une onde de décharge vers le point d'application de l'effort statique. Le principe de cet essai est décrit sur la FIGURE 2.10. Les avantages de ce montage sont, entre autres, qu'une évolution vers un montage biaxial



**FIGURE 2.10:** Essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson utilisant l'énergie élastique via un effort statique et un point de freinage, d'après [Staab et Gilat, 1991].

est possible et que l'on peut augmenter le temps de chargement de l'éprouvette si on augmente la longueur entre l'extrémité de la barre d'entrée et le point de freinage. Pour le dispositif utilisant un projectile tubulaire il faudrait augmenter la longueur de ce projectile pour faire de même. L'inconvénient est que les performances ne sont alors pas les mêmes. Les vitesses de déformation applicables ne sont pas comparables. En effet, pour appliquer une même vitesse de sollicitation à l'éprouvette, il faut un effort initial considérable pour stocker suffisamment d'énergie élastique. Par exemple, dans la configuration du montage présent au laboratoire, il faut un effort initial de 58 kN. Cet effort induit une contrainte proche de la limite élastique des barres et est supérieur à l'effort maximal recommandé pour des raisons de sécurité qui est de 20 kN. Dans notre configuration, il ne sera pas possible de dépasser une vitesse de 10 m/s.

## 2.2 Montage adopté

### 2.2.1 Choix et justifications

La TABLE 2.1 propose une synthèse des différentes remarques qui ont été faites sur chacun des systèmes. Ce qui élimine immédiatement les méthodes indirectes est l'accessibilité d'une caméra rapide pour un essai. En effet, il n'est pas possible, dans ces configurations de pouvoir filmer la zone utile de l'échantillon pendant un essai, les mesures de champs sont inaccessibles. Parmi les méthodes directes, ce qui distingue la solution avec projectile contre épaulement de la solution avec énergie élastique est la possibilité de synchroniser un deuxième axe à l'essai. En effet, lancer plusieurs projectiles en même temps pour qu'ils frappent simultanément chacun des épaulements des deux axes paraît très difficile à réaliser. En revanche, mettre un fusible commun pour libérer les énergies élastiques paraît alors beaucoup plus accessible (comme il est actuellement fait au JRC d'Ispra).

Type de montage	Méthode indirecte		Méthode directe	
	Géométrie d'éprouvette	Entretoise	Via épaulement	Énergie élastique
Accessibilité caméra rapide	---	---	++	+++
Possibilité de synchroniser un second axe	---	---	+	+++
Facilité du dépouillement	-	+	++	+++
Vitesse de déformation accessible	+++	++	+++	+
Facilité de mise en œuvre	+++	+	-	++

**TABLE 2.1:** Tableau comparatif des systèmes de traction dynamique aux barres de Hopkinson réalisables.

Comme il a été dit au chapitre 1, l'objectif à long terme est de disposer d'un essai de traction dynamique biaxial. C'est en gardant cet objectif en tête que, durant ces travaux de thèse, il a été choisi de mettre en place un essai de traction aux barres de Hopkinson s'appuyant sur le principe d'une méthode directe à énergie élastique. Ce choix aura pour avantage de faire évoluer un système simple de traction vers un système symétrique dans un premier temps, l'effort de traction étant appliqué simultanément des deux côtés de l'éprouvette, le centre de celle-ci restant alors fixe. Une fois l'essai symétrique maîtrisé, il sera possible d'ajouter un second axe pour pouvoir aboutir à un système de bitraction dynamique (deuxième axe statique en premier lieu, puis dynamique).

### 2.2.2 Protocole d'essai

L'essai se déroule en trois étapes :

1. La barre d'entrée est serrée en un point afin de pouvoir stocker de l'énergie élastique d'un seul côté de la barre,
2. On applique un effort quasi-statique initial dans la barre d'entrée dans la partie opposée à celle de l'éprouvette. Une énergie élastique est alors stockée dans cette partie,
3. On augmente l'effort au point de serrage afin d'amener le fusible du dispositif de serrage à rupture. Cette rupture entraîne une libération de l'énergie élastique préalablement emmagasinée et la propagation d'une onde de contrainte en traction vers l'éprouvette.

Ce protocole d'essai est schématisé sur la FIGURE 2.11.

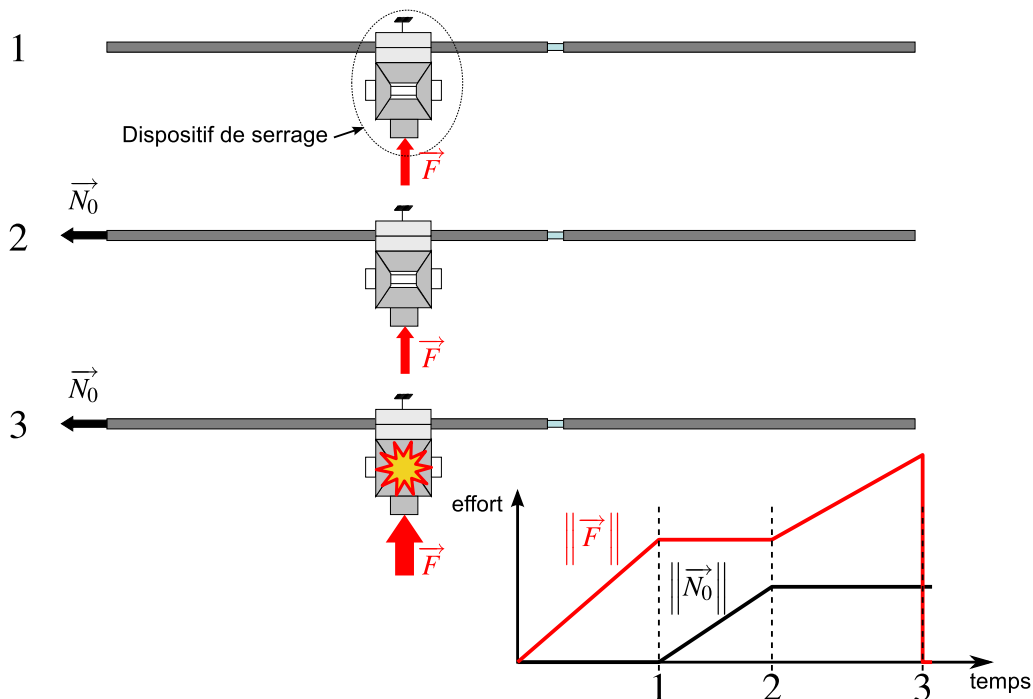


FIGURE 2.11: Protocole expérimental des barres de traction dynamique, d'après [Saletti *et al.*, 2009].

### 2.3 Chaîne de mesure

La chaîne de mesure s'articule autour des éléments indiqués par la FIGURE 2.12. Le matériel utilisé pour l'acquisition est donné sur la FIGURE 2.13

Les jauges de déformation sont montées sur un pont complet de Wheatstone et le signal mesuré correspond alors à la variation de la tension d'équilibre du pont qui est

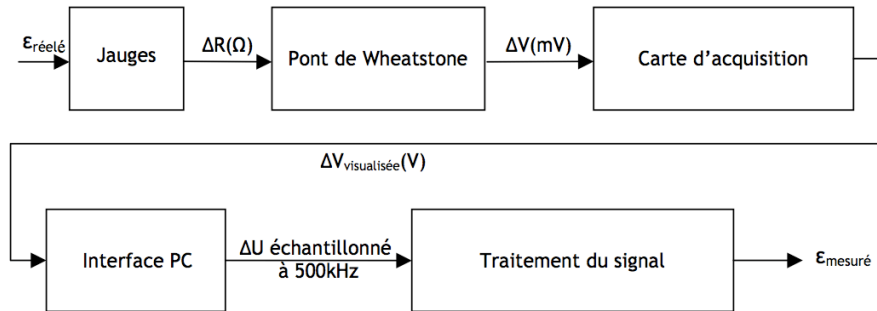


FIGURE 2.12: Chaîne de mesure du dispositif expérimental.

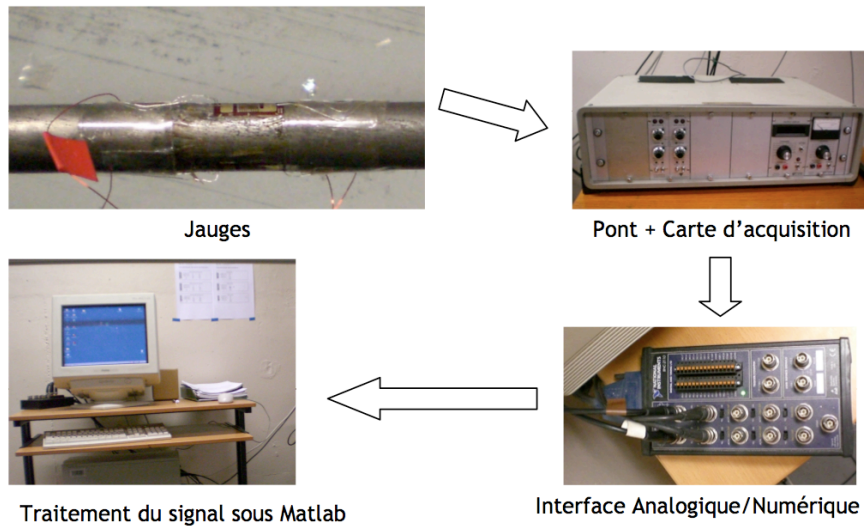


FIGURE 2.13: Matériel de mesure du dispositif expérimental.

amplifié par la carte d'acquisition. Ce signal analogique est ensuite échantillonné à une fréquence de 500 KHz par une carte National Instruments communiquant avec une interface logicielle Labview pour obtenir un signal numérique qui sera ensuite traité dans un programme de dépouillement Matlab.

Ainsi, on peut obtenir la valeur de la déformation dans la jauge en passant par la carte d'acquisition qui multiplie  $\Delta V$  (tension de déséquilibre du pont de Wheatstone utilisé) par un gain  $G$  et qui introduit la relation :  $\Delta V_{visualisee} = G \times \Delta V$  où  $\Delta V_{visualisee}$  est la variation de tension relevée au bout de la chaîne de mesure. Avec  $k$ , le coefficient de jauge, on obtient la relation suivante :

$$\epsilon = \frac{2\Delta V_{visualisee}}{V_0 \cdot G \cdot k \cdot (1 + \nu)} \tag{2.32}$$

## 2.4 Calibration du moyen expérimental

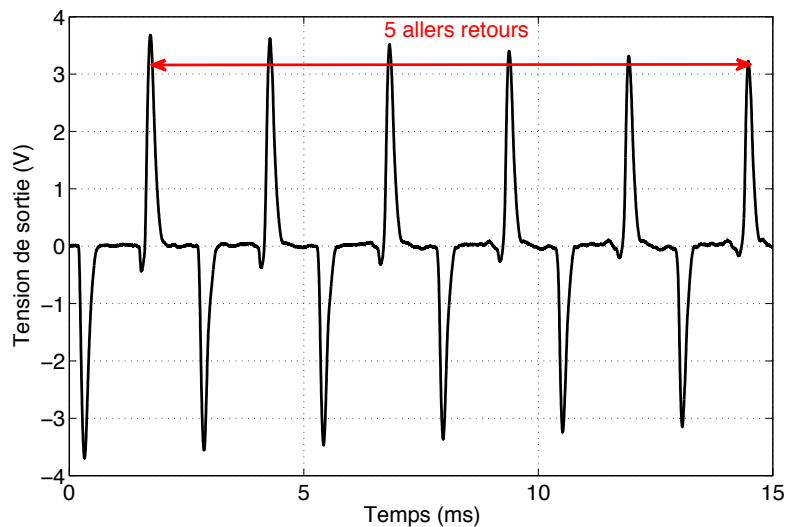
Afin de pouvoir calibrer la mesure, il faut d'abord déterminer les grandeurs mécaniques du système. L'essai aux barres s'appuie sur l'équation de propagation des ondes. Trois grandeurs sont liées les unes aux autres pour la propagation des ondes dans un barreau cylindrique : la célérité des ondes, le module de Young et la densité volumique. La barre d'entrée et la barre de sortie étant constituées du même matériau, la mesure des propriétés dans l'une suffit.

### 2.4.1 Détermination des paramètres matériaux des barres

**Mesure de la célérité des ondes** L'expression de la célérité est donnée par l'équation (2.6). Cette grandeur peut être évaluée expérimentalement. Cela consiste à mesurer le temps d'un aller-retour de l'onde dans une des barres. La détermination expérimentale de la célérité a été faite sur la barre d'entrée. C'est la barre la plus grande. L'erreur de mesure de la longueur de barre est alors la plus faible et l'erreur de mesure dans le temps est aussi la plus faible puisque le phénomène qui va être observé dure plus longtemps. Pour ce faire, on frappe avec une masse rigide (marteau en acier) à une extrémité de la barre et on analyse le signal de réponse d'une des deux jauges. Sur la FIGURE 2.14 on mesure sur le signal le temps pour réaliser cinq aller-retour de l'onde (soit dix fois la longueur de la barre). On a alors :

$$C_{exp} = 4680 \text{ m/s} \quad (2.33)$$

La mesure de la longueur est réalisée à 1mm près pour la barre. La mesure du temps est mesurée à  $2 \mu\text{s}$  (fréquence d'échantillonnage du signal). L'intervalle d'incertitude est ici de 30,5 m/s, centré autour de cette valeur. Soit une estimation à  $\pm 0,3\%$  près.



**FIGURE 2.14:** Suite de réflexions du signal dans la barre après impact (marteau) sur la barre d'entrée. Alternance entre compression et traction et mesure de la célérité.

**Mesure de la masse volumique** Pour déterminer la masse volumique du matériau constitutif des barres, un échantillon de ce matériau a été pesé. On trouve  $\rho = 7880 \text{ kg/m}^3$ . Etant donné le matériel utilisé, on a une estimation à moins de  $\pm 0,01\%$  près.

**Calcul du module d'Young des barres** Le meilleur moyen de calculer le module d'Young des barres est de faire un essai de traction. Il n'a pas été possible d'en réaliser un puisqu'il faut une éprouvette fabriquée dans le même brut que les barres. Il faut alors s'appuyer sur la théorie de propagation des ondes dans un milieu homogène, cylindrique de révolution. Un autre façon d'écrire l'équation (2.6) est de la mettre sous la forme suivante :

$$E = C^2 \cdot \rho \quad (2.34)$$

On trouve alors  $E = 172,5 \text{ GPa}$ . En connaissant l'erreur d'estimation de la célérité, l'intervalle d'incertitude du module d'Young ici est de  $2,21 \text{ GPa}$ , soit une erreur de  $\pm 0,6\%$ .

#### 2.4.2 Protocole de calibration des barres

La calibration pour un système aux barres de Hopkinson est différente de celle effectuée en compression. En effet, avec un système en compression cette calibration est fondée sur un bilan énergétique en faisant un essai à vide. En traction, il n'est pas possible de faire d'essai sans mettre d'échantillon.

L'idée alors est de pouvoir lier directement la mesure des jauges à un effort associé. L'utilisation d'une cellule d'effort (cf FIGURE 2.15) permet d'obtenir un effort directement à partir d'une déformation.

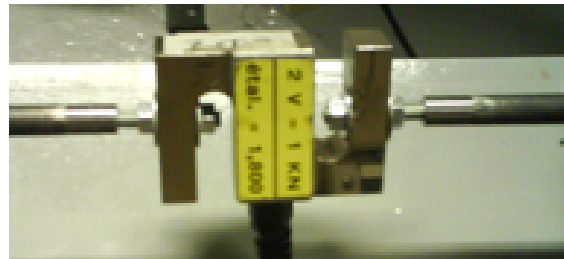


FIGURE 2.15: Mise en place de la cellule d'effort entre les barres.

**Calibration** On met en place la cellule d'effort là où doit se trouver l'éprouvette pendant l'essai. On règle également le gain d'amplification de chacune des jauges de façon arbitraire (en pratique ce gain est souvent le même pour un même type de matériau à tester). Ce gain ne devra plus être modifié pour la campagne d'essais. Comme indiqué sur la FIGURE 2.16, un effort de traction est appliqué par le vérin sur la barre d'entrée. Cette action du vérin nous permet d'associer un effort à un signal de jauge mesuré en un point. Cette correspondance est proportionnelle. Un coefficient permet de passer de l'une à l'autre.

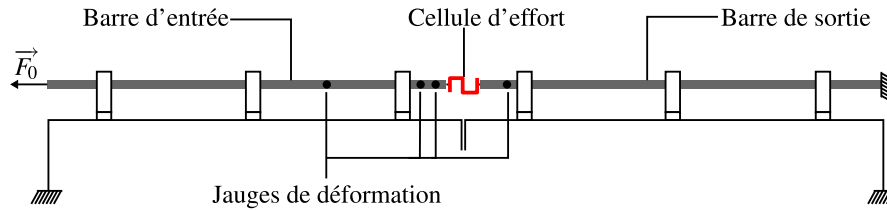


FIGURE 2.16: Dispositif de calibration des barres.

Sur la FIGURE 2.17, la tension de cellule en fonction de la tension de jauge est tracée. La calibration se situe bien dans le domaine d'utilisation de la cellule d'effort, la réponse ici étant linéaire. En utilisant le coefficient de passage de la tension de cellule à l'effort, on peut donc déterminer le coefficient de passage de la tension d'une jauge à l'effort au point de cette jauge.

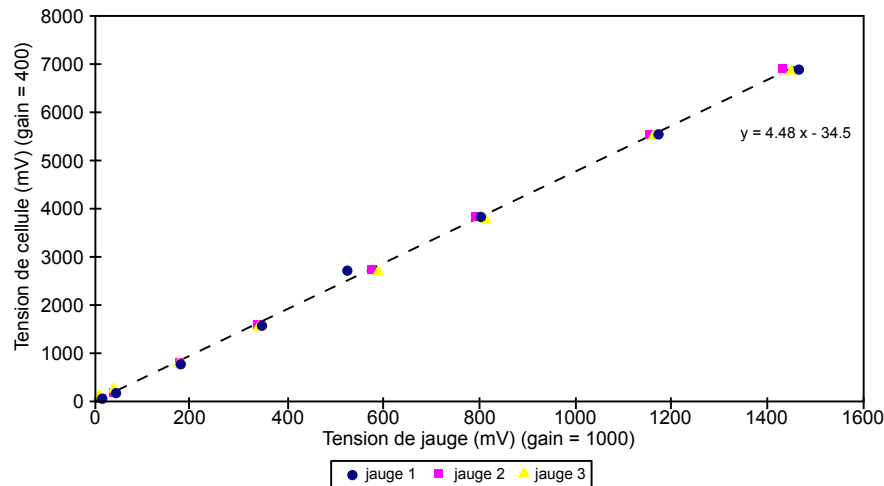
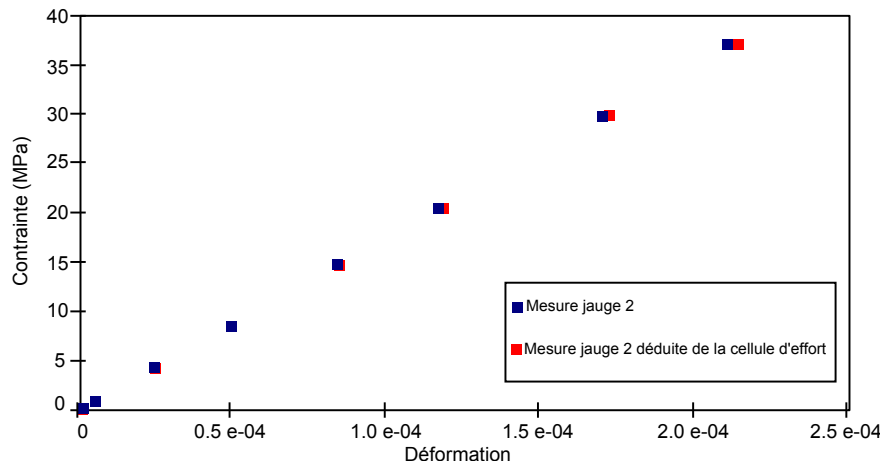


FIGURE 2.17: Courbes de réponse de la cellule d'effort en fonction des tensions de jauge.

**Vérification de la calibration** Afin de vérifier la pertinence de la mesure qui vient d'être établie, une comparaison (FIGURE 2.18) entre celle-ci et un calcul direct de la déformation provenant de la tension de déséquilibre du pont de Wheatstone apporté par la jauge de déformation est faite. La mesure de la déformation peut se faire aussi à partir des paramètres de la jauge de déformation par la relation (2.32).

Ces deux façons d'obtenir un effort (ou une contrainte unidirectionnelle) à partir d'une tension de jauge sont totalement indépendantes. D'un côté la contrainte est obtenue directement depuis la cellule d'effort et la section des barres, de l'autre elle est obtenue en multipliant le module d'Young des barres par la déformation obtenue via l'équation (2.32).

Les résultats sont tout à fait cohérents et permettent de valider la méthode de calibration employée. L'incertitude de la mesure de l'effort est ici estimée à  $\pm 1,5\%$ .



**FIGURE 2.18:** Comparaison de la contrainte déduite de la cellule d'effort et de la contrainte déduite de la mesure de jauge pour une jauge de déformation du système.

## 2.5 Impédance et géométrie des éprouvettes

### 2.5.1 Rapport d'impédance à respecter

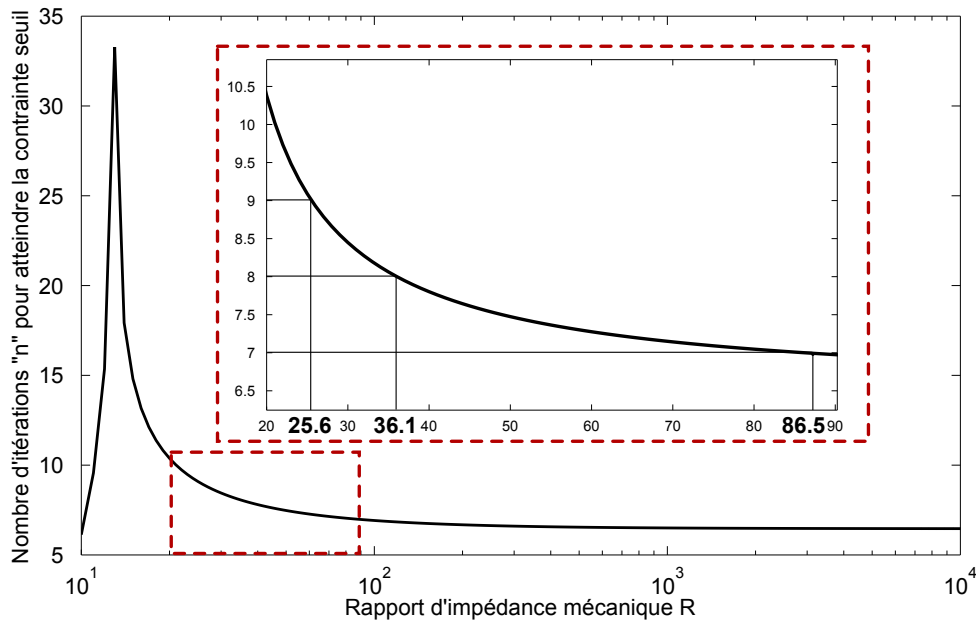
Valider une géométrie d'éprouvette passe par l'étude du rapport de son impédance mécanique avec celle des barres. Pour chaque cas, il faut alors vérifier que les ordres de grandeurs sont respectés.

Traisons l'exemple pour des essais sur un acier de même impédance acoustique que celui qui constitue le système aux barres de Hopkinson. Le rapport d'impédance sera alors directement lié au rapport entre les deux sections (si on considère que l'éprouvette est aussi de section circulaire dans sa partie utile). Pour ce genre d'essai, afin d'avoir un rapport signal/bruit satisfaisant, l'effort est, en général, de l'ordre de 10 kN, soit 127 MPa pour la barre d'entrée. La contrainte du seuil de plastification de l'acier employé ici est estimé à environ 800 MPa, largement supérieure à la contrainte appliquée dans la barre d'entrée.

On veut ensuite s'assurer qu'on plastifiera l'éprouvette. On sait que le niveau de la contrainte incidente est égale à la moitié de la contrainte initiale, soit, ici, environ 65 MPa. Pour pouvoir atteindre la contrainte seuil il faut multiplier par 12.5 la contrainte incidente. Il faut alors, qu'au minimum,  $R = 12.5$ . En appliquant la fonction logarithme népérien sur l'équation 2.31, on obtient la valeur  $n$  correspondant au nombres d'aller-retour pour arriver à la contrainte seuil souhaitée dans l'éprouvette en fonction du rapport des impédances  $R$ . La FIGURE 2.19 représente  $n$  en fonction de  $R$ . Ce qu'on doit considéré est la partie entière de  $n$ .

On constate alors que sa limite en  $R \rightarrow +\infty$  reste supérieure à 6.5. Le minimum de réflexions nécessaires est donc de 7. Ce minimum s'obtient pour  $R \geq 86.5$ . Si l'éprouvette fait 15 mm de long, cela correspond à un trajet des ondes mécaniques de 105 mm dans l'éprouvette. Soit un temps de  $t = 105/4680 = 22.4 \mu\text{s}$  pour atteindre le seuil de plas-





**FIGURE 2.19:** Evolution du nombre d'aller-retour nécessaires pour atteindre la contrainte seuil dans l'éprouvette en fonction du rapport d'impédance mécanique entre les barres utilisées et l'éprouvette.

tification. On va voir dans la suite de l'étude que la durée d'un essai dans la configuration des barres de traction du laboratoire est de 1.5 ms. Ce temps de chargement représente alors 1.5% du temps total de l'essai.

La FIGURE 2.19 nous donne aussi deux autres valeurs d'impédances. En effet, à partir d'un rapport d'impédance de  $R = 25.6$ , il ne faut pas plus de 10 réflexions successives dans l'éprouvette et dès  $R = 36.1$ , 9 réflexions. Ce qui correspond à des temps de chargement respectifs de  $32 \mu\text{s}$  et de  $29 \mu\text{s}$ , soit 1.9% et 2.1% de la durée totale de l'essai.

Ainsi, il n'est pas nécessaire d'optimiser le rapport d'impédance pour avoir le temps de chargement le plus rapide, à partir d'un rapport d'impédance d'un peu plus de 25, l'essai peut se dérouler correctement (obtention de la réponse mécanique plastique du matériau) et la rupture peut être atteinte si la déformation maximale appliquée qui dépend de la vitesse de déformation nominale et de la durée de l'essai est suffisamment grande.

Ce paragraphe nous donne des notions de grandeurs de prédimensionnement de l'essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson. Pour chaque cas, il faudra alors tenir compte de ce rapport ainsi que du rapport des sections entre les barres et l'éprouvette qui prédétermine la contrainte maximale applicable à l'éprouvette.

## 2.5.2 Géométrie des éprouvettes

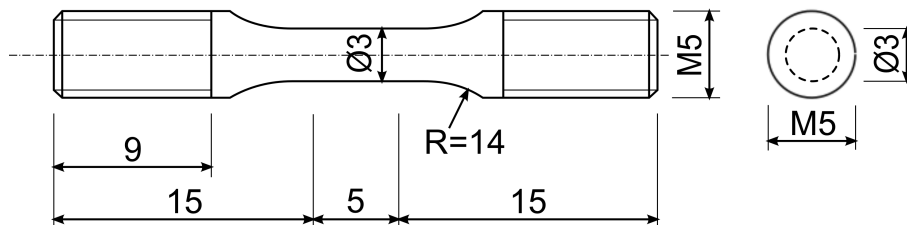
Les différents types de géométrie d'éprouvette utilisables pour le système étudié sont les mêmes que pour les systèmes de traction quasi-statique standards. La limitation prin-

cipale dans notre cas est, comme il a été dit précédemment, le rapport d'impédance. Une autre limitation majeure est la fixation de l'éprouvette sur les barres. A l'inverse des barres de compression où l'éprouvette est juste posée entre les deux barres et maintenue en position via un appui unilatéral de chacune des barres, l'éprouvette en traction dynamique doit être fixée avec les barres avec une liaison encastrement de chaque côté. Il faut alors s'assurer de deux choses :

- ne pas apporter de masse supplémentaire avec la fixation de l'éprouvette qui peut perturber le passage des ondes entre les barres et l'éprouvette et apporter des effets inertiels non désirés,
- prévoir une liaison qui empêche le glissement de l'éprouvette par rapport aux barres.

### 2.5.3 Éprouvettes cylindriques

Les éprouvettes cylindriques sont les plus simples à mettre en œuvre avec les barres de traction. La raison est qu'elles permettent de disposer d'embouts filetés à leurs extrémités et d'assurer le non-glissement par rapport à chacune des barres. Mettre un filetage aux extrémités n'apporte que très peu de perturbations et n'ajoute pas de masse et donc d'effets inertiels. La FIGURE 2.20 représente une éprouvette cylindrique métallique avec des dimensions qui sont dans les ordres de grandeurs à respecter pour les éprouvette de ce type d'essai pour des matériaux métalliques. On voit que le diamètre de la zone utile est de 3 mm comme l'exemple d'application qui a été développé au paragraphe précédent.



**FIGURE 2.20:** Géométrie de l'éprouvette pour les essais de traction dynamique.

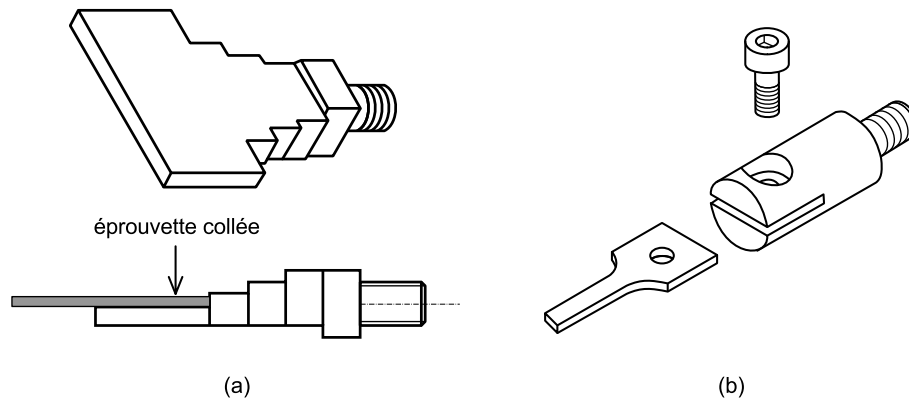
### 2.5.4 Éprouvettes plates

Les éprouvettes plates sont nécessaires lorsqu'il faut tester des matériaux de types plaque ou tôle. Ces géométries, qui ne sont pas de révolution et trop fines, ne permettent pas d'avoir un filetage aux extrémités. La solution est de fixer l'éprouvette dans un talon qui sera vissé dans les barres. Ce talon peut avoir différentes formes selon la largeur des extrémités de l'éprouvette. Sa conception doit respecter trois points :

- conserver la même impédance que les barres d'entrée et de sortie pour ne pas perturber le signal,
- pouvoir être vissé dans les trous taraudés de diamètre M6 situés sur les barres, à leur extrémité en contact avec l'éprouvette,

- pouvoir proposer une solution de mise et de maintien en position suffisamment robuste pour tenir pendant l'essai de traction dynamique.

Pour cela, deux talons différents ont été réalisés. Dans les deux cas le matériau utilisé est le même que celui utilisé pour les barres d'entrée et de sortie du système. Cette disposition permet de ne contrôler que la section droite des talons qui est constante et égale à celle des barres pour conserver la même impédance mécanique. La FIGURE 2.21 montre les deux types de géométries adoptées.



**FIGURE 2.21:** Géométrie de talons utilisés. (a) Géométrie A pour éprouvettes larges. (b) Géométrie B pour éprouvettes minces.

La géométrie de talon A sert à utiliser des éprouvettes plus larges aux extrémités. Le talon est une succession de sections droites rectangulaires dont la longueur et la largeur varient mais dont l'aire reste constante. L'éprouvette est alors collée sur la dernière surface du talon. Cependant il faut rester prudent sur l'utilisation d'une colle pour fixer les éprouvettes en traction dynamique. La transmission des efforts des barres vers l'éprouvette se fait en sollicitant la colle en cisaillement. Il faut alors employer une colle spéciale qui prévoit une bonne résistance au cisaillement. Ce type de talons a été utilisé pour tester un composite [Pattofatto *et al.*, 2011].

La géométrie de talon B est utilisée pour des éprouvettes plates dont la largeur est inférieure ou égale au diamètre des barres. Elle consiste en un cylindre fendu pour faire passer l'éprouvette et d'un trou perpendiculaire à la fente, lisse d'un côté et taraudé de l'autre, permettant de mettre une vis d'un diamètre identique ou très proche de celui du trou réalisé dans l'éprouvette et qui permet de maintenir celle-ci sans glissement. C'est ce type de talon qui sera utilisé pour les essais sur les AMF exposés au chapitre 4.

### 3 Traitement du signal

Le traitement du signal se fait à partir des considérations de [Zhao et Gary, 1997] : en chaque point des barres, la déformation est la somme d'une déformation ascendante et d'une déformation descendante, comme énoncé par (2.8). S'il est possible de décomposer cette déformation au niveau des points de mesure des jauges, on peut alors connaître

la déformation en tous points des barres et plus particulièrement aux interfaces barre d'entrée – éprouvette et barre de sortie/éprouvette. Les efforts aux interfaces ( $F_I$  pour *Force Input*, force coté barre d'entrée,  $F_O$  pour *Force Output*, force côté barre de sortie) sont alors déduits par loi de Hooke, les barres étant élastiques :

$$\begin{aligned} F_I &= S \cdot E \cdot \varepsilon_{SI} \\ F_O &= S \cdot E \cdot \varepsilon_{SO} \end{aligned} \quad (2.35)$$

avec  $S$  la section des barres,  $E$  le module d'Young et  $SI$  et  $SO$  les coordonnées des interfaces barres – éprouvette comme indiqué dans la FIGURE 2.22.

### 3.1 Propagation des ondes dans le système

#### 3.1.1 Le retour d'onde

La mesure dans ce moyen expérimental est basée sur la théorie de propagation des ondes. Le cas idéal serait des barres de longueur infinie, ce qui permettrait d'observer des ondes qui se propagent et ne reviennent pas. Ce retour des ondes perturbe la mesure : il faut savoir séparer celles qui reviennent de celles qui continuent à se propager pour interpréter correctement la mesure. La longueur des barres ainsi que la célérité des ondes sont alors très importantes, elles sont liées au temps de mesure. Le signal est exploitable tant que les jauges de mesure placée sur les barres ne voient pas de *retour d'ondes*.

La première raison qui qualifie le retour d'onde comme la fin de l'essai est que ce retour correspond à une décharge dans la barre, donc dans l'éprouvette, signifiant la fin de son chargement monotone. La seconde raison est qu'à partir de ce point, l'exploitation du signal n'est possible que si l'on connaît précisément les conditions limites des extrémités des barres. Or, au niveau de la barre d'entrée, à son extrémité, il y a un vérin à tube creux. Ses formes complexes, et les différents matériaux qui le composent, ne permettent pas d'être complètement sûr de connaître le déroulement des réflexions et transmissions au niveau de cette interface. Au niveau de la barre de sortie, un écrou cylindrique est placé à son extrémité et apporte une incertitude sur les conditions limites, mais permet d'éviter un mouvement de corps rigide vers la barre d'entrée trop important. Ce mouvement peut être dangereux dans deux cas : (i) une rupture de l'éprouvette en traction qui laisse libre en translation la barre de sortie vers le côté de l'éprouvette, (ii) une sollicitation de l'éprouvette en compression activant un mode de flambage (la longueur d'une éprouvette étant très supérieure à sa plus grande dimension dans sa section droite), ce mode de flambage pouvant conduire à une rupture de l'éprouvette avec projections.

#### 3.1.2 Position du dispositif de freinage

Pour exploiter au mieux les capacités du dispositif, il est important de se placer dans la configuration de durée d'essai maximum. La FIGURE 2.22 fait état de la propagation des ondes dans le système. La durée maximale d'essai est liée directement à la longueur de la barre de sortie et à la position de la jauge D. Il faut donc placer le frein de telle sorte

que l'onde de retour côté barre d'entrée arrive au niveau de la jauge B après que l'onde de retour côté barre de sortie soit arrivée en D, c'est-à-dire que  $r_D \leq r_B^3$ , comme indiqué sur le schéma FIGURE 2.22. Cette durée maximale est importante parce que c'est elle qui

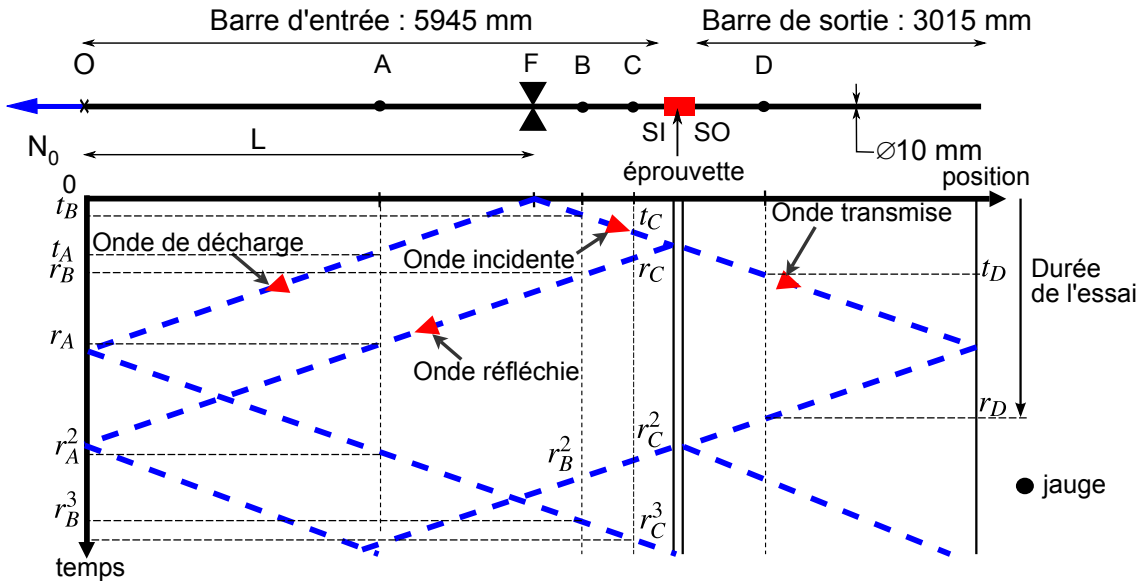


FIGURE 2.22: Propagation des ondes dans le système. Lignes caractéristiques de changement d'état au cours du temps, d'après [Saletti *et al.*, 2010].

conditionne la longueur maximale (en temps) du signal que l'on peut post-traiter.

## 3.2 Séparation des ondes

Les signaux de jauge qui sont obtenus pendant un essai sont des signaux bruts indiquant la tension de déséquilibre du pont de Wheastone. Pour pouvoir arriver à comprendre le déroulement de l'essai, le traitement du signal passe par une étape de séparation de l'ensemble des ondes évoluant dans le système. Cette séparation des ondes tient compte des hypothèses précédemment formulées pour qu'un essai aux barres de Hopkinson puisse être considéré valide et exploitable. Il faut donc, à partir des signaux des jauges, arriver à savoir comment seraient les signaux s'ils étaient directement mesurés aux interfaces barre d'entrée – éprouvette et barre de sortie / éprouvette. Dans les paragraphes qui suivent, les changements d'état dans les barres et les temps caractéristiques indiqués à la FIGURE 2.22 serviront à illustrer les explications.

### 3.2.1 Principe de la séparation et du transport des ondes

L'une des hypothèses fortes dans la séparation des ondes est qu'on suppose que plusieurs ondes peuvent se superposer. Si l'on regarde la FIGURE 2.22, les lignes pointillées bleues correspondent à des changements d'état dans les barres. Ces changements d'état

sont dus au passage d'ondes qui peuvent être incidente, réfléchie, transmise. La modification d'un état n'empêche pas plusieurs ondes de coexister en un même point. Ainsi, pour le dépouillement, pendant toute la durée de l'essai, on fera l'hypothèse qu'aux points de jauges B et C dans la barre d'entrée, les déformations totales vues par les jauges de déformation sont telles que :

$$\begin{aligned}\forall t, \varepsilon^B(t) &= \varepsilon_I^B(t) + \varepsilon_R^B(t) \\ \forall t, \varepsilon^C(t) &= \varepsilon_I^C(t) + \varepsilon_R^C(t)\end{aligned}\quad (2.36)$$

où les indices I et R correspondent respectivement à une onde incidente et une onde réfléchie. De même, dans la barre de sortie, comme il n'y a qu'un seul changement d'état considéré pendant la durée d'un essai (fin de l'essai à  $t = r_D$ ), on a :

$$\forall t, \varepsilon^D(t) = \varepsilon_T^D(t) \quad (2.37)$$

où l'indice T correspond à une onde transmise.

