



UNIVERSITÉ DE SAVOIE



ECOLE DOCTORALE "SCIENCES ET INGÉNIERIE DES SYSTÈMES, DE L'ENVIRONNEMENT ET DES ORGANISATIONS"

Laboratoire SYMME (Systèmes et Matériaux pour la Mécatronique) – EA 4144

Habilitation à Diriger des Recherches

Hervé LOUCHE

Maître de Conférences 60^{ème} section, Université de Savoie
Enseignant à Polytech Annecy-Chambéry
Chercheur au laboratoire SYMME

Etudes de certains phénomènes de localisation à partir de champs thermomécaniques

- Soutenue le 16 Octobre 2009 -

Composition du jury :

Yves Bréchet	Professeur, INP Grenoble	<i>Président</i>
Robert Arrieux	Professeur, Université de Savoie	<i>Rapporteur</i>
Michel Grédiac	Professeur, Université de Clermont Ferrand 2	<i>Rapporteur</i>
Daniel Rittel	Professeur, Technion (Haïfa, Israël)	<i>Rapporteur</i>
André Chrysochoos	Professeur, Université de Montpellier 2	<i>Examineur</i>
Denis Favier	Professeur, UJF Grenoble	<i>Examineur</i>

Remerciements

Ce mémoire d'Habilitation à Diriger des Recherches (HDR) est une synthèse de mes travaux depuis ma thèse de doctorat commencée à l'automne 1995. Un tel travail n'aurait pu être mené sans les conseils, la collaboration et le soutien de nombreuses personnes qu'il me sera difficile de nommer exhaustivement.

Mes premiers remerciements s'adressent à André Chrysochoos qui a guidé mes premiers pas en recherche, en DEA puis en thèse, et qui m'a initié, avec beaucoup d'enthousiasme et de rigueur, au domaine passionnant de la thermomécanique des matériaux.

Merci ensuite à Robert Arrieux pour m'avoir accueilli en septembre 2000 dans le laboratoire LMéca (devenu SYMME) d'Annecy. Principal artisan, avec Laurent Tabourot, de l'achat du système de thermographie infrarouge dans le laboratoire en 2003, il n'a cessé depuis d'encourager mes travaux de recherche.

Initiée au printemps 2004, la collaboration avec Denis Favier du laboratoire 3S-R de Grenoble a été décisive pour l'ouverture, vers le domaine des Alliages à Mémoire de Forme, de mes activités de recherche. Le dynamisme, la rigueur scientifique et la curiosité de Denis et de son équipe ont été un soutien très important au cours de ces dernières années. C'est également grâce à l'année de délégation au CNRS (2008-2009) dans leur équipe que j'ai pu obtenir un peu de disponibilité pour rédiger ce mémoire.

Je remercie également tous les membres de mon jury d'HDR, en commençant par Yves Bréchet qui m'a fait l'honneur de le présider. Merci à Daniel Rittel, Michel Grédiac et Robert Arrieux d'avoir accepté de rapporter sur mon travail. Merci enfin à André Chrysochoos et Denis Favier de m'avoir accompagné jusqu'à ce jour de soutenance.

Sans le travail de Frédérick, Afaf et Pauline, mes trois doctorants, ce mémoire ne pourrait exister. Qu'ils trouvent dans ces lignes l'expression de mes remerciements sincères et chaleureux.

De mes neuf années passées à Annecy je ne peux oublier de remercier mes collègues du Laboratoire ou de l'Ecole qui eux aussi ont contribué directement ou indirectement au bon déroulement de mes activités de recherche.

Grand merci enfin à ma famille qui a elle aussi participé à la réussite de ce projet.

Table des matières

Introduction	5
I Dossier Personnel	7
1 Curriculum Vitae	9
1.1 Coordonnées	9
1.2 Situation actuelle	9
1.3 Formation	10
1.4 Cursus Professionnel	10
1.5 Résumé de mes activités depuis 2000	11
2 Synthèse de mes travaux depuis 2000	13
2.1 Activités d'Enseignement	13
2.2 Responsabilités pédagogiques	13
2.3 Synthèse des activités de recherche et d'encadrement	14
2.4 Responsabilités administratives et collectives	15
2.5 Encadrements de Masters et de Thèses	15
2.6 Principaux contrats de Recherche	16
2.7 Rayonnement et animation scientifique	16
2.8 Collaborations internationales	17
2.9 Publications	17
II Dossier de Recherche	23
1 Mesures de champs thermiques, estimations de sources de chaleur et d'énergie	25
1.1 Introduction	25
1.2 Mesures de champs thermiques par thermographie infrarouge	27
1.3 Estimation de sources de chaleur	30
1.3.1 Cadre thermodynamique	30
1.3.2 Modèles simplifiés de diffusion de la chaleur	32
1.3.3 Traitement des images thermiques pour estimer des champs de sources de chaleur	35
1.3.4 Validation des estimations de sources de chaleur	38
1.4 Synchronisation spatio-temporelle des champs thermiques et cinématiques	45
1.4.1 Contexte	45
1.4.2 Synchronisation spatio-temporelle proposée dans la thèse de P. Schlosser	47
1.4.3 Revêtement de surface compatible avec mesures thermiques et cinématiques . .	47

1.5	Estimations d'énergies	49
1.5.1	Estimation des puissances ou énergies mécaniques fournies	49
1.5.2	Estimation des puissances ou énergies calorifiques mises en jeu lors d'un essai mécanique	50
1.6	Bilan	51
2	Champs thermomécaniques et localisations	53
2.1	Différentes manifestations et analyses de la localisation	54
2.1.1	Phénomènes de localisation étudiés et rappel des observations expérimentales classiques	54
2.1.2	Etudes théoriques	64
2.2	Etudes de certains phénomènes de localisation à partir de champs thermomécaniques .	65
2.2.1	Localisation en bandes de Lüders	65
2.2.2	Localisation de striction	70
2.2.3	Localisation en bandes de Portevin Le Châtelier (PLC)	78
2.2.4	Endommagement localisé d'une structure polymère soumise à des chocs répétés	90
2.2.5	Localisation de la déformation plastique dans des multicristaux d'aluminium .	97
2.2.6	Changement de phase localisé dans des Alliages à Mémoire de Forme NiTi . . .	104
2.3	Bilan	120
3	Travaux de Recherche actuels	121
3.1	Comportement thermomécanique des AMF NiTi	121
3.2	Bilans d'énergie	123
	Conclusions et Perspectives	129
	References	133
III	Sélection de publications	143

Introduction

Contexte

Mes premiers contacts avec la Recherche ont commencé pendant mes études à l'ENS de Cachan, à l'occasion de cours ou de conférences où j'ai pu rencontrer et apprécier de nombreux chercheurs à la passion si communicante (Jean Lemaître, Pierre Ladevèze, René Billardon, ...). Sans hésitation, je choisissais de m'engager vers un DEA, dans l'intention de devenir enseignant-chercheur. Cette profession réunissait les qualités que je recherchais : transmission de connaissances, curiosité, découverte, émulation, ouverture, liberté, ...

Souhaitant me rapprocher de ma région d'origine, j'ai fait mon DEA à l'Université Montpellier 2, où j'ai découvert les activités de l'équipe Thermomécanique des Matériaux animée par André Chrysochoos. La passion, l'enthousiasme d'André, de même que ma curiosité pour les expérimentations thermiques qu'il menait, m'ont amené à choisir un sujet de stage de DEA qu'il proposait. Co-encadré par Robert Peyroux, ce projet consistait à modéliser le comportement thermomécanique, lors d'un essai de compression, d'une plaque de PVC trouée. Des expériences préalables avaient en effet mis en évidence des variations de température localisées dans des bandes orientées par rapport à l'axe de chargement. S'appuyant sur un code éléments finis thermomécanique couplé 2D, j'ai intégré (avec l'aide de F. Meissonnier qui était en thèse) dans le modèle viscoélastique de Kelvin Voigt, une dépendance avec la température du module d'Young et de la constante de viscosité du modèle. Grâce à cette modélisation d'un mécanisme d'adoucissement thermique local, de type «cycle auto-catalytique», nous avons pu simuler le développement de bandes de localisation de la température et de la déformation, telles qu'observées expérimentalement. C'est donc à l'occasion de ce stage de DEA que je découvrais les deux thèmes centraux de ce mémoire HDR : les mesures de champs de température sans contact et celui de la localisation.

L'année suivante, pendant mon stage d'une année en tant que scientifique du contingent au CEA de Cadarache, je confortais mon expérience dans le domaine de la thermomécanique en travaillant sur le développement de modèles de comportement d'une aiguille de combustible nucléaire.

Ma thèse, encadrée par André Chrysochoos, a démarré au laboratoire LMGC de Montpellier à l'automne 1995, sur un sujet associant comportement thermomécanique et localisation. Ce dernier thème, si l'on excepte mon travail de DEA, était nouveau dans l'équipe. André, convaincu des potentialités des mesures de champs, avait alors lancé deux thèses en parallèle sur ce sujet. La première, sur laquelle je me suis engagé, concernait les manifestations thermiques accompagnant la localisation progressive de striction lors d'essais de traction sur des aciers. La seconde thèse, celle de Bertrand Wattrisse, visait à étudier ce même mode de localisation mais à partir de mesures de champs cinématiques. La striction ne resta pas la seule localisation étudiée. A l'occasion d'une expérience sur un acier doux, je mis en évidence, grâce aux champs thermiques, la propagation d'une vague thermique (de quelques degrés) traversant l'éprouvette de traction. Je venais d'observer, à l'échelle macroscopique, les conséquences à une échelle inférieure d'une dissipation d'énergie soudaine et locale liée à la propagation d'une bande dite de Lüders.

Même si les champs thermiques constituaient l'information expérimentale de base, notre analyse des deux modes de localisation (bandes de Lüders et striction), fût principalement réalisée à partir des champs de sources de chaleur, causes des effets thermiques observés. La mise au point d'un logiciel capable d'estimer les sources de chaleur 2D, à partir de champs thermiques, fût donc pour moi un préalable à l'étude de la localisation. Je découvrais alors un autre domaine passionnant celui du traitement du signal. ...

Enfin, mon expérience de thèse fût également celle de mes premiers pas d'enseignant. Soutenu par une équipe soudée (Claude Do, Louis Paris, Thierry Laurent, ...) je pris énormément de plaisir à donner mes premiers TD, TP ou encadrements de projets.

Recruté en septembre 2000 comme Maître de Conférences à l'Université de Savoie, j'ai intégré l'Ecole Supérieure d'Ingénieurs d'Annecy (devenue aujourd'hui Polytech'Savoie) et l'un de ses quatre laboratoires, le LMECA (devenu SYMME). Après une première année d'investissement dans mes enseignements, j'ai orienté mes travaux de recherche sur un autre type de localisation, les bandes dites de Portevin-Le Châtelier (PLC). En collaboration avec Robert Arrieux et Pierre Vacher, j'ai étudié ce type de localisation, sur des alliages d'Aluminium, à partir de champs cinématiques et de mesures d'émission acoustique. Au printemps 2003, grâce au soutien de Robert Arrieux et de Laurent

Tabourot, je parvenais à boucler le financement d'une caméra infrarouge matricielle. Nos premières observations thermiques furent aussitôt appliquées à l'effet PLC, mettant en évidence, comme pour les bandes de Lüders, des effets thermiques intenses et très localisés.

Ma première expérience d'encadrement de thèse fût celle de Frédéric Piette-Coudol, dans le cadre d'une bourse Cifre avec le Centre Technique de la Chaussure (CTC) de Lyon, sur un sujet appliqué touchant à la modélisation du comportement aux chocs d'un talon de chaussure. La thèse d'Afak Saaï, commencée en octobre 2003, constitua ma seconde expérience d'encadrement de thèse. Associé à Laurent Tabourot sur les aspects modélisation, nous avons cherché à valider la capacité des modèles de plasticité cristalline utilisés pour restituer le comportement dissipatif observé expérimentalement.

Au printemps 2004 commençait, grâce à Pierre Vacher, une collaboration avec Denis Favier et Laurent Orgéas (laboratoire 3S-R de Grenoble) sur l'étude des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) Nickel Titane (NiTi) à partir de mesures de champs cinématiques et thermiques. Cette collaboration, très riche, m'a permis de co-encadrer sur ce même thème le stage de Master de Pauline Schlosser, puis sa thèse, soutenue en Décembre 2008. Accueilli à la rentrée 2009 dans leur équipe de recherche, pour une année de délégation au CNRS, j'ai pu profiter de cette année sans enseignements pour poursuivre nos projets sur les AMF, valoriser des actions et collaborations en cours et enfin préparer de futurs projets dont ce mémoire d'HDR.

Objectif du manuscrit

Synthétisant mes différentes expériences de Recherche, les objectifs principaux de ce mémoire sont :

- de mettre en évidence les caractéristiques et les potentialités des mesures de champs thermiques pour compléter l'analyse expérimentale du comportement des matériaux,
- de montrer l'apport des estimations des sources de chaleur dans l'étude et la modélisation des mécanismes physiques impliqués dans les différents types de comportement,
- de présenter des résultats d'applications de ces techniques expérimentales, reposant sur des mesures de « champs thermomécaniques », pour mieux caractériser et comprendre certains phénomènes de localisation.

J'ai donc cherché, à travers mes différentes expériences de recherche, à réunir ces trois aspects dans le mémoire. Souhaitant ne pas en réserver la lecture aux seuls spécialistes du domaine, j'ai essayé d'apporter des explications à la fois sur les techniques utilisées et sur les types de localisation étudiés.

Plan du manuscrit

Le mémoire commence par la présentation, sous forme d'un curriculum vitae étendu, de mes différentes expériences d'enseignant-chercheur ; puis se poursuit par la partie principale, « Dossier Recherche », organisée en trois chapitres. Le premier porte sur les mesures de champs thermiques et sur l'estimation de sources de chaleur. Après un rappel des caractéristiques des mesures thermiques, je présente la technique d'estimation des sources de chaleur utilisée, puis des exemples permettant de valider ces dernières. La méthode de synchronisation spatio-temporelle des champs cinématiques et thermiques mise au point pendant la thèse de Pauline Schlosser clôture, avec les estimations d'énergie, ce premier chapitre. L'analyse de certaines localisations à partir de champs thermomécaniques est le thème du second chapitre qui constitue le cœur de ce mémoire. Après un rappel des différents types de localisation étudiés, j'ai organisé le mémoire en six sections correspondant chacune à l'étude d'un type de localisation : bandes de Lüders, striction, bandes PLC, endommagement localisé, localisation plastique dans des multicristaux d'aluminium, et changement de phase localisé dans des AMF NiTi. Enfin, un résumé de mes travaux actuels, principalement sur les AMF et sur les bilans d'énergie, est présenté dans le troisième et dernier chapitre.

Une sélection de publications est proposée en fin de mémoire pour le lecteur souhaitant avoir plus de précisions sur les sujets traités.

Première partie

Dossier Personnel

CHAPITRE 2

Synthèse de mes travaux depuis 2000

2.1 Activités d'Enseignement

Agrégé de Génie-Mécanique (1993), suite à ma formation à l'ENS de Cachan, j'ai eu mes premières expériences d'enseignement en tant que moniteur, pendant ma thèse. J'ai ensuite été ATER à l'Université Montpellier 2, puis à l'Université de Savoie à la rentrée 1999 où j'ai exercé un service complet d'enseignement, essentiellement en Maîtrise de Technologie Mécanique.

Depuis ma nomination, en tant que Maître de Conférences en septembre 2000, j'ai exercé la quasi totalité de mes enseignements à l'Université de Savoie, principalement au sein de l'Ecole Supérieure d'Ingénieurs d'Annecy (ESIA, devenue aujourd'hui Polytech'Savoie). Ces interventions, dans le domaine de la Mécanique, ont concerné les filières ingénieurs (bac+3 à bac+5) ainsi que la Maîtrise de Technologie Mécanique, devenue ensuite Master Professionnel « Conception Avancée ». Les principaux modules dans lesquels je me suis investi sont les suivants : Eléments finis, Analyse numérique, Mécanique vibratoire, Conception mécanique, Mesures et modélisation thermique, Mécanique des milieux continus, Méthodes expérimentales pour l'étude des matériaux et des structures, Cao, Traitement du signal. De plus, j'ai été le tuteur enseignant de 20 élèves (élève Ingénieur ou Maîtrise ou Master 2) en stage de fin d'études, j'ai encadré (à 100%) 7 projets de fin d'études ingénieurs et 7 projets Maîtrise ou Master. Je suis enfin intervenu dans la formation continue (CNAM-DEST, enseignement pendant 4 ans d'un module de 40h), et dans la formation par apprentissage (tuteur enseignant depuis 2000 de 6 étudiants apprentis ingénieurs de l'ITII, interventions en Eléments finis en Licence Pro CMAO de l'Université de Savoie).

En moyenne, depuis ma nomination en Septembre 2000, mon service d'enseignement (cf. thèmes précédents et encadrements de projets et stages) est d'environ 300 h/an équiv. TD.

2.2 Responsabilités pédagogiques

Responsable de la Maîtrise de Technologie Mécanique (MTM, 2001-2003) puis de la 1^{ère} année du Master Professionnel Conception Avancée (CA) de l'Université de Savoie (2004-2007).

Cette tâche consistait à organiser les interventions dans les différents modules (recrutement de vacataires, gestion des emplois du temps, organisation des jurys, recherche et organisation de projets de fin d'études (100h), gestion des stages, poursuites d'études,...). Par ailleurs, je me suis occupé au printemps 2003 de constituer le dossier d'habilitation de la première année du Master CA, formation habilitée de 2004 à 2007 et qui s'est arrêtée à la fin de l'année 2006-2007. Les effectifs des promotions étaient de 20 étudiants en moyenne.

Responsabilités, animations et créations de modules d'enseignement.

Au cours de ces huit années d'enseignement j'ai eu la responsabilité de plusieurs modules (durée de 40h environ), les principaux étant :

- a) en Maîtrise et 2^{ème} année de Master Conception Avancée : Eléments finis, Analyse numérique, Mesures et modélisations thermiques,
- b) en 1^{ère} année d'Ecole d'Ingénieurs : Mécanique numérique, Conception mécanique, Modélisation et Simulation en Mécanique et Matériaux,
- c) en 2^{ème} année d'Ecole d'Ingénieurs : Méthodes expérimentales pour l'étude des matériaux et des structures.

Nos maquettes pédagogiques ont évolué plusieurs fois au cours de ces années. Nous avons dû adapter le contenu ou la durée de modules existants à ces nouvelles maquettes ou bien encore mettre en place de nouveaux modules. Parmi ces derniers, j'ai par exemple monté deux modules ("Finite elements for advanced design" (24h), et "Thermal measures for advanced design" (12h)) pour la 2^{ème} année du Master CA lors de sa création en 2004. Ces modules étaient entièrement enseignés en langue anglaise car cette 2^{ème} année de Master était ouverte à des étudiants étrangers. J'ai également proposé et mis en place un nouveau module ("Méthodes expérimentales pour l'étude des matériaux et des structures") en 2^{ème} année du cursus ingénieur. Ce module, à travers les interventions de plusieurs enseignants-chercheurs, a pour objectifs de faire découvrir aux futurs ingénieurs des méthodes expérimentales récentes (cas des mesures de champs thermiques et cinématiques par exemple). Environ deux tiers de ce module est consacré à des TP.

2.3 Synthèse des activités de recherche et d'encadrement

Au cours de ces années, mes travaux de recherche se sont concentrés sur l'étude du comportement thermomécanique des matériaux, principalement lorsque des phénomènes de localisation apparaissent. Les recherches menées ont porté à la fois sur la mise au point d'expériences (développement de techniques d'analyses de champs thermomécaniques), sur la construction de modélisations thermique et mécanique et sur l'étude de plusieurs phénomènes de localisation (voir le tableau sur la Figure 2.1 ci-après).

Cette thématique de recherche, poursuit les travaux que j'avais commencés en thèse (Louche, 1999), sous la direction d'André Chrysochoos à l'université Montpellier 2. Elle a été mise en place dès mon arrivée en septembre 2000 dans le laboratoire LMECA (devenu SYMME en Juillet 2006). Démarrant, à Annecy, à partir d'analyses de champs cinématiques et de mesures acoustiques (Louche *et al.*, 2002), (Vacher *et al.*, 2003), ce thème de recherche s'est pleinement développé lorsque j'ai pu boucler le financement (environ 100 k€), en Mai 2003, d'une caméra infrarouge de grande précision (CEDIP Jade III).

Durant ma thèse, j'avais étudié, via une approche expérimentale basée sur des mesures de champs thermiques, deux formes de localisation pouvant apparaître lors d'essais de traction sur des aciers : les bandes de Lüders et la striction. Nous avons alors montré l'apport des mesures de champs thermiques pour étudier ces phénomènes. Persuadé de l'intérêt de cette approche, exploitant des grandeurs expérimentales de type champs thermomécaniques, j'ai poursuivi ces recherches en les orientant à la fois vers :

- (i) le développement de méthodes d'analyse des champs thermiques, avec notamment l'estimation de champs de sources de chaleur,
- (ii) l'analyse de différentes formes de localisation (bandes PLC, endommagement localisé dans une structure polymère soumise à des chocs répétés, localisation de la déformation plastique dans des multicristaux d'aluminium, localisation du changement de phase dans des alliages à mémoire de forme).

C'est autour de ces deux axes que j'ai choisi de rédiger mon mémoire d'habilitation, structuré en deux chapitres, respectivement associés aux thèmes (i) et (ii) ci-dessus.

Thèmes	Type de localisation :	1995-1998 (thèse)	2000	2001	2002	2003	2004	2005	2006	2007	2008	2009
Estimation de Sources de Chaleur												
Etude de la Localisation	<u>Lüders</u>											
	Striction											
	PLC											
	Endommagement d'un polymère impacté					[T1]						
	Plasticité d'un <u>Multicristal Aluminium</u>					[T2]						
	Changement de phase localisé								[T3]			
Bilans d'énergie												

FIG. 2.1 – Tableau résumant les différentes étapes de mes travaux de Recherche. Les cases grisées correspondent aux périodes (par tranche approchée d'une année) de Recherche sur un thème donné, les cases noires correspondent, elles, à un encadrement de thèse [Ti].

2.4 Responsabilités administratives et collectives

Membre, au titre de Responsable de la Maîtrise puis du M1, du comité de direction de l'ESIA (2001-2007).

Membre de la commission de spécialistes 60ème section de l'Université de Savoie, 2003-2005.

Membre de la commission de spécialistes 60ème section de l'Université Joseph Fourier Grenoble (UJF), 2005-2008.

Membre de la commission de spécialistes 60ème section de l'Université Montpellier II, 2008.

Membre, depuis Mai 2007, du Comité Technique et Scientifique du CTDEC (Centre Technique du Décolletage à Cluses (74)).

2.5 Encadrements de Masters et de Thèses

Co-encadrement de 3 thèses :

[T1] F. Piette-Coudol (Sept. 2002 - Dec. 2005), soutenue le 10 Janv. 2006. Bourse CIFRE avec le Centre Technique Cuir Chaussure (Lyon), *Modélisation et simulation de la tenue aux chocs des talons de chaussure femme*, co-encadrement à 50% avec R. Arrieux. Rapporteurs: N. Billon, D. Favier; Examineurs: G. Rio, J. Issartel, R. Arrieux, H. Louche.

[T2] A. Saai (2003-2007), soutenue le 13 Sept. 2007. Bourse Syrie. *Modélisation physique du comportement du monocristal - prise en compte de l'écrouissage cinématique*, co-encadrement à 50% avec L. Tabourot. Rapporteurs: V. Favier, X. Feaugas; Examineurs: C. Rey, M. Fivel, C. Dépres, L. Tabourot, H. Louche. Manuscrit de thèse disponible sur le serveur TEL: <http://tel.archives-ouvertes.fr>

[T3] P. Schlosser (2005-2008), soutenue le 3 Déc. 2008. Bourse AMN, *Influence of thermal and mechanical aspects and of their coupling on the homogenous or localized behaviour of NiTi alloys*, manuscrit rédigé en langue anglaise, co-encadrement à 33% avec D. Favier et L. Orgéas du laboratoire 3S-R de Grenoble. Rapporteurs: Y. Liu, F. Hild; Examineurs:

J. Van Humbeeck, A. Deschamps, D. Favier, L. Orgéas. Manuscrit de thèse disponible sur le serveur TEL : <http://tel.archives-ouvertes.fr>

F. Piette-Coudol a été embauché, 1 mois après sa soutenance, comme Ingénieur Projets dans la société Axilogic à Annemasse (74), société dans laquelle il travaille toujours. A. Saaï est depuis 2 ans ATER dans notre laboratoire. Enfin, P. Schlosser est ATER à l'Insa de Lyon (Laboratoire Mateis) depuis la rentrée 2008.

Encadrement ou co-encadrement de 4 DEA ou Master R :

- Olga. Incadela (01/02/2002-10/07/2002), encadrement à 50% (co-encadrée avec L. Tabourot), *Implantation de lois de comportement de plasticité cristalline dans Abaqus Explicit*.
- Frédérick Piette-Coudol (01/02/2002-07/07/2002), encadrement à 100%, *Simulation de la tenue aux chocs de talon de chaussures femmes*, collaboration avec le centre technique CTC de Lyon.
- Aude Tarrier (01/02/2003-10/07/2003), encadrement à 100%, *Analyse expérimentale et simulation du comportement thermomécanique de multicristaux d'aluminium*.
- Pauline Schlosser (01/02/2005-30/06/2005), encadrement à 33% (co-encadrée par D. Favier et L. Orgéas du laboratoire 3S-R de Grenoble), *Instabilités thermomécaniques dans les alliages NiTi*.

2.6 Principaux contrats de Recherche

- Contrat avec la Société Alcatel Vacuum technology (Annecy) sur des mesures de température sur un tube en alumine d'une machine à graver des wafers, Mars 2008.
- Contrat de collaboration avec la Société Minitubes SA (Grenoble) et le Laboratoire 3S (UJF – INPG Grenoble) sur l'étude du comportement thermomécanique de tubes en Alliage à Mémoire de Forme pour des applications biomédicales, Janv. 07 à Janv. 08.
- Contrat de collaboration avec la société Alcatel Vacuum technology (Annecy) sur l'analyse modale d'un arbre d'une pompe à vide, Mars 2006.
- Contrat de Thèse CIFRE, en partenariat avec CTC (contrat du 1er janvier 2003 au 31 décembre 2005).
- Contrat de collaboration avec la société SNR (Annecy) sur des mesures thermiques à la surface de joints de roulements, Juin 2005.
- Contrat de collaboration avec la société Hexcel composites (Dagneux 01) sur la maintenance vibratoire d'une machine, Janvier 2003.

2.7 Rayonnement et animation scientifique

Membre du GDR CNRS 2519 « Mesures de champs et identifications en mécanique des solides », (2003-2009).

Membre du jury de thèse de François Maquin, 7/12/2006, ENSAM CER Châlon en Champagne.

Reviewer de 7 articles de revues internationales et de 1 communication à une conf. int. :

Mechanics of Materials (1 article en 2008)

Int. Journal of Impact Engineering (1 article en 2008)

Materials Science Engineering A (2 articles en 2007)

Experimental Mechanics (1 article en 2007)

Quantitative Infrared Thermography (1 article en 2005, 1 article en 2006)

12th Int. Conf. on Fracture (ICF12), Ottawa, July 12-17, 2009 (1 article en 2008)

Expertise d'un dossier de demande de thèse pour la région Champagne Ardennes.

Participation à l'organisation d'un congrès: Colloque International 2nd Int. conf. *Rex&GG*, An-necy, 30 Août-3 Sept.2004. Ce colloque organisé par l'Ecole des Mines de St Etienne (J. Driver), l'Ecole des Mines de Paris (H. Réglé), l'Université de Nantes (R. LeGall), l'Université Paris XIII (B. Bacroix) et l'Université de Savoie (L. Tabourot) a réuni environ 250 personnes sur les thèmes de la recristallisation et de la croissance des grains.

Co-organisateur, avec John Shaw (Université du Michigan, USA) d'une session "*Application of imaging techniques to the mechanics of materials and structures*" à la prochaine conférence de la SEM (Society of Experimental Mechanics) à Indianapolis (USA), 7-9 Juin 2010. Cette session s'intégrera dans un mini-symposium "*Application of imaging techniques to the mechanics of materials and structures*", organisé par Fabrice Pierron (Arts et Metiers ParisTech) et Michael A. Sutton (University of South Carolina, USA).

2.8 Collaborations internationales

1) Collaboration avec la Norvège: Université NTNU de Trondhiem (Pr. O.S. Hopperstad, Dr. T. Borvik) et SINTEF (Dr. S. Dumoulin). Nous travaillons depuis un an (i) sur des bilans d'énergie expérimentaux lors d'essais de traction monotone sur des aciers et (ii) sur une modélisation respectant ces observations expérimentales. Des échanges réguliers ont été mis en place, financés essentiellement par des fonds norvégiens. J'ai ainsi pu effectuer un séjour de 4 jours en novembre dernier durant lequel j'ai également fait un séminaire [G10].

2) Collaboration avec l'Australie: Université de Western Australia à Perth (Pr. Y. Liu). Le Pr. Liu, qui est un des meilleurs spécialistes des alliages NiTi, collabore avec D. Favier depuis plusieurs années. P. Schlosser a effectué 2 séjours d'une durée totale de 6 mois dans le cadre de sa thèse (via des financements Eurodoc et UJF). D'autre part un programme FAST (<http://www.egide.asso.fr>) de collaboration franco-australien, auquel je suis associé, a été obtenu pour deux ans en janvier 2008. Il inclut également la participation de l'Université de Bretagne Sud. En 2008, ce programme s'est concrétisé par les séjours d'un mois chacun de D. Favier et G. Rio à l'UWA, et de 3 semaines de Y. Liu en France.

2.9 Publications

Revue internationale avec comité de lecture	10
+ Revue internationale avec comité de lecture (soumis 2009)	4
Communications à des Conférences Internationales avec Actes	16
Communications à des Conférences Internationales sans Actes	5
Revue nationale avec comité de lecture	1
Communications à des Conférences Nationales avec Actes	14
Communications à des Conférences Nationales sans Actes	5
Exposés et conférences	12

Revue internationale avec comité de lecture (IF0N=Impact Factor 200N) : 10 + 4 soumises en 2009

Soumises en 2009 :

[A14] **H. Louche**, P. Schlosser, D. Favier, and L. Orgéas, "Estimation of strain and heat source fields during localised superelastic tensile tests on niti sheet samples," *Exp. Mech.* (soumis en octobre, suite à la conf. ESMC Euromech de Lisbonne en Sept. 2009), IF08=1.469, 2009.

- [A13] P. Schlosser, D. Favier, **H. Louche**, L. Orgeas, and Y. Liu, “Deformation mechanisms preceding superelastic tensile stress plateau of ti-50.6 at. ni,” *Acta Materialia* (soumis), IF08=3.729, 2009.
- [A12] S. Dumoulin, **H. Louche**, H. O.S., and T. Borvik, “Heat sources, energy storage and dissipation in high strength steels: Experiments and modelling,” *Europ. J. Of Mech. A-Solids* (soumis), IF08=1.674, 2009.
- [A11] A. Saai, **H. Louche**, L. Tabourot, and H. Chang, “Experimental and numerical study of the thermo mechanical behavior of an al multi-crystal in tension using full field measurement and micromechanical modeling”, *Mechanics of Materials* (soumis), IF08=2.374, 2009.

Acceptées :

- [A10] **H. Louche**, F. Piette-Coudol, R. Arrieux, and J. Issartel, “An experimental and modeling study of the thermomechanical behavior of an abs polymer structural component during an impact test”, *International Journal of Impact Engineering*, vol. 36, pp. 847–861, IF08=1.398, 2009.
- [A9] **H. Louche**, K. Bouabdallah, P. Vacher, T. Coudert, and P. Balland, “Kinematic fields and acoustic emission observations associated with the Portevin le Châtelier effect on an almg alloy”, *Experimental Mechanics*, vol. 48, pp. 741–751, IF08=1.469, Dec. 2008.
- [A8] P. Schlosser, **H. Louche**, D. Favier, and L. Orgéas, “Image processing to estimate the heat sources related to phase transformations during tensile tests of NiTi tubes”, *Strain*, vol. 43, pp. 260–271, IF08=1.154, Aug. 2007.
- [A7] D. Favier, **H. Louche**, P. Schlosser, L. Orgéas, P. Vacher, and L. Debove, “Homogeneous and heterogeneous deformation mechanisms in an austenitic polycrystalline Ti-50.8 at.% Ni thin tube under tension. Investigation via temperature and strain fields measurements”, *Acta Materialia*, vol. 55, pp. 5310–5322, IF08=3.729, Sept. 2007.
- [A6] A. Saai, L. Tabourot, C. Depres, and **H. Louche**, “A fundamental model of aluminum single crystal behavior with the physical description of kinematic work hardening”, *Materials Science Forum*, vol. 550, pp. 577–582, IF05=0.399, 2007.
- [A5] **H. Louche**, P. Vacher, and R. Arrieux, “Thermal observations associated with the portevin-le chatelier effect in an Al-Mmg alloy” *Mater. Sci. Eng., A*, vol. 404, pp. 188–196, IF08=1.806, **cité 16 fois**, Sept. 2005.
- [A4] **H. Louche** and L. Tabourot, “Experimental energetic balance associated to the deformation of an aluminum multicrystal and monocrystal sheet” *Materials Science Forum*, vol. 467-470, pp. 1395–1400, IF05=0.399, 2004.
- [A3] **H. Louche** and A. Chrysochoos, “Thermal and dissipative effects accompanying luders band propagation” *Mater. Sci. Eng., A*, vol. 307, pp. 15–22, IF08=1.806, **cité 23 fois**, June 2001.
- [A2] A. Chrysochoos and **H. Louche**, “An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation”, *Int. J. Eng. Sci.*, vol. 38, pp. 1759–1788, IF08=1.366, **cité 42 fois**, Nov. 2000.
- [A1] A. Chrysochoos and **H. Louche**, “Thermographic analysis of localization mechanisms in mild steels”, *C. R. Acad. Sci. II*, vol. 326, pp. 345–352, IF02=0.317, June 1998.

Communications à des Conférences Internationales avec Actes (* = personne qui a donné l'exposé)

- [B16] M. Palengat*, P. Latil, G. Chagnon, D. Favier, **H. Louche**, and P. Comte-Gaz, “Determination of thermal parameters and friction coefficient by inverse analysis during a

cold tube drawing process,” in *Int. Conf. ESMC Euromech*, Lisbonne, Portugal, September 7-11, 2009.

[B15] P. Schlosser, D. Favier*, **H. Louche**, L. Orgéas, and Y. Liu, “From the thermal and kinematical full-field measurements to the analysis of deformation mechanisms of NiTi SMAs,” in *The 8th European Symposium on Martensitic Transformations (ESOMAT 2009)*, Prague, Czech Republic, Invited speaker, Sept. 7-11, 2009.

[B14] V. Grolleau, **H. Louche**, A. Penin, P. Chauvelon, G. Rio, Y. Liu, and D. Favier*, “Bulge tests on ferroelastic and superelastic niti sheets with full field thermal and kinematical measurements. experiments and modelling,” in *The 8th European Symposium on Martensitic Transformations (ESOMAT 2009)*, Invited Speaker, Prague, Czech Republic, Sept. 7-11, 2009.

[B13] P. Schlosser, **H. Louche***, D. Favier, and L. Orgéas, “Estimation of strain rate and heat source fields during localised superelastic tensile tests on niti sheet samples”, in *Int. Conf. ESMC Euromech*, Lisbonne, Portugal, Septembre 7-11, 2009.

[B7] **H. Louche*** and L. Tabourot, “Experimental energetic balance associated to the deformation of an aluminum multicrystal and monocrystal sheet”, in *2nd Rex and GG Int. Conf.*, Annecy, France, Aug. 30 - Sept. 3, 2004.

[B6] S. Samper*, **H. Louche**, and J. Lottin, “Teaching coupling systems to engineers”, in *6th Japan-France Congress on Mechatronics and 4th Asia-Europe Congress on Mechatronics*, Sept. 9-12, Tokyo Denki University, Saitama, Japan, 2003.

[B5] P. Vacher*, **H. Louche**, R. Arrieux, and K. Bouabdallah, “Propagative instabilities: kinematical fields and acoustical emission associated to portevin le châtelier effect”, in *9th Int. Conf. on the Mech. Behaviour of Mat. (ICM9)*, Geneve 25-29 May, CDRom, 6pages, 2003.

[B4] L. Tabourot*, M. Fivel, P. Balland, **H. Louche**, and F. Toussaint, “Modelling kinematical hardening for dislocation based plasticity models”, in *Colloque Franco Russe*, St Petersburg, Russie, June 4-7, Invited speaker, CDRom, 6 pages, 2002.

[B3] L. Tabourot* and **H. Louche**, “Energetic observations of an aluminium multicrystal sample under tensile conditions”, in *Ninth International Symposium - Plasticity 2002*, Aruba, January 3-9, ISBN, 0-9659463-3-9, 3 pages, 2002.

[B2] A. Chrysochoos*, **H. Louche**, J. Murracchiole, M. Nemoz-Gaillard, and B. Wattrisse, “Experimental analysis of kinematic and dissipative phenomena related to localization”, in *Int. Conf. Euromech 390*, "Bifurcation and localization in fracture of materials", Cachan, France, May 10-12, invited speaker, 1999.

[B1] A. Chrysochoos*, **H. Louche**, J. Murracchiole, M. Nemoz-Gaillard, J. Saurel, and B. Wattrisse, “Experimental analysis of localization mechanisms in steels by infrared and speckle image processing”, in *IUTAM Symposium*, Poitiers, 31 Août - 4 Septembre 98, Ed. Lagarde A., Tome 2, We-L21, invited speaker, pp 1-8, 1998.

Communications à des Conférences Internationales sans Actes (* = personne qui a donné l'exposé)

[C5] P. Schlosser*, D. Favier, **H. Louche**, L. Orgéas, and Y. Liu, “Is the tensile test relevant to characterize niti shape memory alloy behaviour?”, in *Int. Conf. for Shape Memory and Superelastic Technologies (SMST)*, Stresa, Italy, Sept. 21-25, 2008.

[C4] P. Schlosser, **H. Louche**, D. Favier, and L. Orgéas, “Temperature full-field measurement and heat sources estimation during superelastic tests of niti samples”, in *Int. Conf. for Shape Memory and Superelastic Technologies (SMST)*, Stresa, Italy, Sept. 21-25, Poster, 2008.

- [C3] D. Favier*, **H. Louche**, P. Schlosser, and L. Orgéas, “Physical mechanisms of the deformation of a polycrystalline ni-ti thin tube under tension studied through full-field measurements”, in *Int. Conf. McMat 2007, ASME Applied Mechanics and Materials Conference*, Austin, USA, June 3-7, 2007.
- [C2] **H. Louche*** and P. Vacher, “Kinematical and thermal fields observations associated with the portevin le chatelier effect on an al-mg alloy”, in *Int. Conf. McMat 2007, ASME Applied Mechanics and Materials Conference*, Austin, USA, June 3-7, 2007.
- [C1] P. Schlosser, D. Favier*, **H. Louche**, L. Orgéas, and P. Comte-Gaz, “Strain and thermal heterogeneities analyse during superelastic deformation of polycrystalline niti tube”, in *Int. Conf. McMat 2007, ASME Applied Mechanics and Materials Conference*, Austin, USA, June 3-7, 2007.

Publication dans une Revue nationale avec comité de lecture

- [D1] **H. Louche**, B. Wattrisse, M. Nemoz-Gaillard, J. Murracchiole, and A. Chrysochoos, “Analyse par corrélation d’images et thermographie infrarouge de mécanismes de localisation dans des aciers”, *Bulletin Mecamat*, vol. II, 21, pp. 21–28, 1998.

Communications à des Conférences Nationales avec Actes (* = personne qui a donné l’exposé)

- [E14] T. Pottier*, F. Toussaint, **H. Louche**, and P. Vacher, “Identification inverse de paramètres thermo-plastiques à partir de mesures de champs cinématique et thermique,” in *19ème Congrès Français de Mécanique*, Marseille, France, 24-28 Août, 2009.
- [E13] K. Bouabdallah*, **H. Louche**, and P. Vacher, “Caractérisation de la déformation pastique instable par des techniques de mesure de champs cinématiques et thermiques,” in *19ème Congrès Français de Mécanique*, Marseille, France, 24-28 Août, 2009.
- [E12] P. Schlosser*, A. Penot, D. Favier, **H. Louche**, L. Orgéas, S. Ramello, P. Vacher, and P. Comte-Gaz, “Hétérogénéité de déformation superélastique d’un alliage à mémoire de forme polycristallin niti”, in *Matériaux 2006*, Dijon, France, 13-17 Novembre, CDRom, 14 pages, 2006.
- [E11] A. Saai*, C. Déprés, L. Tabourot, and **H. Louche**, “Modèle physique de comportement micromécanique d’un monocristal cfc – prise en compte de l’écrouissage cinématique”, in *Colloque national Plasticité*, Sévrier, - 27-29 Mars, 2006.
- [E10] A. Saai, C. Déprés, L. Tabourot, and **H. Louche**, “Modèle physique de comportement micromécanique d’un monocristal cfc – prise en compte de l’écrouissage cinématique”, in *Colloque national Mecamat*, Aussois - 23-27 Janvier, Poster, Actes, 4 pages, 2006.
- [E9] P. Schlosser, L. Favier, D. Orgéas, **H. Louche**, P. Vacher, and L. Debove, “Observations cinématiques et thermiques de la traction superélastique d’un tube d’alliage niti”, in *Colloque national Mecamat*, Aussois - 23-27 Janvier, Poster, Actes, 4 pages, 2006.
- [E8] F. Piette-Coudol*, **H. Louche**, J. Issartel, and R. Arrieux, “Utilisation des mesures de champs cinématiques et thermiques dans l’étude du comportement aux chocs d’une structure polymère”, in *17ème Congrès Français de Mécanique*, Troyes, France, 29 Août.-2 Septembre, CDRom, 6 pages, 2005.
- [E7] F. Piette-Coudol*, **H. Louche**, J. Issartel, and R. Arrieux, “Simulation éléments finis d’un essais de chocs sur un polymère abs”, in *Colloque DEPOS*, Poitiers Futuroscope, 12-15 Octobre, Poster, 2004.

- [E6] **H. Louche***, K. Bouabdallah, P. Vacher, and R. Arrieux, “Observations du phénomène de portevin le chatelier à partir de champs thermiques”, in *Photomécanique 2004*, Albi, France, 4-6 Mai, CDRom, ISBN 2-9511591-3-7, 8 pages, 2004.
- [E5] S. Samper*, **H. Louche**, and P. Paccard, “Conception d’une cloche : mise en place d’une démarche de simulation vibratoire”, in *CPI 2003*, Meknes – Maroc, 21-24 Oct, CDRom, 6 pages, 2003.
- [E4] **H. Louche***, P. Vacher, and R. Arrieux, “Observations cinématiques et acoustiques du phénomène de portevin le chatelier lors d’un essai de traction sur une éprouvette d’alliage d’aluminium”, in *1er Colloque Interactions Modèles Expériences*, Besançon, 3-5 Juillet, published in J. Phys. IV, Vol. 12, pp 317-323., 2002.
- [E3] A. Chrysochoos*, **H. Louche**, J. Murracchiole, and B. Wattrisse, “Analyse thermographique des manifestations dissipatives et de couplage thermomécanique lors d’essais de traction”, in *Colloque SF2M "Redécouvrez vos essais mécaniques"*, Lyon, France, 3-4 Mai, 1999.
- [E2] **H. Louche*** and A. Chrysochoos, “Etude de la localisation de la déformation dans des aciers doux par thermographie infrarouge”, in *Colloque national Mecamat*, Ed. Bompard P. et Prioul C., Aussois - 26-29 Janvier, pp 165-168, 1998.
- [E1] **H. Louche*** and A. Chrysochoos, “Analyse thermodynamique de la localisation de la déformation dans des aciers par thermographie infrarouge”, in *Colloque Photomécanique*, Marne La Vallée, France, 14-16 Avril, Ed. Berthaud Y. et al., pp 207-216, 1998.

Communications à des Conférences Nationales Sans Actes (* = personne qui a donné l’exposé)

- [F5] T. Pottier*, F. Toussaint, P. Vacher, and **H. Louche**, “Mesures de champs cinématiques et essais hétérogènes pour l’identification inverse de paramètres matériaux plastiques anisotropes,” in Séminaire Mesures de Champs, Cluster MACODEV, Lyon, 30 Avril, 2009.
- [F4] **H. Louche***, P. Vacher, and R. Arrieux, “Etude de localisations (bandes de lüders, plc, . . .) à partir de mesures de champs thermiques et cinématiques,” in Séminaire Mesures de Champs, Cluster MACODEV, Lyon, 30 Avril, 2009.
- [F3] P. Schlosser*, D. Favier, **H. Louche**, and L. Orgeas, “Utilisation des mesures de champs thermiques et estimation des sources de chaleurs pour l’analyse des mécanismes de déformation lors d’essais superélastiques d’alliages niti,” in Séminaire Mesures de Champs, Cluster MACODEV, Lyon, 30 Avril, 2009.
- [F2] F. Toussaint*, **H. Louche**, and P. Vacher, “Caractérisation du comportement thermomécanique du titane à partir de mesures de champs cinématiques et thermiques,” in 6ème journée technique Cetim : "Innovez dans les implants orthopédiques", Saint Etienne, France, 8 juin, 2006.
- [F1] **H. Louche**, P. Vacher, and F. Piette-Coudol, “Applications de la thermographie infrarouge à l’étude du comportement des matériaux,” in Colloque Aratem, Lyon, 14 Octobre, Poster, 2004.

Exposés et conférences (* = personne qui a donné l’exposé)

- [G12] **H. Louche***, “Mesures de champs thermiques et estimations de sources de chaleur pour étudier le comportement localisé de certains matériaux”, in *Séminaire*, Laboratoire 3S-R, Grenoble, 14 Mai, 2009.

- [G11] **H. Louche***, “Mesures de champs thermiques et estimations de sources de chaleur pour étudier le comportement de matériaux”, in *Séminaire*, Laboratoire LIMATB, Université Bretagne Sud, Lorient, 26 février, 2009.
- [G10] **H. Louche***, “Thermal field measurements and heat sources estimations to study the behaviour of materials”, in *Seminar*, Laboratoire Simlab, NTNU, Trondiem, Norvège, November 11, 2008.
- [G9] **H. Louche***, “Traitements de signaux thermiques par méthodes de fourier pour l’estimation des sources de chaleur”, in *GDR CNRS 2519*, ENSAM Paris, 16 Mai, 2008.
- [G8] D. Favier and **H. Louche***, “Etude expérimentale de l’origine des localisations et instabilités dans le comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme niti”, in *Séminaire*, Laboratoire LMGC – Université Montpellier II, 8 Novembre, 2007.
- [G7] P. Schlosser, D. Favier, **H. Louche***, and L. Orgéas, “Temperature and kinematical full field measurement to study material properties”, in *Seminar*, University of Western Australia, August 7, 2007.
- [G6] P. Schlosser, D. Favier*, **H. Louche**, L. Orgéas, and P. Vacher, “Influence of the localization on the macroscopic tensile behavior for niti shape memory alloy”, in *GDR Européen Hetmat*, Louvain, Belgique, 19-20 Avril, 2007.
- [G5] P. Schlosser, D. Favier*, **H. Louche**, and L. Orgéas, “Utilisation des champs thermiques et cinématiques. exemple de l’analyse des essais de tractions superélastiques de tubes en alliages à mémoire niti”, in *Journée d’animation scientifique GEMME* Imagerie Quantitative, IMAG, Grenoble, 8 février, 2007.
- [G4] **H. Louche*** and F. Piette-Coudol, “Etude du comportement aux chocs d’un talon de chaussure”, in *Conférence 10 ans de l’ESIA*, Annecy, 17 Avril, 2004.
- [G3] **H. Louche***, “Etude de différents phénomènes de localisation à partir de champs thermiques”, in *GDR CNRS 2519*, ENSAM Paris, 17 Octobre, 2003.
- [G2] **H. Louche*** and B. Wattrisse, “Analyse expérimentale des mécanismes de localisation dans des aciers par thermographie infrarouge et par corrélation d’images”, in *Séminaire*, LMA Marseille, 14 Avril, 1999.
- [G1] **H. Louche***, “Problèmes de traitements d’images en thermographie infrarouge”, in *Groupe de travail Analyse d’Image*, Université Montpellier II, 4 Février, 1997.

Deuxième partie

Dossier de Recherche

CHAPITRE 1

Mesures de champs thermiques, estimations de sources de chaleur et d'énergie

1.1 Introduction

L'utilisation de la Thermographie InfraRouge (TIR) en Mécanique des Solides est assez récente, elle date du début des années 80. Dans un article paru en 1985, (Bouc and Nayroles, 1985) du LMA à Marseille ont recensé (Ref. [1] à [8] de leur article) les principales applications de ces techniques en France. Celles-ci se sont essentiellement concentrées, à cette époque, sur "l'analyse de la dissipation et des contraintes au voisinage de l'extrémité d'une fissure".

Les différentes équipes travaillant ou ayant travaillé, en France, avec un dispositif de TIR dans le cadre de recherches sur le comportement mécanique des matériaux sont recensées dans le Tableau 1.1 ci-après. Les dates indiquées correspondent aux dates (approximatives lorsqu'est précisé le symbole '?') des périodes où la thermographie infrarouge a été utilisée dans les champs de recherche de la colonne «Thème». Sont exclus du tableau les thèmes suivants: CND, tribologie, mesures d'émissivité. Si l'on excepte les deux premiers laboratoires (LMA Marseille et LMS Palaiseau), qui furent les précurseurs de la TIR en mécanique des matériaux et qui n'ont plus aujourd'hui de véritables activités dans ce domaine, on constate que les mesures de champs thermiques sont en plein développement aujourd'hui en France, avec environ une douzaine de laboratoires actifs dont une large partie travaille sur ce thème depuis moins de dix ans.

Dates	Laboratoire	Thème	Principales publications
1979-1985	LMA, Marseille	Dissipation au voisinage de fissures. Démodulation synchrone. Mesure de contraintes par thermoélasticimétrie.	<u>Thèse</u> : (Brémond, 1982). <u>Article</u> : (Bouc and Nayroles, 1985)
1980-2006	LMS, Ecole Polytechnique	Dissipation au voisinage de fissures. Fatigue des matériaux.	<u>Articles</u> : (Bui <i>et al.</i> , 1981), (Luong, 1982), (Luong, 1992), (Luong, 1998)
1985-2009	LMGC, Montpellier	Validation thermomécanique des lois de comportement. Estimation de sources de chaleur. Alliages à mémoire de forme. Fatigue des matériaux.. Polymères et élastomères.	<u>Thèses</u> : (Chrysochoos, 1983), (Chrysochoos, 1995), (Belmahjoub, 1990), (Pham, 1994) (Lobel-Tuffraud, 1995), (Louche, 1999), (Saurel, 1999), (Balandraud, 2000), (Huon, 2001), (Rousseau, 2003), (Boulangier, 2004), (Moreau, 2004), (Honorat, 2006), (Berthel, 2007). <u>Articles</u> : nombreux articles cités dans ce mémoire
1996-2009	UTAP, Reims	Thermoélasticimétrie et mesures de contraintes résiduelles. Fatigue des matériaux. Mesures thermiques micro.	<u>Thèses</u> : (Offermann, 1996), (Pron, 2000). <u>Articles</u> : (Offermann <i>et al.</i> , 1997)
1994-2009	LEEE, Ville d'Avray	Bandes de cisaillement adiabatiques. Problèmes inverses en thermique.	<u>Thèses</u> : (Pina, 1997), (Ranc, 2004). <u>Articles</u> : (Ranc <i>et al.</i> , 2000), (Ranc <i>et al.</i> , 2003)
2004(?)-2009	LMS, Poitiers	Couplages thermomécaniques dans des polymères. Identifications propriétés thermophysiques.	<u>Thèses</u> : (Atchonouglo, 2007) <u>Articles</u> : (Germaneau and Dupré, 2008)
2001-2009	LMT, ENS Cachan	Fatigue des matériaux. Identifications propriétés thermophysiques.	<u>Thèses</u> : (Doudart, 2004), (Poncelet, 2007) <u>Articles</u> : (Doudart <i>et al.</i> , 2007)
2000-2009	LMPF, ENSAM Châlon	Fatigue des matériaux.	<u>Thèses</u> : (Maquin, 2006) <u>Articles</u> : (Maquin and Pierron, 2009)
2003-2009	LAMI, Clermont Ferrand	Fatigue des matériaux.	<u>Thèses</u> : (Pastor, 2007) <u>Articles</u> : (Pastor <i>et al.</i> , 2008)
2004?-2009	LML, Lille	Fatigue des matériaux. Mesures thermique micros.	<u>Thèses</u> : (Bodelot, 2008) <u>Articles</u> : (Bodelot <i>et al.</i> , 2009)
200?-2009	LGP, ENI Tarbes	Fatigue des matériaux. Mesures thermique micros.	<u>Articles</u> : (Toubal <i>et al.</i> , 2006)
2005-2009	LMSP, Ensam Paris	Localisation de type PLC. Fatigue des matériaux.	<u>Articles</u> : (Ranc and Wagner, 2008), (Ranc <i>et al.</i> , 2008)
2004?-2007	LEMPA, Nancy	Comportement thermomécanique des polymères. Problèmes inverses en thermique.	<u>Thèses</u> : (Renault, 2007) <u>Articles</u> : (Renault <i>et al.</i> , 2008)
2003-2009	SYMME, Annecy (et 3S-R, Grenoble)	Localisation de type) PLC. Localisation de l'endommagement. Plasticité cristalline. Bilans d'énergie. Alliages à Mémoire de Forme.	<u>Thèses</u> : (Piette-Coudol, 2006), (Saai, 2007), (Schlosser, 2008) <u>Articles</u> : (Louche <i>et al.</i> , 2005), (Favier <i>et al.</i> , 2007), (Schlosser <i>et al.</i> , 2007), (Louche <i>et al.</i> , 2009a)

Tableau 1.1. Bilan des principales équipes travaillant ou ayant travaillé, en France, avec un dispositif de T.I.R. dans le cadre de recherches sur le comportement mécanique des matériaux.

Le tableau met également en évidence la variété des thèmes de recherche. L'un d'eux domine actuellement, il s'agit de la *Fatigue des matériaux*, avec près de 8 laboratoires impliqués dans des projets visant à fournir des méthodes "accélérées" pour qualifier les performances en fatigue de divers matériaux. L'intérêt industriel de cette approche est évident car il permet de réduire de manière très importante le coût des essais de fatigue : une seule éprouvette nécessaire et une durée d'essais réduite de plusieurs jours à une à deux heures (Poncelet, 2007).

Profitant de cette large communauté scientifique travaillant sur les mesures de champs thermiques et leur exploitation en mécanique des matériaux, un Groupe de Travail intitulé "Thermographie" a été constitué en Mai 2007 au sein du GDR CNRS 2519 « Mesures de champs et identification en mécanique des solides ». Ce groupe réunit 14 laboratoires, principalement de Mécanique. Il vise d'une part à échanger sur les différentes techniques de mesures/analyses des champs thermiques et d'autre part à promouvoir l'utilisation de ces mesures de champs dans de nombreux domaines de la mécanique des matériaux.

1.2 Mesures de champs thermiques par thermographie infrarouge

Avant de présenter les différentes exploitations des champs thermiques pour estimer des sources de chaleur, puis étudier les phénomènes de localisation, on s'attache ici à rappeler brièvement les principes de bases d'une mesure de température par thermographie infrarouge.

Le lecteur souhaitant avoir des informations plus détaillées sur ce sujet pourra se référer aux ouvrages de références sur la thermographie infrarouge. Citons par exemple, en langue française, les ouvrages suivants (Papini and Gallet, 1994), (Pajani, 1989), (Gaussorgues, 1999).

Caméras infrarouges et rayonnement thermique. Une première mise au point concerne le type de caméra IR qui a largement évolué au cours de ces dix dernières années. Les premières caméras (dès les années 70), analogiques, ne possédaient qu'un seul détecteur qui, grâce à un système de balayage, permettait de construire après numérisation l'image thermique numérique d'une scène. C'est ce type de caméra (Agema 880) que j'ai utilisé dans mes travaux de thèse à la fin des années 90 au LMGC. Si l'avantage de ces caméras est de n'avoir à étalonner qu'un seul détecteur, leur principal inconvénient est une limitation de leur fréquence d'acquisition (6.25 Hz pour la caméra Agema 880) ainsi qu'un niveau de bruit assez élevé ($\text{NETD}^1 \approx 0.1\text{K}$). Dès le milieu des années 90 sont apparues des caméras numériques, à matrice de détecteurs, disposant de meilleures performances notamment en terme de fréquences d'acquisition (plusieurs centaines de Hz) et de résolution thermique (NETD souvent proche de 20 mK).

La caméra IR reçoit, par l'intermédiaire de son optique, un rayonnement thermique qui peut être décomposé en trois termes : (c) un rayonnement renvoyé par le corps à température T , (t) un rayonnement du fond à la température T_f transmis par le corps et (r) un rayonnement de l'environnement à la température T_e réfléchi par le corps (Figure 1.1). La partition² entre ces trois contributions dépend essentiellement de la propriété d'émissivité du corps observé. Cette dernière (notée³ ε) est une grandeur physique très délicate à quantifier ; elle dépend du type de matériau, de son état de surface, de sa température, etc. Afin d'éviter d'avoir à connaître sa valeur, il est d'usage de la contrôler en se plaçant dans la situation "idéale" d'une valeur d'émissivité la plus proche possible de 1. On parle alors de "corps noir", objet qui rayonne totalement et qui absorbe totalement le rayonnement incident.

Pour obtenir une émissivité la plus élevée possible, il est d'usage d'appliquer un revêtement sur la surface du corps à observer, de façon à élever la valeur de son émissivité naturelle. Plusieurs solutions ont été proposées (voir par exemple le bilan effectué dans (Poncelet, 2007)). La plus utilisée est un

1. Noise Equivalent Temperature Difference : mesure normalisée de la résolution thermique ; valeur proche de l'écart type d'un signal thermique bruité. Pour plus de détails voir (Louche, 1999)

2. Compte tenu de la faible distance ($< 0.5\text{ m}$) entre la caméra et la scène on négligera les effets d'atténuation de l'atmosphère située entre la caméra et la scène.

3. On parlera ici d'émissivité globale d'un élément de surface, obtenue par intégration (dans un demi-espace et pour une large gamme spectrale du spectre d'émission) de l'émissivité directionnelle monochromatique (Papini and Gallet, 1994).

dépôt de peinture noire mate à fort pouvoir émissif (émissivité > 0.9). L'équation de bilan radiométrique suivante rappelle le rôle de l'émissivité sur le signal numérique de sortie (appelé classiquement thermosignal et noté S) de la caméra (voir schéma Figure 1.2) :

$$S = \varepsilon S^0(T) + (1 - \varepsilon) S^0(T_e) \quad (1.1)$$

où $S^0(T)$ serait le thermosignal renvoyé par le corps à la température T s'il était de type corps noir et $S^0(T_e)$ le thermosignal associé au rayonnement de l'environnement supposé lui aussi de type corps noir.

Dans toutes les expériences que nous avons réalisées, l'émissivité de la surface observée était supposée supérieure à 0.95⁴. De plus, les situations d'observations suivantes nous ont permis de négliger dans toutes nos expériences l'effet perturbant de l'environnement :

- minimisation⁵ des sources de chaleur externes dans l'environnement susceptibles d'être reflétées par la surface de l'éprouvette observée,
- environnement stationnaire durant l'essai (pas de mouvements de personnes par exemple).
- rapport signal sur bruit élevé. Dans la plupart des observations qui seront présentées dans ce document, les variations de températures dues aux sources propres de la scène observée étaient souvent $> 0.1K$ et plus généralement $> 1K$; soit de 1 à 3 ordres de grandeurs des variations de température relevées lors des expériences de fatigue.

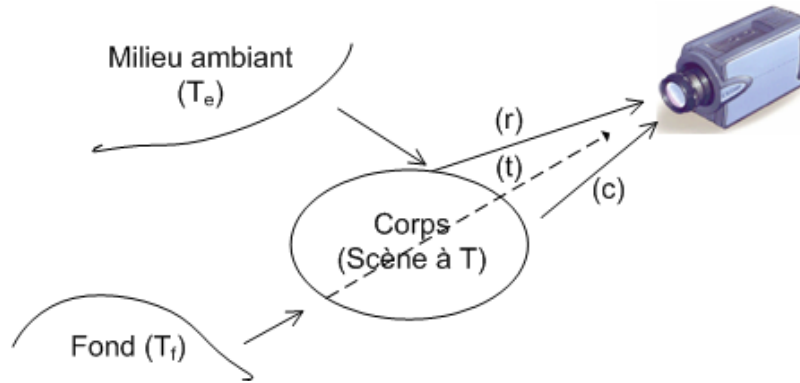


FIG. 1.1 – Schéma montrant un bilan simplifié du rayonnement arrivant sur le capteur de la caméra et décomposé en trois termes : (c) rayonnement renvoyé par le corps à température T , (t) rayonnement du fond à la température T_f transmis par le corps et (r) rayonnement de l'environnement à la température T_e réfléchi par le corps.

Correction de non uniformité et étalonnage. La caméra utilisée dans nos travaux de recherche est une caméra CEDIP Jade3 MW. Elle possède une matrice de 320×240 détecteurs InSb, chacun de taille $30\mu m \times 30\mu m$. Chaque détecteur, quantique, renvoie un signal électrique (thermosignal) proportionnel au flux de rayonnement reçu. Le signal est ensuite amplifié et numérisé sur 14 bits, soit 16384 Niveaux Informatiques (notés NI).

Puis, des traitements de corrections sont appliqués :

- (a) pour corriger la non uniformité de la réponse des détecteurs. Cette opération, appelée NUC (Non Uniformity Correction) consiste à modifier, à l'aide de deux paramètres (gain et offset) par détecteur, le thermosignal renvoyé par chaque détecteur afin de renvoyer

4. Voir chapitre “Revêtement de surface compatible avec mesures thermiques et cinématiques” page 47 pour son estimation.

5. La seule sources potentielle de perturbation de l'environnement est la caméra elle même! Cet effet, appelé effet Narcisse est détaillée dans (Poncelet, 2007).

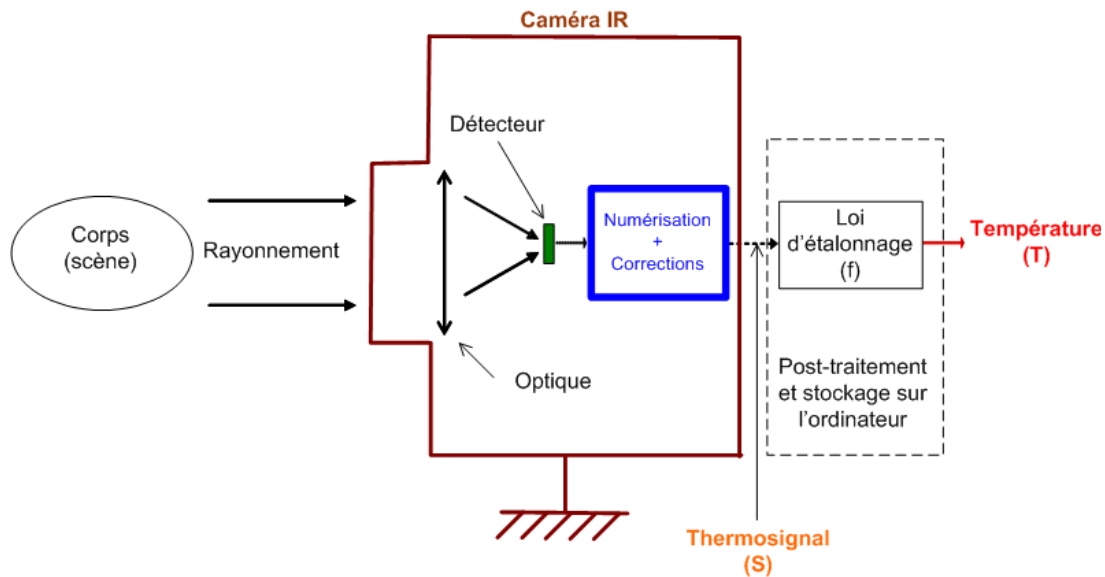


FIG. 1.2 – Schéma montrant les différentes étapes conduisant à la mesure du champ de température absolue T de surface du corps observé.

une image uniforme lorsqu'une scène thermique uniforme (corps noir de laboratoire) est observée.

(b) pour tenir compte des mauvais pixels. Bien que possédant moins de "mauvais pixels" que les matrices de détecteurs microbolométriques, les détecteurs InSb ont eux aussi des pixels défectueux⁶. Il peut s'agir de pixels "morts" ou de pixels dont la réponse est trop éloignée de la moyenne des détecteurs. Les fabricants de caméras IR ont alors mis en oeuvre des procédures capables de détecter puis de corriger ces mauvais pixels en les remplaçant le plus souvent par leurs voisins les plus proches.

