



**HAL**  
open science

# Caractérisation mécanique des matériaux à partir de mesures optiques

Laurent Robert

► **To cite this version:**

Laurent Robert. Caractérisation mécanique des matériaux à partir de mesures optiques. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paul Sabatier - Toulouse III, 2013. tel-00839842v2

**HAL Id: tel-00839842**

**<https://theses.hal.science/tel-00839842v2>**

Submitted on 1 Jul 2013

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

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



## Habilitation à Diriger des Recherches

Délivrée par l'Université Paul Sabatier Toulouse 3

Discipline : Génie Mécanique

Présentée par :

**Laurent Robert**

Titre :

**Caractérisation mécanique des matériaux à partir de  
mesures optiques**

Soutenue publiquement le 23 avril 2013 devant le jury composé de :

<i>Rapporteurs</i>	John BOTSIS	Professeur, EPF de Lausanne (Suisse)
	Pascal CASARI	Professeur, GeM, Université de Nantes
	Jean-Luc LATAILLADE	Professeur Émérite, Arts et Métiers ParisTech
<i>Président</i>	Yves BERTHAUD	Professeur, ENS Cachan - Université de Paris VI
<i>Examineurs</i>	Joris DEGRIECK	Professeur, Université de Gand (Belgique)
	Michel GRÉDIAC	Professeur, LAMI, Université Blaise Pascal
	Philippe OLIVIER	Professeur, ICA, Université Paul Sabatier
	Jean-José ORTEU	Professeur, ICA, Ecole Mines Albi
	Jean-Noël PÉRIÉ	MdC HDR, ICA, Université Paul Sabatier
	Bertrand WATTRISSE	Professeur, LMGC, Université de Montpellier 2

**Ecole doctorale :** Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés (MEGEP)

**Unité de Recherche :** Institut Clément Ader (EA 814)

**Etablissement de rattachement :** École Nationale Supérieure des Mines  
d'Albi-Carmaux



## Remerciements

Je souhaite adresser en premier lieu mes remerciements aux membres du jury qui m'ont fait l'honneur d'accepter d'évaluer ce travail d'habilitation à diriger des recherches. Je remercie donc particulièrement le Pr. John Botsis de l'École Polytechnique Fédérale de Lausanne, le Pr. Pascal Casari de l'Université de Nantes ainsi que le Pr. Émérite Jean-Luc Lataillade des Arts et Métiers ParisTech pour avoir accepté de rapporter ce mémoire. Je remercie le Pr. Yves Berthaud de l'Université de Paris VI - ENS Cachan pour avoir accepté de présider mon jury. Je remercie enfin les Prs. Jories Degrieck de l'Université de Gand en Belgique, Michel Grédiac de l'Université Blaise Pascal de Clermont-Ferrand, Philippe Olivier de l'Université Paul Sabatier de Toulouse, Jean-José Orteu de l'École des Mines d'Albi, le Dr. Jean-Noël Périé, Maître de conférence HDR de l'Université Paul Sabatier de Toulouse et enfin le Pr. Bertrand Wattrisse de l'Université de Montpellier 2, de m'avoir fait l'honneur de participer à mon jury.

Le travail présenté dans ce mémoire d'habilitation à diriger des recherches est le résultat de plus de dix années passées à l'Institut Clément Ader sur le site de l'École des Mines d'Albi, l'ICA-A (anciennement Centre CROMeP). Je tiens donc à témoigner ici ma profonde reconnaissance aux personnes qui m'ont accueilli et qui m'ont permis de développer mes activités de recherche au laboratoire : Gérard Bernhart puis Thierry Cutard, directeurs du Centre, et Jean-José Orteu, parrain de ce travail d'HDR mais aussi ami, envers lequel je serai toujours profondément reconnaissant pour son soutien sans faille. Je tiens bien évidemment aussi à remercier l'ensemble de mes collègues enseignants-chercheurs du Centre, en particulier ceux avec lesquels j'ai eu plaisir à travailler plus directement, je pense à Jean-José bien sûr, Vincent Velay, Gilles Dusserre, Vanessa Vidal, mais également Thierry Cutard, Gérard Bernhart, Fabrice Schmidt, Thierry Sentenac, Philippe Lours, Luc Penazzi etc., nos ingénieurs Jean-Paul Arcens et Florian Bugarin, ainsi que Didier Ade, Jean-Michel Mouys et l'ensemble des techniciens du Centre, sans oublier Esther Ramirez et Cathy Maffre pour la partie administrative et financière. Merci à vous tous, garants de la bonne ambiance du Centre. Merci aussi à l'ensemble du personnel de l'École des Mines d'Albi qui nous permet de travailler dans des conditions que beaucoup nous envient.