Une fois chaque type d'onde décomposé en chaque point de jauge, il faut alors transporter ces ondes aux interfaces SI et SO. Cela consiste simplement à décaler temporellement les signaux en avant ou en arrière. Pour déterminer le sens du décalage, il suffit de savoir si ce qu'on observe au point de jauge s'est déjà produit ou va se produire à l'interface SI ou SO.

### 3.2.2 Barre d'entrée : séparation de l'incident et du réfléchi

Pour  $0 < t < t_B$  l'état dans la barre au point B est nul en contrainte et en vitesse, on a :

$$\forall t \in [0, t_B], \varepsilon^B(t) = 0 \quad (2.38)$$

Pour  $t_B < t < r_B$ , c'est l'onde incidente qui a modifié l'état précédent. L'onde réfléchie n'est pas encore créée. On a alors :

$$\forall t \in [t_B, r_B], \varepsilon^B(t) = \varepsilon_I^B(t) \quad (2.39)$$

On fait ensuite l'hypothèse que, passé le temps de montée de l'onde incidente, celle-ci reste à un niveau constant pendant toute la suite de l'essai. Pour  $r_B < t < r_B^2$ , l'onde réfléchie en SI vient à nouveau changer l'état de la barre en B. La déformation vue par la jauge est donc la somme de la déformation précédente et de la déformation réfléchie. Ainsi :

$$\begin{aligned}\forall t \in [r_B, r_B^2], \\ \varepsilon_I^B(t) &= \varepsilon_I^B(t_B) \\ \varepsilon^B(t) &= \varepsilon_I^B(t) + \varepsilon_R^B(t)\end{aligned}\quad (2.40)$$

Pour  $t > r_B^2$ , le signal n'est plus exploitable, l'état de la barre étant alors inconnu.

On procède alors de la même façon pour obtenir l'onde incidente et l'onde réfléchie au point C.

### 3.2.3 Barre d'entrée : autre méthode pour l'obtention de l'incident

L'avantage d'avoir plusieurs points de mesure par jauge de déformation sur la barre d'entrée est qu'il est possible d'avoir une mesure redondante. Ainsi, il est possible d'obtenir l'onde incidente en dépouillant le signal de la jauge de déformation en A. Sur la FIGURE 2.22, on voit que pour  $\forall t \in [0, r_A]$ , il n'y a qu'un seul changement d'état dans la barre au point A. Ce changement d'état est dû à l'onde de décharge créée lorsque le frein est relâché. On appelle  $\epsilon_0^A$  la valeur initiale de la déformation au point A imposée par l'effort initial  $N_0$ . Dans la théorie de propagation des ondes, on a deux ondes qui se propagent dans le système : une dans le sens positif et une autre dans le sens négatif. L'onde de décharge est celle qui se déplace dans le sens négatif. Elle n'est finalement que l'image de celle qui se propage dans le sens positif. L'équation qui suit permet de déterminer l'onde incidente en un point virtuel  $A'$  de la barre d'entrée, repéré par le vecteur  $\overrightarrow{AF}$  à partir du point F :

$$\forall t \in [0, r_A], \epsilon_I^{A'}(t) = \epsilon_0^A - \epsilon^A(t) \quad (2.41)$$

Comme pour la première méthode d'obtention de la déformation incidente, on suppose qu'après  $t = r_A$ , la valeur de la déformation incidente est conservée jusqu'à la fin de l'essai, ainsi :

$$\forall t \in [r_A, r_D], \epsilon_I^{A'}(t) = \epsilon_I^{A'}(r_A) \quad (2.42)$$

Cette méthode a pour avantage d'observer la déformation incidente de façon directe dans une fenêtre de temps beaucoup plus grande qu'aux points B et C où la déformation réfléchie vient perturber beaucoup plus tôt l'estimation de la déformation incidente. Enfin, pour exprimer cette déformation au point B, au point C ou à l'interface SI, comme la distance  $FA'$  est supérieure à la distance  $FSI$ , le signal au point  $A'$  est le même qu'au point  $i$  ( $i$  étant B, C ou SI),  $t_{iA'}$  plus tôt ( $t_{iA'}$  étant le temps pour l'onde longitudinale d'aller du point  $i$  au point  $A'$ ). Soit :

$$\epsilon_I^i(t) = \epsilon_I^{A'}(t + t_{iA'}) \quad (2.43)$$

La FIGURE 2.23 montre alors la décomposition qu'on obtient pour le signal de la jauge de déformation en B.

### 3.2.4 Obtention de la déformation à l'interface SI

Pour obtenir la déformation à l'interface barre d'entrée – éprouvette, il faut transporter les déformations incidentes et réfléchies du point B (ou C) au point SI. En posant  $t_{BSI}$  le temps pour l'onde de passer du point B au point SI, on a :

$$\begin{aligned} \epsilon_I^{SI}(t) &= \epsilon_I^B(t - t_{BSI}) \\ \epsilon_R^{SI}(t) &= \epsilon_R^B(t + t_{BSI}) \end{aligned} \quad (2.44)$$

On arrive alors également à la déformation totale en SI :

$$\epsilon_{SI}(t) = \epsilon_I^{SI}(t) + \epsilon_R^{SI}(t) \quad (2.45)$$

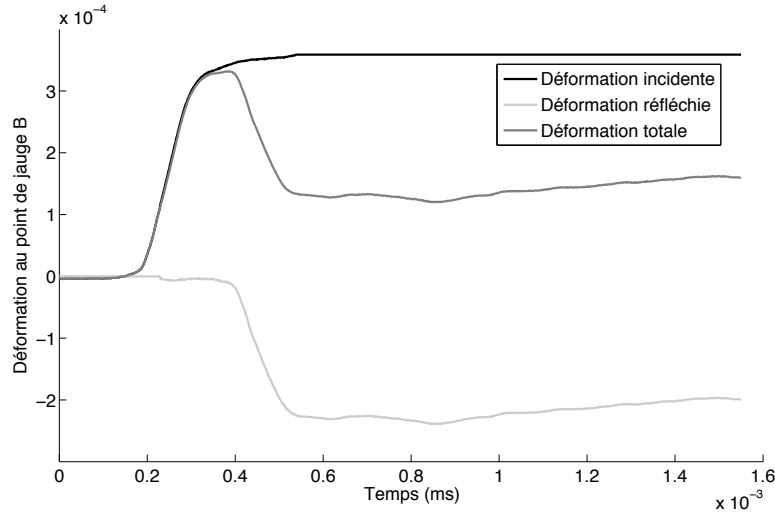


FIGURE 2.23: Décomposition du signal de la jauge B pour la configuration SHTB.

### 3.2.5 Obtention du transmis

L'obtention du signal transmis est presque directe. Le système et les positions des jauges et frein sont déterminés de façon à ce que le point limitant la durée de l'essai est la date  $t = t_D$ . C'est-à-dire que la jauge de déformation en D ne voit qu'un changement d'état dans la barre dû à la déformation transmise traversant la barre de sortie à partir de  $t = t_D$ . La réflexion au bout de la barre de sortie et revenant au point D n'est alors pas prise en compte pour l'essai. On a donc :

$$\varepsilon_T^D(t) = \varepsilon^D(t) \quad (2.46)$$

Ainsi, la déformation transmise (et par le même instant la déformation totale) à l'interface barre de sortie – éprouvette est celle que l'on voit en D mais  $t_{DSO}$  plus tard ( $t_{DSO}$  étant le temps de propagation entre SO et D). Ce qui revient à écrire :

$$\varepsilon_{SO}(t) = \varepsilon^D(t + t_{DSO}) \varepsilon_T^{SO}(t) = \varepsilon_{SO}(t) \quad (2.47)$$

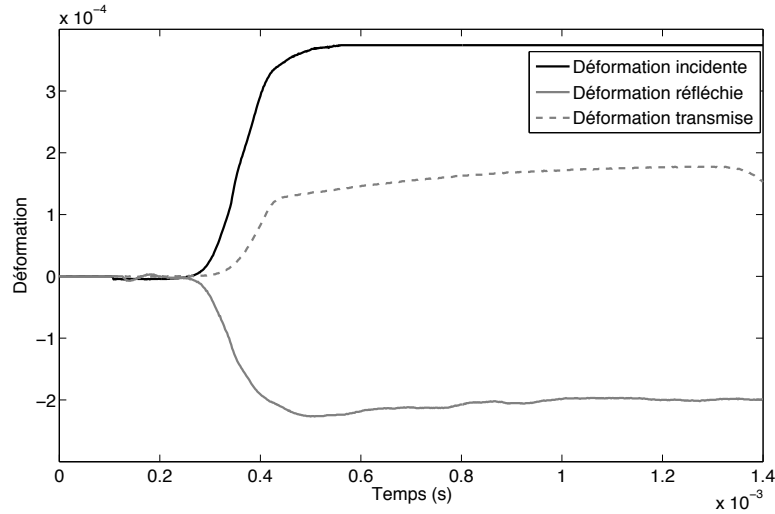
### 3.2.6 Allure des déformations après décomposition

La FIGURE 2.24 montre un exemple de décomposition. Les trois déformations utiles à la suite du post-traitement sont représentées : la déformation incidente, la déformation réfléchie en SI et la déformation transmise en SO. À partir de ces informations il est possible de déterminer les efforts aux interfaces ainsi que les vitesses.

## 3.3 Calcul des grandeurs de l'essai

Une fois que  $\varepsilon_{SI}(t)$ ,  $\varepsilon_{SO}(t)$ , la déformation incidente, la déformation réfléchie et la déformation transmise aux interfaces sont connues, il est alors possible d'obtenir les gran-





**FIGURE 2.24:** Déformations aux interfaces barres – éprouvette pour un essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson.

deurs utiles de l'essai en s'aidant des équations de la théorie de propagation des ondes exposées au paragraphe 1.3 de ce chapitre.

### 3.3.1 Vitesses d'entrée et de sortie

L'équation 2.11 dit que la vitesse particulière en un point donné d'une des deux barres est la différence entre une déformation ascendante et une déformation descendante.

Dans le cas de la barre d'entrée, au point SI, la déformation ascendante est la déformation incidente en ce point,  $\epsilon_I^{SI}(t)$ , et la déformation descendante est la déformation réfléchie en ce point,  $\epsilon_R^{SI}(t)$ . On a alors la vitesse d'entrée  $V_i$  en SI qui a pour expression :

$$V_i(t) = C \cdot (\epsilon_I^{SI}(t) - \epsilon_R^{SI}(t)) \quad (2.48)$$

Dans le cas de la barre de sortie et pour la durée de l'essai, il n'y a pas de déformation descendante en SO, juste une déformation ascendante qui est la déformation transmise  $\epsilon_T^{SO}(t)$ . La vitesse de sortie  $V_o$  en SO a pour expression :

$$V_o(t) = C \cdot \epsilon_T^{SO}(t) \quad (2.49)$$

### 3.3.2 Efforts d'entrée et de sortie

Les efforts aux interfaces sont calculés directement avec les déformations totales en chacune des deux interfaces en SI et SO. Avec  $S$  et  $E$  la section et le module d'Young des barres d'entrée et de sortie, les efforts d'entrée et de sortie,  $F_i$  et  $F_o$  s'expriment de la façon suivante :

$$\begin{aligned} F_i(t) &= E \cdot S \cdot \epsilon_{SI}(t) \\ F_o(t) &= E \cdot S \cdot \epsilon_{SO}(t) \end{aligned} \quad (2.50)$$

### 3.3.3 Contrainte nominale

La contrainte nominale dans l'éprouvette peut s'obtenir soit par la moyenne des efforts d'entrée et de sortie,  $F_i$  et  $F_o$ , soit uniquement par l'utilisation de l'effort de sortie  $F_o$  :

$$\sigma_{moy} = \frac{F_i + F_o}{2 \cdot S} = \frac{E \cdot \varepsilon_{SI}(t) + E \cdot S \cdot \varepsilon_{SO}(t)}{2} \quad (2.51)$$

$$\sigma_o = \frac{F_o}{S} = E \cdot \varepsilon_{SO}(t) \quad (2.52)$$

Pour cette étude, il a été choisi de calculer la contrainte nominale à partir de l'effort de la barre de sortie.

### 3.3.4 Vitesse de déformation et déformation

La vitesse de déformation nominale dans l'éprouvette est proportionnelle à la différence entre la vitesse d'entrée et la vitesse de sortie :

$$\dot{\varepsilon}_n(t) = \frac{V_i(t) - V_o(t)}{h} \quad (2.53)$$

où  $h$  est la longueur initiale de l'éprouvette, c'est-à-dire la distance du point SI au point SO. Ainsi, la déformation nominale s'exprime comme l'intégrale au cours du temps de la vitesse de déformation nominale :

$$\varepsilon_n(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}_n(\tau) d\tau \quad (2.54)$$

À partir de ces grandeurs nominales, il est possible d'accéder à la vitesse de déformation vraie  $\dot{\varepsilon}_v$  et la déformation vraie  $\varepsilon_v$  :

$$\begin{aligned} \dot{\varepsilon}_v(t) &= \ln \frac{1 - \dot{\varepsilon}_n(t)}{\dot{\varepsilon}_n(t)} \\ \varepsilon_v(t) &= \ln(1 - \dot{\varepsilon}_n(t)) \end{aligned} \quad (2.55)$$

## 4 Application à un alliage d'aluminium

### 4.1 Présentation du matériau

Un cas d'application de l'essai a été réalisé avec des éprouvettes en alliage d'aluminium AA5083-H116 contenant 4.4% de magnésium, 0.7% de manganèse et 0.15% de chrome. C'est un matériau utilisé traditionnellement pour les structures navales pour sa bonne résistance à la corrosion mais on le retrouve maintenant dans de nouveaux champs d'application. Ce sont surtout des domaines où la minimisation de la masse est souhaitable comme les abris portatifs légers pour la sécurité (pare-chocs d'automobile).

La géométrie de l'éprouvette a déjà été présentée à la FIGURE 2.20. Il y a 3 types d'éprouvettes, prélevées dans trois directions différentes de la matière :  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$

## 4.2 Préparation de l'essai

### 4.2.1 Vérification de la faisabilité de l'essai

Tout d'abord, il faut s'assurer que le rapport d'impédance est correct. L'aluminium étudié a les caractéristiques suivantes :

- masse volumique  $\rho = 2700 \text{ kg/m}^3$
- célérité des ondes  $C = 5080 \text{ m/s}$
- seuil de plastification  $\sigma_y = 220 \text{ MPa}$
- section de diamètre  $\varnothing = 3 \text{ mm}$ .

Le rapport des impédances mécaniques entre les barres et l'éprouvette,  $R$ , est égal à 30, celui des sections est égal à 11. Ce rapport est situé dans les ordres de grandeurs des valeurs de  $R$  conseillées pour ce dispositif de traction dynamique aux barres de Hopkinson. Pour atteindre la contrainte seuil dans l'éprouvette, la valeur minimum de l'effort de traction initial à appliquer est donc égale à :

$$\begin{aligned}
 F_0^{min} &= 2 \cdot \sigma_y \cdot \frac{A_b}{A_{ep}} \\
 &= 2 \cdot \sigma_y \cdot A_{ep} \\
 &= 2 \cdot 220 \cdot \frac{\pi 3^2}{4} \\
 &= 3.1 \text{ kN}
 \end{aligned}
 \tag{2.56}$$

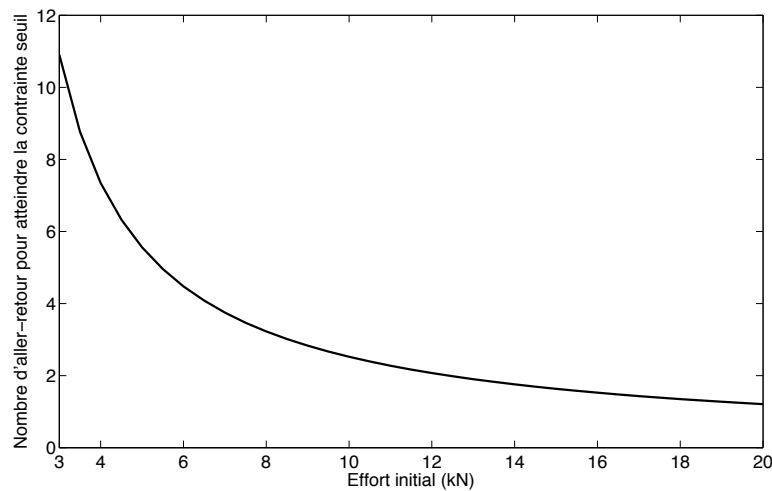
Ce qui est supérieur à l'effort minimum nécessaire pour avoir un rapport signal / bruit satisfaisant.

En appliquant la fonction logarithme népérien sur l'équation 2.31, on trouve le nombre d'aller-retour des ondes dans l'éprouvette qu'il est nécessaire d'avoir en fonction de l'effort de traction initial appliqué pour atteindre la contrainte seuil, rapporté sur la FIGURE 2.25.

On voit alors que pour un effort de traction initial minimale à appliquer de 3 kN, le nombre de réflexions successives dans l'éprouvette est de  $n = 11$ , soit un temps de  $32 \mu\text{s}$  (2.1% du temps total de l'essai). Pour l'effort initial maximal qu'il est possible d'appliquer au système sans risques majeurs, c'est-à-dire 20 kN, on a alors  $n = 2$  (si on considère la partie entière + 1), soit  $6 \mu\text{s}$  (0.4% du temps total de l'essai). Ces temps sont très largement inférieurs au temps de l'essai. Dans tous les cas de chargement initial il est donc possible, en première approche, de plastifier l'éprouvette. La rupture dépend ensuite de la vitesse appliquée à l'éprouvette (et qui dépend de l'effort initial) qui permet d'atteindre ou non la déformation à rupture durant les 1.5 ms de l'essai.

### 4.2.2 Estimation des vitesses de déformation applicables

En première approche, pendant une grande partie de l'essai, la vitesse appliquée à l'éprouvette est telle que  $V_{ep} = V_{be} - V_{bs}$  devient  $V_{ep} = V_{be}$  (avec "ep" pour éprouvette, "be" pour barre d'entrée, "bs" pour barre de sortie).

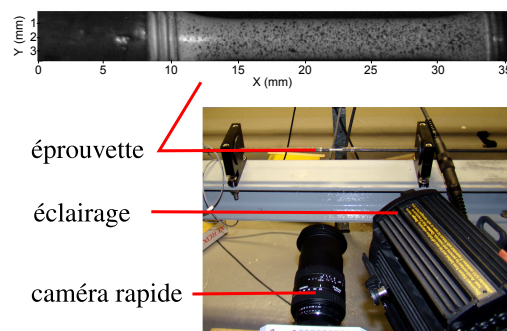


**FIGURE 2.25:** Nombre d'aller-retour dans l'éprouvette en fonction de l'effort initial.

En utilisant l'équation 2.17 qui lie la variation de vitesse à la variation de contrainte, il est possible d'atteindre, pour un effort initial de 10 kN dans les barres, une vitesse de sollicitation de  $V_{ep} = 1.8$  m/s, soit une vitesse de déformation nominale de  $\dot{\epsilon}_n = 120$  /s pour l'éprouvette utilisée.

### 4.2.3 Préparation de l'éprouvette

Pour cette campagne d'essai, une mesure optique par corrélation d'image a également été mise en œuvre. Pour cela il a fallu appliquer sur l'éprouvette un mouchetis de gris afin de donner une texture aléatoire à la surface de l'éprouvette. Il a fallu également mettre en place une caméra rapide, ainsi qu'un éclairage suffisant et calibrer cette image. Les détails de la mise en place de moyens de mesure optique pour des essais dynamiques seront exposés au chapitre 3. La FIGURE 2.26 présente l'éprouvette avec mouchetis ainsi que la

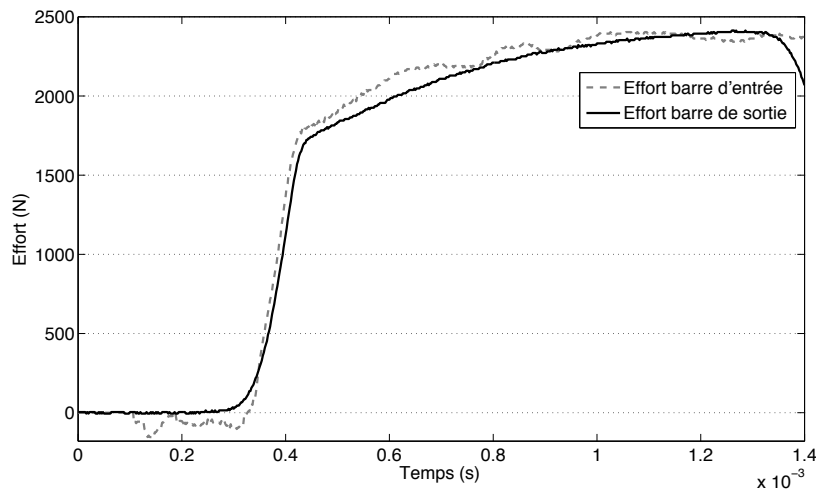


**FIGURE 2.26:** éprouvette avec mouchetis et disposition de la caméra rapide et de l'éclairage.

disposition de la caméra rapide et de l'éclairage autour des barres de traction dynamique.

### 4.3 Résultats

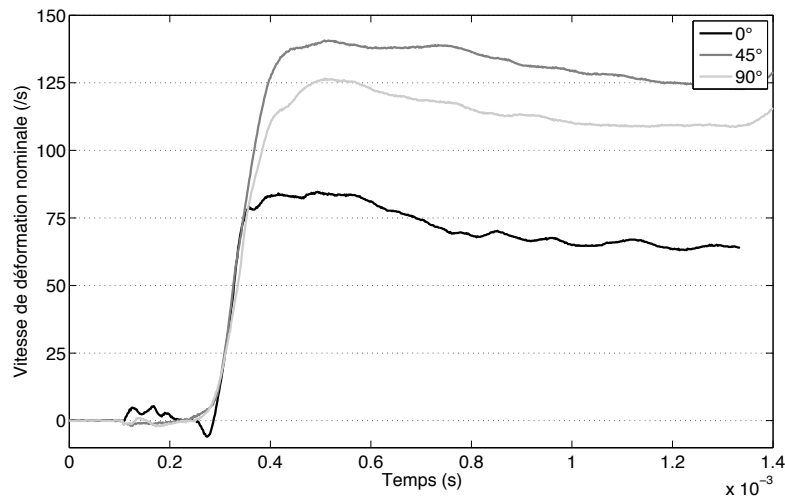
**Vérification de l'hypothèse d'équilibre des efforts** Pour que le dépouillement *classique* soit valable, il faut également qu'il y ait équilibre entre l'effort d'entrée, à l'interface SI, et l'effort de sortie, à l'interface SO. La FIGURE 2.27 représente l'effort d'entrée et l'effort de sortie aux interfaces barres – éprouvette pendant la durée de l'essai pour l'éprouvette à 90°. On a bien équilibre des efforts pendant l'essai. On remarque que la



**FIGURE 2.27:** Evolution de l'effort d'entrée et de l'effort de sortie pendant l'essai sur l'éprouvette à 90°.

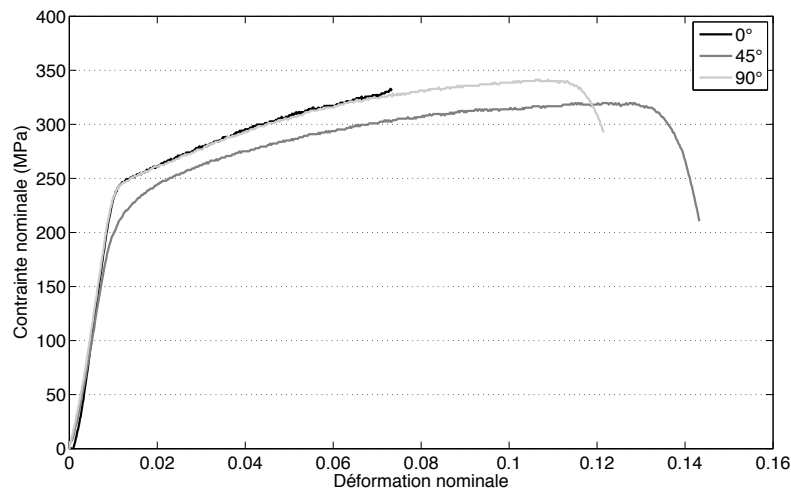
mesure sur la barre d'entrée est plus bruitée : les conditions de chargement sont plus sévères et la somme de la déformation incidente et de la déformation réfléchie en SI pour obtenir l'effort en SI cumule ce bruit.

**Vitesses de déformation appliquées** Trois directions ont été testées : 0°, 45° et 90°. Pour chacune d'entre elles une vitesse différente de déformation nominale a été appliquée. Ces vitesses sont données à la FIGURE 2.28. La première chose qu'on peut constater sur ces essais c'est qu'il y a un temps de montée de la vitesse de déformation de l'ordre de 0.2 ms. Ensuite, pour chacun de ces essais la vitesse de déformation reste presque constante en diminuant par rapport à sa valeur maximale (juste après la fin de la montée) de 20 /s en fin d'essai. Ce résultat, du point de vue de la mise en œuvre de l'essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson, est très satisfaisant et permet de considérer ce moyen expérimental comme opérationnel. C'est-à-dire que, comme pour un essai quasi-statique piloté en déplacement, on applique une vitesse de déformation constante.



**FIGURE 2.28:** Vitesse de déformation pour chacune des trois directions de l'éprouvette.

**Courbes de réponse mécanique** Une fois les efforts et les vitesses de déformation obtenus, on peut tracer la courbe de réponse mécanique du matériau, qui correspond à la contrainte nominale en fonction de la déformation nominale. Ces courbes sont représentées à la FIGURE 2.29.



**FIGURE 2.29:** Courbe de réponse de l'alliage.

On peut alors constater que les essais sont répétables et que la réponse mécanique obtenue est normale : la courbe à 0° et la courbe à 90° sont identiques (pour des vitesses de chargement différentes) et la courbe à 45° est légèrement inférieure.

On constate que la déformation nominale maximale dans le cas de l'éprouvette à 0° est très inférieure à celle des deux autres essais. Ceci est dû à la vitesse de déformation

qui n'était pas suffisante pour amener à rupture l'éprouvette pendant la durée de l'essai. On a vu que le temps de chargement d'un essai (ou durée maximale de l'essai) reste fixe : ainsi, plus la vitesse de déformation appliquée est grande, plus la déformation nominale atteinte augmente.

Au cours de ces essais, il a volontairement été appliqué des vitesses de déformations différentes. La valeur de la vitesse de déformation nominale appliquée à l'éprouvette peut être prédéterminée par la valeur de l'effort de prétraction. Plus cet effort sera important, plus la vitesse de déformation sera grande.

Entre l'éprouvette à  $0^\circ$  et l'éprouvette à  $90^\circ$ , le rapport des vitesses est presque de 2. On constate alors que la réponse mécanique de l'alliage est la même suivant ces deux directions et qu'elle n'est pas dépendante de la vitesse de déformation (pour les vitesses testées).

## Chapitre 3

# Méthode de suivi de la transformation martensitique par corrélation d'images

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>La technique de mesure par corrélation d'images</b>	<b>64</b>
1.1	Vocabulaire et présentation de la corrélation d'images classique	64
1.2	Méthode de l'approche globale avec éléments finis Q4	65
<b>2</b>	<b>L'imagerie rapide et la corrélation d'image dans la mesure aux barres de Hopkinson</b>	<b>68</b>
2.1	La mesure optique pour les essais dynamiques	69
2.2	Synchronisation et mise en commun des deux moyens de mesure	74
2.3	Difficultés de mise en application pour un essai dynamique	77
<b>3</b>	<b>Modification de Corréli<sup>q4</sup> et adaptation aux problèmes de l'étude</b>	<b>80</b>
3.1	Solutions proposées pour de grands déplacements	80
3.2	Mesure de champs de déformation hétérogènes avec images de faible résolution : étude sur des images fabriquées numériquement	85
3.3	Cas d'application	90

---



## Introduction

Dans le cadre de la mécanique expérimentale, la corrélation d'images numériques (DIC dans la littérature internationale pour *Digital Image Correlation*) est une méthode de mesure de champs de déplacement sans contact qui s'appuie sur l'analyse d'une séquence de clichés de la surface d'une éprouvette réalisés pendant un essai. Ces images peuvent être obtenues par tout moyen photographique numérique, des simples appareils photos aux caméras pouvant exporter un film en une séquence d'images désentrelacées. Son développement et son utilisation dans le domaine de la mécanique expérimentale n'a cessé de croître depuis l'apparition des premiers appareils photos numériques au milieu des années 80. Cette mesure est très employée au LMT Cachan. Le laboratoire dispose même de son propre code appelé Corréli<sup>q4</sup> [Besnard *et al.*, 2006] (ou Corréli<sup>lmt</sup>). C'est le cœur de ce code qui a été utilisé tout au long de cette étude.

On a vu au chapitre précédent que la mesure aux barres de Hopkinson, que ce soit en traction ou en compression, permet d'obtenir la réponse mécanique du matériau testé, c'est-à-dire, ici, la courbe contrainte nominale – déformation nominale. Cependant cette mesure ne vaut qu'aux interfaces barres – éprouvette et ne nous permet pas d'avoir accès à des mesures locales dans l'éprouvette. Il n'est alors pas possible, par exemple, de savoir si la déformation se répartit dans le matériau de façon homogène ou non. La DIC permet d'obtenir ces mesures et peut se révéler nécessaire pour des matériaux qui ont des comportements particuliers comme c'est le cas pour les alliages à mémoire de forme, présentés au chapitre 1.

La corrélation d'image peut alors apporter une mesure complémentaire aux essais dynamiques. Il sera présenté dans ce chapitre comment utiliser la DIC pour des essais aux barres de Hopkinson, quelles sont les limites de cette utilisation et quelles sont les précautions à prendre. Ensuite, il sera exposé comment le code de corrélation de départ a été modifié pour s'adapter aux conditions défavorables des essais de barres (cinématique et imagerie rapide). Il sera également question de l'intégration de la DIC dans le protocole expérimental des essais de traction dynamique pour constituer un essai unique ainsi que de la confrontation entre les mesures données par les systèmes aux barres de Hopkinson et leurs mesures équivalentes en corrélation d'images. Enfin, on présentera un cas d'application qui montrera l'apport de cette utilisation conjointe, les limites de la méthode ainsi que les pistes à suivre pour continuer le développement.

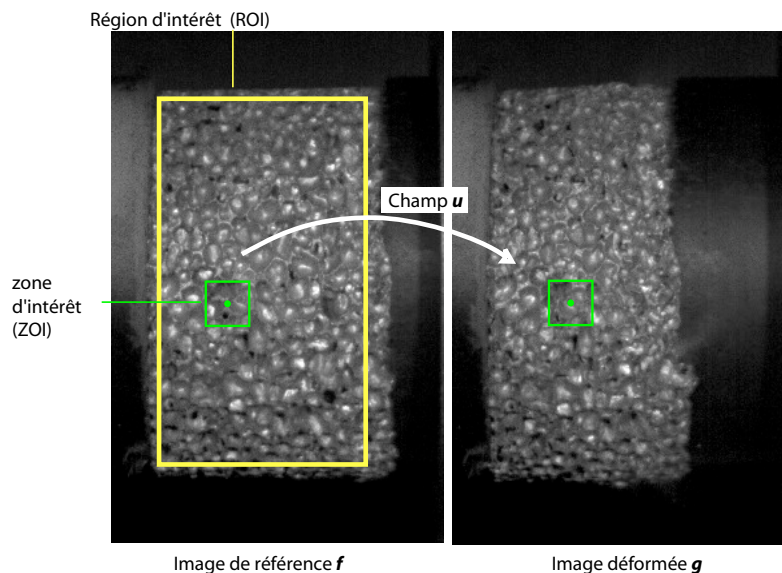
## 1 La technique de mesure par corrélation d'images

### 1.1 Vocabulaire et présentation de la corrélation d'images classique

Ce qu'on désigne par corrélation d'images numériques "classique" est la méthode historique pour laquelle chaque zone d'intérêt (ZOI) est indépendante [Sutton *et al.*, 2009]. La description très sommaire de la méthode qui est faite ici permet d'introduire le vocabulaire utilisé dans les sections suivantes.

Le calcul de corrélation repose sur une comparaison d'images successives d'une séquence. A chaque étape du calcul, une image déformée  $g$  est donc comparée à une image de référence  $f$  (cf FIGURE 3.1). La région d'intérêt (ROI) délimite la zone de l'image que l'on souhaite analyser. Cette ROI est subdivisée en imquettes, ou zones d'intérêt (ZOI), définies par leur taille (elles sont généralement carrées), et les coordonnées de leur centre. Sur la FIGURE 3.1, une seule ZOI est représentée car chaque ZOI fait l'objet d'un calcul indépendant. L'espacement entre les centres des ZOI est donc libre et peut être plus faible que la taille des ZOI.

On cherche donc la position du centre de la ZOI sur l'image déformée ayant le maximum de vraisemblance avec la ZOI de l'image de référence. Pour chaque ZOI le déplacement  $u(x)$  du centre  $x$  vérifie donc  $g(x) = f[x + u(x)]$  dans le meilleur des cas (hypothèse de conservation du niveau de gris). La solution  $u$  est calculée par minimisation d'une fonction coût et déterminée par une fonction d'intercorrélation.



**FIGURE 3.1:** DIC classique : le déplacement du centre de chaque ZOI est calculée par corrélation, d'après [Pattofatto, 2011].

## 1.2 Méthode de l'approche globale avec éléments finis Q4

Au cours de ces travaux de thèse une méthode de corrélation d'image avec une approche globale implémentée dans un logiciel développé au laboratoire, Corréli<sup>q4</sup>, a été utilisée. La particularité de cette méthode DIC consiste à utiliser des fonctions de forme pour décrire le champ de déplacement. L'intérêt est que cette description est très utilisée dans les codes de calculs par éléments finis et peut donc servir de passerelle entre l'expérimental et la simulation.

Le principe est proche du principe général exposé précédemment mais cette fois il s'agit d'un calcul global sur l'ensemble du maillage EF généré (voir FIGURE 3.2).

Considérons à nouveau deux images, la première,  $f$ , représente l'image de référence d'une surface, la seconde,  $g$ , représente l'image de la même surface mais déformée par un chargement donné. Chacune des deux images numériques est une fonction qui donne, dans un système de coordonnées discrétisé par les pixels du capteur, le niveau de gris en chaque point. Soit  $\mathbf{x}$  le système de coordonnées et  $u(\mathbf{x})$  le champ de déplacement qui lie  $f(\mathbf{x})$  à  $g(\mathbf{x})$  en respectant la conservation de la luminance [Hild et Roux, 2006]. On a alors :

$$g(\mathbf{x}) = f(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x})) \quad (3.1)$$

En faisant l'hypothèse que  $f(\mathbf{x})$  est dérivable, un développement limité du premier ordre donne la relation :

$$g(\mathbf{x}) = f(\mathbf{x}) + u(\mathbf{x})\nabla f(\mathbf{x}) \quad (3.2)$$

De telle sorte que le champ de déplacement  $u(\mathbf{x})$  s'obtient par la relation de minimisation suivante :

$$u(\mathbf{x}) = \text{Argmin}(T) \quad (3.3)$$

avec :

$$T = \int \int_{\Omega} (u(\mathbf{x})\nabla f(\mathbf{x}) + f(\mathbf{x}) - g(\mathbf{x}))^2 d\mathbf{x} \quad (3.4)$$

$\Omega$  étant le domaine étudié.

Le champ de déplacement  $u(\mathbf{x})$  peut alors se décomposer à l'aide d'un jeu de fonctions de forme choisi  $\Psi_n(\mathbf{x})$ . Chaque composante du champ de déplacement est traitée de façon identique, on introduit alors uniquement des fonctions scalaire  $\psi_n(\mathbf{x})$  :

$$u(\mathbf{x}) = \sum_{\alpha,n} a_{\alpha n} \psi_n(\mathbf{x}) \mathbf{e}_{\alpha} \quad (3.5)$$

Dans le code de corrélation Corréli, on utilise des éléments Q4P1. Le champ de déplacement  $u^e(\mathbf{x})$  dans un élément  $\Omega_e$  s'écrit :

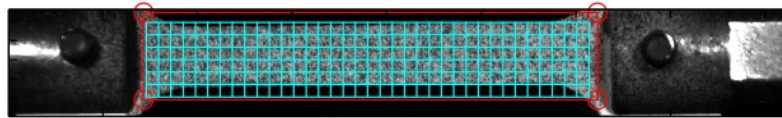
$$u^e(\mathbf{x}) = \sum_{n=1}^{n_e} \sum_{\alpha} a_{\alpha n}^e N_n(\mathbf{x}) \mathbf{e}_{\alpha} \quad (3.6)$$

Cette méthode diffère de la méthode classiquement utilisée en corrélation d'images pour laquelle l'image est divisée en plusieurs imagerie indépendantes. Avec l'introduction de fonctions de forme issues des méthodes de calculs par éléments finis, ces imagerie qui deviennent des éléments sont dépendantes les unes par rapport aux autres : un nœud du maillage est commun à quatre éléments. Les champs de déplacements mesurés sont alors continus. [Besnard *et al.*, 2006] exposent ces différences et l'intérêt de l'emploi de Corréli<sup>q4</sup>.

### 1.2.1 Paramètres d'un calcul avec Corréli<sup>q4</sup>

Pour effectuer un calcul à partir d'une séquence d'images prises au cours d'un essai il faut définir plusieurs paramètres qui ont une influence sur la qualité des résultats.

**Choix de la région d'intérêt** En premier lieu, il faut choisir la région d'intérêt (ou ROI pour *Region Of Interest*) dans laquelle doivent être faites les mesures de champs. Pour un essai mécanique classique, cette zone correspond à la délimitation de la surface utile de l'éprouvette. Il faut s'assurer également que la surface observée dans la région d'intérêt ne sorte pas de l'image pour la séquence d'images utilisées. La ROI est représentée en rouge sur la FIGURE 3.2.



**FIGURE 3.2:** Région d'intérêt (en rouge) et maillage réalisé par Corréli<sup>q4</sup> (en cyan) avant le lancement d'un calcul DIC.

**Choix de la taille d'un élément** Il faut ensuite choisir la taille des éléments constituant le maillage de la région d'intérêt (en cyan sur la FIGURE 3.2). La taille d'un élément est très importante dans un calcul avec Corréli<sup>q4</sup>. En effet, chaque élément est composé de  $n^2$  pixels contenant, pour chaque pixel de l'élément considéré, un niveau de gris. Il faut que cette carte de pixels soit la plus hétérogène possible en terme de niveau de gris. Il est important de tenir compte de deux principes pour le choix de la taille d'un élément :

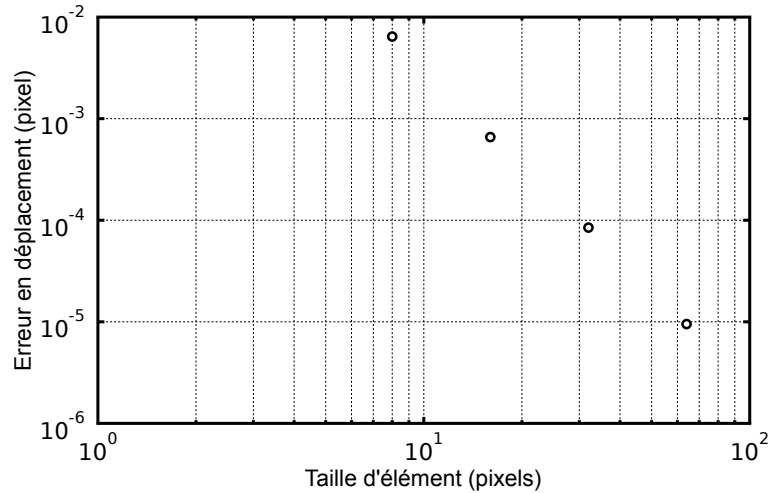
- plus il y a de pixels dans un élément, plus il y a de chances d'avoir une étiquette hétérogène et unique, pouvant être démarquée des autres plus facilement,
- un mouchetis appliqué sur une éprouvette contient un ensemble de *tâches noires* dues à l'application de la peinture : il faut veiller à ce qu'un élément contiennent au moins plusieurs unités de tâches.

La taille des éléments a une influence directe sur les incertitudes et erreurs de mesure. Dans Corréli<sup>q4</sup>, il est possible d'analyser, pour une image d'essai donnée, l'incertitude et l'erreur de mesure du calcul de corrélation. Ces estimations sont obtenues en sélectionnant une région d'intérêt sur laquelle le calcul doit se faire et en y appliquant un déplacement de 0.5 px (cas le plus défavorable) et de 1 px sur la FIGURE 3.3.