Les images thermiques (codées en NI) sont ensuite transférées et stockées en mémoire vive de l'ordinateur relié à la caméra. Une dernière opération, dite d'étalonnage, permet de convertir ces images en NI en images thermiques (en K ou °C). Cet étalonnage se fait, en pratique, par une simplification de la loi de Planck⁷. En pratique, on approche par un polynôme (dont le degré, non précisé par le fabricant de la caméra (...)) est souvent de degré 2 ou 3 la relation inverse entre rayonnement (en NI renvoyé par la caméra) et la température (en K) que l'on cherche à mesurer. Un exemple de modèle polynomial (degré 3) fournissant une relation d'étalonnage est donné Figure 1.3.

Ces procédures "standards" de correction, ont été mises en place par tous les constructeurs de caméras matricielles pour simplifier la correction des images thermiques de ce type de caméras et pour faciliter leur étalonnage. A chaque nouveau réglage (distance focale, changement d'optique, changement de temps d'intégration, cf. (Bodelot, 2008)), il suffit en effet de construire ou d'utiliser des tables de NUC (2 coefficients par pixels), la liste des mauvais pixels et les coefficients d'une unique loi d'étalonnage, pour faire de la thermographie quantitative. Ces procédures sont cependant critiquables (Honorat *et al.*, 2005), (Bodelot, 2008). En effet, la correction NUC suppose que la réponse de chaque détecteur (pixel) est linéaire, ce qui n'est pas le cas lorsque le rayonnement reçu par le détecteur est trop faible ou trop élevé. De plus, les mauvais pixels, souvent détectés par leur réponse éloignée de la moyenne des détecteurs, sont remplacés par les pixels voisins, ce qui "déforme" localement l'image thermique. Face à ce constat, (Honorat *et al.*, 2005) puis (Bodelot, 2008) ont mis en place un "étalonnage pixel à pixel" avec une loi d'étalonnage par détecteur. Un tel étalonnage, n'utilisant pas de

6. 22 pixels (détecteurs) défectueux, sur les 76800 de la matrice de détecteur de notre caméra ont par exemple été détectés lors de sa livraison en mai 2003.

7. Loi qui relie théoriquement le rayonnement (en fait la luminance monochromatique) à la longueur d'onde et à la température. Voir (Papini and Gallet, 1994) pour plus de détails.

correction de non uniformité, est réalisé avec un corps noir étendu de grande précision, avant chaque utilisation de la caméra. D'autres algorithmes ont par ailleurs été proposés pour détecter les mauvais pixels, ces derniers étant exclus des post-traitements des images thermiques.

Ne disposant pas d'un corps noir étendu à l'ambiante, nous n'avons pas, jusqu'à présent, mis en place de tels étalonnages et avons toujours utilisé la procédure "standard" de correction de non uniformité (réalisée avant chaque mesure avec 2 température de référence) et d'étalonnage (loi établie, pour chacune des 3 gammes, en usine). Dans ces conditions, la précision absolue des températures est de $\pm 2\text{ K}$ dans la gamme $[5\text{ °C}, 40\text{ °C}]$, la précision relative étant supposée égale à la résolution thermique, soit la valeur du NETD égale à 20 mK .

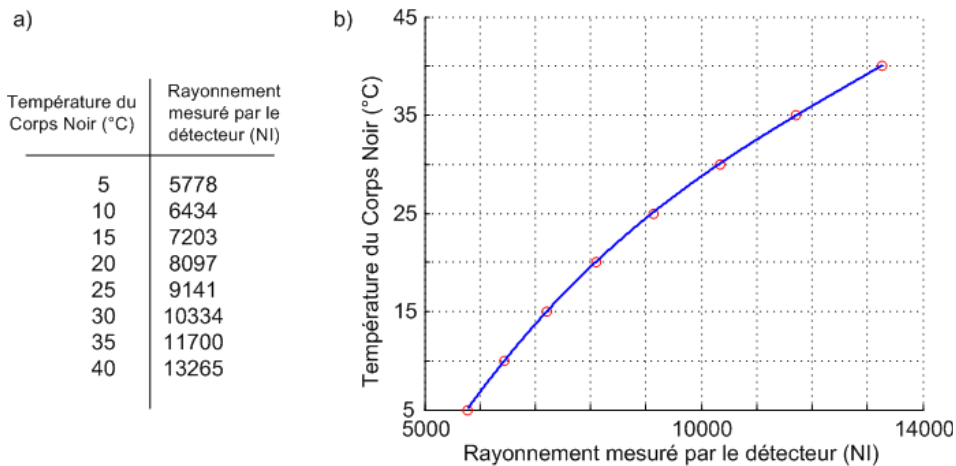


FIG. 1.3 – Exemple de courbe d'étalonnage.

1.3 Estimation de sources de chaleur

Publications associées : [A2, A8], [B1, B2, B9]

Thèse associée : (Louche, 1999), [T3]

L'objectif de cette partie est de rappeler le contexte et les méthodes que nous avons proposés pour estimer, au cours d'essais mécaniques, les sources de chaleur mises en jeu. Pour plus de détails sur le contenu de cette partie, on renvoie le lecteur à (Chrysochoos, 1987), (Louche, 1999), [A2, (Chrysochoos and Louche, 2000)] et plus récemment à [A8, (Schlosser *et al.*, 2007)] et [T3, (Schlosser, 2008)].

On rappelle tout d'abord, brièvement, le cadre thermodynamique d'interprétation des expériences permettant de relier les différentes expressions des sources de chaleur avec les modèles de comportement mécanique des matériaux. Ce lien s'effectue par l'intermédiaire de l'équation de diffusion de la chaleur qui s'établit (Chrysochoos, 1983) à partir du Premier (conservation de l'énergie) et Second Principe de la Thermodynamique (prise en compte des irréversibilités). Différentes expressions de cette équation dite de la chaleur seront rappelées, de la plus complète (3D), aux versions intermédiaires (2D, 1D), jusqu'à la version la plus simple (0D). Les sources de chaleurs, qui sont des puissances volumiques locales (Wm^{-3}), ne peuvent être mesurées directement. Plusieurs techniques pour les estimer sont envisageables. Après un recensement de ces dernières, on rappellera les solutions que nous avons retenues pour les estimer dans les cas 2D, 1D et 0D. Enfin, on terminera par une discussion sur les différentes possibilités de validation de ces mesures de sources de chaleur locales.

1.3.1 Cadre thermodynamique

Le cadre utilisé est celui de la Thermodynamique des Processus Irréversibles (TPI), tel qu'exposé dans (Germain, 1973). A chaque instant t d'un processus quasi-statique un état d'équilibre d'un élément de volume uniforme est caractérisé par un ensemble de $n + 1$ variables d'état $(\alpha_0, \alpha_1, \dots, \alpha_n)$. Classiquement, on associe à α_0 la température absolue T , à α_1 un tenseur de déformation élastique ε_e ;

les $n - 1$ variables restantes α_j , assimilées aux composantes d'un vecteur $\boldsymbol{\alpha}$, complètent la description de l'état thermodynamique.

Dans un système de coordonnées cartésiennes (e_x, e_y, e_z) , on notera $\mathbf{x} = (x, y, z)$ la position spatiale, à l'instant courant $t \in [0, t_f]$, de l'élément de volume (ou particule M) repéré par ses coordonnées Lagrangiennes $\mathbf{X} = (X, Y, Z)$ à l'instant initial $t = 0$, le milieu étudié occupant respectivement les domaines Ω et Ω_0 à ces deux instants (Voir Figure 1.4).

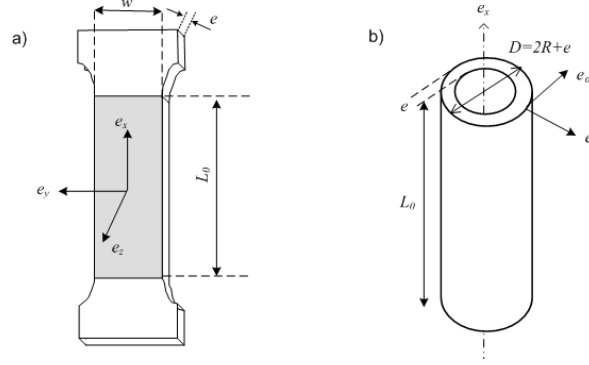


FIG. 1.4 – Exemples de domaines Ω , décrits par un système de coordonnées : a) cartésiennes, b) cylindriques (Schlosser, 2008).

L'inégalité de Clausius Duhem, établie à partir de la forme locale du Second Principe, permet d'introduire la dissipation d d'énergie :

$$d = \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{D} - \rho \Psi_{,\epsilon_e} : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_e - \rho \Psi_{,\alpha} \dot{\boldsymbol{\alpha}} - \frac{\mathbf{q}}{T} \cdot \mathbf{grad}(T) \geq 0, \quad (1.2)$$

où $\Psi_{,\alpha}$ désigne la dérivée par rapport à $\boldsymbol{\alpha}$ de l'énergie libre $\Psi(T, \boldsymbol{\epsilon}_e, \boldsymbol{\alpha})$ de Helmholtz, $\boldsymbol{\sigma}$ le tenseur des contraintes de Cauchy, $\mathbf{D}$ le tenseur Eulérien des vitesses de déformation, ρ la masse volumique et $\mathbf{q}$ le vecteur flux de chaleur. L'inégalité précédente est souvent séparée en deux inégalités en introduisant respectivement la dissipation intrinsèque d_1 (part d'énergie dissipée par des mécanismes irréversibles internes au milieu continu étudié) et la dissipation thermique d_2 (part d'énergie dissipée par conduction dans le milieu continu), toutes deux étant supposées être séparément positives :

$$d_1 = \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{D} - \rho \Psi_{,\epsilon_e} : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_e - \rho \Psi_{,\alpha} \dot{\boldsymbol{\alpha}} \geq 0 \text{ et } d_2 = -\frac{\mathbf{q}}{T} \cdot \mathbf{grad}(T) \geq 0. \quad (1.3)$$

La première inégalité relie d_1 (puissance dissipée, notée w'_d par la suite afin de rendre plus homogènes les notations⁸) à la puissance volumique anélastique w'_a et à la puissance volumique stockée w'_s :

$$w'_d = w'_a - w'_s, \quad (1.4)$$

où $w'_s = \rho \Psi_{,\alpha_j} \dot{\alpha}_j$, $j = 2, 3, \dots, n$ et $w'_a = \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{D} - \rho \Psi_{,\epsilon_e} : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_e$, soit :

$$w'_a = w'_{ext} - w'_e. \quad (1.5)$$

Les termes w'_{ext} et w'_e désignent respectivement la puissance volumique fournie (mécaniquement) par l'extérieur et la puissance volumique élastique (réversible).

Déduite des deux Principes de la Thermodynamique l'équation de diffusion de la chaleur, en configuration Eulérienne, s'écrit alors :

$$\rho C_{\epsilon_e, \alpha} \dot{T} + \text{div}(\mathbf{q}) = d_1 + \rho T \Psi_{,T, \epsilon_e} : \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_e + \rho T \Psi_{,T, \alpha} \dot{\boldsymbol{\alpha}} + r \quad \forall M \in \Omega \times [0, t_f] \quad (1.6)$$

où $C_{\epsilon_e, \alpha} = C$ est la chaleur spécifique à ϵ_e et α constants et r un terme source volumique de chaleur d'origine externe (rayonnement). La dérivée particulière $\dot{T}$ se décompose en deux termes

8. La notation " w' " rappelle par ailleurs que l'énergie w associée n'est pas une fonction d'état.

faisant intervenir respectivement la dérivée partielle par rapport au temps et un terme convectif : $\dot{T} = \frac{\partial T}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \mathbf{grad}(T)$, où $\mathbf{v}$ est la vitesse du point spatial considéré. Le flux de chaleur $\mathbf{q}$ par conduction est classiquement modélisé par la loi de Fourier : $\mathbf{q} = -\mathbf{k} \mathbf{grad}(T)$, où $\mathbf{k}$ est, dans le cas général, un tenseur du 2nd ordre de conductivités thermiques pouvant dépendre de la position $\mathbf{x}$.

Les 2^{ème} et 3^{ème} termes du membre de droite sont des termes dits de couplage thermomécanique que l'on notera w'_{ctm} . Le premier de ces deux termes, que l'on notera w'_{thel} , traduit l'effet thermoélastique de Kelvin associé respectivement à un refroidissement (sources négative) ou un échauffement (source positive) lors de la détente ou de la compression d'un solide ou d'un gaz. Supposant que les variations de température autour la température initiale d'équilibre T_0 sont faibles, le terme de thermoélasticité est classiquement modélisé par l'expression suivante $w'_{thel} = -\alpha T_0 \frac{d}{dt}(Tr(\boldsymbol{\sigma}))$, où α est le coefficient de dilatation thermique linéaire et $\boldsymbol{\sigma}$ le tenseur des contraintes. Le second terme permet de prendre en compte des couplages avec d'autres phénomènes, par exemple dans le cas d'un changement de phase d'un alliage à mémoire de forme (Lobel-Tuffraud, 1995). En choisissant pour variable interne la fraction de martensite $\alpha_2 = f_m$, le terme de couplage s'écrit $\rho L \dot{f}_m$ où L est la chaleur latente (volumique) de changement de phase austénite martensite.

À l'exception de r , les termes du membre de droite de 1.6 représentent les sources de chaleur d'origine interne, homogènes à une puissance volumique, que l'on notera w'_{ch} :

$$\rho C \left(\frac{\partial T}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \mathbf{grad}(T) \right) + \text{div}(-\mathbf{k} \mathbf{grad}(T)) = w'_{ch} + r \quad \forall \mathbf{x}, t \in \Omega \times [0, t_f]. \quad (1.7)$$

On retrouve alors une décomposition classique des termes sources en un terme de dissipation (intrinsèque) et un terme lié aux couplages thermomécaniques :

$$w'_{ch} = w'_d + w'_{ctm}. \quad (1.8)$$

1.3.2 Modèles simplifiés de diffusion de la chaleur

L'équilibre thermique local 1.7 exprime, en tout point $\mathbf{x}$ du milieu continu, la relation entre l'effet thermique T et les sources de chaleur d'origines interne w'_{ch} et externe r . Contrairement à un problème classique de thermique, les sources de chaleur sont ici inconnues. On se propose de les estimer à partir des valeurs, connues, des champs de température T mesurés en surface par la caméra infrarouge. Ce problème ainsi posé rentre dans la catégorie des *problèmes inverses* pour lesquels il n'est pas possible de trouver une solution unique sans informations sur les sources de chaleur à déterminer (Capitana and Stavre, 2000). Des stratégies ont donc été mises en place pour estimer des sources dans des cas particuliers, s'appuyant sur des hypothèses et des versions simplifiées de l'équation 1.7, que nous allons rappeler ci-après.

Hypothèses simplificatives :

H1 : En thermique, il est d'usage de travailler avec des grandeurs relatives par rapport à un état thermique de référence. En prenant pour ce dernier l'état initial d'équilibre $T_0 = T_0(\mathbf{x}) = T(\mathbf{x}, 0)$, supposé uniforme ou non, on introduit la variation de température θ telle que :

$$\theta = T - T_0, \text{ avec } \theta \ll T_0. \quad (1.9)$$

Ce changement de variable permet, en faisant la différence de l'équation 1.7 à l'instant t et à l'instant initial, de s'affranchir du terme inconnu r supposé indépendant du temps :

$$\rho C \left(\frac{\partial \theta}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \mathbf{grad}(\theta) \right) + \text{div}(-\mathbf{k} \mathbf{grad}(\theta)) = w'_{ch} \quad \forall \mathbf{x}, t \in \Omega \times [0, t_f]. \quad (1.10)$$

H2 : Le terme convectif, appelé aussi en thermique terme d'advection, représente le transport de chaleur dû au mouvement de matière. Il est en général négligé, du fait : (i) des

vitesses $\mathbf{v}$ supposées faibles des particules dans la plupart des essais mécaniques quasi-statiques considérés, (ii) de la difficulté d'estimer ce terme. Ce dernier, dans certains problèmes, n'est cependant pas négligeable. (Wattrisse *et al.*, 2003), en couplant des mesures de champs cinématiques et thermiques, ont montré que, dans le cas de la propagation de lèvres de striction dans des polymères, le terme convectif pouvait représenter jusqu'à 40% de la dérivée particulaire.

H3 : Dans la plupart des situations, la conductivité thermique $\mathbf{k}$ sera supposée isotrope et constante tout au long de la déformation du matériau. Là aussi, dans certains cas, cette hypothèse pourra être mise en défaut notamment dans le cas d'un changement de phase austénite martensite dans des AMF (voir partie “*Estimation de sources de chaleur dans le cas d'un changement de phase localisé*”, page 114).

En tenant compte de ces trois hypothèses, l'équation de diffusion de la chaleur s'écrit finalement :

$$\rho C \frac{\partial \theta}{\partial t} - k \Delta \theta = w'_{ch} \quad \forall \mathbf{x}, t \in \Omega \times [0, t_f]. \quad (1.11)$$

où Δ est l'opérateur Laplacien.

Modèle 2D - Sources de chaleur uniformes dans l'épaisseur

Dans le cas de coques minces (Figure 1.4) soumises à un chargement mécanique, l'hypothèse simplificatrice d'homogénéité des sources dans l'épaisseur semble raisonnable dans de nombreuses situations. Cependant, elle peut être mise en défaut dans les cas suivants : matériau peu conducteur et échanges important en surface, sollicitations incluant de la flexion et donc une hétérogénéité de déformation et de contrainte dans l'épaisseur, mécanismes dissipatifs différents en surface et à coeur (Berthel, 2007).

En excluant ces situations, on admet cette hypothèse valide et on suppose qu'elle entraîne⁹ une distribution uniforme de température dans l'épaisseur. En prenant la moyenne de l'équation précédente dans la direction z de l'épaisseur, on obtient une version 2D de l'équation de diffusion de la chaleur¹⁰ :

$$\rho C \left(\frac{\partial \theta}{\partial t} + \frac{\theta}{\tau_2} \right) - k \Delta_2 \theta = w'_{ch} \quad \forall \mathbf{x}, t \in \Omega_{2D} \times [0, t_f], \quad (1.12)$$

où $\Delta_2 \theta = \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2}$ et τ_2 une constante de temps (en s) approchant les fuites thermiques sur les faces dont la normale est dirigée selon l'épaisseur. Cette constante peut être estimée (voir (Louche, 1999) pour les détails) : (i) soit à partir d'une expression analytique tenant compte des échanges par convection et rayonnement¹¹ sur ces faces, (ii) soit à partir d'une expérience permettant d'isoler et de quantifier ces fuites.

9. Une estimation rapide de l'homogénéité de la température dans l'épaisseur du domaine Ω peut se faire en calculant le nombre de Biot Bi . Si ce dernier est inférieur à 0.1 alors la variation de température dans l'épaisseur est $< 5\%$. Pour une éprouvette de zone utile parallélépipédique ($L.l.e$), telle que celle présentée à la Figure 1.4, on a : $Bi = \frac{hLc}{k}$, où Lc est une longueur caractéristique, h le coefficient d'échange convectif en surface et k le coefficient de conduction dans Ω . La longueur Lc peut être estimée par $Lc = \frac{V}{A_s}$, avec V et A_s désignant respectivement le volume de Ω et la surface d'échange dans la direction de l'épaisseur (on néglige ici les échanges sur les cotés de surface $e.l$). A.N. $L = 50 \text{ mm}$, $l = 12,5 \text{ mm}$, $e = 2 \text{ mm}$, $h = 30 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ (cas très défavorable, à la limite d'une convection forcée), $k = 60 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ (cas d'un acier), d'où : $Bi = \frac{hLc}{k} = \frac{h}{k} \cdot \frac{L.l.e}{2.L.l} = \frac{h}{k} \cdot \frac{e}{2} = \frac{30}{60} \cdot \frac{2 \cdot 10^{-3}}{2} = 5 \cdot 10^{-4} \lll 1$.

10. Afin de ne pas alourdir les notations, on conservera les mêmes expressions pour désigner la quantité $f(x, y, z, t)$ et sa moyenne $f(x, y, t) = \frac{1}{e} \int_e f(x, y, z, t) dz$ dans l'épaisseur e .

11. Si les variations de température sont faibles $\theta \ll T$, typiquement $\theta < 10$ à 20 K , on pourra linéariser les fuites par rayonnement (cf mon mémoire de thèse page 115). Pour de plus grandes variations de température, il faudra tenir compte de l'expression complète du rayonnement, proportionnel à T^4 .

Une telle modélisation 2D de la diffusion de la chaleur en coordonnées cartésiennes, proposée initialement par (Brémond, 1982), (Bouc and Nayroles, 1985) et (Chrysochoos, 1987), a servi de base à plusieurs travaux pour estimer les sources de chaleur; citons de manière non exhaustive les études suivantes: (Dupré, 1992), (Louche, 1999), [A2, (Chrysochoos and Louche, 2000)], (Maquin, 2006), (Pastor, 2007), (Berthel *et al.*, 2008), [T3, (Schlosser, 2008)].

Par la même démarche, mais en intégrant cette fois dans la direction de l'épaisseur d'un tube, nous avons établi dans [A8, (Schlosser *et al.*, 2007)] l'équation de diffusion de la chaleur en coordonnées cylindriques (Figure 1.4b). On obtient la même équation que 1.12 mais avec $\Delta_2\theta = \frac{1}{R^2} \frac{\partial^2\theta}{\partial\alpha^2} + \frac{\partial^2\theta}{\partial x^2}$.

Modèle 1D - Température et sources de chaleur uniaxiales

Lors d'essais mécaniques sur des éprouvettes élancées les variations de température dans les directions transverses sont en général faibles. L'équation 1.12 est alors intégrée dans la direction transverse y (ou α en coordonnées cylindriques) pour obtenir l'équation 1D suivante :

$$\rho C \left(\frac{\partial\theta}{\partial t} + \frac{\theta}{\tau_1} \right) - k \frac{\partial^2\theta}{\partial x^2} = w'_{ch} \quad \forall \mathbf{x}, t \in \Omega_{1D} \times [0, t_f], \quad (1.13)$$

la constante de temps τ_1 incluant cette fois les échanges thermiques dans toutes les directions autres que la direction axiale. Comme pour τ_2 , on peut soit l'estimer à partir de modèles, soit à partir d'expériences; cette dernière situation étant celle que nous avons le plus souvent utilisée.

Modèle 0D - Sources de chaleur uniformes

Dans le cas d'une distribution uniforme des sources de chaleur dans Ω , (Chrysochoos, 1987) a proposé une hypothèse phénoménologique consistant à linéariser le terme de fuites thermiques par conduction ($-k \frac{\partial^2\theta}{\partial x^2} \approx \frac{\theta}{\tau}$) dans l'équation précédente. Le problème de thermique peut alors être modélisé par l'équation différentielle suivante :

$$\rho C \left(\frac{\partial\theta}{\partial t} + \frac{\theta}{\tau_0} \right) = w'_{ch} \quad \forall t \in [0, t_f], \quad (1.14)$$

où $\tau_0 = \left(\frac{1}{\tau_1} + \frac{1}{\tau} \right)^{-1}$ est une constante de temps (en s) modélisant l'ensemble des fuites possibles (conduction, convection ou rayonnement pour des points situés à la surface). Comme précédemment, on peut estimer cette constante de temps soit à partir de modèles soit à partir d'expériences où l'on observe l'échauffement ou le retour à l'équilibre thermique de l'éprouvette montée dans les mors. On se placera pour cela dans des situations de chargement conduisant à des sources uniformes non nulles (ex. thermoélasticité) ou nulles (après l'arrêt d'un chauffage par effet Joule).

Un tel modèle a pu être justifié dans (Chrysochoos and Louche, 2000) en recherchant des solutions de l'équation 1.13 à partir d'une projection dans la base spectrale de l'opérateur Laplacien, dans le cas de sources uniformes, de conditions limites symétriques (et linéaires en température) et de conditions initiales uniformes.

Le modèle 1.14 idéalise, linéairement, les fuites par conduction dans le matériau. Il a été utilisé dans de nombreuses études pour estimer des sources de chaleur et effectuer des bilans d'énergie, voir par exemple (Chrysochoos and Belmahjoub, 1992). Rappelons qu'il doit cependant être réservé aux cas de distributions uniformes des sources, dans des cas de faibles variations de température ($\theta < 10^\circ\text{C}$) et nécessite enfin d'identifier la constante τ_0 dans une configuration identique à celle de l'essai.

1.3.3 Traitement des images thermiques pour estimer des champs de sources de chaleur

Contexte

Cette volonté de reconstruire des sources (cause) par résolution d'un problème inverse à partir de la mesure d'un effet n'est pas propre au problème de diffusion de la chaleur. Plusieurs domaines de la physique sont concernés (détection sismique, activité du cerveau,...). Dans ce chapitre nous allons restreindre notre propos au seul problème de diffusion de la chaleur. L'objectif recherché est alors d'estimer des sources de chaleur dans le volume d'un corps à partir de la mesure du champ de température de la surface de ce corps.

Ce type de problème rentre dans la catégorie des "Problèmes inverses" pour lesquels il est impossible de trouver une solution unique sans information sur la distribution spatiale des sources à déterminer (Capitana and Stavre, 2000). Une manière de simplifier le problème est de passer d'une formulation 3D à une formulation 2D du modèle de diffusion de la chaleur (par exemple Eq. 1.12). Ce passage suppose, on l'a déjà souligné lors de l'établissement de cette équation, les deux hypothèses fortes d'homogénéité des sources et des températures dans la direction non prise en compte dans le modèle 2D. Typiquement, on réservera ce modèle à des problèmes de coques (plaques ou tubes) où l'épaisseur est faible devant les deux autres directions. Le problème d'estimation des sources à partir d'un modèle de diffusion 2D est encore *mal posé* car la solution (source) est très sensible au bruit de mesure (champs de température mesurés par exemple par thermographie infrarouge), voir par exemple (Le Niliot and Gallet, 1998).

Différentes méthodes ont été proposées dans la littérature pour approcher, malgré les difficultés évoquées, les solutions de sources de chaleur. Une synthèse très intéressante de ces méthodes vient d'être récemment réalisée par (Renault, 2007) dans sa thèse, encadrée par des mécaniciens des matériaux mais également par des thermiciens. On renvoie le lecteur intéressé par ce sujet à ce travail et aux nombreuses références citées dans ma thèse. N. Renault rappelle que la plupart des méthodes mises en place dans la littérature visent à régulariser le problème mal posé. L'objectif des méthodes de *régularisation* proposées est de "transformer le problème initial par un problème voisin dont la solution est unique et robuste dans le sens où de faibles erreurs sur les données ne vont pas retentir dramatiquement sur la solution approchée". Il distingue alors trois classes de méthodes de régularisation :

- classe de méthodes n°1 : "basées sur le calcul de dérivées sur des substituts filtrés des mesures",
- classe de méthodes n°2 : "recherche de quasi-solutions",
- classe de méthodes n°3 : "par optimisation".

La première classe de méthode est celle que j'ai utilisée et utilise encore pour estimer les sources de chaleur. Elle consiste à filtrer dans le temps et dans l'espace les données expérimentales (θ) et d'appliquer les opérateurs présents dans le membre de gauche de l'équation 1.12. J'en détaille les grandes étapes dans la partie suivante. Une technique intéressante, rentrant dans cette classe de méthode, est rapportée dans la thèse de N. Renault. Il s'agit de la méthode dite de *mollification* proposée par (Murio, 1993).

La seconde a été mise en oeuvre dans la thèse de N. Renault. Ce type de méthode consiste à décomposer par analyse spectrale l'opérateur continu du membre de gauche de l'équation 1.12 puis à ne conserver que les premiers vecteurs de base (basses fréquences). La méthode consistant à projeter les températures mesurées sur les premiers vecteurs de la base spectrale (base de Fourier) a été utilisée dans (Chrysochoos, 1995) dans le cas d'un modèle de diffusion 1D. Outre la sélection du nombre de vecteurs de base à retenir, l'inconvénient de cette approche est de nécessiter, pour construire la base, de connaître les conditions aux limites du domaine, ce qui est toujours délicat en thermique. Les méthodes par optimisation, appartenant à la 3^{ème} classe, utilisent des algorithmes d'optimisation sous contrainte avec régularisation. On renvoie là aussi le lecteur à (Renault, 2007) où sont expliqués ces algorithmes.

Présentation succincte de la méthode d'estimation des sources de chaleur utilisée

Les premiers travaux consistant à rechercher, lors d'essais mécaniques, les sources de chaleur à partir de champs thermiques mesurés par thermographie infrarouge semblent être ceux du LMA à Marseille (Brémond, 1982), (Bouc and Nayroles, 1985). Ils proposaient alors une méthode de filtrage spatial des images thermiques de type passe-bas, méthode de régularisation appartenant donc à la classe de méthode n°1 décrite plus tôt. (Chrysochoos, 1987) a repris ensuite une partie de cette approche en l'utilisant dans le cas simplifié d'un modèle de conduction où le terme de diffusion est linéarisé (voir éq. 1.14). Ce travail a été ensuite poursuivi, avec des solutions de filtrage simples (moyennes spatiales), dans la thèse de J.C. Dupré (Dupré, 1992).

Ces études préliminaires ont servi de base à mon travail de thèse dont un des objectifs était de mettre au point une méthodologie pour estimer des sources de chaleur hétérogènes, car associées à des problèmes de localisation (bandes de Lüders, striction,...) sur des aciers sollicités en traction. Après une recherche bibliographique des différentes méthodes disponibles à l'époque (cf. p122 de ma thèse), j'ai finalement opté, à mon tour, pour une technique de régularisation reposant sur un filtrage des images thermiques expérimentales. Face à la variété de méthodes possibles (filtrages non-linéaires, filtrages ondelettes, lissage polynomial, ...) mon choix s'est alors porté sur les techniques de filtrage passe-bas appliquées par FFT qui offrent comme principal avantage leur rapidité d'exécution¹².

Les principales étapes conduisant à l'estimation du membre de gauche de l'équation 1.12 sont résumées sur la Figure 1.5a. Je ne vais pas rappeler ici tous les détails de ces étapes et renvoie le lecteur vers notre article de synthèse (Chrysochoos and Louche, 2000) ou bien encore vers ma thèse pour la mise en oeuvre pratique (Louche, 1999). La méthode a été implantée dans un programme appelé *Source2D* (écrit dans l'environnement Matlab), construit pendant ma thèse, et dont le développement s'est poursuivi lors de la thèse de P. Schlosser.

Remarques :

R1) Successions de filtrages temporel et spatiaux. Supposant la continuité des températures et de leurs dérivées dans le temps et dans l'espace, on a le plus souvent enchaîné des opérations de filtrages temporels et spatiaux (et vice versa) des différentes quantités $(\theta, \frac{\partial \theta}{\partial t}, \Delta_2 \theta)$ afin d'améliorer la précision notamment du terme $\Delta_2 \theta$ très délicat à estimer à cause du bruit important des images thermiques θ .

R2) Effets de bords. Le filtrage passe bas appliqué par FFT induit inévitablement des effets de bords, sur l'estimation du laplacien des images thermiques, dus à la non périodicité (dans l'espace) des images. Pour les réduire, j'ai proposé une méthode itérative par FFT, réalisant rapidement un "prolongement périodique" des images thermiques brutes auxquelles on applique ensuite un filtrage passe-bas. En dépit de ces précautions, des effets de bords existent, principalement dans la direction axiale des images thermiques, direction où les écarts (sur les dérivées à l'ordre 0 à 2) des températures aux bords sont les plus importants (cf. Figure 1.5b). La portée de ces effets de bords dépend de l'ordre du filtrage, il est d'environ de 10 à 20 pixels. L'analyse des sources de chaleur estimées sur les bords de la zone de traitement dans la direction axiale devra donc être réalisée avec beaucoup de prudence.

R3) La précision sur l'estimation des sources est discutée dans la partie suivante.

12. Sur des images prolongées dans l'espace, de taille égale à une puissance de 2.

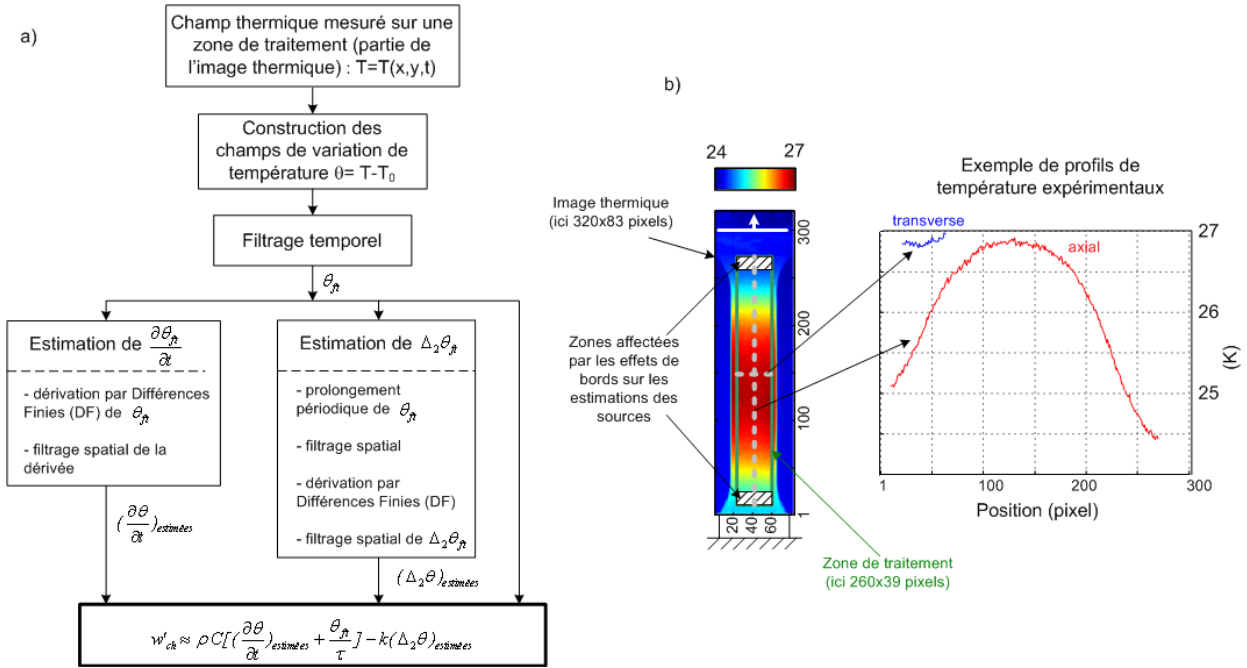


FIG. 1.5 – a) Diagramme présentant les différentes étapes permettant, à partir des images thermiques mesurées T , d'estimer des sources de chaleur 2D : $w'_{ch}(x,y,t)$. b) Exemple de champ thermique $T(x,y,t)$, à un instant donné, mesuré lors d'un essai de traction. La zone fixe de traitement, où seront estimées les sources, est tracée en vert, en superposition sur l'image thermique. Aux deux extrémités dans la direction axiale se situent les zones d'"effets de bords" dues au filtrage, où les sources de chaleurs seront délicates à obtenir. La figure de droite montre des profils thermiques classiques présentant de forts gradients dans la direction axiale et une forte non-périodicité spatiale dans cette direction de la température et de ses dérivées (ordre 1,2,...).

Le même type d'approche que celle que j'avais développée durant ma thèse, consistant à utiliser les images thermiques expérimentales pour estimer des sources de chaleur d'origine interne, a été ensuite exploité en France dans d'autres travaux de thèse. (Balandraud, 2000) l'a exploité dans sa thèse pour suivre la propagation d'un front de changement de phase dans un monocristal CuZnAl, puis la méthode a été utilisée dans le domaine de la fatigue des matériaux (Boulanger, 2004), (Maquin, 2006), (Pastor, 2007), (Berthel, 2007). Les faibles échauffements mesurés lors de ces sollicitations, liés à de faibles sources dissipatives, ont nécessité des précautions expérimentales supplémentaires. (Maquin, 2006), étudiant les premiers cycles de chargement, s'est limité à des estimations de sources 1D (uniaxiales) calculées à partir de la moyenne des profils thermiques axiaux afin d'améliorer le rapport signal sur bruit. (Pastor, 2007) a proposé d'utiliser des lissages locaux des images thermiques en approchant au mieux, au sens des moindres carrés, les données thermiques discrètes. Le degré des polynômes (1D) utilisés, ainsi que la taille du support d'approximation, ont été déterminés par optimisation à l'aide d'une fonction objectif construite à partir d'images de laplacien de référence. Enfin, (Berthel, 2007) poursuivant une approche mise en place par (Boulanger, 2004) a développé des méthodes de lissages spatio-temporels au moyens de polynômes bidimensionnels pondérant une évolution temporelle donnée par la somme d'une fonction affine et d'une fonction sinusoïdale. Les coefficients des polynômes, en pratique limités à des degrés 2 ou 3, sont déterminés par une minimisation au sens des moindres carrés.

Malgré tous les efforts consentis pour estimer les sources de chaleur au cours d'un essai mécanique, ce problème reste aujourd'hui encore un problème ouvert (Renault, 2007). Parmi toutes les méthodes proposées, aucune ne semble être capable de fournir automatiquement, et dans toutes les situations expérimentales (type de matériau, type d'essai, intensité, forme et rapidité des variations de températures observées,...), des estimations quantitatives de sources de chaleur. Les voies de Recherches

possibles sont nombreuses. Elles consistent à la fois à mieux maîtriser¹³ les données expérimentales (images thermiques) et à mettre au point ou exploiter des méthodes mathématiques de résolution de problèmes inverses. Une ANR¹⁴ est actuellement en cours sur ce sujet. Le Groupe de Travail Thermographie du GDR 2519 “Mesures de champs et identification en mécanique des solides” devrait également aborder ce sujet dans les prochains mois.

1.3.4 Validation des estimations de sources de chaleur

Notre objectif étant de fournir des estimations quantitatives de sources de chaleur une validation de la méthodologie proposée s'impose. Les causes d'erreurs sont multiples :

e1) *Erreurs sur les données expérimentales brutes (champs de température mesurées).* Ces erreurs sont liées aux conditions expérimentales : position de la caméra, émissivité de la surface de la scène observée (valeur la plus proche de 1 ou bien quantification de celle-ci, homogénéité de l'émissivité,...), calibration et correction de non-uniformité, contrôle des perturbations de l'environnement (écran protecteur, environnement stationnaire,...), objectif utilisé,... Une autre source d'erreur peut également apparaître lorsque l'on calcule ensuite des variations de température $\theta = T - T_0$, dans le cas d'une scène thermique en mouvement et d'une hétérogénéité¹⁵ du champ thermique de référence T_0 . Plus les variations de température que l'on cherche à mesurer sont faibles (cas des études en fatigue) et plus il faut être attentif à ces conditions expérimentales.

e2) *Erreurs sur le modèle de thermique.* Les hypothèses ayant conduit aux différents modèles simplifiés (2D, 1D, 0D), utilisés pour estimer les sources de chaleur, ne doivent pas être oubliées. La pertinence de chaque modèle doit être étudiée en fonction du type de problème. Le modèle 2D, éq. 1.12, utilisé dans la majorité des estimations de sources, devra être modifié dans des certaines situations expérimentales (terme d'advection non négligeable dans la dérivée $\dot{T}$, conduction thermique non constante voire non isotrope, rayonnement important,...).

e3) *Erreurs sur les paramètres matériaux.* Les trois paramètres thermophysiques (ρ , C et k) intervenant dans l'éq. 1.12 ont un poids sur l'estimation des sources qui dépend de l'importance relative des termes de dérivée temporelle et du terme laplacien. Qu'on les considère comme constants (cas par défaut majoritaire...) ou variables (exemple de C et k variant avec le changement de phase, cf. partie Alliages à Mémoire de Forme de ce mémoire page 114), il faut choisir des valeurs pour ces paramètres. Idéalement, il faudrait pouvoir systématiquement les mesurer, au moins pour C et k , pour chaque matériau étudié. Cette voie n'a pour l'instant pas été exploitée, nous avons toujours recherché, parfois avec beaucoup de difficulté et/ou de variabilité, les valeurs de ces paramètres dans les caractéristiques matériaux fournies par le fabricant ou bien reportées dans des articles.

e4) *Erreurs sur les opérations de traitement du signal.* Avec la méthode choisie, deux sources d'erreurs apparaissent lors de l'estimation du membre de gauche de l'équation 1.12. La première est générée par les différentes opérations de filtrage par FFT qui, dans notre cas, suppriment les hautes fréquences des signaux (images) et créent des effets de bords. L'autre cause d'erreur provient de l'estimation, par différences finies (centrées à l'ordre 2), des dérivées spatiales et temporelles.

13. Il s'agit ici de contrôler les multiples défauts de l'expérience (non uniformité de réponse de la matrice de détecteurs de la caméra, déformation des optiques, hétérogénéités d'émissivité, ...), défauts pouvant ensuite perturber les estimations de sources de chaleur.

14. ANR Projets Blancs QIRD-THS, réunissant des mécaniciens (A. Chrysochoos de l'Université Montpellier 2, porteur du projet), des thermiciens (H. Pron de l'université de Reims et J.C Batsale de l'Université de Bordeaux) ainsi que des spécialistes des problèmes inverses (M. Bonnet de l'Ecole Polytechnique).

15. Exemples : variations axiales ($< 1K$) du champ de température de référence d'une éprouvette de traction, hétérogénéités d'émissivité,...

Deux méthodes de validation de l'estimation des sources de chaleur peuvent alors être proposées : v1) Validation théorique et v2) Validation expérimentale. Des exemples associés à ces deux méthodes vont être successivement présentés.

v1) Validation théorique

Cette forme de validation vise à proposer des champs associés de température et de sources de chaleur. L'association peut-être exacte (solution analytique) ou approchée (solution numérique), à partir d'une distribution donnée de sources de chaleur. Présentée en détail dans ma thèse (Louche, 1999), et utilisée dans (Chrysochoos and Louche, 2000) ainsi que dans [A8, (Schlosser *et al.*, 2007)], cette stratégie est schématisée sur la Figure 1.6a à partir d'un exemple extrait de (Schlosser *et al.*, 2007). Les champs thermiques théoriques sont bruités avec du bruit expérimental puis traités par le logiciel *Source2D* pour obtenir une estimation des sources. La confrontation de ces dernières, dans l'espace et dans le temps, à la distribution théorique initiale permet alors de qualifier et quantifier les estimations. Ce type de validation a été utilisé dans mes travaux avant tout pour juger des erreurs liées au traitement du signal (e4). D'autres exemples pourraient être construits pour analyser les trois autres sources d'erreurs possibles.

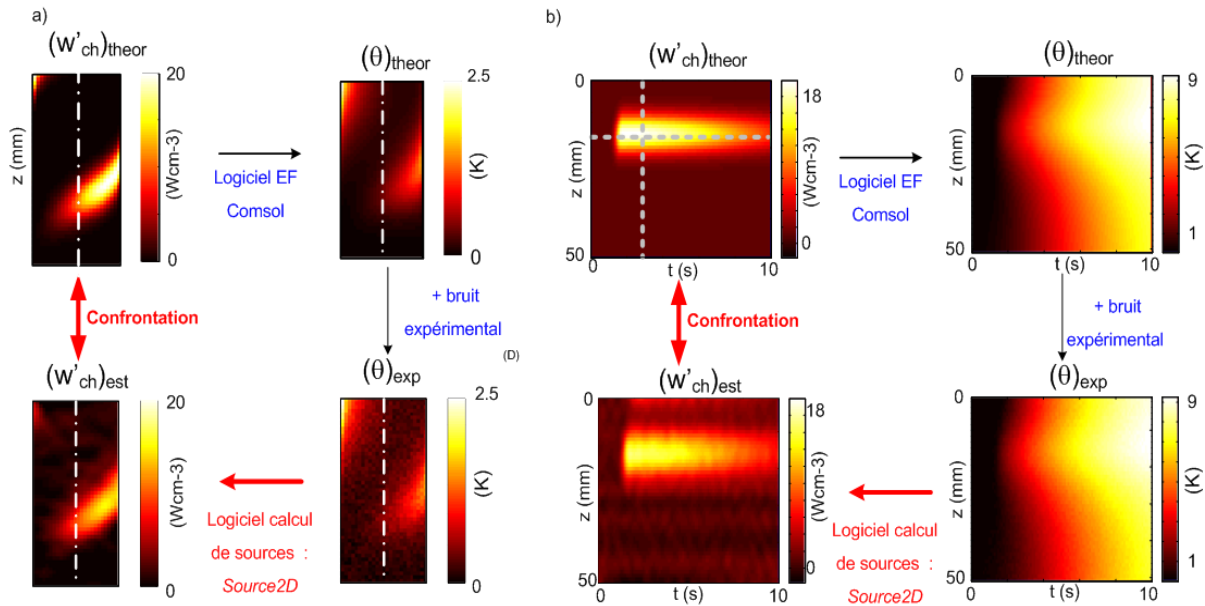


FIG. 1.6 – Exemple de validation du traitement d'estimation des sources de chaleur. a) champs, à un instant donné, de sources de chaleur théoriques $(w'_{ch})_{theor}$. Le champ thermique associé $(\theta)_{theor}$ est calculé par éléments finis puis bruité avec du bruit expérimental avant d'être traité par le logiciel *Source2D* afin d'obtenir une estimation des sources $(w'_{ch})_{est}$. b) Représentation spatio temporelle (profil axial tracé en trait mixte clair sur les images de gauche) de ces champs montrant ici la grande différence entre températures et sources de chaleur. Extrait de [A8, (Schlosser *et al.*, 2007)].

Dans l'exemple test présenté à un instant donné à la Figure 1.6a on cherchait, dans le cas des tubes, d'une part à choisir les valeurs des fréquences de coupures des filtres passe-bas et, d'autre part, à valider les différentes étapes liées aux traitements imposés par le système de coordonnées cylindriques. L'exemple se voulant être représentatif des phénomènes observés, nous avons choisi une distribution de sources théoriques $(w'_{ch})_{theor}$ s'enroulant en spirale autour du tube, comme semblent le révéler les champs thermiques expérimentaux. Les sources reconstruites $(w'_{ch})_{est}$ sont en bon accord qualitatif (Figure 1.6a), à un instant donné, avec les sources théoriques. Les étapes de filtrage conduisent cependant à une sous-estimation de leur amplitude (au maximum de 20% dans cet exemple, voir article [A8, (Schlosser *et al.*, 2007)]) et à un étalement de leur forme. Les images spatio-temporelles de la

Figure 1.6b permettent d'apprécier la qualité de la reconstruction des sources au cours du temps. Elles montrent les évolutions temporelles d'un profil axial (trait mixte clair sur la figure a) de température ou de sources. Les deux phénomènes d'écrasement d'amplitude et d'étalement se voient plus nettement sur ce type de représentation. Cet exemple présente également un caractère pédagogique puisqu'il montre clairement les différences, ici très nettes, entre les représentations spatio-temporelles des sources (très localisées) et celles très diffuses des effets thermiques associés.

v2) Validation expérimentale

L'idée ici est de confronter les sources estimées par notre méthode avec des distributions de référence, expérimentales. Un tel souhait a été également exprimé par (Renault, 2007) qui ne l'a finalement pas retenu¹⁶ rappelant la difficulté de maîtriser ce type d'expériences plutôt réservées à des spécialistes de thermique. Conscient de ces difficultés on peut néanmoins proposer des exemples de validation expérimentales permettant de juger de la précision de la reconstruction des sources face cette fois aux quatre types d'erreurs recensées précédemment. Cinq exemples sont brièvement discutés ci-après.

Exemple 1 : sources nulles. Ce type de situation se rencontre, lors d'un essai mécanique, avant le début du chargement et après déchargement complet de l'éprouvette. Le premier cas présente peu d'intérêt car il est associé à des champs de variations de température nuls. Dans le second cas, plus intéressant, les champs thermiques non nuls et hétérogènes en fin de chargement permettent de tester tous les termes (y compris le terme de diffusion) intervenant dans l'équation de la chaleur. Cette situation permet souvent de valider la valeur choisie pour la constante de temps τ_2 intervenant dans l'équation 1.12. Une autre situation de sources nulles mais avec des températures hétérogènes sera présentée dans l'exemple 3 suivant.

Exemple 2 : sources thermoélastiques. Proposée dans (Chrysochoos, 1987) cette forme d'évaluation consiste à comparer, lors d'un essai de traction, les sources de chaleur calculées avec les sources thermoélastiques w'_{thel} , homogènes, fournies par le modèle donné plus tôt dans ce mémoire : $w'_{thel} = -\alpha T_0 \frac{d}{dt}(Tr(\sigma)) = -\alpha T_0 \frac{\dot{F}}{S_0}$, où $\dot{F}$ est la dérivée temporelle de la charge mesurée et S_0 la section initiale de l'éprouvette. Un exemple d'une telle confrontation est donné sur la Figure 1.16b, disponible page 51 de ce mémoire. La confrontation est globale car les sources ont été intégrées sur le volume utile de l'éprouvette. On constate ici un très bon accord quantitatif entre sources calculées et sources thermoélastiques théoriques attendues.

Exemple 3 : sources homogènes générées par effet Joule. Le passage d'un courant dans le corps résistif d'une éprouvette peut-être exploité pour fabriquer expérimentalement une source de chaleur homogène et calibrée en intensité via la connaissance de la tension U et du courant I le traversant. Un exemple d'un tel montage avec un schéma de la source imposée dans le temps est fourni Figure 1.7. L'estimation des sources de chaleur est réalisée sur la zone de traitement indiquée sur la Figure 1.7a. Les résultats le long d'un profil axial (au centre de la zone de traitement) sont présentés sous forme d'images spatio-temporelles sur la Figure 1.8. Les effets thermiques sont conformes au chargement électrique de la Figure 1.7b, les blocs massifs fixant l'éprouvette à ses extrémités génèrent des puits de chaleur et donc des profils thermiques spatiaux hétérogènes. Les sources de chaleurs estimées sont en moyenne constante pendant le chargement électrique et nulle en dehors. On remarque, comme signalé plus tôt, la présence d'effets de bords liés au filtrage sur une zone de 20 à 30 pixels aux deux extrémités axiales.

16. N. Renault a utilisé une méthode de *Validation théorique*.

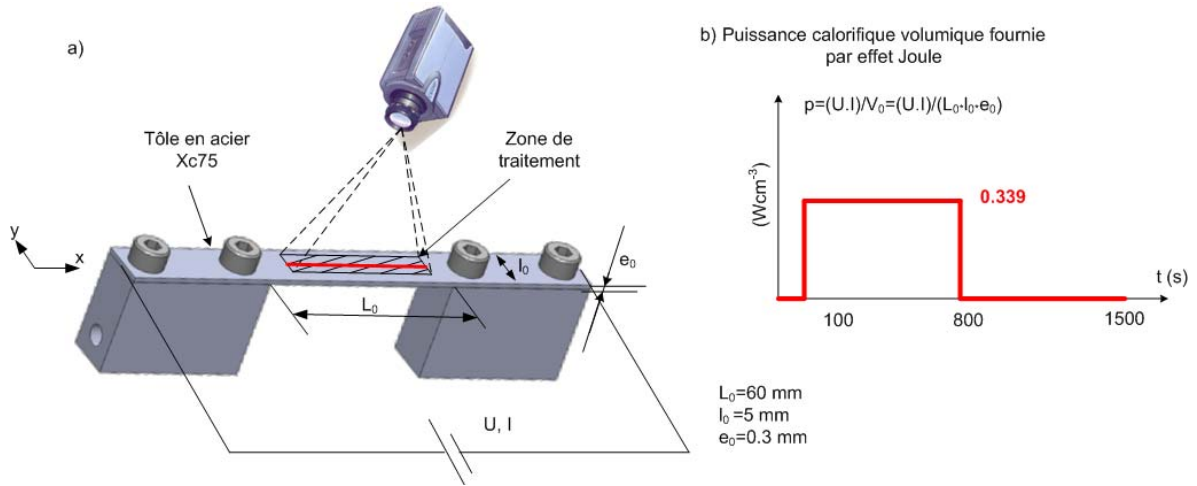


FIG. 1.7 – a) Schéma du montage permettant de générer par effet Joule une source de chaleur homogène dans la partie centrale (de longueur L_0) d’une éprouvette plate. La zone de traitement où sont estimées les sources de chaleur est indiquée par des hachures, le profil axial central est tracé en rouge. b) Historique de puissance volumique imposée.

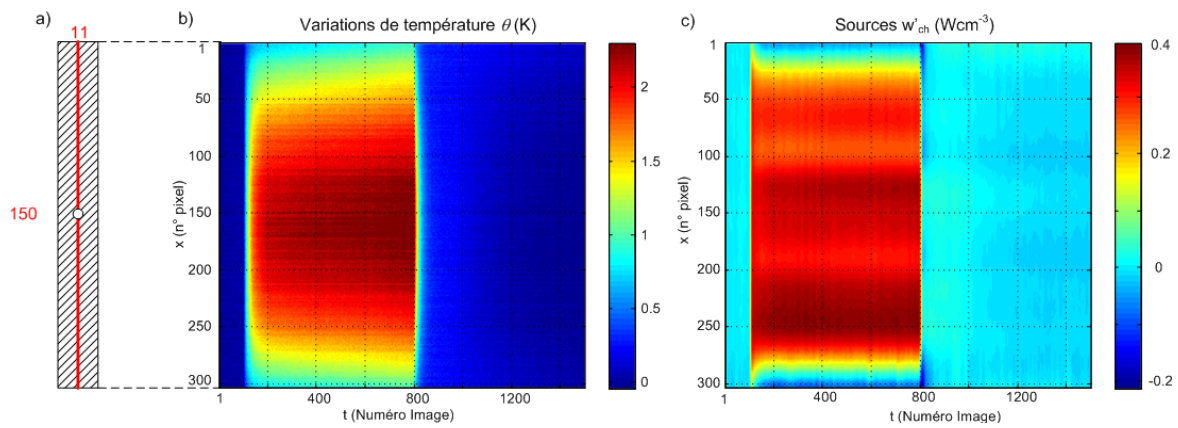


FIG. 1.8 – a) Zone de traitement, position du profil axial et position du point (pixel) 150. b) Représentation spatio-temporelle (le long du profil tracé sur la figure a) de la variation de température mesurée pendant l’essai. c) Même type de représentation pour les sources de chaleur estimées avec le logiciel Source2D.

Une analyse plus précise des résultats peut se faire à partir des profils et des évolutions temporelles tracés Figure 1.9. Un exemple d’un profil thermique axial brut (TB), filtré dans le temps ($TBft$), puis filtré dans l’espace ($TBfxy$), est donné à un instant donné sur la Figure 1.9a. L’opération de filtrage spatial atténue un peu l’amplitude des variations de température comme on peut également le voir sur la Figure 1.9b. Le profil, au même instant, des sources de chaleur calculées est fourni Figure 1.9c. On remarque la présence d’effets de bords ainsi que des oscillations liées au terme laplacien, perturbé par de faibles variations de “courbure” des champs thermiques filtrés¹⁷. Ces oscillations créent, lorsqu’on regarde les évolutions temporelles des sources tracées pour les points 50 à 250, des dispersions des valeurs de sources autour d’une valeur moyenne égale à 0.325 Wcm^{-3} (Figure 1.9d), soit une erreur relative d’environ 4% avec la puissance électrique imposée. Le circuit électrique est ouvert vers l’image 800, il n’y a alors plus de source de chaleur d’origine électrique. Un accord qualitatif est obtenu au niveau des sources de chaleur estimées, de faibles écarts par excès et par défaut sont cependant observés.

17. Des variations imperceptibles à l’œil sont présentes sur le profil axial filtré tracé Figure 1.9a ainsi que sur le profil transverse non présenté ici.

La Figure 1.10 montre enfin le poids des différents termes conduisant à l'estimation des sources. Le poids des trois termes générant l'estimation des sources de chaleur dépend de la distribution spatiale des sources (homogène ou plus ou moins localisée), de son évolution dans le temps, des paramètres matériaux... Cet exemple constitue un bon test puisque les trois termes interviennent, souvent à parts égales. En effet, lorsque le circuit est fermé la part des sources liée à la diffusion (terme laplacien) est équivalente à celle liée aux fuites par convection (terme proportionnel à $\frac{\theta}{\tau}$), alors que le terme de stockage (proportionnel à la dérivée temporelle de θ) est faible sauf pendant les transitoires. Grâce à cette figure, on comprend mieux la sensibilité de la méthode d'estimation des sources face à la fois aux erreurs d'estimation d'opérateurs mais également face aux erreurs dues aux incertitudes sur les paramètres matériaux (ρ , C et k) et sur le modèle de thermique (incertitude sur τ).

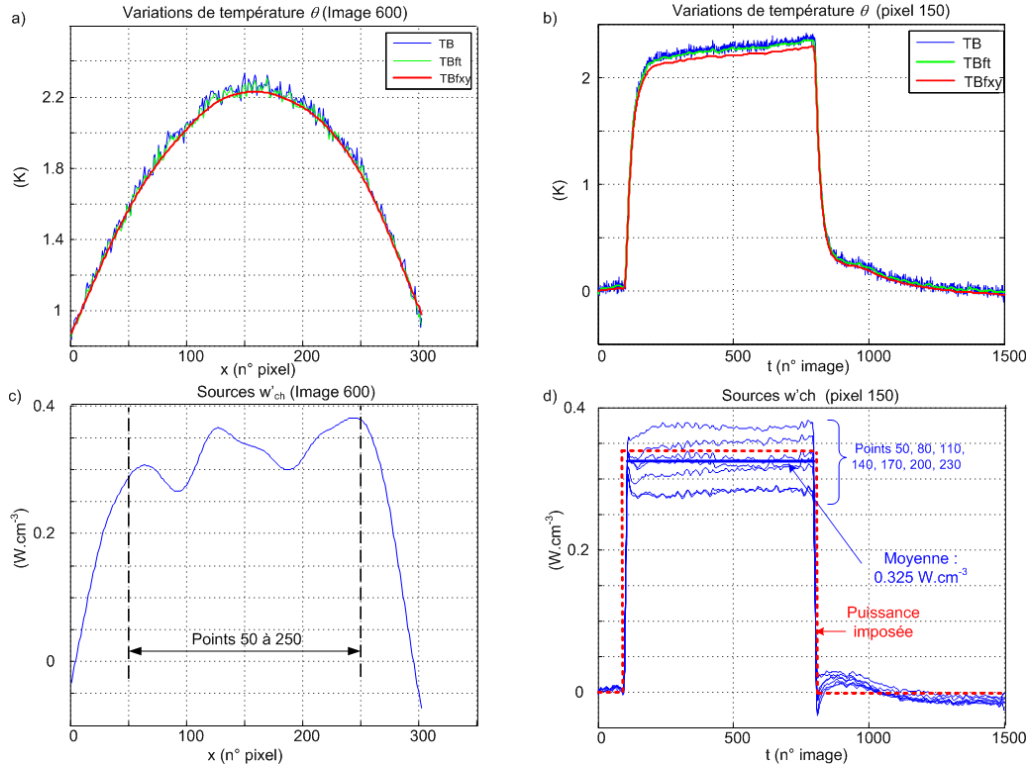


FIG. 1.9 – a) A un instant donné (image 600), profil thermique axial brut (TB), filtré dans le temps (TBft), puis filtré dans l'espace (TBfxy). b) Evolution temporelle au pixel 150 de ces signaux thermiques. c) Profils de sources de chaleur estimées au même instant. d) Evolution temporelle au pixel 150 montrant une dispersion des sources estimées autour d'une valeur moyenne égale à 0.325 $W.cm^{-3}$ contre 0.339 $W.cm^{-3}$ imposé.

Exemple 4 : sources hétérogènes générées par effet Joule. Un banc expérimental a été construit de façon à tester le calcul des sources dans une situation où elles sont hétérogènes. Présenté sur la Figure 1.11a, il est constitué de la même plaque d'acier, encastrée à une seule extrémité. Deux résistances électriques ont été collées près de l'encastrement sous la plaque puis enveloppées de pâte thermique. Un chargement électrique imposé au circuit alimentant les résistances permet alors d'imposer une source de chaleur localisée sous la plaque. Les variations de température sont ensuite mesurées sur la surface supérieure avec la caméra infrarouge lors d'un chargement électrique de type créneau tel que schématisé Figure 1.11b.

Ce montage expérimental est une première solution pour générer des sources hétérogènes. Son principal inconvénient est cependant de ne pas respecter, dans la zone où sont positionnées les résistances, l'hypothèse de sources et température homogènes dans l'épaisseur, nécessaire à l'utilisation du modèle de thermique 2D. Néanmoins, il permet de tester la capacité du traitement dans les zones situées hors de ces zones de localisation.

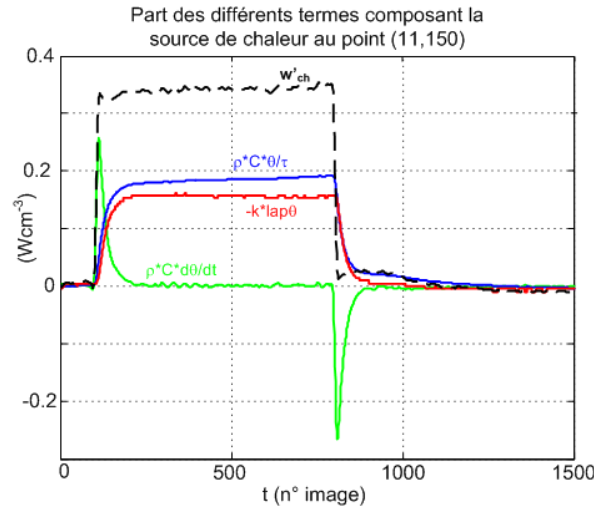


FIG. 1.10 – Evolutions temporelles montrant le poids des trois termes dans l'estimation des sources de chaleur w'_{ch} , poids à peu près équivalents selon le moment du chargement.

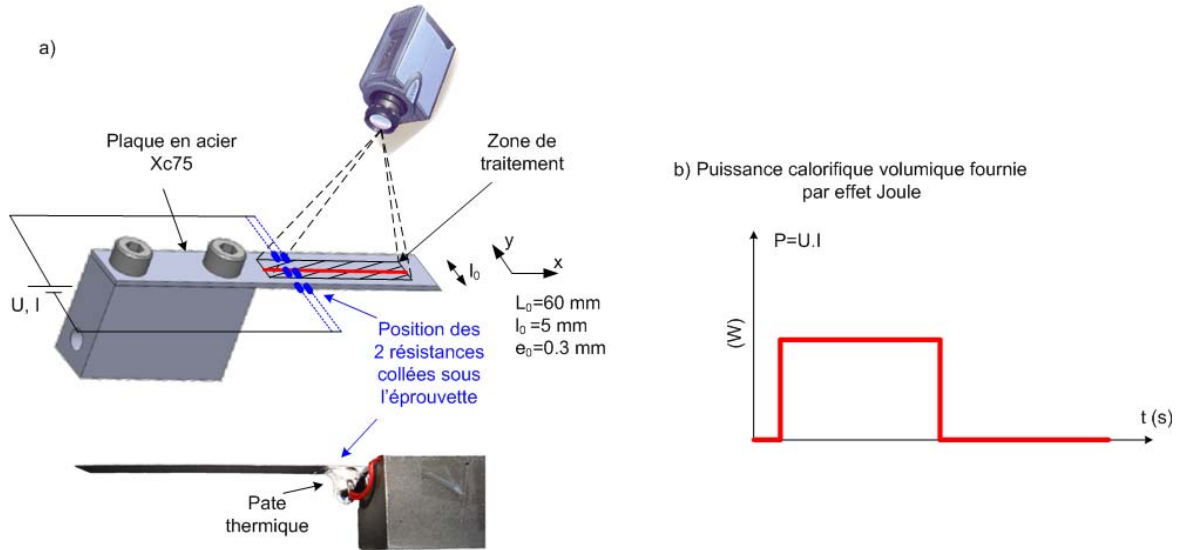


FIG. 1.11 – a) Schéma du montage permettant de générer par effet Joule une source de chaleur hétérogène grâce à deux résistances collées sous la plaque. La zone de traitement où sont estimées les sources de chaleur est indiquée par des hachures, le profil axial central est tracé en rouge. b) Historique qualitatif de puissance imposée.

Les variations de température mesurées lors d'un chargement électrique sont présentées sous forme d'images spatio-temporelles sur les Figures 1.12b. Lorsque le circuit électrique est fermé, un échauffement marqué apparaît dans la zone (centrée sur le pixel 40) où se situent les résistances puis diffuse dans l'espace ce qui pénalise leur interprétation directe. L'évolution temporelle des sources de chaleur estimées avec le logiciel sont tracées sur la 1.12c. On voit, là encore, très nettement l'intérêt de tenir compte des effets de la conduction. Les sources de chaleur sont détectées dans une zone de dimension fixe et ne sont actives que pendant la durée de chauffage (images 23 à 330). Pour mieux apprécier la différence entre température et sources, on renvoie le lecteur vers la Figure 1.13 où sont tracés des profils axiaux, et des évolutions dans le temps, des variations de température et des sources de chaleur.