Ce mémoire est le résultat d'un nombre important de travaux collaboratifs. Ma gratitude va donc aussi à l'ensemble de mes collègues enseignants-chercheurs avec lesquels j'ai pu développer mes activités : ceux de l'Institut Clément Ader à Toulouse (notamment Jean-Noël Périé et Jean-Charles Passieux, mais aussi Francis Collombet, Redouane Zitoune, Yann Landon, Robert Piquet, etc.) ; Emmanuel Marin et Youcef Ouerdane du Laboratoire Hubert Curien de Saint-Étienne ; Jérôme Molimard et Alain Vautrin† des Mines de Saint-Étienne ; Laurent Maurin et Pierre Ferdinand du CEA, etc. Enfin, j'ai une reconnaissance



toute particulière pour l'ensemble des collègues du GDR du CNRS 2519 et en particulier les membres du GT "Métérologie". Je les remercie chaleureusement pour leurs grandes compétences, leur pédagogie, et pour toutes les discussions scientifiques et amicales que nous avons entretenues depuis 2005 : en particulier Michel Bornert, Pascal Doumalin, Jean-Christophe Dupré, Marina Fazzini, Michel Grédiac, François Hild, Sébastien Mistou, Jérôme Molimard, Christophe Poilâne, Évelyne Toussaint et Bertrand Wattrisse.

Ce mémoire est sans nul doute aussi le fruit des travaux des étudiants – doctorants et stagiaires – avec lesquels j'ai eu plaisir à travailler et sans lesquels ce travail n'aurait pas cette importance. Je voudrais les remercier sincèrement tous, en premier lieu Mustafa Demirel, Nicolas Decultot, Sébastien Triollet, Yannick Balcaen et Chistoph David, mais aussi Fabien Nazaret, Matthieu Mulle, Samia Hmida, Jacques Harvent, Anvar Hamasaiid et Charles Vergnes.

Avant de finir, je souhaiterais citer ici certaines personnes qui ont compté particulièrement pour mon parcours professionnel, je pense à Arnaud Poitou et Paco Chinesta à l'ENS de Cachan, puis Rudy Valette, Bruno Vergnes, Yves Demay, Jean-François Agassant au CEMEF. Je tiens ici à leur exprimer toute ma reconnaissance.

Enfin, je remercie chaleureusement mes amis et ma famille pour leurs soutiens respectifs, en particulier mes parents ainsi que mes enfants Adrien et Quentin auxquels je dédie ce mémoire.

# Table des matières

<b>Table des matières</b>	<b>I</b>
<b>I Dossier personnel</b>	<b>1</b>
1.1 Curriculum Vitæ . . . . .	3
1.1.1 Formation . . . . .	3
1.1.2 Emplois et positions administratives . . . . .	4
1.1.3 Résumé des activités . . . . .	5
1.1.4 Activités d'enseignement . . . . .	6
1.1.5 Activités administratives et collectives . . . . .	8
1.1.6 Projets et Contrats . . . . .	9
1.1.7 Animation de la recherche . . . . .	12
1.2 Synthèse des activités de recherche et d'encadrement . . . . .	15
1.2.1 Thèmes de recherche . . . . .	15
1.2.2 Activités d'encadrement . . . . .	18
1.2.3 Publications et Communications . . . . .	30