On peut voir que plus on augmente la taille des éléments, plus on diminue l'erreur en déplacement. L'effet est le même pour l'incertitude de mesure, qui n'est pas représentée ici. Ainsi, il faut essayer de maximiser la taille des éléments. Mais dans le cas où on cherche à mesurer des localisations il faut alors, avec le code Corréli<sup>q4</sup>, ne pas avoir d'éléments trop grands car cela pourrait affecter la mesure en moyennant une discontinuité qui serait d'une taille comparable à celle d'un élément. Cette difficulté à choisir la bonne taille d'élément en fonction des caractéristiques de l'image et de la mesure à effectuer est discutée à la section 3.2.3 de ce chapitre.

## 1.2.2 Forme d'un résultat Corréli<sup>q4</sup>

Les résultats sont exprimés dans une base à deux dimensions constituée par les deux vecteurs 1 et 2, orthogonaux dans le plan de l'image et unitaires. L'axe 1 est l'axe cor-



**FIGURE 3.3:** Estimation de l'erreur en déplacement par Corréli<sup>q4</sup> en fonction de la taille d'élément choisie pour une image de résolution physique de  $1 \mu\text{m}/\text{px}$ .

respondant aux lignes de la matrice image et l'axe 2 aux colonnes. Le calcul donne ainsi accès aux grandeurs suivantes :

- les champs de déplacement suivant l'axe 1 et l'axe 2,
- la rotation autour de l'axe normal au plan de l'image,
- l'erreur de l'estimation des déplacements pour chaque élément,
- les champs de déformation calculés de plusieurs manières dont la déformation nominale, la déformation infinitésimale et la déformation de Green-Lagrange.

## 2 L'imagerie rapide et la corrélation d'image dans la mesure aux barres de Hopkinson

Initialement, les caméras rapides permettaient uniquement d'apporter une mesure qualitative pour comprendre les différents phénomènes et mécanismes se déroulant pendant un essai dynamique. Une difficulté était d'ordre technique : déclencher l'acquisition au bon moment du fait du nombre limité d'images pour une séquence. Ce point a ensuite été facilité avec l'utilisation de caméras numériques à buffer tournant : les images sont stockées en boucle, la dernière image enregistrée remplace la plus ancienne image enregistrée dans la mémoire. Avec cette technologie, on dispose d'une fenêtre temporelle dont la durée est liée à la capacité de la mémoire et à la vitesse d'acquisition. Il faut alors que le déclenchement de l'acquisition se fasse de façon à ce que l'événement à capturer soit inclus dans cette fenêtre temporelle.

Grâce au développement des caméras rapides numériques, l'utilisation de l'imagerie rapide pour les essais aux barres de Hopkinson a constitué une évolution importante des dix dernières années. Celle-ci a pu se démocratiser parce que les caméras rapides

numériques sont plus accessibles et plus souples d'utilisation que les versions argentiques. Aujourd'hui, il est possible de faire de la corrélation d'images numériques pour des essais en dynamique rapide. Cette utilisation est dorénavant quasi-systématique dans notre laboratoire. Elle change également complètement le protocole des essais dynamiques et c'est pourquoi une partie des travaux de l'Unité Thématique de Recherche « Comportement, dynamique des matériaux » de ces dernières années, dont ces travaux de thèse, ont consisté, pour les utilisateurs des essais dynamiques aux barres de Hopkinson, à revoir la manière d'utiliser cet essai et à intégrer l'utilisation de l'imagerie rapide et de la corrélation d'image dans un protocole d'essai global.

## 2.1 La mesure optique pour les essais dynamiques

L'acquisition d'images numériques via des caméras rapides pendant un essai aux barres de Hopkinson permet désormais des analyses quantitatives. Il est désormais d'effectuer possible d'appliquer la corrélation d'images pour chaque essai, mais également, par exemple, de suivre l'évolution de la déformation d'un réseau de poutre [Liu *et al.*, 2011] ou de mesurer les paramètres de flambage d'un nid d'abeille [Hou *et al.*, 2010].

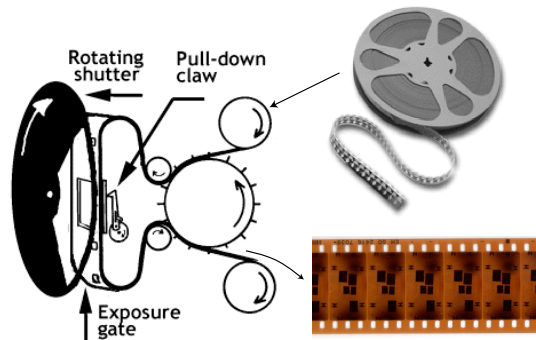
Les barres de Hopkinson donnent la mesures des efforts et des vitesses aux interfaces avec l'éprouvette. L'imagerie rapide apporte alors une mesure complémentaire de la cinématique à la surface de l'éprouvette, entre la barre d'entrée et la barre de sortie.

### 2.1.1 Bref historique de l'imagerie rapide

Pour reprendre ce qui a été dit en introduction de la section 2, l'imagerie rapide a connu une constante évolution depuis les premières technologies, surtout lors du passage au capteurs numériques. Avant cela, le principe de fonctionnement des caméras rapides reposait sur une adaptation de la technique photographique. Comme il est indiqué dans [Pattofatto et Forquin, 2010], le premier film de l'histoire de l'imagerie rapide est la reconstruction de la course d'un cheval au galop, qui permit à l'américain Eadwaerd Muybridge (1830–1904) de prouver scientifiquement qu'il existe bien un laps de temps durant lequel les 4 fers du cheval ne touchent pas le sol. Il utilisa plusieurs appareils photographiques répartis le long du trajet de la course, et dont le temps d'obturation était très rapide pour l'époque (environ 2 ms). Des efforts ont ensuite été portés sur des technologies d'obturateurs capables de laisser passer la lumière pendant des temps très courts, afin de figer une image nette d'un évènement rapide.

L'innovation majeure de la caméra argentique a été la possibilité de mesurer une succession d'images d'un évènement qu'on appelle ici *séquence*. Le fonctionnement de cette caméra argentique est simple (voir FIGURE 3.4) : le film photo-sensible (exposé lorsque l'obturateur est ouvert) est monté sur une bobine puis mis en mouvement par un mécanisme d'entraînement intermittent (mécanisme par griffe et croix de malte inventé par les frères Lumière aux alentours de 1895). Capables d'atteindre des cadences de 500 images par seconde au tout début, l'amélioration de la technique de déroulement par griffe a permis d'atteindre des cadences de l'ordre de 1000 im/s. Des vitesses plus élevées ont

été atteintes par la suite en déroulant de façon continue le film, évitant ainsi les contraintes induites par l'entraînement intermittent de la griffe.



**FIGURE 3.4:** Principe de fonctionnement d'une caméra argentique.

C'est l'introduction du capteur numérique CCD (Charge-Coupled Device, à transfert de charge) dans les années 1970 qui a révolutionné l'imagerie, pour plusieurs raisons. L'exposition est gérée électroniquement via le temps d'intégration et le support numérique est plus facile à manipuler et adapté à l'ère de l'informatique. L'ère du numérique a ouvert le champ à l'imagerie rapide, par l'introduction de capteurs encore mieux adaptés (par la capacité de *fenêtrage*), les CMOS (Complementary Metal-Oxide Semiconductor) dans les années 1980.

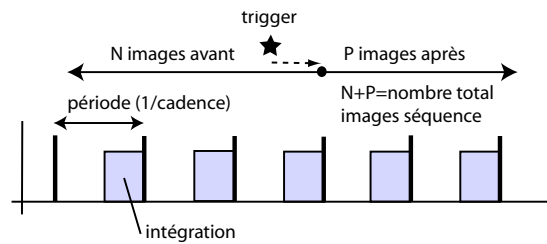
La réelle distinction de ces caméras rapides avec les caméras rapides argentiques vient du buffer tournant qui a été évoqué plus haut et qui permet de diminuer fortement le risque de manquer une prise d'image. En effet, les caméras ultra-rapides argentiques utilisent soit un tambour tournant, soit des miroirs tournant pour transmettre la lumière sur un film statique. Dans ce cas, la séquence a un nombre d'images limité par la longueur du film. Le défi technologique est de déclencher l'acquisition au tout début de l'évènement. Si le déclenchement se fait trop tôt ou trop tard, la séquence ne contiendra pas toutes les images relatives à l'évènement.

### 2.1.2 Vocabulaire et paramètres de la prise d'image

**Paramètres de prise d'une séquence** Quatre notions, transversales à toutes les technologies, sont importantes à définir pour bien cerner les enjeux de l'imagerie rapide. Une illustration de ces paramètres est donnée sur la FIGURE 3.5.

**Cadence** Elle définit le nombre d'images par seconde de la séquence. Elle est généralement fixe.

**Définition** Une image numérique est définie par le nombre de pixels qui la composent. Pour une image exposée sur un film photo, il s'agirait de la définition de l'image numérisée à partir du film. Le "pixel" (Picture Element) est utilisé comme un niveau de gris ; la



**FIGURE 3.5:** Paramètres pour l'acquisition d'une séquence, d'après [Pattofatto et Forquin, 2010].

notion de "dynamique" (profondeur en bits entre le noir le plus foncé et le blanc le plus clair) est donc aussi indirectement définie.

**Intégration (temps d')** Encore appelé vitesse d'obturation, il définit le temps d'ouverture du capteur numérique, ou le temps d'exposition du film. C'est ce paramètre qui règle le problème de "flou de mouvement" fondamental lorsque l'on cherche à filmer des mouvements rapides. Il est forcément inférieur à l'inverse de la cadence.

**Trigger** Ou déclenchement, c'est l'événement qui active le début du stockage de la séquence enregistrée. Des modes de déclenchement variés (optique, acoustique, électrique, etc.) couplés à des synchroniseurs qui ajustent des temps de retard permettent la synchronisation du déclenchement avec l'occurrence de l'événement à observer.

**La sensibilité et la lumière** Une image numérique est fondamentalement le résultat de l'intégration de la lumière par un capteur photosensible (film ou dalle de pixels). Les paramètres technologiques qui assurent la luminosité de l'image sont donc (i) la sensibilité du capteur, (ii) l'ouverture de l'objectif et (iii) le temps d'intégration. Or, les cadences élevées imposent des temps d'intégration courts. De plus, les phénomènes observés étant par définition rapides, il est indispensable d'éviter le flou de mouvement (trace laissée sur l'image par le mouvement de l'objet durant le temps d'intégration), en réduisant le temps d'intégration, ce qui tend à diminuer la dynamique de l'image.

La sensibilité des capteurs est en constante amélioration. Que ce soit par l'augmentation de la taille physique du pixel (de l'ordre de  $20 \mu\text{m}$  pour les caméras rapides), l'augmentation du taux de remplissage d'un pixel (environ 60 %), ou l'utilisation de micro-lentilles qui font leur apparition. La sensibilité est alors de l'ordre de 10'000 ISO.

L'éclairage est un souci constant afin d'assurer une dynamique suffisante de l'image, à savoir une bonne définition de toute la gamme possible des niveaux de gris par le capteur (généralement 10 ou 12 bits). Les flashes, spot à LED, lumières "froides", déflecteurs, sont des outils couramment utilisés par les photographes. Ils sont aussi utilisés dans les laboratoires scientifiques, mais leur puissance peut s'avérer insuffisante. Pour de l'imagerie rapide, on utilise classiquement des spots de lumière qui éclairent en continu la scène à observer. Ils ont l'avantage d'être stables, puissants (2 millions de lux) et relativement

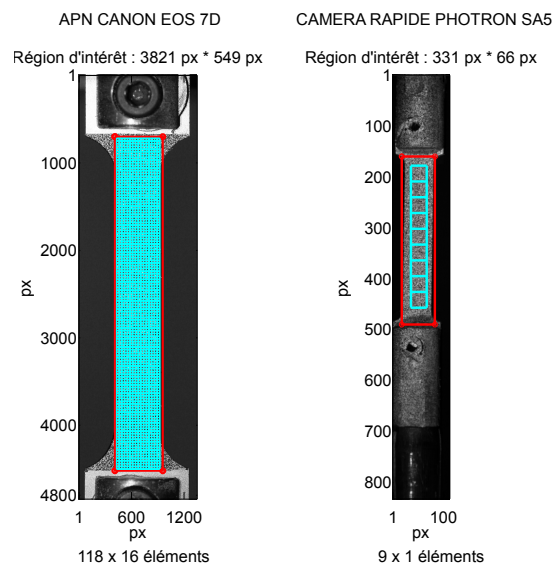


”froids” même si le risque de chauffer l'éprouvette avant l'essai n'est pas négligeable (la durée d'éclairage doit être minimisée).

### 2.1.3 Particularités de l'imagerie rapide par rapport à la photographie numérique dans le cas d'essais mécaniques

La différence avec la photographie numérique classique est principalement la cadence d'acquisition. À l'heure actuelle, cette donnée a une influence immédiate sur la résolution des images. Par exemple, dans la plupart des caméras rapides proposées par le constructeur Photron, les capteurs sont de 1 MPx. Or, dans la plupart des appareils photos numériques, il est désormais courant de trouver des capteurs de plus de 10 MPx. Cette limitation des caméras rapides vient de la capacité du capteur à transmettre ses informations à la mémoire de la caméra avant de pouvoir acquérir une nouvelle image : il est beaucoup plus rapide de transférer une information sur 1 MPx que sur 10 MPx. Et plus la cadence est augmentée, plus le nombre de pixels du capteur utilisés diminue. Ainsi, l'amélioration de la résolution des images dans l'imagerie rapide passe par l'amélioration des vitesses de transfert de données du capteur à la mémoire de la caméra.

Cette perte de résolution est très pénalisante pour la corrélation d'images parce que réduire le nombre de pixels signifie réduire les informations. Une illustration de cette conséquence est donnée à la FIGURE 3.6 qui montre la différence entre deux clichés pour une même éprouvette.



**FIGURE 3.6:** Prise d'image de la même éprouvette avec un appareil photo reflex et une caméra rapide.

A gauche, l'image prise avec un appareil photo numérique reflex et à droite avec une caméra rapide. Les maillages proposés par Corréli<sup>q4</sup> sont tracés en cyan et la taille

d'éléments est la même pour les deux calcul : 32 px. Pour le cas de gauche, 1888 éléments sont utilisés pour le calcul. Pour le cas de droite, 9 éléments sont utilisés.

**2.1.4 Caractéristiques des caméras utilisées**

Deux modèles différents de caméras rapides ont été utilisés au cours de ces travaux de thèse. La raison est chronologique : le laboratoire s'est équipé de deux caméras supplémentaires d'un modèle plus performant après que la campagne d'essais présentés ici a commencé. Les deux modèles sont issus de chez PHOTRON : le modèle APX RS et le modèle SA5. Leurs capacités d'acquisition d'images sont données à la TABLE 3.1. On voit ainsi que plus la fréquence d'acquisition demandée par l'utilisateur est grande,

APX – RS		SA5	
Fréquence (im/s)	Taille d'image (px x px)	Fréquence (im/s)	Taille d'image (px x px)
3'000	1024 x 1024	7'000	1024 x 1024
5'000	768 x 768	10'000	1024 x 744
10'000	512 x 512	30'000	768 x 320
30'000	256 x 256	50'000	512 x 272
50'000	256 x 144	75'000	320 x 264
70'000	128 x 128	100'000	320 x 192
100'000	384 x 48	775'000	128 x 24
250'000	128 x 16	1'000'000	64 x 16

**TABLE 3.1:** Performances des caméras rapides du LMT.

plus la résolution est faible. Ceci est lié au temps de transfert des informations depuis le capteur vers la mémoire de la caméra [Pattofatto, 2011]. Les caméras SA5 sont les plus performantes et seront utilisées pour la majorité des essais de ce manuscrit.

**2.1.5 Précautions en ce qui concerne l'éclairage**

Du fait des vitesses d'obturation employées, l'imagerie rapide nécessite de très grands apports de lumière. Il faut donc avoir un éclairage adapté à la fréquence à laquelle l'acquisition est faite. Les éclairages sont donc très puissants et peuvent chauffer la surface de l'éprouvette. Aussi, pour un essai, il faut d'abord faire les premiers réglages de la lumière sans l'éprouvette, placer l'éprouvette, éteindre l'éclairage, attendre le refroidissement de la surface et rallumer l'éclairage juste avant le début de l'essai. La FIGURE 3.7 donne un exemple de configuration de l'éclairage et de la caméra rapide pour un essai avec le système de traction dynamique.

Au chapitre 4, on verra que la nécessité d'avoir un éclairage très puissant peut poser des problèmes : certaines éprouvettes de NiTi à tester présentent une surface polie. Ce qu'on mesure avec l'imagerie rapide est l'évolution de l'état de surface de l'éprouvette. La difficulté réside alors dans le fait que si on éclaire trop la surface, la réflexion est trop importante et l'image devient blanche mais si on éclaire peu la surface, la lumière



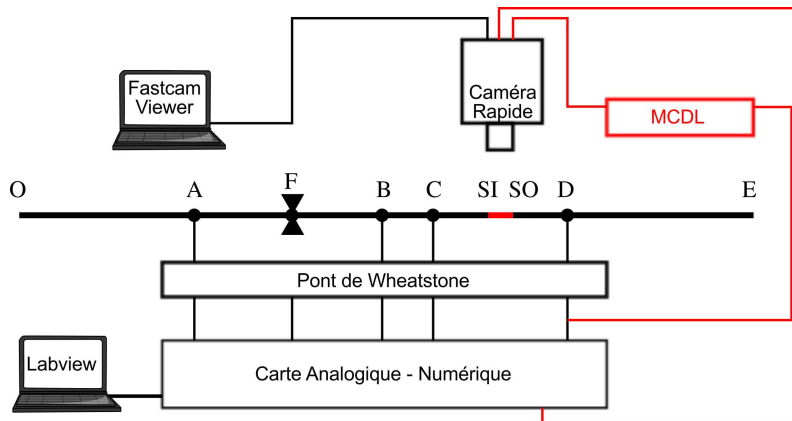
**FIGURE 3.7:** Configuration de la caméra rapide et de l'éclairage pour un essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson.

n'est pas suffisante et l'image devient presque noire. La mise en place de l'éclairage pour l'imagerie rapide est assez délicate et à chaque fois particulière au type de séquence à prendre.

## 2.2 Synchronisation et mise en commun des deux moyens de mesure

### 2.2.1 Communication entre les différentes composantes logiciels

Le schéma de la FIGURE 3.8 indique les différentes liaisons entre tous les composants de l'essai.



**FIGURE 3.8:** Communication entre tous les composants de l'essai de traction dynamique.

Les parties en rouges correspondent aux parties ajoutées par rapport à l'ancienne disposition de la caméra au sein d'un essai dynamique. Avant, les déclenchements de l'acquisition des données et des images étaient indépendants. Désormais, c'est le programme Labview qui pilote le déclenchement des images. La caméra enregistre également une des voies de signal de jauge. C'est en comparant le signal de la jauge de déformation en D

enregistré par le programme Labview et celui enregistré par le logiciel Fastcam Viewer qu'il va être possible de synchroniser a posteriori en temps les mesures aux barres avec les images de la caméra rapide.

**Le signal de jauge vers la caméra** Afin de pouvoir synchroniser les mesures de jauges avec les images de la caméra, il faut que ces deux techniques aient une composante commune. Sur la FIGURE 3.8 on voit que le signal de la jauge D est envoyé vers la carte d'acquisition analogique – numérique mais aussi vers la caméra en passant par un boîtier MCDL pour permettre le dialogue. La caméra reçoit ensuite les données qu'elle stocke pendant l'essai. Ainsi il est possible de lier chaque image de l'essai à un point du signal de jauge.

**Le déclenchement de l'acquisition des images par le signal de jauge** Le déclenchement de l'acquisition des données des barres de Hopkinson se fait en choisissant un des signaux de jauges et en attendant un front montant (ou descendant en compression) de ce signal, avec une valeur seuil minimum. Le programme Labview utilisé ici pour échantillonner les signaux permet de dialoguer avec la carte d'acquisition National Instruments (NI). Une instruction a alors été ajoutée au programme : au moment où celui-ci déclenche l'enregistrement de l'essai, il envoie également une impulsion à la caméra. Cette impulsion part d'une des sorties de la carte NI et arrive par l'entrée *TRIG TTL IN* de la caméra.

### **2.2.2 Méthode de synchronisation**

La synchronisation des mesures par jauge de déformation avec les images s'appuie sur le signal d'une des jauges. Dans ces travaux il a été choisi le signal de la jauge de déformation de la barre de sortie, en D, mais il aurait pu être choisi n'importe quelle autre jauge. Ce signal est donc enregistré par le programme d'acquisition sous Labview et sous la forme d'un fichier de points par le logiciel FastCam Viewer. Ces deux enregistrements différents du même signal ne se font pas sur une même base de temps. La fréquence d'échantillonnage de la carte d'interface qui dialogue avec Labview est de 500 kHz. La fréquence d'échantillonnage des points du signal de jauge associé à des images est liée à la fréquence d'acquisition des images. Pour une image enregistrée, 10 points de mesure de signal de jauge sont associés.

La synchronisation de cette même information mesurée par deux système différents peut se décomposer en quatre étapes :

- (i) échantillonner à nouveau le signal de jauge provenant de la caméra sur une base de temps identique à la carte d'acquisition, c'est-à-dire à une fréquence de 500 kHz, par interpolation linéaire d'une base de temps vers l'autre,
- (ii) faire correspondre le numéro de chaque image aux points pour la nouvelle base de temps,

- (iii) calculer le décalage temporel entre les deux signaux en recherchant le maximum du produit de convolution des deux signaux,
- (iv) faire un nouveau décalage en temps des numéros d'image associés aux points du signal de la jauge de déformation au point D.

Une fois cette synchronisation effectuée, on peut associer une image à chaque temps de l'essai de barres. Le post-traitement des signaux des jauges de déformation exposés au chapitre 2 n'affecte pas cette association : dans ce traitement du signal l'origine des temps est posée de façon arbitraire au tout début et n'est plus modifiée par la suite, tout ce qu'il se passe au niveau des interfaces SI et SO est alors exprimé dans le temps de façon relative à cette date arbitraire. La synchronisation se faisant après ce choix d'origine temporel, elle est donc définitive. La FIGURE 3.9 donne un exemple du décalage qu'il peut y avoir entre l'enregistrement du signal par la caméra (signal MCDL) et celui par le programme Labview, une fois le signal MCDL projeté sur la base de temps de Labview. La courbe à droite de la figure montre les deux signaux après l'opération de recalage.

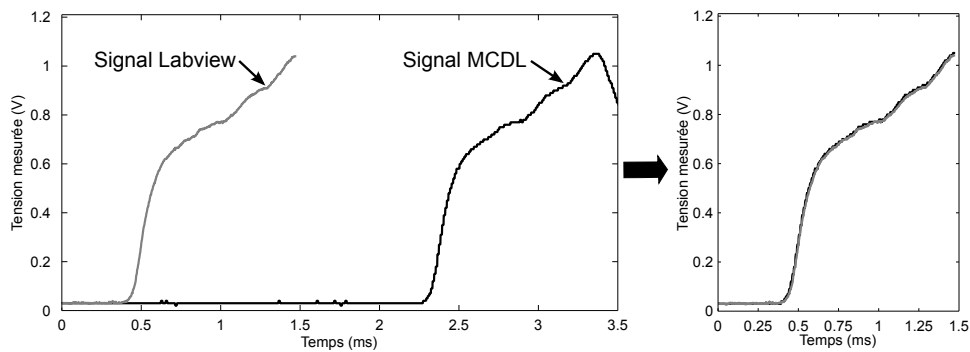


FIGURE 3.9: Synchronisation des deux signaux.

### 2.2.3 Protocole d'essai complet pour les barres en traction

L'utilisation d'une caméra rapide pendant un essai dynamique aux barres de Hopkinson change le traitement d'un essai ou d'une campagne d'essais dans son ensemble. La FIGURE 3.10 illustre le fonctionnement d'un essai de façon complète, depuis le déclenchement de l'essai à l'obtention de la réponse mécanique de l'éprouvette et de sa cinématique pendant l'essai.

Afin de pouvoir visualiser l'ensemble des résultats de façon simultanée, une interface graphique a été créée sous Matlab. Cette interface permet d'accéder à l'ensemble des mesures et calculs de l'essai. Les différentes valeurs visualisables sont :

- les champs de déplacement U et V,
- les champs de déformation,
- l'erreur au sens de la corrélation d'image,
- l'évolution temporelle des efforts aux interfaces pour vérifier l'hypothèse d'équilibre pendant l'essai,

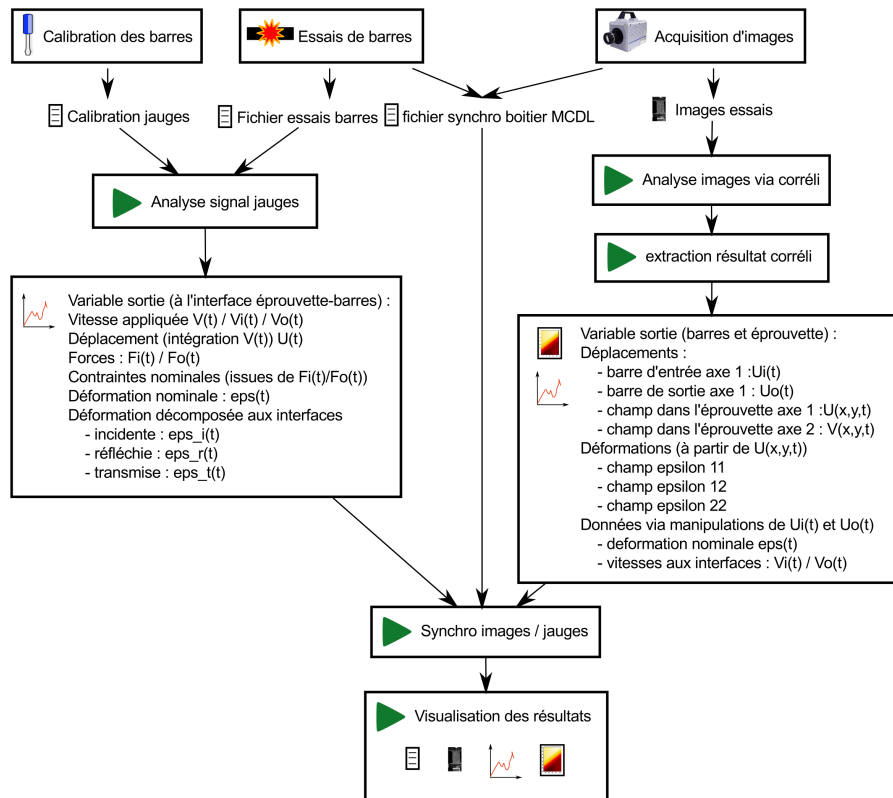


FIGURE 3.10: Schéma complet du fonctionnement d'un essai dynamique avec utilisation de l'imagerie rapide, de l'acquisition des mesures au post-traitement.

- l'évolution temporelle de la vitesse aux interfaces ainsi que de la vitesse de déformation,
- le déplacement de chacune des barres, via Corréli et via le post-traitement du signal de jauges,
- la courbe de réponse mécanique de l'éprouvette en effort en fonction du déplacement ou en contrainte nominale en fonction de la déformation nominale.

## 2.3 Difficultés de mise en application pour un essai dynamique

### 2.3.1 Problème en grands déplacements

Le code de Corréli<sup>q4</sup>, tel qu'il était disponible au moment de l'étude, n'est pas adapté à la corrélation d'images numériques pour des images provenant d'essais aux barres de Hopkinson. L'un des problèmes vient du fait que dans ce type d'essai, l'éprouvette subit de grandes déformations mais aussi des mouvements de corps rigides importants.

Chaque pas de calcul dans Corréli<sup>q4</sup> est indépendant. C'est-à-dire que le calcul de corrélation se fait entre l'image déformée du pas de calcul et l'image de référence sans tenir compte des résultats des pas précédents. Ainsi si l'image déformée considérée est

trop différente de l'image de référence parce qu'un déplacement trop important les sépare, le code de corrélation aura du mal à trouver une solution au problème posé et le critère de convergence du calcul pourrait ne pas être respecté.

Une option de Corréli<sup>q4</sup> permet de choisir un mode de calcul dit *update*. Avec cette option, l'image de référence est actualisée à chaque pas de temps. Le calcul se fait donc entre une image  $n$  et une image de référence  $n - 1$ .

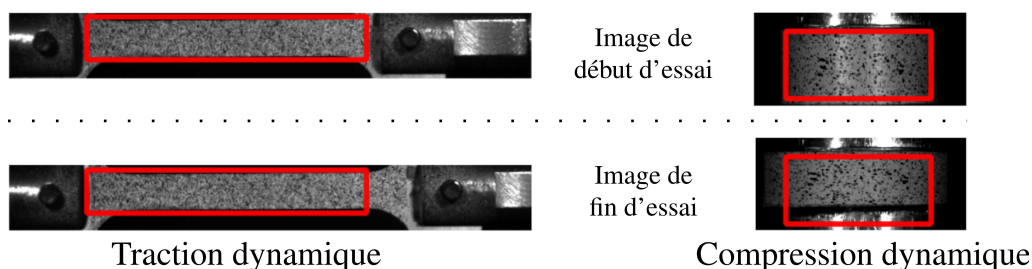
Cependant, l'option *update* ne peut pas régler le problème de perte d'informations : elle met à jour l'image de référence mais pas les coordonnées de la ROI données au premier pas de calcul qui restent fixes. Ceci n'est presque jamais un problème pour des essais quasi-statiques : les tailles d'images sont très grandes (les capteurs sont supérieurs à 5 MPx) avec des mouvements de corps rigides très faibles et pour lesquels on ne trouve pas souvent de grands déplacements.

Pour ne pas perdre la mesure aux bords du maillage on peut prendre une ROI plus grande que la taille réellement nécessaire, ce qui est très pénalisant dans le cas de la dynamique parce que cela réduit encore le nombre de pixels de mesure pour la surface de l'éprouvette.

### 2.3.2 Problèmes dû à une faible résolution et une ROI fixe

En dynamique rapide, l'acquisition d'images se fait avec des caméras rapides. Les caméras rapides disponibles font partie des caméras rapides de dernière génération mais offrent un capteur limité à 1 MPx et une résolution d'image qui diminue lorsque la fréquence d'acquisition augmente. La taille maximale des éléments est alors réduite ainsi que le nombre de nœuds du maillage. Les mesures par corrélation d'images sont soit trop moyennées s'il y a peu d'éléments, soit trop bruitées si les éléments sont trop petits.

Les grands déplacements de l'éprouvette ainsi que les mouvements de corps rigides souvent importants dans les essais de barres, accentuent le problème de manque d'information par le fait que les coordonnées de la région d'intérêt restent constants pendant le calcul. La FIGURE 3.11 illustre les problèmes que créent une ROI fixe (tracée en rouge) au cours du temps. Dans le cas de la traction dynamique, on voit que la surface utile



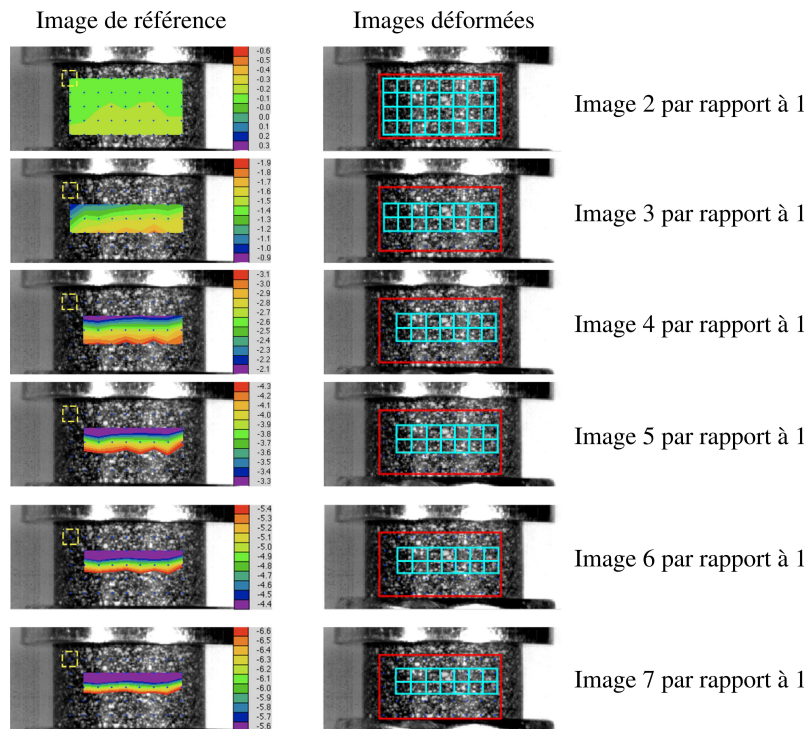
**FIGURE 3.11:** Illustration du problème de perte d'information pour des essais avec de grands déplacements. Le rectangle rouge représente la région d'intérêt sélectionnée sur la première image.

de l'éprouvette a vu sa taille fortement augmenter. Tout ce qui sort du rectangle rouge

n'est alors plus accessible au code de corrélation. On perd ainsi près d'un cinquième des informations.

Dans le cas de la compression dynamique, l'éprouvette s'est fortement comprimée et les déformations sont trop importantes pour le code de corrélation. Ceci pose des problèmes de convergence des calculs, que ce soit en calcul indépendant (l'image de référence reste toujours la même) ou avec l'option "update" pour laquelle l'image de référence est mise à jour mais la texture de la barre ne permet pas de faire une corrélation d'image (texture uniforme et reflet de la lumière en plein sur l'axe de la barre).

Ce cas est détaillé à la FIGURE 3.12 qui illustre cette perte d'information. En conser-



**FIGURE 3.12:** Résultats de calcul avec Corréliq<sup>4</sup> pour un essai de compression dynamique. Colonne de gauche : image de référence sur laquelle est représenté le champ de déplacement calculé. Colonne de droite : images déformées sur lesquelles sont représentés les maillages pour lesquels les champs de déplacement ont pu être calculés ainsi que la région d'intérêt choisie au début du calcul.

vant la même image de référence et une région d'intérêt fixe, il n'a été possible de calculer les déplacements que pour les six images qui suivent l'image de référence alors que l'essai complet en compte une vingtaine. À partir de la septième image, la barre d'entrée entre dans la zone d'intérêt et la compression devient trop importante. Du côté gauche, le champ de déplacement dans le sens 1 est représenté, projeté sur l'image de référence. Sur le côté droit de la figure, la région d'intérêt est représentée en rouge, le maillage sur lequel sont disponibles les mesures de champs est représenté en cyan, le tout sur chaque image déformée.



### 3 Modification de Corréli<sup>q4</sup> et adaptation aux problèmes de l'étude

#### 3.1 Solutions proposées pour de grands déplacements

Face aux problèmes évoqués au paragraphe précédent, cette étude propose une solution qui consiste à réactualiser la taille et la position de la région d'intérêt et l'image de référence quand cela est nécessaire avec une description des résultats qui sont exprimés à partir du maillage de référence, constitué à la première image.

##### 3.1.1 Maillages et projections dans Corréli<sup>q4</sup>

Il a été montré sur la FIGURE 3.2 que le programme crée au départ un premier maillage à partir des coordonnées de la région d'intérêt et de la taille des éléments. Seulement, ce n'est pas nécessairement ce maillage qui va servir au calcul des champs de déplacement  $U$  (pour la direction 1) et  $V$  (pour la direction 2). En fait, le cœur de Corréli<sup>q4</sup> réside dans la sous fonction appelée `Q1.m` avec comme arguments d'entrée et de sortie :

```
[Uq1, Vq1, Eq1, coorxq1, cooryq1] = Q1(motif, nsca, itermx, ...
roi_bb, Uoffset, path0, cellficref, cellficdef, ficand, ...
conv_limit, mask0)
```

On voit que `Q1.m` reçoit la taille des éléments (`motif`), la liste des images de référence et déformées (`cellficref` et `cellficdef`). En sortie, il renvoie les champs de déplacements ( $U_{q1}$  et  $V_{q1}$ ), le champ d'erreur ( $E_{q1}$ ) ainsi que les coordonnées du maillage dans lequel ces champs sont exprimés (`coorxq1` et `cooryq1`) et qu'on appellera par la suite **MQ1(i)** pour le  $i^{\text{ème}}$  calcul. À aucun moment, `Q1.m` n'a tenu compte d'un maillage initialement créé. En fait, pendant tout le calcul, c'est `Q1.m` qui créera tous les maillages. Lors du premier calcul, il va stocker le premier maillage **MQ1** comme maillage de référence, qu'on appellera **Mref** mais n'en tiendra jamais compte pour les pas de calculs suivant.

Après l'exécution de `Q1.m`, les résultats  $U_{q1}$  et  $V_{q1}$  exprimés dans **MQ(i)** sont alors projetés, par interpolation linéaire sur **MRef** pour obtenir les champs  $U$  et  $V$ , c'est-à-dire que :

$$U(i) = \text{projection}(MQ1, U_{q1}, MRef)$$

$$V(i) = \text{projection}(MQ1, V_{q1}, Mref)$$

C'est à ce stade que des pertes d'information peuvent apparaître. En effet, si **MRef** n'est pas complètement contenu dans **MQ1**, les valeurs des champs  $U$  et  $V$  ne peuvent pas être interpolées aux points de **MRef** en dehors de la zone délimitée par **MQ1**. Cette perte d'information a déjà été illustrée à la FIGURE 3.12. Sur cette figure, on affiche, sur la partie droite, uniquement les parties du maillage pour lequel il existe une information sur les champs de déplacements. On voit ainsi qu'entre le premier calcul et le dernier de la série, on est passé de 32 éléments à 14 éléments.

### 3.1.2 Procédure mise en place pour l'actualisation des paramètres de calcul

Pour minimiser la perte d'information, il faut qu'on ait toujours MRef inclus dans MQ1. La solution adoptée ici est de créer, dès le premier calcul, un maillage de référence plus petit que MQ1(1). Ceci est illustré à la FIGURE 3.13 :

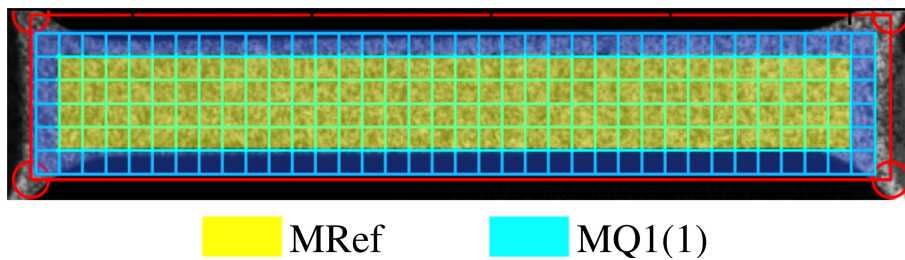


FIGURE 3.13: Méthode de construction d'images avec une zone localisée se propageant à une vitesse constante connue.

Sur cette figure, il a été représenté en cyan le maillage que crée  $Q1.m$  au premier calcul. La partie en jaune correspond à la partie qui va être conservée comme étant le maillage de référence MRef du reste du calcul. L'actualisation de la région d'intérêt et de l'image de référence se mettra en place si l'un des deux évènements apparaît :

- MRef n'est plus contenue dans MQ1
- le critère de convergence du calcul n'est pas atteint.

Que le calcul ne converge pas est un critère pour la qualité des résultats mais aussi l'indication que la différence entre l'image de référence et l'image déformée devient trop grande.

Lorsque la réactualisation est décidée, on garde la même image déformée et on prend l'image précédente comme image de référence. On crée alors un maillage intermédiaire MInt(k) qui correspond au maillage MRef dont chaque nœud est déplacé d'un vecteur déplacement trouvé au calcul précédent en ce nœud. Les projections suivantes se font de MQ1 vers MInt(k) (k<sup>ème</sup> réactualisation). Les champs de déplacements projetés  $U_{int}$  et  $V_{int}$  sont alors sommés avec le champ de déplacement qui a servi à faire la liaison entre MRef et MInt(k) pour obtenir les champs  $U$  et  $V$  exprimés dans MRef et qui sont les champs de déplacements totaux de l'essai analysé. La région d'intérêt est ainsi déplacée en chacun de ses coins de la même valeur que les quatre coins du maillage de référence. Cette étape correspond à **l'actualisation de la position de la ROI**.

L'algorithme présenté à la FIGURE 3.14 résume tous les changements de maillage et les projections réalisés pendant un calcul complet.

Le nombre d'éléments de MQ1 peut sensiblement varier au cours du calcul sans poser de problèmes. Le maillage de référence MRef et les maillages intermédiaires MInt conserveront toujours le même nombre d'éléments. Cela est rendu possible parce que ces maillages ne servent pas à faire le calcul de corrélation (c'est le rôle de MQ1), ils servent juste à collecter les déplacements de chaque nœuds de MRef via une projection par interpolation linéaire. Ceci permet **l'actualisation de la taille de la ROI**.