Comme rappelé dans le paragraphe précédent, les sources estimées dans la zone au dessus des résistances ne sont estimées que qualitativement pendant le chauffage ou même après arrêt (image 300)

de ce dernier¹⁸ (voir évolution des sources au point 40 sur la Figure 1.13c). En revanche, l'estimation des sources en dehors de cette zone est quantitative. On retrouve, pour les points 100 à 310, des sources nulles, conformes au chargement (nul) imposé dans ces zones.

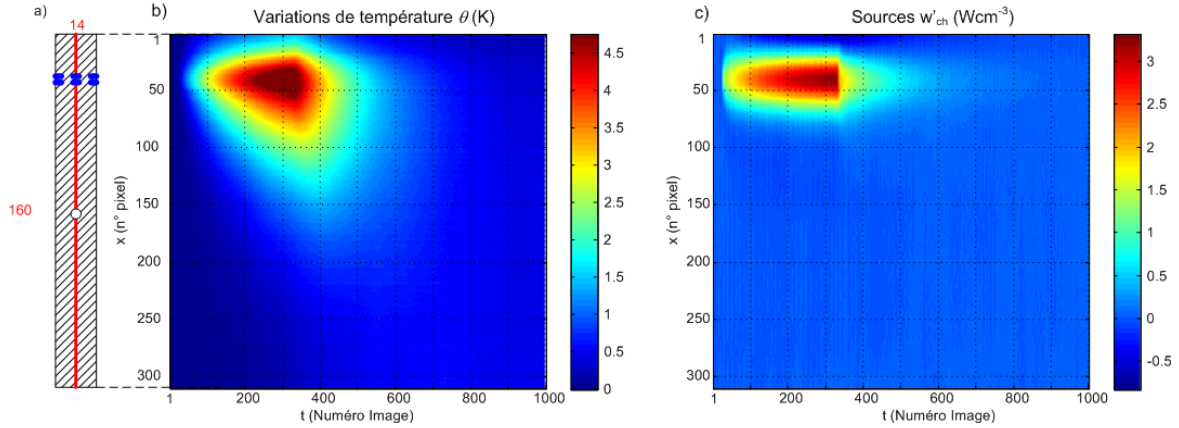


FIG. 1.12 – a) Zone de traitement, position des résistances (traits bleus en pointillés). b) et c) Représentations spatio-temporelles : évolution dans le temps d'un profil axial (ligne en rouge sur figure a) de variation de température et de sources de chaleur.

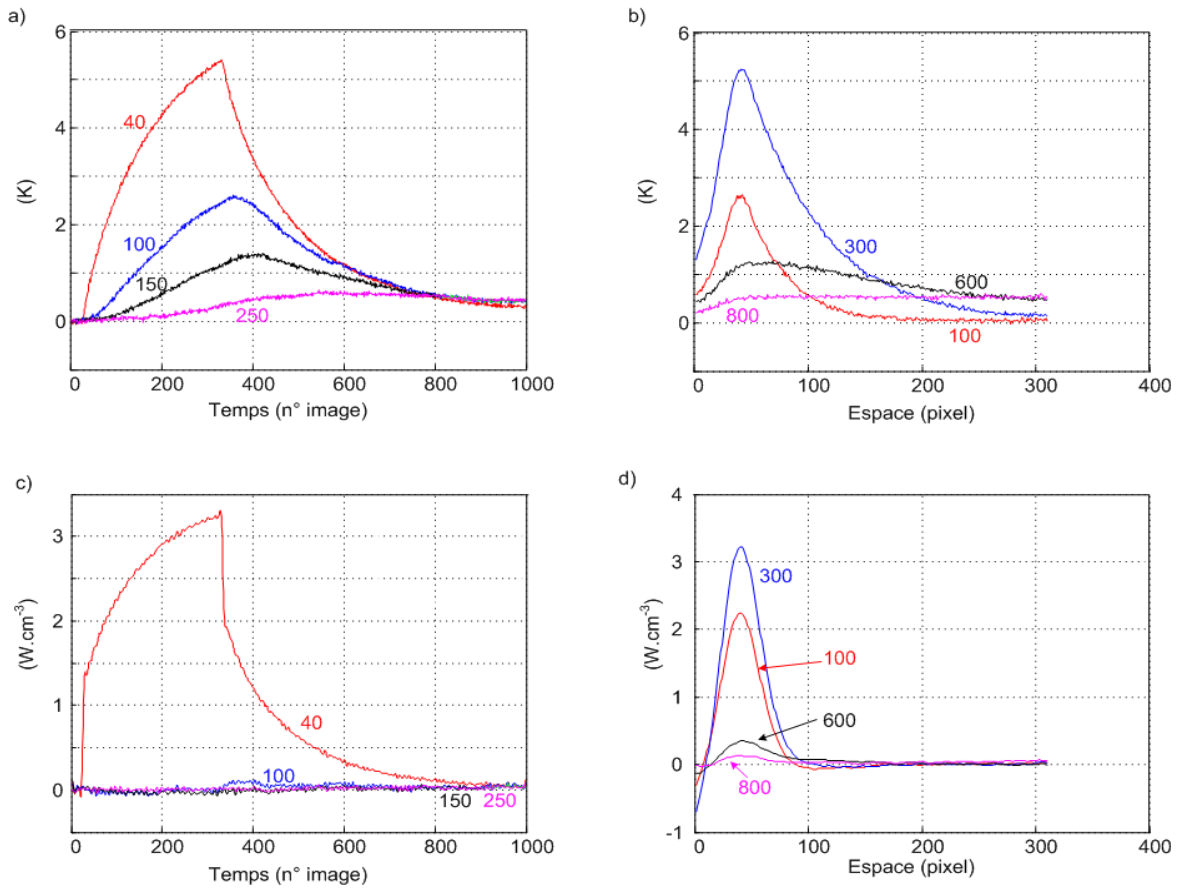


FIG. 1.13 – a) et c) Evolutions dans le temps des variations de température et des sources de chaleur aux points (pixels) 40, 100, 150 et 250. b) et d) Profils axiaux (images 100, 300, 600 et 800) de variations de température et de sources de chaleur.

18. L'ensemble formé par les deux résistances et par la pate thermique situés sous la plaque créent une inertie thermique qui perturbe à cet endroit l'estimation des sources.

Exemple 5 : sources associées à un changement de phase. Ce dernier exemple de validation prend comme référence la DSC d'un AMF NiTi mesurée par un protocole normalisé. Ce travail, récent, est résumé dans le *Chapitre 3 : Travaux actuels*, dans la partie “*Construction d'un exemple, expérimental, de validation de sources de chaleur*” page 122 de ce mémoire.

Bilan des estimations de sources de chaleur.

La validation des estimations de sources de chaleur est un problème très délicat car il n'existe pas de référence simple¹⁹ à laquelle on peut les confronter. Toutefois, nous venons de voir qu'il existe des exemples, analytiques, numériques ou expérimentaux, permettant de valider certains aspects des estimations de sources fournies :

- détection, dans le temps et dans l'espace, des sources imposées.
- accord quantitatif au niveau des amplitudes dans le cas de sources nulles imposées.
- accord quantitatif dans le cas de sources présentant de faibles gradients dans l'espace et dans le temps.
- accord plus qualitatif dans le cas de sources très localisées dans le temps et/ou dans l'espace.

Face à la variété des situations que l'on peut rencontrer (forme, amplitude, fréquences temporelles des sources; résolution spatiales et temporelles des images thermiques; ...) il semble difficile de fournir dans tous les cas une précision absolue de la méthode d'estimation des sources utilisée. Dans les cas favorables (sources peu localisées) une précision de 5% est attendue. Dans les cas de fortes localisations des sources cette précision peut-être plus fortement dégradée puisque les opérations de filtrage suppriment les hautes fréquences des signaux thermiques associés²⁰.

1.4 Synchronisation spatio-temporelle des champs thermiques et cinématiques

Publications associées : [A14], [B13]

Thèse associée : [T3]

1.4.1 Contexte

Dans la majorité des expériences que nous réalisons nous observons, à partir de caméras visible et/ou infrarouge, des surfaces dont certains des points peuvent se déplacer, à cause de déformations locales ou de mouvements de solides rigides. Dès lors, un certain nombre de questions apparaissent. Quelle est l'influence de ces déplacements sur les mesures de température, sur les estimations de sources de chaleur et également sur les estimations d'énergie?

Dans mes travaux de recherche menés avant la thèse de P. Schlosser, j'avais, le plus souvent²¹, négligé l'influence que pouvaient avoir ces déplacements sur les champs thermiques ou sur les champs de sources de chaleur. Disposant des champs de déplacement grâce aux images visibles et au logiciel

19. Distribution étalon possédant, dans l'espace et dans le temps, des caractéristiques contrôlables en intensité et en forme.

20. Comme nous l'indiquions dans (Schlosser *et al.*, 2007), les fréquences de coupure f_c des filtres passe-bas spatiaux sont en général égales à 15% de la fréquence de Nyquist, elle même égale à la moitié de la fréquence d'échantillonnage spatial f_e . Si le théorème de Shannon exige d'échantillonner un signal à une fréquence supérieure au double de la plus grande fréquence du signal on voit ici que si on veut calculer une dérivée seconde sur un signal filtré il faut choisir une fréquence de coupure f_c bien inférieure à f_e .

21. Sauf pour les estimations d'énergie où (voir ma thèse) je prenais en compte une déformation homogène de la surface (zone utile) pour intégrer dans le temps les sources afin d'obtenir les énergies calorifiques.

de DIC, P. Schlosser, dans sa thèse, a mis en place une méthode de synchronisation spatio-temporelle des différents champs. Grâce à cette méthode, on peut :

- disposer des différentes grandeurs cinématiques (déplacements, déformations) et thermiques/énergétiques (température, sources de chaleur, énergies) aux mêmes instants et aux mêmes points matériels (description Lagrangienne) ou spatiaux (description Eulérienne),
- calculer plus la véritable variation de température θ d'une particule matérielle (eq. 1.9) entre l'instant courant et l'instant initial: $\theta(x, y, t) = T(x, y, t) - T_0(X, Y)$ au lieu de $\theta(x, y, t) = T(x, y, t) - T_0(x, y)$ utilisé jusqu'alors; où x, y sont les coordonnées spatiales (en pixels) d'un point matériel situé en position (X, Y) à l'instant initial (image de référence),
- améliorer la précision du calcul de l'énergie calorifique en intégrant au cours du temps les sources en chaque point matériel et non en chaque point spatial.
- estimer le terme de dérivée convective intervenant dans l'équation de diffusion de la chaleur ou bien encore exploiter cette même équation en description Lagrangienne. Cette partie n'a pas été exploitée dans la thèse de P. Schlosser.

Ce souhait de rapprocher et de synchroniser, dans le temps et dans l'espace, des grandeurs physiques acquises avec des systèmes d'acquisition différents est commun à de nombreux travaux à caractère expérimental. En le restreignant à la mécanique des matériaux et plus encore aux mesures thermiques sur des scènes en mouvement on constate que cette problématique n'a été que récemment étudiée. Parmi les premiers travaux citons ceux de l'équipe d'A. Chrysochoos qui s'est intéressé à la propagation d'une striction sur un polymère. La synchronisation des champs thermiques et cinématiques leur a alors permis d'estimer le terme de dérivée convective; ce dernier pouvant représenter jusqu'à 40% de la dérivée particulaire de la température (Wattrisse *et al.*, 2003). Dans mes travaux publiés en 2004 [A4, (Louche and Tabourot, 2004)], j'avais réalisé des mesures couplées de champs thermiques et cinématiques en positionnant une caméra thermique et une caméra visible de chaque côté d'une éprouvette plate (multicristal d'Aluminium). Le rapprochement, qualitatif, entre les deux types de champs montrait que les zones où se concentraient les effets thermiques et dissipatifs étaient situées approximativement dans les mêmes zones que celle affectée par la localisation de la déformation axiale.

Trois articles publiés très récemment, (Chrysochoos *et al.*, 2009), (Bodelot *et al.*, 2009), et (Pottier *et al.*, 2009a), reviennent sur ce sujet de synchronisation spatio-temporelle et l'appliquent à des problèmes de comportement thermomécanique de différents matériaux (aciers ou élastomère). Dans les trois cas la synchronisation proposée permet de connaître le champ de température dans la configuration de référence et donc de suivre la température de points matériels qui se déplacent. Dans (Chrysochoos *et al.*, 2009) les deux caméras sont placées de chaque côté d'une éprouvette plate. Les sources de chaleur sont estimées à partir d'un modèle d'équation de la chaleur écrit dans la configuration de référence, puis intégrées dans le temps afin d'établir des bilans d'énergie. Dans (Bodelot *et al.*, 2009) un système optique très intéressant est proposé. Il utilise un miroir dichroïque permettant une observation de la même surface de l'éprouvette avec les deux caméras. Dans ces deux travaux de recherche les champs thermiques mesurés sur la configuration déformée sont ensuite projetés sur la configuration de référence en utilisant les déplacements mesurés par DIC. Les derniers travaux, (Pottier *et al.*, 2009a), n'utilisent pas des mesures de champs par DIC. Ils proposent un système de compensation de mouvement basé sur la détection de quelques taches brillantes reconnaissables à la fois sur les images thermiques et sur les images visibles.

Je résume ci-dessous les principales étapes de la méthode proposée. Pour plus de détails on pourra se référer à [T3: (Schlosser, 2008)] ou à la communication qui sera présentée à la conférence Euromech de Lisbonne en septembre prochain [B13, (Schlosser et al., 2009c)], puis à l'article soumis en octobre prochain à la revue Exp. Mechanics [A14, (Louche et al., 2009b)] suite à cette conférence. Une des clés de la méthode de synchronisation est le contrôle du marquage de la surface observée, ce point est discuté dans le paragraphe suivant.

1.4.2 Synchronisation spatio-temporelle proposée dans la thèse de P. Schlosser

Une première synchronisation temporelle entre les trois bases de temps indépendantes (machine de traction, caméra visible et caméra infrarouge) est préalablement réalisée soit : (i) de manière “hard” à partir d’un système externe (développé sous Labview) qui déclenche (via un “trigger”) les prises d’images et acquiert de manière synchrone les signaux de déplacement et de charge venant de la machine, (ii) de manière “soft” à partir d’interpolations (linéaires) pour estimer les différentes grandeurs dans l’une des trois bases de temps.

La synchronisation spatiale entre champs thermiques et cinématiques est ensuite réalisée en exploitant les mesures de champs de déplacement calculés par DIC à partir d’images visibles de la même face de l’éprouvette (tube ou plaque) en cours de chargement. Trois systèmes de coordonnées (CS-V, CS-DIC et CS-IR), associées aux trois images possibles (visibles, grille de calcul DIC, infrarouges), peuvent être utilisés pour repérer la position d’un point. On choisira alors un de ces repères pour exprimer les différentes grandeurs (déplacements, déformations, températures, sources de chaleur,...) en configuration de référence (Lagrangienne) ou en configuration déformée (Eulérienne). Une matrice de transformation (noté $ir2v$ ou son inverse $v2ir$), dont les quatre paramètres sont identifiés en choisissant des points caractéristiques sur les images visibles et infrarouge initiales, est ensuite construite pour établir un passage entre CS-V et CS-IR. Un point matériel, repéré sur CS-IR dans la configuration de référence, est repéré (en utilisant $ir2v$) dans CS-V puis déplacé à l’instant courant grâce au champ de déplacement dans la configuration déformée avant d’être repéré (avec $v2ir$) dans CS-IR en configuration déformée. Ces étapes permettent de suivre la température de n’importe quel point matériel de l’image thermique initiale. Un exemple, à un instant donné d’une synchronisation spatio-temporelle est donné sur la Figure 1.14. Cette méthode de synchronisation a été utilisée dans la thèse de P. Schlosser pour comparer en un même point matériel les différents champs et pour estimer les énergies (voir § “Contexte” en début de cette partie).

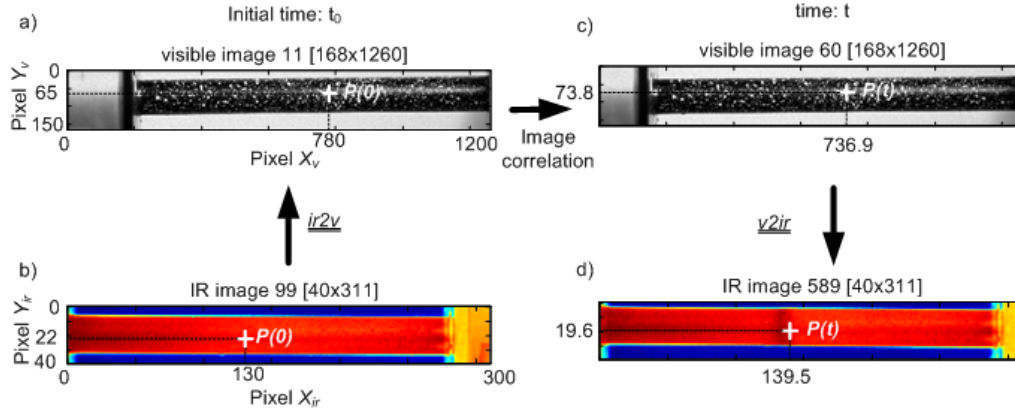


FIG. 1.14 – Schéma de la synchronisation spatiale dans le cas d’un essai de traction sur un tube NiTi. a) Images visible et b) infrarouge à l’instant initial $t_0 = 0$. La position d’un point matériel $P(0)$ dans les deux images est donnée par la transformation $ir2v$ ou son inverse $v2ir$. c) Image visible après déformation, à l’instant t , correspondant à l’image visible 60. Nouvelle position du point matériel $P(t)$ obtenue par DIC. d) Image infrarouge 599 correspondant au même instant t et position du point matériel en utilisant $v2ir$. Les images visibles sont présentées dans CS-V (168×1260 pixels) et les images infrarouges dans CS-IR (40×311 pixels). Le déplacement axial dans CS-IR du point P entre l’image 589 et l’image 99 est ici de 9.5 pixels. Figure extraite de [T3: (Schlosser, 2008)].

1.4.3 Revêtement de surface compatible avec mesures thermiques et cinématiques

L’obtention, sur une même éprouvette de champs thermique et cinématique demande une préparation particulière de la surface observée. Cette dernière doit en effet avoir un comportement de

type corps noir pour obtenir quantitativement la température de l'échantillon²², mais elle nécessite également d'avoir un marquage de type mouchetis afin de pouvoir mesurer, par DIC, des champs de déplacement. L'état naturel des surfaces observées n'étant en général pas compatible avec ces exigences on est amené à revêtir la surface observée.

S'agissant des mesures thermiques seules, de nombreuses solutions ont été proposées dans la littérature (voir Tableau 2.1 ci-dessous) en fonction de chaque besoin. Dans (Poncellet, 2007) on trouvera une analyse détaillée des différentes exigences demandées au revêtement, les principales étant : émissivité constante et la plus élevée possible, adhésion parfaite au substrat tout au long de la déformation, souplesse, épaisseur constante et contrôlée, diffusivité élevée afin de ne pas modifier la température de surface du matériau. Ce problème de recherche du meilleur revêtement se complique encore si on souhaite le rendre compatible avec des mesures par DIC et/ou si on utilise un objectif macro IR tel l'objectif "G1" proposé par Cedip. A notre connaissance seuls les travaux de (Bodelot, 2008) et ceux que l'on a mis en place dans la thèse de P. Schlosser se sont donnés pour objectifs de mesurer, sur la même surface de l'éprouvette et en cours d'essai, des champs de température et des champs cinématiques par DIC. Dans (Bodelot, 2008) les conditions d'essai étaient très délicates puisqu'il s'agissait de faire ces mesures à une échelle micro (utilisation de l'objectif G1) et avec des variations de température de quelques centièmes à quelques dixièmes de degrés (essais de fatigue). Le revêtement qu'ils ont mis au point est donné dans le tableau ci-après.

Référence	Type revêtement	Objectif MC		E
(Maquin, 2006)	Peinture noire mate	50 mm	Non	0.93
(Poncellet, 2007)	Nanoparticules de carbone déposées par combustion de parafine (bougie); épaisseur optimale : 30 microns	G1	Non	0.95-0.97
(Berthel, 2007)	Peinture noire mate	25 mm	Non	0.96
(Pastor, 2007)	Peinture noire mate	50 mm	Non	1
(Bodelot, 2008)	Poudre micrométrique (talc+oxydes de Ti, Zn, Fe, Cr) mis en solution dans de l'éthanol	G1	Oui	0.93
(Schlosser, 2008)	Mouchetis de peinture blanche mate sur un fond noir obtenu avec une peinture noire mate	50 mm	Oui	0.96

Tableau 2.1 : *Exemples de revêtements à haute émissivité utilisés dans des travaux de thèse récents.*

La notation MC=Mesures Couplées, utilisée dans la quatrième colonne, permet de distinguer les expériences où des mesures couplées de champs de température et de champs cinématiques par DIC ont été réalisées. Dans la dernière colonne (E) est donnée la valeur de l'émissivité mesurée ou supposée.

Dans le cas de nos mesures couplées sur des matériaux AMF, nous étions dans des conditions beaucoup plus favorables tant au niveau de l'échelle d'observation (optique IR standard de 50 mm) que des variations de température attendues (plusieurs K). Nous avons donc recherché dans ces conditions le revêtement adapté. Notre choix s'est porté vers la réalisation d'un mouchetis avec un peinture blanche mate projeté sur un fond noir obtenu par projection d'une peinture noire mate. La Figure 1.15 illustre une des expériences effectuée par P. Schlosser dans sa thèse pour valider un tel revêtement sur des tubes en NiTi. La température de la surface extérieure observée du tube était supposée égale à la température imposée au fluide circulant, à l'intérieur²³. L'émissivité, constante²⁴, pour ce revêtement

22. L'intérêt de travailler avec une surface de type corps noir est double. D'une part, le rayonnement de la surface de l'objet est maximal, sans réflexions d'un éventuel rayonnement du fond. D'autre part, les lois d'étalonnage ont été établies pour de telles propriétés de surface.

23. Utilisation d'un cryostat.

24. Le bruit (taches claires) apparaissant sur l'image thermique de la Figure 1.15b est également présent dans la zone peinte uniformément en noir. Ce bruit ne peut donc pas être associé à la perturbation du mouchetis blanc superposé. Il est ici plutôt lié à l'utilisation d'un temps d'intégration plus faible (180 μs) nécessaire pour ces niveaux élevés de température. Dans la majorité des expériences menées autour de l'ambiante, avec un temps d'intégration de 1600 μs , le mouchetis noir ne modifie quasiment pas le niveau de bruit "naturel" des images thermiques.

mixte a été estimée à 0.96.

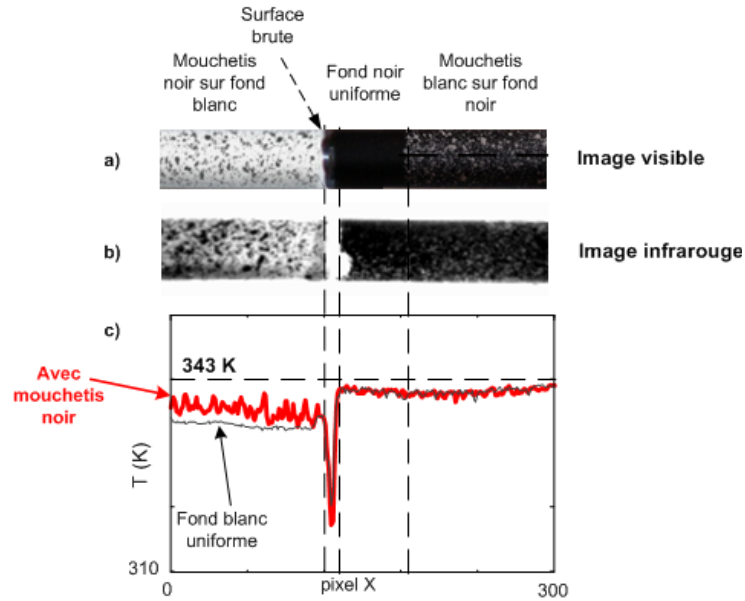


FIG. 1.15 – *Expérience réalisée dans la thèse de P. Schlosser pour mettre au point un revêtement admissible pour des mesures couplées de champs thermiques et cinématiques sur des tubes en NiTi. Une température de 343K est imposée à l'intérieur du tube grâce à une circulation d'eau. Les profils thermiques de la figure c) montrent qu'un mouchetis blanc sur un fond noir conduit à l'émissivité la plus élevée et la plus homogène possible.*

1.5 Estimations d'énergies

Publications associées : [A4, A12, A14], [B7, B13, B16]

Thèse associée : [T3]

Comme proposé dans (Chrysochoos, 1985), puis utilisé dans (Chrysochoos *et al.*, 1989), (Louche, 1999) et [A4, (Louche and Tabourot, 2004)], les mesures de sources de chaleur (homogènes à une puissance calorifique locale, par unité de volume) peuvent être exploitées pour :

- estimer les puissances (ou énergies) calorifiques globales mises en jeu lors d'un essai mécanique,
- effectuer ensuite des bilans de puissance (ou d'énergie) en confrontant ces quantités à la puissance (ou à l'énergie) apportée à l'échantillon pour le déformer.

Les hypothèses et méthodes sont détaillées dans les articles précités. Je ne précise ci-après que des points particuliers, nouveaux, qui n'apparaissent pas dans ces articles.

1.5.1 Estimation des puissances ou énergies mécaniques fournies

Dans mes premiers travaux, la puissance mécanique fournie localement était calculée en faisant les hypothèses suivantes: (H1) toute la puissance fournie par la machine est utilisée pour déformer la seule zone utile de volume V_0 , (H2) l'essai est homogène, la puissance fournie se distribue alors de manière homogène dans l'éprouvette. La puissance mécanique locale était alors estimée à partir des grandeurs mesurées de charge et de vitesse de déplacement imposée à la traverse $\dot{U}_{imp}$ selon :

$$w'_{ext} = \frac{1}{V_0} F \dot{U}_{imp}. \quad (1.15)$$

Cette relation présente l'inconvénient de surestimer, surtout au début du chargement, la puissance mécanique fournie car elle ne tient pas compte de la puissance qui va être stockée élastiquement dans tout le montage (têtes d'éprouvettes, mors auto-serrants, axes reliant les mors aux traverses fixes et mobiles,...).

Afin d'être plus précis dans cette estimation j'ai utilisé dernièrement²⁵ les mesures locales de déformation fournies par le logiciel DIC. En supposant valable : (H3) l'hypothèse de conservation de volume et (H4) que l'état de contrainte est de type traction (composante axiale de contrainte σ pouvant se déduire des valeurs de charge F et de section actuelle S), j'ai alors estimé la puissance mécanique fournie par unité de volume via :

$$w'_{ext} = \frac{F}{S} \dot{\varepsilon}, \quad (1.16)$$

où $\dot{\varepsilon}$ est la vitesse de déformation axiale estimée en dérivant la déformation logarithmique axiale ε moyenne. Cette dernière est calculée à partir du déplacement de deux points extrêmes de la zone utile, mesuré par DIC.

Cette approche, exploitant des mesures locales de champs cinématiques, améliore l'estimation de w'_{ext} mais elle est cependant tributaire de l'hypothèse forte d'homogénéité du comportement du matériau et limite par exemple son utilisation avant le maximum de la charge (critère de Considère) pour un essai de traction. Une méthode alternative proposée récemment dans (Chrysochoos *et al.*, 2009) améliore encore l'estimation de w'_{ext} en utilisant des estimations locales de contraintes (hypothèse de contraintes planes) et de déformation obtenues grâce aux mesures de champs cinématiques.

La Figure 1.16a montre bien la différence entre les deux façons d'estimer la puissance mécanique globale $W'_{ext} = V_0 w'_{ext}$ fournie à la zone utile d'une éprouvette d'acier en traction; les différences sont importantes dans la partie élastique du chargement.

1.5.2 Estimation des puissances ou énergies calorifiques mises en jeu lors d'un essai mécanique

Les puissances calorifiques locales sont fournies par les estimations des sources de chaleur. Leur intégration dans l'espace est délicate en raison des déplacements des points matériels au cours de la déformation. Dans mes travaux de thèse (cf. page 189 de la thèse), j'avais tenu compte de ces déplacements en intégrant sur une surface dont la longueur dans la direction axiale évoluait linéairement avec le temps, ce qui sous-entendait une hypothèse de déformation axiale homogène de l'éprouvette. Un exemple de puissance calorifique globale mesurée lors d'un essai de traction est présenté sur la Figure 1.16b. Il montre bien l'égalité, pendant la charge élastique, de la puissance calorifique globale W'_{ch} avec la puissance thermoélastique W'_{thel} , ce qui se traduit aussi par la nullité de la puissance dissipée W'_d . Dès le début de la déformation plastique les sources augmentent rapidement et se stabilisent ensuite autour de 1 W. En approchant ici la puissance plastique W'_p par W'_{ext} on voit que le coefficient de Taylor et Quinney, fraction de la puissance plastique convertie en chaleur, est à peu près constant et égal à environ 60%. Ces différentes puissances sont enfin intégrées dans le temps pour obtenir les évolutions des différentes énergies mises en jeu.

Depuis les travaux de thèse de P. Schlosser on dispose d'une méthode de synchronisation spatio-temporelle permettant de connaître l'évolution au cours du temps des températures et des sources de chaleur. Ces dernières sont alors intégrées au cours du temps, dans la configuration de référence, afin de disposer de l'évolution temporelle de l'énergie calorifique locale, pour chaque point matériel (X, Y) de la zone utile observée :

²⁵. Lors d'un travail de collaboration avec nos collègues Norvégiens de Trondhiem; article soumis [A12, (Dumoulin *et al.*, 2009)] en Avril 2009 à Europ. J. Of Mech. A-Solids.

$$w_{ch}(X, Y, t) = \int_0^t w'_{ch}(X, Y, \tau) d\tau. \quad (1.17)$$

C'est cette expression que nous avons utilisée pour obtenir, dans le cas des Alliages à Mémoire de Forme NiTi, ce que nous avons appelé une "DSC, in situ, sous charge"; cf. partie "*Estimation d'énergie calorifique locale sous charge*" page 118.

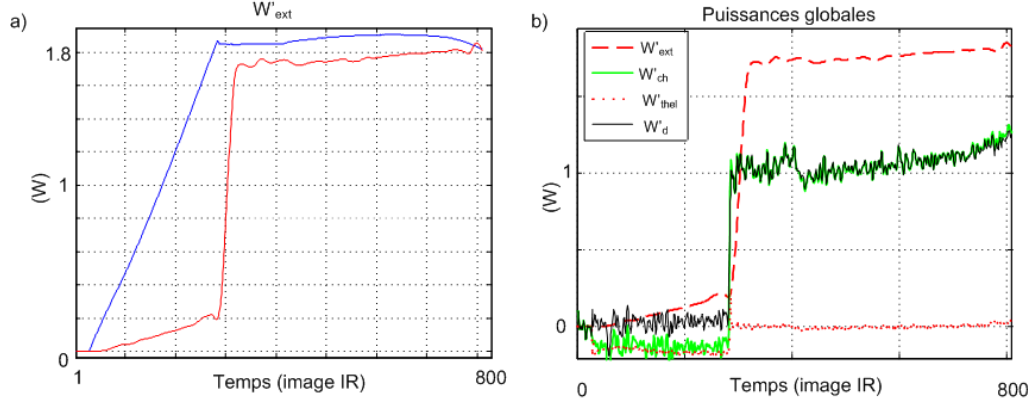


FIG. 1.16 – a) Evolution de W'_{ext} calculée à partir de l'équation 1.15 (courbe en bleu supérieure) ou à partir de l'équation 1.16 (courbe en rouge inférieure). b) Evolution des différentes puissances globales estimées lors d'un essai de traction sur un acier. (Figures extraites d'un travail de collaboration avec nos collègues Norvégiens du NTNU/SINTEF de Trondheim, article [A12, (Dumoulin et al., 2009)] soumis en Avril 2009 à Europ. J. Of Mech. A-Solids.)

1.6 Bilan

J'ai souhaité présenter dans ce chapitre les caractéristiques des mesures de champs thermiques, les différents modèles de thermiques ainsi que la méthode utilisée pour estimer les sources de chaleur. J'ai également donné quelques exemples de validation de ces dernières et présenté nos travaux de synchronisation avec les champs cinématiques. Enfin, dans la dernière partie, j'ai montré comment on peut profiter de ces mesures, de champs de sources de chaleur ou de déformation, pour estimer des énergies lors d'essais mécaniques.

Les outils et méthodologies étant mis en place, je vais maintenant présenter des applications à des problèmes de localisation.

CHAPITRE 2

Champs thermomécaniques et localisations

Les phénomènes dits de “localisation” sont généralement décrits à une échelle d’observation macroscopique. Ils sont observés pour une large variété de matériaux (métaux, géomatériaux, polymères,...) à partir d’un certain niveau de chargement. Ils peuvent apparaître lors d’essais de caractérisation “simples” (le plus souvent de traction) ou bien lors de sollicitations sur structure. Dans ce dernier cas on retrouve en particulier les procédés de mise en forme par déformation plastique, tel l’emboutissage, qui nécessitent de longues phases de mise au point du process pour éviter la localisation de striction. Cette dernière qui peut entraîner, selon le type de chargement, un endommagement voire la rupture du matériau ou de la structure, doit être évitée.

La localisation de striction n’est pas le seul défaut pouvant apparaître. Les localisations de type bandes de Lüders ou l’effet PLC, s’observant tous deux sur certains alliages, pénalisent également la qualité des pièces mises en forme (dégradation de l’état de surface, limitation de l’allongement, limitation de la durée de vie,...). La localisation du changement de phase lors d’essais de traction sur des aciers ou des alliages à mémoire de forme est un autre exemple de localisation.

Ces défauts de localisation pénalisent, en aval, la mise au point des process de mise en forme ou bien les étapes de dimensionnement de structures. Mais elle pénalise aussi, en amont, l’ingénieur ou le chercheur qui souhaitent (i) caractériser le comportement du matériau et/ou (ii) modéliser, par exemple dans des logiciels éléments finis, l’apparition de ces localisations. Ces dernières, se produisant lors des essais de caractérisation (ex. essais de traction), rendent en effet beaucoup plus difficile (voire impossible) l’exploitation de ces essais. L’hypothèse d’homogénéité, nécessaire pour passer des grandeurs globales (charge, déplacement) à des grandeurs locales (contrainte, déformation), n’étant plus vérifiée il faut être très prudent dans l’analyse des essais lorsque des localisations se produisent. Cette difficulté à connaître le comportement du matériau se reporte également sur la plupart des critères de prédiction de la localisation. Ces derniers nécessitent à la fois des hypothèses sur le matériau (indépendance vis à vis du temps pour les analyses en bifurcation, lois puissances pour certaines analyses en perturbation, loi de comportement adoucissante,...) et sur l’état du matériau avant la localisation (état homogène). Ces liens entre la caractérisation des modèles et les critères de localisation ont été discutés dans la première partie de ma thèse, vers laquelle on renvoie le lecteur intéressé par ce sujet.

A l’échelle macroscopique, cette localisation se traduit toujours par une distribution spatiale hétérogène de la déformation observée en surface via des mesures de champs ou à coeur, grâce à des techniques de tomographie (Viggiani and Hall, 2008). La déformation n’est pas le seul traceur d’une localisation mais la conséquence moyenne d’un mécanisme physique se produisant à une échelle inférieure. Ainsi, d’autres informations physiques peuvent être exploitées, souvent à une échelle inférieure, pour détecter, quantifier ou suivre une localisation. Les mesures locales de densité de dislocations peuvent permettre d’étudier la localisation liée à la plasticité ; les mesures de porosité ou de suivi de

fissures peuvent servir à étudier la localisation de l'endommagement ; les mesures locales de fraction de phase peuvent également être utilisées pour étudier la localisation du changement de phase. Nous verrons également, dans ce mémoire, que les variations de température sont également une grandeur physique pertinente pour étudier ces phénomènes de localisation.

De par leur nature, les phénomènes de localisation se prêtent donc bien à des observations expérimentales de type mesures de champs. Ces études ne se sont cependant pleinement développées qu'à partir des années 80-90, avec l'arrivée dans des laboratoires de mécanique des différentes techniques d'observations et d'analyses d'images visible ou infrarouge.

L'étude de certains phénomènes de localisation à partir de champs thermomécaniques est le thème commun de la plupart des travaux de Recherche que j'ai effectués depuis ma thèse de doctorat soutenue en janvier 1999. Afin de mieux apprécier l'intérêt et la portée de ces travaux, j'ai souhaité, dans ce mémoire :

- *présenter rapidement les différents phénomènes de localisation que j'ai étudiés et rappeler les méthodes d'observations et d'analyses classiques développées dans la littérature,*
- *résumer les principaux résultats que j'ai obtenus et montrer l'apport des mesures de champs thermiques dans cette problématique de localisation.*

2.1 Différentes manifestations et analyses de la localisation

La très grande variété de matériaux ainsi que les multiples possibilités de chargement sur des éprouvettes ou structures de différentes géométries génèrent de nombreux modes de localisation. Il n'est pas question ici de présenter tous les modes de localisation possibles mais plutôt de résumer, dans un premier temps, les principales caractéristiques de ceux que j'ai étudiés (voir partie suivante).

Les mesures de champs que nous avons mis en place, de par leur caractère local et multiphysique, apportent des informations complémentaires permettant de mieux comprendre les mécanismes physiques mis en jeu. Elles complètent, en apportant des résultats expérimentaux originaux, des études plus théoriques sur des modèles de prévision des différents modes de localisation.

2.1.1 Phénomènes de localisation étudiés et rappel des observations expérimentales classiques

Bandes de Lüders

Les modes de localisation sous forme de bandes de Lüders ou de striction ont été étudiés lors de mes travaux de thèse (Louche, 1999) ; on trouvera dans mon mémoire de thèse une analyse bibliographique détaillée de ces modes.

Les bandes dites¹ de *Lüders* ont été observées pour la première fois par (Piobert *et al.*, 1842) puis par (Lüders, 1860). Ce mode de localisation concerne principalement les métaux impurs à structure cristalline cc. Lorsque ce phénomène se produit, lors d'un essai de traction réalisé à vitesse de traverse constante sur une éprouvette d'acier doux, la courbe présente l'allure particulière tracée sur la figure 2.1a. Le déplacement tracé est le déplacement global de la traverse mobile. Ce comportement global est rarement rapporté dans la littérature. En fait, le plus souvent, seul le comportement local (contrainte - déformation) est retenu pour représenter la réponse mécanique. La figure 2.1b tirée de (Hähner, 1994) rappelle la schématisation utilisée classiquement pour décrire puis modéliser le comportement local d'aciers doux présentant des bandes de Lüders; des schémas identiques sont donnés dans de nombreux travaux dans les années 50-60 (cf. refs bibliographiques citées dans ma thèse dans la partie "1.3 Bandes de Lüders"). Ces auteurs ne précisent pas comment sont établies ces réponses locales. Peut-on passer facilement du comportement global au comportement local alors que le processus de déformation associé à la propagation de bandes de Lüders est décrit comme fortement hétérogène? Nous verrons,

1. En France on trouvera aussi la désignation "bandes de Piobert-Lüders" en mémoire du chercheur Français ayant observé le premier ce phénomène.

au cours de ce mémoire que les mesures de champs, notamment cinématiques, peuvent apporter une réponse partielle à cette question. Les mesures locales de toutes les composantes du tenseur des contraintes restent cependant impossibles à moins de faire l'hypothèse d'un état homogène de traction (voir partie "*Endommagement localisé d'une structure polymère soumise à des chocs répétés*" page 90) ou bien encore d'un état de contrainte plane (Wattrisse *et al.*, 2001).

Le régime élastique initial (Figure 2.1b) se termine par une limite élastique supérieure (point A) suivie d'un pic ("yield point") et d'un plateau (BC) où la force de traction reste constante; au delà un régime d'écrouissage plastique se met en place (CD). Les premières études sur les bandes de Lüders ont montré que les bandes naissent au point A et se développent au cours du palier "plastique". Les bandes sont décrites comme *un front ou des fronts de déformation plastique localisée parcourant le corps de l'éprouvette* (voir figure 2.1c).

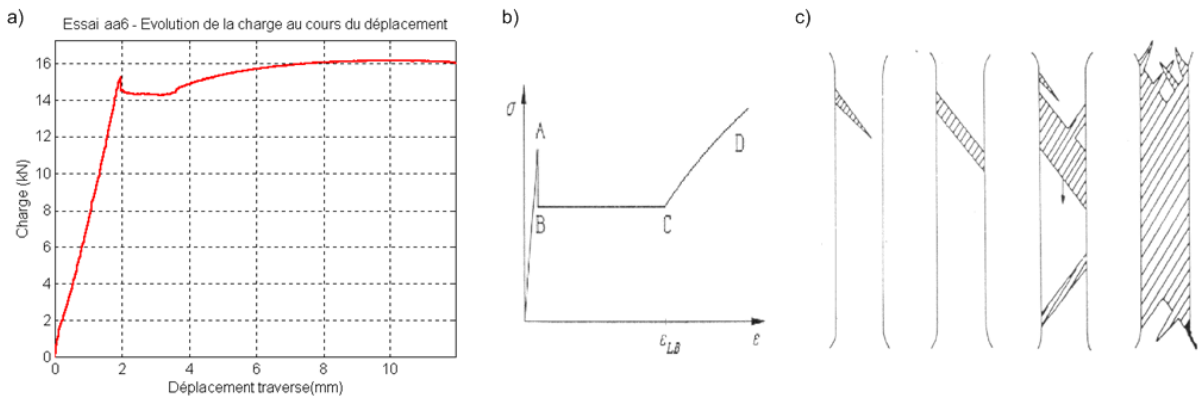


FIG. 2.1 – a) Réponse mécanique lors d'un essai de traction simple réalisée sur un acier doux ($\dot{U}_{imp} = 0.15 \text{ mm/s}$). b) Modélisation schématisée classique de la courbe contrainte-déformation associée à la propagation de bandes de Lüders (extrait de [Hähner 94]). c) Schématisation de la propagation de bandes de Lüders (extrait de (Pomey et al., 1964)).

Les bandes naissent généralement sur un bord de l'éprouvette, près d'un congé de raccordement, et se propagent² vers l'autre extrémité en faisant un angle bien défini avec l'axe de traction. Puis, quand la bande a traversé l'éprouvette, elle s'épaissit par saccades et gagne l'autre extrémité. D'autres bandes peuvent apparaître au cours de ce développement mais une fois que toute la surface est recouverte le phénomène s'arrête. A cet instant (point C) toute la zone utile est dans le même état de déformation, classiquement appelé déformation de Lüders et notée ε_{LB} (voir figure 2.1b). L'ordre de grandeur de cette déformation est de quelques pourcent. Les bandes correspondent donc à une *instabilité*³ limitée de la déformation car l'amplitude de la déformation due au passage de la bande est limitée et la (ou les) bandes ne parcourent qu'une seule fois l'éprouvette. Ensuite, la charge appliquée à l'éprouvette s'élève de nouveau et une phase d'écrouissage, où la déformation est homogène dans la zone utile de l'éprouvette, commence. La propagation de bandes de Lüders génère des irrégularités ("vermiculures") à la surface de l'éprouvette. L'apparition de bandes de Lüders est donc perçue comme un défaut par les emboutisseurs. Pour les éviter et effacer le palier plastique des opérations d'écrouissage de surface (skin-pass) ont été (empiriquement) développées.

L'origine physique des bandes de Lüders est lié au phénomène microscopique dit de *vieillessement*. Appelé aussi "Strain Ageing" en anglais, ce phénomène provient d'un couplage entre la diffusion des atomes de soluté (carbone, azote,...) présents dans le métal, les dislocations mobiles et les interactions de dislocations à grande distance (Cottrell, 1948). Plus précisément, on distingue deux effets de

2. Certains auteurs parlent même d'une "onde plastique" (plastic wave) pour décrire la propagation d'une bande de Lüders (Hähner, 1994).

3. Le terme instabilité associé aux bandes de Lüders est aussi employé par (Weertman and Weertman, 1983) : la propagation des bandes de Lüders s'effectuant à contrainte constante, il n'existe pas une relation biunivoque entre la contrainte et la déformation.

vieillissement qualifiés⁴ de Statique (SSA : Static Strain Ageing) ou de Dynamique (DSA : Dynamic Strain Ageing). Le premier (SSA) est le mécanisme principal des bandes de Lüders. Il est attribué à l'épinglage des dislocations mobiles, existant initialement dans le matériau, par diffusion d'atomes de soluté pendant un temps de vieillissement. Ce dernier est, dans le cas SSA, considéré comme long par rapport à l'échelle de temps de la déformation (par traction par exemple). Le dé-ancrage des dislocations est donc irréversible. Il se produit de façon soudaine au pic de contrainte relevé sur la réponse mécanique. Une fois dé-ancrées les dislocations se propagent et se multiplient ce qui explique, dans le cas d'un essai à vitesse de déformation (en fait déplacement) imposée, la chute de la contrainte à la valeur du plateau. Le second effet de vieillissement (DSA) est à l'origine des bandes PLC. Il sera décrit brièvement dans la partie suivante concernant cette forme de localisation.

Localisation de striction

La localisation de striction est observée lors de sollicitations de traction simple ou biaxiale sur des matériaux ductiles. On distingue couramment (Cordebois, 1983) deux types de striction : la striction diffuse et la striction localisée. La striction diffuse, caractérisée par une variation assez douce de la section, précède toujours la striction localisée ; son apparition peut-être prédite avec une bonne approximation par le critère de Considère (Considère, 1885). En général, seule la striction localisée retient l'attention des industriels de l'emboutissage qui l'utilisent comme critère limite pour les Courbes Limites de Formage (CLF), cf. (Arrieux, 1990).

Localisations en bandes de Portevin Le Châtelier (PLC)

Ce mode de localisation se caractérise à la fois par (i) une génération et/ou propagation répétée de bandes de localisation de la déformation et (ii) par des stries sur la réponse mécanique lors d'un essai de traction. Il a été observé pour la première fois par (Le Châtelier, 1909) sur un acier doux entre 80 °C et 250 °C. Il fut ensuite étudié plus en détail par (Portevin and Le Châtelier, 1923) lors d'essais de traction à température ambiante, sur un alliage Al4.8%Cu. Cette localisation s'observe sur de nombreux matériaux : aciers doux, aciers inoxydables austénitiques, alliages d'aluminium, alliages de zirconium,... Trois types de bandes sont classiquement décrits, il s'agit des bandes de type A, B ou C. Cette classification semble avoir été proposée initialement par (Brindley and Worthington, 1970), puis reprise ensuite dans la plupart des études sur le PLC. Les bandes de type A se caractérisent par une propagation continue d'une bande à travers l'éprouvette de traction. Les bandes de type B se propagent elles de manière discontinue, apparaissant successivement, les unes à côté des autres. Enfin les bandes de type C apparaissent de manière aléatoire dans l'espace mais peuvent se produire, comme on le verra sur les résultats expérimentaux présentés plus loin, à une fréquence temporelle constante. L'apparition de tel ou tel type de bande est liée aux paramètres d'essai (température, vitesse de déformation, niveau de déformation, raideur de la machine, géométrie de l'échantillon, etc.) ou aux caractéristiques du matériau (composition, réseau cristallin, type de défauts, taille de grain, ...).

La localisation en bandes PLC entraîne une altération de l'état de surface des pièces mises en forme et limite la formabilité des tôles en réduisant les valeurs de déformation à striction tant en traction uniaxiale que biaxiale. A cet intérêt industriel s'ajoute un intérêt plus fondamental consistant à comprendre et à modéliser cette forme assez spectaculaire de localisation spatio-temporelle.

Comme signalé précédemment, l'origine physique des bandes PLC est associée à l'effet de vieillissement dynamique (DSA). Elle est liée à une succession d'ancrage et de dé-ancrage des dislocations par des atomes de soluté. En effet, ces derniers diffusent autour des dislocations pendant un temps d'attente des dislocations bloquées momentanément par un obstacle (dislocation de la forêt ou précipités par exemple). Ce phénomène dépend donc de la mobilité des atomes de soluté dont la vitesse de diffusion est en compétition avec la vitesse de glissement des dislocations. La diffusion des atomes de soluté étant un phénomène thermiquement activé, le phénomène DSA est très dépendant de la vitesse de déformation et de la température. Les bandes passent en effet d'un mode d'apparition discontinu

4. Voir par exemple la synthèse très intéressante réalisée dans (Graff, 2006).

(type C ou B) à un mode de propagation continue (type A) lorsqu'on augmente la vitesse de déformation (ce qui diminue le temps d'attente des dislocations devant les obstacles) ou lorsqu'on diminue la température lors de l'essai (ce qui limite la diffusion des atomes de soluté autour des dislocations).

Observations expérimentales du phénomène PLC - Rapide revue bibliographique⁵

L'examen de la bibliographie montre que la plupart des études expérimentales menées sur ce sujet reposent sur des analyses :

- de la réponse mécanique globale,
- des déformations ponctuelles (extensomètre) ou de type champ,
- des Emissions Acoustiques (EA),
- des effets thermiques.

Les premiers types, s'appuyant sur la réponse mécanique globale, sont les plus nombreux. Elles exploitent les réponses obtenues lors d'essais de traction dans différentes conditions (matériau, charge ou déplacement imposé, température imposée, prédéformation, temps de vieillissement,...). Les analyses portent alors sur les caractéristiques des réponses nominales contraintes-déformations : formes et fréquences des stries relevées sur le signal de contrainte, évolution de la limite à rupture ou du taux d'écrouissage,... (voir par exemple (Lebyodkin *et al.*, 1996), (Bharathi *et al.*, 2001), (Chihab *et al.*, 2002)).

D'autres expériences ont exploité des mesures locales de déformation réalisées à l'aide d'un extensomètre pour caractériser la vitesse de propagation des bandes, leur largeur ainsi que les rapports de déformation dans et à l'extérieur de ces zones d'intense localisation (voir par exemple l'étude réalisée par (Wack and Tourabi, 1995) sur un alliage d'aluminium 2091). L'inconvénient majeur de ces mesures est de ne fournir qu'un point de mesure moyen sur la largeur entre couteaux (souvent 10 mm) de l'extensomètre. Avec l'apparition de techniques de mesures sans contacts de nouvelles observations plus riches, notamment en terme de déformations, ont été obtenues. Citons par exemple les travaux de (Ziegenbein *et al.*, 2000) qui, en utilisant un extensomètre laser avec 20 points de mesures dans la direction axiale, ont pu classer et analyser des bandes PLC de type A, B et C. (Shabadi *et al.*, 2004), utilisant une technique de speckle laser, ont pu suivre, qualitativement, l'initiation et le développement de bandes PLC. Ils ont alors étudié l'effet de la déformation, de la vitesse de déformation, de épaisseur de l'éprouvette et du vieillissement sur la largeur, vitesse et orientation des bandes. Les premières mesures quantitatives publiées⁶ de champs de déformation lors du phénomène PLC ont été obtenues par Digital Speckle Correlation (Zhang *et al.*, 2005) ou par DIC (Tong *et al.*, 2005). Ces derniers, utilisant une caméra rapide (jusqu'à 5 kHz), ont montré que le temps de formation d'une bande de type B, sur un alliage d'aluminium AA5052 sollicité en traction quasi-statique, était de l'ordre de 3 à 5 ms. Deux études très récentes, exploitant des mesures de champs cinématiques par DIC, viennent d'être publiées. La première, émanant toujours de l'équipe de Tong (Zavattieri *et al.*, 2009), s'est intéressée aux différentes caractéristiques des bandes de type A (vitesse, lieu d'initiation, valeurs des vitesses de déformation dans les bandes, moment d'apparition sur les courbes de charge,...). La seconde, (Benallal *et al.*, 2008), couplant observation expérimentale et modélisation, présente les potentialités des mesures de champs cinématiques par DIC pour étudier l'effet PLC sur différents types d'éprouvettes (cylindriques, droites à section rectangulaire et plates entaillées).

L'effet PLC se signale également par un son dont la période et l'intensité peuvent révéler certaines caractéristiques du phénomène. Cette Emission Acoustique (EA) globale, liée à la propagation d'ondes élastiques générées dans l'éprouvette lors de l'apparition soudaine des bandes, a été exploitée dans plusieurs travaux qui ont mis en évidence une forte corrélation entre les caractéristiques des EA (durée, intensité, nombre,...), les chutes de charge et les types de bandes (voir par exemple (Pascual, 1974), (Chmelik *et al.*, 1993)).

Les effets thermiques accompagnant les bandes PLC sont, comme pour la localisation en bandes de Lüders, intenses et fortement localisés. Les premiers travaux publiés sur ce sujet datent cependant

5. Le nombre de références bibliographiques a été volontairement limité, le lecteur intéressé par ce sujet pourra se référer à celles données dans les trois articles que nous avons écrits ou bien à celles référencées dans les deux thèses suivantes (Graff, 2006), (Bouabdallah, 2006).

6. Nous avons réalisé dès 2001 de telles mesures mais elles n'ont été publiées qu'en Français à ce moment là [E4, (Louche *et al.*, 2002)], [B5, (Vacher *et al.*, 2003)].

de 2005 avec notre article [A5, (Louche *et al.*, 2005)], paru au même moment et dans la même revue que celui de Nicolas Ranc (Ranc and Wagner, 2005). Outre un autre article récent de cette équipe (Ranc and Wagner, 2008), les seuls autres travaux exploitant des mesures de champs thermiques pour étudier l'effet PLC sont ceux de (Ait-Amokhtar *et al.*, 2008), suite à des mesures thermiques faites à Annecy, dans le cadre d'une collaboration.

Changements de phase localisés dans des Alliages à Mémoire de Forme NiTi

Le domaine d'étude du changement de phase est vaste. On restreint ici son propos au changement de phase à l'état solide dans des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) NiTi. Plus précisément, on s'intéresse principalement à la propriété superélastique⁷ de ces matériaux. Après un rappel sur leur principales caractéristiques, permettant notamment de préciser le vocabulaire qui sera employé par la suite, on présente un bilan des différents travaux expérimentaux sur la localisation du changement de phase dans ces matériaux. Pour plus de détails sur ces sujets le lecteur pourra consulter les références bibliographiques données ci-après ainsi que les travaux de thèse de (Liu, 1990), (Manach, 1993), (Lobel-Tuffraud, 1995), (Orgéas, 1997) ou de (Schlosser, 2008).

Présentation rapide des AMF NiTi

Ces derniers, appelés souvent Nitinol, sont des alliages quasi équi-atomiques de Nickel et de Titane. Découverts dans les années 50 ces alliages sont aujourd'hui les AMF parmi les plus employés dans l'industrie, principalement dans le domaine médical du fait de leur bonne biocompatibilité. On les retrouve par exemple dans des orthèses d'artère (stents) ou des instruments chirurgicaux (cathéter).

Les propriétés spectaculaires de tous les AMF, et en particulier des NiTi, sont associées à une transformation martensitique thermoélastique réversible entre une phase austénitique (A) cubique B2 stable à "haute température" et une phase Martensite monoclinique (notée M) stable "à basse température". On retrouve également sur de nombreux AMF NiTi une phase intermédiaire, rhomboédrique appelée phase R (Figure 2.2). Dans des conditions libres de contrainte le réseau martensitique, peu symétrique, peut exister sous forme de 12 variantes⁸. A l'échelle mésoscopique (taille de grain) la martensite apparaît sous forme de plaquettes ou de lattes. Au cours de la transformation d'autres plaquettes apparaissent créant ainsi de nombreuses interfaces dans le matériau : plans d'habitat (interfaces A - M) et plans intervariantes (interfaces entre les différentes variantes M^i).

Les caractéristiques de la martensite formée dépend de nombreux paramètres : type de microstructure (mono ou polycristalline,...), histoire du chargement thermomécanique et chargement thermomécanique appliqué. La Figure 2.3 (voir également la dernière ligne de la Figure 2.2) schématise les trois structures possibles (en excluant ici la phase R) que l'on peut observer par chargement thermique et/ou mécanique. Lors d'un chargement thermique pur aucune direction n'est privilégiée. Les différentes variantes de martensite, formées par exemple au chauffage, s'organisent de façon à minimiser l'énergie de déformation de la structure, on parle alors de variante auto-accommodée (M). Cette transformation se fait donc sans changement de forme. En revanche, dans le cas de l'application d'un chargement mécanique, des variantes de martensite les mieux orientées par rapport au chargement se forment. On parle alors de martensite orientée (M^+). Dans ce cas on observe un changement de forme, réversible à la décharge puisqu'on retrouve la phase mère A .

7. L'autre propriété, qui a donné son nom à ces matériaux est l'effet mémoire, simple ou double sens.

8. La transformation martensitique étant du 1^{er} ordre les phases mères et produits sont séparées par une interface nommée plan d'habitat. La phase mère (A) étant fortement symétrique il existe plusieurs plans d'habitat caractérisés par une normale et une direction de déformation. A chaque plan d'habitat (i) est associé un type de martensite appelé variante de martensite M^i . Pour plus de détails sur les aspects microstructuraux de la transformation martensitique dans les NiTi on renvoie le lecteur à (Liu, 1990), (Manach, 1993), (Orgéas, 1997).

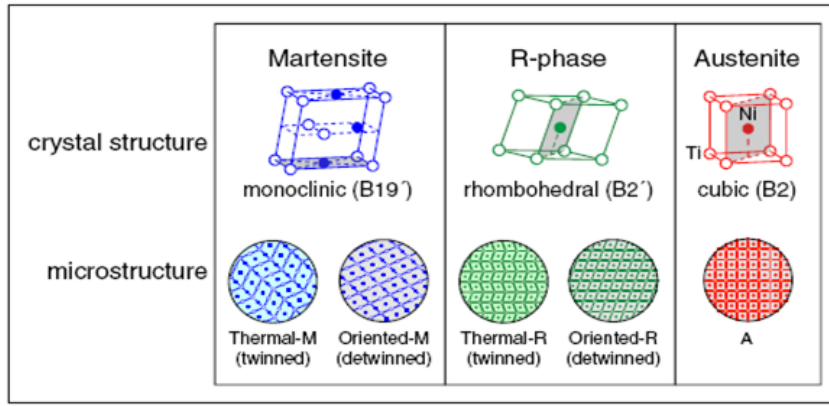


FIG. 2.2 – Schéma des trois structures cristallines des alliages NiTi (d'après (Shaw et al., 2008)).

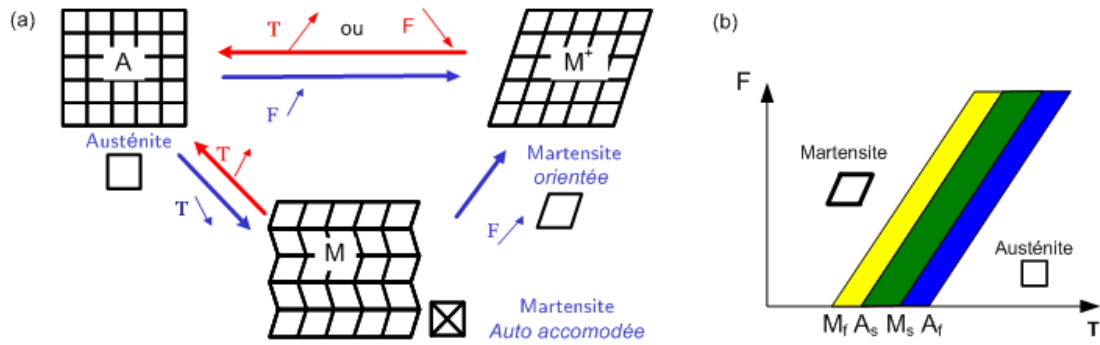


FIG. 2.3 – a) Schéma des trois structures possibles dans un monocristal de NiTi (sans phase R) : phase A, phase martensitique auto-accommodée M et phase martensitique orientée (M⁺). Passage entre ces trois structures par chargement thermique et/ou mécanique. b) Schéma montrant les zones d'existence des deux phases en fonction du chargement thermomécanique (F : effort, T : température). Les températures M_s, M_f, A_s et A_f désignent respectivement les températures de début et fin de transformation A → M au refroidissement et M → A au chauffage (adapté de (Schlosser, 2008)).

Comportement superélastique d'un AMF NiTi

Pour observer un tel comportement il faut que le matériau soit dans un état totalement austénitique (A). La température ambiante (T_{amb}) doit donc être supérieure à A_f . La connaissance de la DSC du matériau est alors indispensable pour qualifier et quantifier les différentes phases possibles ainsi que les températures de transformation. A titre d'exemple, on donne les DSC de deux matériaux utilisés dans la thèse de P. Schlosser, avec et sans phase R (Figure 2.4). La DSC fournit par ailleurs les enthalpies de transformation (exothermique dans le sens A → M ou A → M⁺, endothermique dans le sens inverse).

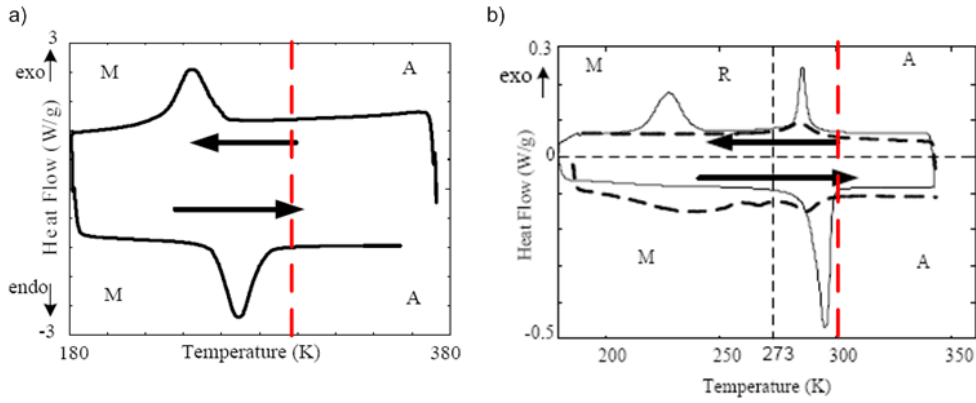


FIG. 2.4 – DSC de deux matériaux NiTi utilisés dans la thèse de P. Schlosser : a) plaque et b) tube n°3. Pour ce dernier la courbe en trait plein est celle obtenue après un traitement thermique de 2h à 775K (adapté de (Schlosser, 2008)). Les droites rouges en pointillés épais indiquent la valeur de la température ambiante $T_{amb} = 297K$.

Dans le cas où $T_{amb} > A_f$ on observe donc un changement de phase sous contrainte $A \rightarrow M^+$, réversible, avec des déformations pouvant atteindre jusqu'à 8% en traction ou 12% en cisaillement (Orgéas and Favier, 1998). En comparant ces amplitudes à la limite d'élasticité en déformation des aciers (de 0,1 à 0,6% en général), on comprend alors l'intérêt de ces matériaux et des nombreuses applications exploitant cet effet de superélasticité. Le schéma de la Figure 2.5 résume la réponse mécanique que l'on peut obtenir classiquement lors d'un essai de traction superélastique sur un NiTi. L'interprétation classique des six stades de cette courbe est la suivante : (1) chargement linéaire associé à une déformation élastique de la phase A; (2) transformation $A \rightarrow M^+$ durant un "plateau"⁹ de contrainte; (3,4) déformation élastique de la martensite orientée M^+ ; (5) transformation inverse $M^+ \rightarrow A$; (6) décharge élastique de la phase A.

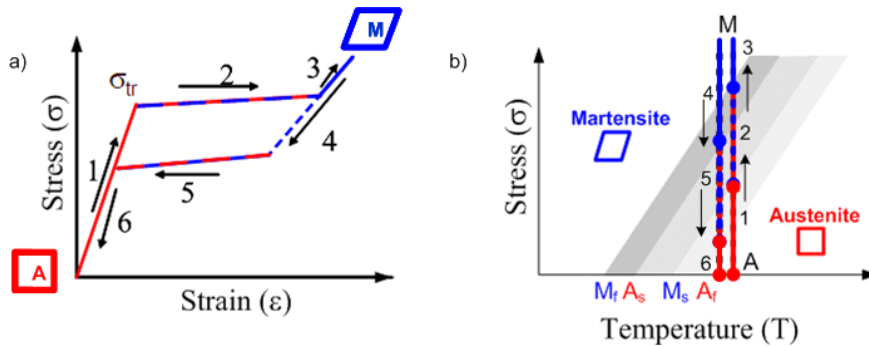


FIG. 2.5 – a) Schéma d'une réponse mécanique classiquement observée lors du comportement superélastique d'un AMF NiTi soumis à un essai de traction. Les contraintes et déformations sont des grandeurs moyennes, nominales. b) Schéma du diagramme contrainte température avec les différentes étapes du comportement superélastique, en traction, d'un AMF NiTi (adapté de (Schlosser, 2008)).

Cependant, une telle idéalisation du comportement de ces matériaux est mise en défaut par de nombreuses observations expérimentales que l'on résume ci-après :

- (i) La première partie de la charge (1) n'est pas seulement due à de l'élasticité de la phase

9. Si l'essai est isotherme (immersion dans l'eau ou circulation d'eau à l'intérieur d'un tube en NiTi comme nous l'avons réalisé, ou bien encore en sollicitant le matériau à très faible vitesse) alors la pente du "plateau" en contrainte nominale est quasi nulle. En revanche, cette pente augmente avec l'adiabaticité de l'essai. En effet, la chaleur dégagée pendant la transformation $A \rightarrow M^+$ élève localement la température ce qui accroît (voir Figure 2.5b) la contrainte de transformation (Figure 2.5b).