<b>II</b>	<b>Dossier de recherche</b>	<b>43</b>
2.1	Introduction . . . . .	45
2.2	Thème 1 – Corrélation d’images et caractérisation mécanique . . . . .	49
2.2.1	Introduction générale . . . . .	49
2.2.2	Axe 1 : corrélation d’images et caractérisation métrologique . . . . .	51
2.2.3	Axe 2 : caractérisation du comportement des matériaux par mesures de champs . . . . .	89
2.2.4	Axe 3 : identification de paramètres constitutifs à partir d’essais hétérogènes et de mesures par corrélation d’images . . . . .	121
2.2.5	Conclusions et perspectives relatives au thème 1 . . . . .	136
2.3	Thème 2 – Capteurs à fibre optique pour le suivi de cuisson des composites	139
2.3.1	Introduction générale . . . . .	139
2.3.2	Axe 1 : capteurs de température et de déformation . . . . .	141
2.3.3	Axe 2 : capteur de suivi de réticulation . . . . .	166
2.3.4	Conclusions et perspectives relatives au thème 2 . . . . .	176
2.4	Conclusions et perspectives de recherche . . . . .	178
2.5	Références bibliographiques . . . . .	185
<b>III</b>	<b>Sélection de publications</b>	<b>207</b>

## Présentation du document

Ce manuscrit tente de faire le bilan des activités que j'ai menées depuis ma thèse de doctorat, lorsque j'ai rejoint l'École des Mines d'Albi cela fait maintenant plus de dix ans. Sa rédaction est notamment l'occasion de faire le point sur ses activités de recherche, dans ce métier passionnant mais qui laisse parfois peu de temps pour cela.

Dans la première partie qui constitue mon **dossier personnel**, je présente mon Curriculum Vitæ, puis je détaille mes activités d'enseignement, mes activités administratives, celles contractuelles ainsi que celles liées à l'animation de la recherche. J'expose enfin une synthèse de mes activités de recherche et d'encadrement incluant la liste des mes publications.

La seconde partie est consacrée au **dossier de recherche**. Elle présente en détail mes deux thématiques de recherche qui sont *la corrélation d'images pour la caractérisation mécanique des matériaux* et *les capteurs à fibre optique pour le suivi de procédés composites*, et la manière dont je les ai développées, et propose quelques perspectives de recherche.

La troisième partie regroupe enfin une sélection de mes publications les plus significatives, dans lesquelles le lecteur intéressé trouvera les détails des travaux, suivant les deux thématiques présentées dans la seconde partie.



Première partie

Dossier personnel



Cette première partie du manuscrit présente mon dossier personnel. Celui-ci est scindé en deux sections, dans lesquelles je résume mes activités professionnelles menées en tant qu'enseignant-chercheur depuis que j'ai été recruté en septembre 2002 à l'École des Mines d'Albi.

La première section présente mon Curriculum Vitæ étendu, dans lequel je décris la formation que j'ai reçue, mon statut administratif et un résumé quantitatif de mes activités. Puis j'expose plus en détail mes activités d'enseignement et mes activités administratives et collectives. Le point suivant est consacré aux détails des projets et contrats de recherche auxquels j'ai été associés. Je termine enfin en décrivant mes activités liées à l'animation de la recherche.

La seconde section présente une synthèse de mes activités de recherche et d'encadrement. J'y décris mes thématiques de recherche, puis mes activités d'encadrement de doctorants, de post-doc et de stagiaires. Le dernier point concerne la communication scientifique et la valorisation de la recherche, j'y recense l'ensemble des publications et communications auxquelles je suis associé<sup>1</sup>.

## 1.1 Curriculum Vitæ

### Laurent ROBERT

Maître-Assistant (hors classe) de l'École des Mines d'Albi  
Institut Clément Ader (ICA)

#### Adresse Professionnelle

École des Mines d'Albi  
Campus Jarlard - Route de Teillet  
81013 Albi CT Cedex 09  
Tél : 05 63 49 32 84 Fax : 05 63 49 32 42  
e-mail : laurent.robert@mines-albi.fr  
URL : <http://www.enstimac.fr/~robert>

### 1.1.1 Formation

déc.      **Thèse de doctorat “Instabilité oscillante des polyéthylènes linéaires : observations et interprétations”**. Université de Nice Sophia Antipolis (UNSA), UFR Sciences, Ecole Doctorale de Sciences Fondamentales et Appliquées, Département de Physique, spécialité : Sciences pour l'Ingénieur, mention très honorable avec félicitations.