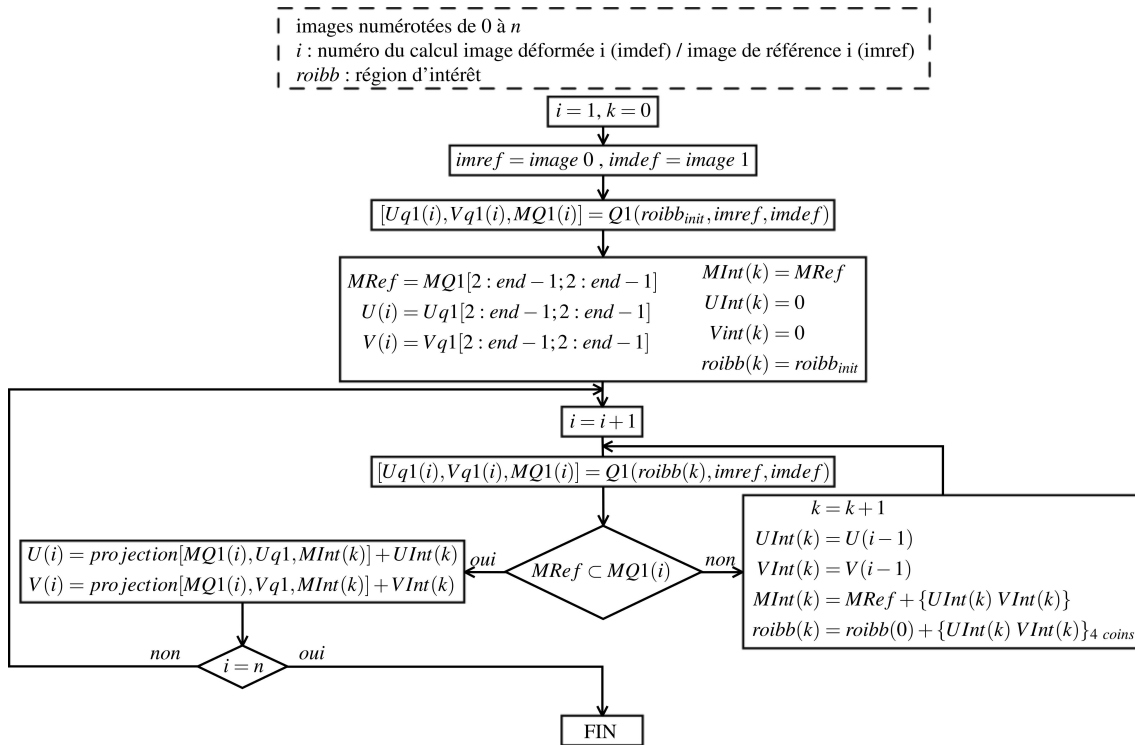


FIGURE 3.14: Algorithme d'actualisation du calcul de corrélation

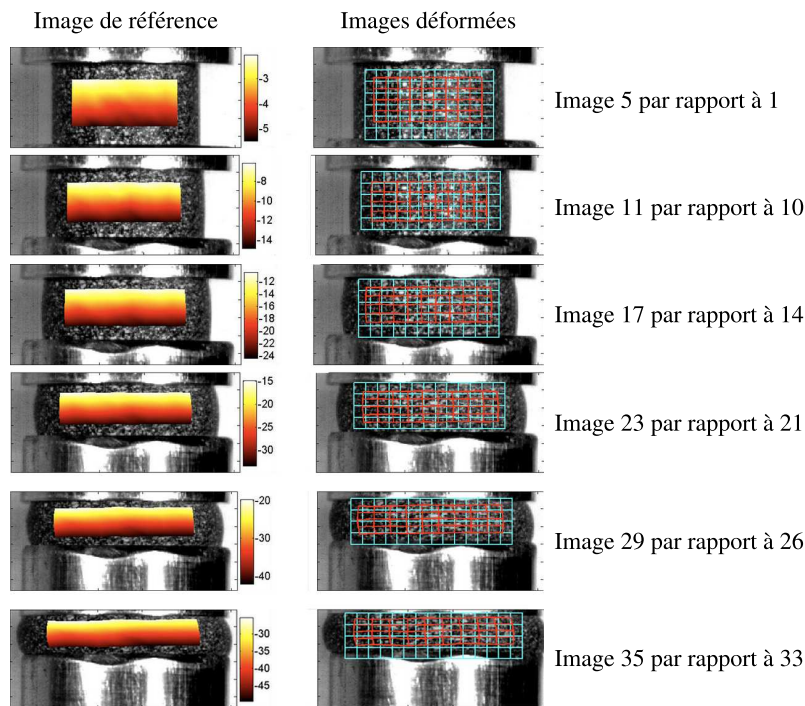
### 3.1.3 Exemple d'application

Pour illustrer l'amélioration que cet algorithme, implanté à l'intérieur de Corréli<sup>q4</sup>, peut apporter, des calculs ont été réalisés sur le même essai que celui présenté à la FIGURE 3.12. Cette fois-ci, il a été possible de faire une analyse continue des 35 images de l'essai, 29 de plus que le calcul classique.

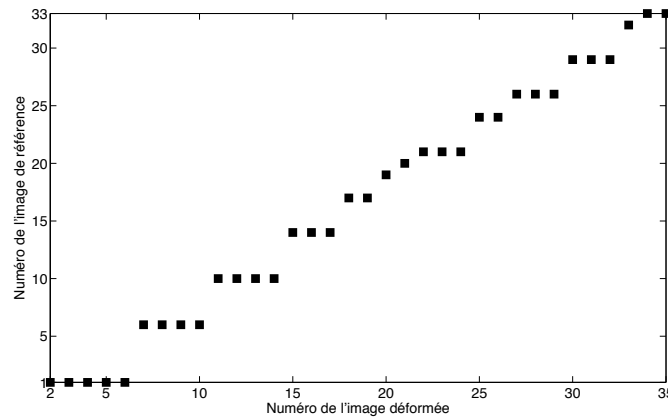
La FIGURE 3.16 montre l'évolution de l'image de référence en fonction du numéro de l'image analysée, l'image numéro 1 étant la première image de référence pour le calcul. Il a été nécessaire d'actualiser la région d'intérêt 12 fois. On voit alors que pour les images de 2 à 6, aucune réactualisation n'a dû être effectuée, ce qui rejoint le résultat de calcul pour le cas d'utilisation de Corréli<sup>q4</sup> standard, à la FIGURE 3.12.

La seule différence entre les deux cas est la taille d'éléments : elle est de 16 px pour le cas standard, alors que pour le cas avec actualisation, elle est de 14 px. On a donc diminué légèrement la taille des éléments pour pouvoir mesurer les déplacements dans une zone presque identique à celle mesurée dans le cas du calcul standard. En effet, comme l'indique l'algorithme de la FIGURE 3.14, le maillage de référence MRef de la version actualisée est plus petit que le maillage MQ1(1) parce que toute une couche d'éléments est enlevée. Dans le cas de la version standard, MRef est identique à MQ1(1). Ainsi, il a fallu réduire légèrement la taille de maille pour avoir des résultats presque aussi complets sur les premières images que pour la version standard.

Une des limitations de cette méthode est qu'elle nécessite de supprimer toute une



**FIGURE 3.15:** Résultats de calcul avec Corréli<sup>q4</sup> pour le même essai de compression dynamique qu'à la FIGURE 3.12. A gauche l'image de référence sur laquelle est représenté le champ de déplacement calculé. A droite, en rouge, le maillage déformé depuis le début de l'analyse et en cyan le maillage MQ1 du numéro de calcul considéré.



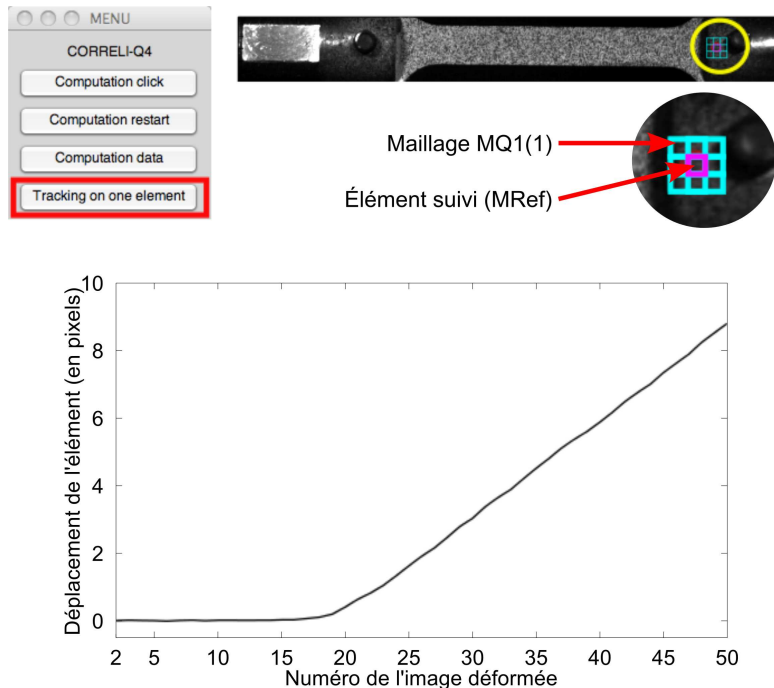
**FIGURE 3.16:** Évolution du changement de référence et de zone d'intérêt au cours d'un calcul avec la version d'actualisation.

couche d'éléments pour pouvoir faire le calcul. Ceci peut être pénalisant, surtout pour des images acquises avec une caméra rapide qui ont une résolution très faible. Il faut alors vérifier que la taille d'élément maximale permette d'exploiter au mieux les images et d'obtenir des résultats avec des erreurs convenables.

### 3.1.4 Extension du principe pour le mode *tracking*

A partir du principe de réactualisation, il a été possible de créer un nouveau mode d'analyse qui est appelé, dans la version Corréli avec région d'intérêt actualisée, *tracking*. Cet anglicisme signifie qu'il est possible de suivre une très petite zone pendant toute la séquence d'images d'un essai. Cette fonction nous apporte alors de nouvelles possibilités dans l'exploitation d'images d'essais :

- dans un essai aux barres de Hopkinson, pour pouvoir suivre le déplacement de chaque extrémité de barre si la texture de leur surface le permet (application d'un mouchetis sur les extrémités ou alors utilisation d'une texture suffisamment hétérogène),
- dans le cas d'un essai où il n'est pas possible de moucheter l'éprouvette mais qui contient quand même quelques zones de textures suffisamment hétérogènes pour pouvoir faire de la corrélation d'image (par exemple pour un essai de ligaments de lapin [Pattofatto *et al.*, 2010]).



**FIGURE 3.17:** Application du mode tracking pour le suivi du déplacement de la barre d'entrée dans le cas d'un essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson.

La FIGURE 3.17 apporte un éclairage sur la manière de fonctionner du mode tracking. Le principe général reste identique à un calcul normal avec réactualisation présenté à la FIGURE 3.14. Au lieu de délimiter une région d'intérêt, il est demandé à l'utilisateur de cliquer sur un point de son choix. Un maillage MQ1(1) de 3 par 3 éléments est créé automatiquement. Le maillage MRef est limité à l'élément central de MQ1(1). On peut alors extraire directement la courbe de déplacement  $U$  et  $V$  en fonction de l'image déformée.

La mesure des déplacements des barres est une information redondante de la mesure des vitesses d'entrée et de sortie mesurées avec le dépouillement des signaux de jauges de déformation placées sur les barres. Il est ainsi possible de les comparer étant donné qu'elles ont été obtenues de manière totalement indépendantes.

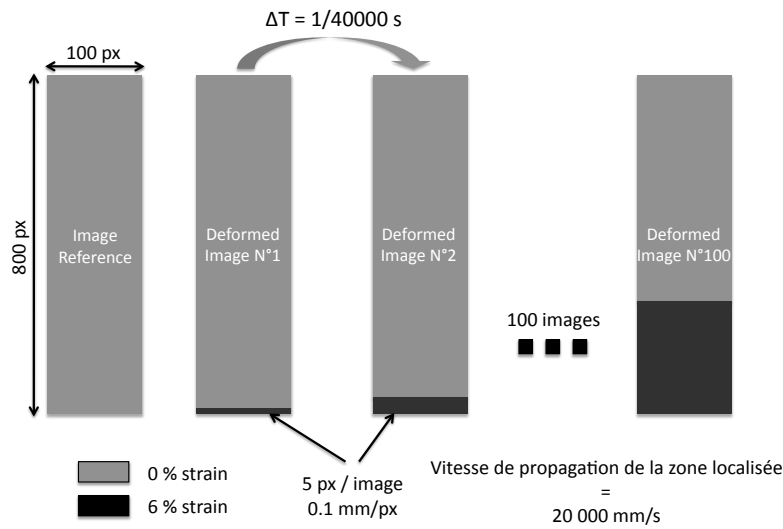
## 3.2 Mesure de champs de déformation hétérogènes avec images de faible résolution : étude sur des images fabriquées numériquement

Au chapitre 1, à la section 1.4, il a été montré que la transformation martensitique crée une hétérogénéité du champ de déformation au niveau de la zone utile de l'éprouvette. Réalisées par [Shaw et Kyriakides, 1995], [Shaw et Kyriakides, 1997], ces observations sont issues d'essais en régime quasi-statique. Les méthodes employées n'ont pas été des méthodes de mesure optique mais, comme indiqué au chapitre 1, une discrétisation de la surface de l'éprouvette en plusieurs points de mesure par jauge de déformation ou une application d'une couche d'oxyde se brisant là où les déformations deviennent trop importantes. Une étude complémentaire a donc été menée pour permettre de savoir, si, dans un cas similaire, le code de corrélation d'images permettait de mesurer ces hétérogénéités et s'il permettait également de suivre, dans le temps, l'évolution des différents niveaux de déformation. Pour réaliser cette étude, des images artificielles ayant une texture similaire à celles de mouchetis ont été créées avec une zone de déformation constante qui évolue en taille au cours du temps et qui est totalement connue. Il est alors possible de savoir avec quelles incertitudes la corrélation d'images peut donner la longueur de zone transformée et sa vitesse d'évolution.

### 3.2.1 Description du champ de déformation appliqué numériquement

La FIGURE 3.18 montre la stratégie qui a été employée pour créer des images dans lesquelles il y a deux champs de déformation. On se met dans un cas proche des images qu'on peut obtenir avec une caméra rapide et un type d'éprouvette plate qui sera utilisé pour l'étude du NiTi. Ainsi, le rapport entre la longueur et la largeur de l'image est d'à peu près 8. On a donc 800 px dans la longueur et 100 px dans la largeur. La différence ici est qu'on peut utiliser toute la largeur de l'image. Pour un essai pratique, on peut utiliser au maximum une soixantaine de pixels dans la largeur si on a maximisé la longueur physique d'un pixel et qu'on a inclus dans l'image les talons de l'éprouvette pour pouvoir faire des mesures de déplacement en barre d'entrée et en barre de sortie.

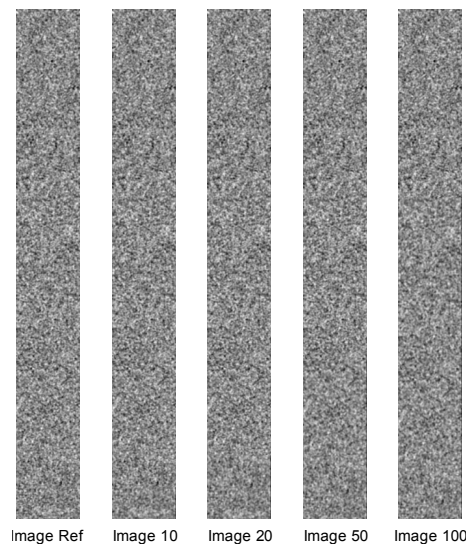
La cadence fictive donnée à cette séquence d'images artificielles est aussi proche des cadences accessibles avec les caméras rapides pour ces tailles d'image, c'est-à-dire 40'000 im/s. Ceci pour correspondre à une valeur physique réaliste de la progression d'une zone transformée qui, comme indiqué dans la littérature, est proche de 20 fois la vitesse de déplacement appliquée à l'éprouvette, c'est-à-dire 20000 mm/s, soit une vitesse de 1 m/s qui est dans les ordres de grandeurs des vitesses applicables avec le système de traction dynamique aux barres de Hopkinson exposé au chapitre 2. Cette zone qui se transforme est représentée sur la FIGURE 3.18 par la partie noire qui a une valeur de



**FIGURE 3.18:** Méthode de construction d'images avec une zone localisée se propageant à une vitesse constante connue

déformation longitudinale constante et égale à 6%. Le reste de l'image n'a rien subi, la valeur de sa déformation longitudinale reste nulle.

Pour créer la texture de l'image de référence, un mouchetis aléatoire est créé sur lequel on applique un flou gaussien pour que le rendu soit proche d'une texture pouvant être réalisée réellement. Un extrait des images obtenues est présenté à la FIGURE 3.19.



**FIGURE 3.19:** Images construites numériquement avec propagation de la zone localisée

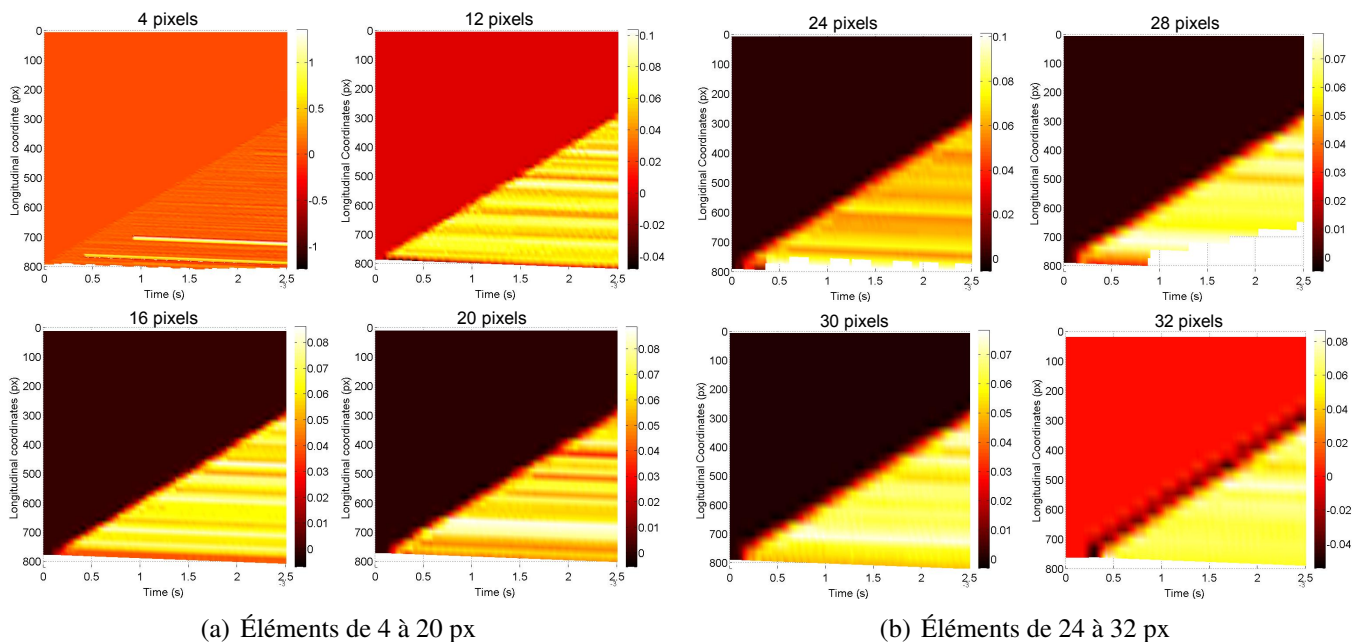
Sur ces images, la localisation commence à apparaître sur le bas de l'image et le front de transformation se propage donc vers le haut de l'image



### 3.2.2 Mesure d'une vitesse de propagation d'une localisation

De ces mesures, on obtient deux grandeurs qui sont liées : la longueur totale de la zone localisée et sa vitesse d'extension. Dans ce cas précis il n'y a qu'un seul front de propagation de la localisation. On a vu au chapitre 1 que dans les AMF, il peut y avoir plusieurs sites de nucléations qui peuvent amener à plusieurs fronts de transformation et de propagation des zones martensitiques. Dans ce cas là on parlera de longueur cumulée de zone transformée. Le qualificatif "cumulée" est employé ici aussi parce que c'est dans le même esprit que ces mesures sont réalisées, bien qu'il n'y ait qu'un seul front de propagation et donc qu'une seule zone localisée. Pour obtenir cette longueur, on ne regarde la valeur de la déformation longitudinale que sur une ligne de l'image (ligne verticale ici). La longueur cumulée correspond alors à la longueur de la portion de la ligne dont la déformation est supérieure à un seuil de déformation fixé et qui constitue le critère qui permet d'évaluer si la zone est localisée ou non (ou transformée dans le cas des AMF). Cette évolution peut alors être décrite en fonction du temps. Sa vitesse d'extension à l'instant  $t$  sera la dérivée temporelle de longueur. Dans notre cas, la vitesse est constante. La vitesse sera donc décrite uniquement par un scalaire et non par une fonction du temps.

Ces calculs sont réalisés à partir de l'affichage et de la description spatio-temporelle de l'évolution de la déformation longitudinale. Ce mode de représentation permet d'observer, suivant une ligne de l'image, comment la déformation est distribuée sur cette ligne en fonction du temps. Les figures 3.20(a) et 3.20(b) montrent les résultats de mesures pour différentes tailles d'éléments.



**FIGURE 3.20:** Champs de déformation  $\epsilon_{11}$ . Influence de la taille des éléments, (a) de 4 à 20 px, (b) de 24 à 32 px

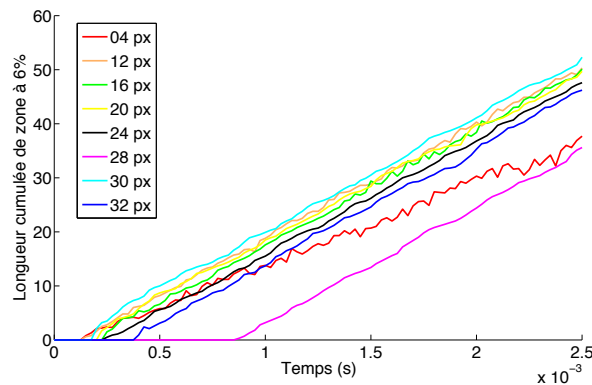


La question est alors de déterminer les bons paramètres de calcul de cette longueur cumulée en fonction du temps et de sa vitesse d'extension. Ces paramètres sont la taille des éléments et le critère du seuil de déformation déterminant si la zone est localisée ou non. Dans un premier temps, il est étudié l'influence la taille d'un élément à critère fixé et ensuite l'influence du critère à taille d'élément fixée.

### 3.2.3 Influence de la taille des éléments sur la mesure.

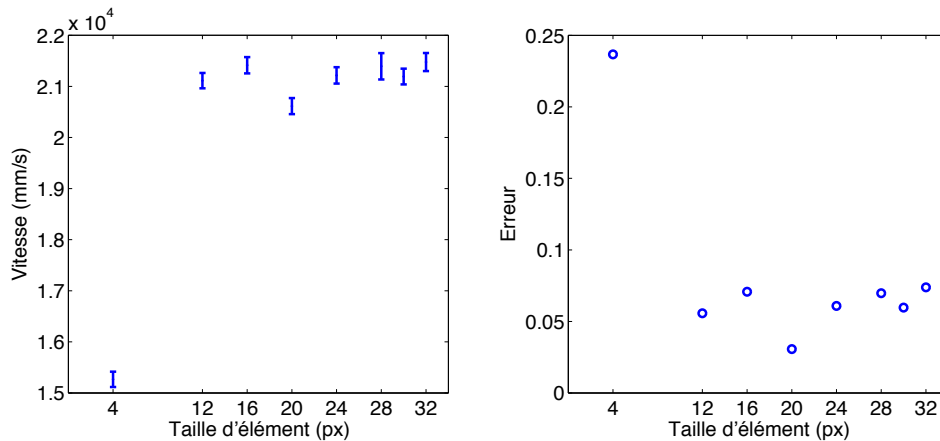
La taille des éléments est importante dans notre cas : trop petite, elle provoque beaucoup de bruit dans les calculs, trop grande, elle risque de lisser une hétérogénéité réelle du champ de déformation. Afin de déterminer quelle taille d'élément il faudrait prendre pour un calcul de ce type, différentes tailles ont été utilisées : 4 px, 12 px, 16 px, 20 px, 28 px, 30 px et 32 px. On voit bien, sur les figures 3.20(a) et 3.20(b), que plus on augmente la taille des éléments, plus la séparation des deux zones (à 0% et à 6%) devient floue. Si on diminue la taille des éléments, on observe du bruit qui peut être caractérisé ici par le fait qu'on obtient des valeurs de déformation négatives.

La vitesse d'augmentation de la zone est calculée en utilisant un critère : toute partie de l'éprouvette dont la déformation longitudinale est au-dessus de ce critère est considérée comme "transformée". Pour calculer cette vitesse, les valeurs des déformations ont été analysées à chaque pas de temps le long d'une ligne dans la longueur de l'image. La ligne considérée est la même que celle utilisée pour l'affichage des figures 3.20(a) et 3.20(b) qui est la ligne centrale de l'image. Dans la littérature, un critère qui a été utilisé pour des méthodes qui utilisent des jauges de déformation était fixé à une déformation de 0.04. L'obtention des vitesses provient alors de l'estimation par le critère des moindres carrés d'une droite passant au mieux par l'évolution temporelle de la longueur cumulée de zones localisées dans l'image. Ce type de droite est présenté à la FIGURE 3.21.



**FIGURE 3.21:** Longueur cumulée de zone à 6% de déformation au cours du temps pour différentes tailles d'éléments.

Les vitesses calculées à partir de ces courbes sont données à la FIGURE 3.22. Ce qu'on peut observer sur cette figure c'est que, mis à part le cas 4 px, la vitesse est à peu près toujours la même, ce qui est normal étant donné que les droites de la figure



**FIGURE 3.22:** Valeur de la vitesse calculée avec barre d'incertitude en fonction de la taille des éléments et erreur par rapport à la valeur réelle.

précédentes sont toutes parallèles. Comme il a été indiqué plus haut, la vitesse théorique de l'augmentation de la zone à 6% de déformation est de 20000 mm/s. Pour une taille d'élément de 4 px, l'erreur est proche de 25%. Pour les autres tailles, l'erreur de calcul est alors située entre 3 et 7%.

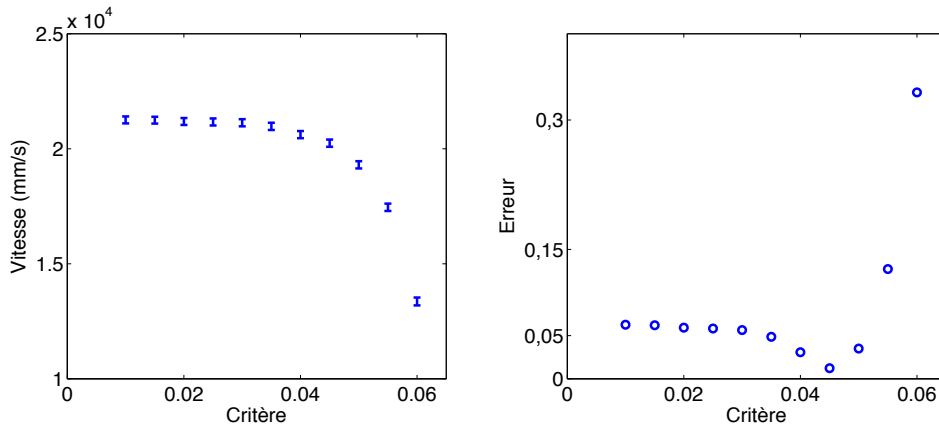
### 3.2.4 Influence du critère choisi

Dans le paragraphe précédent, on a vu que pour une taille d'élément de 20 px on obtient une bonne estimation de la vitesse, avec un critère à 4%. On choisit donc d'étudier l'effet de ce critère pour cette taille d'élément. On fait alors varier la valeur de ce critère de 1% à 6% avec un pas de 0.5%. La vitesse mesurée ainsi que l'erreur de mesure sont montrés à la FIGURE 3.23. On voit ici que le minimum en erreur est atteint pour un critère à 4.5%. Cependant, l'estimation de la vitesse reste correcte pour des valeurs comprises entre 3.5% et 5%.

### 3.2.5 Conclusion sur les paramètres à choisir

La conclusion de cette étude permet, dans un premier temps, de montrer qu'il est possible de mesurer des hétérogénéités de champs de déformations et de vitesses d'extensions de zones de déformation pour une valeur donnée.

Les images utilisées ici sont créées artificiellement. Lors d'un calcul de corrélation d'images d'un cas réel, il faut prendre en compte également la qualité des images de la séquence mais aussi le mouchetis réalisé sur l'éprouvette et de la résolution physique qu'il a été possible d'obtenir. Plusieurs itérations peuvent être effectuées avant de trouver les paramètres de calcul qui permettent d'obtenir une mesure satisfaisante.



**FIGURE 3.23:** Valeur de la vitesse calculée avec barre d'incertitude en fonction du critère et erreur par rapport à la valeur réelle.

### 3.3 Cas d'application

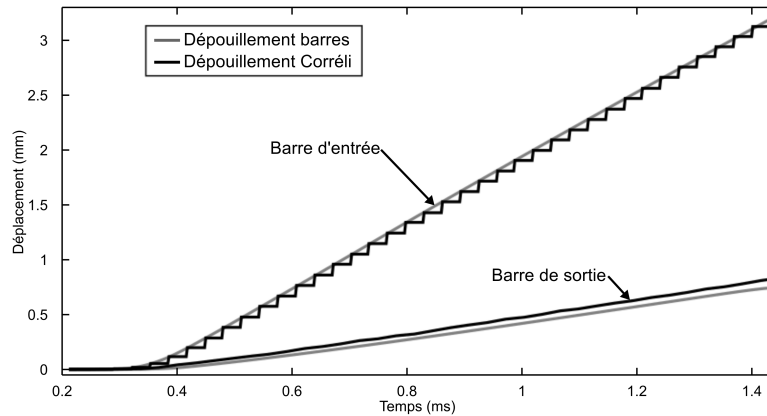
Afin d'illustrer ce que peut apporter l'imagerie rapide pour un essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson, il a été choisi de reprendre le même exemple d'application que celui présenté au chapitre précédent. Les résultats des essais sur l'aluminium PLC n'ont été présentés qu'au niveau de la réponse mécanique du matériau. Aucune mesure concernant la cinématique à la surface de la zone utile n'a été mentionnée. Dans le paragraphe qui suit, on va voir comment la mesure par imagerie rapide a été intégrée à un des essais du chapitre précédent. L'essai qui est repris ici est l'essai sur l'éprouvette à  $45^\circ$ . Les efforts et les vitesses de déformation sont les mêmes.

#### 3.3.1 Comparaison des déplacements mesurés par les deux méthodes

Une fois la mesure des barres obtenues et les images acquises, le dépouillement des signaux de jauges et celui des images s'est fait de manière indépendante, comme indiqué à la FIGURE 3.10. Les images ont été post-traitées avec la version de Corréli qui réactualise la région d'intérêt, et les champs cinématiques ont ainsi pu être obtenus. L'option *tracking* a également été appliquée sur les extrémités de chacune des deux barres, en SI et en SO. On a pu ainsi déterminer par les images le déplacement de la barre d'entrée et de la barre de sortie. Le déplacement de chacune des deux barres a également été obtenu via le post-traitement des signaux de jauges en intégrant dans le temps la mesure de la vitesse en chacune des interface.

La FIGURE 3.24 présente une comparaison du déplacement mesuré avec le post-traitement classique des signaux et celui mesuré avec la corrélation d'images (projeté sur la base de temps du signal de jauge, à 500'000 points par seconde, ce qui explique l'allure escalier de ce signal).

On voit sur cette figure que la correspondance est très satisfaisante pour la barre d'entrée et que pour la barre de sortie il y a un léger écart qui s'accroît avec le temps

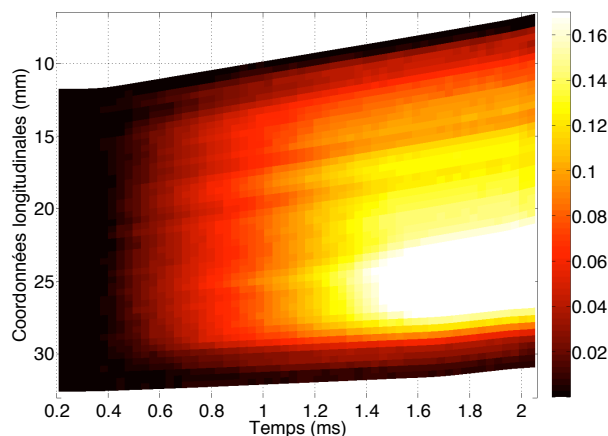


**FIGURE 3.24:** Comparaison des déplacements obtenus par post-traitement des signaux de jauges de déformation et par le mode tracking de Corréli.

mais qui reste convenable. Il est alors possible d'utiliser la corrélation d'image comme méthode complémentaire au post-traitement des signaux de barres.

### 3.3.2 Apport de la corrélation d'image au post-traitement

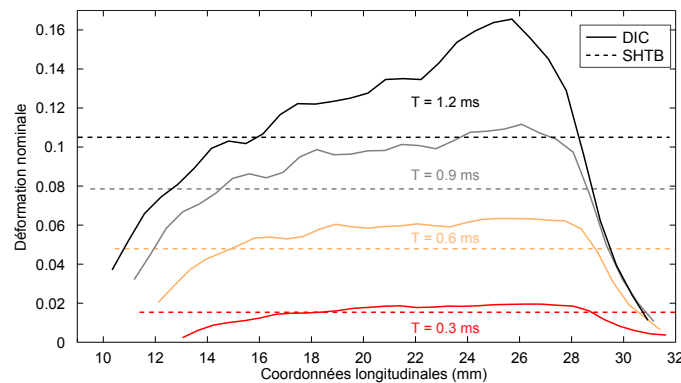
L'apport de l'imagerie rapide et de la corrélation d'images à la mesure des barres a déjà été évoqué : obtenir une mesure entre les deux interfaces barres – éprouvette. Cette mesure permet notamment de savoir comment la rupture s'est produite dans l'éprouvette, s'il y a eu une localisation, quelle est l'allure des champs cinématiques au niveau de la surface utile. La FIGURE 3.25 présente une carte de déformation  $\epsilon_{11}$  en espace et en temps le long d'une ligne de l'éprouvette à  $45^\circ$  pour l'essai à 130 /s.



**FIGURE 3.25:** Carte en espace et en temps de la déformation  $\epsilon_{11}$  le long d'une ligne longitudinale de l'éprouvette à  $45^\circ$  pour l'essai SHTB à 130 /s.

On observe que la déformation est répartie de façon homogène dans les premiers temps du chargement et qu'à partir de 1.4 ms, la striction de l'éprouvette entraîne une localisation de la déformation (zone blanche de la carte). On observe également que les bords de la carte restent à une déformation nulle ou presque : il est alors possible de déterminer quelles sont les limites de la zone utile. Ceci est important pour l'essai de traction dynamique : il est difficile, sans l'imagerie, de déterminer de façon précise la longueur utile de l'éprouvette. La fixation entre les barres et l'éprouvette apportent beaucoup d'incertitudes. Avec la mesure des déplacements obtenue par DIC, il est possible de corriger ces incertitude en faisant correspondre la déformation nominale calculée à partir de ces déplacements et la déformation nominale calculée par les signaux des barres, indépendante à la première mais directement liée à la longueur utile de l'éprouvette renseignée par l'expérimentateur.

La FIGURE 3.26 donne la déformation mesurée par DIC le long de l'éprouvette à plusieurs instants de l'essai et la compare avec la déformation nominale calculée par les barres.

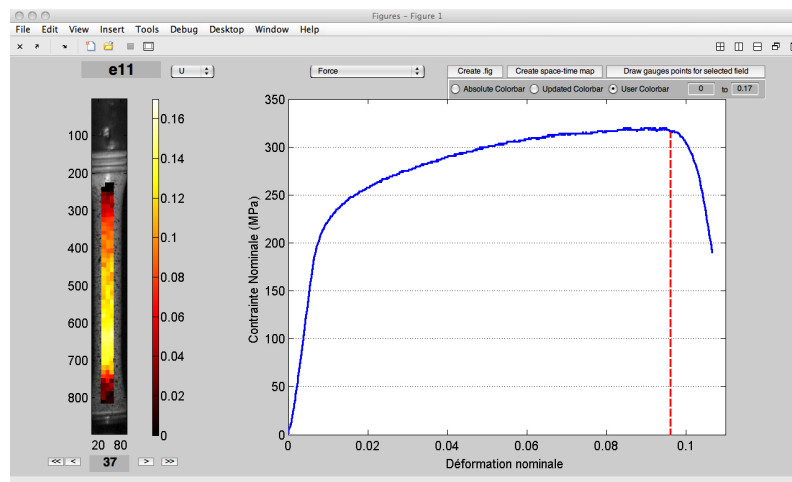


**FIGURE 3.26:** Comparaison entre la déformation mesurée par DIC le long de l'éprouvette et la déformation nominale obtenue par le signal des barres pour plusieurs instants de l'essai SHTB à 130 /s. .

Sur cette figure, on peut constater que l'erreur de mesure de la déformation dans l'éprouvette peut être très grande si on ne dispose pas de mesures locales fournies par la corrélation d'images.

### 3.3.3 Visualisation des résultats

La FIGURE 3.27 donne un exemple de l'interface de visualisation des résultats qui a été développée pendant ces travaux de thèse. On voit, sur la gauche de l'interface, les résultats de corrélation d'images et, sur la droite, les courbes relatives à la réponse mécanique et à la vitesse de déformation appliquée pendant l'essai. Il est alors possible de visualiser, pour chaque image, son champ de déplacement ou de déformation et de savoir à quelle partie de la réponse mécanique il correspond. L'interface permet également



**FIGURE 3.27:** Exemple de l'interface de visualisation des résultats. La barre verticale pointillée sur la courbe correspond aux valeurs de l'effort et de la déformation pour l'image et le champ affichés à gauche.

de tracer les courbes de façon séparée, de régler la barre de couleur de l'affichage des champs (actualisé pour chaque image, absolu par rapport à l'essai complet ou défini par l'utilisateur). Il est également possible, pour un champ considéré de tracer l'évolution temporelle de sa valeur en plusieurs points sélectionnés par l'utilisateur.



# Chapitre 4

## Résultats et analyses des essais sur NiTi

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>L'AMF étudié</b> . . . . .	<b>96</b>
<b>2</b>	<b>Mise en place de moyens d'observation de la transformation martensitique</b> . . . . .	<b>97</b>
2.1	Mesure optique par corrélation d'images : faisabilité . . . . .	98
2.2	Mesure optique sur surface polie . . . . .	106
<b>3</b>	<b>Analyse de la réponse mécanique</b> . . . . .	<b>110</b>
3.1	Ensemble des essais réalisés . . . . .	110
3.2	Courbes de réponses en régime quasi-statique . . . . .	111
3.3	Comportement dans le cas d'un régime dynamique . . . . .	112
<b>4</b>	<b>Effets de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique</b> . . . . .	<b>114</b>
4.1	Evolution de la zone transformée . . . . .	115
4.2	Evolution de la nucléation . . . . .	124
<b>5</b>	<b>Conclusions sur les résultats</b> . . . . .	<b>132</b>

---



Des essais quasi-statiques et dynamiques ont été menés pour analyser le comportement du NiTi lorsqu'il est soumis à des sollicitations dynamiques de traction. On a pu alors vérifier les résultats et analyses déjà apportés par de précédentes études comme la sensibilité à la vitesse de déformation des AMF ou la répartition hétérogène de la déformation dans le matériau lorsqu'il est soumis à des forces extérieures en super-élasticité. Ce que ces essais apportent de nouveau est l'observation de la transformation martensitique en traction via des mesures de champs pour des vitesses de déformations élevées (en comparaison avec celles appliquées dans les études listées au premier chapitre du manuscrit). L'ensemble de ces observations se fait à plusieurs échelles : (i) une échelle macroscopique qui est la courbe de réponse mécanique du matériau, décrite par la déformation nominale et la contrainte nominale, (ii) une échelle intermédiaire pour laquelle il est possible d'observer l'évolution des champs de déformation dans toute la zone utile de l'éprouvette et (iii) une échelle correspondant à la transformation martensitique pour laquelle il est possible d'observer localement comment s'arrangent les zones austénitiques et martensitiques.