A. (Brinson *et al.*, 2004) note par exemple que des plaquettes de martensite apparaissent avant la fin de ce premier stade "linéaire" de charge. Nous reviendrons, avec plus de détails, sur ce point dans la partie 2.2.6.

(ii) Le comportement de l'éprouvette de traction pendant le stade (2) n'est pas homogène. Le paragraphe suivant revient plus largement sur cet aspect.

(iii) A la fin du plateau du stade (2) la transformation martensitique n'est pas complète (Tan *et al.*, 2004). Les stades (3) et (4) ne peuvent donc pas être associés au seul comportement élastique de la phase M^+ .

Observations expérimentales des phénomènes de localisation dans les AMF NiTi superélastiques

Les travaux de (Miyazaki *et al.*, 1981) sont apparemment les premiers mettant en évidence un comportement localisé pendant le plateau de contrainte, lors d'un essai de traction sur une éprouvette en NiTi. Les premiers mots du titre leur article ("*Luders-like deformation observed in the transformation pseudoelasticity of a TiNi alloy*") établissent alors un lien entre les caractéristiques macroscopiques (présence d'un plateau, déformation localisée dans des bandes) observées pour le NiTi et pour certains métaux présentant un phénomène de Lüders.

Dans (Sittner *et al.*, 2005) les auteurs rappellent les conditions dans lesquelles apparaît le *Lüders-like Deformation Mode (LDM)* :

- LDM n'est observé que sur des alliages NiTi et pas sur d'autres AMF polycristallins¹⁰,
- LDM ne semble se produire que lors d'une déformation de traction et pas sous d'autres états de contraintes : compression, traction-torsion, cisaillement (cf. Tableau 3.1 page 62),
- LDM est observé dans les trois comportements possibles des AMF NiTi : transformation sous contrainte $A \rightarrow M^+$, transformation sous contrainte $R \rightarrow M^+$, réorientation de martensite M^+ (Liu *et al.*, 1998),
- LDM est plus marqué sur les éprouvettes avec un rapport longueur sur épaisseur élevé,

Le nombre d'articles ayant étudié, expérimentalement, les phénomènes de localisation dans des NiTi ne sont finalement pas très nombreux (quelques dizaines au plus). J'ai recensé dans le Tableau 3.1 les principales études en détaillant les méthodes d'observation utilisées ainsi que les résultats obtenus en terme d'observation ou non d'un mode de localisation (transformation) localisé.

Ce tableau montre :

- la répartition des principales équipes ayant travaillé ou travaillant actuellement dans le monde sur ce thème : Miyazaki (Japon), Shaw et Kyriakides (USA), Liu (Australie), Sittner (Rep. Tchèque), Sun (Honk-Kong), Brinson (USA), Wagner (Allemagne), Pieczyska (Pologne) et Favier/Orgéas (Grenoble) en France¹¹,
- la variété des techniques expérimentales employées,
- que des mesures de champs sont quelquefois utilisées mais de manière découplée (champs thermiques ou champs cinématiques) et qu'aucune mesure de champs de sources de chaleur n'a été réalisée,

10. Par contre des localisations sont rapportées en traction sur des monocristaux d'AMF CuZnAl (Balandraud, 2000) ou bien encore sur des barres de CuAlNi, à la fois en traction et en compression (voir travaux cités dans (Sittner *et al.*, 2005)).

11. L'équipe d'A. Chrysochoos (Montpellier) a également étudié le comportement d'AMF à partir de mesures de champs thermiques mais il s'agissait d'un alliage monocristallin de CuZnAl (Balandraud, 2000) et (Leclercq, 2001). Soumise à un chargement de traction, l'éprouvette cylindrique étudiée fait alors apparaître un front de changement de phase dont la vitesse de propagation a pu être modifiée en agissant sur l'intensité des échanges convectifs avec l'extérieur.

L	Géométrie	Références	Type de mesure	Localisation?
T	plaque	(Miyazaki <i>et al.</i> , 1981)	Mesures optiques	Oui
	plaque	(Shaw and Kyriakides, 1995)	Mesures ponctuelles de déformation axiale et de champs thermiques (4 extensomètres miniatures et 6 thermocouples)	Oui
	plaque	(Shaw and Kyriakides, 1997)	Observation déformation et mesures de champs thermiques (verniss craquelant et thermog. IR)	Oui : fronts qui se propagent
	plaque	(Orgéas and Favier, 1998)	Mesure ponctuelle de déformation axiale (1 extensomètre)	Oui
	plaque	(Pieczyska <i>et al.</i> , 2004)	Mesure de champs thermiques (thermographie infrarouge)	Oui : bandes discontinues
	plaque	(Brinson <i>et al.</i> , 2004)	Observation microstructure (microscopie optique)	Oui : bandes
	plaque entaillée	(Daly <i>et al.</i> , 2007)	Mesure de champs de déformation (DIC)	Oui : bandes
	micro tube (diam. ext 1.78 mm)	(Feng and Sun, 2006)	Observation optique (caméra visible rapide)	Oui : hélices qui s'élargissent
	fil (diam. 0.765 mm)	(Iadicola and Shaw, 2002)	Mesure de champs thermiques (thermographie infrarouge)	Oui : fronts évoluant au cours des cycles
	fil (diam. 1.2) et ruban	(Schaefer <i>et al.</i> , 2008)	Mesures ponctuelles de résistivité et de champs de température (5 résistances et 1 caméra IR)	Oui (bandes)
C	fil (diam. 1 et 0.765 mm)	(Churchill <i>et al.</i> , 2009)	Mesures ponctuelles de déformation axiale et de température (1 extensomètre et 1 thermocouple)	Oui
	plaque	(Orgéas and Favier, 1998)	Mesure ponctuelle de déformation axiale (1 extensomètre)	Non
	cylindre	(Jacobus <i>et al.</i> , 1996)	Analyse réponse mécanique (1 extensomètre)	Non
TT	micro tube (diam. ext 1.5 mm)	(Sun and Li, 2002)	Observation déformation (verniss craquelant)	Oui : hélices en traction, disparaissant après torsion
CI	plaque	(Favier <i>et al.</i> , 2001)	Mesure ponctuelle de déformation (1 extensomètre)	Non : absence de "plateau" de charge
	plaque	(Pieczyska <i>et al.</i> , 2009)	Mesure de champs de température (thermographie infrarouge)	Oui : bandes perp. à la dir. de chargement
FL	fil (diam. 1.2 mm) et ruban	(Schaefer <i>et al.</i> , 2008)	Mesures ponctuelles de résistivité et de champs de température (5 résistances et 1 caméra IR)	Oui (bandes)

Tableau 3.1 : Principales références bibliographiques sur l'étude expérimentale de la localisation du changement de phase dans des alliages NiTi superélastiques. Les notations pour les différents types de chargement (colonne L) sont : T (Traction), CI (Compression), TT (Traction-Torsion), CI (cisaillement), FL (Fluage : refroidissement sous charge).

- le faible nombre de travaux consacrés à l'étude de chargement autres que la traction uniaxiale,
- que la localisation n'est observée qu'en traction. Les observations de localisation en cisaillement rapportées dans (Pieczyska *et al.*, 2009) ne nous semblent pas claires et méritent d'être précisées,
- que la quasi-totalité des mesures sont à une échelle macroscopique, à l'exception des travaux de Miyazaki et de Brinson.

L'étude de Brinson (Brinson *et al.*, 2004), exploitant des images visibles obtenues par microscopie optique à l'échelle des grains (de taille environ $60\mu m$), montre que "les bandes macroscopiques associées à la localisation sont similaires aux bandes de Lüders mais que leur mode de déformation est différent et loin d'être homogène à l'échelle microscopique, à la fois à l'intérieur et à l'extérieur des bandes". A l'intérieur d'une "macro" bande de transformation, l'analyse micro met en évidence une morphologie en "micro" bandes: la transformation (vue à travers la formation de variantes de martensite dans les grains) est plus intense dans certaines bandes de largeur approximatives égales à $100\mu m$, séparées de la même distance. A l'extérieur des "macro" bandes, la transformation martensitique se produit dans certains grains, pour tous les niveaux de déformation. Enfin, Brinson note que la transformation $A \rightarrow M^+$ n'est pas complète (maximum 60 à 70%) même après un chargement s'étendant bien au delà du plateau. La transformation progressive dans les grains modifie selon eux l'état de contrainte et bloque les variantes de martensite qui ne peuvent alors pas poursuivre leur transformation.

Les caractéristiques des (macro) bandes de même que les conditions pouvant les influencer sont résumées dans (Sittner *et al.*, 2005). Les fronts des bandes sont généralement inclinés de 55° , par rapport à l'axe de chargement, pour des éprouvettes plates et apparemment perpendiculaires à l'axe pour des fils ou de forme conique pour des barres. Sur des tubes peu épais les bandes s'organisent en hélices. La vitesse de déformation ainsi que les conditions d'échanges thermiques influent sur le mode de propagation des bandes. L'augmentation de la vitesse de déformation (ou la diminution des échanges thermiques avec l'extérieur) entraîne une multiplication du nombre de bandes jusqu'à un mode de déformation "homogène". La caractéristique de longueur en déformation du plateau est affectée par différentes conditions (température ambiante, température de recuit, nombre de cycles,...). Enfin, les auteurs rappellent également les conditions permettant l'élimination du LDM: pilotage en force et non en déplacement, cyclage, déformation à des températures proches de M_S ou à hautes températures,...

L'effet de texture sur la localisation en traction dans des NiTi vient d'être récemment étudié dans (Murasawa *et al.*, 2009). Cette étude montre l'importance de la microstructure sur le comportement macroscopique du matériau. Les auteurs comparent, en exploitant des mesures de champs cinématiques macro et des analyses micro, le comportement d'un matériau ayant subi deux traitements thermiques différents conduisant à deux types de microstructure: "Processing and Recrystallization texture". Pour la première, une localisation en bandes qui se propagent est clairement observée alors que pour la seconde les bandes sont plus diffuses et ne se propagent pas. S'appuyant sur les observations de (Brinson *et al.*, 2004), ils proposent alors une interprétation des mécanismes de formation des variantes de martensite à l'échelle des grains, conduisant aux deux formes observées de localisation (Figure 2.6).

Bilan

La compréhension du phénomène de localisation, désigné également par l'effet LDM décrit plus tôt, observé sur les AMF NiTi polycristallins en traction demeure encore, malgré les nombreux travaux, un problème ouvert¹² (Sittner *et al.*, 2005). Pourquoi le module tangent (pente du plateau) est-il si faible en traction comparée à celle relevée en cisaillement ou compression? Pourquoi n'y a-t-il pas de localisation sur d'autres AMF polycristallins ou lors d'autres modes de sollicitation que la traction? Pourquoi la localisation est-elle observée à la fois en superélasticité et lors de la réorientation de martensite?

Face à de telles questions encore sans réponses on réalise toute la difficulté, malgré cette fois un nombre beaucoup plus conséquent de travaux, pour construire des modèles thermomécaniques du

12. Dans un article très récent (Murasawa *et al.*, 2009) considère que la localisation (LDM) dans les NiTi est une des causes qui pénalise l'utilisation de ces matériaux comme actionneurs.

comportement de ces matériaux. Il n'est pas question dans cette partie du mémoire de rappeler les différentes approches qui ont été retenues pour cela ; on renvoie le lecteur intéressé par ce sujet aux deux thèses suivantes en français (Orgéas, 1997), (Balandraud, 2000), aux deux articles proposant une modélisation thermomécanique couplée 1D (Shaw, 2002), (Chrysochoos *et al.*, 2003) ou bien encore à la synthèse effectuée dans (Sittner *et al.*, 2005). Dans cette référence les auteurs expliquent l'apparition d'une localisation en traction par l'activation du critère d'instabilité de Considère traduisant la compétition entre l'écrouissage et la réduction de la section de l'éprouvette. Proposant un modèle basé sur des observations micromécaniques, les auteurs montrent que la microstructure texturée particulière des NiTi polycristallins conduit à un module tangent suffisamment faible pour activer le critère de Considère.

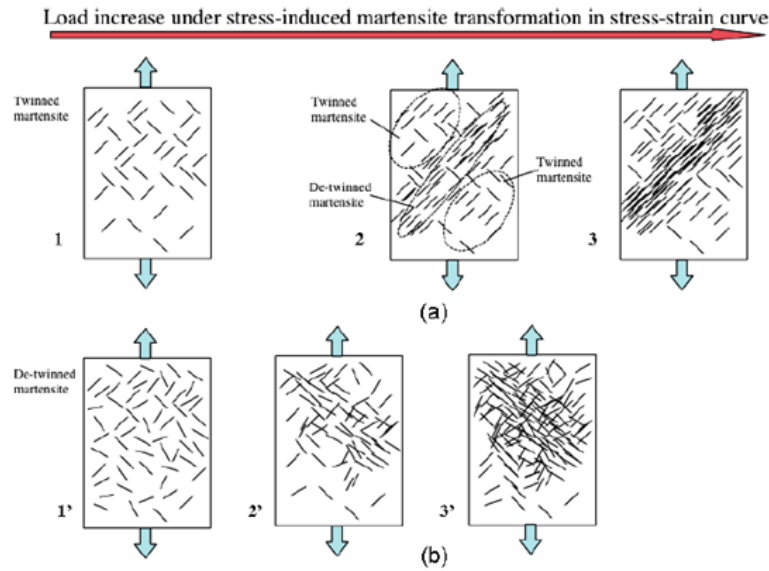


FIG. 2.6 – Schémas illustrant la formation d'une bande de localisation macroscopique à partir de la formation de variantes de martensite dans deux matériaux de microstructure différente : "a) Processing et b) Recrystallization textures", extrait de (Murasawa *et al.*, 2009).

2.1.2 Etudes théoriques

Qualifiés souvent d'“instabilités” ces phénomènes de localisation ont fait l'objet de très nombreux travaux à caractère théorique visant à expliquer et/ou modéliser ces différentes formes de localisation. Face à l'étendue d'un tel sujet, je n'ai pas souhaité, dans ce mémoire, réaliser une synthèse de ces différentes approches (Analyses de bifurcations, Analyses de stabilité linéaire, Critères de striction et Courbes Limites de Formage, ...). Le lecteur pourra sur ce sujet se référer à l'important travail de recherche bibliographique (45 pages) que j'avais réalisé il y a dix ans dans ma thèse¹³ ou à des travaux plus récents sur ce domaine.

13. Manuscrit de thèse disponible sur le serveur TEL : <http://tel.archives-ouvertes.fr>

2.2 Etudes de certains phénomènes de localisation à partir de champs thermomécaniques

Parmi les premières études sur les manifestations thermiques accompagnant la localisation, on peut citer les observations réalisées sur des aciers doux et sur des plaques trouées de P.V.C. par (Dupré, 1992) ainsi que les études conduites à l'ONERA sur des superalliages (Lisiecki *et al.*, 1992). A l'étranger la thermographie a surtout été utilisée par les mécaniciens pour mesurer les effets thermiques liés à la formation de bandes de cisaillement dans des barres d'Hopkinson lors d'essais de torsion à très grandes vitesses de déformation, citons par exemple (Marchand and Duffy, 1988) ou (Kapoor and Nemat-Nasser, 1998).

2.2.1 Localisation en bandes de Lüders

Publications associées : [A1, A2, A3], [B1, B2], [D1], [E1,E3], [G1, G2]

Thèse associée : (Louche, 1999)

Contexte de l'étude

C'est un peu par hasard que cette forme de localisation a retenu, durant mes travaux de thèse, notre attention... En effet, lors d'une expérience où nous nous intéressons plutôt à la localisation de striction, nous avons réalisé les observations thermiques suivantes (Figure 2.7), lors d'un essai de traction quasi-statique ($\dot{U}_{traverse} = 0,15\text{mm/min}$, soit $\dot{\epsilon}_{traverse} = 3 \cdot 10^{-3}\text{s}^{-1}$), sur un acier doux S355MC¹⁴. Les champs instantanés 2.7c, ou les profils axiaux 2.7d mesurés¹⁵ ont alors fait apparaître une "vague thermique" d'amplitude significative, se propageant à travers la zone utile de l'éprouvette de traction. Le rapprochement avec la réponse mécanique 2.7a a montré que ces échauffements localisés se produisaient au moment où la réponse mécanique présentait un palier, après un décrochement de la force. Nous avons alors associé cette "vague thermique" à la propagation d'une, ou plusieurs, bandes de Lüders. Les irréversibilités, liées à l'avalanche soudaine de dislocations, sont une source de chaleur, essentiellement dissipative, suffisamment intense pour générer un échauffement observable.

Ces mesures thermiques, originales, lors de la localisation en bandes de Lüders ont été réalisées sur différentes nuances d'acier et complétées par des estimations de sources de chaleur. On rappelle ci-après les principaux résultats obtenus sur ce sujet lors de ma thèse ; travaux qui ont été publiés dans [A1, (Chrysochoos and Louche, 1998)] puis dans [A3, (Louche and Chrysochoos, 2001)], article plus détaillé et rédigé pendant mon année d'ATER à Annecy.

14. Acier laminé à chaud utilisé pour des pièces de structure (longerons, disques de roue,...). La taille des grains est d'environ $50\mu\text{m}$. Les éprouvettes plates (zone utile : $L \times l \times e = 50 \times 12,5 \times 2,5 \text{ mm}$) sont usinées dans une plaque, dans le sens de laminage.

15. On remarque ici le niveau de bruit élevé du signal thermique mesuré avec une caméra infrarouge à balayage (Agema 880). La résolution thermique ($NETD = 0,18 \text{ K}$) est près de 10 fois celle que nous avons actuellement sur la caméra multidétecteur Cedip Jade III.

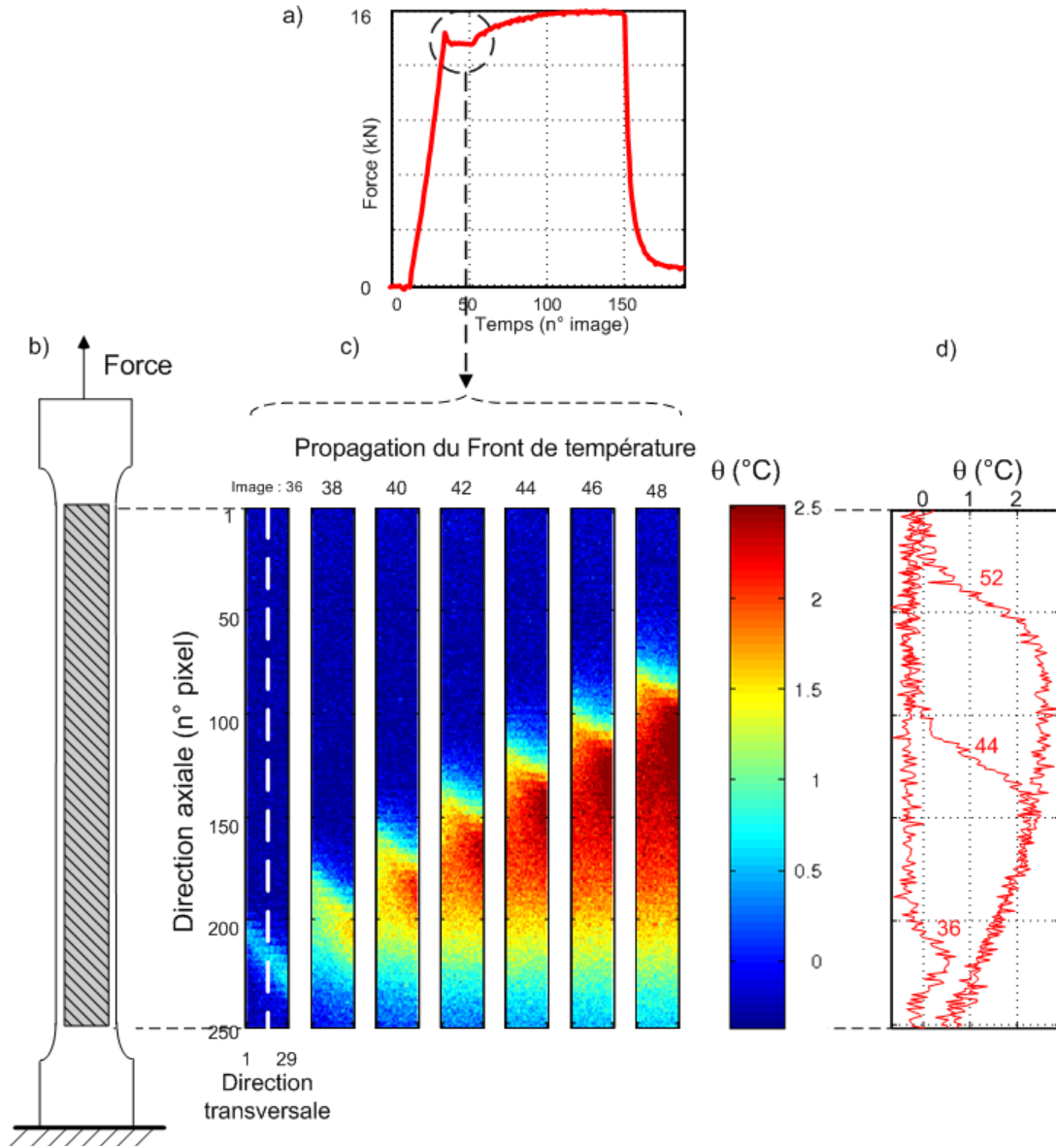


FIG. 2.7 – Essai aa6 (Acier S355MC - $\dot{U}_{imp} = 0.15 \text{ mm.s}^{-1}$). a) Evolution de la force au cours de l'acquisition. b) Schéma de l'éprouvette de traction situant la zone fixe où sont présentés les champs de température. c) Champs de variations de température θ montrant, à différents instants d'acquisition, la propagation d'un front de température à travers l'éprouvette. d) Profils axiaux, à différents instants du palier plastique (images 36, 44 et 52), de variations de température mesurés lors de la propagation d'une bande de Lüders.

Analyse des champs thermiques et de sources de chaleur

Les champs thermiques, tels que ceux présentés à la Figure 2.7 sont délicats à interpréter à cause de la conduction thermique qui les rend très diffus. Ils révèlent certes un phénomène dissipatif qui se propage mais l'on manque d'informations précises sur la position (dans l'espace et dans le temps) ou l'intensité du (ou des) mécanisme dissipatif mis en jeu. L'estimation des sources de chaleur, à partir de ces données thermiques, vont alors fournir ces informations complémentaires. Le couplage thermoélastique pouvant être négligé¹⁶ pendant le phénomène de Lüders, les sources de chaleur s'identifient alors à la puissance dissipée (dissipation intrinsèque) w'_d . Les champs de puissance dissipée ainsi que les profils axiaux, aux mêmes instants que les champs thermiques décrits précédemment, sont tracés sur les Figures 2.8a et 2.8c. Ils montrent que les variations de température, diffuses et irrégulières,

16. $w'_{thel} = -\alpha T_0 \text{Tr}(\dot{\sigma}) = 0$ car σ est constant.

sont en fait générées par une "vague dissipative" de forme constante (amplitude, largeur). A l'échelle macroscopique d'observation, les irréversibilités, dues à l'avalanche de dislocations qui se dé-ancrent, apparaissent donc comme régulières tout au long du processus de propagation d'une bande de Lüders.

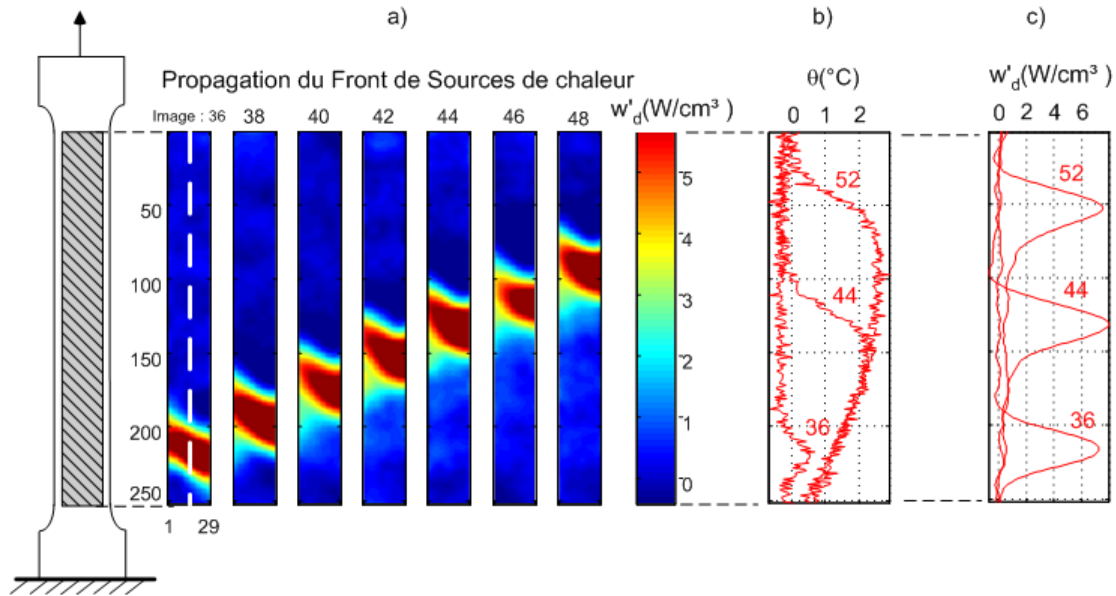


FIG. 2.8 – Essai aa6 (Acier S355MC - $\dot{U}_{imp} = 0.15 \text{ mm.s}^{-1}$). a) Schéma de l'éprouvette de traction situant la zone fixe où sont calculés les champs de sources de chaleur. a) Champs de sources de chaleur w'_d montrant, à différents instants d'acquisition, la propagation d'une vague dissipative à travers l'éprouvette. c) Profils axiaux, à différents instants du palier plastique (images 36, 44 et 52), de variations de température mesurées lors de la propagation d'une bande de Lüders. d) Profils axiaux de sources de chaleur aux mêmes instants.

La représentation spatio-temporelle de la Figure 2.9 permet de tracer sur une Figure "statique" un phénomène localisé qui se propage dans l'espace. Ce type de représentation, que nous avons mis en place durant mes travaux de thèse, facilite la lecture et l'analyse de la plupart des phénomènes localisés que l'on rencontre lors d'essais de traction. Il s'obtient en reportant horizontalement les profils axiaux (en général la colonne centrale du cadre 2D de traitement) de variation de température ou de source de chaleur aux instants discrets d'acquisition ou de traitement. Le caractère diffus des champs thermiques apparaissent bien sur la Figure 2.9a alors que les champs de dissipation de la Figure 2.9b, beaucoup plus contrastés, mettent bien en évidence la trace laissée par la vague dissipative. Les fréquences d'acquisition des images, de même que la discrétisation axiale, étant régulières, la trace rectiligne de la vague dissipative montre alors que la propagation s'effectue à vitesse constante. Les mesures de vitesse des bandes V_{LB} , pour différentes vitesses de chargement $\dot{U}_{traverse}$, ont été réalisées. On a montré qu'elles suivaient bien la loi établie par (Hahn, 1962) : $V_{LB} = \dot{U}_{traverse} / (n \varepsilon_{LB})$, où n est le nombre de bandes et ε_{LB} la déformation (dite de Lüders) générée par le passage d'une bande. La variation de température au pixel 100 ainsi que l'évolution de la charge ont été également superposées sur l'image. L'unique bande de Lüders part du congé de raccordement du haut, au moment du décrochement de la charge, et se propage ensuite à travers l'éprouvette pendant tout le plateau de charge.

Un paramètre important dans les études de localisation sous forme de bandes est l'angle qu'elles forment avec l'axe de chargement. Pour l'essai et le matériau dont nous présentons ici les résultats, une orientation des bandes de $70^{\circ} \pm 0,5^{\circ}$ a été obtenue. La mesure a été faite sur les champs de sources de chaleur, moins diffus que les champs de température, en prenant la direction moyenne de la bande. Ces valeurs, bien que plus élevées que celles (45 à 55°) habituellement rapportées dans la littérature (Hall, 1970), peuvent s'expliquer par la taille ici importante des grains, comme cela a été également observé dans (Ananthan and E.O., 1991). Par ailleurs, pour ces tailles de grains le front des bandes est plus diffus que pour des matériaux à taille de grain plus fine (Zhang and Jiang, 2005), ce

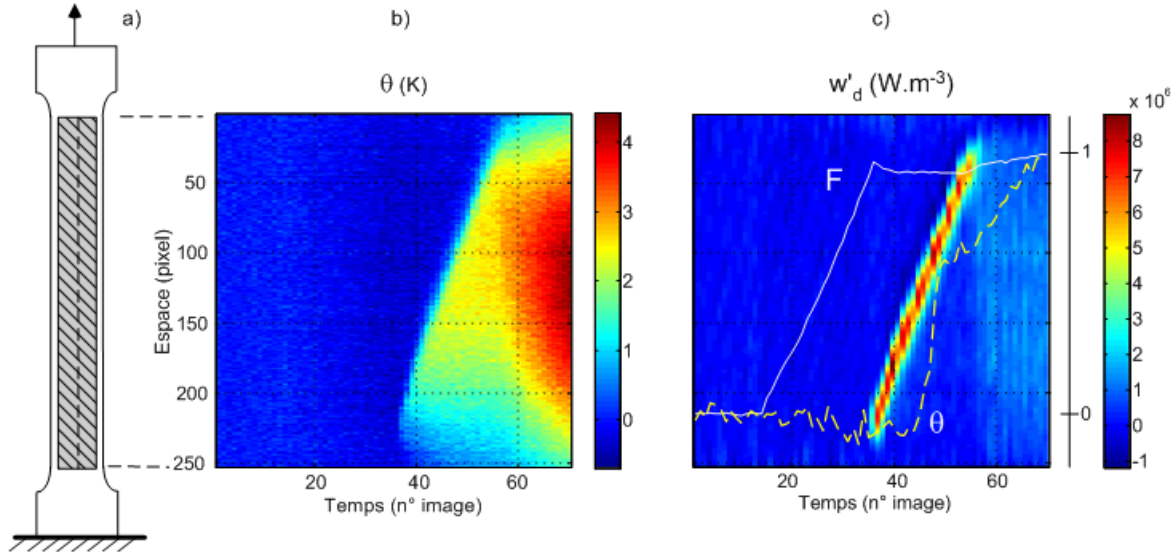


FIG. 2.9 – Essai aa6 (Acier S355MC - $\dot{U}_{imp} = 0.15 \text{ mm.s}^{-1}$). a) Schéma de l'éprouvette de traction avec la zone de traitement (hachurée). b) Représentation spatio-temporelle d'un profil axial (colonne centrale en pointillée sur la figure a) de variation de température θ montrant une vague thermique diffuse associée à la propagation d'une bande de Lüders. c) Même représentation pour l'évolution temporelle d'un profil axial de sources de chaleur w'_{ch} montrant clairement la propagation à vitesse constante d'une vague dissipative pendant le plateau de charge. L'évolution temporelle de la charge (F) et de la variation de température au point (pixel) 100 sont également superposées.

qui pénalise la mesure. On rappelle toutefois que l'angle relevé dans nos études, à partir d'une analyse des champs thermiques, a été confirmé sur ce même matériau et dans les mêmes conditions d'essai par des mesures de champs cinématiques (Wattrisse, 1999).

Les profils axiaux de sources de chaleur (i.e. puissance dissipée) tracés Figure 2.8c ne sont pas symétriques. On a pu en effet observer une traînée à l'arrière de la bande, compatible avec les modèles de profils de vitesse de déformation proposés par (Hähner, 1994) et (Estrin and Kubin, 1988), cf. Figure 2.10.

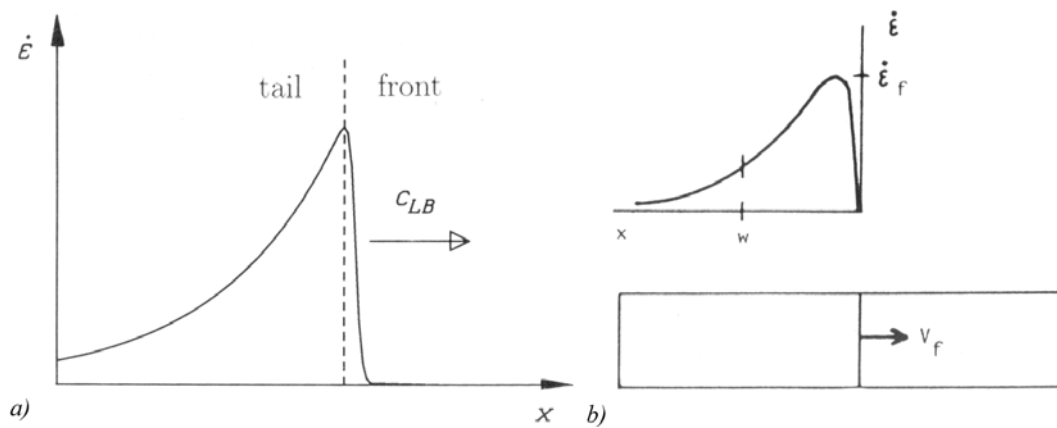


FIG. 2.10 – a) Représentation schématique de la déformation plastique locale le long de l'axe x de traction illustrant la partition de la bande de Lüders en un front et une traînée (d'après (Hähner, 1994)). b) Profils de la vitesse de déformation d'une bande de Lüders; V_f , $\dot{\epsilon}_f$ et w désignent respectivement la vitesse de propagation, la vitesse de déformation du front et la largeur de la bande (cette dernière est accentuée sur le schéma, les valeurs courantes sont telles que $w/L \simeq 10^{-2}$) (d'après (Estrin and Kubin, 1988)).

Le rapprochement des mesures de champs de sources de chaleur avec les mesures de champs cinématiques (thèse de (Wattrisse, 1999)) est assez remarquable pour ce type de localisation. On retrouve en effet les mêmes formes de profils (cf. Figure 2.11b) que ceux tracés à la Figure 2.8. La vague de vitesse de déformation, de forme et d'amplitude constantes se propage elle aussi à vitesse uniforme à travers la zone utile de l'éprouvette. Ces deux mesures ont été réalisées indépendamment, dans des lieux différents mais sur les mêmes matériaux et dans des conditions d'essai proches¹⁷. Bien que qualitatif, le rapport entre ces deux profils est constant et égal en première approximation à la valeur de la "contrainte plateau", rapport de la charge pendant le plateau sur la section. C'est à partir de cette observation, compatible avec un modèle de plasticité parfaite, que nous avons proposé un modèle de propagation 1D de bandes de Lüders, je renvoie le lecteur intéressé par cette modélisation à la page 201 de ma thèse.

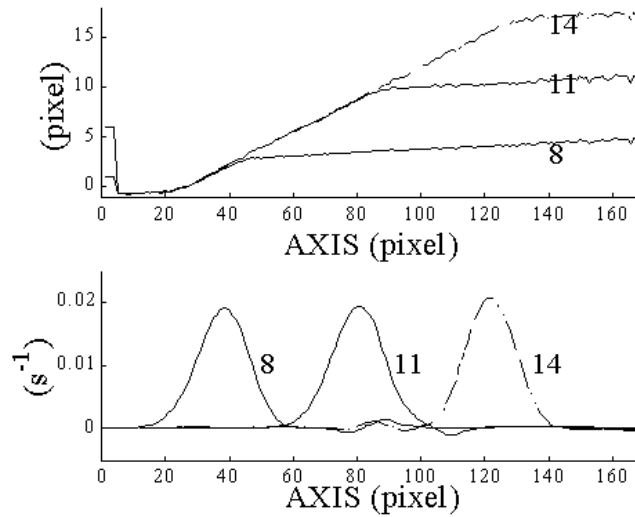


FIG. 2.11 – *Mesure de champs cinématiques par DIC obtenue lors d'un essai de traction sur un acier S355MC. Profils axiaux, à trois instants de la propagation d'une bande de Lüders, du : déplacement axial (haut) et de la vitesse de déformation axiale de Green Lagrange (bas); Figure extraite de (Chrysochoos et al., 1998).*

17. Même géométrie, même température ambiante, même vitesse de sollicitation; seule la machine était différente.

2.2.2 Localisation de striction

Publications associées : [A1, A2], [B1, B2], [D1], [E1, E3], [G1, G2]

Thèse associée : (Louche, 1999)

Contexte de l'étude

L'étude de la localisation de striction était, au départ, le sujet principal de mon travail de thèse. Je devais, à partir d'une exploitation des champs thermiques, voir si l'on pouvait mettre en place des critères de localisation plus prédictifs que les critères existants, notamment celui de Considère. En parallèle, et sur les mêmes matériaux, B. Wattrisse devait également étudier cette même forme de localisation mais à partir de mesures de champs cinématiques.

À la différence de la localisation en bandes de Lüders, la striction est un mode de localisation qui se met en place progressivement tant au niveau énergétique (sources de chaleur) qu'au niveau cinématique (vitesses de déformation). Sur les aciers doux que nous avons étudiés, la striction localisée ne se produisait qu'après un stade de striction diffuse, mode difficile à caractériser et donc à détecter. S'appuyant sur les champs dissipatifs, et non sur les champs thermiques trop délicats à interpréter, nous avons proposé trois types d'indicateurs de localisation énergétiques. Après une présentation de champs thermiques caractéristiques mesurés lors du développement d'une striction sur un acier, je rappelle rapidement les résultats obtenus pour ces indicateurs de localisation.

Analyse des champs thermiques et de sources de chaleur

Poursuivons l'analyse de l'essai de traction sur l'acier S355MC (Figure 2.7a) au delà de la propagation d'une bande de Lüders, c'est à dire après l'image n°50. Les résultats sont présentés sur la Figure 2.12 en utilisant, comme pour la Figure 2.9a, une représentation spatio-temporelle.

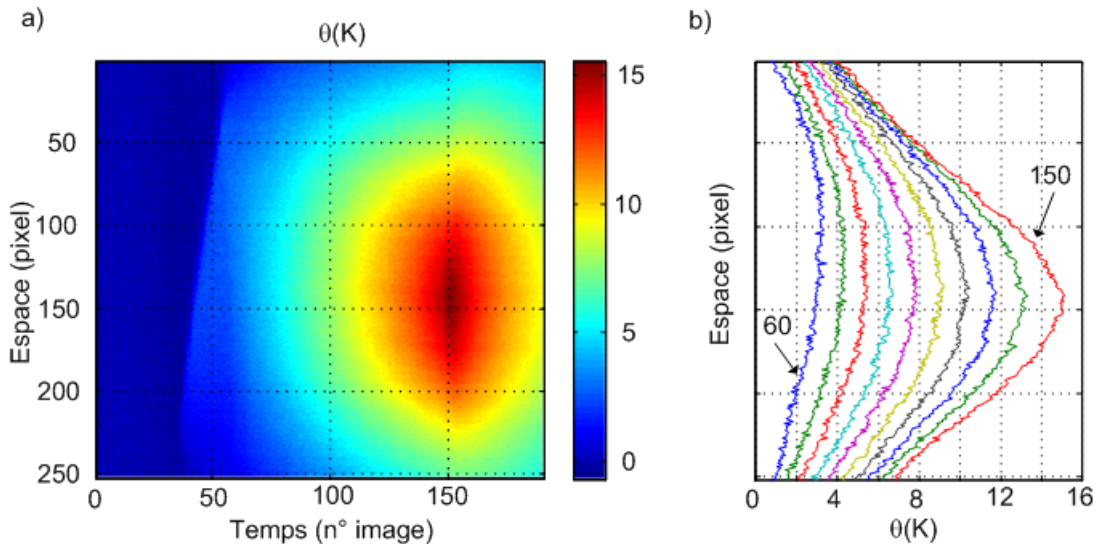


FIG. 2.12 – Essai aa6 (Acier S355MC - $\dot{U}_{imp} = 0.15 \text{ mm.s}^{-1}$). a) Représentation spatio-temporelle montrant l'évolution d'un profil axial de variation de température θ . b) Profils axiaux de variation de température θ à différents instants (images 60 à 150 par pas de 10).

Après un premier front thermique lié à la propagation d'une bande de Lüders, les profils thermiques deviennent de plus en plus hétérogènes, comme le montrent les différents profils (images n°60 à n°150) tracés Figure 2.12b. Les écarts de température augmentent régulièrement jusqu'à l'image n°151 correspondant à la décharge mécanique. Les effets thermiques dans le cas d'un chargement quasi-statique ($\dot{\epsilon}_{imp} = \frac{\dot{U}_{imp}}{L_o} = 3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) sont importants puisque l'écart de température dépasse ici 15°C . L'interprétation directe de ces champs thermiques est cependant délicate. Leur non-uniformité est elle liée à la présence d'une source de chaleur localisée ou bien est-elle due principalement à la présence de la conduction de la chaleur et des échanges thermiques avec les mors?

Pour bien montrer cet effet régularisant de la conduction thermique nous allons calculer la solution,

par différence finie explicite, du problème de thermique 1D suivant, modélisant l'évolution temporelle d'un profil axial d'écart de température θ dans la zone utile $[0, L_0]$ en présence d'une distribution spatio-temporelle de source de chaleur w'_{ch} :

$$\left\{ \begin{array}{l} \rho C \left(\frac{\partial \theta(x, t)}{\partial t} + \frac{\theta(x, t)}{\tau_{th}} \right) - k \frac{\partial^2 \theta(x, t)}{\partial x^2} = w'_{ch}(x, t) \\ \frac{\partial \theta}{\partial x}(0, t) = \lambda \theta(0, t) \\ \frac{\partial \theta}{\partial x}(L_0, t) = -\lambda \theta(L_0, t) \\ \theta(x, 0) = \theta_0(x) \end{array} \right. . \quad (2.1)$$

Les 2^{ème} et 3^{ème} équations représentent des conditions aux limites de type mixte; le coefficient d'échange λ étant estimé à partir des champs thermiques expérimentaux (voir (Louche, 1999) p239). Prenant les mêmes caractéristiques matériaux que pour l'acier étudié, $\lambda = 50 \text{ m}^{-1}$, $\tau_{th} = 200 \text{ s}$, $\theta_0 = 0 \text{ K}$, et des sources internes constantes $w'_{ch} = 1,6 \cdot 10^6 \text{ W.m}^{-3}$, on obtient les profils thermiques tracés Figure 2.13. Bien qu'associés à une distribution uniforme de sources, les profils thermiques se présentent, là aussi, sous une forme parabolique caractéristique. La valeur de la source dans cette simulation a été calée de façon à obtenir, après la même durée, une variation de température maxi proche de celle relevée en fin de charge, soit environ $16 \text{ }^\circ\text{C}$. La forme des profils est bien sûr différente de celle relevée lors de l'expérience car la distribution de sources expérimentale ne suit pas cette évolution constante, caricaturale, comme on le verra par la suite.

La non uniformité des champs thermiques n'est donc pas une condition suffisante pour avoir des sources elles aussi non-uniformes. L'estimation de ces dernières à partir des champs thermiques expérimentaux est donc nécessaire pour analyser la localisation de striction.

L'évolution temporelle d'un profil axial de sources de chaleur estimées au cours de cet essai est tracée Figure 2.14a. Afin de mieux la synchroniser avec la réponse mécanique, nous avons superposé l'évolution temporelle de la charge. Après la trace de propagation d'une bande de Lüders décrite précédemment, on remarque la présence d'une deuxième forme de localisation qui se développe dans la zone centrale de l'éprouvette autour du pixel 150. Cette localisation, au départ assez large puisqu'elle concerne une centaine de pixels (soit $\simeq 22 \text{ mm}$), se concentre ensuite progressivement autour d'une zone étroite centrée sur le pixel 150. Le rapprochement avec la réponse mécanique nous a permis d'associer ce deuxième mode de localisation des sources au développement de la localisation de striction. Bien qu'hétérogènes, les formes des profils de sources (Figure 2.14b) sont assez diffus au début du chargement et prennent peu à peu un caractère plus localisé lorsque l'on se rapproche du maximum de la charge. Sur cet essai nous avons choisi de décharger volontairement l'éprouvette peu après (image n°151) le maximum de la charge (autour de l'image n°139). La poursuite de l'essai n'aurait rien apporté de nouveau sur la connaissance de la position affectée par la striction localisée puis par la rupture. A ce stade l'examen macroscopique (mesure d'épaisseur avec un micromètre à touche, Figure (2.15)) de l'éprouvette déformée a montré qu'aucune striction localisée n'est observée sur l'éprouvette. La variation de la géométrie de la zone utile semble donc limitée; par contre l'analyse des sources de chaleur montre que l'éprouvette n'est plus une structure de comportement homogène.

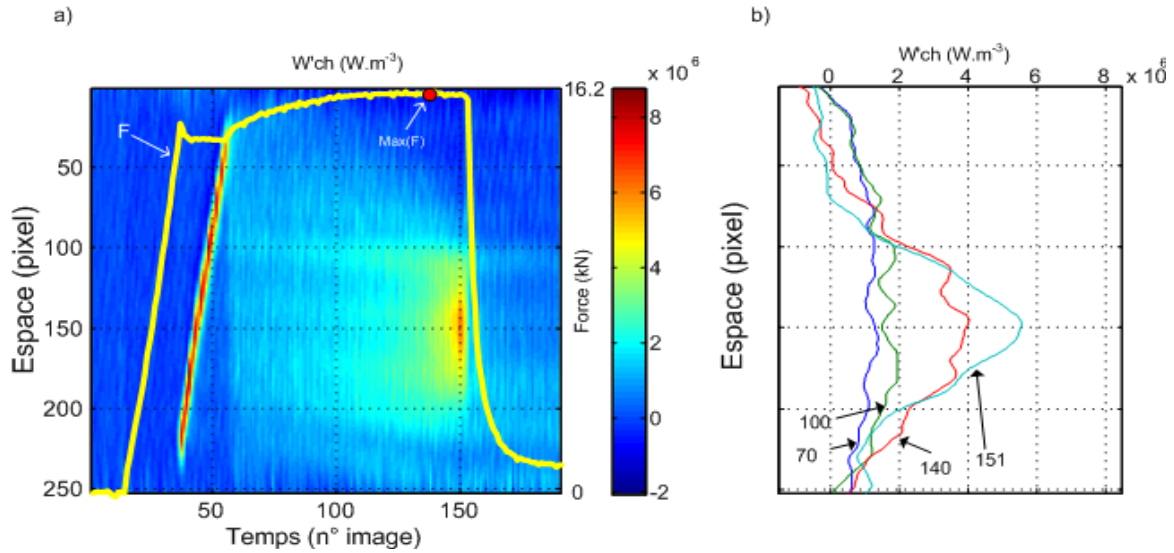


FIG. 2.14 – Essai aa6 (Acier S355MC - $\dot{\epsilon}_{imp} = 3 \cdot 10^{-3} s^{-1}$). a) Image en arrière plan : évolution temporelle d'un profil axial de sources de chaleur ; les couleurs jaune et rouge représentent des valeurs élevées des sources. La courbe en surimpression représente l'évolution de la charge en fonction du temps ; voir échelle à droite de l'image. b) Profils axiaux de sources de chaleur à différents instants (images 70, 100, 140, 151) correspondant au développement de la striction diffuse.

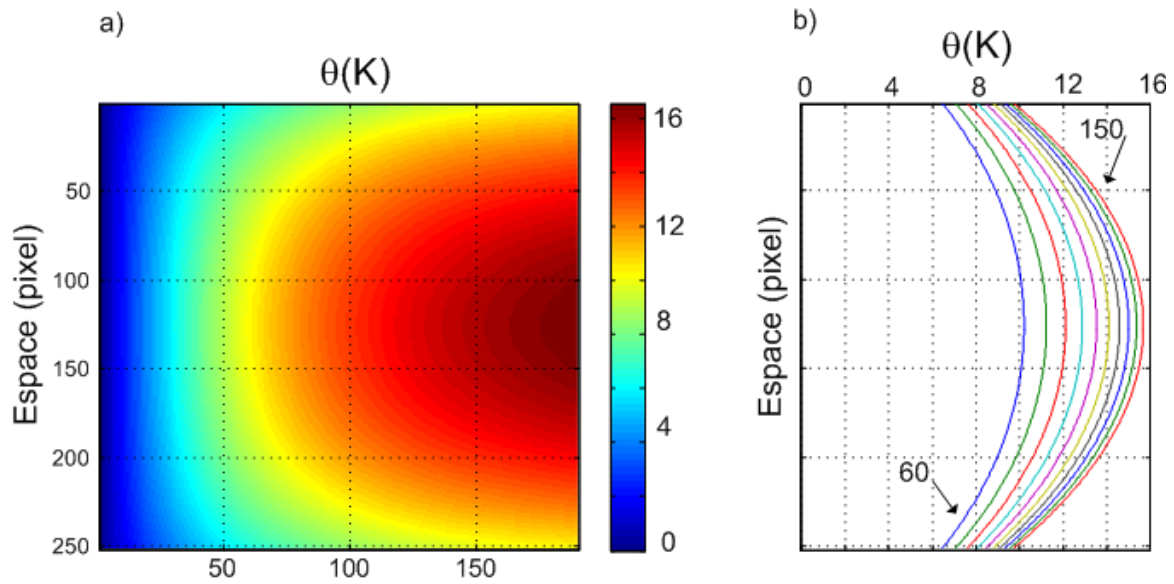


FIG. 2.13 – Réponse thermique simulée avec le modèle de thermique 1D (eq. 2.1) à une source de chaleur homogène. a) Représentation spatio-temporelle montrant l'évolution d'un profil axial de variation de température θ . b) Profils axiaux de variation de température θ à différents instants (images 60 à 150 par pas de 10).

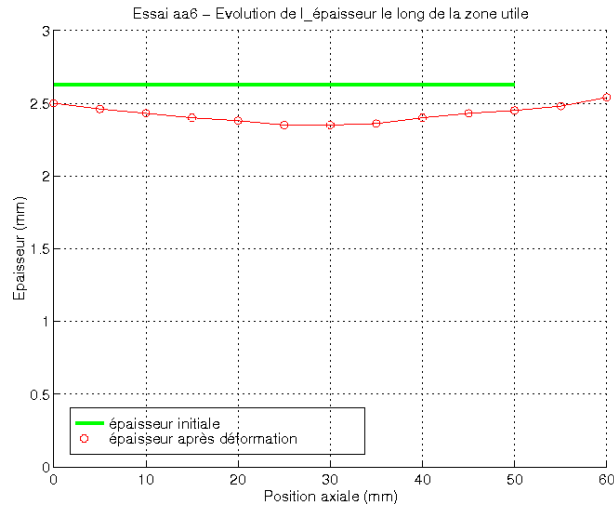


FIG. 2.15 – Essai aa6. Evolution de l'épaisseur le long de la colonne centrale de la zone utile de l'éprouvette avant et après déformation.

Indicateurs de localisation énergétiques

Comment établir un lien entre localisation des sources de chaleur et localisation (de la déformation)? Trois indicateurs de localisation ont été proposés lors de mon travail de thèse. Je résume ci-après leurs définitions et les principaux résultats obtenus sur l'acier S355MC.

Dans le cas de l'étude de la localisation de striction sur des aciers, les termes de couplages thermomécaniques, en particulier la source thermoélastique ($w'_{thel} \approx 0$), sont négligeables. Les sources de chaleur sont donc générées principalement par le terme de dissipation intrinsèque : $w'_{ch} \approx w'_d$. La localisation des sources de chaleur observée sur l'essai qui vient d'être présenté peut donc s'interpréter comme une *localisation de la dissipation*.

S'appuyant sur l'expression de la dissipation intrinsèque donnée par $d_1 = \sigma : \mathbf{D}_p - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_j} \dot{\alpha}_j$, ($j = 2, 3, \dots, n$), où $\mathbf{D}_p$ est le tenseur de vitesse de déformation plastique, nous avons proposé une première définition, au sens énergétique, de la localisation ; elle est schématisée à la figure 2.16.

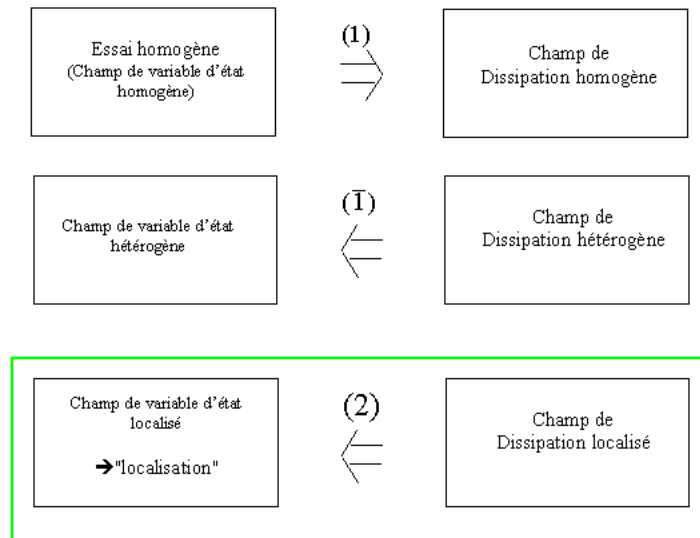


FIG. 2.16 – Construction d'un "indicateur de localisation énergétique" (2) basé sur l'observation des champs de dissipation. On peut remarquer que (2) n'est pas la négation de (1) mais un cas particulier de celle-ci.

Indicateur A

L'implication (2) présentée sur cette figure permet, à partir de l'analyse des champs de dissipation, de détecter (dans le temps et dans l'espace) l'apparition de la localisation. La détection ne pouvant se faire qu'à partir de la donnée des champs de dissipation on parlera "*d'un indicateur de localisation*" plutôt que d'un critère de localisation (prédictif). Ce premier indicateur¹⁸ a été qualifié arbitrairement d'indicateur A. En 1D, dans le cas d'un modèle élastoplastique parfait (seuil σ_o), la démonstration est immédiate : si ε_p est choisie comme unique variable interne, l'expression $w'_d = \sigma_o \dot{\varepsilon}_p$ montre que la localisation de la dissipation entraîne une localisation de $\dot{\varepsilon}_p$ et donc de la déformation plastique ε_p .

La localisation détectée par l'analyse des sources de chaleur peut donc être, selon le choix des variables internes retenues, une localisation de la déformation (plastique), de l'endommagement et/ou d'autres variables internes. *L'avantage de l'approche présentée ici est de ne pas avoir à faire de choix sur la (ou les) variable(s) d'état à retenir pour décrire la localisation.*

Appliqué à l'essai de traction que l'on a choisi de présenter dans ce mémoire, l'indicateur de localisation énergétique, basé sur l'étude de l'hétérogénéité spatiale des sources de chaleur, nous a permis de détecter très tôt la localisation de striction. Exploitant par exemple la distribution spatio temporelle de la Figure 2.14a on voit que les sources de chaleurs deviennent progressivement hétérogènes entre les images n°100 et 120. Cet indicateur détecte donc la striction bien avant le critère de Considère¹⁹, prédisant on le rappelle l'apparition, au maximum de la charge (image n°139), d'une striction diffuse. Le mode de striction que nous détectons est le mode diffus. On voit sur la Figure 2.14a que l'instant initial où il apparaît est délicat à obtenir avec précision à cause du caractère progressif de son développement et aussi à cause des fluctuations du traitement. Ces dernières étant positionnées de manière aléatoire dans la direction axiale, elles ne peuvent pas en principe masquer un phénomène dissipatif même faible, qui affecte toujours la même zone de l'éprouvette. La présence de ces fluctuations aléatoires et stationnaires a pour effet de rendre délicate la détection automatique des zones et des instants où la dissipation tend à se localiser.

Indicateur B

La difficulté posée par le précédent indicateur est de pouvoir détecter parmi les fluctuations des profils axiaux des sources, celles qui sont intrinsèques à la localisation. Une solution pour les discriminer est de mettre en place un *seuil* au delà duquel la localisation est effective. Plutôt que de choisir une valeur de seuil arbitraire centrée sur la valeur moyenne du profil, on a proposé de prendre à chaque instant la valeur de la puissance mécanique volumique des efforts extérieurs²⁰ : $w'_{ext} = \frac{W'_{ext}}{V_0}$. Cette grandeur n'est valable que dans le cas d'un essai homogène. Dans ce cas, les sources de chaleur sont homogènes et inférieures à cette puissance volumique fournie par l'extérieur. *Lorsque l'essai devient hétérogène, les sources de chaleur sont hétérogènes, l'indicateur proposé ici est alors activé si les sources de chaleur dépassent, au cours du chargement et en un point donné, cette puissance fournie en moyenne à l'échantillon :*

$$w'_{ch} > w'_{ext}. \quad (2.2)$$

Cet indicateur ne permet pas de suivre l'évolution de la localisation car dès qu'il y a hétérogénéité l'hypothèse de distribution homogène de la puissance mécanique fournie n'est plus valable.

Appliqué à l'essai aa6 il détecte la localisation de striction (diffuse) dès le début de l'écrouissage, soit entre les images n°60 et 80 (cf. Figure 2.17).

18. La construction de cet indicateur est intuitive, une démonstration générale semble délicate à réaliser à cause de la multiplicité des choix des variables d'état (nombre, type, ordre, ...). Cette envie d'associer à une dissipation localisée un champ de variable d'état lui aussi localisé semble naturelle. Cela a été confirmé par les observations cinématiques réalisées sur les mêmes matériaux et dans les mêmes conditions d'essai (Wattrisse, 1999). On a alors constaté que les zones de dissipation localisée sont aussi les zones où se localise la vitesse de déformation et donc la déformation.

19. Le critère de Considère est le seul auquel on a pu comparer l'indicateur de localisation énergétique car il ne fait pas appel aux paramètres de la loi de comportement, paramètres délicats à obtenir lorsque la localisation est présente dans les expériences d'identification.

20. Se pose ici le problème du choix du volume à considérer, l'hypothèse choisie ici de prendre le volume de la zone utile (V_0) conduit à une approximation par excès de la puissance volumique.

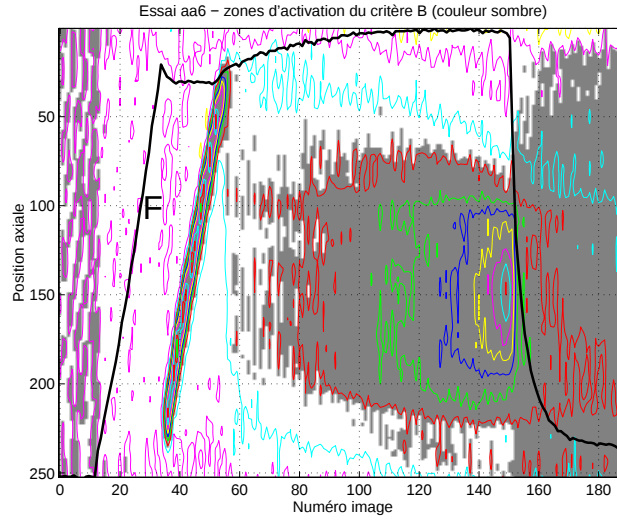


FIG. 2.17 – Essai aa6 (Acier S355MC - $\dot{U}_{imp} = 0.15 \text{ mm.s}^{-1}$). Isovaleurs de l'évolution dans le temps des profils axiaux de sources de chaleurs. Les zones grisées correspondent aux points où l'indicateur B a été activé, soit entre les images n°60 à 80.

Indicateur C

Le 3^{ème} indicateur proposé durant ma thèse est basé sur l'évolution de l'énergie bloquée (W_b) dans le matériau au cours du chargement. On trouvera dans (Louche, 1999), pages 188 et 189, les hypothèses ainsi que les formules utilisées pour obtenir cette énergie. Rappelons brièvement qu'elle peut être obtenue (Chrysochoos, 1987) à partir de l'énergie mécanique fournie par l'extérieur W_{ext} pour déformer l'éprouvette, de l'énergie élastique W_e emmagasinée dans le matériau pendant la charge élastique, de l'énergie calorifique totale mise en jeu W_{ch} et de l'énergie associée aux couplages thermoélastique W_{thel} :

$$\begin{aligned} W_b &= W_a - W_d \\ &= W_{ext} - W_e - W_{ch} + W_{thel} \end{aligned} \quad (2.3)$$

Toutes les énergies présentes dans le membre de droite de l'équation 2.3 ont été estimées durant les essais de traction. On a pu montrer que les énergies W_e et W_{thel} étaient négligeables face à chaleur mise en jeu par la dissipation plastique ($W_{ch} \approx W_d$).

L'énergie W_{ext} a été obtenue à partir de la charge mesurée $F(t)$, lors de l'essai de traction à vitesse de déplacement constante imposée $\dot{U}_{traverse}$ par :

$$W_{ext}(t) = \int_{t_0}^t W'_{ext}(t) dt = \int_{t_0}^t F(t) \dot{U}_{imp} dt, \quad (2.4)$$

où t_0 désigne l'instant initial de l'essai.

L'énergie calorifique totale mise en jeu W_{ch} a été estimée en intégrant les sources de chaleur w'_{ch} dans le domaine Ω correspondant au volume de la zone utile puis dans le temps :

$$W_{ch}(t) = \int_{t_0}^t W'_{ch}(t) dt = \int_{t_0}^t \left(\int_{\Omega} w'_{ch}(\vec{x}, t) dv \right) dt = \int_{t_0}^t (e(t) \int_{\partial\Omega(t)} w'_{ch}(x_2, x_3, t) dS) dt. \quad (2.5)$$

Ne disposant pas des champs cinématiques, nous ne pouvions connaître précisément le domaine occupé par la zone utile à l'instant courant t . Nous avons alors négligé l'influence de la variation de géométrie de la zone utile et avons estimé la puissance calorifique, mise en jeu par la déformation plastique de la zone utile, en intégrant les sources de chaleur sur le volume initial de la zone utile :

$$W'_{ch}(t) dt = e_0 \int_{\partial\Omega_0} w'_{ch}(x_2, x_3, t) dS,$$

où e_0 et $\partial\Omega_0$ désignent respectivement l'épaisseur et l'aire initiales de la zone utile.

Pour l'essai de traction sur le matériau S355MC, les évolutions temporelles des puissances et des énergies mises en jeu dans la zone utile sont tracées sur la Figure 2.18. Sur la première figure on observe que la puissance calorifique dépasse au cours du chargement la puissance mécanique fournie. Cet instant correspond alors au maximum d'énergie bloquée (2.18b). Cet instant marque donc la transition entre un premier domaine où une partie de l'énergie mécanique fournie est bloquée dans la microstructure (génération, blocage ou annihilation de dislocations) et un autre domaine correspondant à une libération d'énergie bloquée entraînant des valeurs de puissances calorifiques supérieures à la puissance mécanique fournie.

Le maximum d'énergie bloquée définissant la transition entre ces 2 domaines a alors été choisi comme indicateur de localisation car il traduit un changement du comportement énergétique de l'éprouvette :

$$dW_b = 0 \quad (2.6)$$

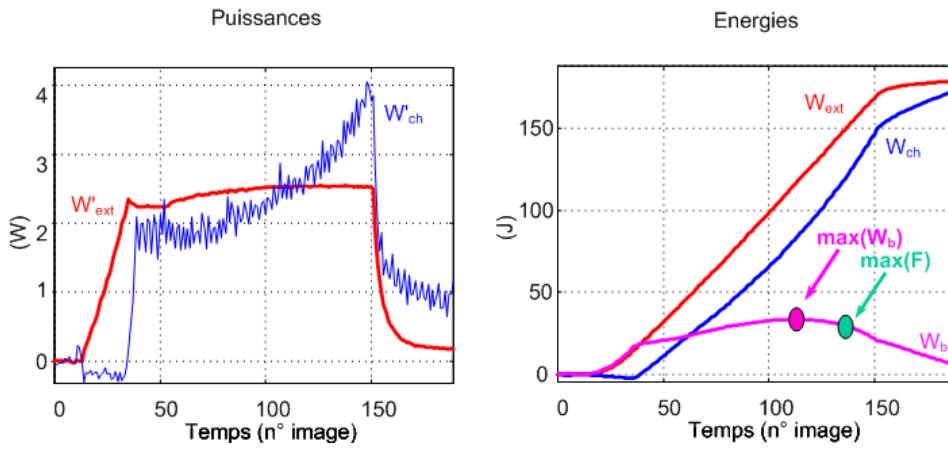


FIG. 2.18 – Essai aa6. a) Evolution de la puissance mécanique fournie par l'extérieur pour déformer la zone utile W'_{ext} et de la puissance thermique mesurée dans la zone utile. b) Evolution des différentes énergies mesurées.

Appliqué à l'essai aa6, on constate (Figure 2.18b) que cet indicateur, comme les deux précédents, est activé bien avant (image n°115) le maximum de la charge (image n°139). Ce même type de résultats, montrant une activation précoce de cet indicateur énergétique, a été observé pour quatre nuances d'acier, et pour différentes vitesses de déformation.