---

1. Pour les publications, la convention que j'ai adoptée est la suivante : toutes mes publications sont repérées par un nombre en gras entre crochet, par exemple [1]. La liste en est donnée page 31. Les autres références bibliographiques sont désignées par des lettres combinées à des chiffres (par exemple [Ras99]).



## 1.1. Curriculum Vitæ

---

- 1998-2001** Doctorant à l'Institut du Non-Linéaire de Nice (UNSA), en collaboration avec le CEMEF (Centre de Mise en Forme des Matériaux, École des Mines de Paris) sous la direction de Y. Demay et B. Vergnes
- 1997-1998** **D.E.A. de Physique et Génie des Matériaux** (*4<sup>ème</sup> année ENS de Cachan*) option **Mécanique et rhéologie des métaux et polymères** (UNSA-Écoles des Mines de Paris) mention TB, obtention d'une allocation de recherche MENRT
- 1996-1997** Service National à l'École Militaire de Paris, participation à la préparation d'officiers supérieurs au BEMS, option mécanique
- 1995-1996** Préparation à l'Agrégation de Génie Mécanique (*3<sup>ème</sup> année ENS de Cachan*), admis au concours de l'**Agrégation de Génie Mécanique** (rang 6<sup>ème</sup>)
- 1993-1995** **Licence et Maîtrise de Technologie Mécanique**, option **Productive**, ENS Cachan - Université Paris VI (*1<sup>ère</sup> et 2<sup>ème</sup> années ENS de Cachan*)
- juin 1993 Admis à l'**École Normale Supérieure de Cachan** (Département de **Génie Mécanique**)
- 1990-1993** Classes de **Mathématiques Supérieures et Spéciales Technologiques** (Poitiers)

### 1.1.2 Emplois et positions administratives

- Depuis sept. 2002** Professeur agrégé de Génie mécanique titulaire, détaché au MINEFI sur un poste de **Maître-assistant** à l'École des Mines d'Albi, Institut Clément Ader - Albi (ICA-A), groupe "Métrologie, Identification, Contrôle et Surveillance" (MICS), axe "Identification et Contrôle de Propriétés Thermiques et Mécaniques" (ICPTM).
- 2001-2002** Professeur agrégé de Génie mécanique titulaire, détaché dans l'enseignement supérieur, **Attaché Temporaire d'Enseignement et de Recherche** à l'Université de Nice Sophia Antipolis (UNSA).
- 1998-2001** Professeur agrégé de Génie mécanique stagiaire, détaché dans l'enseignement supérieur, **Moniteur** à l'Université de Nice Sophia Antipolis (UNSA).
- 1993-1998** **Elève fonctionnaire stagiaire** à l'ENS de Cachan (installé dans ses fonctions le 23/09/1993).

### 1.1.3 Résumé des activités

#### Thématiques de Recherche :

Mes activités de recherche relèvent du domaine de la photomécanique<sup>2</sup>, avec une composante expérimentale forte. Mes deux principales thématiques de recherche sont :

- o Thème 1 : la corrélation d'images pour la caractérisation mécanique, qui peut se décomposer suivant 3 axes majeurs :
  - axe 1 : mesure de champs cinématiques 2D et 3D par corrélation d'images et caractérisation métrologique de ces techniques
  - axe 2 : caractérisation du comportement des matériaux à partir de mesures par corrélation d'images
  - axe 3 : identification inverse de paramètres constitutifs à partir d'essais hétérogènes et de mesures par corrélation d'images
- o Thème 2 : les capteurs à fibre optique pour le suivi de procédés composites, avec 2 axes de recherche :
  - axe 1 : capteurs de température et de déformation
  - axe 2 : capteur de suivi de réticulation

#### Projets et Contrats :

- 4 contrats de recherche (FUI, ANR, Carnot)
- 2 projets de Recherche et Transfert Technologique de la région Midi-Pyrénées
- 10 contrats industriels et prestations