## 1 L'AMF étudié

L'alliage à mémoire de forme étudié ici est un NiTi laminé à froid. Les éprouvettes ont été découpées suivant deux axes : l'axe perpendiculaire à la direction du laminage qu'on appellera axe transversal (ou axe T) et l'axe parallèle à la direction de laminage que l'on appellera axe longitudinal (ou axe L). Les fractions massiques du nickel et du titane présents dans le matériau ont une influence sur le comportement de celui-ci. C'est en partie grâce à ces paramètres qu'on peut obtenir des AMF superélastiques à température ambiante ou alors à des températures très différentes.

L'obtention des éprouvettes dans notre cas s'est faite via la collaboration avec l'équipe du Professeur QP Sun de l'Université de Honk Kong. Le choix précis de la composition du matériau a donc été effectué par son équipe. Ainsi, le matériau utilisé est une feuille de NiTi polycristallin, à 55.4 wt% de Nickel et 44.6 wt% de Titane, acheté chez Nitinol Devices & Components (États-Unis). Il est superélastique à température ambiante (23 °C). Les éprouvettes ont été découpées puis polies d'un côté à la polisseuse mécanique en utilisant un papier de verre très fin. Nous verrons par la suite que connaître la rugosité exacte de l'éprouvette n'est pas du tout nécessaire ici. Elle n'a donc pas été mesurée. Le fait de constater qu'elle est presque miroir nous suffit.

Plusieurs tailles d'éprouvette ont été utilisées. Elles sont répertoriées à la TABLE 4.1. On verra par la suite que c'est l'éprouvette la plus longue qui a permis d'observer la propagation d'un front de transformation martensitique sur plusieurs vitesses de sollicitation. Les éprouvettes plus courtes (de longueur utile 30 mm) ont plutôt permis de mettre en avant les différents mécanismes de la transformation martensitique suivant la vitesse de sollicitation appliquée.

Type	Longueur utile	Largeur utile	Épaisseur	Orientation
L60	60	2.6	0.5	axe L
HK51	30	5.1	0.5	axe T
HK26	30	2.6	0.5	axe L et T

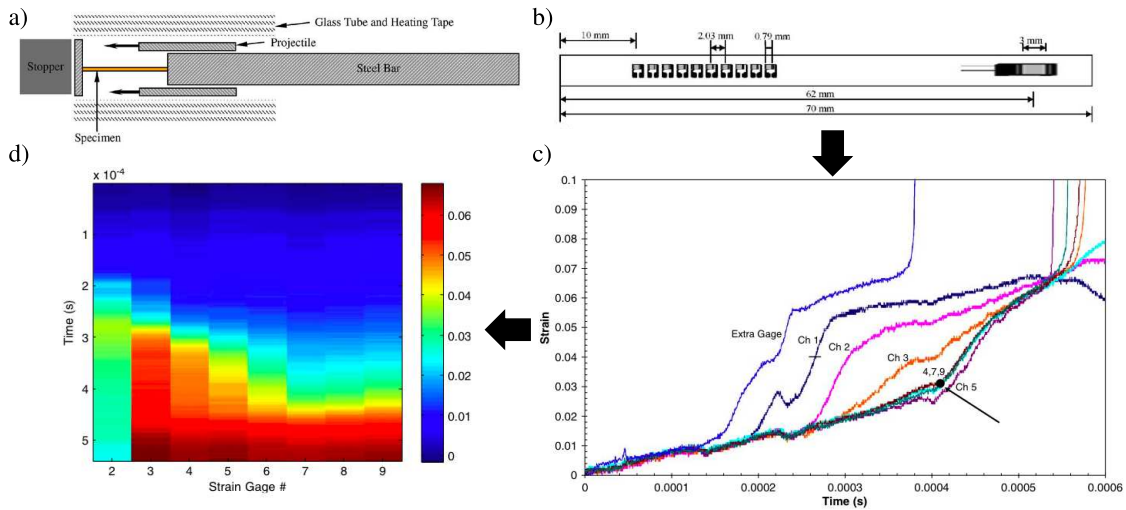
TABLE 4.1: Dimensions nominales des éprouvettes de Nickel-Titane (en mm).

## 2 Mise en place de moyens d'observation de la transformation martensitique

De nombreuses études ont montré que la transformation martensitique et sa transformation inverse créent un état de déformation hétérogène dans le matériau. Ceci se traduit par le fait que la transformation d'une zone austénitique en une zone martensitique crée une augmentation de la déformation dans cette zone (environ 5%). La transformation martensitique peut alors être observée avec des moyens de mesure optique directement grâce à ces effets cinématiques. On cherche alors à mesurer le champ de déformation hétérogène au cours d'essais. Ces mesures, couplées à celle de la contrainte nominale, permettent alors de pouvoir caractériser plus en détail la transformation martensitique afin de pouvoir l'implanter dans un modèle prédictif.

Pour ce qui est du cas quasi-statique, de nombreuses études ont déjà été réalisées. Un recensement non exhaustif a été présenté au chapitre 1. En revanche, dans le cas dynamique, peu de choses ont été produites. A notre connaissance, la mesure de champ n'a jamais été appliquée pour des vitesses de déformations plus hautes que quelques dixièmes d'unités par secondes. Cependant, une étude utilisant des microjauges de déformation a été réalisée. Le suivi de la déformation dans l'éprouvette se fait uniquement sur une zone ciblée. Les résultats de [Niemczura et Ravi-Chandar, 2006] sont exposés à la FIGURE 4.1.

On peut voir que pour observer la cinématique de la transformation, les auteurs ont privilégié un affichage spatio temporel (FIGURE 4.1(d)). La zone bleue (en haut) correspond à la zone austénitique et la zone rouge correspond à la zone martensitique. L'avantage de ce système est qu'il permet d'avoir une quantité importante d'informations en temps (liée à la fréquence d'acquisition des données) pour un point de l'espace donné de l'éprouvette. L'inconvénient est que la mesure est une moyenne locale sur 1 mm dans ce cas-là, que les jauges sont espacées de 2.71 mm et que la mesure ne concerne qu'une petite partie de la partie utile. La discontinuité prononcée entre ces mesures et la taille des jauges ne permet pas de conclure de façon certaine sur le fait que l'on observe une bande de transformation qui se propage ou alors un grand nombre de sites de nucléation qui apparaissent, inférieurs à la taille des jauges, donnant au signal de jauges de la FIGURE 4.1(c) cet effet d'augmentation progressive de la déformation avant d'augmenter fortement. La mesure de la vitesse d'extension de la zone transformée est effectuée en mesurant le temps entre deux dépassements d'une valeur fixée à 0.04 entre deux jauges consécutives. Bien que cette méthode de mesure soit valide, il n'en reste pas moins que le fait de ne pas savoir ce qu'il se passe dans le reste de l'éprouvette fait qu'il faut émettre des réserves sur les



**FIGURE 4.1:** Résultats d'un essai de traction dynamique, d'après [Niemczura et Ravi-Chandar, 2006]. Vitesse de déformation de l'ordre de 40 à 90 /s. (a) Dispositif de traction dynamique par énergie cinétique. (b) Position des jauges de déformation sur l'éprouvette et dimensions. (c) Obtention des signaux de jauges. (d) Récapitulation des résultats sous forme d'une carte numéro de jauge - temps.

résultats : la zone transformée peut très bien s'étendre ailleurs que dans la zone des microjauge. Ce qui pourrait expliquer que les vitesses mesurées par les auteurs ont une étendue assez large : la zone transformée augmente à une vitesse variable dans le temps, située entre 37 m/s et 370 m/s.

Recourir à des méthodes de mesure de champ via des moyens optiques peut être une solution pour avoir une vision d'ensemble de ce qui se passe et pour pouvoir quantifier au maximum la cinématique de la transformation martensitique. En associant ces mesures avec les mesures mécaniques (mesure de la contrainte nominale), il est alors possible d'exploiter au mieux ces essais de caractérisation du comportement des AMF. Dans cette étude, il a donc été décidé d'utiliser deux grand types de mesure : la première est l'utilisation de la corrélation d'images, développée au chapitre précédent, la seconde est l'observation de l'évolution de la rugosité de la surface polie de l'éprouvette. La mesure par thermographie infrarouge s'est révélée également nécessaire. Ce type de mesure a beaucoup été utilisé pour observer et caractériser la transformation martensitique en quasi-statique. La mesure infrarouge est alors utilisée pour valider les calculs de corrélation d'images de cette étude.

## 2.1 Mesure optique par corrélation d'images : faisabilité

La méthode de corrélation d'images utilisée pour cette étude est celle décrite au chapitre 3. Les alliages à mémoire de forme subissent une déformation nominale allant jusqu'à 8% et les essais de traction déplacent l'éprouvette avec un mouvement de corps rigide. Un changement régulier de la taille et de la position de la région d'intérêt initia-

lement choisie pour un calcul est donc nécessaire. Afin de pouvoir valider définitivement l'utilisation de la corrélation d'images pour les essais dynamiques, il a fallu d'abord étudier la faisabilité d'une telle mesure. Pour cela, il a été choisi de comparer ces mesures avec des mesures de thermographie infrarouge qui, via le fait que la transformation est exothermique, localisent directement sur la surface de l'éprouvette les fronts de transformation.

Pour cette étude de faisabilité, l'éprouvette de type L60 (cf TABLE 4.1) a été utilisée. Un mouchetis de peinture est appliqué sur un côté de l'éprouvette. Sur l'autre côté, il a été disposé du noir de carbone afin de pouvoir réaliser des mesures de thermographie (détaillées à la section 2.1.2). Les essais sont réalisés sur la machine de traction électromécanique. Ses caractéristiques sont détaillées en TABLE 4.2 et le montage adopté est donné à la FIGURE 4.2.

Acquisition optique	Canon EOS et caméra infrarouge CEDIP
Fréquence d'acquisition	0.25 im/s (EOS) 25 im/s (IR)
Résolution optique	3474 px·2314 px
Résolution spatiale	0.026 mm/px
Taille d'élément	30 px x 30 px
Taille physique d'un élément	0.78 mm
Vitesse de déformation	$1.4 \cdot 10^{-4}$ /s
Machine d'essai	Instron électromécanique

TABLE 4.2: Caractéristiques de l'essai de faisabilité pour la corrélation d'image.

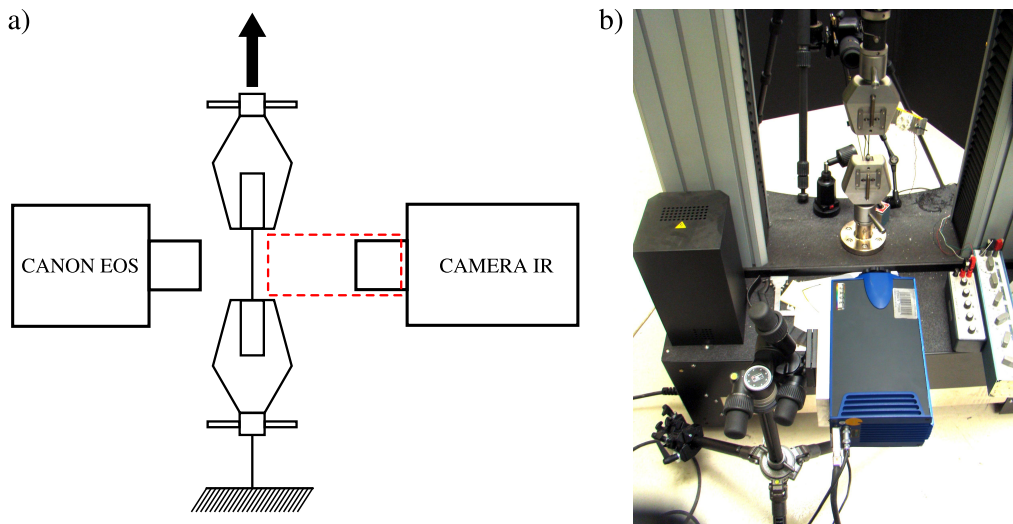
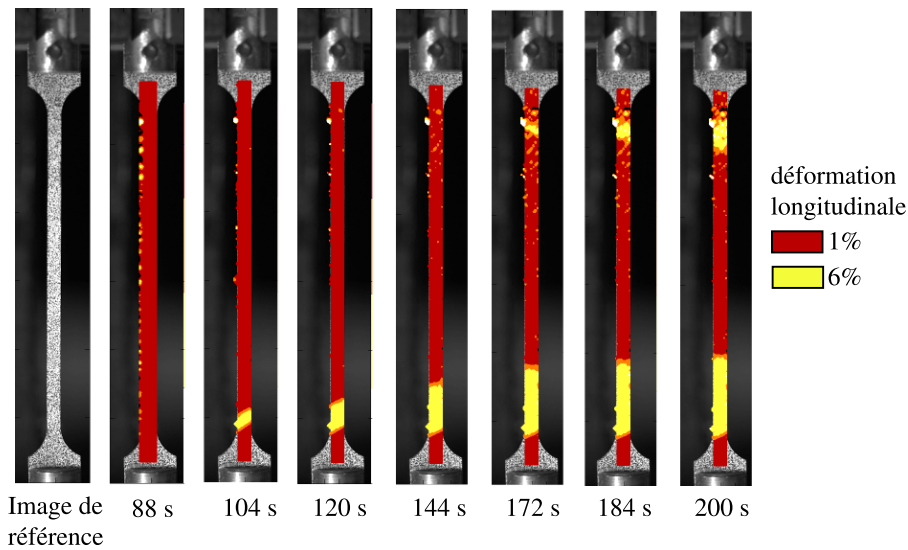


FIGURE 4.2: Montage expérimental pour la mesure optique et infrarouge.

### 2.1.1 Premiers résultats de corrélation d'images

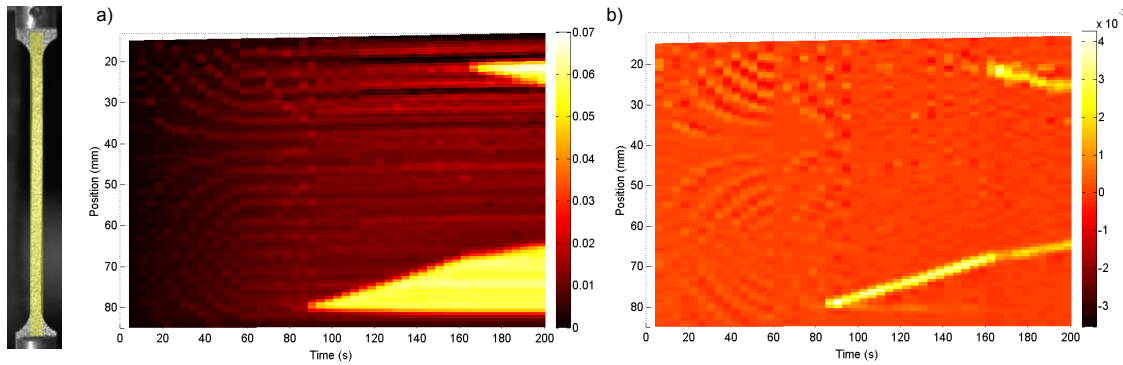
Les premiers calculs de corrélation d'image, mis sous forme de carte de déformation espace-temps à la FIGURE 4.3, montrent une hétérogénéité des champs de déformation dans l'éprouvette au cours de l'essai. On peut alors distinguer nettement deux types de zones : une dont la déformation est de l'ordre de 1%, l'autre dont la déformation est de l'ordre de 6%. Au vue de la littérature, la première zone doit correspondre à de l'austénite et la seconde zone à de la martensite  $M_{\sigma}$  (induite par la contrainte).



**FIGURE 4.3:** Champs de déformation dans l'éprouvette pour plusieurs dates données de l'essai.

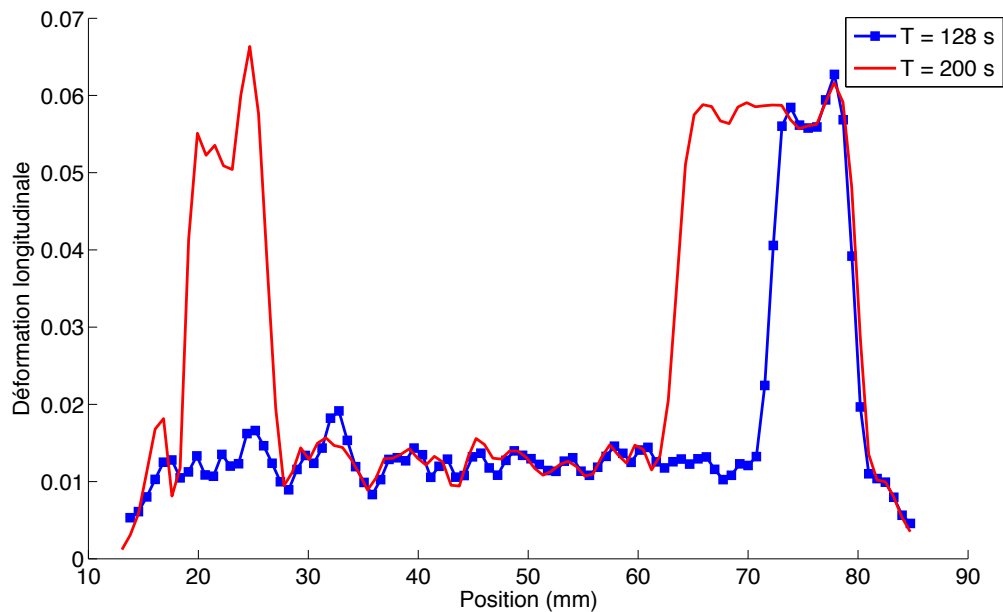
Ces premiers résultats montrent ce qu'ont déjà observé [Shaw et Kyriakides, 1995] : deux fronts de transformations sont créés et se propagent en agrandissant les zones martensitiques sans créer de nouveaux sites de nucléation. Bien sûr il n'est pas possible de conclure sur le nombre de fronts de transformation apparaissant puisque la déformation nominale appliquée à l'éprouvette est ici de 2% (loin des 6% de la fin du plateau de transformation). Il est alors intéressant de tracer une carte spatio-temporelle de la déformation longitudinale au cours du temps, le long de l'axe central de l'éprouvette. Elle est représentée FIGURE 4.4a, l'axe des abscisses étant le temps et l'axe des ordonnées la position de la mesure donnée sur l'image déformée (coordonnée lagrangienne, repère immobile). Cette représentation met bien en valeur l'effet d'extension de la zone transformée. Sur la FIGURE 4.4b, on retrouve l'évolution de la dérivée de cette transformation qui est nulle partout où il n'y a pas de transformation et non nulle au niveau de la transition entre zone à 1% et zone à 6%.

La déformation longitudinale le long de l'éprouvette est tracée à la FIGURE 4.5 pour deux temps différents de l'essai :  $T = 128$  s qui correspond à quelques instant après l'apparition de la première zone martensitique et  $T = 200$  s qui correspond à quelques instant après l'apparition de la seconde zone martensitique. Les deux zones sont alors bien dis-



**FIGURE 4.4:** Construction des cartes temporelles. a) Déformation longitudinale. b) Vitesse de déformation longitudinale.

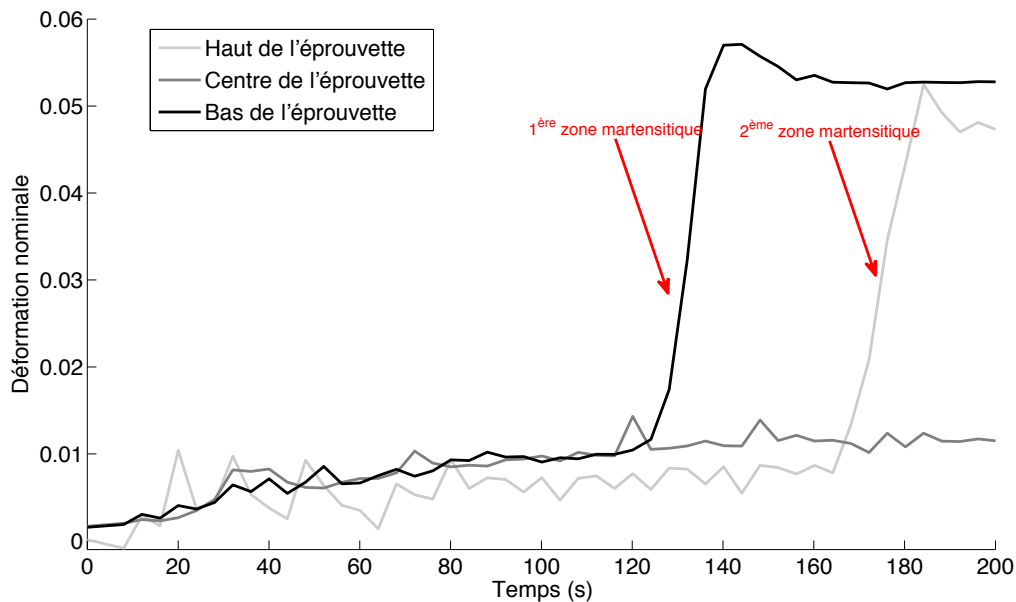
tinctes. On peut noter que le niveau de déformation reste à peu près constant dans chacune des deux parties. On pose  $\epsilon_A$  comme étant la déformation dans la partie austénitique et  $\epsilon_M$  comme étant la déformation dans la partie martensitique. Sur la FIGURE 4.5, on a  $\epsilon_A = 0.012$  environ et  $\epsilon_M = 0.06$  environ. Ceci correspond aux valeurs de la déformation nominale pour les début et fin de la phase plateau de la courbe contrainte/déformation.



**FIGURE 4.5:** Répartition de la déformation longitudinale le long de l'éprouvette à deux instants de l'essai de faisabilité.

Sur la FIGURE 4.6, on a représenté la déformation au cours du temps pour trois points de l'éprouvette. Ces points sont en fait des éléments du maillage de Corréli. Un élément a quatre noeuds pour lesquelles on connaît les déplacements. Ces éléments sont Q4, c'est-à-

dire que pour obtenir le déplacement à l'intérieur de l'élément, on effectue une interpolation linéaire sur les quatre noeuds. Pour ce qui est de la déformation nominale, c'est celle de l'élément considéré. C'est donc une valeur moyenne sur l'élément. La taille physique initiale d'un élément dans ce cas-ci est de 0.78 mm par 0.78 mm (cf TABLE 4.2). Cela revient à considérer un élément comme une jauge de déformation virtuelle de 0.78 mm par 0.78 mm. Les points choisis pour la FIGURE 4.6 sont choisis de façon à ce que le bas de l'éprouvette soit représenté par un élément qui voit apparaître la première zone martensitique, que le centre de l'éprouvette soit représenté par un élément pour lequel il n'y a pas de transformation et enfin que le haut de l'éprouvette soit représenté par un élément qui voit apparaître la seconde zone martensitique. On observe alors que, comme



**FIGURE 4.6:** Répartition de la déformation longitudinale le long de l'éprouvette à deux instants de l'essai de faisabilité.

à la FIGURE 4.5, il y a deux niveaux de déformation : un à peu plus de 1% et l'autre à peu moins de 6%. Le passage de 1% de déformation à 6% de déformation se fait, dans les deux cas en 4 points de mesure, soit  $4 \cdot (1/0.25) = 16$  s. Même si cela correspond au temps que met un élément à basculer de la zone austénitique à martensitique, il n'est pas rigoureux ici d'en tirer une conclusion sur la vitesse d'extension de la zone martensitique dans l'élément puisque le temps mesuré a une résolution de 4 s (la fréquence d'acquisition des images est de 0.25 im/s).

### 2.1.2 Mesure infrarouge

La transformation martensitique étant une transformation exothermique, il est possible de localiser où se trouve le front de transformation pendant un essai à l'aide d'une caméra

infrarouge. Comparer cette mesure avec celle obtenue en corrélation d'images revient à comparer les résultats de deux moyens indépendants sur une même mesurande. C'est en ce sens que la thermographie apparaît ici comme un moyen de validation de notre technique de corrélation d'images.

Cette mesure n'est utilisée que pour l'essai de faisabilité. Une des raisons de ne pas y concentrer beaucoup d'efforts est que la caméra infrarouge à disposition au laboratoire ne permet pas de faire d'acquisition satisfaisante à des fréquences suffisamment élevées pour les essais dynamiques. Les essais dynamiques à mettre en oeuvre pour le NiTi dans cette étude nécessitent des fréquences d'acquisition supérieures à 45'000 im/s en ce qui concerne les caméras rapides optiques. Pour la caméra infrarouge, seulement quelques pixels du capteur sont utilisables pour une fréquence maximum de 9000 Hz (la résolution diminue avec l'augmentation de la cadence). À cela il faut ajouter des incertitudes sur la mesure de température à cette fréquence : le temps d'intégration pour les capteurs de la caméra infrarouge est très discutable à ces vitesses, on ne sait pas si le temps pour capter des photons est suffisant et si la mesure de la température obtenue est réaliste.

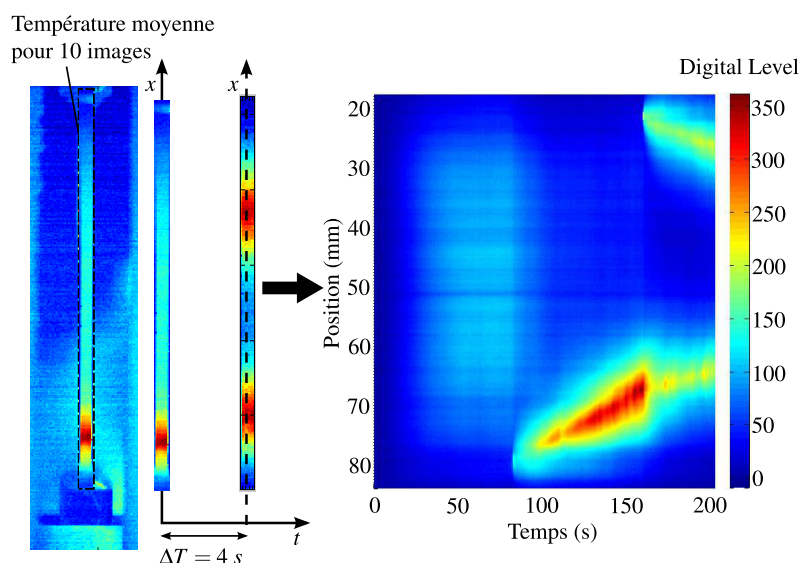
Le principe de la mesure infrarouge est donc fondé sur la mesure d'émission de photons des objets visés. Cette quantité est exprimée de manière primaire en DL (Digital Level). Pour obtenir la température en Kelvin, il est nécessaire de passer par un étalonnage établissant une fonction polynomiale croissante qui dépend de la plage de température observée et qui permet le lien entre les DL et les K. Dans notre cas, comme nous ne désirons connaître que des élévations ou des baisses de température, la simple lecture des DL est suffisante : son accroissement correspond à un accroissement de température à la surface de l'éprouvette et sa diminution à une diminution de la température. Afin de pouvoir mesurer au mieux cette émissivité, il faut ajouter sur l'éprouvette un revêtement très émissif si le matériau mesuré ne l'est pas. Du noir de carbone a donc été déposé sur la surface de l'éprouvette. La température n'est alors pas mesurée du même côté que la corrélation d'image (qui nécessite un mouchetis). Toutefois, on pourra comparer les deux mesures en les synchronisant en espace et en temps. En effet, l'épaisseur de l'éprouvette utilisée étant très faible ( $51 \mu\text{m}$  à  $\pm 2 \mu\text{m}$ ), on peut faire l'hypothèse que ce qu'il se passe d'un côté de l'éprouvette se passe également de l'autre.

Le fait de disposer les mesures des deux côtés permet également d'assurer un point technique de l'essai : les axes des objectifs des caméras doivent être le plus perpendiculaire possible à la surface de l'éprouvette. Pour éviter au maximum les réflexions et émissions d'autres corps, des panneaux noirs ont été disposés autour de l'essai, un boîtier noir a également été placé entre l'éprouvette et la caméra infrarouge. Ce boîtier en forme de tunnel permet de faire un masque de tout ce qui se trouve autour de l'éprouvette et de toutes les émissions qui ne sont pas perpendiculaires à l'axe optique. La FIGURE 4.2 récapitule le dispositif expérimental employé.

L'acquisition de la caméra IR se fait à 25 im/s, celle de l'appareil photo à 0,25 im/s. Afin de pouvoir comparer les mesures, on synchronise les départs d'acquisition des deux moyens. Une fois l'enregistrement infrarouge réalisé, on extrait des mesures de température à un intervalle fixe de 4 s, ceci pour être coordonné à l'appareil photo numérique. Chaque extrait est une image de température moyennée sur 10 images (soit  $10/25 = 0,4$  s)



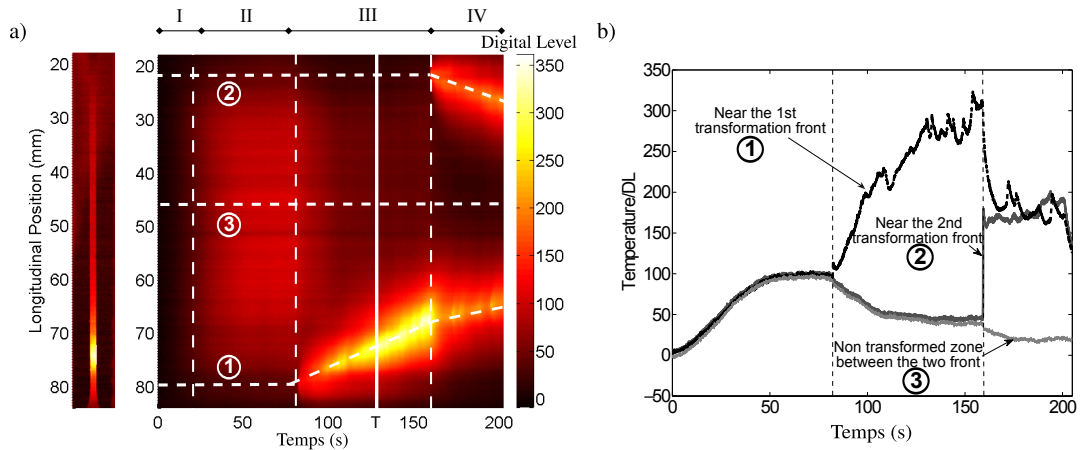
pour chaque pixel. Cette moyenne est pertinente puisque le déplacement imposé est de 0.01 mm/s, soit un déplacement maximum 40  $\mu\text{m}$  pour 10 images, correspondant à moins d'un huitième de pixel (1 px = 270  $\mu\text{m}$ ). Ensuite, comme l'indique la FIGURE 4.7, on utilise la température située sur l'axe longitudinal de l'éprouvette, symbolisé par la ligne pointillée sur la FIGURE 4.7 pour enfin construire une carte spatio-temporelle de l'évolution de la température le long de cette ligne comme celle construite avec la corrélation d'image (cf FIGURE 4.4).



**FIGURE 4.7:** Acquisition de la température à la surface de l'éprouvette : toutes les 4 secondes, température moyenne pour 10 images le long de l'axe de l'éprouvette.

La carte espace-temps obtenue peut alors se décomposer en plusieurs étapes décrites à la FIGURE 4.8 :

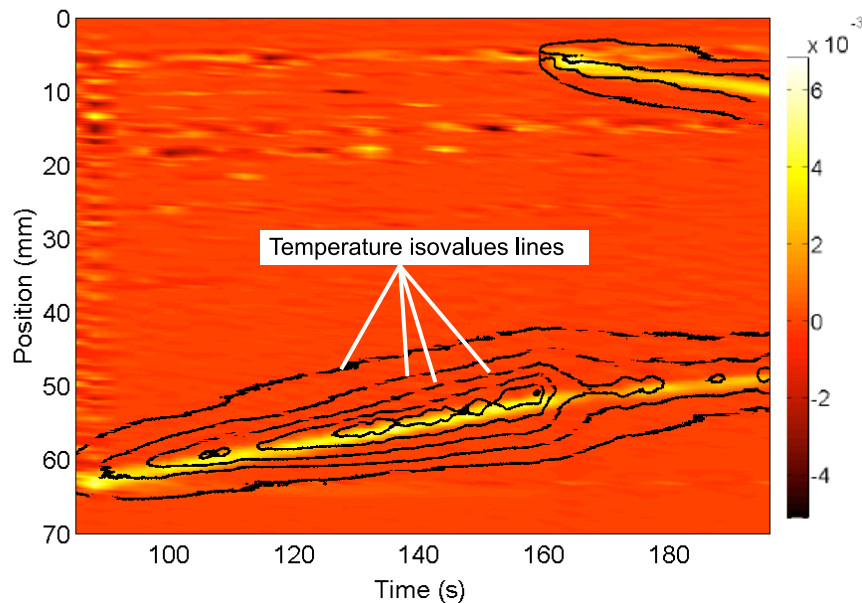
- I. Début de l'essai, l'éprouvette n'est pas encore chargée.
- II. L'éprouvette se déforme de façon homogène. On voit que pendant cette phase la température augmente légèrement. Ceci est attribué au fait que la transformation martensitique est déjà en train de se faire.
- III. Un premier front de transformation bien distinct apparaît. Sur la FIGURE 4.8(b), on voit qu'il y a une très forte hausse de la température, localement suivant le chemin ①. Sur les deux autres chemins tracés, la température diminue. Cette baisse de température est due aux échanges thermiques avec les zones environnantes, elle ne correspond pas à une transformation inverse : les résultats de la FIGURE 4.4(b) faisant état de la vitesse de déformation montrent bien qu'à ce moment de l'essai cette vitesse est nulle en dehors de ce front de transformation.
- IV. Un second front de transformation apparaît. On voit que ce front induit une hausse de température sur le chemin ② et une baisse de température du chemin ① qui atteignent alors un même niveau. Sur le chemin ③, la température continue de baisser.



**FIGURE 4.8:** Evolution de la température au cours de l'essai. (a) Carte spatio-temporelle de la température, en Digital Level. (b) Evolution de la température en trois points de l'éprouvette, en Digital Level.

### 2.1.3 Comparaison des deux mesures

On a vu que les résultats en corrélation d'images et en infrarouge présentent des similitudes. Les deux résultats sont superposés à la FIGURE 4.9. Les lignes en noir sont des isovaleurs de température (ou Digital Level). Les zones où les lignes sont les plus serrées

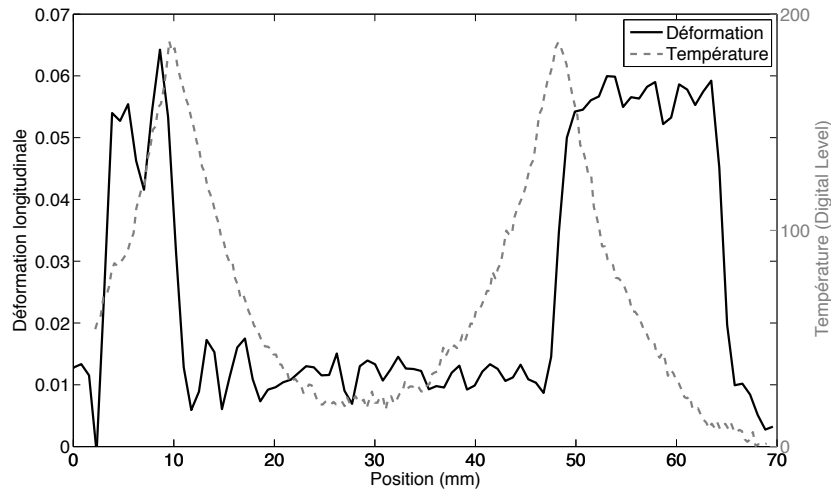


**FIGURE 4.9:** Superposition des isovaleurs de plus hautes températures (lignes noires) et de la vitesse de déformation.

correspondent aux zones où la température est la plus élevée. On constate ainsi que le front

de transformation (caractère exothermique de la transformation martensitique) coïncide avec les zones de l'éprouvette où la vitesse de déformation est non nulle. L'utilisation de la corrélation d'images pour observer la transformation est alors validée.

La FIGURE 4.10 montre la position des pics de température à  $T = 200$  s. On constate que les pics de température sont bien sur les bords "intérieurs" de chacune des zones. Il n'y a pas de propagation de la transformation vers l'extérieur de l'éprouvette, les rayons de raccordement aux extrémités de l'éprouvette empêchent la transformation.



**FIGURE 4.10:** Déformation et température le long de l'axe longitudinal de l'éprouvette à l'instant  $T=200$  s de l'essai de faisabilité.

## 2.2 Mesure optique sur surface polie

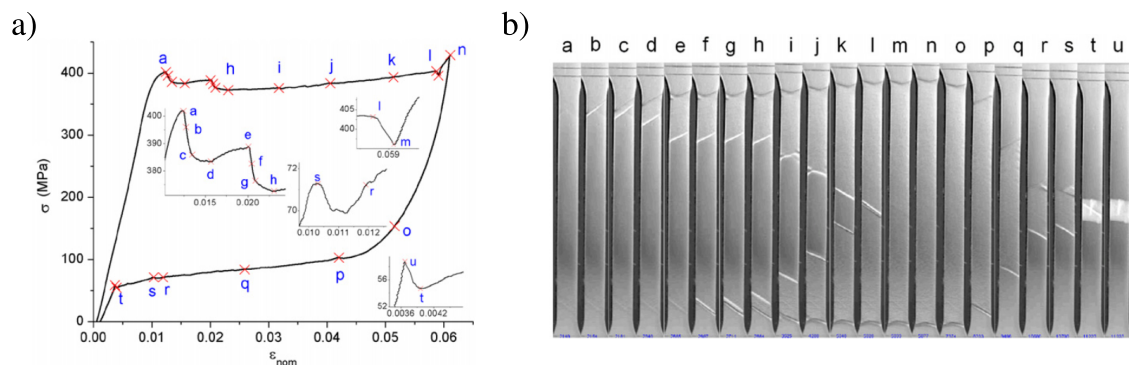
Il a été vu précédemment que, au lieu d'utiliser une mesure de champ (corrélation d'image, thermographie infrarouge), [Shaw et Kyriakides, 1997] ont employé une méthode binaire pour considérer une zone comme transformée ou non en appliquant sur la surface de l'éprouvette un revêtement d'oxyde très fragile qui casse lorsque la déformation devient trop importante. L'information que l'on retient est que si le revêtement est brisé, la déformation locale est très grande et que s'il est intact, la déformation locale reste faible. Il est alors possible de déterminer si une zone a été transformée ou pas.

Le désavantage de cette technique est qu'elle nécessite l'application du revêtement à chaque essai et pour chaque charge ou décharge. Ainsi, il n'est pas possible d'observer la transformation martensitique dans l'éprouvette pour un cycle complet sans avoir à prendre en compte la relaxation dans l'éprouvette qui peut se produire pendant le temps de pose du nouvelle couche d'oxyde avant la décharge.

Une autre technique est d'observer directement la surface. Le principe est de partir d'une surface d'éprouvette polie ([Zhang *et al.*, 2010]). Lorsqu'une zone de l'éprouvette se déforme de plusieurs %, la surface polie est dégradée. Après la décharge, lorsque la

déformation dans cette zone redevient nulle, la surface redevient polie comme au début. Ce changement d'état de surface est visible car la lumière envoyée pendant l'essai depuis un point fixe n'est pas réfléchi de la même façon suivant que la partie de l'éprouvette est polie ou non. Cet effet met en valeur le relief de l'éprouvette : les parties en creux (surfaces dégradées) sont des zones transformées et les parties les plus hautes (surfaces polies) sont des zones encore austénitiques. La transformation martensitique étant complètement réversible, l'état de surface redevient comme il était au départ en fin de décharge. On peut donc observer la transformation inverse sans temps de pause ou d'application d'autre produit pendant un essai.

La FIGURE 4.11 montre la forme que peut prendre ce type de mesure. Les auteurs ([Zhang *et al.*, 2010]) arrivent alors à identifier les zones encore austénites des zones transformées en martensite.



**FIGURE 4.11:** Réponse macroscopique contrainte-déformation (a) synchronisée à la morphologie de la surface de l'éprouvette (b) à la vitesse de déformation de  $3.3 \cdot 10^{-4}$  /s. D'après [Zhang *et al.*, 2010]

### 2.2.1 Possibilités apportées par cette mesure pour l'étude

L'observation directe de la transformation martensitique apporte le même inconvénient que celle de [Shaw et Kyriakides, 1997] : on ne quantifie pas ce qu'il se passe en terme de déformations. Cependant, l'intérêt de l'utiliser ici est triple :

- c'est une mesure redondante de la transformation martensitique, indépendante de la mesure par corrélation d'images et la mesure infrarouge,
- elle peut permettre d'observer des zones transformées inaccessibles par la corrélation d'images comme, par exemple, dans le cas où une bande de martensite est beaucoup plus fine qu'une taille d'élément de maillage  $Corréli^{lmt}$  mais au moins aussi large qu'un pixel,
- elle permet enfin de pouvoir observer la surface de l'éprouvette avec des agrandissements plus grands que pour la corrélation d'image, dont l'agrandissement à l'aide d'objectifs est limité par la taille réalisable des taches du mouchetis.