Remarque : L'activation de ce dernier critère est très dépendante de la précision du calcul des différentes puissances et énergies mises en jeu. Son caractère global (intégration spatiale puis temporelle) rend en effet beaucoup plus délicate la sensibilité du critère, lié à la position du maximum d'énergie stockée. Les choix retenus lors de mon travail de thèse constituait une première réponse. Les hypothèses et les limites de cette approche avaient été rappelées. Avec du recul et grâce aux mesures de champs cinématiques, que l'on réalise désormais systématiquement en parallèle des mesures thermiques, on pourrait aujourd'hui améliorer l'estimation de ce critère en : (i) suivant la position actuelle de la zone utile et en intégrant les sources de chaleur sur cette zone, (ii) intégrant dans le temps les sources de chaleur sur un point matériel dans la configuration initiale ou déformée, (iii) utilisant la vitesse de déformation locale moyenne (entre deux points extrêmes de la zone utile) pour calculer plus précisément la puissance mécanique fournie. Toutes ces améliorations ont été réalisées dans les travaux actuels menés avec nos collègues Norvégiens et qui seront résumés dans la partie "Perspectives/Bilans d'énergie" présentée à la fin de ce mémoire.

Les essais réalisés sur plusieurs nuances d'acier doux montrent que ces indicateurs sont toujours activés avant le critère de Considère. Au delà, les effets dissipatifs associés à “l'adoucissement géométrique” global, résultant d'une diminution locale de la section, sont très importants. Une difficulté rencontrée dans ce travail concernait la désignation des modes de localisation observés avant le maximum de la charge. S'agissait-il de modes diffus ou de modes localisés? Cette classification souvent employée dans la littérature sous entend la possibilité de distinguer, par un critère, chacun de ces modes. Dans le cas particulier des expériences réalisées (matériaux ductiles, essais de traction quasi-statiques sur éprouvettes plates) il nous semblait difficile d'attribuer, de manière automatique, aux localisations détectées les qualificatifs diffus ou localisés. Le développement des modes de localisation observés présentait un caractère très progressif (dans le temps et dans l'espace) et concernait une ou plusieurs zones de l'éprouvette. C'est dans l'une d'elles que se produisait plus tard la striction localisée conduisant à la rupture.

Avec de telles observations précoces de localisation se pose le problème d'identification de lois de comportement. Jusqu'où dans le chargement peut-on utiliser les résultats, toujours globaux pour la charge, parfois locaux pour le déplacement, des essais de caractérisation de comportement (réponse de la structure) pour définir un comportement local (réponse du matériau)? Au delà du maximum de la charge cela nous semble à coup sûr impossible. Les effets dissipatifs très importants et très localisés montrent qu'au delà de ce point, l'état (déformation, endommagement,...) de l'éprouvette est fortement hétérogène. La transition progressive sur les aciers doux observés entre un état initial quasi-homogène et un état hétérogène fait que les effets de structure peuvent influencer très tôt sur le comportement local calculé à partir des réponses globales.

2.2.3 Localisation en bandes de Portevin Le Châtelier (PLC)

Publications associées : [A5, A9], [B5], [C2], [E4, E6], [G3]

Contexte de l'étude

Mes recherches sur ce mode de localisation ont commencé en 2001, peu après mon arrivée à Annecy, lorsque Robert Arrieux et Pierre Vacher m'ont proposé de m'associer à des travaux expérimentaux sur l'effet PLC dans des alliages AlMg. Profitant de mon savoir faire dans le domaine du traitement du signal et en acquisition de signaux vibratoires, nous avons réalisé une première étude couplant mesures de champs cinématiques et d'émission acoustique. Ce premier travail, publié dans une conférence à Besançon [E4, (Louche *et al.*, 2002)] a ensuite été présenté, avec des résultats complémentaires, dans une conférence internationale à Genève [B5, (Vacher *et al.*, 2003)]. Dès l'acquisition de la caméra infrarouge en Mai 2003 nous avons ensuite réalisé des observations de champs thermiques et mis en évidence le comportement dissipatif particulier des différents types de bandes PLC [E6, (Louche *et al.*, 2004)] et [A5, (Louche *et al.*, 2005)].

Enfin, dans [A9, (Louche *et al.*, 2008)] nous avons synthétisé les différentes expériences couplant mesures de champs cinématiques et acoustiques lors d'essais de traction en présence de bandes PLC. Ce travail, initié dès 2002, a été ensuite poursuivi en collaboration avec Khaidre Bouabdallah, lors de ses visites périodiques effectuées dans le cadre d'une thèse en cotutelle avec l'Université d'Annaba (Algérie), thèse encadrée à l'Université de Savoie par L. Tabourot et P. Balland.

Un bilan des différentes techniques expérimentales recensées dans la littérature pour étudier cette forme de localisation a été effectué dans la partie 2.1.1. Nous résumons ci-après les principaux résultats que nous avons obtenus en exploitant les mesures de champs thermiques, cinématiques, ainsi que des mesures acoustiques globales.

Résultats : effets thermiques et sources de chaleur associés à l'effet PLC

On résume ci-après les travaux et résultats publiés dans [A5, (Louche *et al.*, 2005)].

Des éprouvettes plates (épaisseur 1 mm), découpées dans une tôle en alliage AlMg (AA 5086), ont été soumises à un chargement quasi-statique de traction, à vitesse de déformation globale imposée. Lorsque cette dernière est élevée (ici Test1 : $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), la réponse mécanique globale présente des stries caractéristiques de bandes PLC de type A Figure 2.19. Les variations de température mesurées lors de cet essai (Figure 2.20a), aux dix instants indiqués sur la figure précédente, met en évidence une hétérogénéité différente de celle habituellement rencontrée lors d'un essai de traction. Le caractère diffus de ces champs, de même que les faibles variations observées pour chaque image ($< 1K$), rendent délicate l'interprétation de ces dernières. Encore une fois les sources estimées vont permettre de mieux analyser les bandes PLC sous-jacentes. Les champs de sources associées, tracés Figure 2.20b montrent en effet très clairement une localisation de la dissipation, due aux avalanches de dislocations, dans des bandes inclinées qui se déplacent à travers la zone utile. On peut remarquer que les bandes ne se propagent pas d'une extrémité à l'autre de l'éprouvette mais sur des longueurs limitées, propagation pouvant cependant apparaître comme continue et correspondant donc à des bandes de type A. L'orientation des bandes changent parfois, symétriquement par rapport à l'axe de chargement. On note également une intensité plus forte sur les bords latéraux de l'éprouvette.

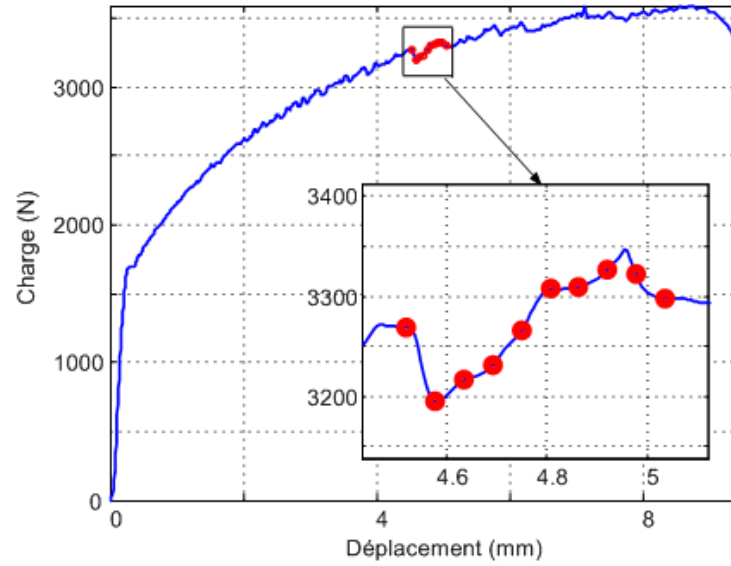


FIG. 2.19 – Test 1 ($\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). Réponse mécanique globale caractéristique de bandes PLC de type A. Le zoom montre les instants où sont acquises 10 images (800, 810,..., 890).

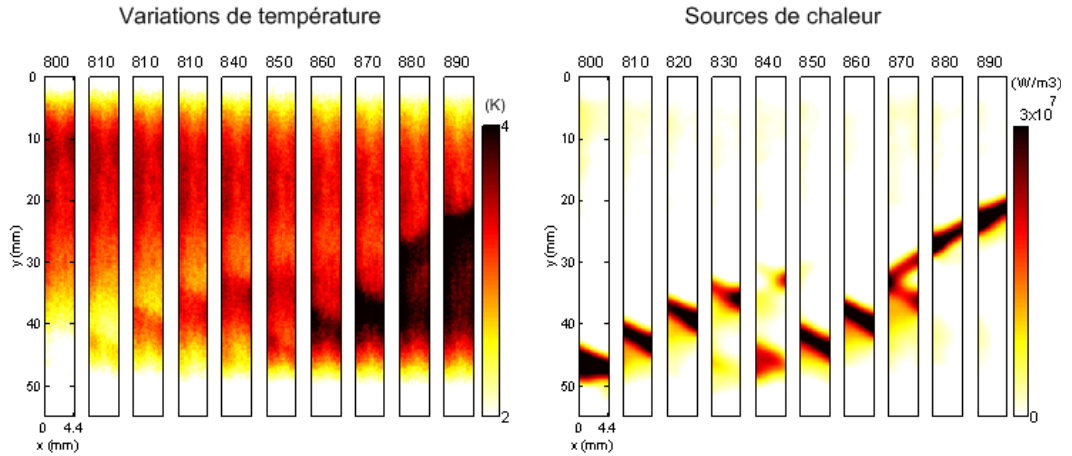


FIG. 2.20 – Test 1 ($\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). a) Champs de variations de température (en K) mesurés aux dix instants indiqués Figure 2.19. b) Champs de sources de chaleur associés (en W/m^3). La période entre chaque groupe de 10 images est de 0.069s et la taille de la zone rectangulaire d'observation est de $55\text{mm} \times 4.4\text{mm}$.

Les représentations spatio-temporelles tracées Figure 2.21a,b permettent de mieux apprécier la cinétique des bandes ainsi que l'évolution de leur intensité. On pourra également se référer à la Figure 2.21c qui confronte sur un même axe temporel la réponse mécanique et l'évolution temporelle de la variation de température θ et de la source de chaleur au pixel 160. A cet endroit les variations de température progressent par saut d'amplitude croissante (de quelques centièmes de degrés au début à quelques degrés à la fin) à chaque passage d'une bande PLC. Les sources de chaleur (puissance dissipée) sont beaucoup plus localisées dans le temps comme dans l'espace. Leur trace continue de la Figure 2.21b les classe sans équivoque dans des bandes de type A. Une seule bande est présente à chaque instant, sauf au tout début, où deux bandes de localisation des sources révèlent la présence, pendant le plateau de charge constante, de deux bandes de Lüders (voir [A5, (Louche *et al.*, 2005)]). Les Figures 2.21b,c montrent clairement que, au cours du chargement, l'intensité des phénomènes

dissipatifs augmente alors que dans le même temps la vitesse des bandes²¹ diminue (Figure 2.22).

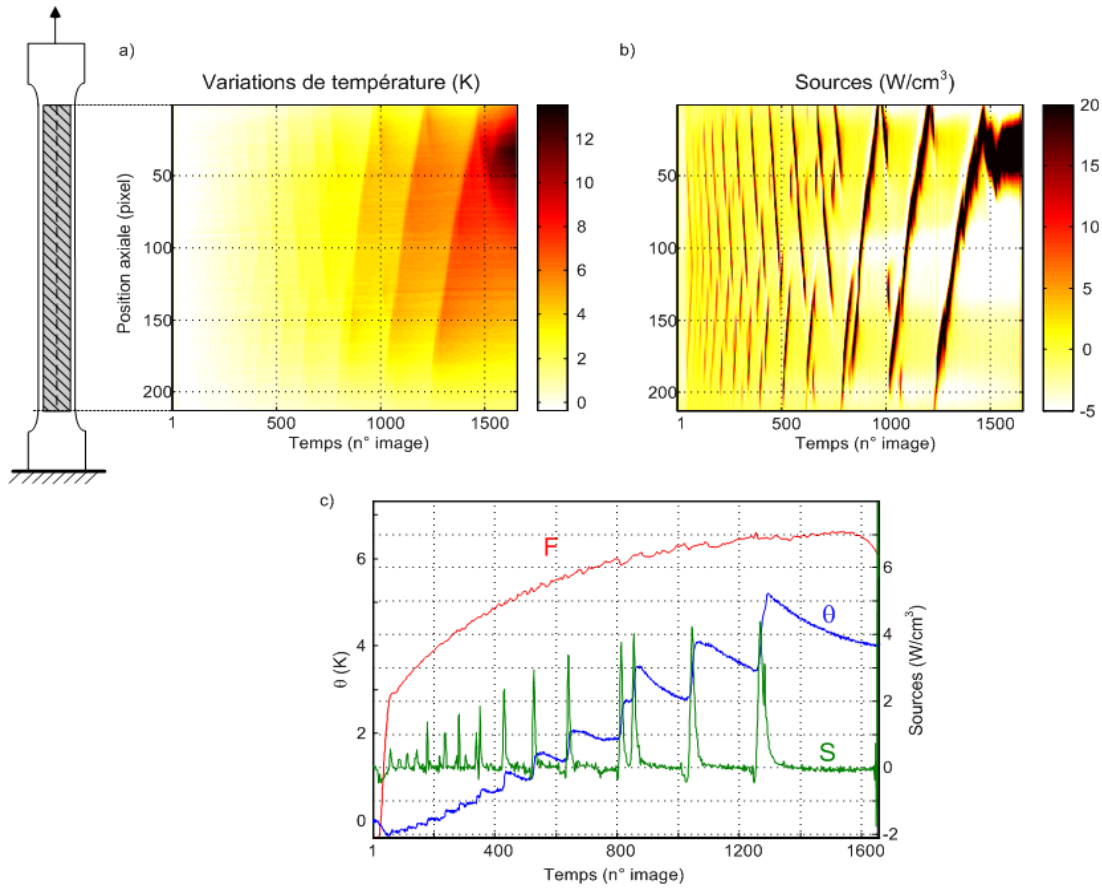


FIG. 2.21 – Test 1 ($\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). a) et b) Représentation spatiotemporelle des variations de température et des sources de chaleur le long d'une colonne centrale. c) Evolution temporelle de la charge F , de la variation de température θ et de la source de chaleur (S) au point (pixel) 100.

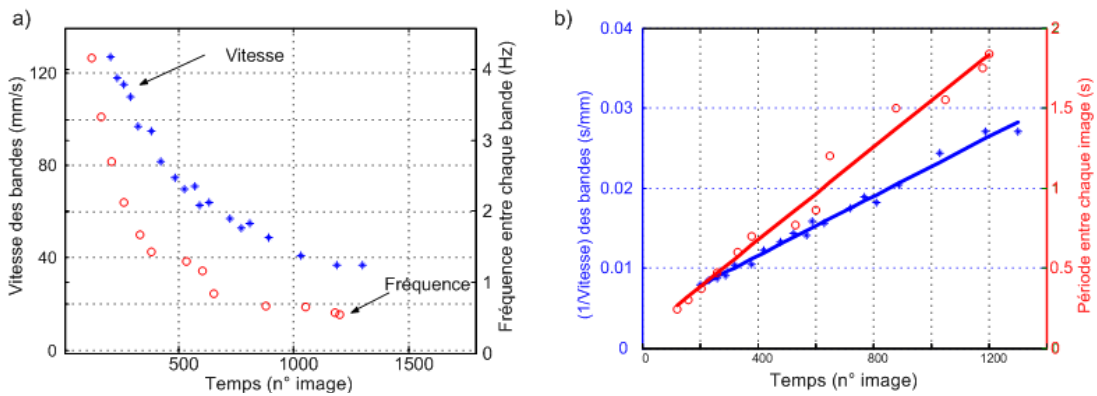


FIG. 2.22 – Test 1 ($\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). a) Evolution au cours du temps de la vitesse des bandes et de la fréquence de ces bandes. b) Modélisation de leur évolution.

Remarque : A ce stade il peut être intéressant de s'interroger sur la précision des champs de sources de chaleur estimés. Une première réponse peut-être apportée en étudiant les poids, dans le calcul de sources (voir équation 1.12), des différents termes conduisant à

21. Pente de la "trace" des bandes sur la Figure 2.21b.

leurs estimations. La Figure 2.23 présente ces termes et montre clairement, que pour ces types de localisation, la source de chaleur est générée principalement par le terme $\rho C \frac{\partial \theta}{\partial t}$. Le terme laplacien n'est cependant pas négligeable, notamment en début et en fin de propagation de la bande. C'est notamment ce terme qui conduit à une valeur négative des sources en front de bande (entre les images 1010 et 1070 environ, Figure 2.23b). Notons que ce résultat est compatible avec ceux rapportés dans (Yang *et al.*, 2005) qui ont observé, à l'avant d'une bande de Lüders, des sources négatives dans une zone qu'ils ont qualifié de "bande thermoélastique". Le terme $\rho C \frac{\partial \theta}{\partial t}$ étant assez facile à estimer on peut donc être assez confiant dans la quantification des sources lors de localisations où la température en un point varie brutalement dans le temps. C'est en particulier le cas de localisations qui se propagent (bandes PLC de type A) ou qui, telles les bandes PLC de type B ou C, apparaissent de façon soudaine dans le temps.

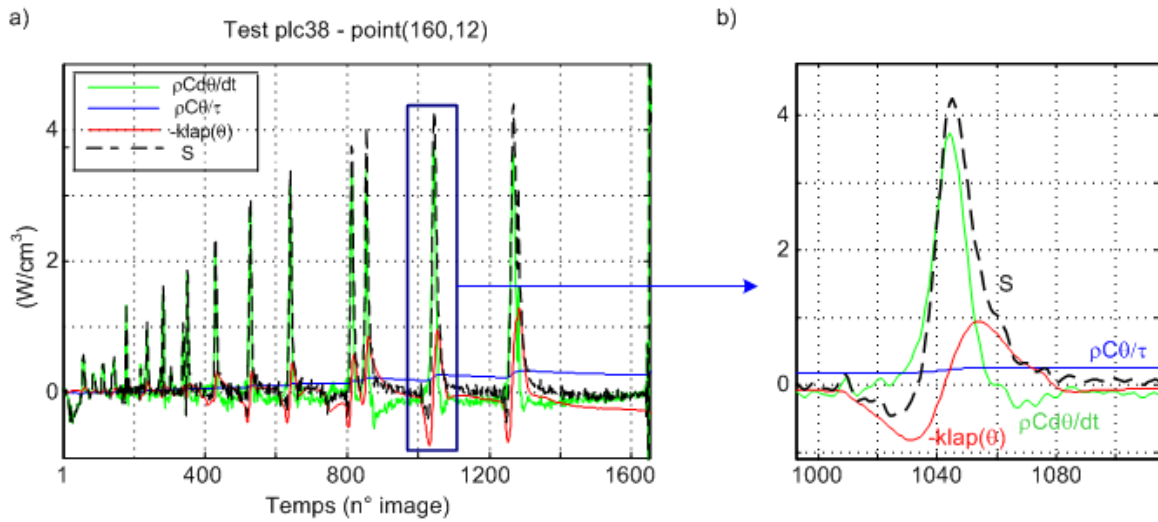


FIG. 2.23 – Test plc38. a) Décomposition des différents termes permettant d'estimer la source de chaleur (notée S). b) Zoom des tracés précédents autour de l'image 1050.

De la même façon nous avons étudié les bandes de type B pouvant s'observer, à la même température ambiante, en diminuant la vitesse de déformation. La Figure 2.24 montre une réponse mécanique caractéristique des bandes de type B ou de type C, avec la présence de stries régulières d'amplitudes croissantes. Deux acquisitions d'images thermiques (notées Test2a et Test2b) ont été réalisées au début et à la fin du chargement. L'analyse du premier test révèle de très faibles variations de température, environ $+0.04 K$ (Figure 2.25a) à certains instants. Les champs de sources de chaleur estimées, tracés sous la forme d'une représentation spatio-temporelle à la Figure 2.25b, met en évidence de faibles effets dissipatifs très localisés et apparaissant à des instants réguliers. La distribution non aléatoire de ces traces de localisation qualifie ces bandes de type B. En fin de chargement (Test 2b, Figure 2.25c et d) les variations de température ($+0.5 K$ environ) de même que les sources de chaleur sont, comme pour les chutes de charge, d'amplitudes plus importantes. La Figure 2.25d met bien en évidence la chute simultanée de la charge avec l'apparition d'une bande PLC. Lors de cette apparition soudaine de bandes, des variations de température se produisent également, mais avec moindre amplitude ($+0.03K$ à $+0.1K$) hors des zones concernées par une bande PLC (Figure 2.26a). Nous avons associé cette élévation rapide et uniforme de température aux effets de la source de chaleur thermoélastique w'_{thel} dont l'amplitude est estimée à partir des sources de chaleur tracées Figure 2.26b, soit $1 \cdot 10^6 W.m^{-3}$. Cette estimation par défaut de la source thermoélastique nous a permis de calculer (voir [A5, (Louche *et al.*, 2005)]) une borne supérieure du temps d'apparition (Δt_{band}) d'une bande, soit $\Delta t_{band} \approx 2.3 \cdot 10^{-2} s$. Notons que cette valeur est du même ordre de grandeur que la période d'acquisition des images ther-

miques ($1/25 = 4 \cdot 10^{-2} \text{ s}$). L'analyse directe ou indirecte (via les sources) permet donc ici d'associer un certain type de comportement (retour élastique ici) à une partie du matériau déformé.

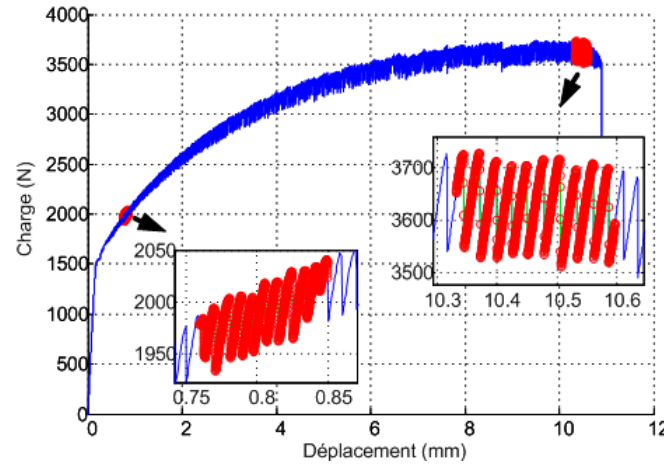


FIG. 2.24 – *Test 2* ($\dot{\epsilon} = 1.2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Réponse mécanique globale et position des deux séquences d'acquisition d'images thermiques (essais Test2a et Test2b). Chaque cercle rouge représente la prise d'une image thermique.

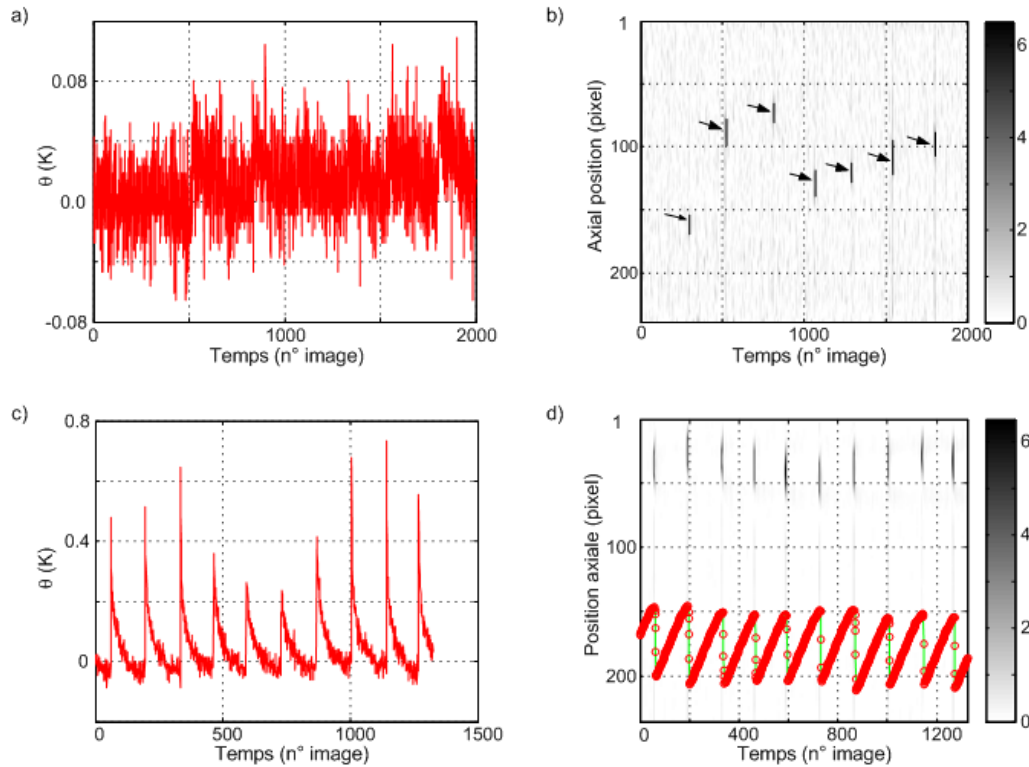


FIG. 2.25 – *Test 2a* ($\dot{\epsilon} = 1.2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) : a) évolution temporelle de la variation de température en un pixel (une bande PLC entraîne une très faible élévation de température autour des images 500 et 1800); b) évolution spatio temporelle des sources de chaleur estimées (en Wcm^{-3}) montrant la présence de 7 bandes PLC (voir flèches). *Test 2b* ($\dot{\epsilon} = 1.2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) : c) évolution temporelle de la variation de température au pixel 30; d) évolution spatio temporelle des sources de chaleur estimées montrant la présence de 10 bandes PLC situées autour du pixel 30. La courbe superposée en bas de l'image représente l'évolution temporelle de la charge, dont les chutes soudaines sont synchrones à l'apparition des sources. Les cercles rouge symbolisent là aussi la prise d'une image thermique.

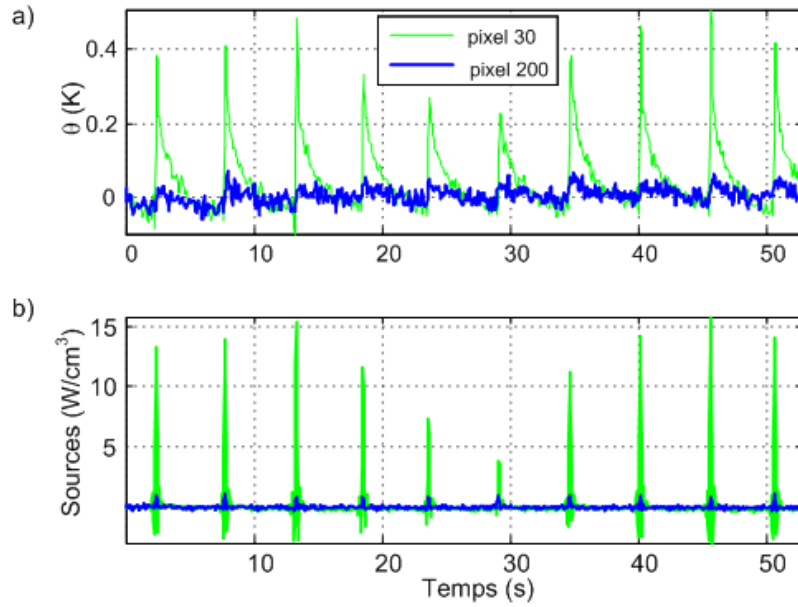


FIG. 2.26 – Test 2a ($\dot{\epsilon} = 1.2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) : a) Variation de température en deux pixels (30 et 200) pris sur la colonne centrale des images thermiques et b) sources de chaleur estimées en ces points. Les élévations de température et les valeurs positives de sources, relevées en dehors des bandes PLC, sont interprétées comme des effets d'un retour élastique.

La mesure des caractéristiques des bandes (orientation, largeur, intensité,...) est très dépendante des résolutions spatiale (Δx) et temporelle (Δt) des images thermiques. Les filtrages basse pass dans l'espace des images thermiques limitent, comme on l'a souligné plus tôt, les fréquences spatiales des sources de chaleur à une fraction de la fréquence d'échantillonnage spatiale ($1/\Delta x$). De même, la fréquence d'acquisition des images thermiques ($1/\Delta t$), associée également à un filtrage passe-bas temporel, conduit à une estimation par défaut du terme $\rho C \frac{\partial \theta}{\partial t}$, contrôlant l'intensité des sources de chaleur. Afin d'atteindre les meilleures précisions sur les caractéristiques des bandes, nous avons réalisé d'autres essais en choisissant les meilleures résolutions spatiale et temporelle possibles pour notre caméra. Utilisant une bague allonge et travaillant avec un quart d'image, on a ainsi pu obtenir la résolution spatiale maximale $\Delta x = 0.1 \text{ mm}$ et $\Delta t = 1/418 = 2.4 \text{ ms}$. La Figure 2.27 reprend une partie des résultats thermiques obtenus lors de cet essai (Test 3). La Figure 2.27a permet de quantifier l'orientation α_b des bandes par rapport à l'axe de chargement. L'orientation moyenne mesurée est $\alpha_b = 57^\circ \pm 1^\circ$ valeur compatible avec celles données dans la littérature²² (55 à 65° rapportée dans (Shabadi *et al.*, 2004), pour un matériau du même type AA5082).

Des accroissements soudains de température s'observent à chaque fois qu'une bande passe au voisinage du pixel M (Figure 2.27a et b). La variation la plus intense, lorsque la bande apparaît au niveau de M, est observée sur un minimum de 4 images (voir zoom sur la Figure 2.27b). On a alors associé cette durée ($\approx 10 \text{ ms}$) à une borne supérieure du temps d'apparition d'une bande, valeur admissible par rapport à celle estimée via l'analyse du retour élastique. De même les profils axiaux tracés 2.27c fournissent une estimation, là aussi par excès à cause des effets régularisant de la conduction, de la largeur des bandes : 18 pixels, soit 1.5 mm en tenant compte de l'orientation et de la résolution spatiale Δx .

22. L'angle mesuré est proche de celui fourni par la prédiction théorique de Hill (1952) basée sur l'existence d'une ligne d'extension nulle et conduisant à un angle de 54.74° (cf. page 61 de ma thèse). L'anisotropie du matériau est une hypothèse avancée par (Shabadi *et al.*, 2004) pour expliquer cet écart entre expérience et prédiction.

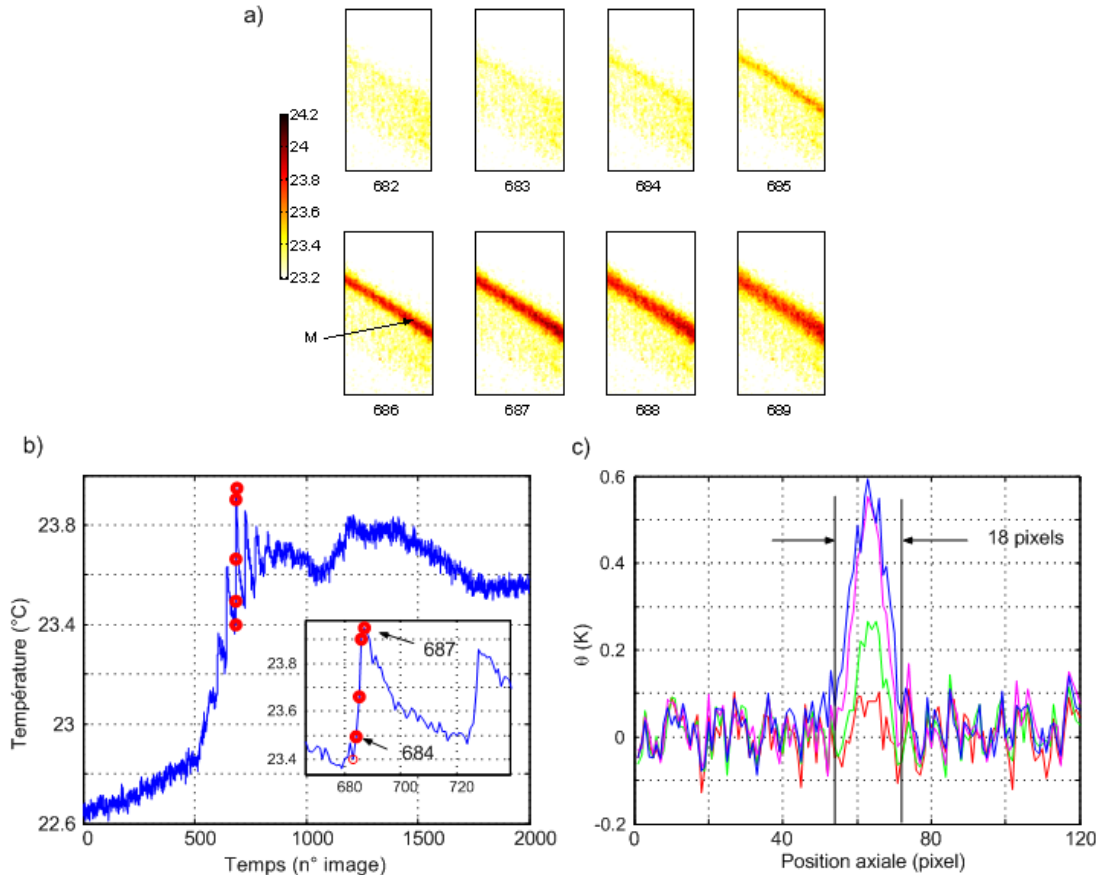


FIG. 2.27 – Test 3 ($\dot{\epsilon} = 1.2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Images thermiques successives, acquises à 418 Hz, montrant la naissance et le développement d'une bande PLC de type B à travers l'éprouvette. La direction verticale des images correspond à l'axe de chargement. b) Evolution de la température au pixel M indiqué Figure a. c) Profils thermiques axiaux (colonne 45), à différents instants, montrant la largeur d'une bande.

Résultats : champs cinématiques et émissions acoustiques associés à l'effet PLC

Nos premières expériences couplant mesures de champs cinématiques et acoustiques datent de 2002, soit avant réception de la caméra thermique. Ils ont été publiés dans [A9, (Louche *et al.*, 2008)]. L'originalité de nos travaux est d'associer ces deux types de mesures utilisées jusqu'alors de manière découplée. Seuls les travaux de (Chmelik *et al.*, 2007) ont exploité de telles mesures. Leur technique utilisée, extensométrie laser, était cependant limitée à une seule direction, avec seulement 16 zones (extensomètres) de 2 mm de large.

On résume ci-après les principaux résultats obtenus, en gardant les mêmes notations²³ d'essais que celles utilisées dans [A9, (Louche *et al.*, 2008)].

Nos mesures acoustiques ont été obtenues avec un accéléromètre (Kistler K-shear 5g, sensibilité 1V/g) collé sur le mors fixe de la machine de traction. Le signal vibratoire ainsi que les signaux de charge et de déplacement traverse ont été acquis avec la même base de temps, en utilisant une carte d'acquisition (Siglab) autorisant des fréquences d'échantillonnage jusqu'à 51.2 kHz. Pour des vitesses de déformation $\dot{\epsilon}$ de 10^{-3} s^{-1} (test PLC3) on obtient, pour l'évolution de la charge et de l'EA, des réponses typiques associées à des bandes de type B telles que tracées Figure 2.28. L'intensité des stries sur la courbe de charge, progressant avec le chargement, se corréle bien avec l'intensité de l'EA. Les chutes soudaines de charge correspondent le plus souvent à un événement acoustique. On remarque cependant que l'absence d'EA (voir flèches sur le zoom de la Figure) est associée quelquefois à une chute moins régulière et moins soudaine de la charge. Comment expliquer l'absence (ou la non détection) d'EA à ces instants particuliers de chargement? Ces absences traduisent-elles une modification des

23. On a noté PLCn un essai de traction à vitesse de déplacement traverse imposée, tel que $\dot{\epsilon} = 10^{-n} \text{ s}^{-1}$.

caractéristiques des bandes (type, intensité,...)? C'est pour tenter de répondre à ces questions que nous avons mené une nouvelle campagne d'essais en complétant les mesures d'EA par des mesures de champs cinématiques.

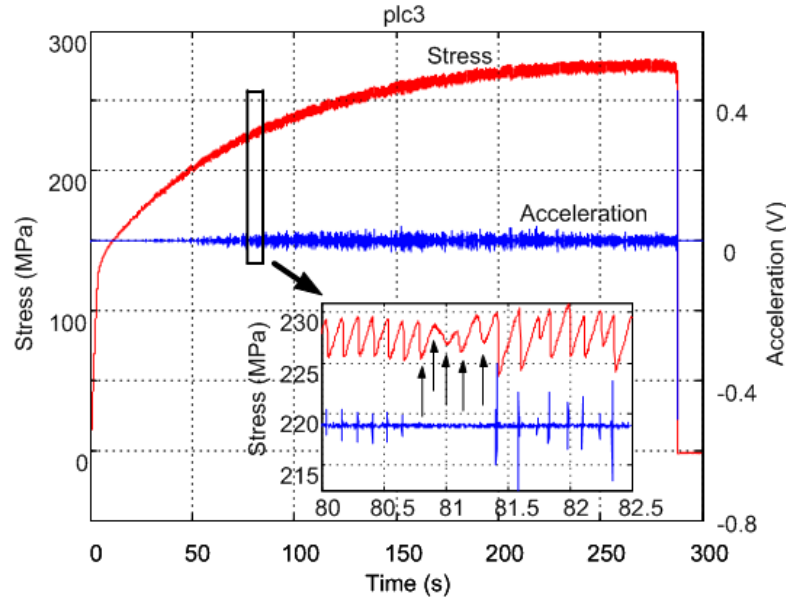


FIG. 2.28 – Test PLC3 ($10^{-3} s^{-1}$). Evolution temporelle de la contrainte nominale et de l'EA (accélération axiale). Le zoom met en évidence la relation existant entre la chute de contrainte et l'EA, sauf pour certaines chutes (indiquées par des flèches) où on remarque l'absence d'EA.

L'évolution spatio temporelle des champs de déformation axiaux mesurés lors d'un essai à vitesse plus élevée (test PLC2 à $\dot{\epsilon} = 10^{-2} s^{-1}$, Figure 2.29a) met en évidence des localisations régulières et continues associées à la présence de bandes de type A. Ces champs présentent un caractère assez diffus, comparable à celui déjà décrit pour les champs thermiques. Les champs de déformation traduisent en effet une "accumulation" dans l'espace et dans le temps d'événements instantanés. Afin de mieux cerner la distribution, dans l'espace et dans le temps, de ces localisations nous avons estimé²⁴ les champs de vitesses de déformation axiales associées (Figure 2.29b). On retrouve alors des représentation spatio-temporelle semblables à celles données précédemment pour les sources de chaleur (puissance dissipée) avec les mêmes remarques en ce qui concerne l'évolution croissante de l'intensité des bandes ou décroissante de leur vitesse de propagation au cours du chargement. Les résolutions spatio-temporelles des champs de déformation ou de vitesse de déformation sont cependant moins élevées que celles obtenues pour les champs thermiques et dissipatifs²⁵: 94 points dans la direction axiale et une fréquence d'images de $4,5 Hz$. Ces caractéristiques limitent la quantification des vitesses de déformation dans les bandes. Dans le cas de l'essai présenté Figure 2.29b, les vitesses de déformation locales atteintes dans les bandes sont environ 30 fois supérieures à la vitesse de déformation axiale moyenne imposée.

24. Par différences finies dans la direction axiale.

25. La taille des images visibles est au maximum de 1024 ou 1280 pixels. L'utilisation d'un pas de grille de corrélation de 10 pixels, au minimum, impose une taille de "grille DIC" de l'ordre d'une centaine de "pixels", soit environ deux à trois fois moins que la résolution des images thermiques. De plus, la fréquence d'acquisition maximale des images visibles, avec la caméra Hamamatsu utilisée, est de 9Hz.

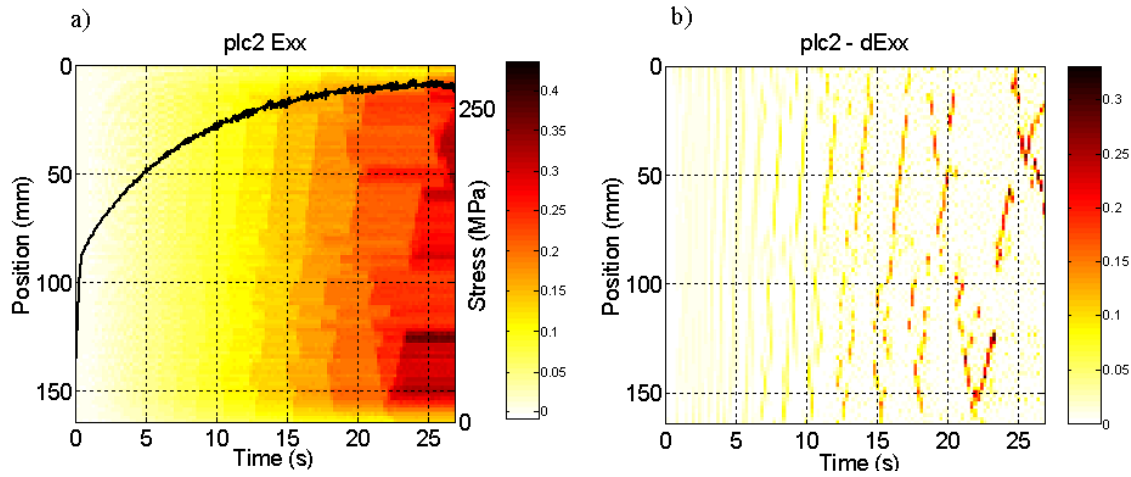


FIG. 2.29 – Test PLC2 ($10^{-2}s^{-1}$). a) Evolution temporelle d'un profil axial de déformation axiale de Green-Lagrange, noté $E_{xx}(x, y_0, t)$. L'évolution de la contrainte nominale a été superposée à cette image. b) Evolution temporelle d'un profil axial de vitesse de déformation axiale (en s^{-1}), noté $dE_{xx}(x, y_0, t)$. Cette dernière représentation augmente le contraste et permet de mieux apprécier la distribution spatio-temporelle des bandes.

Les champs de vitesses de déformation axiale sont maintenant confrontés aux informations globales de charge et d'EA lors d'un autre essai (noté PLC2bis) où les résolutions spatio-temporelles ont été améliorées²⁶ (Figure 2.30). La représentation spatio-temporelle de la vitesse de déformation axiale tracée Figure 2.30a met en évidence la propagation, a priori continue et donc de type A, associée à la présence de stries irrégulières sur la charge ainsi qu'à une importante activité d'EA. Limitées rappelons le au tiers de la zone utile, les mesures de champs ne détectent pas de bandes durant certaines périodes (ex. entre 4,5 et 5s ou après 7s) alors qu'une activité acoustique est présente. Les bandes se produisent en dehors de la zone observée. La Figure 2.30b, agrandissement de la précédente autour de l'instant 4s, met en évidence une contradiction entre une propagation régulière d'une bande telle que révélée par la mesure de champ cinématique et des signaux de charges ou d'EA fortement irréguliers. Dans le cas de bandes de type A (Chmelik *et al.*, 2007) rapportent que l'EA est intense uniquement durant la naissance des bandes. L'EA intense révélée sur la Figure 2.30b semble donc révéler la présence d'un mécanisme de formation de bande discontinu (et donc de type B) que la faiblesse²⁷ des fréquences d'images visibles ne permet pas de détecter. Ce résultat est conforme aux récents travaux de (Zhang *et al.*, 2005) considérant que les bandes de type A, traditionnellement associées à une propagation continue, pourraient en fait être des bandes de type B, générées par des avalanches intermittentes de dislocations.

26. Observation du tiers de l'éprouvette d'où une augmentation d'un facteur trois de la résolution spatiale. Doublement de la fréquence d'acquisition : 9Hz.

27. 9Hz pour les images visibles contre 5120 Hz pour les fréquences d'acquisition des signaux de force ou d'EA.

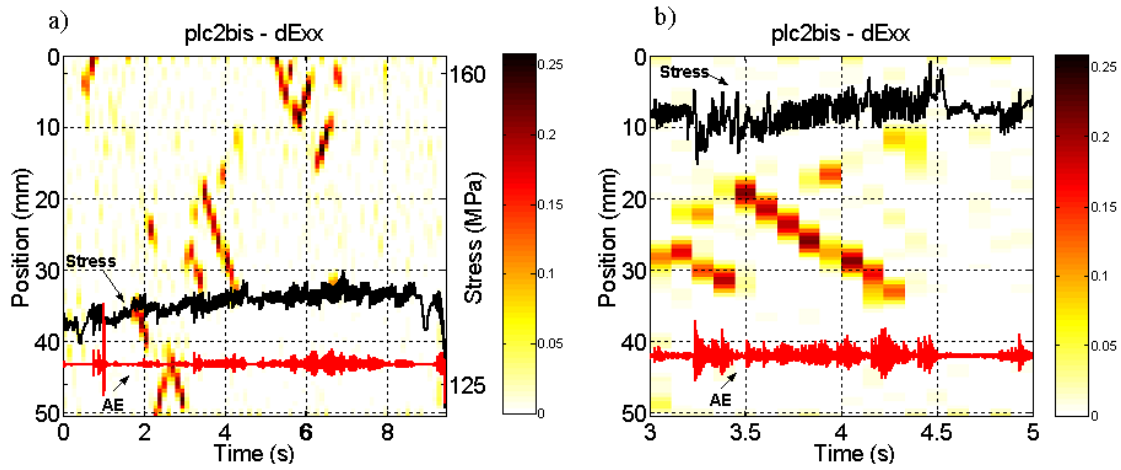


FIG. 2.30 – Test PLC2bis ($10^{-2} s^{-1}$). a) Evolution temporelle d'un profil axial de vitesse de déformation axiale, noté $dExx(x, y_0, t)$. L'évolution de la contrainte nominale et de l'EA ont été superposées à cette image. b) Zoom de la figure précédente autour du temps 4s, révélant de multiples chutes de contraintes et d'EA durant la propagation "apparemment continue" d'une bande PLC.

Dans cette dernière partie je présente des résultats obtenus lors d'essais à faible vitesse de déformation imposée (test PLC5 à $\dot{\epsilon} = 10^{-5} s^{-1}$). L'essai durant près de 6h, les observations ont été limitées à 512 s, correspondant à un intervalle de déformation globale de 13,85 à 14,2%. La zone observée, le tiers de l'éprouvette est schématisée Figure 2.31a. La réponse mécanique tracée Figure 2.31b met en évidence des chutes régulières et importantes (de 5 à 10 MPa), compatibles avec la présence de bandes PLC de type B ou C. Sur cette Figure on constate également la présence d'EA intenses au moment même où la charge décroche.

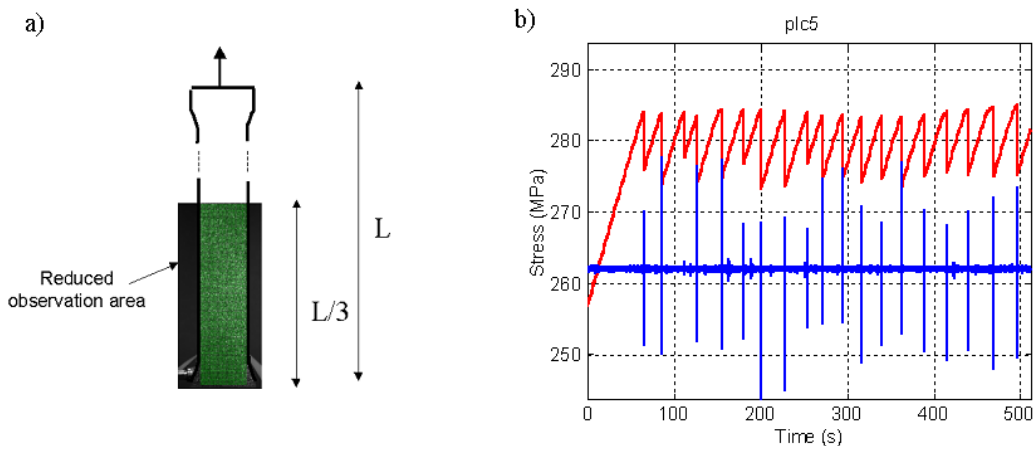


FIG. 2.31 – Test PLC5 ($10^{-5} s^{-1}$). a) Schéma montrant qu'un tiers seulement de l'éprouvette est observé par la caméra visible: un tiers de la zone utile. b) Evolutions temporelles de la contrainte nominale (haut) et de l'EA (bas).

Les champs cinématiques caractéristiques, mesurés lors de cet essai, sont tracés Figure 2.32. Des localisations en bandes apparaissent nettement sur les champs de vitesse de déformation axiale, ou bien transverse avec une moindre amplitude. En revanche, les champs de déformation de cisaillement dans le plan de la tôle sont beaucoup moins intenses. Certaines bandes ne semblent pas générer de déformation de cisaillement détectables dans les conditions de mesure utilisées (Figures 2.32e,f). Sur la Figure 2.33, on a également tracé les champs de directions principales de déformation mesurés à un instant donné du chargement. On constate que, dans les bandes, les directions coïncident avec celles du

chargement. Toutefois, la résolution trop grossière ici de la grille de mesure ne permet pas d'apprécier la distribution des directions principales dans des zones situées à la frontière des bandes.

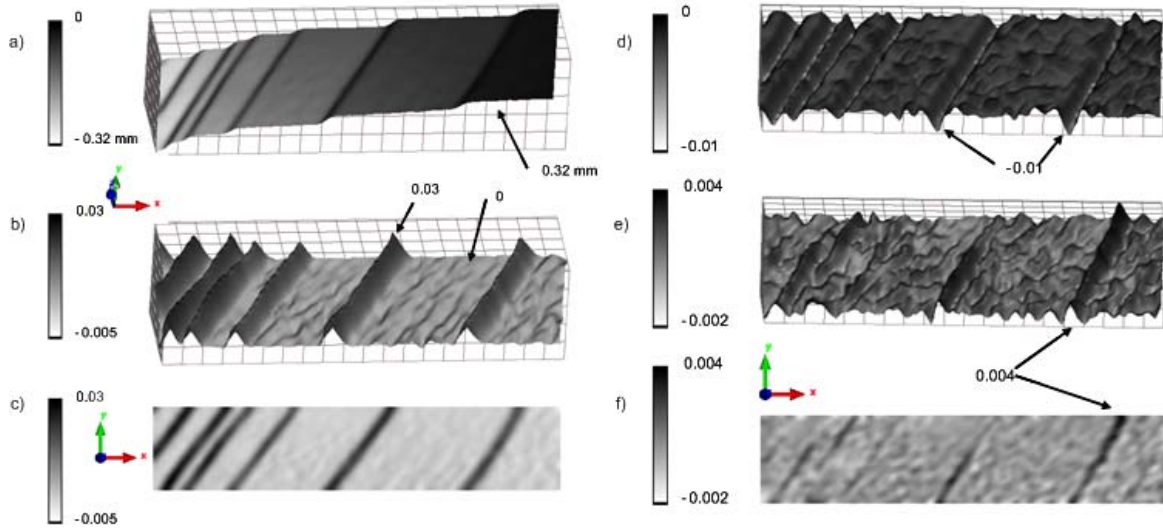


FIG. 2.32 – Test PLC5 ($10^{-5}s^{-1}$). a) Champ de déplacement axial (mm), mesuré à la fin de l'essai (temps = 450s) à la surface de l'échantillon, montrant l'apparition de bandes PLC discontinues (type B ou C). b) Champ de déformation axiale de Green-Lagrange (E_{xx}), calculé au même instant accentuant la présence des 6 bandes PLC. c) Vue de dessus de ces champs de déformation E_{xx} . d) Champ de déformation transverse (E_{yy}) et e-f) de cisaillement (E_{xy}) au même instant.

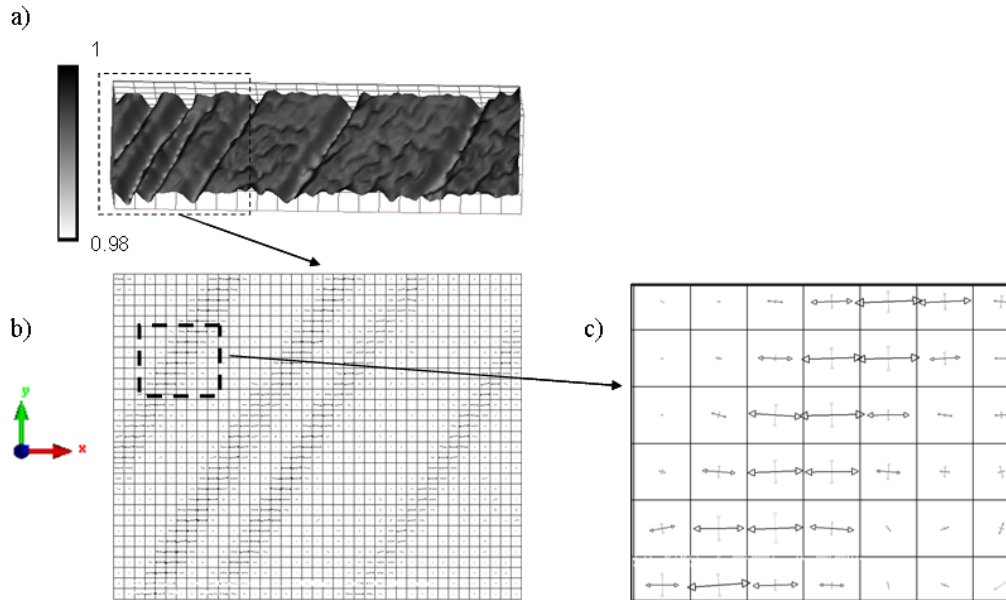


FIG. 2.33 – Test PLC5 ($10^{-5}s^{-1}$). a) Champ de variation d'épaisseur (mm), calculé à la fin du test (temps = 450s). b) Champ de déformations principales, calculé au même instant. c) Zoom mettant en évidence un alignement, dans les bandes, de la direction principale de déformation avec l'axe x de chargement.

La représentation spatio-temporelle de la Figure 2.34a nous a permis de classer les bandes PLC, observées lors de cet essai à faible vitesse, en bandes de type C car apparaissant de manière discontinue dans le temps et dans des positions aléatoires dans l'espace. Encore une fois la faiblesse des cadences

d'acquisition des images visibles, comparée à celle utilisée pour acquérir les signaux de charge ou d'EA, pénalise la synchronisation entre la détection d'une bande de localisation de la déformation et une chute soudaine de charge.

La richesse d'information apportée par les champs cinématiques nous a permis d'estimer certaines caractéristiques des bandes. Si certaines caractéristiques (type, orientation) sont ici assez indépendantes de la résolution spatiale des champs, d'autres sont en revanche estimées avec plus d'approximation. C'est le cas de l'intensité des bandes ou de leur largeur qui n'est décrite, à travers la localisation des champs de déformation axiale, que par 3 ou 4 points de mesure (Figure 2.34b). La valeur de déformation dans les bandes de 0,03 est approchée donc par défaut alors que l'estimation de leur largeur (2.3mm) est elle approchée par excès.

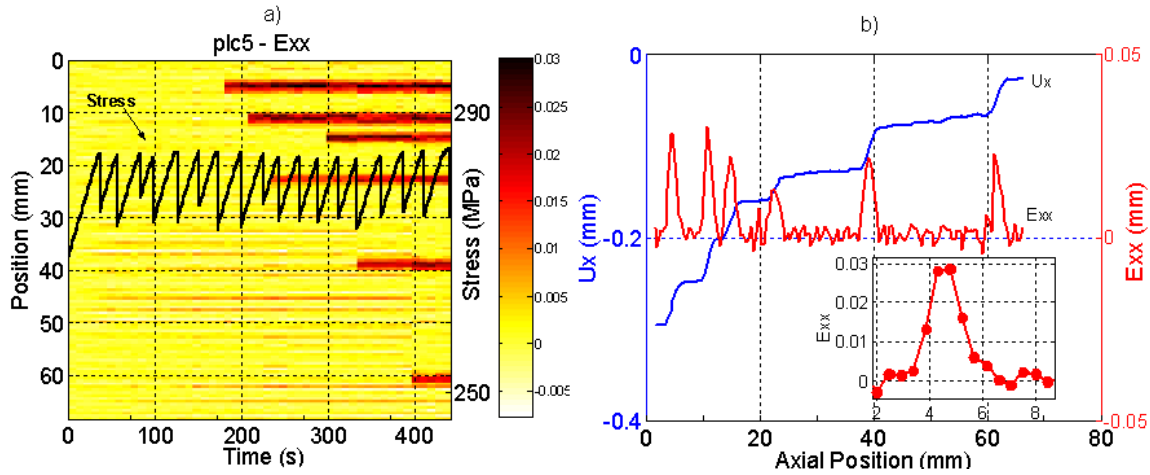


FIG. 2.34 – Test PLC5 ($10^{-5}s^{-1}$). a) Evolution temporelle d'un profil axial de déformation axiale de Green-Lagrange, noté $E_{xx}(x, y_0, t)$ montrant l'apparition discontinue de six bandes PLC de type C (car non corrélées dans l'espace). b) Profil axial du déplacement axial U_x et de la déformation axiale de Green-Lagrange E_{xx} , mesurés à la fin de l'essai (temps= 450s). Détail de la forme d'une bande et de la position des points de mesure.

2.2.4 Endommagement localisé d'une structure polymère soumise à des chocs répétés

Publications associées : [A10], [E7, E8], [F2], [G4]

Thèses associées : [T1]

Contextes et objectifs

Ce travail de recherche, amorcé par une collaboration avec le Centre Technique du Cuir chaussure maroquinerie (CTC) de Lyon lors du DEA de Frédérick Piette-Coudol en 2001-2002, s'est poursuivi par une thèse CIFRE (2003-2006). Le sujet de cette thèse a porté sur la « Modélisation et simulation de la tenue aux chocs des talons de chaussure femme ». Afin de satisfaire la qualité du produit, CTC effectue différents tests sur les chaussures. Dans le cas des chaussures femmes, une machine d'essai de chocs permet de tester, à la fois la résistance d'un talon et la fixation de ce dernier à la semelle. Cependant, la mise au point de nouvelles géométries de talon, jusqu'au test de contrôle final, est très longue et coûteuse. CTC souhaitait donc développer des méthodes de conception de talon plus performantes, capables de réduire les cycles de conception. L'objectif principal de la thèse était de proposer une démarche de modélisation et de simulation de cet essai de chocs sur les talons afin de savoir si le talon et sa fixation allaient supporter ces chargements.

Si l'on excepte le domaine des mesures de champs ou de la caractérisation du comportement quasi-statique des matériaux via des essais de traction, tous les autres aspects²⁸ de ce projet étaient nouveaux dans notre laboratoire, comme chez notre partenaire industriel. Aussi, face à l'étendu d'un tel sujet, nous avons rapidement décidé de restreindre l'étude au seul premier choc. Si la rupture du talon ou de sa fixation intervient quelquefois au bout de quelques chocs (ou quelques dizaines), le premier choc est souvent très critique pour certaines géométries de talon et/ou de choix d'éléments de fixation. Le modèle du premier choc fournit donc une condition nécessaire à la poursuite de l'avant projet. La prédiction, au-delà de ce premier choc, du comportement de la structure est délicate et demanderait de mettre au point des modèles de fatigue oligocyclique, cette voie n'a pas pu être étudiée dans les temps impartis de la thèse.

On résume ci-après les principaux résultats obtenus sur un talon élancé. Pour plus de détails on renvoie le lecteur à la thèse de F. Piette-Coudol ([T1]) ou à l'article publié récemment ([A10, (Louche *et al.*, 2009a)]).

Résultats obtenus :

Aucun travail de Recherche n'avait été jusqu'alors publié sur ce sujet. Il fallait donc dans un premier temps bien cerner le besoin des industriels (relayé par CTC), le contexte des essais (type de machine, type de sollicitation,...) mais aussi sélectionner des couples matériaux/géométrie de talons caractéristiques de ces problèmes de tenue aux chocs. Notre choix s'est arrêté sur deux modèles de talons élancés, renforcés ou non par une goupille, et un modèle de talon massif. Le matériau retenu, le plus employé pour ces produits est un polymère ABS (Grade Novodur P2M), injecté à chaud. Les essais de chocs, normalisés, sont menés sur une machine de type pendule, impactant avec une fréquence de 0.5 Hz le talon avec une énergie nominale (théorique²⁹) de 5J (voir Figures 10 et 11 de l'article [A10] en fin de mémoire). Suivant leur usage futur les talons doivent résister³⁰ à quelques dizaines voire quelques centaines de chocs (le plus souvent 300).

Des observations thermiques préliminaires réalisées lors de tels tests ont montré que des échauffements importants (de quelques degrés à quelques dizaines de degrés) se développent au cours des impacts successifs, à la surface du talon impacté, dans les zones futures de rupture. Ces zones ont été qualifiées, pour les talons élancés, de zones de rotulage (voir Figures 13 et 15 de l'article [A10]). Ces premières observations ont : (i) mis en évidence des variations de température en surface non négligeables, pouvant avoir une influence sur le comportement du matériau, (ii) montré que les champs

28. Comportement thermomécanique du polymère ABS, caractérisation d'un comportement en situation de chargement dynamique, essais d'impact sur structures, modélisation et simulation de problèmes dynamiques,...

29. Nous avons montré, grâce à une instrumentation spécifique que l'on a mise en place, que la machine d'impact que nous avions à disposition ne fournissait en fait (à cause des frottements importants dans la chaîne cinématique) qu'une énergie de 1,61 J.

30. Là aussi, il a fallu définir avec CTC des critères de rejets, pas toujours évident à caractériser et associés à un type de talon : rupture, déplacement permanent trop important, ...

thermiques pouvaient détecter, indirectement, des zones de localisation de l'endommagement pouvant conduire ensuite à une rupture de la structure.

Prise en compte de la localisation de striction et estimation de la variation de volume

La rupture intervenant dans des zones de flexion sollicitées en traction nous avons choisi d'identifier le comportement du matériau à partir d'essais de traction³¹ réalisés à différentes vitesses de déformation et à différentes températures, dans des plages correspondantes à celles concernées par la structure en service : $[27^{\circ}C, 60^{\circ}C]$ et $[10^{-3} s^{-1}, 2 s^{-1}]$. Un effet d'adoucissement thermique et de durcissement à la vitesse de déformation a été observé et reporté sur les Figures 1 de [A10]. Pour les essais menés à des vitesses supérieures à $10^{-1} s^{-1}$ il n'a pas été possible d'acquérir des images visibles car la fréquence d'acquisition de notre caméra visible était limitée à $9Hz$. Par contre, pour des vitesses inférieures, nous avons pu mesurer pour chaque essai les champs de déformation axiale et corriger³² l'effet de la localisation de striction localisée présente sur les tests de traction, dès le début de la phase de comportement "anélastique". La Figure 2.35 illustre cette correction. Elle précise les différentes réponses mécaniques que l'on peut obtenir selon la base de mesure choisie pour la déformation et montre bien l'intérêt des mesures de champs cinématiques pour tenir compte de la localisation et ainsi identifier le comportement du matériau jusqu'à des déformations de 0,65. Cette méthodologie a été appliquée à tous les essais de caractérisation réalisés avec des mesures de champs cinématiques (soit jusqu'à $10^{-2} s^{-1}$).

Les champs de déformations mesurés en surface lors de l'essai ont également permis d'estimer la variation de volume : $\varepsilon_v = \ln(\frac{\Delta V}{V_o}) = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}$, où ε_{ii} est la déformation logarithmique dans la direction principale i , avec $i = 1$ désignant la direction axiale de chargement et $i = 2$ la direction transverse dans le plan. En effet, en faisant l'hypothèse que la déformation dans l'épaisseur ε_{33} est égale à celle dans la direction transverse, les champs de déformation mesurés dans le plan conduisent à la variation de volume dans la zone localisée tracée Figure 2.36a. Pour ce polymère la variation de volume est importante, elle atteint en effet près de 28% peu avant la rupture. Le mécanisme principal associé à ce phénomène d'endommagement (*crazing*³³), révélé par cette variation de volume, est la porosité qui se développe près des nodules d'élastomère³⁴ renforçant le comportement aux chocs du polymère ABS (Fond and G'Sell, 2002), (G'Sell *et al.*, 2002). Se pose alors la question de l'estimation, dans le cas d'une localisation avec changement de volume, de l'état de contrainte dans la zone localisée. Supposant un état de contrainte uniaxial, les évolutions de la contrainte obtenue par les trois hypothèses suivantes sont tracées Figure 2.36b :

hyp. 1, contrainte nominale, sans correction de section : $\sigma_{nom} = \frac{F}{S_o}$

hyp. 2, contrainte vraie, en supposant la conservation du volume : $\sigma = \frac{F}{S} = \sigma_{nom} e^{\varepsilon_{11}}$

hyp. 3, contrainte vraie, tenant compte de la variation de volume (G'Sell *et al.*, 2002) :
 $\sigma = \frac{F}{S_o} = \sigma_{nom} e^{-2\varepsilon_{22}}$. Cette relation est basée sur l'hypothèse que les déformations transverse et dans l'épaisseur sont égales $\varepsilon_{22} = \varepsilon_{33}$.