Pour ce type d'observation, des essais de faisabilité ont également été réalisés pour savoir si les moyens disponibles au laboratoire permettaient de faire des mesures satisfaisantes. La mesure optique est réalisée avec une caméra rapide PHOTRON SA5. Cette caméra assure une cadence d'acquisition suffisamment élevée pour pouvoir observer dans les détails le déroulement d'un essai. On l'utilise alors pour les essais dynamiques comme pour les essais à basse vitesse. Ceci permet de ne pas changer d'instrument de mesure entre deux gammes de sollicitation et pouvoir espérer retrouver des configurations d'essais similaires entre ces deux gammes.

### 2.2.2 Le protocole de mesure

On a cité plus haut les avantages de la mesure sur surface polie (observation naturelle, entre autres). Elle apporte également son lot d'inconvénients, mais qui sont plutôt d'ordre technique. En effet, n'étant pas du tout une mesure standard au laboratoire, il faut beaucoup de temps pour la mettre au point avant un essai. Ceci passe surtout par le réglage de l'éclairage. Comme on observe la réflexion de lumière sur l'éprouvette afin de détecter des *creux* et des *plats* sur sa surface, on ne peut pas placer l'objectif optique de façon colinéaire à la normale de la surface utile. Pour récupérer la lumière réfléchie, il faudrait placer la source lumineuse sur le même axe. L'éprouvette étant polie, elle agit presque comme un miroir. L'intensité lumineuse renvoyée au capteur optique est alors trop forte. Même en jouant sur l'obturation de lumière de l'objectif on n'obtient pas résultat satisfaisant. Le moyen de mesure optique utilisé doit alors avoir son axe placé dans un plan de normale l'axe principal de l'éprouvette. On forme alors un angle  $\theta_{optique}$  entre la normale à la surface de l'éprouvette réputée plane et l'axe de l'objectif optique, dans le plan décrit juste avant. On place alors une source lumineuse à un même angle mais de signe opposé. Ceci est synthétisé sur la FIGURE 4.13.

### 2.2.3 Premières observations

Deux échelles d'observation ont été mises en place pour ce type de mesure. Une première pour laquelle toute l'éprouvette est capturée. Une seconde sur laquelle on zoome sur la surface de l'échantillon. Etant donné qu'on utilise les caméras rapides pour ces mesures, la taille du capteur est beaucoup plus limitée : le maximum est de 1024 px · 1024 px. La première échelle donne alors une taille physique du pixel de l'ordre de 50  $\mu\text{m}$ , la seconde échelle donne, quant à elle, une taille physique du pixel de l'ordre de 10  $\mu\text{m}$ . La FIGURE 4.13 montre le type d'image qu'il a été possible d'obtenir : en a) à l'échelle de l'éprouvette (de longueur utile 30 mm pour ce cas), en b) à une échelle plus proche de la transformation martensitique (seconde échelle).

### 2.2.4 Difficulté d'obtention d'images de bonne qualité en dynamique

Cette technique est assez simple à mettre en oeuvre dans le cas de chargement quasi-statique : même si les angles de lumière sont difficiles à obtenir au début d'une campagne

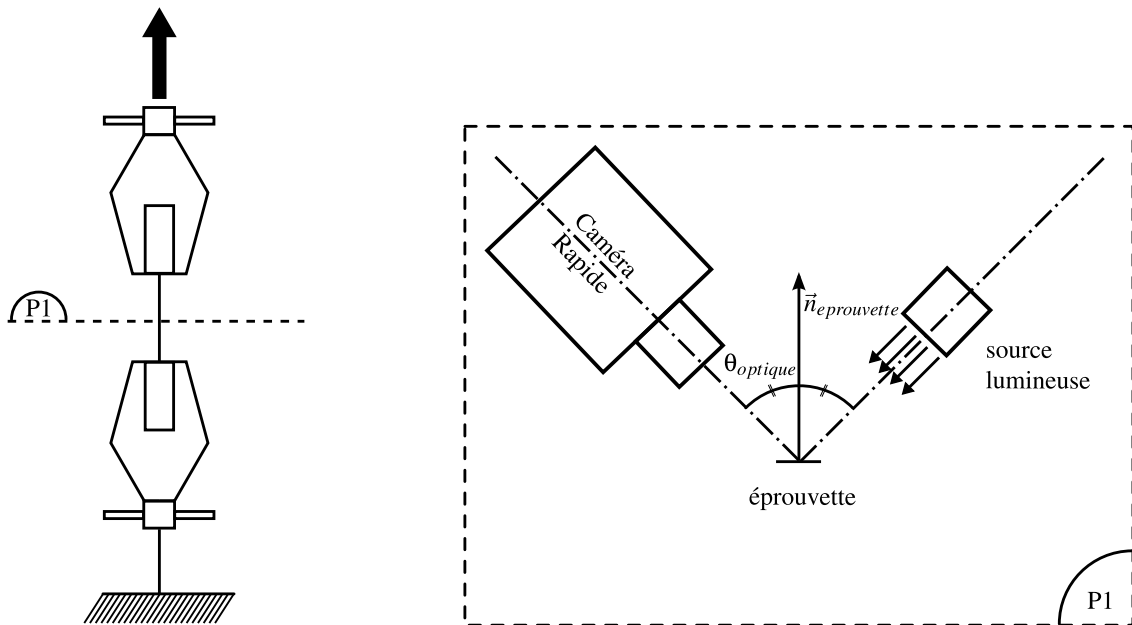


FIGURE 4.12: Disposition de la mesure optique et de la source lumineuse pour l'observation de l'évolution de l'état de surface de l'éprouvette

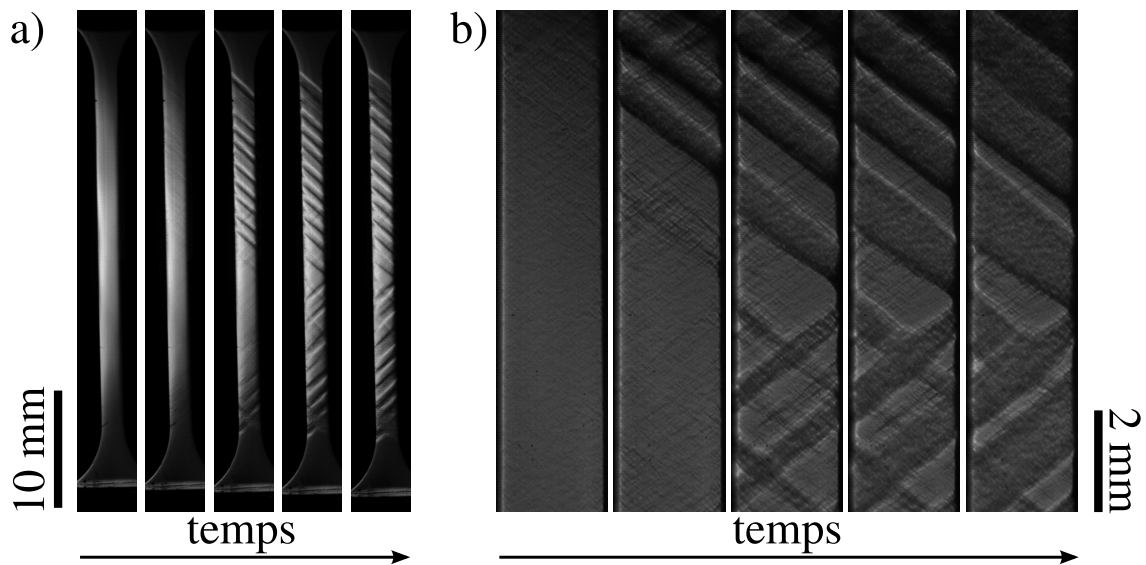


FIGURE 4.13: Essai sur NiTi polycristallin à  $3 \cdot 10^{-2}$  /s : a) échelle de l'éprouvette b) échelle de la transformation martensitique.

d'essai, ceux-ci restent ensuite fixes, la position de la surface de l'éprouvette étant très répétable.

En ce qui concerne les essais en configuration SHTB, il faut, au contraire, effectuer un nouveau réglage à chaque essai. Comme les cadences d'acquisition d'images sont élevées, l'apport en lumière doit aussi être important. La conséquence est qu'il est difficile

de trouver le bon équilibre d'éclairage parce que la surface polie de l'éprouvette est très réfléchissante. Si l'éclairage est trop important, les bandes de transformation ne peuvent pas être observées. C'est pourquoi la qualité des acquisitions a été très aléatoire au cours de ces travaux de thèse en ce qui concerne cette mesure. La FIGURE 4.14 montre ces différences de qualité pour une même campagne d'essai. Cette dispersion de la qualité



**FIGURE 4.14:** Variation de la qualité de l'acquisition des images pour des mesures optiques directes sur surfaces polies.

est principalement due à l'alignement et à la rotation entre la barre d'entrée et la barre de sortie qui peut faire varier légèrement l'orientation de la surface de l'éprouvette. Le contraste étant très sensible à cette orientation, il est parfois difficile de garantir les bonnes conditions d'acquisition pour chaque essai de traction dynamique.

### 3 Analyse de la réponse mécanique

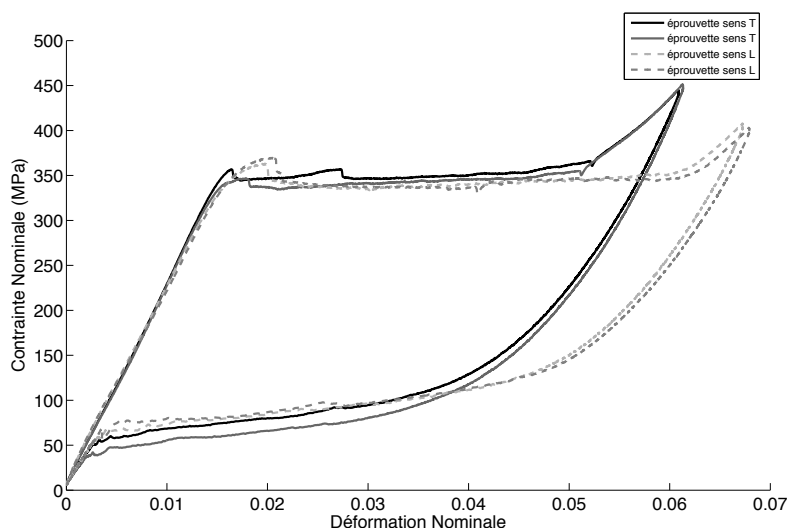
Dans un premier temps, il a fallu identifier les caractéristiques mécaniques du matériau : le module d'Young pendant la phase élastique de l'austénite, le seuil de transformation, la valeur de la déformation en fin de plateau. Pour cela, des essais quasi-statiques ont été réalisés. Ensuite, on a étudié la réponse de l'alliage à des sollicitations dynamiques en faisant appel à la machine hydraulique MTS pour les vitesses intermédiaires (quelques centaines de mm/s au maximum) et aux barres de Hopkinson en traction pour les plus hautes vitesses de cette étude (de 1 m/s à 5 m/s).

#### 3.1 Ensemble des essais réalisés

Les essais présentés dans cette étude portent sur deux géométries différentes. L'utilisation de chacune de ces géométries s'est faite pour mettre en valeur un point différent de la transformation martensitique. Pour résumer, l'éprouvette L60 (zone utile de  $60 \times 2.6 \times 0.5 \text{ mm}^3$ ) a servi à l'étude de la propagation de la transformation martensitique et l'éprouvette HK26 (zone utile de  $30 \times 2.6 \times 0.5 \text{ mm}^3$ ) a permis d'étudier plus en profondeur le comportement de l'alliage et de la transformation martensitique en fonction de la vitesse de déformation appliquée.

### 3.2 Courbes de réponses en régime quasi-statique

Des courbes de réponse mécanique de l'alliage en quasi-statique sont représentées sur la FIGURE 4.15. Ces réponses sont établies pour des éprouvettes HK21, deux découpées dans l'axe L et deux découpées dans l'axe T. Les essais ont été réalisés sur une machine de traction électromécanique INSTRON. L'intérêt d'utiliser ce type de machine ici est qu'aucun des mors ne chauffe, la puissance étant amenée via des moteurs électriques. Ceci a un intérêt dans ce cas car les alliages à mémoire de forme sont très sensibles à la température. Dans le cas des machines de tractions hydraulique, le mors mobile peut voir sa température augmenter par la circulation d'huile dans le circuit et ainsi changer la température de l'éprouvette. Il faut alors utiliser un circuit de refroidissement supplémentaire sur le mors mobile pour ne pas perturber la mesure.



**FIGURE 4.15:** Courbes de réponse mécanique du NiTi. Essais à  $3.3 \cdot 10^{-4}$  /s ventilés.

On a vu que la réponse mécanique des AMF dépend de la vitesse de déformation appliquée. Cette influence est déjà observable à de faibles vitesses et est en partie due à l'échauffement que produit la transformation martensitique. Une courbe de réponse mécanique d'un AMF n'est alors valable que pour des conditions de température et de vitesse de déformation données. Pour les résultats obtenus en FIGURE 4.15, afin d'aider le matériau à évacuer la chaleur pendant l'essai, un ventilateur a été placé à côté de l'éprouvette. Chacune des courbes est le résultat du 15<sup>e</sup> cycle de charge/décharge appliqué à l'éprouvette. Ce nombre de cycles était nécessaire pour pouvoir stabiliser le comportement superélastique du NiTi.

La FIGURE 4.15 montre que le comportement de l'alliage étudié est anisotrope : le module élastique de la partie austénitique est le même dans les deux directions de laminage mais la longueur de plateau est différente suivant l'axe considéré. Si on pose  $\varepsilon_A$  comme étant la déformation à partir de laquelle on atteint le seuil de transformation et  $\varepsilon_M$  la déformation pour laquelle le plateau de contrainte prend fin, on a alors :



- $\epsilon_A$  qui reste à environ 1.5% suivant la direction de laminage considérée,
- $\epsilon_M$  qui est de 5% pour le cas transversal et de 6% pour le cas longitudinal.

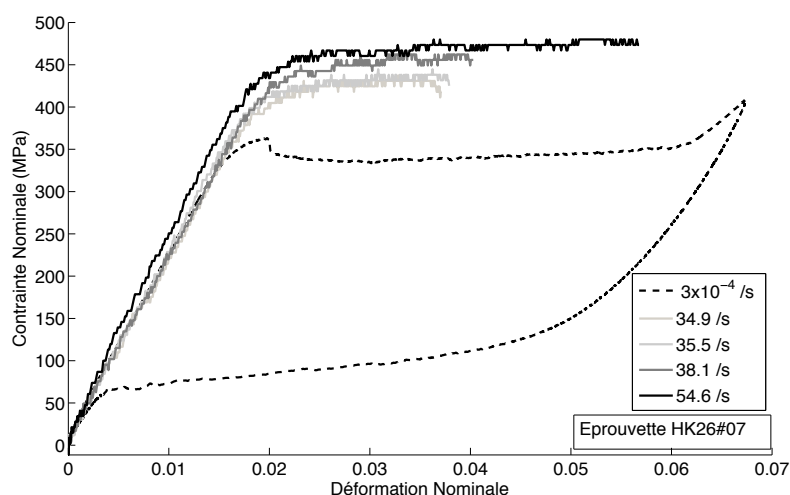
La variation de ces deux paramètres influence directement les valeurs que peuvent prendre les déformations locales des zones encore austénitiques et des zones transformées en martensite si on considère la déformation nominale comme une pondération dans la partie utile de la déformation  $\epsilon_A$  et de la déformation  $\epsilon_M$ .

### 3.3 Comportement dans le cas d'un régime dynamique

Il a été réalisé 36 essais de traction dynamique sur le NiTi. Dans cette partie, l'attention est portée seulement sur une quantité limitée. L'intérêt est de mettre en valeur la réponse du NiTi lorsqu'il est soumis en traction dynamique.

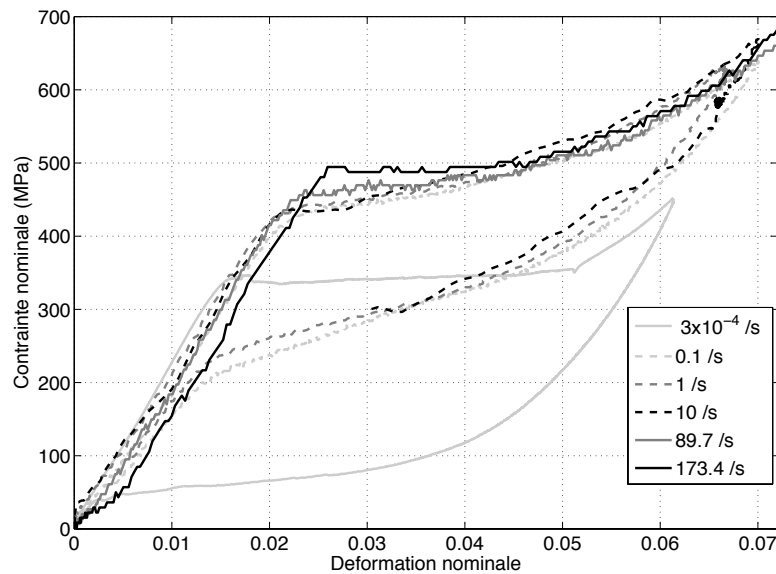
#### 3.3.1 Influence de la vitesse de déformation sur le seuil de contrainte de transformation

Comme il a été dit au chapitre 1, le comportement des alliages à mémoire de forme dépend de la vitesse de déformation (illustré par la FIGURE 1.4). Cet effet est très documenté dans la littérature. En analysant les données expérimentales de l'étude, la constatation est similaire. La FIGURE 4.16 met en avant cette sensibilité pour une éprouvette de type HK26, orientée dans le sens L et la FIGURE 4.17 pour une série d'éprouvettes HK26, orientée dans le sens T.



**FIGURE 4.16:** Évolution de la réponse mécanique du NiTi en fonction de la vitesse de déformation appliquée. Cas de l'éprouvette HK26#07, axe L.

Comme on peut le voir, il y a une augmentation du seuil de transformation. Il passe de 360 Mpa pour l'essai à  $3 \cdot 10^{-4}$  /s à 460 Mpa pour 54.6 /s. Les ordres de grandeur semblent être cohérents avec ceux de [Dayananda et Rao, 2008], exposés à la FIGURE 1.4.



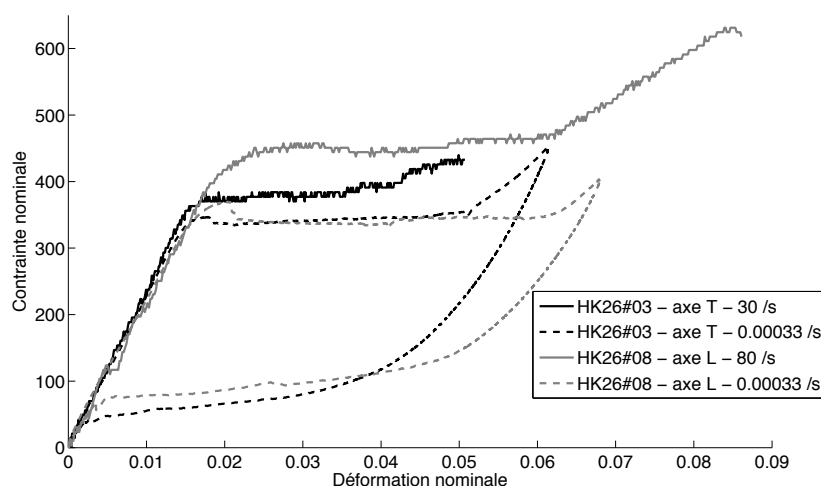
**FIGURE 4.17:** Évolution de la réponse mécanique du NiTi en fonction de la vitesse de déformation appliquée. Cas d'éprouvettes dans l'axe T : #03 ( $3 \cdot 10^{-4}$  /s), #015 (0.01 /s), #016 (1 /s), #016 (10 /s), #22 (89.7 /s), #24 (173.4 /s).

En revanche, ce qu'on constate dans notre cas c'est que la pente de la partie transformation de la réponse du NiTi n'évolue que très peu, comparé à ce à quoi on doit normalement s'attendre et qu'on retrouve dans la littérature.

### 3.3.2 Différence de réponse entre les éprouvettes "axe L" et les éprouvettes "axe T"

On vient de le voir, la réponse du NiTi étudié présente la particularité de n'avoir qu'une faible augmentation de la pente (voire aucune) de la partie liée à la transformation martensitique. Cette réponse est établie pour une éprouvette du type "axe L", c'est-à-dire qui a été découpée dans la direction de laminage de la tôle. La FIGURE 4.18 compare les réponses sous sollicitations dynamique entre une éprouvette coupée dans le sens transversal et une coupée dans le sens longitudinal.

Ce qu'on peut observer dans le cas de l'éprouvette longitudinale en dynamique (en gris) c'est que la phase plateau est à peu près maintenue jusqu'à une déformation nominale similaire à celle de fin du cas quasi-statique, soit environ 0.06. En ce qui concerne le cas de l'éprouvette transversale, l'évolution de la contrainte pendant la phase plateau est différente : elle semble rester constante au début du plateau mais subit une augmentation avant d'atteindre la déformation nominale de fin de plateau quasi-statique. Deux explications à ce comportement peuvent être proposées. La première est que la déformation nominale de fin de plateau a diminué dans le cas dynamique. Ceci peut être fortement mis en doute car la rupture de pente entre la phase plateau et la phase "élastique martensite" n'est pas aussi prononcée que sur les trois autres cas de la courbe. La deuxième expli-



**FIGURE 4.18:** Comparaison entre essais de traction quasi-statiques et dynamiques. Essais sur éprouvettes de type HK26.

cation, qui est plus plausible, est que les mécanismes de transformation martensitique se déroulant pendant l'essai sur l'éprouvette de type "T" sont différents de ceux opérant pendant l'essai sur l'éprouvette de type "L". Cette observation nécessite d'être confirmée par des essais supplémentaires qui n'ont pas pu encore être réalisés.

## 4 Effets de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique

La vitesse de déformation a un effet direct sur la réponse mécanique des alliages à mémoire de forme. Cette vitesse de déformation influence aussi la transformation martensitique et le champ de déformation hétérogène qu'elle induit. Dans ce paragraphe, des études sont menées pour élargir et compléter les observations déjà présentes dans la littérature mettant en évidence ces effets : ceci passe par des vitesses de sollicitation de l'éprouvette très supérieures à ce qui a déjà été fait et qui sont accessibles grâce au système de traction dynamique aux barres de Hopkinson. Les résultats de la campagne d'essais sont présentés en deux axes :

- le premier portant sur l'évolution d'une zone transformée,
- le second portant sur l'influence de la vitesse sur les sites de nucléations.

Ces deux axes font alors état de deux types d'évolution de la fraction martensitique dans l'alliage au cours d'une sollicitation mécanique : soit un même site de nucléation se propage de façon apparente dans l'éprouvette, soit c'est une succession d'apparitions de sites de nucléation qui augmentent la fraction martensitique.

## 4.1 Evolution de la zone transformée

Dans l'essai de faisabilité réalisé avec la corrélation d'images, on a pu voir à la FIGURE 4.4 que deux sites de nucléations apparaissent et que ceux-ci se propagent vers l'intérieur de l'éprouvette. Le terme de *propagation* est à considérer ici dans son sens cinématique et il faut garder à l'esprit que l'impression de propagation est fortement liée à l'échelle d'observation utilisée. Les fronts de transformation semblent se déplacer de façon continue. Trois ordres de grandeur de vitesses de chargement ont été utilisés : 0.01 mm/s ( $1.4 \cdot 10^{-4}$  /s à  $2.6 \cdot 10^{-4}$  /s), 1 mm/s (0.014 /s) et 1000 mm/s (autour de 20 /s). Les deux premières gammes de vitesses ont été appliquées avec une machine d'essai électromécanique INSTRON et la gamme de vitesse la plus élevée avec le système de traction dynamique aux barres de Hopkinson. C'est la réponse de l'éprouvette L60 qui est étudiée dans le cadre de ces observations. Cette éprouvette est deux fois plus longue que les deux autres types. Ceci permet alors potentiellement d'observer sur une plus grande longueur l'évolution de la transformation martensitique. Sept essais principaux ont été réalisés, leurs caractéristiques sont donnés à la TABLE 4.3

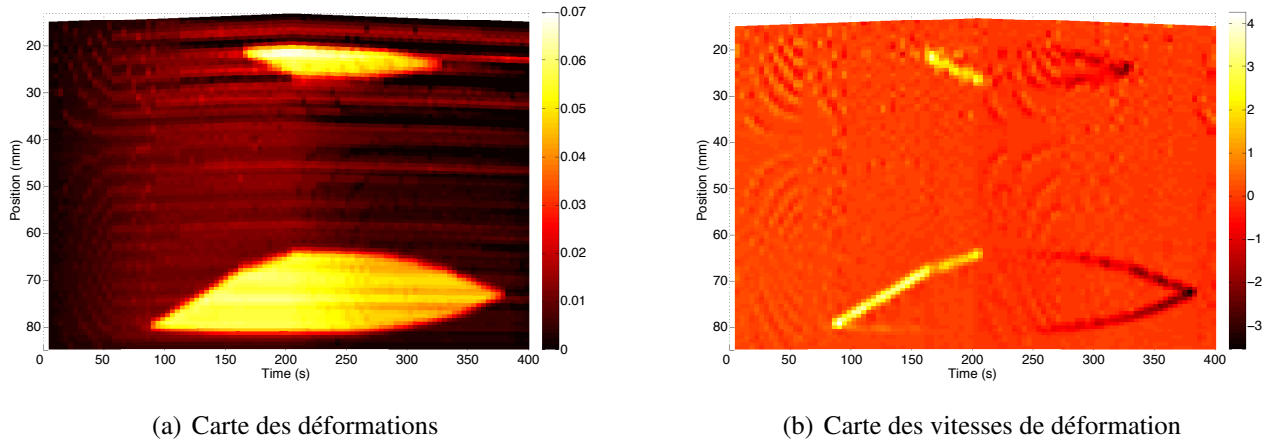
Essai	Image/s	Résolution (px)	Pas (mm/px)	$\dot{\epsilon}$ (/s)	Instrumentation
L60#01	0.25	3474 x 2314	0.026	0.00014	Instron et Canon EOS
L60#02	0.25	3474 x 2314	0.026	0.00027	Instron et Canon EOS
L60#03	125	896 x 256	0.114	0.014	Instron et PHOTRON S3000
L60#04	125	896 x 256	0.114	0.014	Instron et PHOTRON S3000
L60#05	45 000	896 x 64	0.094	18	SHTB et PHOTRON S3000
L60#06	45 000	896 x 64	0.094	19.5	SHTB et PHOTRON S3000
L60#07	84 000	1024 x 64	0.084	23	SHTB et PHOTRON SA5

**TABLE 4.3:** Essais réalisés pour l'observation de la zone transformée.

### 4.1.1 Résultats pour les basses vitesses de déformation

Les résultats pour cette gamme de sollicitations sont similaires à ceux présentées dans l'essai de faisabilité. Ils sont présentés à la FIGURE 4.19. Pour cet essai, un cycle complet de charge/décharge a été appliqué. La déformation nominale maximale atteinte est ici de 2.9%. Cette limitation est en partie due au fait que, l'éprouvette étant utilisée pour

toute une campagne d'essai, il fallait éviter de lui imposer des déformations trop sévères, d'où cette marge de sécurité. Néanmoins, la transformation martensitique à ce niveau de déformation nominale est suffisamment avancée pour pouvoir exploiter les mesures.

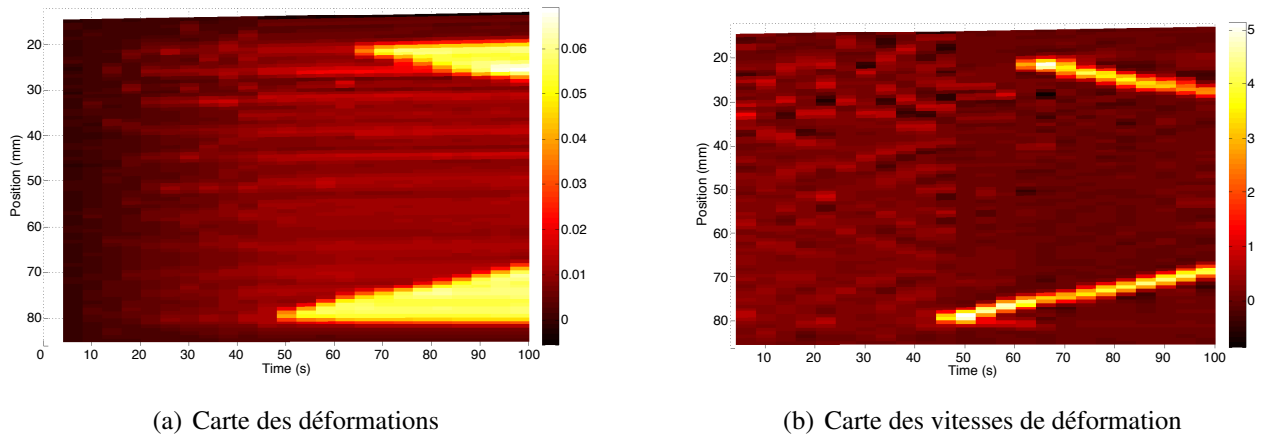


**FIGURE 4.19:** Résultats en espace et temps de l'essai L60#01 ( $1.4 \cdot 10^{-4}$  /s, 0.01 mm/s)

Sur la FIGURE 4.19(b), deux fronts de transformation apparaissent clairement : un premier partant du bas de l'éprouvette et se dirigeant vers le centre et un second, apparaissant un peu plus tard, partant du haut de l'éprouvette et se dirigeant également vers le centre, avec une direction opposée au premier front. Partout ailleurs, les vitesses de déformation sont nulles. En comparant cette carte avec celle des déformations, on s'aperçoit que ces deux fronts correspondent aux frontières des deux zones martensitiques, c'est-à-dire les zones où la déformation locale est aux alentours de 6%. La décharge commence à partir de 200 s. A l'opposé de la phase de charge, le front de transformation inverse se situe des deux côtés des zones martensitiques et l'évolution de la position du front n'est pas exactement linéaire (au moins pour la zone transformée la plus grande). Ce front de transformation inverse n'apparaît pas non plus tout de suite après la décharge. Ceci illustre l'effet hystérésis de la transformation inverse. Cependant, pendant le reste de l'étude, on ne s'intéressera pas à la transformation inverse. Ce choix se justifie par le fait que dans le cas des essais dynamiques, il n'a pas été possible de l'observer. La transformation inverse ayant déjà été étudiée par d'autres auteurs dans le cas quasi-statique, il n'y avait donc pas d'intérêt à poursuivre les mesures pour des faibles vitesses même s'il est cependant intéressant de présenter au moins un résultat.

Un second résultat pour cette gamme de vitesse est présenté à la FIGURE 4.20. Ici, la vitesse de déformation est doublée et la mesure n'est effectuée que pendant la charge de l'éprouvette. À nouveau, deux fronts de transformation apparaissent. Les résultats semblent alors similaires à ceux présentés à la FIGURE 4.19. La différence se situe au niveau du temps entre les apparitions successives des deux fronts. Pour l'essai L60#01, il y a un écart d'environ 72 s (la résolution de la mesure est limitée par la fréquence d'acquisition des images qui est d'une image toutes les 4 s). Dans le cas de l'essai L60#02, la

vitesse de déformation est presque doublée. Il est alors attendu que le temps séparant l'apparition des deux fronts se situe aux alentours de 36 s. En fait, celui-ci est de 20 s. Dans ce cas, la vitesse de déformation a une influence non pas sur la manière qu'a la fraction martensitique d'augmenter mais sur le déroulement de l'apparition de sites de nucléation.

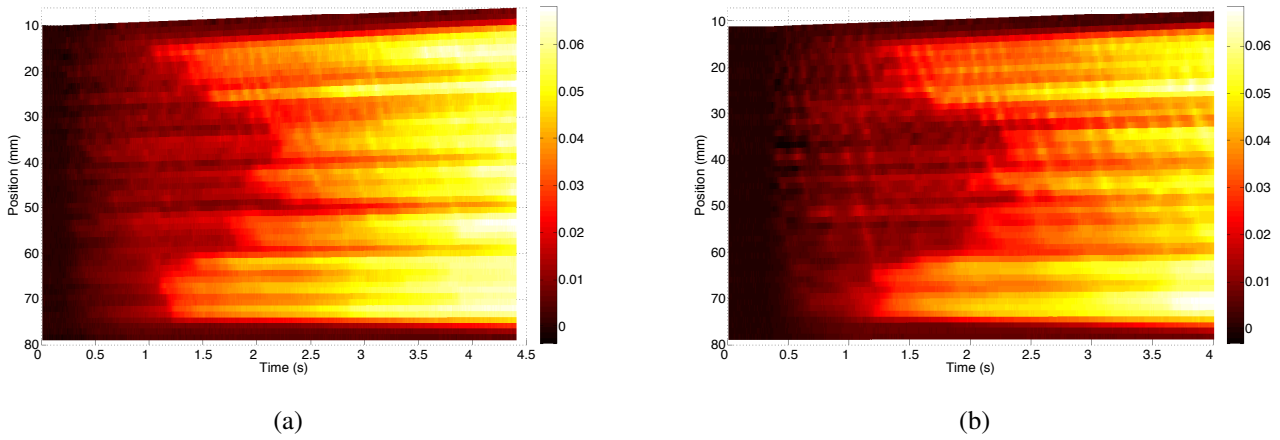


**FIGURE 4.20:** Résultats en espace et temps de l'essai L60#02 ( $2.9 \cdot 10^{-4}$  /s, 0.02 mm/s)

#### 4.1.2 Résultats pour les vitesses de déformation intermédiaires

Les résultats des essais L60#03 et L60#04 sont représentés à la FIGURE 4.21 pour une vitesse de déformation nominale de l'ordre de  $1.4 \cdot 10^{-2}$  /s. Réalisés sur la machine d'essai électromécanique Instron, la déformation nominale maximale atteinte ici est 0.048. Comme on peut le constater, les résultats des cartes de déformation au cours du temps sont beaucoup moins clairs que ceux obtenus pour les essais à faibles vitesses de déformation. Une des raisons est que la résolution spatiale est ici plus grossière (0.114 mm/px au lieu de 0.026 mm/px pour les essais L60#01 et L60#02) : comme l'indique la TABLE 4.3 la séquence a été enregistrée avec une caméra rapide et non un appareil photo réflex. Cette différence est un problème purement technique. On peut distinguer deux phases pendant l'essai : (i) une première phase au cours de laquelle les deux fronts de transformation déjà observés auparavant apparaissent, élargissant le domaine martensitique dans deux directions opposées, vers le centre de l'éprouvette, et (ii) une seconde phase (à partir d'environ  $t = 2$  s) pendant laquelle la déformation semble croître de façon homogène dans toute l'éprouvette.

En fait, pendant cette deuxième phase, il est possible que le nombre de sites de nucléation ait augmenté drastiquement et que la corrélation d'images n'ait pas été capable de le détecter. Ceci est peut-être dû à la résolution spatiale physique mais aussi à la taille d'élément utilisée pour les calculs de corrélation (12 px pour ces deux résultats). En effet, si deux phases coexistent dans un élément, il est impossible d'avoir une mesure précise du champ : la description cinématique étant dictée par des éléments Q4, cela suppose



**FIGURE 4.21:** Carte des déformations en espace et en temps pour les essais à  $1.4 \cdot 10^{-2}$  /s (1 mm/s). (a) : essai L60#03 et (b) essai L60#04

qu'entre chacun des noeuds le déplacement évolue de façon linéaire et que la déformation nominale a la même valeur dans tout un élément. Or, dans la réalité, ce n'est pas le cas. L'élément peut contenir deux zones à deux niveaux de déformation différents. Ce qu'on observe alors sur les mesures de champs est la moyenne de ces deux zones. On peut peut-être estimer la ratio de zone martensitique et de zone austénitique si on connaît la valeur de la déformation pour une zone martensitique (appelée  $\varepsilon_M$ ) et celle pour une zone austénitique (appelée  $\varepsilon_A$ ) via la déformation moyenne  $\varepsilon_{el}$  dans l'élément si on fait l'hypothèse que  $\varepsilon_A$  et  $\varepsilon_M$  sont constants et que :

$$\frac{l_M}{l_{el}} \cdot \varepsilon_M + \frac{l_{el} - l_M}{l_{el}} \cdot \varepsilon_A = \varepsilon_{el} \quad (4.1)$$

avec  $l_{el}$  la longueur projetée sur l'axe longitudinal de l'éprouvette de l'élément quadrilatère considéré et  $l_M$  la longueur projetée de zone martensitique dans l'élément considéré.

Une solution pour diminuer la dépendance à ces hypothèses est de diminuer la taille des éléments pour le calcul de corrélation, mais ceci a pour conséquence d'augmenter le bruit de mesure et le mouchetis n'est pas assez fin ici pour pouvoir le faire (l'hétérogénéité en niveaux de gris dans un élément plus petit ne serait plus assez satisfaisante). Pour ces essais il n'a pas été représenté l'évolution de la vitesse de déformation locale en fonction du temps comme c'est le cas pour les deux essais précédents. La mesure de la déformation, obtenue en dérivant le déplacement, présente déjà beaucoup de bruit. La carte de vitesse de déformation est une dérivée du deuxième ordre du champ de déplacement mesuré, elle est alors illisible et n'apporte rien à l'étude.

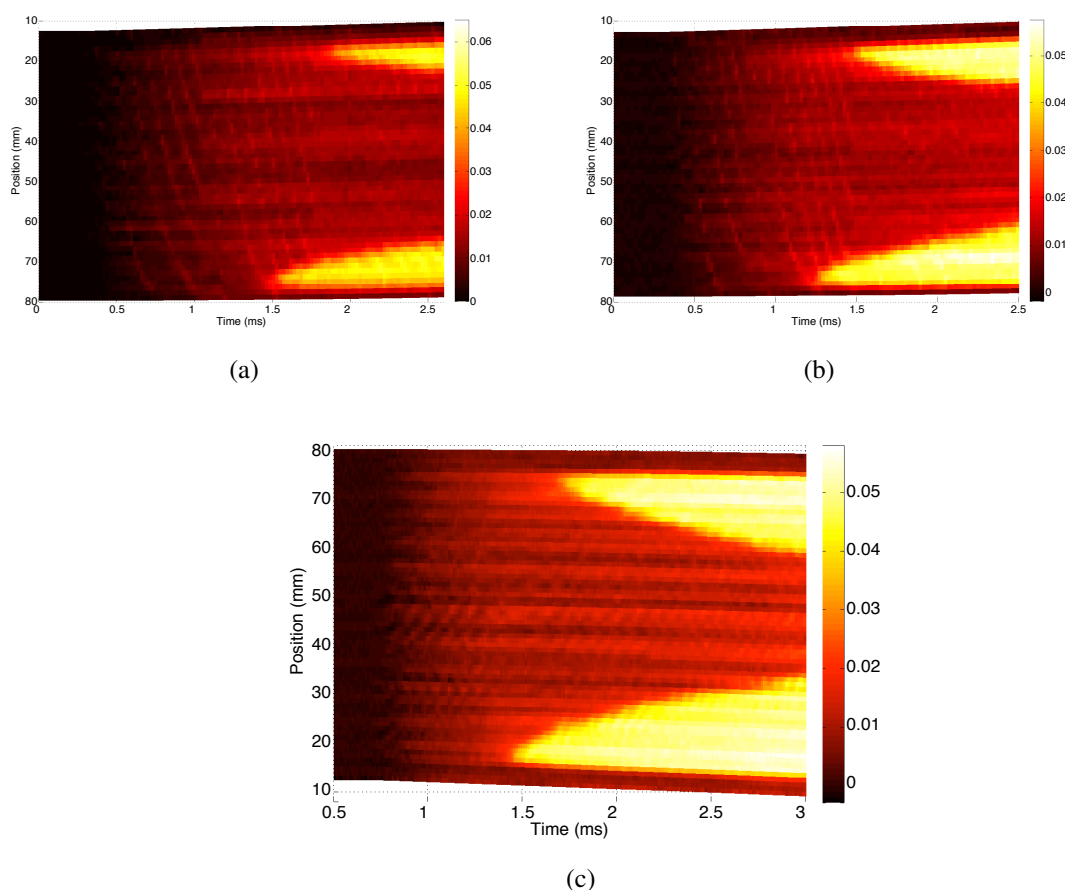
### 4.1.3 Résultats pour les vitesses de déformation les plus élevées

Les essais L60#05, L60#06 et L60#07 ont été réalisés sur le système de traction dynamique aux barres de Hopkinson. Trois vitesses différentes ont été appliquées : 940 mm/s,

1150 mm/s et 1370 mm/s. Soit, respectivement, 18 /s (L60#05) avec une déformation maximale de 1.7%, 19.5 /s (L60#06) avec une déformation maximale de 1.9% et 23 /s (L60#07) avec une déformation maximale de 2.1%. Un essai à vitesse plus faible avec les barres a été tenté mais la déformation maximale atteinte était trop faible : aucune transformation n'est apparu pendant l'essai.