Comme on pouvait s'y attendre les réponses mécaniques sont très différentes. Aucune de ces réponses n'est cependant satisfaisante. En excluant l'hyp. 1 trop simpliste ici dans ce cas de grandes déformations, on constate que la réponse associée à l'hyp. 2 de conservation de volume conduit aux valeurs les plus élevées de contraintes. L'hyp. 3, reposant sur une mesure locale, mais de surface, de la section dans la zone de striction fournit des valeurs intermédiaires de contrainte. Ces valeurs constituent cependant une estimation par défaut de la contrainte car on ne mesure que la section apparente,

31. Essais réalisés sur des éprouvettes plates, de type haltère ($80 \times 10 \times 4 mm$), fabriquées, comme pour les talons, par injection (1 point). Dans ce travail on a supposé que ces éprouvettes étaient représentatives du comportement du matériau utilisé pour fabriquer les talons.

32. Approche également exploitée dans (Wattrisse *et al.*, 2002) et (Tabourot *et al.*, 2005).

33. Craquelures apparaissant au cours du chargement au voisinage des nodules d'élastomère et conférant un aspect blanchie à cette zone endommagée.

34. Diamètre des particules de butadiène $< 1\mu m$.

externe, sans tenir compte de la porosité se développant à coeur comme révélé par la variation de volume. Une correction de ces sections conduirait à des valeurs de contraintes supérieures.

Cet exemple montre bien les difficultés pour l'expérimentateur de passer, en présence d'un phénomène de localisation (ici striction plus endommagement), des grandeurs globales à des grandeurs locales. Il montre également l'apport des mesures de champs (ici cinématiques) pour mesurer des déformations locales et non moyennes, pour estimer des variations de volume et pour estimer (via des hypothèses fortes) l'état de contrainte.

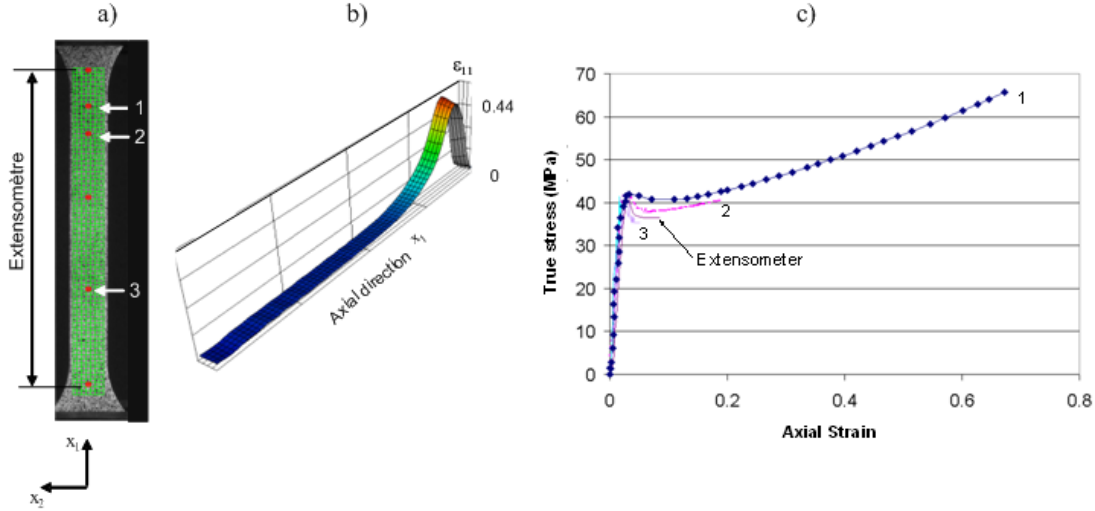


FIG. 2.35 – a) Image visible de l'éprouvette avec la grille de corrélation et position des trois points ainsi que l'extensomètre virtuel b) Champ de déformation logarithmique axial ϵ_{11} observé pour un déplacement global de 9 mm, à une vitesse de déformation de $8.10^{-4} s^{-1}$, c) réponse locale (déformation vraie, contrainte vraie) obtenue en différents points de la Figure a). La déformation axiale moyenne donnée par l'extensomètre virtuel est de 0,09, au lieu de 0,65 donné par la mesure locale dans la zone de striction.

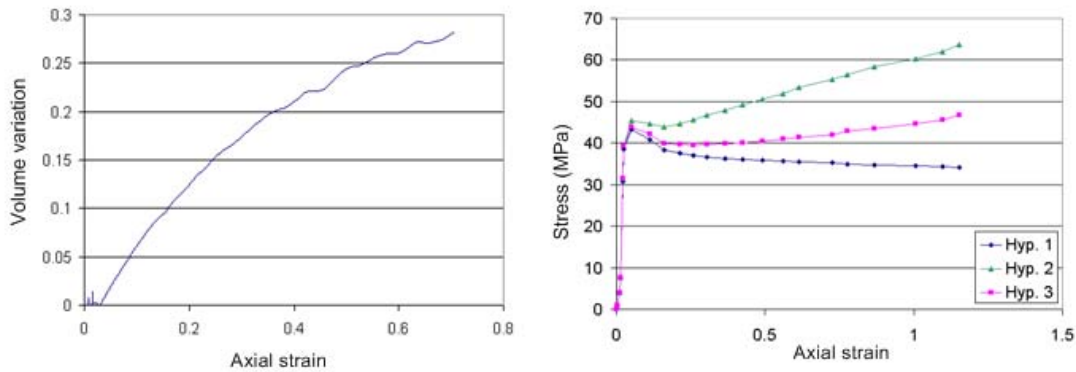


FIG. 2.36 – a) Variation de volume mesurée dans la zone de striction durant un essai de traction à $8.10^{-4} s^{-1}$, b) Réponses contrainte déformation, pour les trois hypothèses, à la vitesse de $8.10^{-3} s^{-1}$.

Choix et validation d'un modèle de comportement

Les études expérimentales ou numériques du comportement d'une structure en ABS, soumise à des chargements dynamiques, sont rares³⁵ (voir introduction de [A10]). Après un inventaire de ces dernières et après les essais préliminaires décrits précédemment nous avons établi un cahier des charges afin de

35. L'étude la plus aboutie que nous avons recensée est celle de (Duan *et al.*, 2001), proposant un modèle (appelé DSGZ). Ce modèle thermoélastoviscoplastique phénoménologique tient compte également de l'effet de la pression hydrostatique.

définir un modèle de comportement et de choisir un logiciel éléments finis adapté. Plusieurs modèles de comportement mécanique des polymères proposés dans la littérature ont été étudiés dans la thèse. Le modèle que nous recherchions devait tenir compte des observations expérimentales faisant état d'une sensibilité à la déformation, à la vitesse de déformation, à la température et d'une variation de volume liée à un endommagement par crazing du polymère. Une autre contrainte forte de notre cahier des charges était de pouvoir exploiter le modèle pour simuler le comportement aux chocs d'une structure. Nous souhaitions également pouvoir effectuer une analyse thermomécanique couplée capable de prédire les échauffements locaux, tels qu'observés, et répercuter cet effet sur l'écoulement "viscoplastique" du matériau. Notre objectif, dans le cadre de cette thèse Cifre, n'était pas de développer un nouveau modèle ou bien d'implanter dans un logiciel éléments finis un modèle existant. Notre choix s'est alors porté sur le logiciel EF Abaqus Explicit. Plusieurs modèles de comportements, inclus dans Abaqus, ont été testés. Le modèle que nous avons retenu est celui de Johnson Cook. Il permet de prendre en compte le comportement thermoélastoviscoplastique du matériau à l'aide de huit paramètres identifiés sur la base d'essais de tractions à différentes vitesses et différentes températures.

Remarque. Dans le paragraphe précédent, nous avons montré que les champs cinématiques mesurés lors des essais d'identification permettaient de tenir compte de la localisation de striction. Une même approche aurait pu être conduite dans le cas de l'exploitation des champs de température afin de tenir compte des échauffements localisés mesurés dans la zone de striction ($+13K$ lors d'un essai à $4.5 \cdot 10^{-2} s^{-1}$, voir Figure 4 de [A10]). Cette correction n'a pas été effectuée car nous n'avons pas pu mesurer les champs de température à l'intérieur de l'enceinte thermique utilisée pour imposer la température ambiante. L'utilisation d'une porte avec une vitre transparente au rayonnement IR, dans la bande $[3 - 5] \mu m$, pourrait permettre à l'avenir de tenir compte également de cette "localisation thermique".

Une validation du modèle de Johnson Cook a été réalisée en comparant les résultats de la simulation avec ceux obtenus lors d'essais de traction menés sur une éprouvette entaillée³⁶ en ABS (cf. Figure 6 de [A10]). La confrontation se situait à la fois au niveau global (réponse mécanique effort-déplacement) mais aussi au niveau local (champs de déformations et de température). La Figure 2.37 montre le champ de déformation logarithmique axiale juste avant le développement de la striction localisée. Cette confrontation montre que le modèle restitue assez bien la distribution, en surface, de la déformation axiale (la déformation axiale mesurée est de 30%, le modèle l'estime à 32%). En revanche, la comparaison des champs de température montre que la modélisation EF, thermomécanique couplée, n'est pas satisfaisante (voir Figure 2.38). Une augmentation de température de $8^{\circ}C$, au centre de la zone entaillée, est obtenue par le modèle³⁷ alors qu'un écart de près de $17^{\circ}C$ est mesuré lors de l'expérience. Ayant choisi une option de couplage faible (adiabatique³⁸) entre les calculs mécaniques et thermiques on aurait en effet pu s'attendre à une estimation par excès des variations de température. Trois raisons au moins peuvent expliquer de telles différences. La première tient à la simplicité du modèle de comportement mécanique choisi (Johnson Cook). Ce dernier, ne prenant pas en compte l'endommagement par crazing que le changement de volume révélait, ne peut restituer le comportement dissipatif propre à ce mécanisme de déformation. La seconde raison concerne un possible affaiblissement du coefficient de conduction thermique dans les zones d'endommagement, les isolant ainsi thermiquement du reste de l'éprouvette. Enfin, la dernière raison concerne l'expression de la source de chaleur exploitée dans le modèle de thermique et fixée arbitrairement à 90% de la puissance plastique locale. Cette expression, très simple, n'est pas satisfaisante pour décrire localement les échauffements générés par les comportements dissipatifs du matériau (endommagement, viscosité,...).

Les auteurs ont implanté leur modèle dans une Vumat d'Abaqus Explicit et ont simulé un essai d'impact sur structure, en couplant comportement mécanique et comportement thermique (via un coefficient de conversion de puissance plastique en chaleur constant et égal à 90%).

36. Afin de contrôler la position de la localisation.

37. Après avoir raffiné le maillage dans l'entaille.

38. Afin de rendre possible, dans des temps de calcul raisonnables, la simulation d'un essai d'impact.

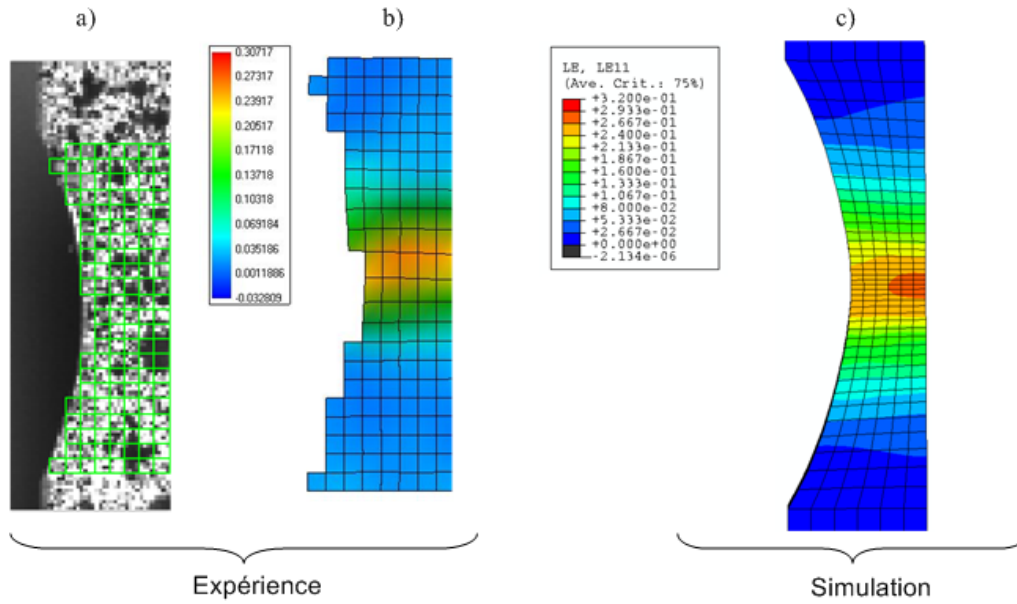


FIG. 2.37 – a) Image visible avec grille de corrélation construite par le logiciel 7D. b) Champs de déformation logarithmique axiale mesuré et c) calculé dans la zone entaillée.

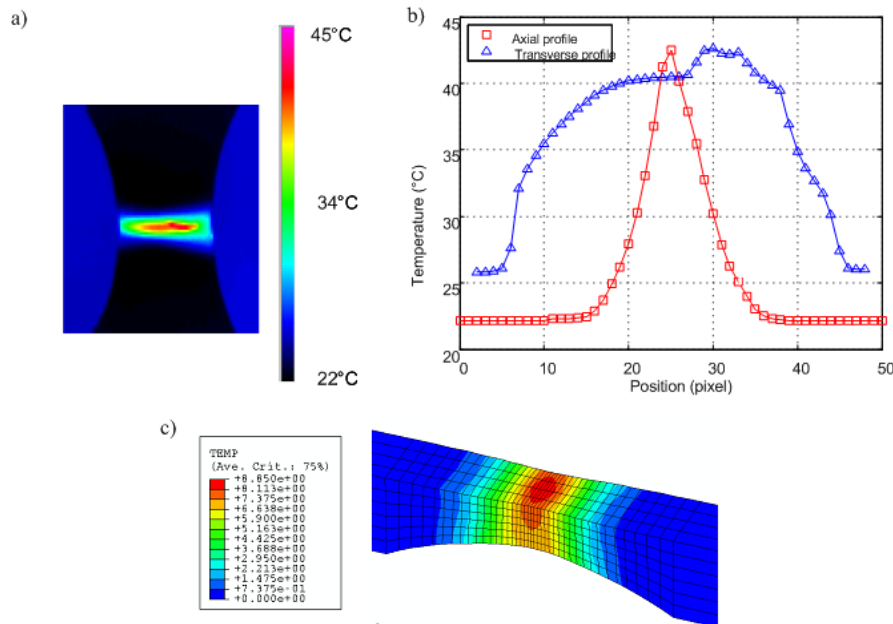


FIG. 2.38 – Essai de traction à $2 \cdot 10^{-2} s^{-1}$ sur éprouvette entaillée en ABS. a) Champ de température mesuré dans la zone entaillée, juste avant la rupture. b) Profils axiaux et transverses de température (selon les axes de symétrie de l'entaille). c) Variations de température (K) calculées par le modèle de Johnson Cook.

Résultats des simulations Eléments finis

On ne rappellera pas ici les caractéristiques du modèle EF, elles sont données dans [A10] ou avec plus de détails dans [T10]. De même, on ne détaillera pas ici les techniques d'instrumentation spécifiques que l'on a mises au point pour obtenir lors des essais d'impact le maximum de données pouvant servir à alimenter en amont (Conditions aux Limites par exemple) ou valider en aval le modèle EF. Retenons que l'on a pu mesurer : (i) les valeurs du déplacement permanent après l'impact, en bout de talon, par corrélation d'images visibles (logiciel 7D) ; (ii) la force d'impact via un capteur

d'effort dynamique; (iii) le déplacement de l'impacteur (et donc de l'extrémité impactée du talon) via l'utilisation conjointe d'un accéléromètre et d'un gyroscope, (iv) les champs de température à la surface du talon impacté (voir figures 12 à 15 de [A10]).

Des premières simulations d'impact à énergie réduite sur des talons élancés, sans goupille de renfort, ont été menées afin de tester le modèle dans cette situation simplifiée³⁹. Un bon accord entre modèle et expérience a été obtenu au niveau d'une validation globale (effort et déplacement à l'extrémité du talon élancé, cf. Figures 19 de [A10]). Pour ce type de test, où aucune déformation permanente, macroscopique, n'est relevée lors de la simulation comme lors de l'expérience, le modèle EF semble satisfaisant.

Un modèle EF d'un talon réel, possédant une goupille de renfort, a ensuite été construit. Les Figures 2.39a et 2.39b montrent la distribution des contraintes équivalentes de Von Mises, calculées au moment maximum d'intensité du choc, dans la goupille et le talon en ABS. On remarque tout d'abord une concentration des contraintes dans la même zone que celle où étaient observée une localisation des échauffements. Cette zone de "rotulage" est donc une zone où se concentrent les contraintes, les échauffements et également l'endommagement par crazing révélé par une modification importante de la couleur du polymère. Ensuite, l'analyse des niveaux de contraintes dans le talon et la goupille montre que cette dernière supporte à elle seule la résistance au choc. En effet, la déformation permanente de la structure obtenue après simulation, comme après l'expérience, est due à une plastification de la goupille, la contrainte équivalente dépassant la limite élastique identifiée à 1000Mpa dans le modèle élastoplastique de la goupille. La Figure 2.39c, traçant les déformations plastiques équivalentes dans la goupille, confirme la présence de déformations anélastiques dans la zone de rotulage. A la fin de ce premier choc aucune déformation plastique n'a en revanche été relevée dans le talon, la valeur maximale de contrainte équivalente (56MPa) ne dépassant pas la limite élastique corrigée de la valeur de vitesse de déformation locale. Les valeurs de déplacement à l'extrémité du talon fournies par le modèle sont comparées, sur la Figure 2.40a, à celles relevées dans l'expériences. Les valeurs du déplacement permanent calculées à la fin du choc (1 mm) sont admissibles avec celles mesurées lors de plusieurs essais (de 0.81 à 1.75 mm). Les valeurs maximales de déplacement calculées sont cependant sous estimées. De la même manière la Figure 2.40b montre que le modèle sous-estime de 20% la valeur de l'effort d'impact ainsi que la durée d'impact. Une étude de sensibilité du modèle a été réalisée sur : la géométrie du talon et de la goupille (différents choix possibles pour leur modélisation CAO), les propriétés élastiques du talon et de sa goupille de renfort, le maillage et le coefficient de frottement entre l'impacteur et le talon. L'influence sur les résultats de ces tests a conduit à des différences sur la réponse mécanique, telle que présentée Figure 2.40, limitées à 5%. Plusieurs facteurs peuvent influencer sur les écarts constatés entre modèle et expérience : (i) erreurs sur la caractérisation du comportement élastoplastique de la goupille, (ii) différences entre les propriétés mécaniques du matériau des éprouvettes d'identification en ABS et le matériau utilisé pour fabriquer le talon, (iii) vieillissement du matériau , (iv) identification du comportement basée uniquement sur des essais de traction, (v) utilisation d'un critère de plasticité de type Mises, (vi) non prise en compte du développement de l'endommagement,...

39. Ces talons avaient été fabriqués spécialement, en enlevant avant injection la goupille de renfort. On souhaitait en effet exclure dans un premier temps la prise en compte de la présence de cette goupille de renfort dans le modèle EF.

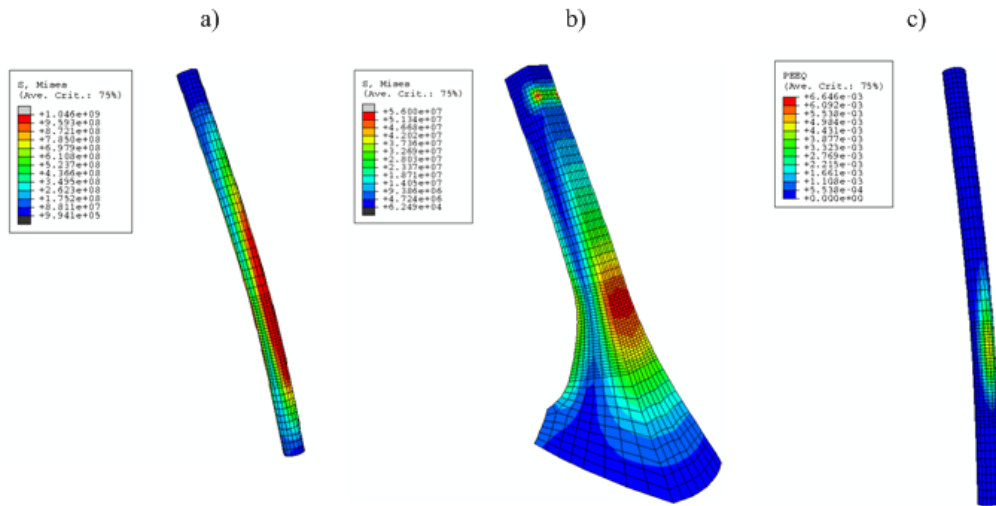


FIG. 2.39 – Résultats obtenus par le modèle lors d'un choc à 90° sur un talon élancé avec goupille de renfort. Contrainte équivalente de Von Mises: a) dans la goupille, b) dans le talon. c) Déformation plastique équivalente dans la goupille.

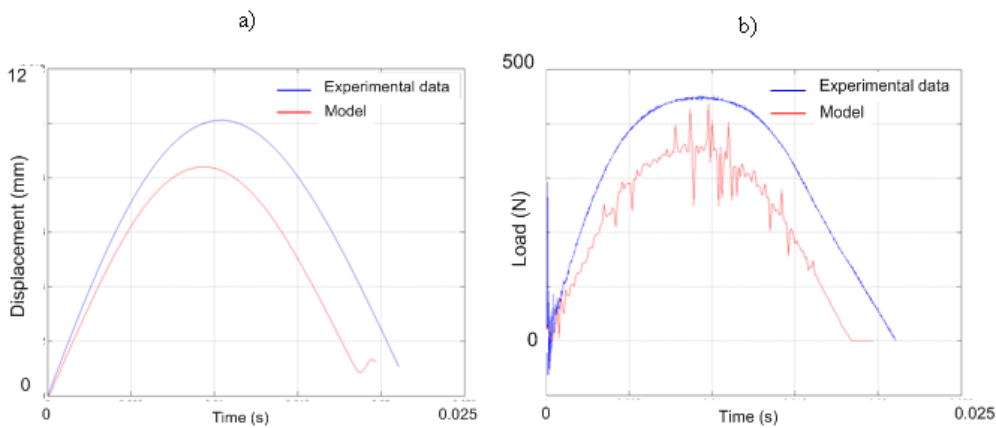


FIG. 2.40 – Confrontation à l'expérience des résultats obtenus par le modèle lors d'un choc à 90° sur un talon élancé avec goupille de renfort. a) Evolution du déplacement en un point situé à l'extrémité du talon. b) Evolution de la charge durant l'impact.

2.2.5 Localisation de la déformation plastique dans des multicristaux d'aluminium

Publications associées : [A6 + A11 soumise], [B11], [E10, E11]

Thèse associée : [T2]

Contextes et objectifs :

La localisation de la déformation dans un multicristal d'aluminium a été étudiée dans le cadre de la thèse d'Afaf Saai (bourse de thèse du gouvernement Syrien) que j'ai co-encadrée avec Laurent Tabourot, thèse soutenue le 14 septembre 2007. Ce travail est une contribution à l'établissement d'un modèle de comportement plastique destiné à être utilisé pour la simulation numérique des opérations de mise en forme. En effet, les opérations de mise en forme (particulièrement l'emboutissage) font subir au métal des chargements alternés avec de grandes amplitudes de déformation, le plus souvent suivis de changements de trajets. Une simulation numérique de ces opérations nécessite l'utilisation d'un modèle de comportement qui puisse rendre compte efficacement des trajets de chargements complexes. Le parti a été pris de recourir à un modèle micromécanique (développé depuis plusieurs années par L. Tabourot) dont les variables sont des paramètres micro-structuraux intrinsèques comme les densités de dislocations et leurs distributions sur chaque système de glissement. Les paramètres du modèle ont été identifiés sur un monocristal d'Al 99.5% lors de la thèse de Stéphane Dumoulin (2001). Le modèle, implanté initialement par L. Tabourot durant sa thèse (1992) dans un code élément finis écrit en grandes transformations (Simultix) qu'il avait développé, permettait de simuler le comportement d'agrégats cristallins formés de quelques grains traversants des éprouvettes planes (multicristaux). Le modèle était capable de prendre en compte les orientations cristallines de chaque grain et respectait des conditions de continuité des déplacements aux frontières des grains. Ce code étant cependant limité (éléments 2D, pas de pré et post processeur, conditions aux limites simples,...) nous avons décidé d'implanter le modèle dans Abaqus Explicit, à l'aide d'une VUMAT, afin de profiter des potentialités de l'interface graphique d'un tel logiciel pour modéliser par la suite des opérations d'emboutissage complexes. Les premiers travaux d'implantation ont été menés par O. Incandela et A. Tarrier lors de leurs stages de DEA que j'ai co-encadrés avec L. Tabourot.

L'objectif de la thèse d'A. Saai était de finaliser cette intégration puis de la valider en rapprochant les résultats de simulation des résultats expérimentaux.

On rappelle ci-dessous les principaux résultats obtenus lors d'une expérience de traction réalisée sur un bi-cristal d'Al, en lien avec la problématique *localisation* de ce mémoire. Pour plus de détails on renvoie le lecteur à [T2] disponible sur TEL ou à l'article [A11, (Saai *et al.*, 2009)] soumis en Février 2009 à *Mechanics of Materials*.

Mise en évidence de localisation via les mesures de champs cinématiques et thermiques :

Une première partie de son travail de thèse a donc consisté à terminer l'intégration du modèle dans une VUMAT puis à effectuer des tests de validation. Des expériences (essais de traction, cisaillement) ont ensuite été menées sur des éprouvettes plates d'Al 99.5%, avec différentes microstructures (monocristal ou multicristal). Les mesures de champs thermomécaniques (cinématiques et thermiques) réalisées lors de ces tests ont été enfin exploitées pour valider localement les modèles de comportement.

La connexion entre ce travail de Recherche et la problématique *Localisation*, peut s'établir à travers les deux questions suivantes :

- les effets dissipatifs, mesurés lors de la déformation d'un multicristal, sont-ils localisés dans certains grains; plus précisément, sont-ils intra ou intergranulaires?
- le modèle de comportement physique proposé par L. Tabourot est-il capable de restituer les champs de sources de chaleur estimés lors des expériences?

Certaines réponses ont pu être apportées lors du travail de thèse, notamment en étudiant le comportement, lors d'un essai de traction⁴⁰, d'une éprouvette plate formée de deux grains traversants (bicristal) d'Al 99.5% (Figure 2.41a). Comme pour la plupart des essais que nous réalisons, des images infrarouge et visible d'une surface de l'éprouvette ont été enregistrées lors de ces essais afin

40. Eprouvette de 1 mm d'épaisseur, dimension de la zone utile : $L_0 \times l_0 = 31 \times 9.7 \text{ mm}^2$. Essai à déplacement imposé, à la vitesse de 10^{-2} s^{-1} .

de connaître, en surface, les champs thermiques et cinématiques. Les orientations cristallines de cette microstructure à grain millimétrique, obtenue par recristalisation, ont été mesurées par EBSD. Les facteurs de Schmidt calculés (0.49 pour le grain G1 et 0.46 pour G2) indiquent que G1 est plus favorablement orienté pour ce chargement. Cela se confirme si l'on regarde les mesures de champs cinématiques qui montrent (Figure 2.41c,e) des valeurs de déformations (ici composante axiale E_{xx} du tenseur de déformation de Green Lagrange) plus importantes dans le grain G1 que dans le Grain G2. On assiste progressivement à une localisation de la déformation dans le grain G1. Compte tenu de la vitesse assez faible de l'essai et de la forte diffusivité thermique de ce matériau, les variations de température, à ces mêmes instants, sont faibles ($< 1K$), cf. Figure 2.42. Des variations légèrement plus importantes dans la zone du grain G1 sont cependant observées. Les champs de sources de chaleur, tracés sur cette même figure aux mêmes instants, révèlent eux sans équivoque une localisation de la puissance dissipée⁴¹ dans le grain G1. Cette localisation montre que l'activité plastique est : (i) toujours plus élevée dans le grain G1, (ii) intragranulaire, la zone de frontière de grain montrant en effet de faibles valeurs de puissance dissipée.

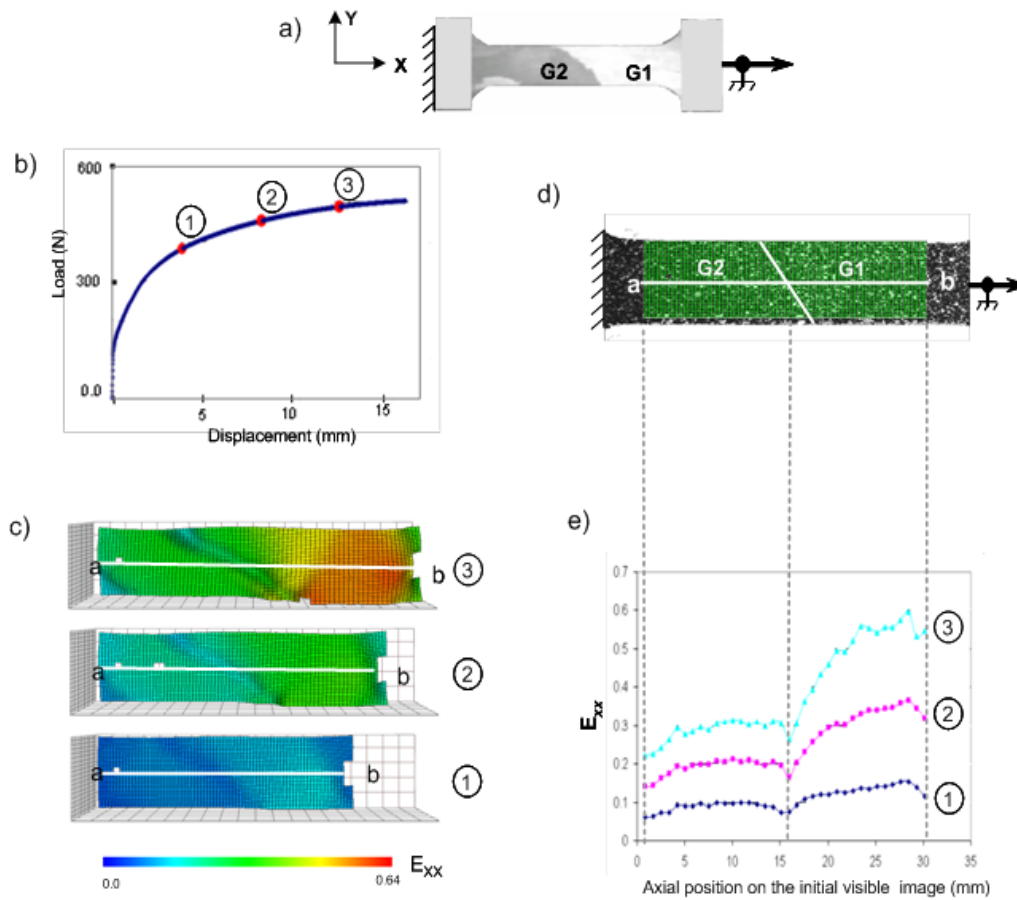


FIG. 2.41 – a) Photo de l'éprouvette bicristalline (2 grains notés G1 et G2) soumise à un chargement de traction. b) Réponse mécanique avec les trois instants particuliers de chargement choisis. c) Composante axiale du champ de déformation de Green Lagrange E_{xx} , mesurée en surface, aux trois instants notés sur la figure b. d) Grille de corrélation tracé sur l'image non déformée et position du profil axial ab. e) Profils axiaux de E_{xx} aux trois instants notés sur la figure b; [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

41. Pour ce matériau, et à ces niveaux de déformation, les sources de chaleur sont principalement générées par le terme de dissipation intrinsèque. Les sources de chaleur révèlent ici l'activité plastique du matériau.

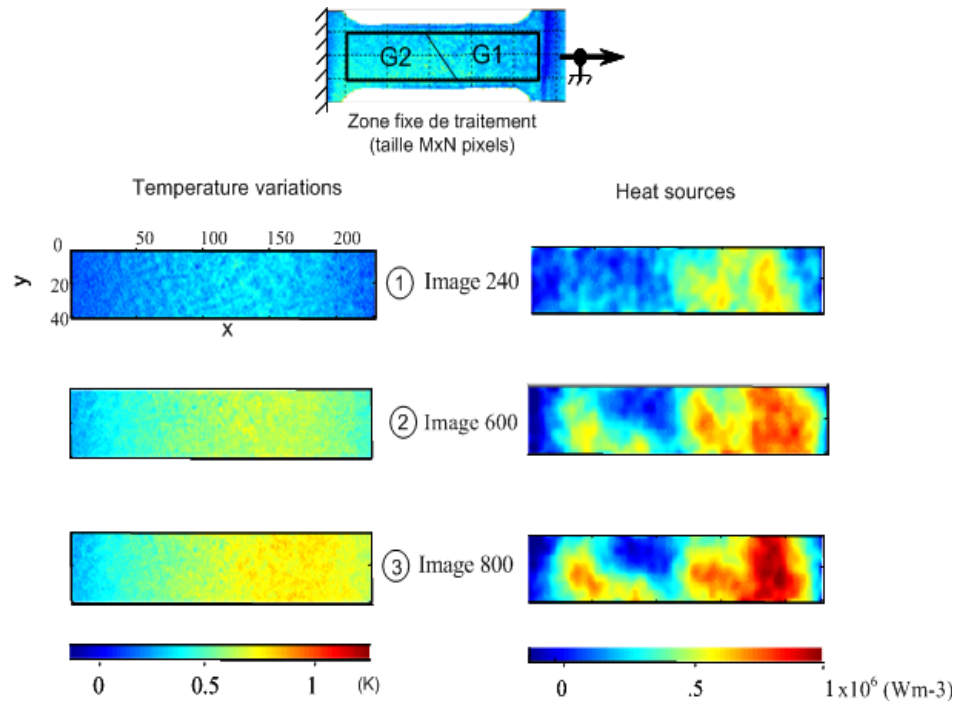


FIG. 2.42 – Champs de variation de température mesurés aux trois instants indiqués sur la Figure 2.41b. Champs de sources de chaleur estimés à ces trois instants du chargement; extrait de [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

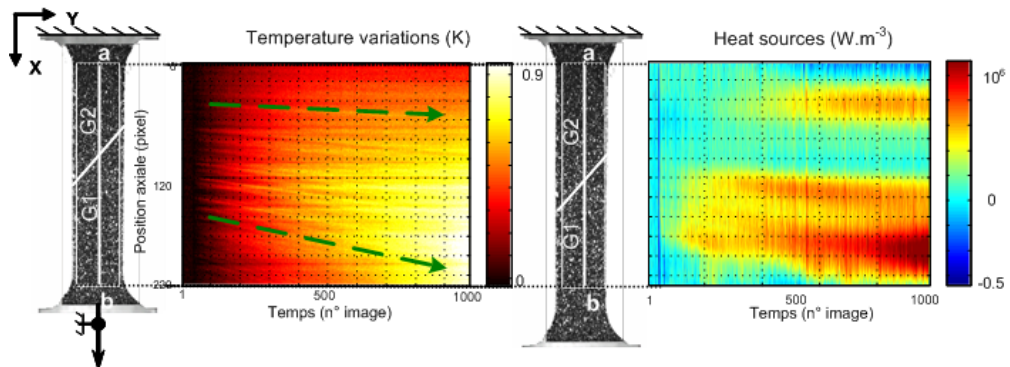


FIG. 2.43 – Représentation spatiotemporelle (évolution au cours du temps de profils axiaux: colonne ab) de variations de température et de sources de chaleur calculées. Les flèches superposées sur la première image montrent le déplacement des points matériels dans la zone fixe de traitement; extrait de [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

Les représentations spatio-temporelles tracées Figure 2.43 permettent de mieux apprécier l'intérêt des sources de chaleur dans un cas où la diffusivité thermique est si forte qu'elle rend quasi impossible l'interprétation directe des champs thermiques. Sur ces tracés on voit nettement s'initier une activité plastique (toujours en supposant que cette dernière est liée à la puissance dissipée fournie par la mesure des sources) dès le départ dans le grain G1 puis ensuite, mais de manière moins intense, dans G2. On retrouve également une puissance dissipée nulle dans la zone située à la frontière des grains. Les mesures de température et les calculs de sources étant effectuées en configuration eulérienne on observe des déplacements vers le bas des points matériels dans le cadre fixe de traitement.

Une synchronisation, dans l'espace et dans le temps, a été proposée afin de pouvoir tracer l'évolution temporelle des variations de température et les sources de chaleur en un point matériel. Cette synchronisation a été ici partielle car limitée à quatre points (A,B,C,D) pris dans G1 et quatre (A',B',C',D')

dans G2, cf. Figures 2.44a,b. Ayant repéré les couples de points identiques sur les deux types de champs et connaissant les déplacements dans le plan mesurés par DIC, nous avons pu reconstruire⁴² au cours du temps les variations de température et les sources de chaleur de ces points (2.44c-f). Les variations de température dans les deux grains suivent la même évolution, atteignant environ $+0.7K$. On note cependant une plus grande dispersion dans G2. Les sources de chaleur (2.44e,f) sont en revanche très différentes, avec une dispersion toujours plus élevée dans G2. Les moyennes des évolutions aux quatre points montrent des valeurs de sources environ deux fois plus importantes dans G1 que dans G2, rappelant comme souligné précédemment une localisation plus marquée de l'activité plastique dans G1.

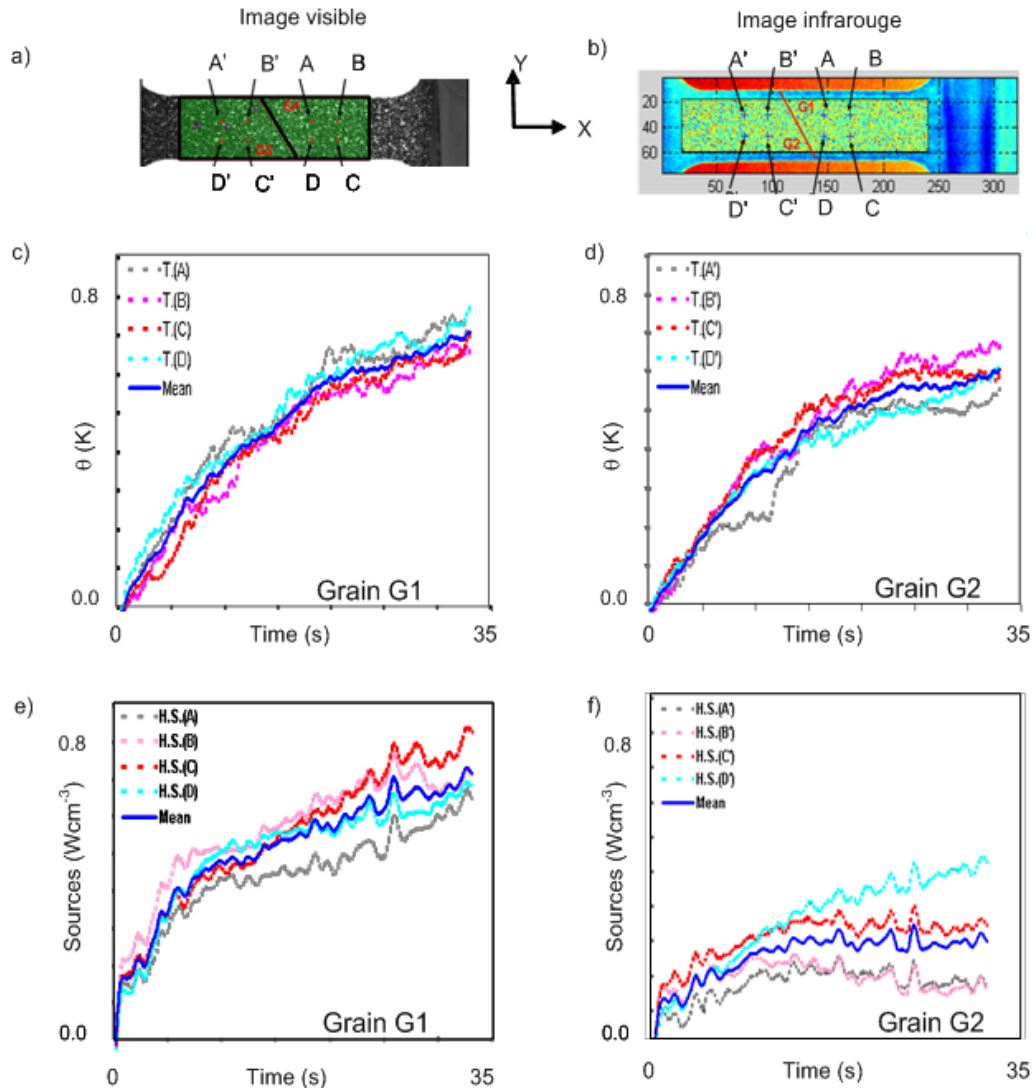


FIG. 2.44 – a) et b) Position des quatre points matériels, sélectionnés sur les images visibles et IR, dans les grains G1 (A, B, C and D) et G2 (A', B', C' and D') où seront suivis dans le temps les évolutions des variations de température et les sources de chaleur (puissance dissipée). c) à f)) Evolutions temporelle des variations de température et sources de chaleur dans G1 et G2; extrait de [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

Modélisation éléments finis

Le modèle de comportement de plasticité cristalline proposé dans la thèse de L. Tabourot a été implanté, lors du travail de thèse d'Afaf Saai, dans une Vumat d'Abaqus Explicit⁴³. Le maillage

42. Les détails de cette synchronisation partielle sont donnés dans [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

43. On ne détaillera pas ici le modèle de comportement, on renvoie le lecteur à [T2] ou à (Dumoulin, 2001).

construit utilise des éléments à intégration réduite (C3D8R), Figure 2.45a, avec une seule couche d'élément dans l'épaisseur. Le nombre d'éléments et de noeuds est ici de 660 et 1140, respectivement. Les mors ont été définis par deux pièces maillées avec des éléments rigides (R3D4). Les conditions aux limites sont appliquées sur les points de références (Ref1 and Ref2), qui sont respectivement encastres et soumis à une vitesse constante dans la direction X. Le maillage a été partitionné en deux zones dans lesquelles on a rentré les orientations cristallines propres à chaque grain.

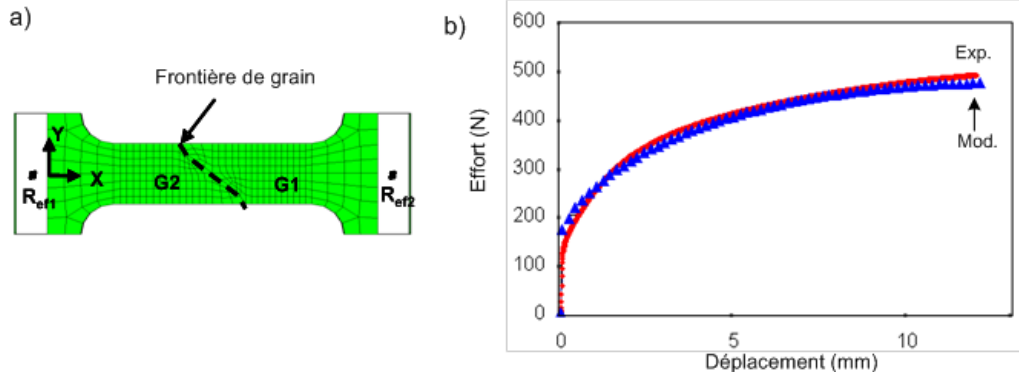


FIG. 2.45 – a) Maillage du modèle éléments finis. b) Réponse mécanique globale mesurée (Exp.) et calculée (Mod.); extrait de [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

Confrontation Modèle/ Expérience

Un premier niveau de confrontation, global, montre (2.45b) que le modèle restitue correctement la réponse effort déplacement de l'éprouvette. Un écart plus important s'observe cependant au début du chargement où le modèle a tendance à surestimer les niveaux de contraintes. Des confrontations locales entre modèle et expérience ont ensuite été réalisées. La première, Figure 2.46, montre les champs de déformation logarithmique axiale mesurés et calculés. On retrouve bien une localisation de la déformation dans G1. Le tracé en deux points matériels pris au centre de G1 et G2 permet de mieux apprécier la réponse du modèle, montrant un accord quantitatif avec l'expérience (Figure 2.47b).

La seconde, confrontant les sources de chaleur calculées avec celles mesurées, valide indirectement la capacité du modèle de comportement à prédire l'évolution de l'énergie stockée dans le matériau au cours de la déformation. Comme rappelé dans (Bever *et al.*, 1973) ou dans (Zehnder, 1991), la puissance stockée est liée à la multiplication des dislocations. La relation suivante est alors généralement retenue pour lier la puissance stockée w'_s au taux de densité de dislocations $\dot{\rho}$:

$$w'_s = \alpha_s G b^2 \dot{\rho}, \quad (2.7)$$

où G est le module de cisaillement, b est la norme du vecteur de Burgers, et α_s un coefficient (dans notre cas nous avons choisi la valeur 1/2 donnée dans (Sarma *et al.*, 1998)). En utilisant les équations 1.4, 1.5, 1.8 et en négligeant le terme de couplage thermoélastique on peut alors modéliser les sources de chaleur selon :

$$w'_{ch} \approx w'_d = w'_a - w'_s = \sum_{s=1}^{12} \tau^{(s)} \dot{\gamma}^{(s)} - \frac{1}{2} G b^2 \dot{\rho}. \quad (2.8)$$

Utilisant cette relation nous avons alors pu estimer les sources de chaleur (puissance dissipée par unité de volume ici) fournies par le modèle de plasticité. La confrontation de ces dernières avec les sources estimées lors de l'expérience est présentée à trois instants du chargement sur la Figure 2.48. Comme pour l'expérience, le modèle prédit une localisation de la dissipation plus forte dans le grand G1 que dans le grain G2 dans lequel une faible dissipation est détectée dans le modèle comme dans l'expérience. Afin de mieux apprécier les écarts entre les sources fournies par le modèle et celles fournies par l'expérience, on a reporté sur la Figure 2.49 l'évolution de la moyenne des sources de chaleur en deux points pris dans chacun des deux grains. L'évolution au cours du chargement (temps) des sources

de chaleur (puissance dissipée) est très différente entre les deux grains. On remarque cependant que l'écart entre modèle et expérience n'a pas le même signe pour le grain G1 et pour G2. Cette opposition sur les écarts peut être expliquée à la fois par des imperfections du modèle (notamment la modélisation très simple de l'énergie stockée) et par le niveau de bruit très élevé des sources de chaleur estimées lors de l'expérience. Néanmoins, on constate que le modèle restitue assez bien l'évolution dans les deux grains de la puissance dissipée, révélant indirectement les zones concernées par les déformations irréversibles.

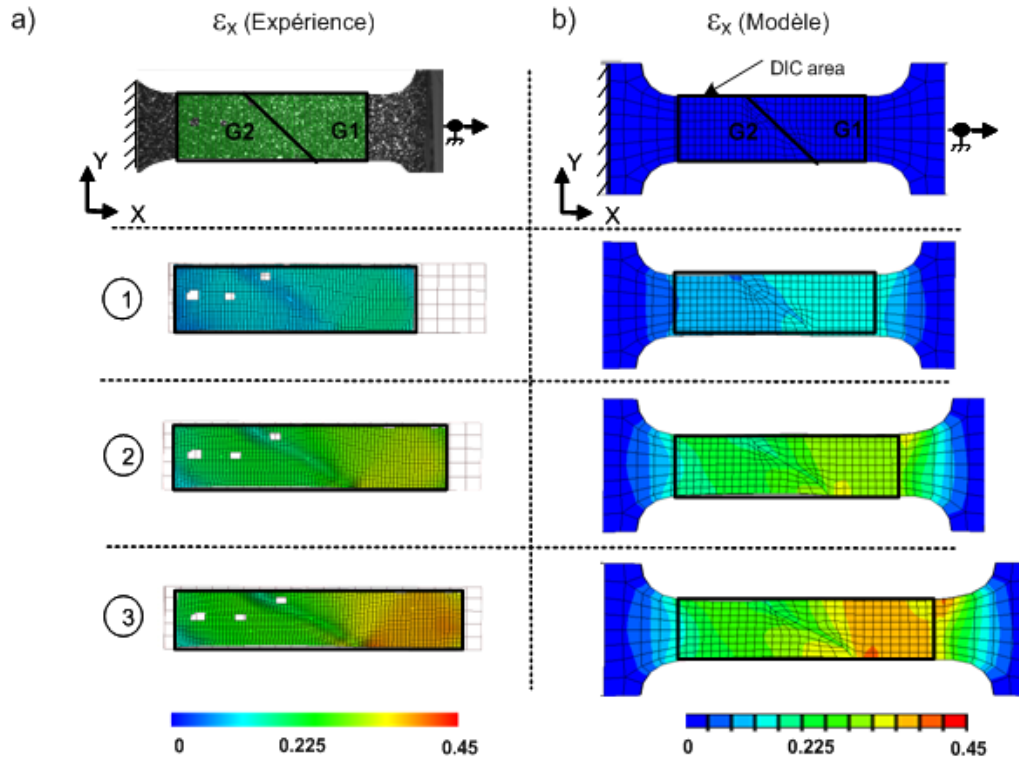


FIG. 2.46 – Champs de déformation logarithmique axiale ε_x mesurés (gauche) et calculés par le modèle (droite), aux trois instants de chargement indiqués Figure 2.41b; extrait de [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

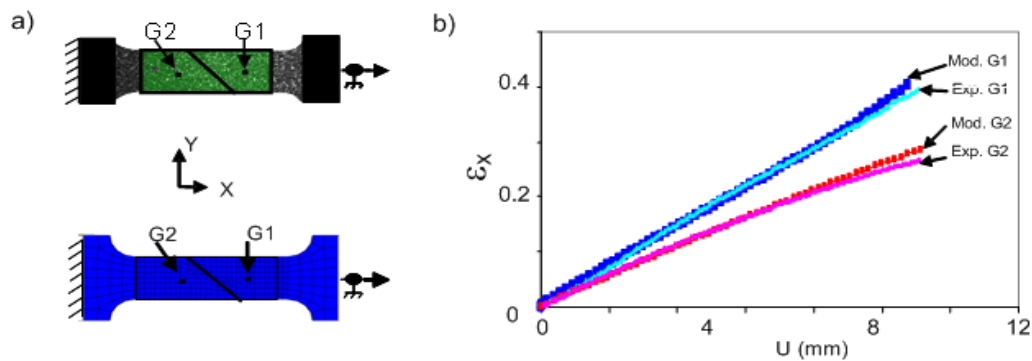


FIG. 2.47 – a) Position du point matériel, sélectionné au centre des grains G1 et G2, repéré sur la grille expérimentale DIC et sur le modèle EF. b) Evolution, au cours du déplacement global U , de la déformation logarithmique axiale ε_x , aux points repérés figure a, fournie par le modèle (Mod.) et par l'expérience (Exp.); extrait de [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

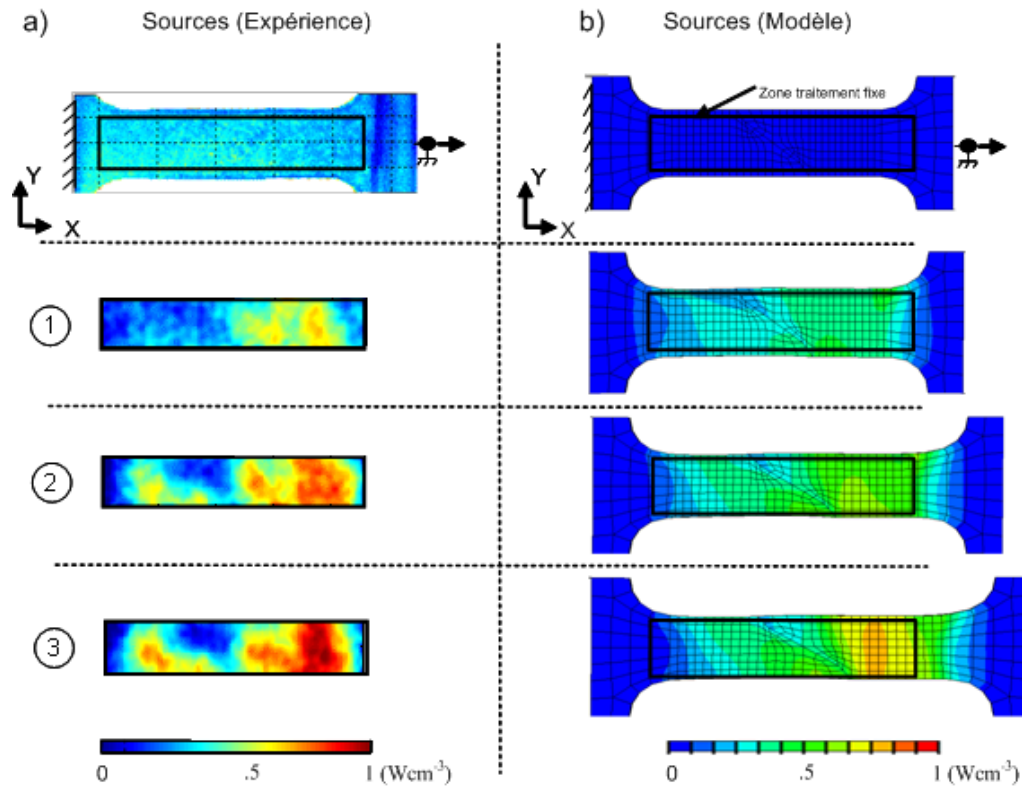


FIG. 2.48 – Champs de sources de chaleur (dissipation) mesurés (gauche) et calculés par le modèle (droite), aux trois instants de chargement indiqués Figure 2.41b; extrait de [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

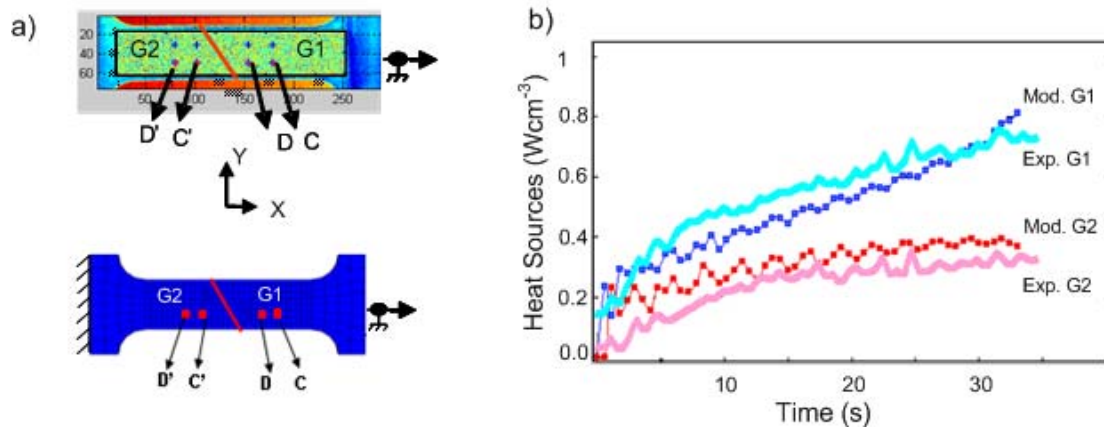


FIG. 2.49 – a) Position des deux points matériels, sélectionnés dans les grains G1 et G2, repérés sur l'image infrarouge et sur le modèle EF. b) Evolution, au cours du déplacement global U , de la moyenne par grain (aux deux points indiqués dans chaque grain figure a) de la source de chaleur fournie par le modèle (Mod.) et par l'expérience (Exp.); extrait de [A11, (Saai et al., 2009) soumis].

2.2.6 Changement de phase localisé dans des Alliages à Mémoire de Forme NiTi

Publications associées : [A7, A8, A14], [B9, B12, B13, B14], [C1, C3-5], [E9, E12], [G5-8]

Thèses associées : [T3]

Contextes et objectifs

Mon travail de Recherche sur le comportement thermomécanique d'Alliages à Mémoire de Forme (AMF) NiTi s'est effectué dans le cadre d'une collaboration avec Denis Favier et Laurent Orgéas du laboratoire 3S-R de Grenoble. Ce travail commun se poursuit actuellement avec mon congé Recherche (année de délégation au CNRS) dans leur équipe CoMHet de 3S-R.

La collaboration a été initiée au printemps 2004 avec des premières expériences de mesures de champs cinématiques et thermiques lors d'essais de traction superélastiques sur des tubes NiTi. Elle s'est ensuite poursuivie lors du Master Recherche de P. Schlosser (printemps 2005), puis de sa thèse ([T3], Sept. 2005 - 3 Déc. 2008), que j'ai co-encadrée avec D. Favier, L. Orgéas (3S-R). Cette collaboration a permis d'associer les compétences de notre laboratoire sur les mesures de champs cinématiques et thermiques (2 thèses, près de 20 articles internationaux) avec le savoir faire reconnu de l'équipe de D. Favier qui travaille depuis plus de 20 ans sur ces matériaux (4 thèses, plus de 25 articles internationaux).

Deux autres collaborations, l'une industrielle et l'autre universitaire ont par ailleurs été associées à cette thèse. La première était avec la société Minitubes SA (Grenoble), un des leaders mondiaux de la fabrication, par étirage, de tubes en NiTi pour applications biomédicales (stents, cathéters,...). Nous avons, dans le cadre d'un contrat de Recherche, réalisé une étude sur le comportement thermomécanique des tubes lors de diverses opérations d'étirage. Minitubes nous a par ailleurs fourni les tubes que P. Schlosser a utilisés dans sa thèse. La seconde collaboration était avec le Pr. Yinong Liu de l'Université de Western Australia (UWA) à Perth. Le Pr. Liu, qui est un des meilleurs spécialistes des alliages NiTi, collabore avec D. Favier depuis plusieurs années. P. Schlosser a effectué deux séjours à l'UWA d'une durée totale de 6 mois dans le cadre de sa thèse (via des financements Eurodoc et UJF).

De très nombreux travaux de recherche ont été menés sur ces matériaux depuis des années, tant au niveau expérimental qu'au niveau de la modélisation mécanique et/ou thermomécanique. Les mesures physiques (température, fraction de phase par résistivité, diffraction RX, diffraction de neutrons, ...), lors de la déformation d'un AMF, sont en revanche plus rares et surtout plus récentes (cf. synthèse effectuée dans la partie Bibliographique sur les AMF page 58).

Dans ce contexte, les travaux de thèse de P. Schlosser, ainsi que nos travaux actuels, visent à mieux comprendre le comportement super-élastique des AMF pour tout type de sollicitation, en utilisant des moyens expérimentaux avancés telles les mesures de champs cinématiques et thermiques. Ces mesures permettent de quantifier et d'analyser le comportement physique local (échelle du milieu continu) des éprouvettes utilisées lors des essais d'identification de modèles de comportement. Nos analyses portent principalement sur les phénomènes de localisation, qui apparaissent dans les essais de traction, et qui sont donc fortement probables dans des applications de tube en flexion (cathéter). Ces analyses visent aussi à apporter des données physiques, telles que la fraction de martensite formée et la chaleur latente de transformation en fonction de la nature du chargement mécanique. Ce type de données est essentiel dans la proposition de lois de comportement pertinentes qui seront utilisées dans la conception d'applications.

Dans ce mémoire, j'ai choisi de synthétiser nos Recherches sur ce thème des AMF NiTi en les organisant autour des quatre contributions suivantes, que je vais successivement développer :

- 1) Amélioration des techniques expérimentales d'observation du comportement thermomécanique d'AMF NiTi.
- 2) Etude des manifestations thermomécaniques accompagnant le comportement d'AMF NiTi.

- 3) Analyses du changement de phase localisé.
- 4) Estimation de données physiques.

Ces étapes mettent en évidence une démarche progressive, depuis la mise au point de techniques d'observation et de mesures jusqu'à l'analyse du comportement thermomécanique de ces matériaux. Dans la dernière partie on montre comment la méthodologie proposée permet d'atteindre, localement et sous chargement mécanique, des données physiques telles que la fraction de phase martensite formée ainsi que la chaleur latente de transformation.

1) Amélioration des techniques expérimentales d'observation du comportement thermomécanique d'AMF NiTi

Le comportement des AMF NiTi a été étudié à travers deux types de chargement : traction et cisaillement. Concernant les chargements de traction, trois montages particuliers ont été associés aux deux géométries, respectivement tubes et plaques, disponibles pour ces matériaux. Les deux montages⁴⁴ utilisés pour les tubes sont présentés dans [A7, (Favier *et al.*, 2007)] et dans [A8, (Schlosser *et al.*, 2007)]. L'intérêt principal du premier montage était de laisser libre les rotations aux extrémités du tube. Le second permettait quant à lui de pouvoir contrôler, sous chargement de traction, la température intérieure du tube en faisant circuler, via un cryostat, un fluide à l'intérieur. Le troisième montage était un montage de cisaillement, conçu au laboratoire GPM2 pendant la thèse de P.Y. Manach dans les années 90. Des informations plus précises sur ces trois montages sont données dans [T3].

Quatre matériaux, trois géométries tubulaires et une géométrie en plaque, ont été étudiés dans la thèse de P. Schlosser. Tous sont des alliages NiTi quasi équiatomiques (Ti-50.6 ou Ti-50.8 at.%), mais ayant subi des histoires thermomécaniques très différentes. Grâce à la DSC nous avons pu caractériser l'état du matériau avant chaque essai et connaître le nombre de phases du matériau ainsi que des températures et des chaleurs latentes de transformation. Seule la géométrie en plaque ne possédait pas de phase R. On renvoie le lecteur à [T3] pour tous les détails sur les DSC effectuées sur ces matériaux.

Pour chacun des essais de traction ou cisaillement, sur tubes ou plaques, nous avons cherché à :

- coupler sur la même surface, au cours d'un essai, des mesures de champs thermiques et cinématiques,
- estimer des champs de sources de chaleur,
- estimer des champs d'énergie ("DSC in situ locale").

La méthodologie proposée pour réaliser les mesures couplées de champs thermiques et cinématiques a été résumée dans la partie "*Synchronisation...*" page 45. Le revêtement de surface mis au point pour rendre compatibles les mesures couplées de champs de température et de champs cinématiques a été présenté dans la partie "*Revêtements de surface...*" page 47.

Dans la partie "*Estimation de sources de chaleur*" page 30 j'ai rappelé la technique utilisée pour estimer les sources de chaleur 2D. Initialement développée pour des champs thermiques plans, repérés dans un système de coordonnées cartésiennes, la technique a été étendue, dans [T3], au cas des tubes minces en définissant des champs de température exprimées en coordonnées cylindriques. Les différentes étapes de construction de ce modèle de thermique cylindrique adapté aux tubes, de même que la construction d'un benchmark spécifique à ces géométries ont été publiés dans [A8, (Schlosser *et al.*, 2007)].

44. Le premier montage a été mis au point à 3S-R dans le cadre du DEA d'A. Sandel. Le second a été conçu à 3S-R par L. Debove pendant la thèse de P. Schlosser.

L'obtention des énergies de transformation mises en jeu, nécessite une intégration temporelle des sources de chaleur. J'ai présenté dans la partie "*Estimation d'énergies*" page 49 comment la connaissance des champs cinématiques pouvait rendre plus précise cette intégration, grâce en particulier au suivi temporel possible de la température et de la source de chaleur pour chaque point matériel.

2) Etude des manifestations thermomécaniques accompagnant le comportement d'AMF NiTi

L'utilisation systématique de mesures de champs thermiques et cinématiques lors de tous les essais effectués sur les AMF NiTi nous a permis :

- de savoir si le matériau avait, au cours du chargement, un comportement thermomécanique homogène ou localisé. Ce point sera discuté plus en détail dans la partie suivante.
- de quantifier localement les niveaux de température et de déformation lors du chargement.
- d'étudier plus précisément certains stades du comportement.

Ces trois niveaux d'analyse ont été exploités dans nos premiers travaux sur l'étude du comportement en traction de tubes NiTi. En effet, les premières mesures de champs que nous avons réalisées ont mis en évidence un comportement complexe du matériau, ne correspondant pas toujours à l'interprétation classiquement retenue. Ces travaux, détaillés dans [T3], ont été publiés dans [A8, (Favier *et al.*, 2007)]. J'en résume ci-après les principaux résultats.

2.1) Comportement en traction de tubes NiTi. Différents stades (I à V) ont été identifiés sur la réponse mécanique (Figure 2.50a) d'un tube NiTi de 6mm de diamètre, de 0.12 mm d'épaisseur, soumis à un chargement de traction ($\dot{U}/L_0 = 10^{-3}s^{-1}$) avec un système de fixation laissant libre les rotations aux extrémités. Les mesures de champs cinématiques ont révélé que les stades I (voir Figure 2.50b) et IV étaient homogènes, alors qu'une localisation apparaît nettement lors des autres stades.