Ces vitesses de déformation sont plus élevées de 5 décades par rapport aux essais à basse vitesse de déformation et de 3 décades par rapport aux essais à vitesse de déformation intermédiaire. Ces écarts sont significatifs pour mettre en valeur une influence de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique.

La FIGURE 4.22 montre les résultats obtenus pour ces trois essais dynamiques. Sur chacune des cartes de déformation en espace et en temps deux phases distinctes sont observables. Les deux zones de martensite s'élargissent, ici aussi, d'une extrémité de la zone utile vers le centre de l'éprouvette. Ces deux zones se situent à peu près aux mêmes positions que celles observées pendant les essais quasi-statiques.



**FIGURE 4.22:** Carte des déformations en espace et en temps (a) essai L60#05 à 18 /s (environ 940 mm/s), (b) essai L60#06 à 19.5 /s (environ 1150 mm/s) et (c) essai L60#07 à 23 /s (environ 1370 mm/s)



On peut voir que les tailles finales des zones martensitiques sont différentes pour chacune des cartes : les déformations maximales atteintes pour chaque essai ne sont pas les mêmes. Tous les essais ont la même durée. Plus la vitesse de déformation appliquée est élevée, plus la déformation maximale appliquée et la quantité de martensite augmente.

On observe également sur ces résultats que pour la plage de déformation nominale testée, le nombre de sites de nucléation est de deux, comme pour les essais quasi-statiques. Dans la littérature, quelques observations expérimentales font état d'une forte augmentation du nombre de sites de nucléation avec l'augmentation de la vitesse de déformation. Il devrait en être de même pour notre cas or cela ne l'est pas. Deux explications peuvent être données. La première est que c'est la même éprouvette qui est utilisée pendant toute la campagne d'essais présentée sur l'éprouvette de type L60. Au cours des différents essais des chemins préférentiels de déformation ont pu être créés afin de minimiser l'énergie. Ainsi, comme il est plus facile pour la matière de suivre une évolution de la transformation martensitique en passant par ces deux sites, aucun nouveau site de nucléation n'est créé. La deuxième explication peut être que l'éprouvette a son axe longitudinal parallèle à la direction de laminage. On a déjà montré à la section 3 que le comportement d'une tôle de NiTi est anisotrope. Le sens dans lequel est extraite l'éprouvette joue peut-être un rôle dans la formation de sites de nucléation. Cependant, les essais #03 et #04 sont les seuls essais où la déformation nominale maximale dépasse 2.5%, valeur de la déformation à partir de laquelle une multitude de sites de nucléation semblent apparaître (même si la mesure DIC n'est pas suffisamment satisfaisante pour confirmer cette observation). Ce raisonnement peut n'être valable que pour le début de la phase de transformation martensitique.

Quoi qu'il en soit, le but de ces essais était d'étudier l'évolution de la transformation martensitique en terme d'augmentation des zones transformées. Ce type de comportement convient parfaitement pour l'étude, on s'affranchit du grand nombre de sites de nucléations qui pourraient apparaître et qui seraient difficiles à détecter avec la corrélation d'images au-dessous d'une certaine taille.

#### 4.1.4 Lien entre la vitesse de sollicitation et la vitesse de transformation

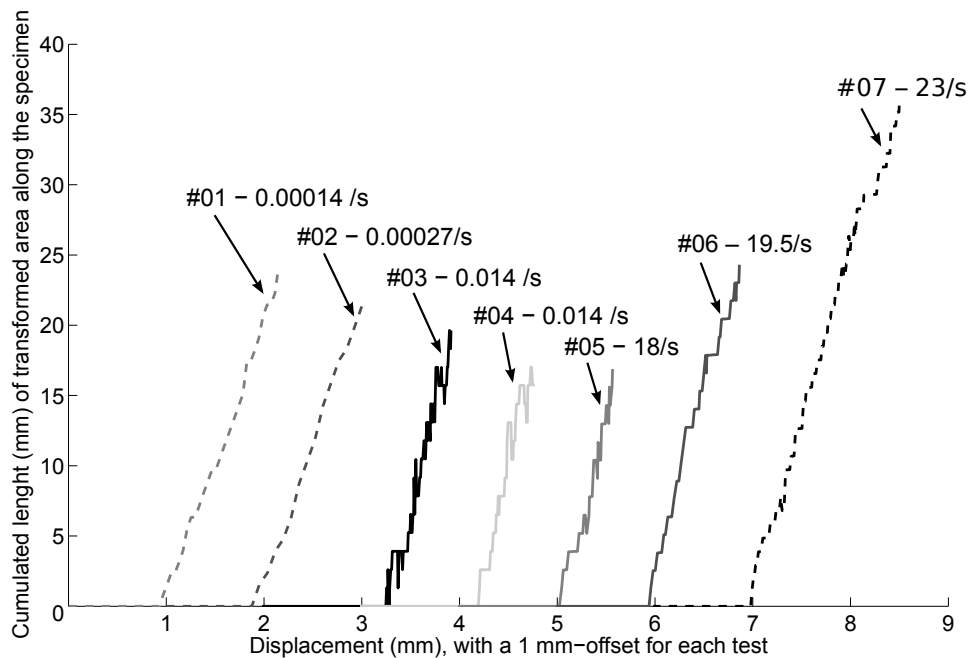
Pour tous les essais présentés, une mesure quantitative de la vitesse de croissance des zones martensitiques dans l'axe longitudinal de l'éprouvette a été mise en place pour évaluer si celle-ci est influencée par la vitesse de déformation appliquée. On parle ici de mesure de longueur cumulée de martensite. C'est-à-dire qu'on se fixe un seuil de déformation locale pour lequel on considère qu'une zone (un élément du calcul de corrélation en l'occurrence) est transformée ou non. La résolution de cette mesure est fixée par la taille physique d'un élément. La TABLE 4.4 indique pour chaque essai la taille des éléments utilisés pour le calcul de corrélation ainsi que la résolution de la mesure de la longueur de martensite cumulée dans l'éprouvette. Le seuil de déformation à partir duquel on considère qu'un élément est transformé est fixé ici à 0.035.

La FIGURE 4.23 montre l'évolution de la longueur de martensite cumulée en fonction du déplacement global imposé à l'éprouvette. Utiliser la longueur de zone transformée et

Essai	Résolution spatiale optique (mm/px)	Taille d'un élément de calcul (px)	Résolution de mesure (mm)
L60#01	0.026	30	0.78
L60#02	0.026	30	0.78
L60#03	0.114	12	1.37
L60#04	0.114	12	1.37
L60#05	0.094	14	1.32
L60#06	0.094	14	1.32
L60#07	0.084	12	1.00

**TABLE 4.4:** Résolution de la mesure de longueur cumulée de zone transformée pour chaque essai.

le déplacement permet de comparer toutes les mesures, indépendamment de la vitesse, sachant que pour revenir à une notion de vitesse il suffit de réintroduire le pas de temps entre chaque point de mesure pour chacune des courbes. Afin de pouvoir différencier également chacun des essais, un décalage a été appliqué au niveau de la valeur en déplacement. Ce décalage est de 1 mm par essai. C'est-à-dire que pour connaître le déplacement réel du dernier essai, par exemple, il faut retrancher 6 mm à la valeur du déplacement lue sur l'axe des abscisses. La FIGURE 4.23 montre clairement que quelle que soit la vitesse



**FIGURE 4.23:** Evolution de la longueur cumulée de martensite dans l'éprouvette L60 au cours du temps pour plusieurs essais [Saletti *et al.*, tted].

de déformation appliquée au matériau, l'évolution de la zone de martensite reste proportionnelle au déplacement appliqué. C'est un résultat auquel on peut s'attendre en quasi-statique puisqu'il découle directement d'une analyse cinématique et [Shaw et Kyriakides, 1997] ont également obtenu ce type de résultats pour ces vitesses. En revanche, c'est un résultat qui reste original à cette étude en ce qui concerne la dynamique. En effet, il n'est pas évident de savoir s'il y a toujours proportionnalité ou non en dynamique. La température ayant un effet prépondérant dans la transformation martensitique, on aurait pu s'attendre à une évolution beaucoup plus chaotique de la fraction de martensite dans le matériau au cours de l'essai de traction dynamique. On voit que le coefficient directeur  $\alpha$  de chaque courbe n'évolue pas sensiblement avec la vitesse de déformation et qu'il est au moins répétable pour une même gamme de vitesse. Ces résultats font l'objet de la discussion du paragraphe suivant.

#### 4.1.5 Influence de la vitesse de déformation

On vient de voir que le coefficient  $\alpha$  est du même ordre de grandeur pour toutes les vitesses. Ce coefficient peut être expliqué par un simple modèle analytique en considérant un problème unidimensionnel, sur l'axe longitudinal de l'éprouvette. Toutes les déformations sont ici données comme des scalaires et on fait l'hypothèse que durant l'obtention d'une martensite  $M_\sigma$ , deux déformations sont admises, supposées constantes pendant tout le processus :

- $\varepsilon_A$  qui correspond à la déformation de la phase austénitique obtenue élastiquement, à partir du moment où la contrainte seuil de transformation est atteinte et qui peut être retrouvée sur une courbe de réponse mécanique comme la déformation nominale lorsque la phase plateau du matériau commence,
- $\varepsilon_M$  qui correspond à la déformation d'une zone totalement martensitique pendant la phase plateau et qui peut être retrouvée sur la courbe de réponse mécanique comme la déformation nominale à la fin de la phase plateau.

Ceci est cohérent avec le fait que : d'abord, toute l'éprouvette subit une déformation élastique homogène avant d'atteindre la contrainte seuil de transformation jusqu'à une déformation nominale égale à  $\varepsilon_A$ . Ensuite, la transformation de l'austénite en martensite  $M_\sigma$  se déroule et l'état de déformation dans les régions où il y a eu transformation reste figé à la valeur  $\varepsilon_M$  alors que l'état de déformation dans les zones où il n'y pas encore eu de transformation martensitique reste figé à la valeur  $\varepsilon_A$ .

Les longueurs de martensite cumulée  $l_M$  et austénite cumulée  $l_A$  (dans le cas où il existe plusieurs régions martensitiques disjointes) peut s'écrire comme :

$$l_M = (1 + \varepsilon_M) l_M^0 \quad (4.2)$$

$$l_A = (1 + \varepsilon_A) l_A^0 \quad (4.3)$$

où  $l_M^0$  et  $l_A^0$  sont respectivement les longueurs initiales de martensite et d'austénite à l'état de contrainte libre. Ceci amène à la définition de la longueur instantanée  $l$  et de la longueur

initiale  $l^0$  de la zone utile de l'éprouvette :

$$l = l_M + l_A \quad (4.4)$$

$$l^0 = l_M^0 + l_A^0 \quad (4.5)$$

En combinant (4.2), (4.3), (4.4) et (4.5) on arrive à :

$$l_M^0 = \frac{l - (1 + \varepsilon_A)l^0}{\varepsilon_M - \varepsilon_A} \quad (4.6)$$

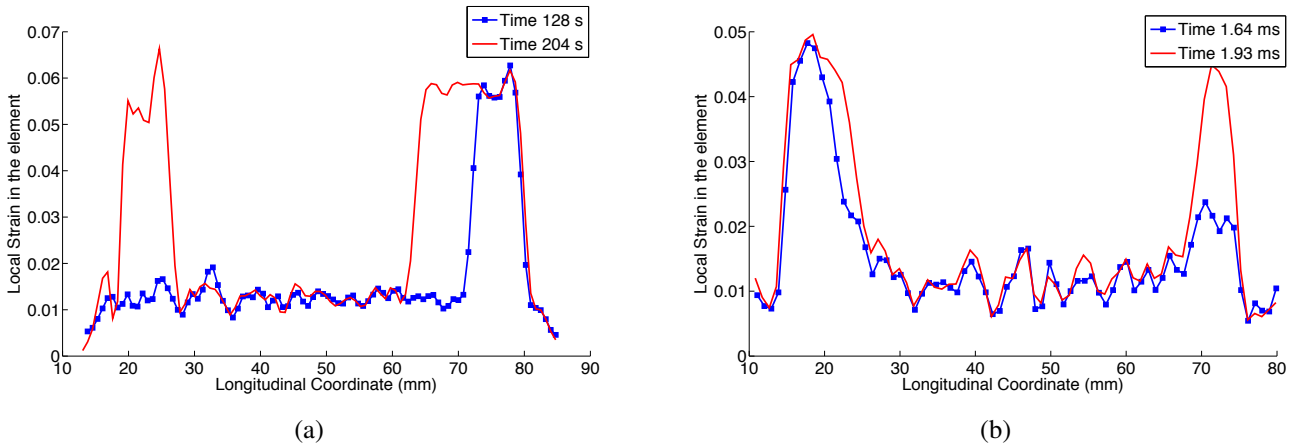
Le vitesse d'élargissement de la zone martensitique est alors donnée par une dérivation temporelle de l'équation (4.6) combinée avec (4.2) :

$$\dot{l}_M = \dot{l} \frac{1 + \varepsilon_M}{\varepsilon_M - \varepsilon_A} \quad (4.7)$$

de telle manière que la relation finale entre la vitesse d'élargissement de la partie martensitique  $\dot{l}_M$  et la vitesse d'extension de toute la partie utile  $\dot{l}$  est donnée par :

$$\dot{l}_M = \dot{l} \frac{1 + \varepsilon_M}{\varepsilon_M - \varepsilon_A} = \alpha \dot{l} \quad (4.8)$$

où  $\alpha$  représente donc le coefficient directeur des courbes de la FIGURE 4.23. Si on considère que  $\varepsilon_A = 0.01$  et  $\varepsilon_M = 0.06$  qui peuvent être déduites de la FIGURE 4.24(a), on trouve que  $\alpha = 21.2$  pour l'essai L60#01. Comme on peut le remarquer sur la FIGURE 4.24(b), pour la vitesse de déformation la plus élevée appliquée au matériau (essai L60#07),  $\varepsilon_M$

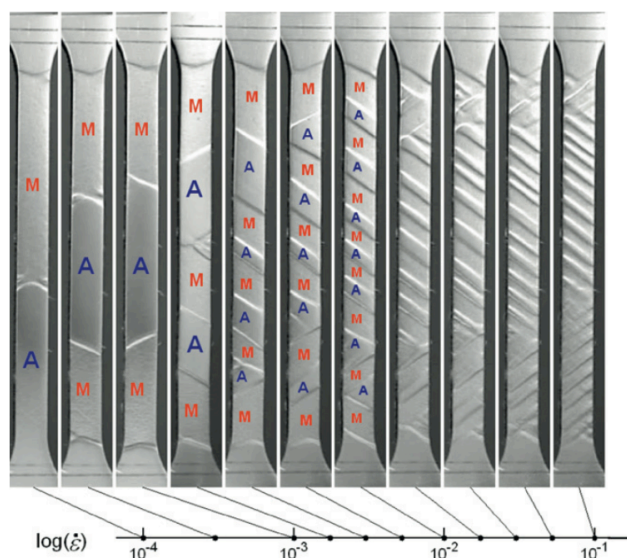


**FIGURE 4.24:** Déformation le long de l'éprouvette à deux moments donnés. (a) Essai L60#01 à  $1.4 \cdot 10^{-4}$  /s (0.01 mm/s) et (b) Essai L60#07 à 23 /s (1370 mm/s).

passé à 0.05 et  $\varepsilon_A$  conserve la même valeur que pour l'essai le plus lent. On a alors  $\alpha = 26.3$ . Ce changement de valeur de  $\varepsilon_M$  entre deux essais peut expliquer la légère augmentation de coefficient directeur entre les vitesses de déformation les plus basses et les plus hautes de la FIGURE 4.23.

## 4.2 Evolution de la nucléation

Dans le paragraphe précédent, on a présenté des résultats qui concernent l'évolution de la transformation martensitique pour un faible nombre de sites de nucléation. L'intérêt était alors de savoir comment la vitesse de sollicitation peut influencer la propagation d'une zone transformée à partir d'un site de nucléation. Mais la vitesse de chargement a aussi une influence sur la manière dont les sites de nucléation sont créés et sur leur nombre. La FIGURE 4.25 est extraite d'une étude de [Zhang *et al.*, 2010] pour des tôles de NiTi. Les auteurs y distinguent les zones martensitiques des zones austénitiques par la



**FIGURE 4.25:** Etats de surface pour une déformation nominale de 3% à différentes vitesses de déformation. (A : austénite, M : martensite.) D'après [Zhang *et al.*, 2010]

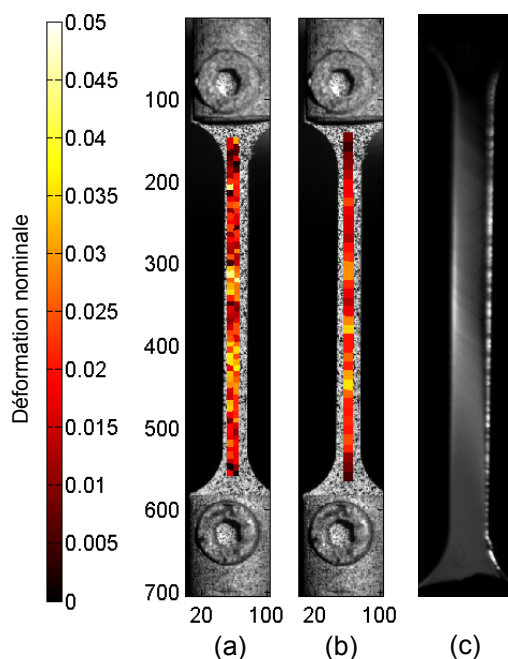
variation de l'état de surface de la tôle, initialement polie. C'est la technique présentée à la section 2.2 qui a été mise en oeuvre ici. On constate alors que, pour une même déformation nominale, le nombre de sites de nucléation augmente avec la vitesse de chargement.

Les vitesses de déformations appliquées pour cette étude vont jusqu'à  $10^{-1}$  /s. Comment est-ce que le nombre de sites augmente au delà de ces vitesses ? Qu'en est-il alors de la taille de chacun des domaines ? Ce paragraphe présente les travaux qui ont été réalisés au cours de cette thèse pour répondre à ces questions. Les mesures présentées dans ce paragraphe ont toutes été réalisées sur des éprouvette de types HK26 sens T.

### 4.2.1 Comparaison des deux types de mesures

On a vu au paragraphe précédent que, dans le cas où il y a peu de sites de nucléation (deux pour l'éprouvette L60), la corrélation d'images est capable de distinguer les zones martensitiques des zones austénitiques. Cependant, lorsque la vitesse de chargement augmente, les bandes deviennent plus nombreuses et plus serrées. La corrélation d'images

telle qu'elle est utilisée dans cette étude avec la version Corréli<sup>q4</sup> ne permet pas de les distinguer lorsque leur taille est très inférieure à celle d'un élément du maillage du calcul. Le facteur limitant est ici technique : les caméras rapides qui ont été utilisées ne permettent pas de prendre l'ensemble de l'éprouvette avec une résolution physique suffisante. La FIGURE 4.26 fait une comparaison entre les deux techniques pour un même essai.



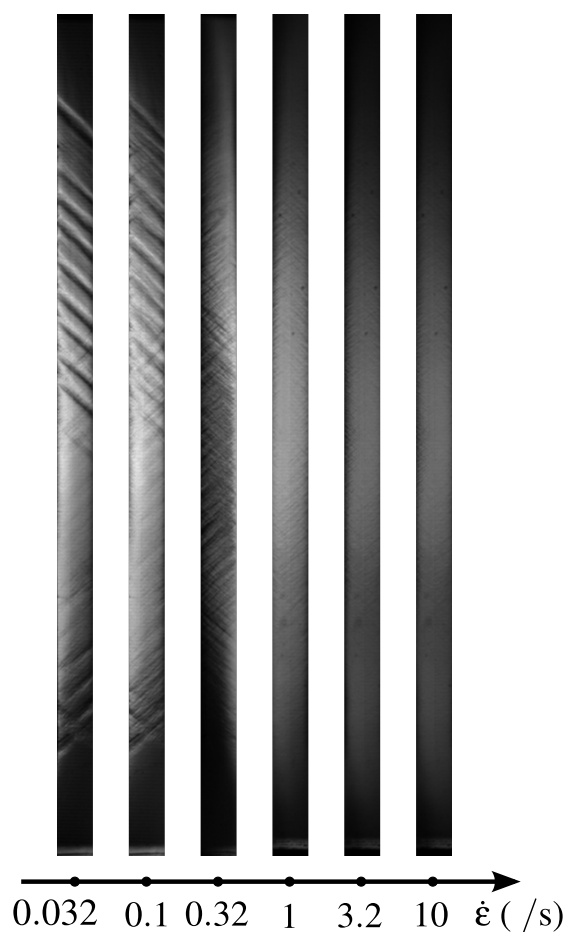
**FIGURE 4.26:** Résultat d'un essai de traction dynamique sur l'éprouvette HK26#01 à 48 /s pour la 44<sup>ème</sup> image. (a) Avec le champ de déformation nominale DIC pour une taille d'élément de 8 px et une taille de pixel de 89  $\mu\text{m}$ . (b) Avec le champ de déformation nominale DIC pour une taille d'élément de 12 px et une taille de pixel de 89  $\mu\text{m}$ . (c) Avec une observation directe de l'état de surface.

L'allure des champs de déformation pour cet essai rejoint ce qui a été dit précédemment : les résultats pour une taille d'élément de 8 px sont beaucoup plus bruités que ceux pour une taille d'élément de 12 px. Même si la qualité de l'image de la surface de l'éprouvette côté poli (FIGURE 4.26c) est moyenne, des bandes de transformation sont visibles, inclinées d'environ  $+55^\circ$  ou  $-55^\circ$ . Ces bandes sont très fines et il n'est pas possible de les distinguer sur les mesures DIC : la résolution des images est trop faible dans la zone utile de l'éprouvette.

L'observation de l'état de surface reste, dans un premier temps, la mesure qui permet d'accéder à l'observation des sites de nucléation lorsqu'ils sont en grand nombre.

#### 4.2.2 Évolution du nombre de sites de nucléations

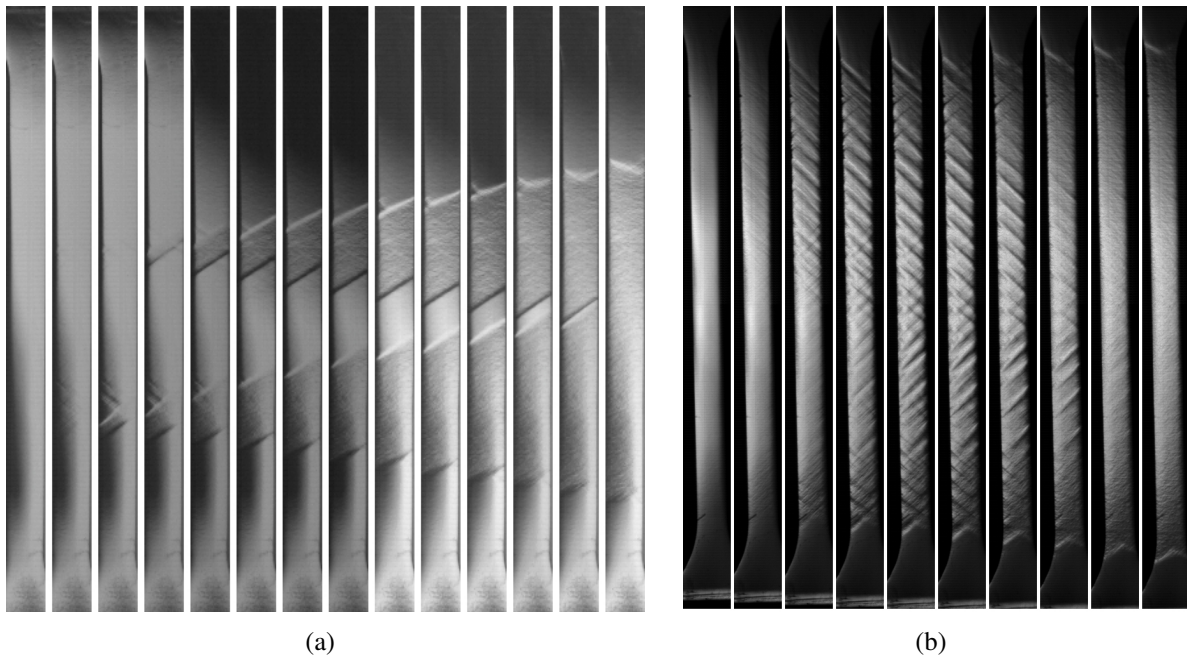
La FIGURE 4.27 montre les résultats obtenus pour des essais allant de 0.032 /s à 10 /s. Ces essais ont tous été réalisés sur la machine de traction hydraulique MTS et



**FIGURE 4.27:** Etats de surface pour une déformation nominale de 3% pour des essais réalisés sur machine de traction hydraulique MTS.

les clichés choisis sont ceux correspondant à une déformation nominale de 3% afin de pouvoir faire la comparaison directe avec ce qui a déjà été observé dans la littérature et qui est montré à la FIGURE 4.25. On constate bien que le nombre de sites continue à augmenter au delà d'une vitesse de déformation de  $10^{-1}$  /s. À partir de  $3.2 \cdot 10^{-1}$  /s, les bandes deviennent très fines. À 10 /s, la résolution de l'image ne permet pas de les distinguer correctement. Les clichés pris pendant les essais de traction dynamique pour une déformation nominale de 3% n'ont pas été ajoutés à cette figure puisqu'ils n'apportent pas d'informations supplémentaires : les bandes ne sont pas discernables.

Ces résultats montrent que lorsque la vitesse de chargement augmente, l'augmentation de la quantité de martensite dans l'éprouvette est due à la création d'une multitude de sites de nucléations plutôt qu'à l'extension de quelques sites de départ. La FIGURE 4.28 présente une comparaison de l'évolution dans le temps de la phase martensitique pour deux vitesses de déformation nominale différentes, respectivement de  $3.3 \cdot 10^{-4}$  /s et de  $10^{-1}$  /s. Sur la FIGURE 4.28(a) seulement deux sites de nucléation apparaissent. Ces



**FIGURE 4.28:** Evolution de la transformation martensitique pour deux vitesses de chargement différentes (a) essai à  $3.3 \cdot 10^{-4}$  /s (0.01 mm/s, 6 s entre chaque image), (b) essai à  $10^{-1}$  /s (3 mm/s, 50 ms entre chaque image).

deux sites vont ensuite s'étendre, chacun sur deux fronts de transformation. Sur la FIGURE 4.28(b) on voit que le nombre de sites de nucléation augmente au cours du temps. Plusieurs domaines de martensites sont alors créés avant que chacun d'eux ne s'étendent et se rejoignent.

Pour les deux essais, on a la transformation de l'austénite en martensite qui se fait en deux étapes :

- étape 1 : apparition de sites de nucléation,
- étape 2 : extension des sites martensitiques créés via des fronts de transformation.

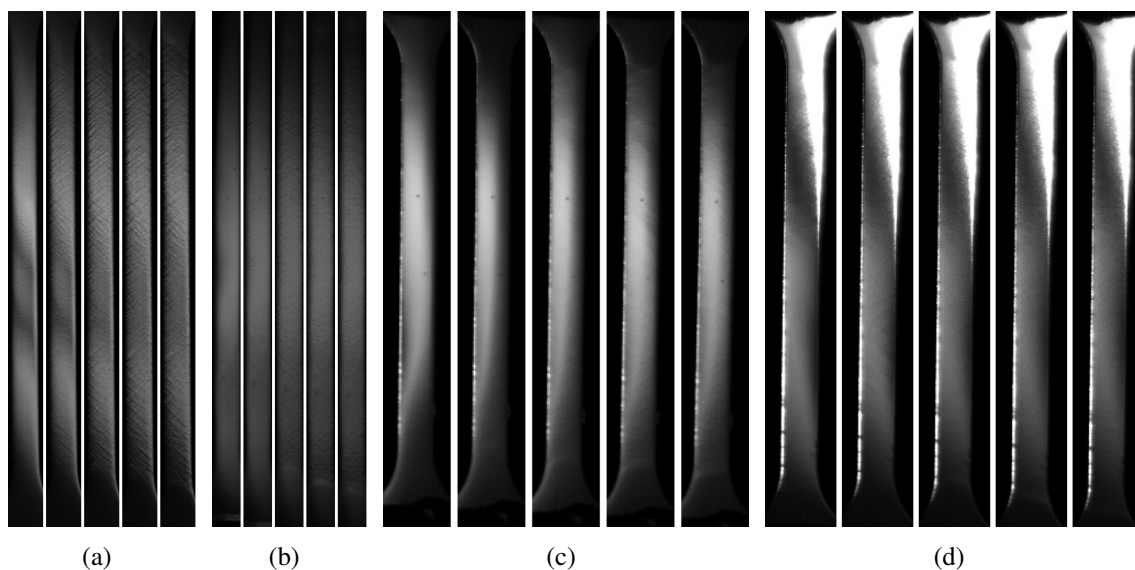
La prépondérance de l'une ou l'autre étape dans le processus de transformation martensitique est donc liée à la vitesse de chargement appliquée à l'AMF : à basse vitesse ce sera l'étape 2 qui générera le plus de martensite, à haute vitesse, en revanche, ce sera l'étape 1.

### 4.2.3 D'une déformation hétérogène à une déformation homogène ?

Avec l'augmentation de la vitesse de chargement, la transformation martensitique se fait principalement via l'apparition de sites de nucléation. La FIGURE 4.29 présente plusieurs évolutions de transformation pour des vitesses de chargement supérieures à celles montrées à la FIGURE 4.28.

Ce qu'on constate ici, c'est que même si, en première approche, les différentes zones sont discernables, il est impossible de mesurer le nombre de sites de nucléation à partir





**FIGURE 4.29:** Evolution de la transformation martensitique pour quatre vitesses de chargement différentes (a) essai à 1 /s (7 ms entre chaque image), (b) essai à 10 /s (5 ms entre chaque image), (c) essai à 23 /s (20  $\mu$ s entre chaque image), (d) essai à 74 /s (10  $\mu$ s entre chaque image).

de ces images de façon rigoureuse. Sur la FIGURE 4.29(a) on peut encore observer des bandes de martensite. Sur la FIGURE 4.29(b) ces bandes sont très fines, dès les premiers temps de l'essai. Enfin, sur les FIGURE 4.29(c) et 4.29(d), même si la qualité des images est différente puisqu'il s'agit d'essais sur configuration SHTB, on observe que l'état de surface a été modifié mais les bandes de transformation sont trop fines pour pouvoir être réellement distinguées.

Ces mesures semblent indiquer qu'on peut faire l'hypothèse que la répartition de la déformation pendant un essai est homogène lorsque les vitesses de chargement sont élevées. Afin de valider ou d'invalider cette hypothèse, il faut des mesures à l'échelle de la transformation qui font l'objet du paragraphe suivant.

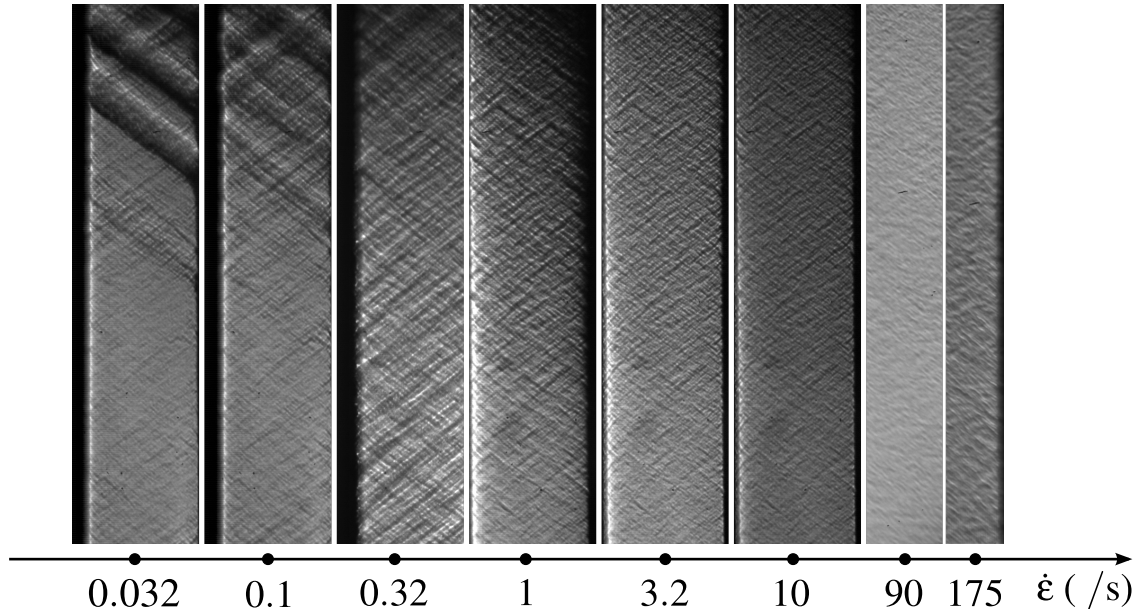
#### 4.2.4 Observations à l'échelle de la transformation

Sur les mesures à l'échelle de l'éprouvette pour les vitesses élevées qui nous conduisent à conclure à une homogénéité apparente du champ de déformation, une certaine régularité de la surface reste apparente. En effet, on peut encore deviner que des bandes très fines à angle constant sont toujours présentes.

Des observations à l'échelle de la transformation ont été menées pour étudier le comportement local d'un site de nucléation et son extension. Comme il a été dit à la section 2.2, pour effectuer ces mesures, une caméra rapide a été utilisée avec un objectif permettant un grossissement optique important afin d'obtenir une taille physique du pixel de 10  $\mu$ m. Une partie seulement de l'éprouvette est observée pour pouvoir rendre la me-

sure possible.

La FIGURE 4.30 présente les mêmes résultats que ceux présentés à la FIGURE 4.27 mais cette fois-ci à l'échelle de la transformation.



**FIGURE 4.30:** Etats de surface pour une déformation nominale de 3% pour des essais réalisés sur machine de traction hydraulique MTS à l'échelle de la transformation.

Pour l'essai à 0.032 /s, les deux bandes de martensite sont très marquées. On constate également qu'en dehors de ces bandes la surface semble striée. Ces légères stries sont toutes orientées d'un angle d'environ  $+55^\circ$  ou  $-55^\circ$ , comme les bandes de martensite.

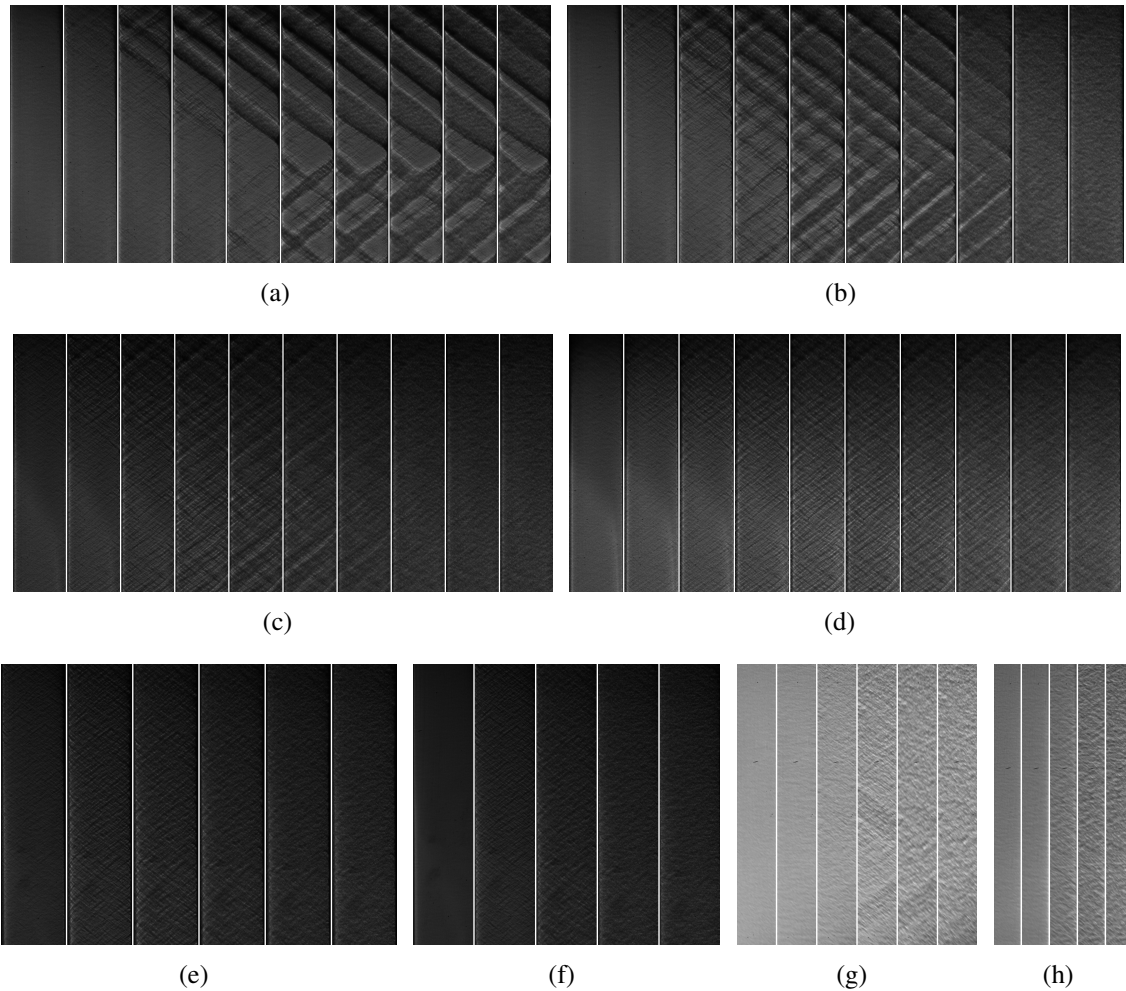
Le fait que la surface soit striée peut avoir deux explications différentes. (i) Si on considère, comme dans la littérature, que le champ de déformation est homogène dans l'éprouvette jusqu'à la contrainte de transformation et au début de la phase plateau, et qu'ensuite ce champ de déformation devient hétérogène parce que les zones non transformées restent à une déformation fixe  $\epsilon_A$  et que les zones transformées sont directement à une déformation fixe de  $\epsilon_M$ , alors, en dehors des deux bandes de martensite visibles sur l'image, la déformation de la surface est une déformation qui s'est faite de façon homogène et élastique en phase austénitique. Dans ce cas, il n'y a pas de raison que cette dégradation de la surface se fasse suivant des stries d'angles fixes et identiques aux angles des bandes martensitiques. (ii) La seconde explication est que ces stries correspondent en fait à des micro domaines de martensite dans des zones considérés comme austénitiques à une échelle supérieure.

On peut alors faire la distinction entre deux types de bandes, celles observables à l'échelle de l'éprouvette et les stries observables à l'échelle de la transformation. Pour la suite de cette étude, on les appellera respectivement *macrobandes* et *microbandes*.

Toujours sur la FIGURE 4.30, on constate qu'en augmentant la vitesse de sollicitation, la transformation martensitique ne se fait plus via des macrobandes mais via des

microbandes. Comme sur la FIGURE 4.27, à partir de 0.32 /s, on ne distingue que des bandes très fines de martensite. Pour les résultats à 3.2 /s et 10 /s, les motifs sont même identiques. Ceci nous permet de penser qu'à partir de cette vitesse de chargement il y a saturation du nombre de microbandes. Pour les deux vitesses suivantes, à 90 /s et 175 /s, les images sont issues d'un essai SHTB. Malgré un léger flou, on peut observer qu'il y a également un ensemble de microbandes de martensite. La saturation est encore présente.

La FIGURE 4.31 présente les évolutions de surface de l'éprouvette pour huit vitesses différentes. Pour les cas (a) et (b) on voit que la martensite se propage à partir des sites de



**FIGURE 4.31:** Evolution de la transformation martensitique pour huit vitesses de chargement différentes (a) essai à  $3.2 \cdot 10^{-3}$  /s (0.1 s entre chaque image), (b) essai à  $10^{-1}$  /s (50 ms entre chaque image), (c) essai à  $3.2 \cdot 10^{-1}$  /s (15 ms entre chaque image), (d) essai à 1 /s (3.5 ms entre chaque image), (e) essai à 3.2 /s (2.5 ms entre chaque image), (f) essai à 10 /s (5 ms entre chaque image), (g) essai à 90 /s (100  $\mu$ s entre chaque image), (h) essai à 175 /s (71  $\mu$ s entre chaque image).

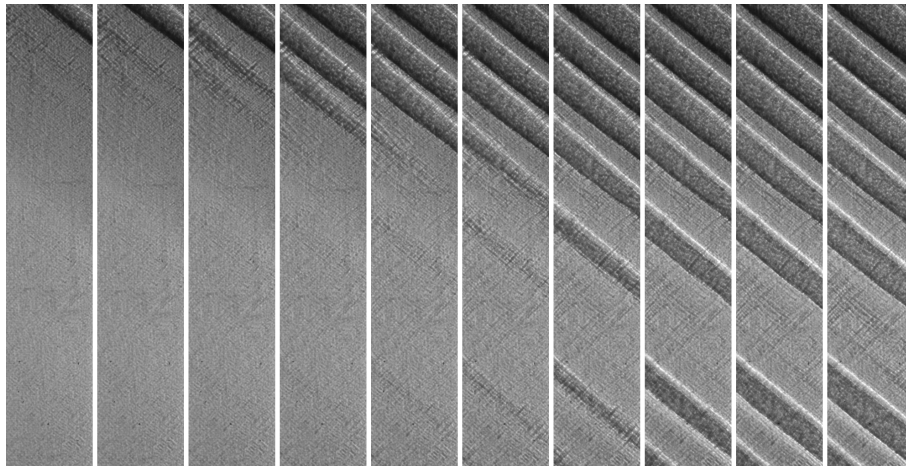
nucléation sous forme de macrobandes. Pour le cas (c), il y a co-existence de macrobandes

et de microbandes. Ces microbandes sont superposées aux macrobandes, et orientées d'un angle par rapport à l'axe longitudinal de l'éprouvette qui est de même valeur que celui des macrobandes, mais de signe opposé. Pour le cas (d), la taille de ces macrobandes diminue encore. Du cas (e) au cas (h), il n'y a plus que des microbandes qui participent à la transformation de la phase austénitique en phase martensitique.

#### 4.2.5 Cas d'une anisotropie de comportement dans la transformation martensitique : analyses à poursuivre

On a vu que le NiTi étudié présente une anisotropie dans sa réponse mécanique. Il y a une distinction à faire entre les éprouvettes dans la direction  $L$  et les éprouvettes dans la direction  $T$ . Les résultats concernant la propagation de la transformation martensitique ont été réalisés sur l'éprouvette de type  $L$  (L60) parce qu'elle se prête bien à ce type d'observation. À l'inverse, les résultats sur le processus total de transformation (étape 1 et étape 2) ont été exposés pour des éprouvettes de type  $T$  (HK26).

Cependant, des observations et mesures à l'échelle de la transformation martensitique ont également été réalisées. L'analyse complète de ces mesures doit faire partie des perspectives à court terme de ces travaux de thèse. Les premières mesures données à la FIGURE 4.32 montrent que la transformation martensitique ne se fait pas seulement deux étapes successives comme il a été observé précédemment mais par une répétition de ces deux étapes à plusieurs reprises.



**FIGURE 4.32:** Évolution de l'état de surface pour une éprouvette découpée dans le sens  $L$ . Essais à  $0.1 /s$ ,  $0.02 s$  entre chaque image.

Ainsi quelques sites de nucléation vont apparaître, ils vont s'étendre, puis d'autres sites de nucléations vont apparaître et s'étendre à leur tour. Il a été constaté sur les résultats d'essais déjà obtenus que la nouvelle création de sites de nucléation se faisait souvent près de fronts de transformation : un site se propage, son front de transformation arrête de se déplacer, un nouveau site apparaît près du front et se propage.

## 5 Conclusions sur les résultats

Cette étude sur la transformation martensitique a permis tout d'abord de mettre en place des outils d'analyse afin de comprendre les mécanismes de la transformation martensitique. Ce développement a pu être validé en obtenant, dans le cas de vitesses de chargement quasi-statiques, des résultats similaires à ceux déjà disponibles dans la littérature. On a pu ensuite étendre ces observations pour un régime de sollicitation à des vitesses plus élevées. Deux points principaux ont alors été développés.

Le premier point est la vitesse d'extension d'une zone de martensite à partir d'un même site de nucléation. [Shaw et Kyriakides, 1995] avaient montré qu'en régime quasi-statique cette grandeur est directement proportionnelle au nombre de fronts de transformation et à la vitesse de chargement de l'éprouvette. Les mesures effectuées dans cette étude ont permis d'étendre ce modèle au régime dynamique. On constate qu'il existe toujours à ces vitesses un coefficient de proportionnalité qui lie la vitesse d'extension cumulée de la martensite en fonction de la vitesse de chargement. Il a été proposé un modèle permettant d'expliquer la valeur de ce coefficient appelé ici  $\alpha$ . Ce modèle est géométrique et ne tient pas compte de grandeurs mécaniques et/ou thermodynamiques. Pour l'établissement de ce modèle on a fait l'hypothèse que les phases austénitiques et martensitiques ne peuvent prendre qu'une valeur de déformation, respectivement  $\varepsilon_A$  et  $\varepsilon_M$ . L'expression de  $\alpha$ , donnée à l'équation 4.8, tient compte de ces valeurs. Les mesures ont montré que l'augmentation de ce coefficient peut provenir d'une diminution de la valeur de  $\varepsilon_M$ , qui est observable en comparant la FIGURE 4.24(a) et la FIGURE 4.24(b).

Il faut cependant rappeler que ces mesures ont été possibles parce que l'éprouvette utilisée avait pour particularité de n'avoir que deux sites de nucléations pour la plage de déformation appliquée. En effet, les tôles de NiTi utilisés pour cette étude présentent une anisotropie dans leur réponse mécanique et dans la transformation martensitique. Celles découpées dans la direction de laminage (direction  $L$ ) privilégient une transformation martensitique due à l'extension de peu de sites de nucléations, même lorsque la vitesse de chargement augmente. Les éprouvettes découpées transversalement à la direction de laminage (direction  $T$ ), en revanche, privilégient une augmentation du nombre de sites de nucléation avec l'augmentation de la vitesse de chargement.

On a ainsi fait état de ces deux modes d'augmentation de la proportion de phase martensitique dans l'éprouvette. Il a également été observé que la transformation se faisait en suivant, de façon ordonnée, ces deux étapes : étape 1, la création de sites de nucléation étape 2, la propagation des zones martensitiques créées pendant l'étape 1 via des fronts de transformation se propageant.

Pendant cette étude, les mesures effectuées par [Zhang *et al.*, 2010] portant sur l'augmentation du nombre de sites de nucléation avec la vitesse de chargement ont également pu être répétées pour des régimes de vitesses équivalents. Ces mesures ont pu être prolongées pour des régimes de vitesse plus élevées. On a alors constaté que, dans ce cas là, l'augmentation du nombre de sites est toujours effective mais, que la morphologie de ces sites de nucléation (ou bandes de transformation) évolue : les bandes deviennent de plus en plus fines pour finir par être difficilement discernables.

Des mesures complémentaires ont alors été entreprises à l'échelle de la transformation. Deux types de morphologies ont été établies, appelées *microbandes* et *macrobandes*. En fait, les microbandes de martensite apparaissent très tôt dans le processus de transformation, avant même d'atteindre le plateau de transformation observable sur la réponse mécanique en contrainte et déformation nominales. Sur le NiTi testé au cours de cette étude, la transformation ne se fait plus que via des microbandes. Aucune macrobande n'a pu être observée à partir et au delà de cette vitesse de chargement.



# Chapitre 5

## Perspectives

### Sommaire

---

<b>1</b>	<b>Perspectives d'études pour le comportement des AMF en dynamique .</b>	<b>136</b>
1.1	Contribuer aux développement de modèles de comportements . . . . .	136
1.2	Augmenter la vitesse de chargement . . . . .	136
1.3	Méthode d'observation de la transformation . . . . .	136
1.4	Valider des hypothèses pour les modèles de comportement . . . . .	137
1.5	Caractériser la transformation inverse . . . . .	137
<b>2</b>	<b>Évolution du dispositif expérimental de traction dynamique . . . . .</b>	<b>138</b>
2.1	Vers un essai symétrique . . . . .	138
2.2	L'ajout d'un deuxième axe . . . . .	140
2.3	Corrélation d'images . . . . .	141

---



# 1 Perspectives d'études pour le comportement des AMF en dynamique

## 1.1 Contribuer aux développements de modèles de comportements

Ces travaux de thèse ont consisté en l'élaboration d'une base de données expérimentales de la réponse d'un alliage de Nickel-Titane en traction dynamique. Les courbes de réponses mécaniques ainsi que les mesures de champs peuvent maintenant permettre de contribuer aux développements des modèles de comportement de ce matériau.

Les mesures obtenues par corrélation d'images et stockées sur des maillages de types éléments finis peuvent permettre de faire des comparaisons modèle – expérience quasiment directement. Il serait alors possible de valider les modèles de comportement déjà existants, une fois ceux-ci implantés dans un code EF, en reproduisant les conditions limites de l'essai de façon précise. On pourra également exploiter les possibilités qu'offre la corrélation d'images avec Corréli pour l'identification des paramètres du modèle choisi.

Le passage aux essais multiaxiaux répondrait également à la question de savoir s'il sont nécessaires pour caractériser le comportement des alliages à mémoire de forme en dynamique en comparant les résultats de ces essais avec des simulations utilisant des modèles de comportement dont les paramètres ont été identifiés avec des essais 1D.

## 1.2 Augmenter la vitesse de chargement

La vitesse de chargement maximale qu'il a été possible d'appliquer sur ces éprouvettes pendant ces travaux a été de 175 /s. Les analyses de cette essai à partir d'observations de la rugosité de la surface ont montré qu'à cette vitesse la transformation martensitique consistait en l'apparition d'un ensemble de microbandes.

Dans l'étude de [Nemat-Nasser *et al.*, 2005], les auteurs ont fait état d'une vitesse limite de transformation martensitique en compression. Nos travaux n'ont pas pu nous permettre d'identifier cette vitesse pour la traction. Il faudrait alors pouvoir appliquer des vitesses de déformation encore plus élevées jusqu'à l'observation d'un tel phénomène.

Cependant, la possibilité de faire cette observation n'est pas seulement conditionnée par le moyen expérimental utilisé pour solliciter en traction l'éprouvette, mais aussi par la méthode d'observation de la transformation martensitique utilisée. On a vu que pour les grandes vitesses de déformation appliquées, les images obtenues avec la technique d'observation de l'état de surface n'étaient pas de qualité optimale : de légers mouvements hors-plan des barres d'entrée et de sortie rendent certaines zones floues, la profondeur de champ des objectifs utilisés étant limitée.

## 1.3 Méthode d'observation de la transformation

Il faut donc pouvoir améliorer les mesures présentées au chapitre 4 mais aussi recourir à de nouvelles méthodes.

L'amélioration de ce qui est déjà fait peut passer par :

- des revêtements pour mouchetis capable de résister à des grandes déformations à vitesses aussi élevées,
- des mouchetis très fins pour pouvoir faire de la corrélation d'image sur des images à fort agrandissement, de résolution physique sensiblement égale à celles obtenues pour les observations d'états de surfaces ( $\leq 10 \mu\text{m}/\text{px}$ ),
- une meilleure répétabilité des mesures par observation de l'état de surface en maintenant le centre de l'éprouvette fixe afin d'avoir un angle d'éclairage plus stable pendant l'essai.

Pour ce qui est des nouvelles méthodes, il faut peut-être revoir la façon d'aborder la transformation martensitique : ici, en dynamique, on a considéré uniquement une observation par les champs cinématiques.

Les champs thermiques sont une alternative. La thermographie a déjà été utilisée par de nombreux auteurs dont [Pieczyska *et al.*, 2005] pour faire ces observations mais, il n'est fait état dans la littérature que de cas pour lesquels les vitesses de chargement appliquées font partie d'un régime quasi-statique. La limitation est avant tout technique. La caméra thermique à disposition au laboratoire peut faire des acquisitions à une cadence maximale de 9000 im/s mais pour une image d'une résolution de quelques unités de pixels : il est impossible de savoir ce qu'on mesure, surtout si l'éprouvette a un mouvement de corps rigide avec le dispositif SHTB. La méthode d'observation de la transformation martensitique doit donc passer par des moyens de mesures de thermographie rapide. Ces moyens de mesures n'en sont qu'à leur début d'existence. Cependant, si le centre de l'éprouvette reste fixe, on peut peut-être se contenter d'une faible résolution puisqu'en connaissant la position du centre sur la première image et en faisant un étalonnage, on peut remonter à l'identification des coordonnées sur l'éprouvette des points de températures mesurés par la caméra thermique.

## 1.4 Valider des hypothèses pour les modèles de comportement

Pouvoir appliquer de très grandes vitesses de déformation permettrait peut-être d'identifier la vitesse limite de transformation, d'en savoir plus sur les mécanismes de la transformation mais aussi, grâce à des méthodes d'observation améliorées, de pouvoir visualiser si, à cette vitesse limite, il existe un passage d'un mécanisme de transformation displacive à un mécanisme de plastification directe de l'austénite.

Les mesures de thermographie rapide permettraient aussi de savoir à partir de quelle vitesse de chargement les conditions sont effectivement adiabatiques, alimenteraient en données expérimentales les paramètres d'un couplage thermomécanique dans un modèle de comportement.

## 1.5 Caractériser la transformation inverse

Il a été question dans cette étude de la transformation martensitique. L'étude de sa transformation inverse fait partie des perspectives à court terme : quelle est l'influence de

la vitesse de déchargement, comment évolue le nombre de sites de nucléation, la morphologie des bandes de transformation ?

Pour pouvoir faire cette étude, il est possible de modifier le dispositif SHTB afin de réaliser des essais de décharge.

## 2 Évolution du dispositif expérimental de traction dynamique

Comme il a été dit au chapitre 1, le dispositif de traction dynamique présenté dans ce manuscrit a été conçu en vue d'une évolution vers un système bi-axial. Ainsi, les perspectives techniques de ces travaux de thèse en ce qui concerne la traction dynamique sont les étapes de développement énoncées au paragraphe 2.2.2 du chapitre 1. Ce sont aussi des perspectives scientifiques : chaque étape de développement vers la traction dynamique biaxiale va permettre d'avoir à disposition un type d'essai différent.

### 2.1 Vers un essai symétrique

Faire évoluer la configuration SHTB actuelle vers une configuration symétrique permet d'atteindre deux objectifs principaux :

- assurer un point fixe au centre de l'éprouvette,
- permettre d'ajouter un second axe perpendiculaire grâce au centre de l'éprouvette fixe qui permet de ne pas avoir de cisaillement induit par un mouvement de corps rigide.

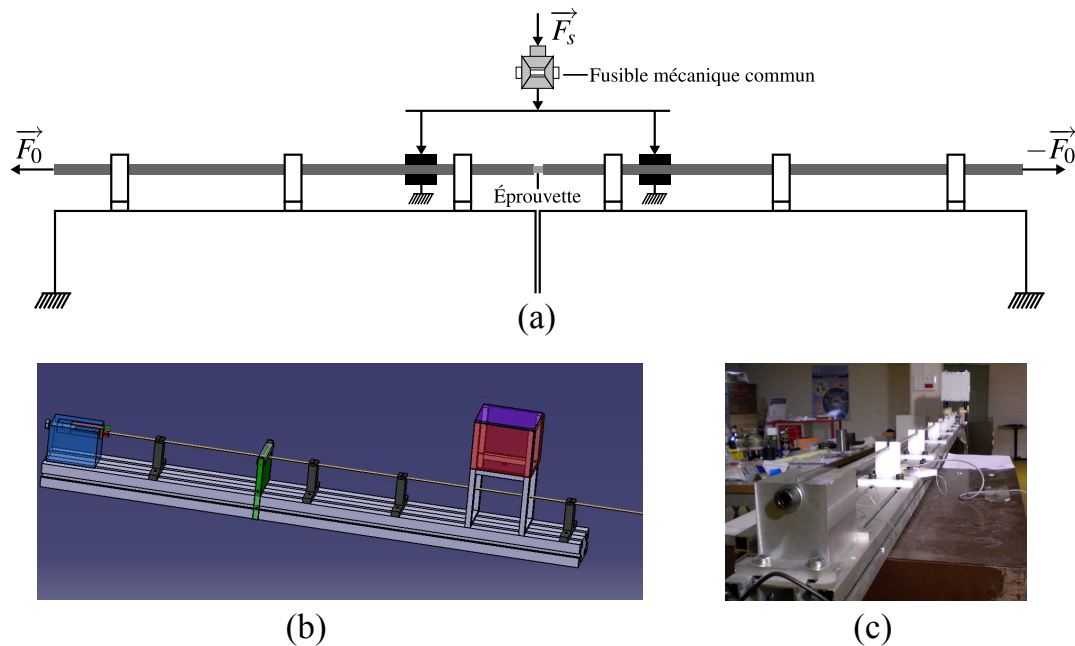
Pour y parvenir, il va falloir :

- essayer de mettre en place des méthodes de post-traitement de signaux spécifiques à cette configuration ( les deux barres sont considérées comme barre d'entrée et de sortie à la fois) qui seraient un premier pas vers le post-traitement de signaux pour deux axes dynamiques (soit deux fois la configuration symétrique),
- tester un système de libération des ondes synchronisé en deux points, adaptable ensuite à un système synchronisé sur quatre points (cas biaxial).

#### 2.1.1 Mini-barres de traction dynamique symétriques

Au cours de cette thèse, une maquette expérimentale a été réalisée pour tester la configuration symétrique. Elle est construite mais est toujours en phase de réglage. La FIGURE 5.1 représente cette maquette. Elle a pour but de mettre au point le dispositif de libération d'énergie élastique synchronisé entre les barres des deux côtés mais aussi de disposer d'un essai de traction dynamique aux barres de Hopkinson pour des éprouvettes de petites tailles.

Cet essai, nécessaire pour tester des microtubes AMF en NiTi en traction dynamique, a été développé pour faire suite à l'étude déjà menée en quasi-statique par [Feng et Sun, 2006]. Ces microtubes ont un diamètre de 1.78 mm et une épaisseur de 0.15 mm. Même



**FIGURE 5.1:** Essai de traction dynamique symétrique miniature. (a) Schéma de fonctionnement. (b) Étape de conception, vue de la moitié du dispositif. (c) Dispositif en cours de réalisation.

si le dimensionnement des minibarres doit être le plus générique possible pour maximiser le nombre de matériau à tester, les microtubes sont pour le moment la seule application prévue. Se baser sur cette géométrie permet d'avoir un bon point de départ pour le dimensionnement du système.

La TABLE 5.1 donne les rapports d'impédance mécanique pour plusieurs types de matériaux et diamètres de barres. Ce rapport est bon pour des barres en aluminium de diamètre 5 mm ou 6 mm.

Matériau	Acier	Aluminium			Nylon
Diamètre des barres	10 mm	4 mm	5 mm	6 mm	10 mm
Rapport d'impédance $Z_m$	240	14.5	22.5	32.5	11

**TABLE 5.1:** Rapports d'impédance mécanique  $Z_{m_{barres}}/Z_{m_{eprouvette}}$  suivant plusieurs configurations de barres.

Comme l'idée est de faire des barres de Hopkinson miniaturisées, il a été décidé de prendre un diamètre de 5 mm plutôt que 6 mm.

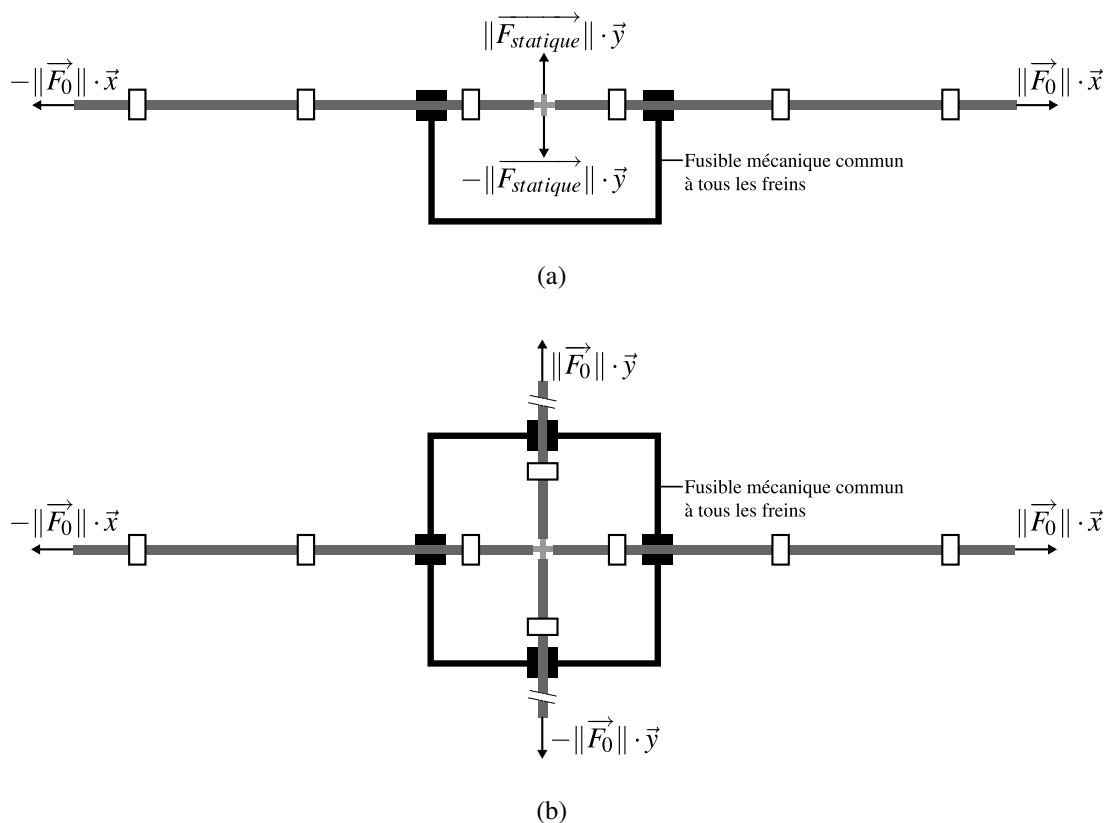
Il est à noter ici que les forces applicables sont ici beaucoup plus faibles que pour le dispositif SHTB en acier de diamètre 10 mm. L'ordre de grandeur de l'effort initial dans le cas de ces mini-barres est plutôt de l'ordre de 1 kN au maximum. Les premières tentatives d'appliquer une traction dynamique symétrique avec ce système ont pour le

moment échoué, il reste encore quelques éléments techniques à revoir : pour le moment, il a été possible de coller des microjagues sur les barres, d'enregistrer un signal correct lors d'un essai « barre contre barre » mais il reste des problèmes avec le système de freinage (problème de fusible mécanique et de surface d'appui entre les barres et les éléments de freinage).

## 2.2 L'ajout d'un deuxième axe

### 2.2.1 Un axe statique

Une fois que l'essai de traction dynamique est symétrique, il est possible d'ajouter un second axe. La première étape est alors de mettre un second axe statique qui sollicite en traction ou en compression l'éprouvette. L'intérêt ici est qu'on conserve le même système de post-traitement développé pour le cas symétrique uniaxial. La FIGURE 5.2(a) représente le principe de cette configuration.



**FIGURE 5.2:** Système biaxial. (a) Ajout d'un axe statique à la configuration symétrique. (b) Remplacement de l'axe statique par un axe dynamique.

Cette disposition nécessite d'avoir le centre de l'éprouvette fixe pour ne pas appliquer de cisaillement à l'éprouvette et donc d'avoir d'abord symétrisé le dispositif SHTB.

Une application de ce dispositif est possible pour l'étude des AMF. La martensite  $M_{\sigma}$  créée pendant la transformation martensitique dépend de la direction des efforts appliqués. Il serait alors possible, dans le cadre de la poursuite de ces travaux de thèse, d'étudier l'influence, sur des zones déjà transformées, d'efforts extérieurs de direction perpendiculaire.

### 2.2.2 Deux axes dynamiques

La configuration de traction dynamique biaxiale constitue l'objectif final de ces développements expérimentaux (schéma représenté à la FIGURE 5.2(b)). Technologiquement, si l'essai symétrique uniaxial est maîtrisé, l'essai biaxial ne devrait pas poser de problème : la synchronisation de la libération des ondes en quatre points (ainsi qu'en deux points) se fait de façon mécanique par le biais d'un fusible mécanique commun.

Il faut s'attendre à des signaux d'essais difficiles à post-traiter : il n'est pas certain du tout que l'onde incidente provenant d'une barre se retrouve transmise uniquement sur la barre opposée. Suivant la géométrie d'éprouvette qui sera choisie, la transmission pourrait se faire d'une barre vers les trois autres. Les signaux risquent d'être fortement bruités et il faudra faire appel à des solutions de mesure complémentaires à celle des jauges de déformation pour connaître les efforts aux interfaces ainsi que les déplacements. La corrélation d'image ainsi que le mode *tracking*, développé pendant ces travaux et présenté au chapitre 3, peuvent être une solution dans l'évaluation des vitesses de chacune des barres.

## 2.3 Corrélation d'images

Pour faire évoluer le système de traction dynamique, il est nécessaire de faire évoluer les techniques de corrélation d'images afin qu'elles puissent apporter une mesure complémentaire et pertinente à chaque nouvelle configuration d'essai, surtout pour les essais dynamiques biaxiaux pour lesquels il faut y avoir recours pour post-traiter correctement les signaux et cinématiques mesurés. Les développements à entreprendre en ce qui concerne la version dédiée de Corréli pour les barres de Hopkinson sont à la fois techniques et scientifiques.

Techniquement, il s'agit de finir de développer toute l'interface graphique de visualisation et d'exploitation des résultats. Ceci dans le but de permettre à un utilisateur ayant peu de notions en corrélation d'images de pouvoir exploiter scientifiquement les résultats d'un essai.

Scientifiquement, il est possible de mettre en place des fonctions de forme à deux déformations admissibles plutôt que les fonctions de forme linéaires de type Q4. Cette évolution permettrait une identification plus rapide et plus précise pour les cas où les sites de nucléation sont peu nombreux. Cependant cela ne permettrait pas de distinguer les zones transformées. Il faudrait alors améliorer la mesure DIC pour qu'elle soit la plus représentative possible de la cinématique à une échelle plus petite. [Réthoré *et al.*, 2008]

proposent des méthodes avec des éléments enrichis (XFEM) afin d'observer des phénomènes de localisation. Cette approche pourrait alors être envisagée.

# Conclusion générale

Les alliages à mémoire de forme sont des matériaux pour lesquels il reste beaucoup de choses à apprendre et à comprendre. Cette compréhension, pour pouvoir modéliser de façon simple leur comportement pour des structures qui peuvent être soumises à des impacts ou à de grandes vitesses de chargement, doit d'abord passer par une exploration expérimentale. Les travaux de thèse présentés dans ce manuscrit ont cet objectif : alimenter une banque d'observations, de données expérimentales et d'analyses pour mieux comprendre les AMF. Ces travaux ont ainsi porté sur plusieurs points.

Tout d'abord, il a fallu monter un système de traction dynamique. Les choix dans le développement de ce système de traction aux barres de Hopkinson ont été réalisés en prenant en compte l'objectif expérimental final : pouvoir proposer un dispositif de traction dynamique biaxial pour pouvoir, à terme, proposer plus que des lois de comportement unidimensionnelles. La première étape vers ce dispositif a été achevée avec la fin de ces travaux : l'essai uniaxial est maîtrisé et le passage vers un essai symétrique avant de passer au biaxial peut maintenant se faire sur des bases solides.

L'objectif de mesurer des champs hétérogènes dus à la transformation martensitique dans le cas de sollicitations dynamiques a nécessité de développer et d'adapter le code de corrélation d'images du laboratoire, Corréli<sup>4</sup>. Ce travail a alors permis, en parallèle, à contribuer à l'amélioration des mesures de champs pour les essais aux barres de Hopkinson du laboratoire en intégrant la version du code de corrélation actuelle aux protocoles expérimentaux de ces essais. Une extension de cette mesure en mode *tracking* permet maintenant d'accéder à une mesure redondante de la vitesse des barres d'entrée et de sortie afin de pouvoir valider, entre autres, l'essai de traction dynamique.

La mesure sur surface polie utilisée à l'Université de Hong Kong a également pu être mise en œuvre pendant ces travaux de thèse et fait partie des points à développer dans les travaux à venir, notamment par la définition d'un protocole de mesure bien défini permettant d'identifier les améliorations à apporter afin d'obtenir un taux de réussite de la mesure plus élevé.

Les éléments apportés par cette étude concernant le comportement des alliages à mémoire de forme à base de NiTi sont :

- le prolongement du modèle déjà établi par [Shaw et Kyriakides, 1997] liant par un coefficient constant la vitesse de chargement du matériau à la vitesse de transformation pour des vitesses de chargement supérieures de cinq décades à celles établies dans la littérature,



- l'identification d'une saturation du nombre de sites de nucléation amenant à des macrobandes de transformation,
- l'observation expérimentale du processus de la transformation martensitique déclenché mécaniquement. Deux étapes distinctes ont été identifiées : l'apparition de sites de nucléation et leur extension, se déroulant successivement mais pas simultanément et pouvant se répéter,
- l'existence de microbandes de transformation à l'intérieur des domaines non transformés,
- l'observation expérimentale que la transformation martensitique ne se fait plus par macrobandes lorsque la vitesse de chargement augmente mais par microbandes, pouvant amener à considérer que les champs de déformations deviennent alors homogènes.

D'une façon plus générale et expérimentale, ces travaux de thèse ont permis de développer des outils de mesures qui peuvent être appliqués à d'autres matériaux présentant des hétérogénéités dans leurs champs de déformation lors d'essais dynamiques aux barres de Hopkinson.

# Bibliographie

- ACHENBACH, J. (1973). *Wave propagation in elastic solids*. North-Holland.
- ADHARAPURAPU, R. R., JIANG, F., VECCHIO, K. et GRAY-III, G. T. (2006). Response of niti shape memory alloy at high strain rate : A systematic investigation of temperature effects on tension-compression asymmetry. *Acta Materialia*, 54:4609 – 4620.
- ALBERTINI, C. et MONTAGNANI, M. (1979). Testing techniques in dynamic biaxial loading. *Institute of Physics Conference Series*, 47:21–34.
- ALBERTINI, C. et MONTAGNANI, M. (1980). Dynamic uniaxial and biaxial stress-strain relationship for austenitic stainless steels. *Nuclear Engineering and Design*, 57:107–123.
- BESNARD, G., HILD, F. et ROUX, S. (2006). Finite-element displacement fields analysis from digital images : Application to portevin-le châtelier bands. *Experimental Mechanics*, 46(6):789–803.
- BRINSON, L., SCHMIDT, I. et LAMMERING, R. (2004). Stress-induced transformation behavior of a polycrystalline niti shape memory alloy : micro and macromechanical investigations via in situ optical microscopy. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 52:1549–1571.
- CHEN, W., WU, Q., KANG, J. et WINFREE, N. (2001). Compressive superelastic behavior of a niti shape memory alloy at strain rates of 0.001–750 /s. *International Journal of Solids and Structures*, 38:8989–8998.
- DALY, S., RAVICHANDRAN, G. et BHATTACHARYA, K. (2007). Stress-induced martensitic phase transformation in thin sheets of nitinol. *Acta Materialia*, 55:3593–3600.
- DAVIES, E. et HUNTER, S. (1963). The dynamic compression testing of solids by the method of the split hopkinson pressure bar. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 11:155–179.
- DAVIES, R. (1948). A critical study of the hopkinson pressure bar. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A*, 420(821):375–445.
- DAYANANDA, G. et RAO, M. S. (2008). Effect of strain rate on properties of superelastic niti thin wires. *Materials Science and Engineering A*, 486:96–103.
- ELNASRI, I. (2006). *Comportement des matériaux cellulaires sous impact et de panneaux sandwichs sous perforation dynamique*. Thèse de doctorat, ENS Cachan.

- FENG, P. et SUN, Q. (2006). Experimental investigation on macroscopic domain formation and evolution in polycrystalline niti microtubing under mechanical force. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 54:1568–1603.
- FIELD, J., WALLEY, S., PROUD, W., GOLDREIN, H. et SIVIOUR, C. (2004). Review of experimental techniques for high rate deformation and shock studies. *International Journal of Impact Engineering*, 34:725–775.
- GRAFF, K. (1975). *Wave motion in elastic solids*. Ohio State University Press.
- HARDING, J., WOOD, E. et CAMPBELL, J. (1960). Tensile testing of materials at impact rates of strain. *Journal of Mechanical Engineering and Science*, 2:88–96.
- HILD, F. et ROUX, S. (2006). Digital image correlation : from displacement measurement to identification of elastic properties, a review. *Strain*, 42:69–80.
- HOPKINSON, B. (1914). A method of measuring the pressure in the deformation of high explosives by the impact of bullets. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A*, 213:437–456.
- HOU, B., ONO, A., ABDENHADER, S., PATTOFATTO, S., YI, Y. et ZHAO, H. (2010). Impact behavior of honeycombs under combined shear-compression, part i experiments. *International Journal of Solids and Structures*, 48:687–697.
- KOLSKY, H. (1949). An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading. *Proceeding of the Physical Society of London B*, 62:676–700.
- LAPORTE, S., DAVID, F., BOUSSON, V. et PATTOFATTO, S. (2009). Dynamic behavior and microstructural properties of cancellous bone. In *DYMAT 2009*, pages 895–900.
- LI, Z. et SUN, Q. (2002). The initiation and growth of macroscopic martensite band in nano-grained niti microtube under tension. *International Journal of Plasticity*, 18:1481–1498.
- LINDHOLM, U. et YEAKLEY, L. (1968). High strain-rate testing : Tension and compression. *Experimental Mechanics*, 8:1–9.
- LIU, J., PATTOFATTO, S. et ZHAO, H. (2011). Impact behavior of aluminum truss core structures. Poster session, 3rd international conference on Impact Loading of Lightweight Structures, Valenciennes (France).
- LIU, Y., LI, Y. et RAMESH, K. (2002). Rate dependence of deformation mechanism in a shape memory alloy. *Philosophical Magazine A*, 82(12):2461–2473.
- LIU, Y., LI, Y., RAMESH, K. et HUMBEECK, J. (1999). High strain rate deformation of martensitic niti shape memory alloy. *Scripta Materialia*, 41(1):89–95.
- MERLE, R. et ZHAO, H. (2006). On the errors associated with the use of large diameter shpb, correction for radially non-uniform distribution of stress and particle velocity in shpb testing. *International Journal of Impact Engineering*, 32(12):1964–1980.
- MEYERS, M. (1994). *Dynamic Behavior of Materials*. John Wiley and Sons Inc.
- MOHR, D., GARY, G. et LUNDBERG, B. (2010). Evaluation of stress-strain curve estimates in dynamic experiments. *International Journal of Impact Engineering*, 37:161–169.

- MURASAWA, G., YONEYAMA, S., SAKUMA, T. et TAKASHI, M. (2006). Influence of cycling loading on inhomogeneous deformation behavior arising in niti shape memory alloy plate. *Materials Transactions*, 47(3):1–7.
- NASRI, I. E., PATTOFATTO, S., ZHAO, H., TSITSIRIS, H., HILD, F. et GIRARD, Y. (2007). Shock enhancement of cellular structures under impact loading : Part i experiments. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 55:2652–2671.
- NEMAT-NASSER, S. et CHOI, J. (2005). Strain rate dependence of deformation mechanisms in a ni–ti–cr shape memory alloy. *Acta Materialia*, 53:449–454.
- NEMAT-NASSER, S., CHOI, J., GUO, W.-G. et ISAACS, J. (2005). Very high strain-rate response of a niti shape-memory alloy. *Mechanics of Materials*, 37:287–298.
- NEMAT-NASSER, S. et GUO, W.-G. (2006). Superelastic and cyclic response of niti sma at various strain rates and temperatures. *Mechanics of Materials*, 38:463–474.
- NICHOLAS, T. (1981). Tensile testing of materials at high rates of strain. *Experimental Mechanics*, 21:177–185.
- NIEMCZURA, J. et RAVI-CHANDAR, K. (2006). Dynamics of propagating phase boundaries in niti. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 54:2136–2161.
- PATOOR, E. et BERVEILLER, M. (1994). *Technologie des alliages à mémoire de forme*. Hermès (France).
- PATTOFATTO, S. (2011). Techniques expérimentales pour l’analyse de l’absorption d’énergie des matériaux sous impact. Habilitation à Diriger des Recherches, ENS Cachan.
- PATTOFATTO, S. et FORQUIN, P. (2010). L’imagerie rapide pour l’analyse du comportement dynamique des matériaux. Colloque National Mecamat, Aussois.
- PATTOFATTO, S., FORTINEAU, V., GUÉRARD, S. et LAPORTE, S. (2010). Dynamic response of ligament insertion investigated with tension hopkinson bars and high speed imaging. 5th International Symposium on Advanced Science and Technology in Experimental Mechanics, ISEM 2010, Kyoto, Japan.
- PATTOFATTO, S., ZHAO, H. et TSITSIRIS, H. (2011). Influence of the impact velocity on the perforation resistance of a glass-reinforced polypropylene material. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, available online.
- PIECZYSKA, E., GADAJ, S., NOWACKI, W., HOSHIO, K., MAKINO, Y. et TOBUSHI, H. (2005). Characteristics of energy storage and dissipation in niti shape memory alloy. *Science and Technology of Advanced Materials*, 6:889–894.
- PIECZYSKA, E., GADAJ, S., NOWACKI, W. et TOBUSHI, H. (2006). Phase transformation fronts evolution for stress- and strain- controlled tension in niti shape memory alloy. *Experimental Mechanics*, 46:531–542.
- RAMESH, K. (2008). High rates and impact experiments. Chapter 33 in Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics, Sharpe (Ed.).

- RÉTHORÉ, J., BESNARD, G., VIVIER, G., HILD, F. et ROUX, S. (2008). Experimental investigation of localized phenomena using digital image correlation. *Philosophical Magazine*, 88:3339–3355.
- SALETTI, D., PATOFATTO, S. et ZHAO, H. (submitted). Measurement of phase transformation properties under moderate impact tensile loading in a niti alloy. *Experimental Mechanics*.
- SALETTI, D., PATTOFATTO, S. et ZHAO, H. (2009). Essais de traction dynamique sur un alliage niti à mémoire de forme. Session poster, Colloque National Mecamat, Aussois.
- SALETTI, D., PATTOFATTO, S. et ZHAO, H. (2010). Martensitic transformation in niti under high strain rates. SEM 2010 Annual Conference, Indianapolis, (USA).
- SHAW, J. et KYRIAKIDES, S. (1995). Thermomechanical aspects of niti. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43(8):1243–1281.
- SHAW, J. et KYRIAKIDES, S. (1997). On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in a niti alloy. *Acta Materialia*, 45(2):683–700.
- SHAW, J. et KYRIAKIDES, S. (1998). Initiation and propagation of localized deformation in elasto-plastic strips under uniaxial tension. *International Journal of Plasticity*, 13(10):837–871.
- STAAB, G. et GILAT, A. (1991). A direct-tension split hopkinson bar for high strain-rate testing. *Experimental Mechanics*, 31:232–235.
- SUTTON, M., ORTEU, J.-J. et SCHREIER, H. (2009). *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. Springer.
- THAKUR, A., NEMAT-NASSER, S. et VECCHIO, K. (1996). Dynamic bauschinger effect. *Acta Materialia*, 44:2797–2807.
- TOBUSHI, H., SHIMENO, Y., HACHISUKA, T. et TANAKA, K. (1998). Influence of strain rate on superelastic properties of niti shape memory alloy. *Mechanics of Materials*, 30:141–150.
- WAYMAN, C. M. (1983). Phase transformations, nondiffusive. In R.W. Cahn, P. Haasen, *Physical Metallurgy*, North-Holland Physics Publishing, New York.
- ZENG, H., PATTOFATTO, S., ZHAO, H., GIRARD, Y. et FASCIO, V. (2010). Impact behaviour of hollow sphere agglomerates with density gradient. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52:680–688.
- ZHANG, X., FENG, P., HE, Y., YU, T. et SUN, Q. (2010). Experimental study on rate dependence of macroscopic domain and stress hysteresis in niti shape memory alloy strips. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52:1660–1670.
- ZHAO, H. et ABDENNADHER, S. (2004). On the strength enhancement under impact loading of square tubes made from rate insensitive metals. *International Journal of Solids and Structures*, 41:6677–6697.

- ZHAO, H., ELNASRI, I. et GIRARD, Y. (2007). Perforation of aluminium foam core sandwich panels under impact loading - an experimental study. *International Journal of Impact Engineering*, 34:1246–1257.
- ZHAO, H. et GARY, G. (1997). A new method for the separation of waves. application to the shpb technique for an unlimited duration of measurement. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 45(7):1185–1202.