L'analyse conjointe des champs thermiques, lors des deux stades homogènes I et IV, a alors montré que les interprétations classiques de déformation élastique de la phase austénite et de décharge élastique de la phase martensite ne pouvaient respectivement être associées au comportement relevés lors des stades I et IV. Le cas du stade I s'illustre facilement, pour le IV on renvoie le lecteur à l'article.

Si le matériau avait uniquement un comportement élastique⁴⁵ lors du stade I on assisterait, à cause du couplage thermoélastique, à un refroidissement. Or, un échauffement progressif et intense (près de 3K en fin de stade I) a été observé dès le début de l'essai. Fort de ce constat nous avons recherché à qualifier le mécanisme de déformation complémentaire. En négligeant les mécanismes de type réorientation de variantes ou bien encore la plasticité⁴⁶, le seul mécanisme anélastique, exothermique, dont nous avons considéré l'existence en stade I est une transformation de phase précoce. Trois transformations sont possibles : $A \rightarrow M$, $A \rightarrow R$ ou $R \rightarrow M$. Afin de les départager, nous avons proposé une analyse basée à la fois sur les sources de chaleur⁴⁷ mises en jeu lors du stade I et sur les valeurs de déformation atteintes.

45. De la phase A et/ou de la phase R.

46. Les déformations lors du stade I sont faibles, pour de tels niveaux les phénomènes de plasticité sont très largement négligeables sur ces matériaux (Brinson *et al.*, 2004).

47. Le stade I présentant des déformations homogènes nous avons également supposé les sources de chaleur homogènes et donc travaillé avec un modèle de thermique 0D.

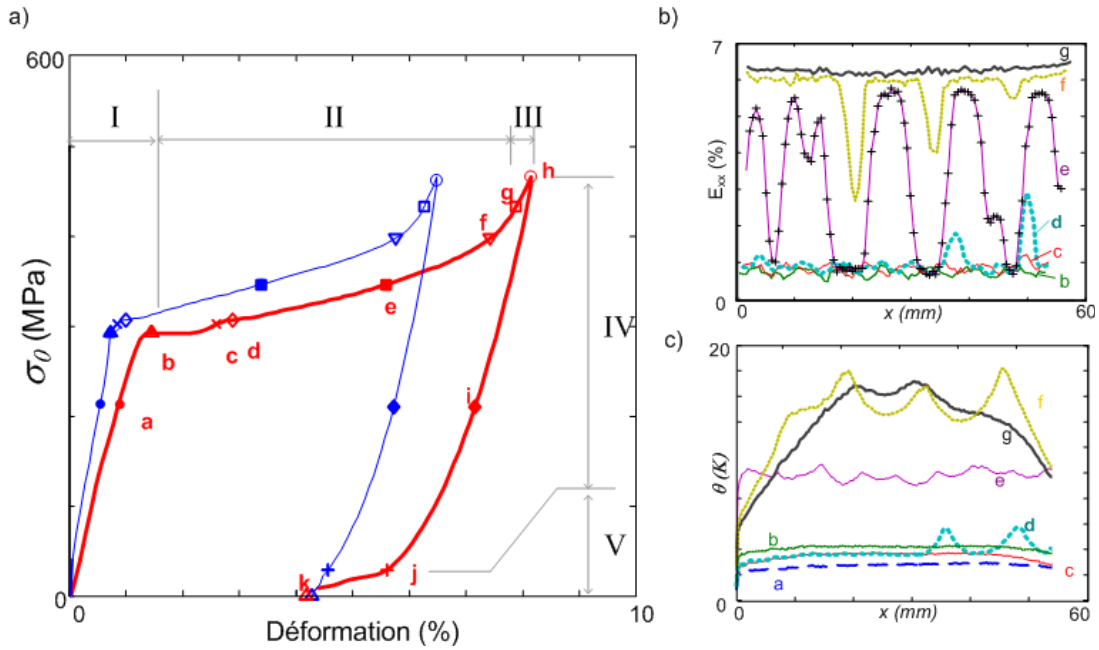


FIG. 2.50 – a) Réponse mécanique contrainte-déformation nominale mesurée lors d'un essai de traction à vitesse imposée ($\dot{U}/L_0 = 10^{-3}s^{-1}$) sur un tube NiTi. Les déformations sont calculées avec le déplacement de la traverse mobile (courbe épaisse en rouge) ou obtenue à partir du déplacement de deux points extrêmes mesuré par DIC (courbe fine en bleu). b) Profils axiaux de déformation axiale de Green Lagrange E_{xx} , tracés en configuration Lagrangienne, à six instants b à g du plateau de contrainte. c) Profils axiaux de variation de température à ces mêmes instants.

La démarche est détaillée dans l'article [A8, (Favier *et al.*, 2007)]. L'idée est d'étudier le rapport $\frac{\Delta H_{tr}}{\varepsilon_{tr}}$, où ΔH_{tr} et ε_{tr} désignent respectivement la chaleur latente et la déformation de transformation, pour une transformation complète. Grâce aux mesures de champs thermomécaniques nous avons pu estimer, au cours du stade I, ce rapport et le comparer aux valeurs de ce même rapport que l'on peut établir en rassemblant les résultats de la littérature. La Figure 2.51 résume le principal résultat obtenu. L'évolution de $\frac{\Delta H_{tr}}{\varepsilon_{tr}}$ au cours du stade I a été estimée pour deux vitesses d'essai et tracée sur cette Figure. Aucune transformation ne semble prédominer. Il semble que l'on ait plutôt un mélange de transformation A-M, A-R et R-M. Ce type de résultat, invalidant les interprétations classiques associant à ce stade un comportement purement élastique, est cependant en accord avec certains travaux qui ont déjà souligné le caractère précoce et progressif de la transformation A-R ou bien encore la présence de transformation A-M dès le début du chargement (Brinson *et al.*, 2004).

La présence d'une phase R intermédiaire entre les phases A et M rend difficile l'interprétation des mesures. Aussi, nous avons mis en place cette même démarche sur un autre matériau (géométrie de type plaque) ne présentant pas de phase R. Lors du stade I nous avons cherché à mesurer l'évolution du module d'Young ainsi que les sources de chaleur. On a alors montré que ces grandeurs ne sont pas compatibles avec une simple déformation élastique de la phase A initiale. D'autres mécanismes sont présents au début de la déformation du matériau mais il est difficile à partir de nos mesures macroscopiques de les départager. Ces mécanismes conduisent à des sources de chaleur positives compatibles, en particulier mais pas seulement, avec un début de transformation martensitique. Ces travaux réalisés cette année lors de ma délégation CNRS sont présentés dans article que nous venons de soumettre [A13, (Schlosser *et al.*, 2009a) soumis].

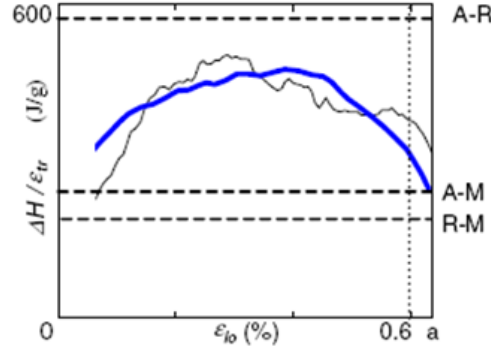


FIG. 2.51 – Evolution, pendant le stade 0 – a, du rapport de l'enthalpie massique de la transformation ΔH avec la déformation de transformation ε_{tr} . Le tracé en trait épais (bleu) a été obtenu pour un essai dix fois plus rapide que l'essai conduisant au tracé fin (noir). Les trois traits horizontaux en pointillé définissent les valeurs de ce rapport pour les transformations complètes possibles A – R, A – M, et R – M.

2.2) Comportement en cisaillement d'une plaque NiTi. Des essais de cisaillement monotones et alternés ont été réalisés sur la plaque NiTi ne possédant pas de phase R. Contrairement à la traction, et en accord avec la littérature (voir page 61), aucune localisation marquée n'a été relevée lors de ces essais sur les champs de déformation de cisaillement γ . Un exemple de résultats lors d'un essai de cisaillement est donné Figures 2.52d à g. La méthode de synchronisation spatio-temporelle a été utilisée, les champs sont présentés dans CS-DIC, en configuration actuelle. Les champs γ , bien que très bruités⁴⁸, ont montré une distribution assez homogène dans la zone centrale de l'éprouvette. Le même type de champ a par ailleurs été observé lors de la mise au point de l'essai, sur un matériau témoin (acier inoxydable).

Le caractère assez confiné de cet essai (proximité des mors) et la faible résolution spatiale (une vingtaine de points de mesures dans la direction transverse dans CS-IR mais plus que 8 points dans CS-DIC) rendent assez délicat l'interprétation des champs thermiques. Très diffus, ces champs montrent cependant de forts gradients thermiques dans la direction transverse avec des élévations de température de l'ordre de 2.5 K au centre de l'éprouvette. Des estimations de champs de sources de chaleur avec un modèle thermique 2D et une valeur constante du coefficient de conduction $k = k_A = 18\text{ W.m}^{-1}\text{K}^{-1}$ ont été réalisées. Les sources sont exothermiques et assez homogènes dans la direction de cisaillement. Un gradient de source est observé dans l'autre direction, mais là aussi la faiblesse de la résolution spatiale rend délicate l'interprétation de ces variations. La portée des effets de bords est du même ordre de grandeur que le nombre de points de mesure (pixels) dont nous disposons lors de ces essais. Afin d'obtenir des estimations plus quantitatives des sources lors de ces types d'essais il est nécessaire d'améliorer les résolutions spatiales des champs thermiques et cinématiques. De tels essais, utilisant un miroir dichroïque, sont prévus dans un projet de thèse en collaboration avec 3S-R qui doit démarrer en Novembre 2009.

Le comportement en cisaillement au centre de l'éprouvette étant supposé homogène nous avons ensuite cherché à exploiter les mesures de champs locaux pour estimer les puissances et énergies thermiques mises en jeu au cours des essais de cisaillement cyclés. Un modèle de conduction tenant compte de l'évolution du coefficient de conduction a été utilisé. Comme pour l'analyse des stades homogène d'un essai de traction, ces mesures ont permis de fournir des estimations de fraction f_M de martensite formée ainsi que du rapport $\frac{\Delta H_{tr}}{\varepsilon_{tr}}$. Ce travail, initié dans [T3], sera poursuivi dans la future thèse sur les AMF.

⁴⁸. En raison de mauvaises conditions expérimentales : position de la caméra visible, taille du mouchetis, éclairage,... De nouveaux essais sont actuellement en cours pour améliorer ces mesures.

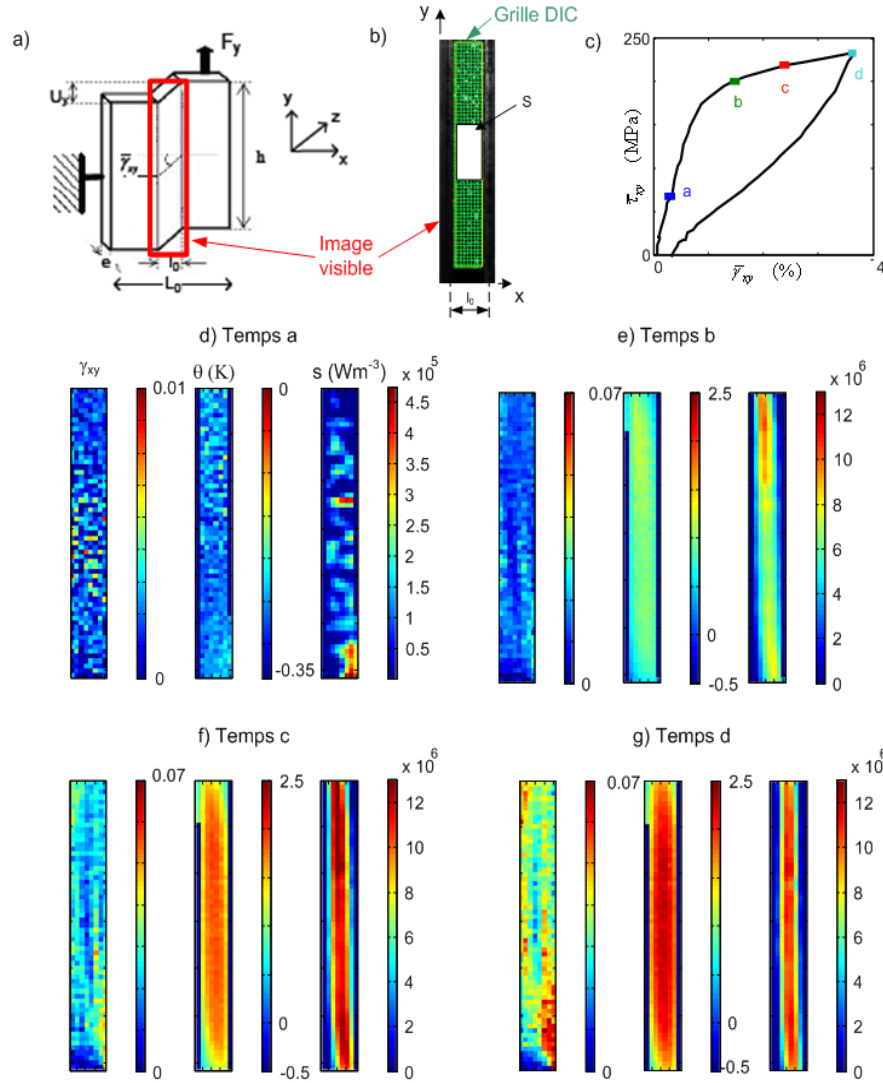


FIG. 2.52 – Test *cis2*, $\dot{U}/l_0 = 10^{-2} \text{s}^{-1}$: a) Schéma de l'essai de cisaillement. b) Position de la grille de corrélation dans l'image visible. c) Réponse mécanique; $\bar{\gamma}_{xy}$ est la déformation moyenne de cisaillement, mesurée dans la zone notée *S* de la figure b). d) à g) Champs de déformation de cisaillement, de variation de température et de sources de chaleur à quatre instants du chargement repérés sur la figure c).

3) Analyses du changement de phase localisé

3.1) Mise en évidence du comportement localisé en traction. Nos premières observations de champs thermiques et cinématiques, réalisées lors d'essais de traction ($\dot{U}/L_0 = 10^{-3} \text{s}^{-1}$) sur un tube (voir conditions décrites au début de la partie 2.1), ont mis en évidence pendant le stade II la présence de localisation en hélice. La Figure 2.53b, extraite de [A7, (Favier *et al.*, 2007)], montre aux quatre instants repérés sur la Figure 2.50a les champs de déformation axiale de Green Lagrange E_{xx} et de variation de température θ . Pendant le stade I (instant *a*) les champs sont quasi homogènes. Une première localisation apparaît dès le début du plateau (instant *b*). A l'instant *d*, deux bandes apparaissent nettement sur les champs. Elles sont liées à une localisation qui s'est initiée dans la zone de serrage supérieure de l'éprouvette et qui s'enroule, en hélice, autour du tube. A l'instant *e* le champ thermique est très diffus et ne permet pas de bien situer les zones concernées par la localisation du changement de phase. Ces zones sont plus facilement identifiables sur le champs de déformation. Elles correspondent aux lieux de transition entre les valeurs basses (environ 1 %) et hautes (environ 6.5 %) de déformation; voir également Figure 2.50b. Les localisations apparaissent à nouveau, à l'instant *e*,

sur les champs θ et E_{xx} . On remarque sur ces derniers qu'une partie du matériau (située près du point D) n'a pratiquement pas été transformée.

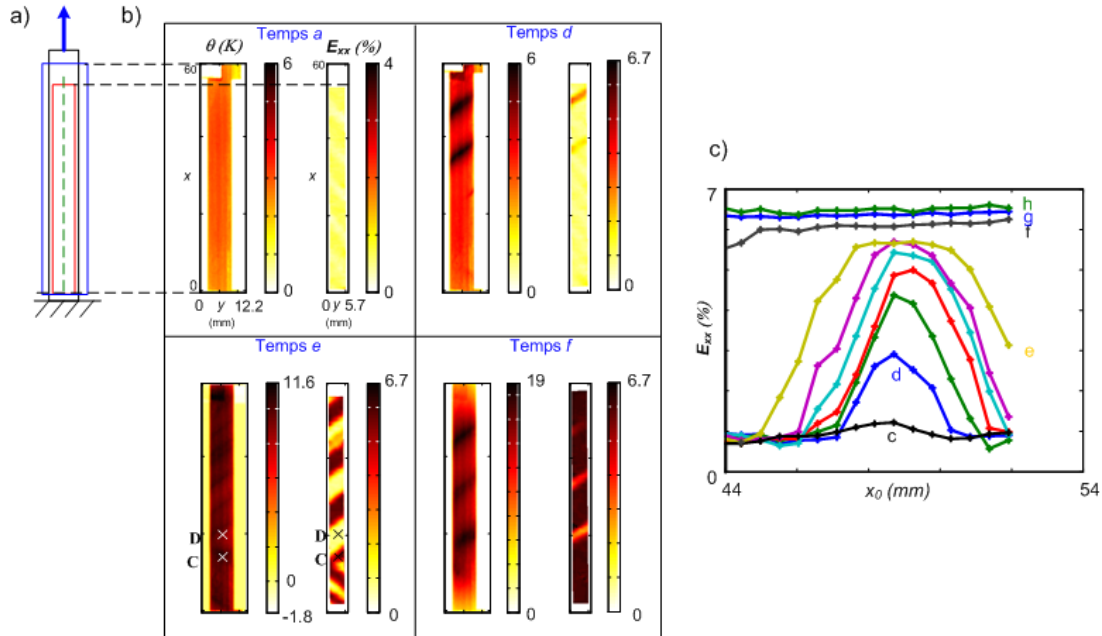


FIG. 2.53 – a) Schéma du tube en traction et position des zones d'observation des champs thermiques (bleu) et cinématiques (rouge). b) Champs de variation de température θ et de déformation axiale de Green Lagrange E_{xx} aux quatre instants repérés sur la réponse mécanique de la Figure 2.50a.

Comme toujours lorsqu'il s'agit de suivre des localisations marquées dans une direction de l'espace il est intéressant de tracer ces champs sous forme d'images spatio-temporelles. La Figure 2.54b présente l'évolution au cours du temps d'un profil axial de θ et E_{xx} . La réponse mécanique ainsi que la déformation moyenne ont été superposées à ces images. Cette représentation met bien en évidence les phénomènes de localisation dont on vient de parler. Avec un peu d'habitude on peut rapidement identifier sur les champs de déformation : les zones de l'éprouvette où s'est produit le changement de phase, la zone d'initiation des bandes, la progression en hélice puis leur élargissement, la cinétique de ces propagations, ...

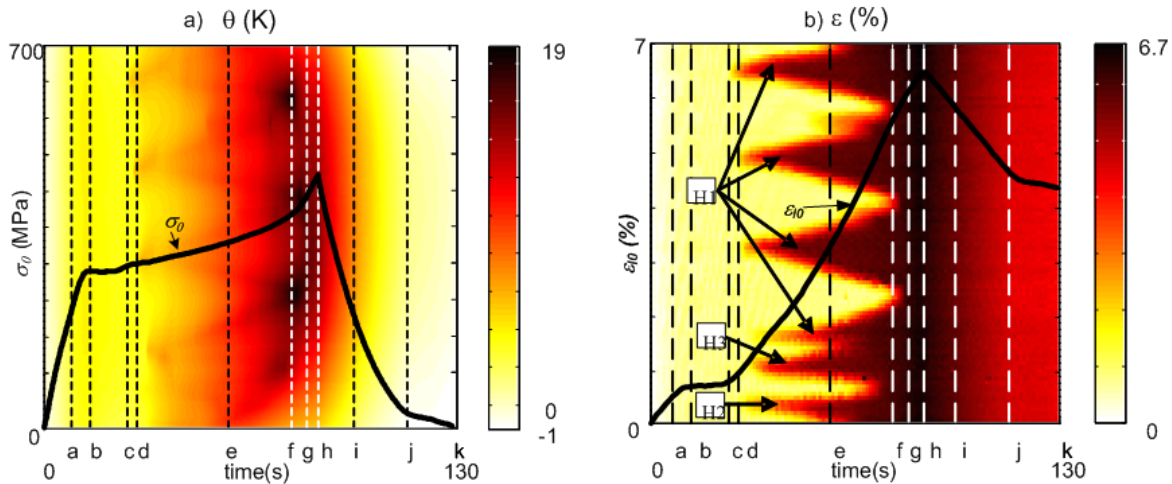


FIG. 2.54 – Représentation spatio-temporelle montrant l'évolution au cours du temps d'un profil axial de a) variation de température θ et b) de déformation axiale E_{xx} , mesurés lors d'un essai de traction sur un tube NiTi.

Le comportement localisé, stade II correspondant au “plateau” de contrainte, a été analysé en détails dans [A7, (Favier *et al.*, 2007)] où l’on a discuté :

- du lien entre augmentation de la contrainte et augmentation de la température (en moyenne 7.5 MPa/K durant le stade II). Ce couplage entre état de contrainte et température est décrit localement par la relation de Clausius Clapeyron. La vérification d’une telle relation dans le cas de transformations hétérogènes, comme dans le stade II, est très délicate. En effet, si l’on peut atteindre localement l’état thermique on ne connaît pas en revanche localement l’état de contrainte (composantes et intensités), état ayant une forte influence sur la valeur du coefficient de proportionnalité de la relation de Clausius Clapeyron (Orgéas and Favier, 1998).
- de la morphologie des localisations observées. Pour ces premiers tests la seule morphologie observée avait la forme d’une (ou plusieurs) hélice(s) s’élargissant ensuite. Des résultats différents avec des morphologies plus complexes ont été relevées dans (Feng and Sun, 2006) lors d’essais sur des micro-tubes. Trois facteurs de couplage entre structure et matériau peuvent expliquer ces différences. Le premier est lié au rapport épaisseur sur rayon moyen (0.04 dans nos essais et 0.2 pour ceux de Feng). La faiblesse de ce rapport dans nos essais limite l’hétérogénéité (contrainte, déformation, température) dans l’épaisseur du tube. Le second facteur est lié au mode de fixation du tube. Libre en rotation dans nos essais, les micro-tubes testés par Feng étaient encastés dans les mors, ce qui pénalise le mode de déformation en hélice. Le dernier facteur est celui de la vitesse de déformation (10^{-3} s^{-1} dans notre cas contre 10^{-5} s^{-1} pour Feng) qui influe fortement sur l’état thermique local. Lors de nos essais, les variations de température importantes dans les zones de transformation influent, via la relation de Clausius Clapeyron, sur l’état de contrainte local et donc sur le mode de propagation.
- des caractéristiques de la zone d’élargissement des hélices. Les profils axiaux de E_{xx} (voir profils sur la Figure 2.53c) montrent le développement d’une bande (hélice) de localisation, avec une zone (notée LDB) de croissance et une zone (notée BB) d’élargissement. Une fois la bande formée la transformation n’est pas complète et se poursuit au delà (entre les instants e et h). La largeur BB de la zone de transition a été comparée à celle donnée par (Feng and Sun, 2006) ainsi qu’à celle donnée dans des localisation de type PLC (Tong *et al.*, 2005).

3.2) Influence de la vitesse de déformation sur la localisation. L’influence de la vitesse de déformation a également été étudiée sur des tubes de plus gros diamètre (10 mm , épaisseur 0.5 mm), avec un second système de fixation n’autorisant pas de rotations. Ces travaux ont été publiés dans [E12, (Schlosser *et al.*, 2006)], ils sont détaillés dans la thèse de P. Schlosser. Quatre vitesses de déformation imposées ont été testées (de $2.3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ à $2.3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). La localisation du changement de phase est très influencée par la vitesse de déformation (Figure 2.55) :

- nombre de bandes passant de 1, à faible vitesse, à 16 à la plus grande vitesse de déformation,
- largeur des bandes diminuant fortement avec l’augmentation de la vitesse,
- variations de température au centre de l’éprouvette passant de 13 K à 34 K .

Quelle que soit la vitesse, et en accord avec les résultats de la littérature, le pic de contrainte marque le début d’un mode de transformation localisé. Le mode d’apparition (initiation) et de progression (propagation) des bandes est différent selon la vitesse de l’essai. A faible vitesse il apparaît clairement que l’initiation de la transformation, sous forme des bandes se produit dans les mors puis progresse en hélice. A plus fortes vitesses, de multiples bandes s’initient spontanément tout le long du tube. Le nombre de bandes est tel, face aux résolutions spatio-temporelles de nos champs, qu’il semble difficile de situer clairement l’origine (lieu, numéro d’hélice,...) de ces initiations. Une fois formée, la

bande se propage. La Figure 2.56, extraite de (Feng and Sun, 2006), montre sur un schéma les deux vitesses de propagation, V_t et V_m , dans les directions d'enroulement de l'hélice et d'élargissement (d'un côté ou des deux côtés) de la ligne initiale de transformation définie par l'hélice. Comme observé dans les travaux de Feng, la vitesse de progression de l'hélice V_t est nettement supérieure à celle de son élargissement V_m . Nous avons estimé ces vitesses à partir des représentations spatio-temporelles de E_{xx} . Leur rapport V_t/V_m est assez stable (41 et 47) pour deux vitesses de déformation testées. D'autres caractéristiques (largeurs bandes, pente dE_{xx}/dX dans la zone d'élargissement des bandes,...) ont également été étudiées en fonction de la vitesse et du type de tube; on renvoie le lecteur à [T3]

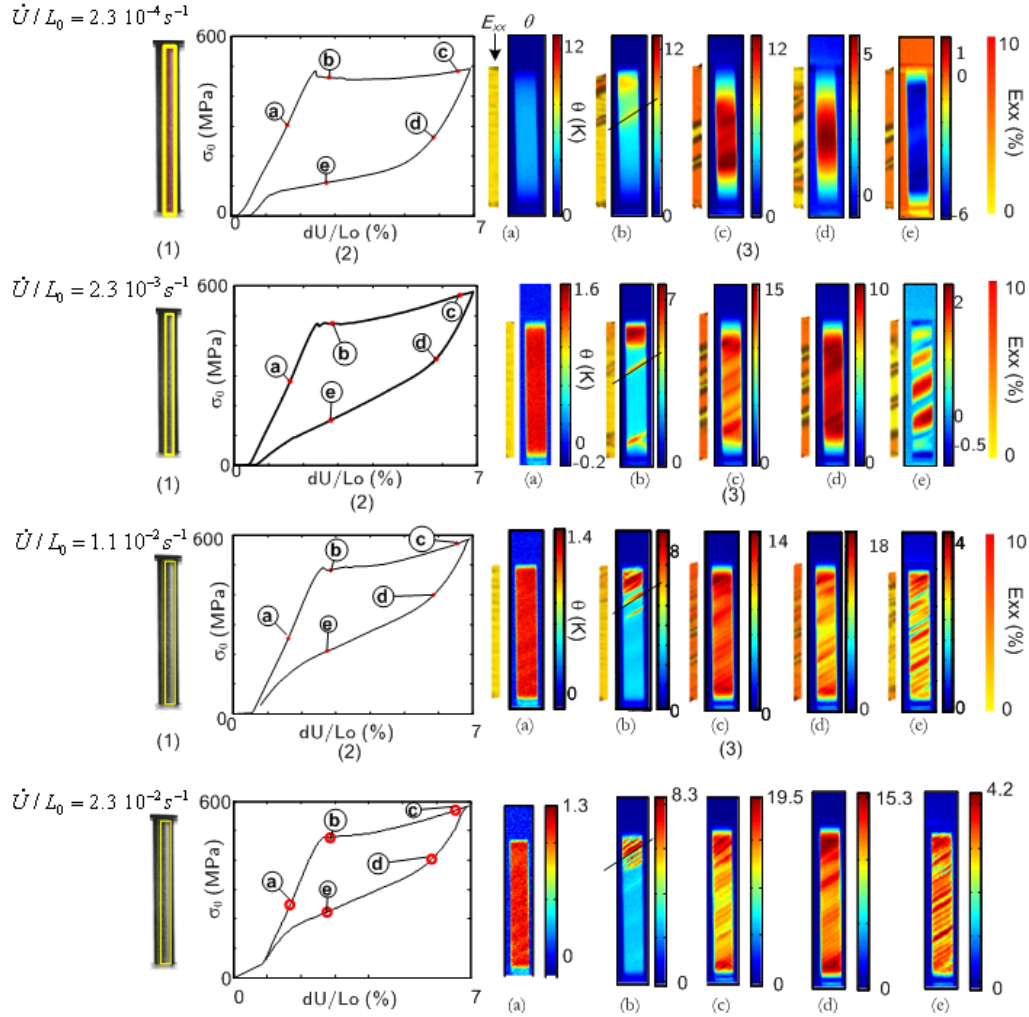


FIG. 2.55 – (1) Zone d'observation. (2) Réponse mécanique. (3) Champs de déformation axiale E_{xx} et de variation de température θ mesurés lors d'essais de traction sur un même tube NiTi, à différentes vitesses de déformation imposées.

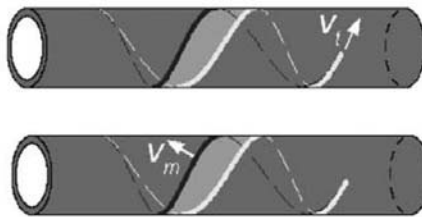


FIG. 2.56 – Schéma montrant les deux vitesses de propagation, V_t et V_m , dans les directions d'enroulement et d'élargissement de l'hélice; d'après (Feng and Sun, 2006).

3.3) Morphologies de localisation lors d'essais quasi-isothermes.

Des essais de traction à température contrôlée ont ensuite été menés avec un montage permettant de faire circuler un fluide à température constante à l'intérieur du tube. Contrairement à des essais où le matériau est immergé dans un bain de fluide à température contrôlée, le montage que nous avons testé offre la possibilité de mesurer sur la surface extérieure des champs thermomécaniques. Les champs thermiques mesurés lors de ces essais montrent que le comportement du matériau n'est pas, localement, isotherme sur la surface extérieure (voir exemple sur la Figure 2.57). Des variations de température très localisées, de quelques dixièmes à quelques degrés K d'amplitude, ont en effet été observées en cours du chargement dans les zones où se produit le changement de phase. Ce type d'expérience montre que la transformation de phase sous contrainte ne peut être considérée comme isotherme. Ce que l'on observe là, sur la surface non contrôlée en température, doit probablement se produire dans l'épaisseur lors d'essais dans des bains thermostatés. On constate une fois de plus le couplage important entre les effets matériaux (sources de chaleur locales liées à la transformation) et effets de structure (épaisseur, conditions aux limites thermiques,...).

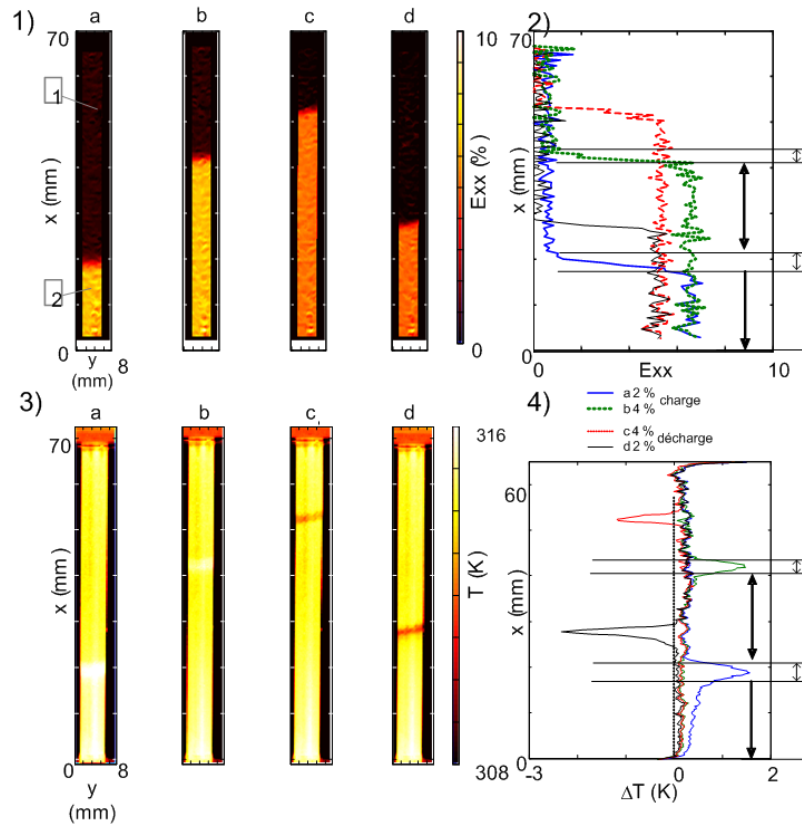


FIG. 2.57 – Essai de traction sur tube à $\dot{U}/L_0 = 2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$, avec température contrôlée obtenue par circulation d'un fluide à l'intérieur du tube (ici $T_{fluide} = 315K$). 1) et 3) Champs de déformation axiale E_{xx} et de température T à deux instants (a et b) du chargement et à deux instants (c et d) de la décharge. 2) et 4) Profils axiaux de ces deux champs aux mêmes instants. La largeur des zones où se produit la transformation est également indiquée sur ces figures.

Des séries de tests ont été réalisées sur deux échantillons de tubes.

a) Sur le premier nous avons étudié l'effet du cyclage en contrainte, à température imposée (315 K). Si l'effet du cyclage sur l'évolution du plateau de contrainte, Figure 2.58a, à la charge (abaissement du plateau au cours des cycles) ou à la décharge (plateau stable au cours des cycles), est bien connu (voir par exemple (Iadicola and Shaw, 2002)) on a pu montrer en revanche que les morphologies de localisation étaient très différentes. Des exemples de champs cinématiques (E_{xx}) et thermiques (θ) à un moment particulier du chargement (2%) sont tracés sur les Figures 2.58b, c. Grâce à ces mesures

de champs on voit clairement les différences de morphologie entre :

- charge et décharge. Les champs de déformations font apparaître des localisations plus complexes à la charge qu'à la décharge,
- les différents cycles. Sur les premiers cycles, à la charge, on retrouve deux types de localisation : présence d'une ou deux hélices ($N = 1$) puis progressivement apparition d'une localisation prenant la forme d'un front annulaire, perpendiculaire à l'axe du tube, et se propageant vers ses deux extrémités.

Ces observations ont donc permis de mettre en évidence le lien entre niveau de contrainte et morphologie de localisation, i.e. le niveau du plateau de contrainte à la charge et à la décharge se stabilise lorsque la morphologie de localisation ne change plus.

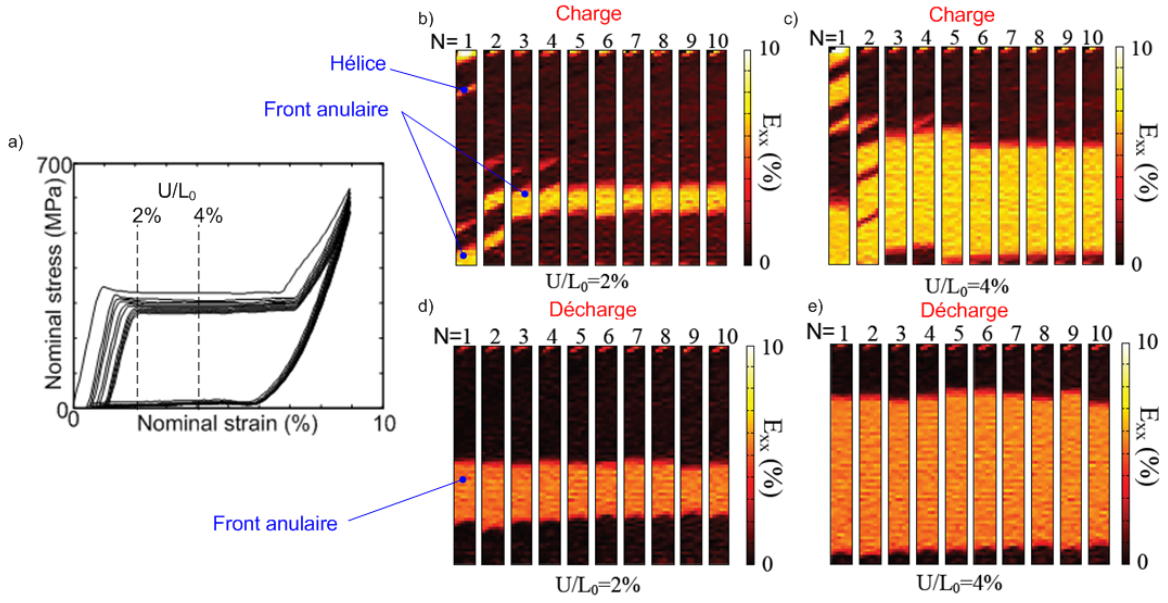


FIG. 2.58 – a) Réponse mécanique nominale mesurée durant les dix premiers cycles lors d'essais de traction à température contrôlée (315 K). b) et d) Champs de déformation axiales E_{xx} mesurés à 2% de déformation au cours des dix cycles, lors de la charge et de la décharge. c) et e) Même représentation mais à 4% de déformation nominale.

b) Sur le second tube nous avons imposé un cycle de charge décharge, pour différentes températures imposées : respectivement 310 K, 315 K, 320 K, 325 K, 320K, 315 K). Là aussi, des morphologies de localisation très différentes ont été mises en évidence grâce aux mesures de champs thermomécaniques : localisations en hélices ou en fronts annulaires, selon le niveau de température ou bien l'état de charge ou de décharge.

Toutes ces études sur le comportement de tubes NiTi superélastique lors d'essais de traction à température contrôlée n'ont pas encore été publiées. On renvoie le lecteur à [T3] pour des informations détaillées sur ce sujet.

4) Estimation de données physiques

4.1) Estimation de sources de chaleur dans le cas d'un changement de phase localisé. Jusqu'à présent, lors des estimations de sources de chaleur, nous considérons constantes, au cours du chargement, toutes les propriétés physiques intervenant dans l'équation de la chaleur, à savoir : ρ , C , et k . Les travaux de (Faulkner *et al.*, 2000) semblent remettre en question cette hypothèse pour la chaleur spécifique C et surtout pour le coefficient de conduction k qui selon ces auteurs varie du simple

au double : $C_M = 450 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$, $k_M = 14 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ pour la phase M et $C_A = 590 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$, $k_A = 28 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ pour la phase A . Ces mesures ont été faites sur un fil de NiTi dont la composition n'est cependant pas précisée. Les valeurs de C sont mesurées par DSC, celles de k ont été obtenues en confrontant les résultats expérimentaux (mesures locales de température avec 3 thermocouples) avec les résultats d'un modèle de conduction 1D transitoire. L'analyse des valeurs choisies dans la littérature pour les coefficients C , et k montre une grande dispersion⁴⁹; beaucoup d'auteurs se référant à des fiches matériaux des fabricants. Si les résultats de Faulkner *et al* se confirment on mesure l'intérêt de bien maîtriser les valeurs de ces propriétés.

En négligeant pour l'instant les variations de la chaleur spécifique, nous avons cherché à tenir compte des changements possibles de la conduction thermique en fonction de la phase du matériau. Réalisé pendant la thèse de P. Schlosser, ce travail sera présenté lors de la conférence Euromech de Lisbonne en septembre prochain [B13, (Schlosser et al., 2009c)], puis soumis en octobre prochain à la revue *Exp. Mechanics* [A14, (Louche et al., 2009b)] suite à cette conférence. On en résume ci-après la démarche ainsi que les principaux résultats.

Nous avons proposé trois types de modèles de conduction :

Modèle 1: conductivité thermique constante tout au long du chargement, indépendante de la position et de l'état du matériau :

$$k = \text{constante.} \quad (2.9)$$

Modèle 2: conductivité thermique homogène mais variant au cours du chargement, $k = k(t) = k(f_M(t))$, où f_M est la fraction de martensite. Dans un premier temps, on propose de faire évoluer linéairement k entre k_A et f_M :

$$k(t) = f_M(t) k_M + (1 - f_M(t)) k_A. \quad (2.10)$$

Modèle 3: conductivité thermique hétérogène, $k = k(P, t)$ où P est un point matériel de l'éprouvette. L'analyse des déformations en chaque point P montre que le changement de phase se produit très rapidement, les déformations axiales passant alors d'une valeur basse (1 %) à une valeur haute (6.5 %), d'où la proposition pour k :

$$\begin{cases} k = k_A \text{ si } E_{xx} < E_{AM} \\ k = k_M \text{ si } E_{xx} > E_{AM} \end{cases}, \quad (2.11)$$

où E_{AM} est un seuil fixe indiquant la transition de la phase A vers la phase M .

Modèle 4: conductivité thermique hétérogène, $k = k(P, t) = k(f_M(P, t))$. Le terme de diffusion $-k\Delta_2\theta$ s'écrivant alors :

$$\text{div}(-\overrightarrow{k\text{grad}}(\theta)) = -\text{div}(k(f_M)\overrightarrow{\text{grad}}(\theta)) = -k(f_M)\Delta_2\theta - \overrightarrow{\text{grad}}(k(f_M)).\overrightarrow{\text{grad}}(\theta). \quad (2.12)$$

L'évaluation de k nécessite de connaître, localement, la valeur de la fraction de martensite f_M . Comme rappelé dans [A8, (Favier *et al.*, 2007)] cette fraction peut être calculées à partir de la déformation locale ou de la source de chaleur. Dans le cas de cette dernière on utilise la relation :

$$f_M(P, t) = \int_0^t \dot{f}_M(P, u) du = \int_0^t \frac{\dot{q}_{tr}}{\Delta H_{A-M}^{trac}} du. \quad (2.13)$$

49. (Huang, 2002), synthétisant des valeurs de la littérature rapporte pour le NiTi, sans distinction entre les phases A et M , des valeurs suivantes : $C = 450$ à $620 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$, $k = 8.6$ à $18 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$. (Iadicola and Shaw, 2004) ont eux utilisé des valeurs classiques fournies par les fournisseurs de matériaux : $C = 823 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$, $k = 18 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$.

où $\Delta H_{A-M}^{traction}$ désigne la chaleur latente pour une transformation complète ($f_M = 1$) obtenue sous chargement de traction et $\dot{q}_{tr}$ est la puissance spécifique associée à la transformation obtenue via les sources de chaleur selon : $\dot{q}_{tr} = \frac{w'_{ch}}{\rho}$.

Le modèle 2 a été utilisé dans la thèse de P. Schlosser pour estimer les sources de chaleur dans le cas de l'essai de cisaillement, car supposé homogène. Les modèles 1 et 3 ont été exploités pour dépouiller les essais de traction sur tubes et plaques. Je présente maintenant un résumé des principaux résultats obtenus lors de l'analyse d'essais de traction sur plaques NiTi.

Résultats

La méthode de synchronisation spatio-temporelle a été utilisée pour présenter aux mêmes instants (fréquence f_{IR} des images thermiques) et sur la même grille ($CS - DIC$) les résultats. Un exemple à quatre instants particuliers du chargement est donné sur la Figure 2.59. Nous avons ici ajouté aux champs E_{xx} et θ les champs de sources de chaleur. Ces derniers sont notés s_M car calculés à partir du modèle 1 de conduction (eq. 2.9) où l'on a choisi $k = k_M$. Avec ce modèle, le plus simple, les estimations de sources de chaleur sont assez qualitatives. Elles permettent cependant de situer précisément dans l'espace et dans le temps les zones où se produit le changement de phase.

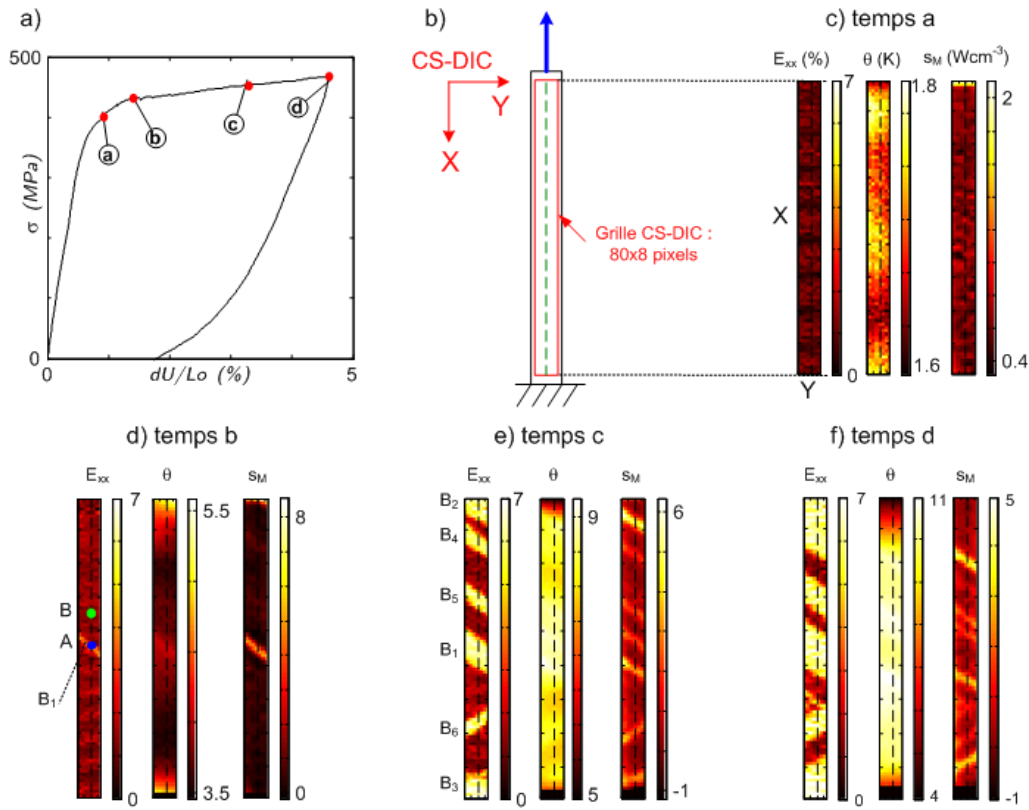


FIG. 2.59 – a) Réponse mécanique nominale obtenue lors d'un essai de traction à $\dot{U}/L_0 = 4.9 \cdot 10^{-4} s^{-1}$ sur une plaque NiTi. b) Schéma de la zone d'observation avec le système de coordonnées CS-DIC utilisé pour représenter les champs en configuration Lagrangienne. c) à f) Champs de déformation axiale E_{xx} , de variation de température θ et de sources de chaleur s_M à différents instants a, b, c et d repérés sur la réponse mécanique.

On se focalise ici sur le plateau de contrainte où, comme pour les tubes décrits précédemment, le comportement est très localisé. Cette localisation est assez nette dès le temps b sur les champs E_{xx} avec l'apparition d'une bande inclinée dans le champ d'observation, mais plus diffuse sur les champs thermiques θ . Les sources de chaleur estimées sont en revanche beaucoup plus localisées et mettent en évidence, une localisation en forme de bande inclinée (59° par rapport à l'axe de traction), identique

à celle mesurée sur les champs de déformation. Au milieu du plateau, la localisation, soulignée par le champ E_{xx} , est très importante. Deux couleurs prédominent sur ce champ. La couleur claire (jaune) montre clairement les zones martensitiques qui occupent près de la moitié de la zone d'observation. A cet instant les zones concernées par la transformation se situent sur les bords de ces “paliers hauts” de déformation mais il est difficile sur un tel champ instantané de bien les situer. Cela peut-être fait facilement en regardant le champ de sources de chaleur qui révèlent ces zones où s'opère la transformation martensitique.

Afin d'avoir un aperçu global de tout l'essai on va utiliser comme précédemment une représentation spatio-temporelle de ces champs en suivant au cours du temps un profil de E_{xx} , θ et s_M (Figure 2.60). On voit bien sur ces trois champs que la localisation commence, dans la zone d'observation, dès l'instant b . La première bande (notée B_1) apparaît au milieu de l'éprouvette. Les gradients de température signalent la présence de zone localisées, antérieures, près des mors. Les sources (Figure 2.60c) montrent que la bande B_1 s'élargit vers le bas de l'éprouvette. Deux bandes (B_2 et B_3) qui s'étaient formées en dehors de la zone d'observation apparaissent en haut et en bas de l'éprouvette. Trois autres bandes (B_4 , B_5 et B_6) apparaissent ensuite successivement au milieu des zones “froides” de l'échantillon, avant de s'élargir à leur tour. A la différence du mode de localisation en hélice observé sur les tubes, les bandes sont arrêtées sur les bords de l'éprouvette. Leur mode de progression est alors un élargissement d'un ou des deux côtés du front incliné initial. Comme souligné déjà à plusieurs reprises les champs thermiques (Figure 2.60b) sont si diffus qu'il est difficile de situer précisément dans le temps et dans l'espace les zones de transformation. Le matériau n'étant pas superélastique à cette température aucun plateau de transformation inverse n'a pu être observé à la décharge.

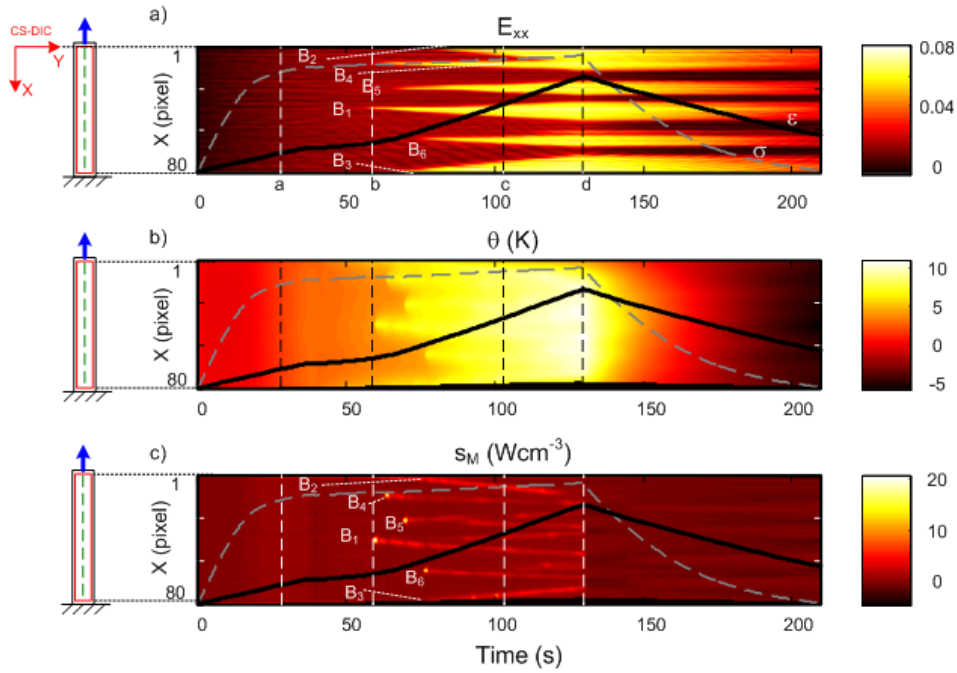


FIG. 2.60 – Représentation spatio-temporelle. a) Evolution temporelle d'un profil axial (colonne centrale tracée en pointillée sur le schéma de gauche) de déformation axiale E_{xx} . b) et c) évolutions temporelles d'un profil axial de variation de température θ et de source de chaleur s_M . Les deux courbes superposées sont les évolutions de la contrainte et de la déformation axiale; voir Figure 2.59 pour les valeurs des amplitudes.

La sensibilité des valeurs des sources au choix du coefficient de conduction k a été étudiée dans la thèse de P. Schlosser. Nous avons alors montré que les sources de chaleur, très localisées, étaient fortement dépendantes du terme de diffusion $-k\Delta_2\theta$, et donc très influencées par les valeurs constantes choisies pour k . Je présente maintenant les résultats obtenus avec le Modèle 3 de conduction.

Le seuil en déformation E_{AM} , introduit dans l'équation 2.11, est illustré Figure 2.61a. L'évolution

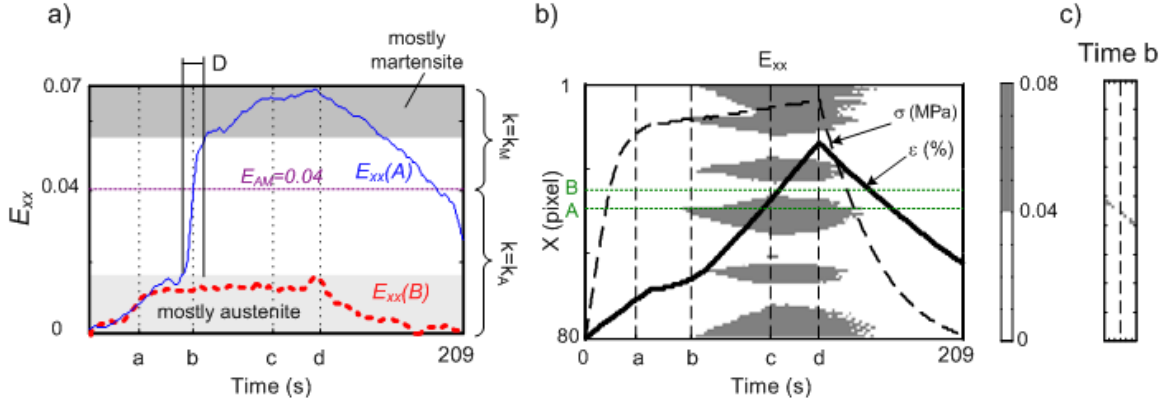


FIG. 2.61 – a) Evolution temporelle aux points matériels A et B de la déformation axiale de Green Lagrange $E_{xx}(A)$ et $E_{xx}(B)$. L'intervalle de temps D entre l'état majoritairement austénitique et l'état majoritairement martensitique est également indiqué, ainsi que le seuil en déformation E_{AM} de transition entre ces deux phases. b) Evolution spatio-temporelle de E_{xx} , en configuration Lagrangienne, avec deux niveaux de couleurs séparés par le seuil E_{AM} . Les deux courbes superposées sont les évolutions de la contrainte et de la déformation axiale; voir Figure 2.59 pour les valeurs des amplitudes.

temporelle de E_{xx} au point matériel A (repéré sur la Figure 2.59d) montre que la déformation passe rapidement d'une valeur basse ($\approx 1.5\%$) à une valeur haute ($\approx 5.5\%$) pendant un intervalle de temps D assez court. Les valeurs de déformation atteintes après ce saut confirment encore une fois que la transformation n'est pas complète car bien inférieure aux 8% rapportées dans la littérature. Le seuil E_{AM} a été fixé arbitrairement à la valeur moyenne du saut dans l'intervalle D, soit $E_{AM} = 0.04$. Les zones de l'éprouvette situées en deçà et au delà de ce seuil tracées sur la Figure 2.61b correspondent donc aux zones où les calculs de sources ont été réalisés avec $k = k_A$ et $k = k_M$.

Les résultats de sources de chaleur obtenus avec ce modèle sont présentés sous la forme de profils axiaux sur la Figure 2.62c, en configuration Lagrangienne. Au temps a les champs de déformation axiale (Figure 2.62b) et de sources sont homogènes et de faible intensité. Au temps b un pic de sources, situé au même endroit que le pic de déformation, apparaît. Aux instants c et d les bandes de localisations de propagent en s'élargissant. On remarque également que les positions des pics de sources de chaleur coïncident avec les zones de fort gradient de déformation (voir les lignes verticales en pointillé pour l'instant d).

4.2) Estimation d'énergie calorifique locale sous charge ("DSC locale in-situ"). Intégrées dans le temps en chaque point matériel les sources de chaleur fournissent une estimation de la chaleur mise en jeu par la transformation. A la différence d'une DSC classique opérant à charge nulle sur un échantillon de taille réduite de matériau (quelques mg en général) on atteint dans la méthode que nous proposons une "DSC locale in-situ". Certes, à cause des incertitudes sur les coefficients matériau du modèle thermique, nos estimations sont pour l'instant à analyser avec prudence. Cependant, les valeurs que nous obtenons sont admissibles vis à vis de celles couramment admises pour ces matériaux. La Figure 2.62d fait en effet apparaître des valeurs d'énergie de 27 J/g, au temps d, dans des zones où la transformation s'est produite. La transformation n'étant pas complète, cette valeur sous estime la chaleur latente de transformation. Néanmoins, on remarque que cette énergie mesurée sous charge est bien supérieure à celle mesurée à charge nulle (13 J/g) par DSC, résultats en accord avec les travaux de (Favier and Liu, 2000).

Pour terminer je présente sur la Figure 2.63 une représentation spatio-temporelle des champs E_{xx} et du champ d'énergie calorifique massique q . La ressemblance entre ces deux champs obtenus à partir de données initiales indépendantes (images visible et infrarouge) est assez remarquable. La position ainsi que les intensités relatives sont les mêmes sur ces deux représentations. Bien que cela ne constitue pas un moyen de validation de la DSC que nous proposons, ce type de rapprochement montre l'intérêt

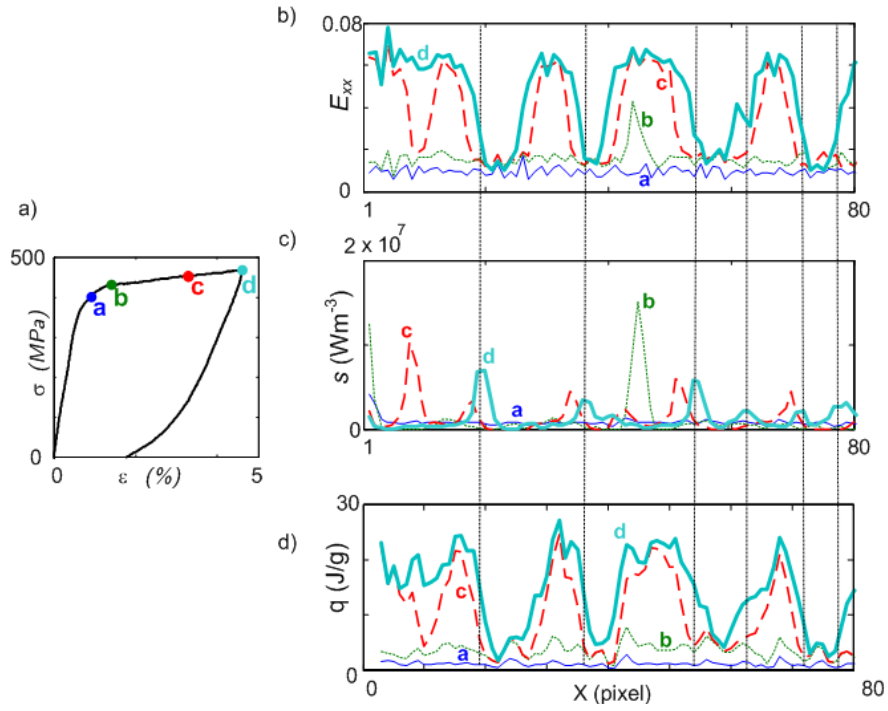


FIG. 2.62 – a) Réponse contrainte-déformation nominales et indication des quatre temps sélectionnés durant le plateau de contrainte à la charge. b) Profils axiaux, aux quatre instants (a, b, c, d), de la déformation axiale de Green Lagrange E_{xx} , tracés en configuration Lagrangienne. c) Profils axiaux des sources de chaleur s estimées avec le Modèle 3 de conduction thermique, tracés également en configuration Lagrangienne. d) Profils axiaux d'énergie q , obtenus par intégration temporelle des sources $s(X,Y,t)$ en chaque point matériel (X,Y) du profil.

et le potentiel d'une telle méthode pour étudier, en particulier, le comportement des AMF.

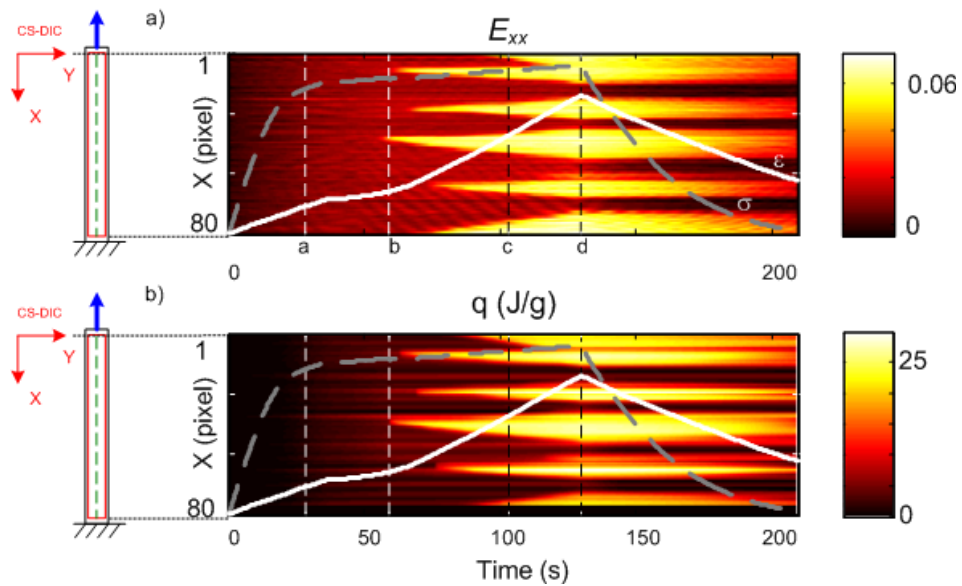


FIG. 2.63 – Représentation spatio-temporelle. Evolution temporelle d'un profil axial (colonne centrale tracée en pointillée sur le schéma de gauche) de: a) déformation axiale E_{xx} , b) d'énergie calorifique q . Les deux courbes superposées sont les évolutions de la contrainte et de la déformation axiale; voir Figure 2.59 pour les valeurs des amplitudes.

2.3 Bilan

Six exemples de localisation viennent d’être présentés et étudiés avec les mêmes outils et méthodologies. J’ai essayé, à chaque fois, de montrer l’apport des mesures de champs thermiques et des estimations de sources de chaleur pour détecter et analyser ces différents types de localisation. L’analyse directe des seuls effets thermiques, dans ces différents exemples, ne suffit en général pas à détecter et/ou à discriminer les mécanismes physiques mis en jeu. Tenant compte des échanges thermiques, les sources de chaleur offrent plus de sensibilité dans la description spatio-temporelle de ces localisations. Elles permettent également, par rapprochement avec l’énergie mécanique apportée, d’établir des bilans d’énergie ou bien encore, dans le cas des AMF, de mesurer localement les puissances calorifiques mises en jeu lors d’un changement de phase (“DSC locale in situ”).

CHAPITRE 3

Travaux de Recherche actuels

Mon congé Recherche (Délégation CNRS de Septembre 2008 à Août 2009) au laboratoire 3S-R de Grenoble m’a permis cette année de mener à bien les projets principaux suivants que je résume ci-après.

3.1 Comportement thermomécanique des AMF NiTi

a) Valorisation du travail de thèse de P. Schlosser avec la rédaction de deux articles. Le premier, qui vient d’être soumis à *Acta Materialia* [A13, (Schlosser *et al.*, 2009a)] porte sur l’étude du comportement de plaques AMF NiTi superélastiques au tout début d’un chargement de traction, à un stade où les grandeurs thermomécaniques (déformation, température, sources) sont encore homogènes. Le comportement de ces matériaux à ces faibles niveaux de chargement a été peu étudié dans la littérature. Il est souvent considéré, dans les modèles notamment, comme associé à une déformation élastique de la phase austénite. Grâce aux mesures thermiques et aux sources de chaleur déduites, nous avons pu montrer que les mécanismes de déformation étaient principalement de l’élasticité (de la phase A) au tout début du chargement ($\sigma < 100 \text{ MPa}$). Ensuite, deux autres mécanismes sont successivement observés. Le premier, conduisant à un module tangent $d\sigma/d\varepsilon$ plus faible, pourrait être associé à des phénomènes qualifiés dans la littérature de “précurseurs”. Le deuxième, beaucoup plus exothermique, est associé à une transformation martensitique diffuse s’installant avant le plateau de contrainte.

Le second article [A14, (Louche *et al.*, 2009b)] concerne l’observation et l’analyse du changement de phase localisé sur des plaques AMF NiTi. On y présente dans un premier temps la méthode mise en place pendant la thèse de P. Schlosser pour synchroniser champs thermiques et champs cinématiques (voir partie “*Synchronisation spatio-temporelle des champs thermiques et cinématiques*” page 45 de ce mémoire). Puis, on expose différentes méthodes pour estimer les sources de chaleurs dans une situation où le changement localisé entraîne des différences importantes, dans l’espace, entre les coefficients de conduction de l’austénite et de la martensite (voir partie “*4.1 Estimation de sources de chaleur dans le cas d’un changement de phase localisé*” page 114 de ce mémoire). Enfin, on montre des résultats de sources de chaleur et de leur intégration temporelle fournissant ce que nous avons appelé une “DSC locale in-situ”. Les mesures d’énergie calorifique locale obtenues sont alors supérieures (27 J/g) à celles mesurées (13 J/g) en DSC classique, sans chargement mécanique.

L’article [A14, (Louche *et al.*, 2009b)] sera soumis à *Experimental Mechanics*, suite à la conférence Euromech de Lisbonne [B13, (Schlosser *et al.*, 2009c)] en Septembre prochain, conférence à laquelle j’ai été invité à présenter nos travaux. Une autre communication invitée est également prévue sur ce sujet en septembre prochain (conférence Esomat de Prague sur les AMF [B15, (Schlosser *et al.*, 2009b)]).

b) Préparation et réalisation d'essais de type "Bulge Tests" sur des plaques en NiTi superélastiques (austénitique) ou ferroélastiques (martensitique). Ce travail est mené en collaboration avec des collègues de l'Université de Bretagne Sud à Lorient (Gérard Rio et Vincent Grolleau). Afin de préparer ces expériences, j'ai fait des DSC de ces matériaux ainsi que des caractérisations de leur comportement en traction. Les premiers essais de bulge test ont eu lieu à Lorient à la fin du mois de Février 2009. Des mesures de champs cinématiques (3D) et thermiques ont été réalisées lors de ces essais. Une phase de simulation, grâce au code éléments finis Herezh¹ de G. Rio, complétera ces travaux expérimentaux originaux. Une première communication sur ces travaux est prévue en septembre prochain lors du colloque International Esomat de Prague sur les AMF [B14,(Grolleau *et al.*, 2009)].

c) Etude de la déformation, par réorientation de martensite, de plaques en NiTi (en état martensitique) soumises à des chargements de traction. L'analyse de la littérature montre que peu d'études ont été consacrées à ce type de comportement. Au cours d'essais préliminaires, avec mesures de champs, nous avons mis en évidence un comportement particulier de ces matériaux. Ce travail, mené en collaboration avec Y. Liu (Univ. Western Australia), devra être approfondi au cours de la thèse qui commencera à 3S-R en Octobre 2009.

d) Construction d'un exemple, expérimental, de validation de sources de chaleur. Ce dernier exemple de validation prend comme référence la DSC d'un AMF NiTi mesurée par un protocole normalisé (dispositif Perkin Elmer du laboratoire SIMAP). Profitant du soutien sur la partie expérimentale de T. Damevin, en stage DUT SGM au laboratoire 3S-R en Mai et Juin 2009, j'ai pu commencer à tester cette approche pour l'instant dans le cas de modèles de thermique 0D (eq. 1.14) et 1D (eq. 1.13). Je résume ci-après les résultats obtenus dans le cas 0D.

Dans ce cas, on observait avec deux thermocouples le refroidissement naturel d'un échantillon NiTi martensitique à l'ambiante, depuis un écart initial de $80K$, par rapport à une ambiante à $279K$. Le modèle de thermique 0D (eq. 1.14) est complété par un terme prenant en compte le rayonnement. Il prend également en compte une valeur de chaleur spécifique évoluant en fonction de la température² afin de respecter les résultats de (Faulkner *et al.*, 2000). Un exemple caractéristique de résultat obtenu est tracé sur la Figure 3.1a pour le refroidissement mesuré par un thermocouple. On remarque, par rapport à un refroidissement naturel de type exponentielle décroissante, des anomalies générées par les changements de phases exothermiques de ce matériau. Les sources de chaleur massique $\dot{q} = \frac{w'_{ch}}{\rho}$ ont été ensuite estimées avec ces données expérimentales et avec le modèle de thermique 0D. Afin d'être confrontées, les sources de chaleur massiques (en W/g), estimées par notre méthode et par DSC, ont été normées par $\dot{T}$, où $\dot{T}$ est la vitesse de refroidissement ($10K/min$ pour la DSC). On note $DSC_{exp} = \frac{\dot{q}}{\dot{T}} = \frac{w'_{ch}}{\rho\dot{T}}$ la réponse en DSC estimée à partir des sources de chaleur estimées et DSC_{ref} la DSC de référence mesurée avec la machine Perkin Elmer. L'évolution avec la température de ces deux DSC, tracée sur la La Figure 3.1b, montre que la DSC déduite des sources de chaleur estimées par la méthode est en bon accord avec la référence. Cet accord est quantitatif pour les températures de transformation et pour les amplitudes du second pic³, l'amplitude du premier pic étant sous estimée.

1. Dans lequel sont implantées les lois étudiées dans les thèses de D. Favier, P.Y. Manach et L. Orgéas.

2. La chaleur spécifique C évolue linéairement de $C_A = 590 Jkg^{-1}K^{-1}$ pour l'austénite à $C_A = 450 Jkg^{-1}K^{-1}$ pour la martensite. Cette correction du modèle semble avoir cependant une influence assez faible sur les résultats.

3. Traduisant un changement de phase $R \rightarrow M$, le premier pic entre 50 et $60^\circ C$ étant associé au changement de phase $A \rightarrow R$.

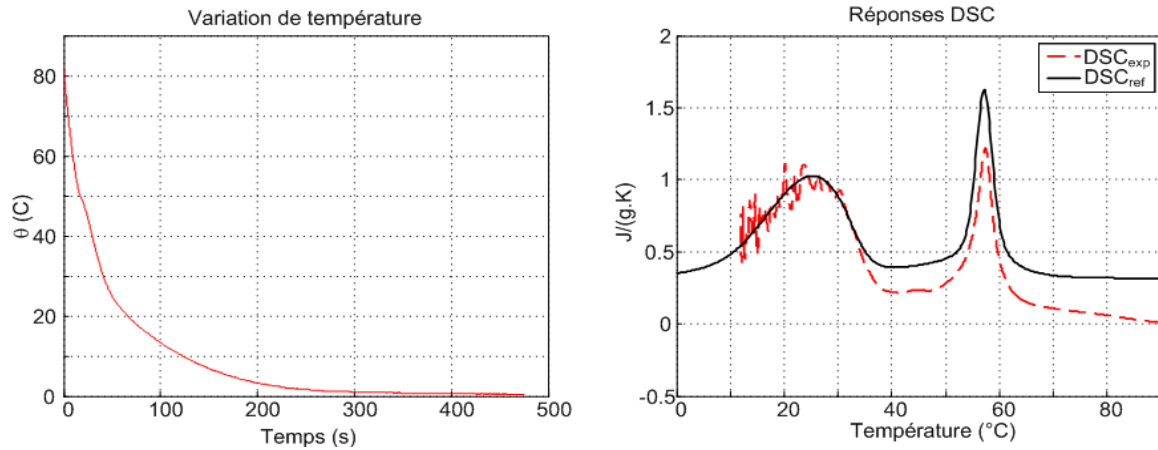


FIG. 3.1 – a) Refroidissement d'une éprouvette NiTi, martensitique à l'ambiante ($T_0 = 6^\circ C$), mesuré avec un thermocouple. b) DSC déduite de l'estimation des sources de chaleur (DSC_{exp}) comparée à la DSC de référence (DSC_{ref}).

La confrontation avec des mesures DSC de référence, sur cet exemple et sur l'exemple 1D non présenté ici, des DSC déduites des sources de chaleur est encourageante. Ce type d'exemple test constitue un moyen expérimental de valider la méthode d'estimation des sources de chaleur proposée. Ces premières études devront être poursuivies et approfondies : tests de sensibilité des modèles aux paramètres matériaux, test du modèle de thermique 2D, tests sur d'autres DSC de référence,...

3.2 Bilans d'énergie

Ce thème de Recherche est mené principalement à travers les trois collaborations suivantes :

a) Validation thermomécanique de modèles de plasticité à variables internes. Il s'agit ici d'un travail réalisé en collaboration avec nos collègues Norvégiens de Trondhiem : O.S. Hopperstad, T. Borvik de l'Université de Trondhiem (NTNU) et S. Dumoulin de SINTEF. Cette collaboration dure depuis un an environ et a donné lieu à un article qui a été soumis en Avril à Europ. J. Of Mech. A-Solids [A12, (Dumoulin *et al.*, 2009)].

L'objectif du travail mené en coopération est d'associer des compétences complémentaires (modélisation et simulation côté Norvège; mesures de champs thermomécaniques et bilans d'énergie expérimentaux, côté France) sur le thème de la validité thermomécanique des modèles de comportement. Une campagne d'essais a été réalisée au printemps 2008 sur des essais de traction monotone menés sur des aciers. De fortes localisations associées à la propagation de bandes de Lüders ont été observées sur les champs thermiques, puis sur les sources de chaleur mesurées (Figures 3.2a,b). Un modèle de plasticité à variables internes a été intégré dans le logiciel éléments finis LS Dyna. Il s'agit d'un modèle de plasticité associée, avec un écrouissage isotrope non linéaire à deux variables, et une contrainte d'écoulement possédant un plateau initial de manière à restituer la localisation en bande de Lüders. Ce modèle est capable de reproduire les sources de chaleur localisées accompagnant les bandes de Lüders (Figure 3.2d). Les sept paramètres du modèle ont été identifiés de manière à respecter à la fois la réponse mécanique et l'évolution du coefficient de Taylor-Quinney β (fraction de puissance plastique convertie en chaleur) également estimée lors de l'expérience. La Figure 3.2c montre le bon accord entre simulation et expérience, cette dernière fournissant une valeur de β estimée à 0.7 pendant le plateau de contrainte puis variant de 0.5 à 0.7 avant l'activation du critère de charge maximale de Considère, peu avant $\varepsilon_p = 0.12$.

b) Estimations de la fraction de travail plastique convertie en chaleur. Cette étude est réalisée dans le cadre de la thèse en cours de Thomas Pottier, encadrée dans notre laboratoire (SYMME)

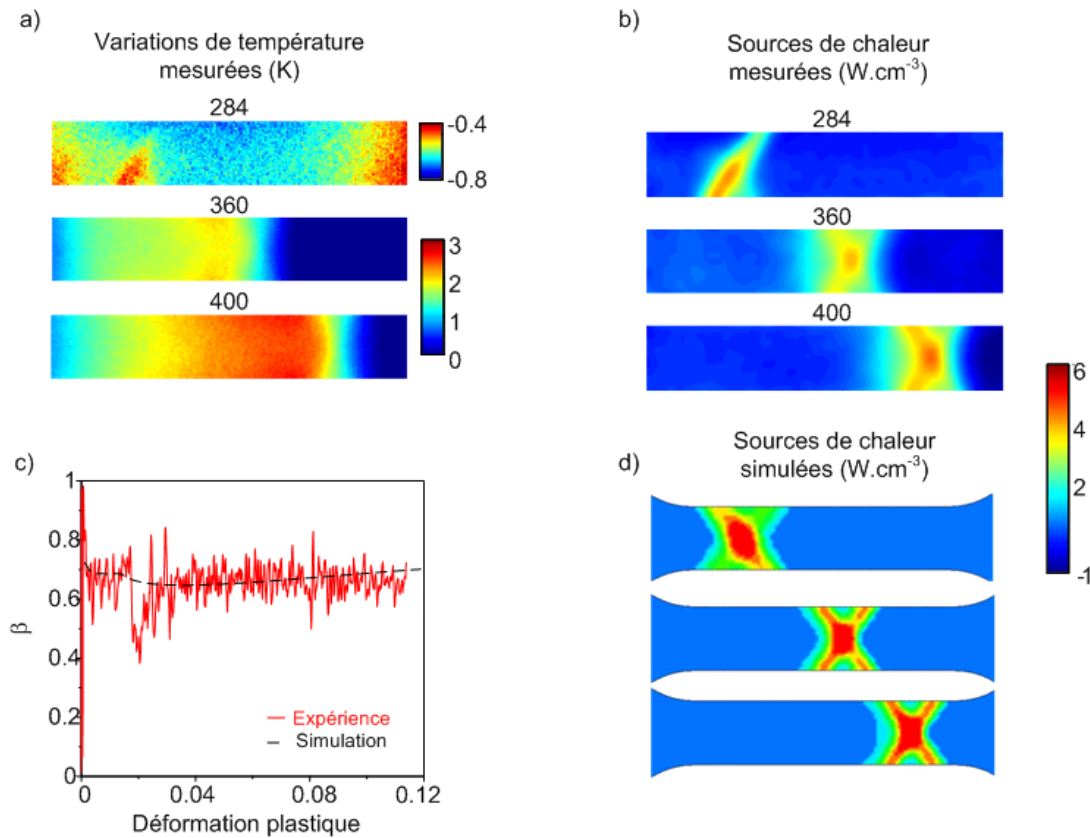


FIG. 3.2 – a) Champs de variations de température mesurés à trois instants (images 284, 360 et 400) d'un chargement de traction. b) Champs de sources de chaleur estimés aux mêmes instants, montrant des localisations associées à la propagation de bandes de Lüders. c) Coefficient de Taylor-Quinney β mesuré et simulé. d) Champs de sources de chaleur simulés aux mêmes instants que l'expérience. L'échelle de couleur des sources de chaleur est commune aux figures b et d. Extrait de [A12, (Dumoulin et al., 2009)].

par P. Vacher et F. Toussaint. La première année de la thèse a été consacrée au développement de procédures d'identification, par méthode inverse⁴, de modèles de comportement (lois de plasticité de type puissance, anisotropes) exploitant dans un premier temps les mesures de champs cinématiques et de charge globale appliquée à une éprouvette entaillée. Cette première étape étant terminée, T. Pottier exploite actuellement les champs thermiques mesurés lors de ces essais. Notre objectif est d'estimer, par méthode inverse, la fraction de travail plastique convertie en chaleur au cours de la déformation du matériau. Les paramètres du modèle mécanique identifiés à partir des seuls champs cinématiques sont utilisés dans un premier temps pour calculer, via le logiciel Abaqus dans lequel est implanté le modèle, la distribution locale de la puissance plastique volumique w'_p . Cette dernière est alors pondérée par un coefficient de Taylor-Quinney β exprimé à partir de différents modèles (β constant, β évoluant en fonction de la déformation plastique locale,...). Une seconde modélisation éléments finis, thermique cette fois, est ensuite réalisée en prenant pour sources de chaleur locales le terme $\beta w'_p$ précédemment défini. Les paramètres du modèle de β sont enfin identifiés par la même méthode inverse en minimisant les écarts entre les champs de température simulés et ceux obtenus lors de l'expérience.

Une communication sur ce travail sera présentée pour le prochain Congrès Français de Mécanique à Marseille [E14, (Pottier et al., 2009b)].

c) Simulation thermomécanique d'une opération d'étirage de tubes. Une thèse Cifre (thèse de M. Palengat en collaboration avec la société Minitubes de Grenoble) est actuellement en cours au

4. Recalage par éléments finis.

laboratoire 3S-R sur la modélisation d'une opération d'étirage à froid de tubes en acier inox ou en alliage cobalt. L'objectif est de simuler le comportement mécanique mais aussi thermique du tube lors de son étirage. Une modélisation éléments finis axisymétrique, thermomécanique couplée, a été construite avec l'aide du logiciel Abaqus. Ma contribution à ce travail a porté principalement sur la caractérisation expérimentale du coefficient β de Taylor-Quinney pour ces matériaux. Une communication sur ce sujet sera présentée au congrès Euromech de Lisbonne en septembre prochain [B16, (Palengat *et al.*, 2009)].

Conclusions et Perspectives

Conclusions

Ce document synthétise mes activités d'Enseignement et de Recherche depuis ma thèse en 1999. J'ai essayé de résumer les principales étapes de ces années riches d'apprentissages, de rencontres ou bien encore de découvertes. L'équilibre entre nos trois missions, Enseignement, Administration et Recherche, n'est pas toujours simple à trouver. Elles n'en demeurent pas moins passionnantes et riches d'échanges mutuels et de remises en cause, toujours nécessaires pour apprendre et progresser.

Le travail en équipe fût également un des points forts de ces années, qu'il s'agisse de l'équipe d'enseignants réunis autour d'une filière ou d'un module, des différentes collaborations dans lesquels mes projets de Recherche ont été menés ou bien encore l'équipe que nous formons avec nos thésards. Sans eux, beaucoup de projets n'auraient pu se développer ou aboutir. J'ai particulièrement apprécié leur encadrement, quasi quotidien, depuis leurs premières formations aux méthodes nécessaires à leur projet jusqu'à la rédaction de mémoire puis leur soutenance.

Deux thèmes ont émergé au cours de mes années de Recherche :

- (i) mesures de champs thermiques et estimations de sources de chaleur,
- (ii) étude de certains phénomènes de localisation.

Initiés pendant ma thèse, mes travaux sur le thème (i) se sont poursuivis à l'Université de Savoie lorsque nous avons acquis en 2003 une caméra thermique. La collaboration avec mes collègues de Grenoble sur les Alliages à Mémoire de Forme Nickel-Titane (AMF NiTi), dans le cadre du co-encadrement de thèse de Pauline Schlosser, m'a également permis d'étendre aux cas de tubes minces mes travaux sur l'estimation de sources de chaleur. Enfin, dernièrement, nous avons proposé des expériences simples permettant de valider ces estimations de sources de chaleur sur des matériaux de type AMF, en prenant pour référence leur DSC. Mes Recherches sur le thème (ii), celui de la localisation, ont commencé dès mon DEA (localisations en bandes de cisaillement) puis lors de ma thèse (bandes de Lüders et striction). Elles se sont poursuivies ensuite à l'occasion de différents projets ou thèses (bandes PLC dans un alliage AlMg, localisation de l'endommagement dans un polymère, localisation de la plasticité dans un multicristal d'aluminium, changements de phase localisés dans les AMF NiTi).

Ce mémoire fait état des rapprochements que j'ai pu effectuer, au cours de mes différents projets, entre ces deux thèmes (i et ii).

Bien que la nature des mécanismes physiques associés à chaque type de localisation (bandes de Lüders, striction, bandes PLC, bandes de changement de phase, ...) soit différente, j'ai montré que l'on pouvait utiliser la même démarche de mesures et d'analyses de champs thermomécaniques pour étudier ces phénomènes. La méthode proposée a alors permis :

- de détecter, expérimentalement, l'apparition d'une localisation,
- de caractériser, dans l'espace et dans le temps, chaque forme de localisation,
- de quantifier les sources de chaleur (puissance volumique) mises en jeu : thermoélasticité, dissipation intrinsèque, puissance calorifique associée au changement de phase,
- de discriminer certains mécanismes de déformation (notamment dans l'étude des AMF NiTi),
- de construire des bilans d'énergie expérimentaux et de proposer un moyen de mesure de type « DSC locale in situ ».

Ces travaux ont mis en évidence, à l'échelle macroscopique, de nombreux points communs entre ces différentes localisations : type d'essai concerné (principalement traction), « plateau » sur la réponse mécanique, cinétique de la propagation, orientations des bandes, ... A ce stade, il est encore difficile de pouvoir proposer de les réunifier sous une théorie unique capable d'expliquer les raisons de ces points communs. Même si certaines causes, adoucissement structural (réduction de la section en traction) ou matériel (dé-ancrage de dislocations ou changement de phase par exemple), peuvent expliquer une part de ces points communs, beaucoup de travaux restent encore à mener pour comprendre ces phénomènes et leurs mécanismes aux différentes échelles. De quoi espérer faire encore de bien belles expériences. . .

Perspectives

Les perspectives à ce travail ne manquent pas. Une des principales que je me fixe est celle de rechercher des méthodes d'estimation de sources de chaleur plus performantes, tout en respectant des temps de calculs raisonnables. Plusieurs voies sont envisagées. La première consistera à améliorer la méthode existante, notamment au niveau de la stratégie retenue actuellement pour le prolongement périodique spatial. J'ai donné dans ce mémoire quelques références bibliographiques de méthodes pouvant être utilisées. Certaines d'entre elles devront être étudiées et mises à l'épreuve des différents benchmarks théoriques et expérimentaux existants et à venir. La perspective, évoquée à plusieurs reprises dans ce mémoire, de réaliser des DSC locales in situ est intéressante. Nos premières confrontations avec des DSC de référence sont encourageantes mais il reste à améliorer les modèles de thermique afin de prendre en compte les hétérogénéités de certaines propriétés des matériaux étudiés.

Attiré par des activités de Recherche à caractère expérimental, couplant des observations multiphysiques liées au comportement des matériaux et des méthodes de traitement du signal, c'est principalement vers ce type de travaux de Recherche que je compte m'investir à l'avenir.

Quelques uns de ces projets en cours, ou à venir, sont rapidement présentés ci-après.

1) Thèse sur le comportement thermomécanique d'AMF NiTi. Une nouvelle thèse, en collaboration avec Denis Favier (Laboratoire 3S-R), va commencer (à Grenoble) à l'automne prochain. Il s'agira de poursuivre la méthodologie mise en place pendant la thèse de Pauline Schlosser en exploitant les mesures couplées de champs cinématiques et thermiques. Dans ce projet nous prévoyons :

- d'améliorer les estimations et les validations des sources de chaleur afin de pouvoir disposer de DSC locales in situ,
- de mettre en place de nouvelles observations expérimentales lors d'essais non conventionnels sur ces matériaux (cisaillement, flexion, bulge,...),
- d'étudier le comportement de mousses en NiTi,
- de confronter nos observations expérimentales avec les modèles.

Ce travail sera mené en collaboration avec Gérard Rio à Lorient et Yinong Liu en Australie, dans le cadre du programme d'échange Franco Australien FAST qui se poursuit. Notre groupe de Recherche sur le comportement des AMF NiTi, réunissant en France nos trois laboratoires de Grenoble, Lorient et Annecy, seront renforcées au premier semestre 2010 par l'accueil au Laboratoire 3S-R de Grenoble, pendant trois mois, des Professeurs Yinong Liu (University of Western Australia, Australie) et Peter Sittner (Institut de Physique de Prague, République Tchèque, organisateur de la prochaine conférence ESOMAT sur les transformations martensitiques).

2) Poursuite de la collaboration avec F. Toussaint et Pierre Vacher sur le travail de thèse de Thomas Pottier. Ce sujet de collaboration, sur l'estimation du coefficient de Taylor-Quinney lors de la déformation d'un matériau, a été présenté dans la dernière partie de ce mémoire. Ce travail d'identification, par méthode inverse, d'un modèle d'évolution de ce coefficient va être poursuivi et confronté à des estimations basées sur des mesures de champs de sources de chaleur.

3) Participation à un projet ANR Cette ANR (PEPS : PELlet Photonic Sensor), qui vient d'être obtenue très récemment, a été déposée par mes collègues Marc Lomello et Thomas Mazingue du groupe "Matériaux Fonctionnels" de notre laboratoire. Le projet PEPS propose de développer un capteur optique et catalytique pour la détection d'espèces chimiques, principalement le monoxyde de carbone. L'approche est basée sur une étude de nanomatériaux catalytiques, de composants microstructurés, et d'un couplage de phénomènes multi-physiques : catalyse, thermique et optique. Des nanopoudres, mises au point dans notre laboratoire, ont la particularité de réaliser la réaction exothermique d'oxydation du CO à température ambiante, et ce de manière très exothermique (250 kJ/mole). Ma contribution à ce projet consistera à mettre au point des mesures, avec la caméra infrarouge, de la surface du capteur au cours de la réaction chimique. Ce projet présente des challenges intéressants qu'il faudra relever :

quantification de l'émissivité de la poudre observée, mesures à l'intérieur d'une enceinte à vide grâce à un hublot transparent aux IR, mesures avec un objectif macro sur une scène de quelques mm², ...

4) Travaux sur la récupération énergie. La propriété d'effet mémoire confère aux AMF la possibilité de convertir de l'énergie calorifique en énergie mécanique. Dans le cadre d'un projet de fin d'études Ingénieurs j'ai dirigé la conception d'un prototype de système convertissant de l'énergie électrique, chauffant par effet Joule un ressort en AMF NiTi, en énergie mécanique (énergie potentielle). Cette première étape devrait maintenant être suivie d'une étude de modélisation thermomécanique de cet actionneur puis d'une autre étude visant à remplacer l'énergie électrique par une source d'énergie renouvelable. Ces actions s'inscrivent dans le cadre de travaux communs avec mes collègues du groupe "Récupération d'énergie" qui vient d'être mis en place dans le laboratoire Symme.

5) Exploitation des mesures de champs thermomécaniques pour l'étude d'autres matériaux. Les nombreux travaux menés en commun avec Pierre Vacher m'ont permis d'acquérir une expérience importante dans le domaine de la mesure et de l'analyse de champs cinématiques. Je compte, à l'avenir, mettre à profit ce savoir faire pour développer les travaux sur les mesures contraintes résiduelles dans le béton ainsi que sur le comportement du bois.

Le premier sujet fait suite à la collaboration que j'ai menée, avec Pierre Vacher, avec une grande entreprise du BTP. Des projets préliminaires d'étudiants ont montré, via la réalisation d'une machine prototype et de tests, la faisabilité de mesurer des contraintes résiduelles dans du béton à partir de mesures de champs de déformation. Ce projet sera poursuivi dans le cadre de la collaboration industrielle existante. Le second sujet concerne le comportement du bois, matériau d'avenir aux multiples applications potentielles. Attiré par ce matériau, je souhaite à l'avenir participer à des Recherches le concernant. Cette implication pourrait se faire, de manière non exhaustive, sur les deux sujets suivants : mesures des constantes élastiques par méthode inverse, mesures de contraintes résiduelles.

6) Poursuite de mes travaux sur la localisation. Le thème de la localisation restera bien sûr l'un de mes thèmes principaux de Recherche, notamment en ce qui concerne les localisations de type PLC ou celles concernant les AMF NiTi. Dans les deux cas, je compte étudier, lors de prochaines expériences, l'influence de la géométrie et du type de chargement sur ces localisations.

References

- H. Ait-Amokhtar, C. Fressengeas, and S. Boudrahem. The dynamics of Portevin-Le Chatelier bands in an AlMg alloy from infrared thermography. *Mater. Sci. Eng., A*, 488:540–546, 2008.
- V.S. Ananthan and Hall E.O. Macroscopic aspects of lüders band deformation in mild steel. *Acta metall. Mater.*, 39 (12):3153–3160, 1991.
- R. Arrieux. *Détermination théorique et expérimentale des courbes limites de formage en contraintes*. PhD thesis, Thèse d'état, Insa Lyon, 1990.
- K. Atchonouglo. *Identification des paramètres caractéristiques d'un phénomène mécanique ou thermique régi par une équation différentielle ou aux dérivées partielles*. PhD thesis, Université de Poitiers, France, 2007.
- X. Balandraud. *Changement de phase et changements d'échelle dans les alliages à mémoire de forme*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 2000.
- F. Belmahjoub. *Comportement thermomécanique de matériaux métalliques sous divers trajets de chargement uniaxe*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 1990.
- A. Benallal, T. Berstad, T. Borvik, O.S. Hopperstad, I. Koutiri, and R. Nogueira de Codes. An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin-Le Chatelier effect. *International Journal of Plasticity*, 24(10):1916–1945, 2008.
- B. Berthel, A. Chrysochoos, B. Wattrisse, and A. Galtier. Infrared image processing for the calorimetric analysis of fatigue phenomena. *Experimental Mechanics*, 48(1):79–90, February 2008.
- B. Berthel. *Mesures thermographiques de champs de dissipation accompagnant la fatigue à grand nombre de cycles des aciers*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 2007.
- M.B. Bever, D.L. Holt, and A.L. Titchener. The stored energy of cold work. *Progress in Materials Science*, pages 5–177, 1973.
- M.S. Bharathi, M. Lebyodkin, G. Ananthakrishna, C. Fressengeas, and L.P. Kubin. Multifractal burst in the spatiotemporal dynamics of jerky flow. *Phys. Rev. Lett. E*, 73:036114(1)–036114(8), 2001.
- L. Bodelot, L. Sabatier, E. Charkaluk, and P. Dufrenoy. Experimental setup for fully coupled kinematic and thermal measurements at the microstructure scale of an AISI 316L steel. *Materials Science And Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure And Processing*, 501(1-2):52–60, February 2009.
- L. Bodelot. *Etude du couplage de champs cinématiques et thermiques à l'échelle de la microstructure des matériaux métalliques*. PhD thesis, Université de Lille, 2008.

- K. Bouabdallah. *Caractérisation de l'effet Portevin-Le Châtelier dans les alliages aluminium magnésium - Apport des techniques d'analyse d'images*. PhD thesis, Université de Savoie, 2006.
- R. Bouc and B. Nayroles. Méthodes et résultats en thermographie infrarouge des solides. *Journal de Mécanique Théorique Appliquée*, 4(1):27–58, 1985.
- T. Boulanger. *Analyse par thermographie infrarouge des sources de chaleur induites par la fatigue acier*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 2004.
- B Brindley and P. Worthington. Yield point phenomena in substitutional alloys. *Metallurgical Reviews*, 145:101–114, 1970.
- L.C. Brinson, I. Schmidt, and R. Lammering. 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(7):1549–1571, July 2004.
- P. Brémont. *Développement d'une instrumentation infrarouge pour l'étude des structures mécaniques - Application à l'étude des extrémités de fissures*. PhD thesis, Université de Marseille, 1982.
- H. D. Bui, A. Ehrlacher, and N. Q. Son. Experimental study on the energy dissipated in crack-propagation by using an infrared camera. *Comptes Rendus De L 'Academie Des Sciences Serie Ii*, 293(15):1015–1019, 1981.
- A. Capitana and R. Stavre. Algorithms and convergence results for an inverse problem in heat propagating. *Int J Eng Sci*, 38;5:575–587, 2000.
- K. Chihab, H. Ait-Amokhtar, and K. Bouabdallah. Serrated yielding due to Portevin-Le Chatelier effect in commercial Al-Mg alloys. *Ann. Chim. Sci. Mat.*, 27:69–75, 2002.
- F. Chmelik, Z. Trojanova, Z. Prevorovsky, and P. Lukac. The Portevin-Le Châtelier effect in Al_{0.92} alloy and linear location of acoustic emission. *Mater Sci Eng A*, 164:260–265, 1993.
- F. Chmelik, F.B. Klose, H. Dierke, J. Sachl, H. Neuhäuser, and P. Lukac. Investigating the Portevin-Le Châtelier effect in strain rate and stress rate controlled tests by the acoustic emission and laser extensometry techniques. *Mater. Sci. Eng., A*, 462:53–60, 2007.
- A. Chrysochoos and F. Belmahjoub. Thermographic analysis of thermomechanical couplings. *Archives of Mechanics*, 44;1:55–68, 1992.
- A. Chrysochoos and H. Louche. Thermographic analysis of localization mechanisms in mild steels. *C R Acad Sci II*, 326(6):345–352, June 1998.
- A. Chrysochoos and H. Louche. An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation. *Int J Eng Sci*, 38(16):1759–1788, November 2000.
- A. Chrysochoos, O. Maisonneuve, G. Martin, H. Caumon, and J.C. Chezeaux. Plastic and dissipated work and stored energy. *Nucl. Eng. and Des.*, 114:323–333, 1989.
- A. Chrysochoos, H. Louche, J.M. Murracchiole, M. Nemoz-Gaillard, J.L. Saurel, and B. Wattrisse. Experimental analysis of localization mechanisms in steels by infrared and speckle image processing. In *IUTAM Symposium, Poitiers, 31 Août - 4 Septembre 98, Ed. Lagarde A., Tome 2, We-L21, invited speaker, pp 1–8*, 1998.
- A. Chrysochoos, C. Licht, and R. Peyroux. A one-dimensional thermomechanical modeling of phase change front propagation in a sma monocrystal. *C R Acad Sci II*, 331(1):25–32, January 2003.
- A. Chrysochoos, B. Wattrisse, J. M. Murracchiole, and Y. El Kaim. Fields of stored energy associated with localized necking of steel. *Journal Of Mechanics Of Materials And Structures*, 4(2):245–262, February 2009.

- A. Chrysochoos. *Contribution à l'étude de la dissipation intrinsèque pour des matériaux élastoplastiques en grandes déformations*. PhD thesis, Université de Montpellier 2, 1983.
- A. Chrysochoos. Energy balance for elastic plastic-deformation at finite strain. *Journal De Mécanique Théorique Et Appliquée*, 4(5):589–614, 1985.
- A. Chrysochoos. *Dissipation et blocage d'énergie lors d'un écrouissage en traction simple*. PhD thesis, Thèse d'état, Université Montpellier 2, 1987.
- A. Chrysochoos. Analyse du comportement thermomécanique des matériaux par thermographie infrarouge. In *In Eyrolles, editor, Conférence Photomécanique 1995*, pp 203–211, 1995.
- C. B. Churchill, J. A. Shaw, and M. A. Iadicola. Tips and tricks for characterizing shape memory alloy wire: Part 2-fundamental isothermal responses. *Experimental Techniques*, 33(1):51–62, January 2009.
- A. Considère. L'emploi du fer et de l'acier dans les constructions. *Ann. Ponts Chaussées*, 9:574, 1885.
- J.P. Cordebois. *Instabilités et Rupture dans les solides élastoviscoplastiques*. PhD thesis, Thèse d'état, Univ. Paris 6, 1983.
- A.H. Cottrell. Report of the bristol conference on strength of solids. In *Physical Society, London*, page 30, 1948.
- S. Daly, G. Ravichandran, and K. Bhattacharya. Stress-induced martensitic phase transformation in thin sheets of nitinol. *Acta Materialia*, 55(10):3593–3600, June 2007.
- C. Doudard, M. Poncelet, S. Calloch, C. Boue, F. Hild, and A. Galtier. Determination of an HCF criterion by thermal measurements under biaxial cyclic loading. *International Journal of Fatigue*, 29(4):748–757, 2007.
- C. Doudart. *Identification rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à l'aide d'essais d'échauffement*. PhD thesis, ENS Cachan, 2004.
- Y. Duan, A. Saigal, R. Grief, and M.A. Zimmernann. A uniform phenomenological constitutive model for glassy and semicrystalline polymers. *Pol Eng Sci*, 41 (8):1322–1328, 2001.
- S. Dumoulin, H. Louche, Hopperstad O.S., and T. Borvik. Heat sources, energy storage and dissipation in high strength steels: Experiments and modelling. *Europ. J. Of Mech. A-Solids (soumis)*, 2009.
- S. Dumoulin. *De l'utilisation d'une loi monocristalline en vue de la caractérisation du comportement plastique du multicristal d'aluminium*. PhD thesis, Université de Savoie, 2001.
- J.C. Dupré. *Traitement et analyse d'images pour la mesure de grandeurs cinématiques, déplacements et déformations à partir de la granularité laser et de réseaux croisés, et pour l'étude de couplages thermomécaniques*. PhD thesis, Université Poitiers, 1992.
- Y. Estrin and L. Kubin. Strain nonuniformities and plastic instabilities. *Revue Phys. Appl.*, V23:573–583, 1988.
- M.G. Faulkner, J.J. Amalraj, and A. Bhattacharyya. Experimental determination of thermal and electrical properties of Ni-Ti shape memory wires. *Smart Mater Struct*, 9:622–631, 2000.
- D. Favier and Y. Liu. Restoration by rapid overheating of thermally stabilised martensite of NiTi shape memory alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 297(1-2):114–121, February 2000.
- D. Favier, Y. Liu, L. Orgéas, and G. Rio. Mechanical instability of Ni-Ti in tension, compression and shear. In *Proc. of IUTAM Symposium on Mechanics of Martensitic Phase Transformation in Solids, in Solid Mechanics and Its Applications, Q.P.Sun Ed., Kluwer Academic Publisher*, 2001.

- D. Favier, H. Louche, P. Schlosser, L. Orgeas, P. Vacher, and L. Debove. Homogeneous and heterogeneous deformation mechanisms in an austenitic polycrystalline Ti-50.8 at.pct Ni thin tube under tension. investigation via temperature and strain fields measurements. *Acta Materialia*, 55(16):5310–5322, September 2007.
- P. Feng and Q.P. Sun. Experimental investigation on macroscopic domain formation and evolution in polycrystalline NiTi microtubing under mechanical force. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 54(8):1568–1603, August 2006.
- C. Fond and C. G'Sell. Localisation des déformations et mécanismes d'endommagements dans les polymères multiphasés. *Méca Indust*, 3:431–438, 2002.
- G. Gaussorgues. *La Thermographie Infrarouge - Principes, Technologie, Applications*. Tech et Doc - Lavoisier, Paris, 1999.
- P. Germain. *Cours de mécanique des milieux continus*. Dunod, Paris, 1973.
- A. Germaneau and J. C. Dupré. Thermal exchanges and thermomechanical couplings in amorphous polymers. *Polymers and Polymer composites*, 16(1):9–17, 2008.
- S. Graff. *Viscoplastic behavior of zirconium alloys in the temperatures range 20 degC-400 degC: characterization and modeling of strain ageing phenomena*. PhD thesis, Ecole des Mines de Paris, 2006.
- V. Grolleau, H. Louche, A. Penin, P. Chauvelon, G. Rio, Y. Liu, and D. Favier. Bulge tests on ferroelastic and superelastic Ni-Ti sheets with full field thermal and kinematical measurements. experiments and modelling. In *The 8th European Symposium on Martensitic Transformations (ESOMAT 2009)*, Prague, Czech Republic, Sept. 7-11, 2009.
- C. G'Sell, J.M. Hiver, and A. Dahoun. Experimental characterization of deformation damage in solid polymers under tension, and its interrelation with necking. *Int J Solids Struct*, 39:3857–3872, 2002.
- G.T. Hahn. A model for yielding with special reference to the yield-point phenomena of iron and related bcc metals. *Acta metallurgica*, 10:727–738, 1962.
- E.O. Hall. *Yield Point Phenomena in Metals and Alloys*. Plenum Press, N.Y., 1970.
- V. Honorat, S. Moreau, J.M. Muracciole, B. Wattrisse, and A. Chrysochoos. Calorimetric analysis of polymer behaviour using a pixel calibration of an IRFPA camera. *Quantitative Infrared Thermography*, 2:153–171, 2005.
- V. Honorat. *Analyse thermomécanique par mesure de champs des élastomères*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 2006.
- W. Huang. On the selection of shape memory alloys for actuators. *Materials and Design*, 23:11–19, 2002.
- V. Huon. *Une étude expérimentale et une première modélisation du comportement thermomécanique endommageable de quelques bétons*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 2001.
- P. Hähner. Theory of solitary plastic waves, part i: Lüders bands in polycrystals. *Appl. Phys.*, A58:41–48, 1994.
- M. A. Iadicola and J. A Shaw. The effect of uniaxial cyclic deformation on the evolution of phase transformation fronts in pseudoelastic NiTi wire. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 13:143–155, 2002.
- M.A. Iadicola and J.A. Shaw. Rate and thermal sensitivities of unstable transformation behavior in a shape memory alloy. *International Journal of Plasticity*, 20:577–605, 2004.

- K. Jacobus, H. Sehitoglu, and M. Balzer. Effect of stress state on the stress-induced martensitic transformation in polycrystalline Ni-Ti alloy. *Metallurgical and Materials Transactions, A*, 27A:3066–3073, 1996.
- R. Kapoor and S. Nemat-Nasser. Determination of temperature rise during high strain rate deformation. *Mechanics Of Materials*, 27:1–12, 1998.
- F. Le Châtelier. Influence du temps et de la température sur les essais au chocs. *Revue de Metallurgie*, 6:914–917, 1909.
- C. Le Niliot and P. Gallet. Infrared thermography applied to the resolution of inverse heat conduction problems: recovery of heat line sources and boundary conditions. *Rev. Gen. Therm.*, 37:629–643, 1998.
- M. Lebyodkin, Y. Brechet, Y. Estrin, and L. Kubin. Statistical behaviour and strain localization patterns in the Portevin-Le Chatelier effect. *Acta Materialia*, 44(11):4531–4541, November 1996.
- S. Leclercq. *Analyse thermomécanique de la transformation martensitique dans les alliages à mémoire de forme par mesure acoustique, microscopie optique et thermographie infrarouge*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 2001.
- B. Lisiecki, L. Kubin, and Y. Estrin. Thermal effects during plastic flow in nickel-base superalloys. *Metal. Sci. Tech.*, 10:1:10–15, 1992.
- Y. Liu, Y. Liu, and J.V. Humbeeck. Lüders-like deformation associated with martensite reorientation in NiTi. *Scripta Mater*, 38:1047–1055, 1998.
- Y. Liu. *Shape Memory Behaviour in NiTi*. PhD thesis, University of Western Australia, 1990.
- M. Lobel-Tuffraud. *Caractérisation thermomécanique d'alliages à mémoire de forme de type CuZnAl, Domaine de transition et cinétique de changement de phase*. PhD thesis, Université Montpellier II, 1995.
- H. Louche and A. Chrysochoos. Thermal and dissipative effects accompanying Lüders band propagation. *Mater. Sci. Eng., A*, 307(1-2):15–22, June 2001.
- H. Louche and L. Tabourot. Experimental energetic balance associated to the deformation of an aluminum multicrystal and monocrystal sheet. *Materials Science Forum*, 467-470:1395–1400, 2004.
- H. Louche, P. Vacher, and R. Arrieux. Observations cinématiques et acoustiques du phénomène de Portevin-Le Châtelier lors d'un essai de traction sur une éprouvette d'alliage d'aluminium. In *1er Colloque Interactions Modèles Expériences, Besançon, 3-5 Juillet, published in J. Phys. IV, Vol. 12, pp 317-323.*, 2002.
- H. Louche, K. Bouabdallah, P. Vacher, and R. Arrieux. Observations du phénomène de Portevin-Le Châtelier à partir de champs thermiques. In *Photomécanique 2004, Albi, France, 4-6 Mai, CD Rom, ISBN 2-9511591-3-7, 8 pages*, 2004.
- H. Louche, P. Vacher, and R. Arrieux. Thermal observations associated with the Portevin-Le Châtelier effect in an Al-Mg alloy. *Mater. Sci. Eng., A*, 404(1-2):188–196, September 2005.
- H. Louche, K. Bouabdallah, P. Vacher, T. Coudert, and P. Balland. Kinematic fields and acoustic emission observations associated with the Portevin-Le Châtelier on an AlMg alloy. *Experimental Mechanics*, 48(6):741–751, December 2008.
- H. Louche, F. Piette-Coudol, R. Arrieux, and J. Issartel. An experimental and modeling study of the thermomechanical behavior of an ABS polymer structural component during an impact test. *International Journal of Impact Engineering*, 36:847–861, 2009.

- H. Louche, P. Schlosser, D. Favier, and L. Orgéas. Estimation of strain and heat source fields during localised superelastic tensile tests on NiTi sheet samples. *Exp. Mech. (soumis)*, 2009.
- H. Louche. *Analyse par thermographie infrarouge des effets dissipatifs de la localisation dans des aciers*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 1999.
- M P Luong. Détection par thermographie infrarouge du seuil caractéristique d’un sable cisailé en vibrations. *Comptes rendus de l’Academie des sciences. Serie II, Mecanique, physique, chimie, sciences de l’univers, sciences de la terre*, 295:87–90, 1982.
- M.P. Luong. Infrared thermography of fatigue in metals. *SPIE*, 1682:222–233, 1992.
- M P Luong. Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. *Mech Mater*, 28:155–163, 1998.
- W. Lüders.   ber die   usserung der elasticit  t an stahlartigen eisenst  ben und stahlst  ben, und   ber eine beim biegen solcher st  be beobachtete molecularbewegung. *Dingler’s Polytech. J.*, 155:18  22., 1860.
- Pierre-Yves Manach. *Etude du comportement thermomecanique d’alliage    memoire de forme NiTi*. PhD thesis, INPG, Grenoble, 1993.
- F. Maquin and F. Pierron. Heat dissipation measurements in low stress cyclic loading of metallic materials: From internal friction to micro-plasticity. *Mechanics of Materials*, 41(8):928–942, August 2009.
- F. Maquin. *Méthodologie expérimentale d’étude du comportement thermo-mécanique des matériaux sous sollicitations cycliques*. PhD thesis, Ensam Châlon, 2006.
- A. Marchand and J. Duffy. An experimental study of the formation process of adiabatic shear bands in a structural steel. *J. Mech. Phys. Solids*, 36;3:251–283, 1988.
- S. Miyazaki, T. Imai, K. Otsuka, and Y. Suzuki. Luders-like deformation observed in the transformation pseudoelasticity of a TiNi alloy. *Scripta Metallurgica*, 15, (8):853–856, 1981.
- S Moreau. *Etude calorim  trique par thermographie infrarouge de la thermo-visco-élasticité de quatre polymères thermoplastiques*. PhD thesis, Université Montpellier II, 2004.
- G. Murasawa, K. Kitamura, S. Yoneyama, S. Miyazaki, K. Miyata, A. Nishioka, and K. Koda. Macroscopic stress strain curve, local strain band behavior and the texture of NiTi thin sheets. *Smart Mater. Struct.*, In Press, 2009.
- D.A. Murio. *The mollification method and the numerical solution of ill-posed problems*. John Wiley edition, 1993.
- S. Offermann, J. L. Beaudoin, C. Bissieux, and H. Frick. Thermoelastic stress analysis under non-adiabatic conditions. *Experimental Mechanics*, 37(4):409–413, 1997.
- S. Offermann. *Etude des contraintes mécaniques par thermo  lasticim  trie*. PhD thesis, Université de Reims, 1996.
- L. Orgéas and D. Favier. Stress-induced martensitic transformation of a NiTi alloy in isothermal shear, tension and compression. *Acta Materialia*, 46:5579–5591, Sept. 1998.
- L. Orgéas. *Etude expérimentale et numérique du comportement thermomécanique d’un alliage à memoire de forme industriel NiTi*. PhD thesis, Université Joseph Fourier, Grenoble 1, 1997.
- D. Pajani. *Mesures par thermographie infrarouge*. ADD Editeur, Paris, 1989.

- M. Palengat, P. Latil, G. Chagnon, D. Favier, H. Louche, and P. Comte-Gaz. Determination of thermal parameters and friction coefficient by inverse analysis during a cold tube drawing process. In *Int. Conf. ESMC Euromech, Lisbonne, Portugal, Septembre 7-11, 2009*.
- F. Papini and P. Gallet. *Thermographie Infrarouge - Image et mesure*. Masson, Paris, 1994.
- R. Pascual. Acoustic emission and dislocation multiplication during serrated flow of an aluminum alloy. *Scr. Metall.*, 8:1461–1466, 1974.
- M. L. Pastor, X. Balandraud, M. Grédiac, and J. L. Robert. On the fatigue response of aluminium specimens reinforced with carbon-epoxy patches. *Composite Structures*, 83(3):237–248, 2008.
- M. L. Pastor. *Contribution à l'étude en fatigue de structures en aluminium renforcées par patchs composites*. PhD thesis, Université Clermont Ferrand 2, 2007.
- H. Pham. *Analyse thermomécanique du comportement d'un alliage à mémoire de forme de type CuZnAl*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 1994.
- E.A. Pieczyska, W.K. Gadaj, S.P. Nowacki, and H. Tobushi. Investigation of nucleation and propagation of phase transitions in NiTi SMA. *QIRT Journal*, 1:117–128, 2004.
- E. A. Pieczyska, S. P. Gadaj, J. Luckner, W. K. Nowacki, and H. Tobushi. Martensite and reverse transformation during complete cycle of simple shear of NiTi shape memory alloy. *Strain*, 45:93–100, 2009.
- F. Piette-Coudol. *Modélisation et simulation de la tenue aux chocs des talons de chaussure femme*. PhD thesis, Université de Savoie, 2006.
- V. Pina. *Mesure de température de bandes de cisaillement adiabatique dans des alliages de titane*. PhD thesis, Université Paris 10, 1997.
- G. Piobert, .A.J. Morin, and I. Didion. Commission des principes du tir, mémorial de l'artillerie. *Mem. Artillerie*, 5:501–552, 1842.
- G. Pomey, M. Grumbach, and C. Crussard. Aspect des bandes de Piobert-Lüders sur des éprouvettes en tôle d'acier extra-doux recouvertes de vernis photoélastique. *Les Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, 4:243, 1964.
- M. Poncelet. *Multiaxialité, hétérogénéités intrinsèques et structurales des essais d'auto-échauffement et de fatigue à grand nombre de cycles*. PhD thesis, ENS de Cachan, 2007.
- A. Portevin and F. Le Châtelier. Sur un phénomène observé lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation. *C R Acad Sci*, 176:507–510, 1923.
- T. Pottier, M.P. Moutrille, J.B. Le Cam, X. Balandraud, and M. Grédiac. Study on the use of motion compensation techniques to determine heat sources. Application to large deformations on cracked rubber specimens. *Exp. Mech.*, DOI 10.1007/s11340-008-9138-0, 2009.
- T. Pottier, F. Toussaint, H. Louche, and P. Vacher. Identification inverse de paramètres thermo-plastiques à partir de mesures de champs cinématique et thermique. In *19ème Congrès Français de Mécanique, Marseille, France, 24-28 Août, 2009*.
- H. Pron. *Application des effets photothermiques et thermomécaniques à l'analyse des contraintes appliquées et résiduelles. Utilisation d'une caméra infrarouge à mosaïque de détecteurs*. PhD thesis, Université de Reims, 2000.
- N. Ranc and D. Wagner. Some aspects of Portevin-Le Châtelier plastic instabilities investigated by infrared pyrometry. *Mater Sci Eng A*, 394:87–95, 2005.

- N. Ranc and D. Wagner. Experimental study by pyrometry of Portevin-Le Châtelier plastic instabilities - Type A to type B transition. *Mater Sci Eng A*, 474:188–196, 2008.
- N. Ranc, V. Pina, and Hervé P. Optical measurements of phase transition and temperature in adiabatic shear bands in titanium alloys. *J Phys IV*, V, 10:347–352, 2000.
- N. Ranc, V. Pina, P. Hervé, L. Taravella, and P. F. Louvigne. Experimental study of temperature heterogeneity in metallic materials under high strain rate sollicitation. *J Phys IV*, 110:417–422, 2003.
- N. Ranc, D. Wagner, and P. C. Paris. Study of thermal effects associated with crack propagation during very high cycle fatigue tests. *Acta Materialia*, 56(15):4012–4021, September 2008.
- N. Ranc. *Etude des champs de température et de déformation dans les matériaux métalliques sollicités à grande vitesse de déformation*. PhD thesis, Université Paris 10, 2004.
- N. Renault, S. Andre, D. Maillet, and C. Cunat. A two-step regularized inverse solution for 2-D heat source reconstruction. *International Journal Of Thermal Sciences*, 47(7):834–847, July 2008.
- N. Renault. *Étude du couplage thermomécanique du PEHD par essais mécaniques et inversion d’images infrarouges*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Lorraine, 2007.
- C. Rousseau. *Mise en évidence par échographie ultrasonore et thermographie infrarouge de corrélations entre les évolutions de la microstructure et du bilan énergétique en plasticité pour un acier 304L*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 2003.
- A. Saai, H. Louche, L. Tabourot, and H. Chang. Experimental and numerical study of the thermo mechanical behavior of an al multi-crystal in tension using full field measurement and micromechanical modeling. *Mech. of Mat. (soumis)*, 2009.
- A. Saai. *Modèle physique de la plasticité d’un cristal métallique CFC soumis à des chargements alternés : contribution à la définition d’une modélisation multiéchelles de la mise en forme des métaux*. PhD thesis, Université de Savoie, 2007.
- G.B. Sarma, B. Radhakrishnan, and T. Zacharia. Finite element simulations of cold deformation at the mesoscale. *Comput. Mater. Sci.*, 12:105–123, 1998.
- J. L. Saurel. *Etude thermomécanique d’une famille d’élastomères thermoplastiques*. PhD thesis, Université Montpellier 2, 1999.
- A. Schaefer, M.F-X. Wagner, J.L. Pelegrina, J. Olbricht, and G. Eggeler. Alternating current potential drop studies on ultra fine grained NiTi subjected to combined thermo-mechanical loading. In *Int. Conf. on Shape Memory and Superelastic Technologies (SMST)*, Stresa, Italy, Sept. 21-25, 2008.
- P. Schlosser, A. Penot, D. Favier, H. Louche, L. Orgeas, S. Ramello, P. Vacher, and P. Comte-Gaz. Hétérogénéité de déformation superélastique d’un alliage à mémoire de forme polycristallin NiTi. In *Matériaux 2006, Dijon, France, 13-17 Novembre, 14 pages, CDRom*, 2006.
- P. Schlosser, H. Louche, D. Favier, and L. Orgeas. Image processing to estimate the heat sources related to phase transformations during tensile tests of NiTi tubes. *Strain*, 43(3):260–271, August 2007.
- P. Schlosser, D. Favier, H. Louche, L. Orgeas, and Y. Liu. Deformation mechanisms preceding superelastic tensile stress plateau of Ti-50.6 at.pct Ni. *Acta Materialia (soumis)*, 2009.
- P. Schlosser, D. Favier, H. Louche, L. Orgéas, and Y. Liu. From the thermal and kinematical full-field measurements to the analysis of deformation mechanisms of NiTi SMAs. In *The 8th European Symposium on Martensitic Transformations (ESOMAT 2009), Invited Speaker, Prague, Czech Republic, Sept. 7-11*, 2009.

- P. Schlosser, H. Louche, D. Favier, and L. Orgéas. Estimation of strain and heat source fields during localised superelastic tensile tests on NiTi sheet samples. In *Int. Conf. ESMC Euromech, Lisbonne, Portugal, September 7-11, 2009*.
- P. Schlosser. *Influence of thermal and mechanical aspects on deformation behaviour of NiTi alloys*. PhD thesis, Université Joseph Fourier, Grenoble, France, 2008.
- C. Shabadi, S. Kumar, H.J. Roven, and E.S. Dwarakadasa. Characterisation of PLC band parameters using laser speckle technique. *Mater. Sci. Eng., A*, 364:140–150, 2004.
- J. Shaw and S. Kyriakides. Thermomechanical aspects of NiTi. *J. Mech. Phys. Solids*, 43:1243–1281, 1995.
- J. Shaw and S. Kyriakides. On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in a NiTi alloy. *Acta Mater*, 45:683–700, 1997.
- J. A. Shaw, C. B. Churchill, and M. A. Iadicola. Tips and tricks for characterizing shape memory alloy wire: Part 1 - Differential scanning calorimetry and basic phenomena. *Experimental Techniques*, 32(5):55–62, September 2008.
- J.A. Shaw. A thermomechanical model for a 1-D shape memory alloy wire with propagating instabilities. *Int. J. Sol. Struct.*, 39:1275–1305, 2002.
- P. Sittner, Y. Liu, and V. Novak. On the origin of Lüders-like deformation of NiTi shape memory alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 53(8):1719–1746, August 2005.
- Q.P. Sun and Z. Li. Phase transformation in superelastic NiTi polycrystalline micro-tubes under tension and torsion from localisation to homogeneous deformation. *Int. J. Solids Structures*, 39:3797–3809, 2002.
- L. Tabourot, P. Vacher, T. Coudert, F. Toussaint, and R. Arrieux. Numerical determination of strain localization during finite element simulation of deep drawing operations. *J Mat Proc Tech*, 159(2):152–158, 2005.
- G. Tan, Y. Liu, P. Sittner, and M. Saunders. Lüders-like deformation associated with stress-induced martensitic transformation in NiTi. *Scripta Materialia*, 50(2):193–198, January 2004.
- W. Tong, H. Tao, N. Zhang, and L.G. Hector. Time-resolved strain mapping measurements of individual Portevin-Le Châtelier deformation bands. *Scripta Mater.*, 53:87–92, 2005.
- L. Toubal, M. Karama, and B. Lorrain. Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading. *Int J Fatigue*, 28(12):1867–1872, 2006.
- P. Vacher, H. Louche, R. Arrieux, and K. Bouabdallah. Propagative instabilities: kinematical fields and acoustical emission associated to Portevin-Le Châtelier effect. In *9th Int. Conf. on the Mech. Behaviour of Mat. (ICM9), Geneve 25-29 May, CD Rom, 6pages*, 2003.
- G. Viggiani and S.A. Hall. Full-field measurements, a new tool for laboratory experimental geomechanics. In P.W. Burns, S.E. and Mayne and J.C. Santamarina, editors, *Fourth Symposium on Deformation Characteristics of Geomaterials, 22-24 September 2008*, pages 3–26. Amsterdam, IOS Press, 2008.
- B. Wack and A. Tourabi. A new method to quantify the Portevin-Le Châtelier instabilities: application to aluminium-lithium alloys. *Mater. Sci. Eng., A*, 196:79–87, 1995.
- B. Wattrisse, A. Chrysochoos, J. M. Muracciole, and M. Nemoz-Gaillard. Kinematic manifestations of localisation phenomena in steels by digital image correlation. *European Journal Of Mechanics A-Solids*, 20(2):189–211, March 2001.

- B. Wattrisse, J.M. Muracciole, and A. Chrysochoos. Thermomechanical effects accompanying the localized necking of semi-crystalline polymers. *Int J Therm Sci*, 41:422–427, 2002.
- B. Wattrisse, J.M. Muracciole, and A. Chrysochoos. Dissipative mechanisms during the necking of a semi-crystalline polymer. *Mécanique et Industries*, 4(6):667 – 671, 2003.
- B. Wattrisse. *Etude cinématique des phénomènes de localisation dans des aciers par intercorrélation d’images*. PhD thesis, Université Montpellier II, 1999.
- J. Weertman and J.R. Weertman. *Physical metallurgy, part II*. North holland physics publishing, 1983.
- B. Yang, P.K. Liaw, J.Y. Huang, R.C. Kuo, J.G. Huang, and D.E. Fielden. Stress analyses and geometry effects during cyclic loading using thermography. *J. Engineering Materials and Technology. Transactions of ASME*, 127:75–82., 2005.
- P.D. Zavattieri, V. Savic, L.G. Hector Jr., J.R. Fekete, W. Tong, and Y. Xuan. Spatio-temporal characteristics of the Portevin-Le Châtelier effect in austenitic steel with twinning induced plasticity. *International Journal of Plasticity*, In Press, Corrected Proof, 2009.
- A.T. Zehnder. A model for the heating due to plastic work. *Mechanics Research Communications*, 18:23–28, 1991.
- J. Zhang and Y. Jiang. Lüders bands propagation of 1045 steel under multiaxial stress state. *International Journal of Plasticity*, 21:651–670, 2005.
- Q.C. Zhang, Z. Jiang, H. Jiang, Z. Chen, and X.P. Wu. On the propagation and pulsation of Portevin-Le Châtelier deformation bands: An experimental study with digital speckle pattern metrology. *Int. J. Plasticity*, 21:2150–2173, 2005.
- A. Ziegenbein, P. Hähner, and H. Neuhäuser. Correlation of temporal instabilities and spatial localization during Portevin-Le Châtelier deformation of Cu-10 at.at. *Comput. Mat. Sc.*, 19:27–34, 2000.

Troisième partie

Sélection de publications

Troisième partie

Sélection de Publications

[A2] A. Chrysochoos and **H. Louche**, "An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation", *Int. J. Eng. Sci.*, vol. 38, pp. 1759--1788, IF08=1.366, cité 42 fois, Nov. 2000.

[A3] **H. Louche** and A. Chrysochoos, "Thermal and dissipative effects accompanying luders band propagation" *Mater. Sci. Eng., A*, vol. 307, pp. 15--22, IF08=1.806, cité 24 fois, June 2001.

[A4] **H. Louche** and L. Tabourot, "Experimental energetic balance associated to the deformation of an aluminum multicrystal and monocrystal sheet" *Materials Science Forum*, vol. 467-470, pp. 1395--1400, IF05=0.399, 2004.

[A5] **H. Louche**, P. Vacher, and R. Arrieux, "Thermal observations associated with the portevin-le chatelier effect in an al-mg alloy" *Mater. Sci. Eng., A*, vol. 404, pp. 188--196, IF08=1.806, cité 16 fois, Sept. 2005.

[A7] D. Favier, **H. Louche**, P. Schlosser, L. Orgéas, P. Vacher, and L. Debove, "Homogeneous and heterogeneous deformation mechanisms in an austenitic polycrystalline Ti-50.8 at.% Ni thin tube under tension. investigation via temperature and strain fields measurements", *Acta Materialia*, vol. 55, pp. 5310--5322, IF08=3.729, Sept. 2007.

[A8] P. Schlosser, **H. Louche**, D. Favier, and L. Orgéas, "Image processing to estimate the heat sources related to phase transformations during tensile tests of NiTi tubes", *Strain*, vol. 43, pp. 260--271, IF08=1.154, Aug. 2007.

[A9] **H. Louche**, K. Bouabdallah, P. Vacher, T. Coudert, and P. Balland, "Kinematic fields and acoustic emission observations associated with the Portevin le Châtelier effect on an almg alloy", *Experimental Mechanics*, vol. 48, pp. 741--751, IF08=1.469, Dec. 2008.

[A10] **H. Louche**, F. Piette-Coudol, R. Arrieux, and J. Issartel, "An experimental and modeling study of the thermomechanical behavior of an abs polymer structural component during an impact test", *International Journal of Impact Engineering*, vol. 36, pp. 847--861, IF08=1.398, 2009.

Résumé

Les thèmes de Recherche sur lesquels je travaille depuis ma thèse en 1999 s'articulent principalement autour des deux axes : (1) analyses de champs thermiques et estimations de sources de chaleur accompagnant la déformation des matériaux et (2) études de certains phénomènes de localisation (de la déformation). L'objectif de ces travaux est de (1) développer une méthode d'analyse expérimentale basée sur des champs thermomécaniques et (2) d'établir des connaissances fondamentales sur les principes scientifiques et sur les mécanismes des phénomènes concernés. Après un résumé de mes activités d'enseignant-chercheur, j'expose dans ce mémoire une démarche d'analyse et présente les principaux résultats obtenus au cours de projets et/ou d'encadrements de thèses.

La problématique de la localisation est un sujet de Recherche important, qui concerne, en amont, la caractérisation/modélisation du comportement mécanique des matériaux et, en aval, l'amélioration de la qualité des structures ou de certains procédés de mise en forme. Ce mémoire montre l'apport de l'analyse de champs thermiques et cinématiques à cette problématique. J'expose dans un premier temps les caractéristiques des mesures de champs thermiques, puis la stratégie mise en oeuvre pour estimer les sources de chaleur. Ces dernières sont obtenues avec une méthode basée sur le calcul de dérivées de substituts filtrés (par FFT) des mesures de température. Elle s'appuie par ailleurs sur une hypothèse de températures et de sources de chaleur homogènes dans l'épaisseur, hypothèse réaliste pour les cas de coques minces étudiés (plaques ou tubes). La technique d'estimation des sources de chaleur offre alors la possibilité d'obtenir une mesure de DSC durant un essai mécanique, ce qui constitue un outil original pour étudier en profondeur le comportement des matériaux et les couplages thermomécaniques.

Ces outils et méthodologies sont ensuite appliqués à l'étude de six types de localisation : bandes de Lüders, striction, bandes PLC, endommagement localisé, localisation plastique dans des multicristaux d'aluminium, et changement de phase localisé dans des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) Nickel-Titane. On montre alors que les mesures de champs et leurs analyses permettent (i) de mieux caractériser, dans l'espace et dans le temps, les différentes localisations ; (ii) de discriminer, par l'intermédiaire des sources de chaleur, certains mécanismes de déformation et de (iii) fournir des résultats quantitatifs sur des couplages thermomécaniques : fraction de puissance plastique convertie en chaleur, puissance calorifique locale associée à un changement de phase sous contrainte,...

Mots clés : Thermographie infrarouge, Champs thermiques et cinématiques, Sources de chaleur, Localisation de la déformation, Bandes de Lüders, Bandes PLC, Changement de phase localisé.

Abstract

Since the completion of my PhD thesis in 1999, my research work has been focused on two main topics: (1) in-situ thermal field analysis and heat source estimation during deformation of materials and (2) phenomena of deformation localization on various materials. These studies have two main objectives: (1) to develop of a unique and powerful experimental technique for simultaneous full-field spatial measurements of deformation and thermal variation and (2) to establish fundamental understanding of the scientific principles and mechanisms of the phenomena concerned. In this report, a summary of my main teaching duties and research tasks is first presented. Then, the experimental and analysis methodologies developed are explained. Finally, the main findings on the topics of deformation localization and heat source analysis are given.

Deformation localization problems are an important research topic for both fundamental understanding of the deformation behavior and the production and application of engineering materials. Knowledge of these problems has profound impact on materials selection, forming process design, product quality control, and prediction of performances in application.

To estimate the heat sources of thermal events during deformation, a method based on derivative estimations is used and applied to filtered thermal signals (through Fast Fourier Transform operation). This method requires working on shell samples (plates or tubes) in order to assume uniform temperature and heat source distribution in the thickness direction. Using this technique, a unique capability to quantitatively determine local rate of heat emission at any location has been developed. This provides effectively a virtual in-situ DSC measurement during mechanical testing, a unique and pioneering tool particularly useful for in-depth study of deformation-transformation coupling in materials.

These tools and methodologies are applied to study six deformation localization problems: including Lüders bands, necking, PLC bands, localized damages, plastic localization in polycrystalline aluminum, and localized phase transformations in NiTi shape memory alloys (SMA). Full-field temperature and strain measurements allow to (i) increase the spatio-temporal characterization of deformation localization; (ii) elucidate, through heat source intensities, some deformation mechanisms and (iii) determine quantitatively some effects of thermomechanical couplings, e.g., plastic work-heat conversion and rate of heat generation associated with phase transformations,...

Key words: Infrared thermography, Thermal and kinematics fields, Heat sources, Lüders bands, PLC bands, Localized phase transformation.