#### Publications, Communications et Brevets :

- 20 articles de revues internationales avec comité de lecture (+ 3 soumis)
- 2 articles de revues de vulgarisation scientifique
- 48 communications de congrès avec actes (29 internationaux et 19 nationaux)
- 11 communications de colloques nationaux ou internationaux sans actes
- 17 rapports de contrats ou prestations
- 1 brevet

#### Encadrement :

- Co-encadrement de 7 thèses dont 3 soutenues

---

2. La photomécanique concerne l'utilisation des méthodes de mesure optique pour déterminer les grandeurs physiques nécessaires à la compréhension des phénomènes mécaniques (comportement des matériaux, des structures et des procédés). Le premier colloque français consacré à cette discipline a eu lieu en 1995 à l'ENS de Cachan à l'initiative de Yves Berthaud (*Photomécanique 95 : étude du comportement des matériaux et des structures*).

- Encadrement d'un post-doc
- Encadrement de 11 stages M1 ou M2

### **Enseignement :**

- Environ 140 heures d'enseignement devant étudiants par an
- Responsabilité d'une Unité d'Enseignement (2007-2011)

### **Autres activités :**

- Responsable du laboratoire "Capteurs à fibre optique" de l'ICA-Albi
- Représentant élu des maîtres de conférence au Conseil de laboratoire de l'ICA depuis 2010
- Co-animateur du groupe de travail "Métrologie" du GDR 2519 du CNRS depuis 2007
- Membre du comité international (International Board) du *DIC Challenge*

### **1.1.4 Activités d'enseignement**

Mes activités d'enseignement ont débuté lors de mon monitorat à l'Université de Nice Sophia Antipolis, entre septembre 1998 et septembre 2001, au sein du département de Mathématiques auquel j'étais alors rattaché. J'y ai effectué 192h de cours/TD de Probabilités et Statistiques appliquées aux Sciences de la Vie en deuxième année de DEUG Sciences de la Vie et de la Terre (1er cycle). Cette première expérience fut particulièrement intéressante pour ma formation au métier d'enseignant-chercheur. Je fus en effet amené à préparer mes premiers cours, TD et énoncés de DS, me rendant ainsi compte de la charge de travail, sur certaines périodes, que l'enseignement demande au détriment des activités de recherche – en l'occurrence à cette époque mes travaux de thèse.

L'année suivante, en temps qu'Attaché Temporaire d'Enseignement et de Recherche (ATER), j'effectuais d'abord en 1er cycle 40h de TD de Mécanique (Milieux curvilignes et Bases de la Mécanique des Milieux Continus) en deuxième année de DEUG Sciences (UNSA). La deuxième partie de ma charge d'enseignement était en 2ème cycle en 1ère année de l'École Supérieure en Sciences Informatiques (ESSI) de l'UNSA (actuellement Polytech Nice Sophia), avec 30h de TD de Mathématiques Numériques et 56h de TD de Probabilités et Statistiques (Variables aléatoires discrètes et continues, moments et théorèmes limites).

À partir de septembre 2002, j'ai effectué presque la totalité de mes activités d'enseignement au sein de l'École des Mines d'Albi, principalement en formation initiale pour les élèves sous statut étudiant, avec une petite partie en formation initiale sous statut apprenti. Le section suivante détaille ces enseignements, celle d'après mes autres activités liées à l'enseignement.

#### 1.1.4.1 Enseignements dispensés

Par an à l'École des Mines d'Albi, j'effectue en moyenne environ 140 heures d'enseignement devant les étudiants, réparties principalement en TD (70%), TP (20%) et cours (10%). Je détaille l'ensemble des cours, les heures indiquées correspondant à des heures étudiants. Certains cours ne sont plus d'actualité depuis le passage de 4 ans à 3 ans de scolarité à l'École.

- o Niveau Master 2, dans le domaine "Ingénierie des Matériaux Avancés et des Structures" (IMAS), ou bien auparavant dans l'option "Ingénierie des Matériaux" (IM) et "Matériaux pour l'Aéronautique et le Spatial" (MAS) :
  - Au sein du cours "Rhéologie et mise en forme des matières plastiques" (12h) : propriétés physico-chimiques des polymères, écoulement et rhéologie cisaillement, procédés d'extrusion.
  - Au sein du cours "Mesures cinématiques sans contact en mécanique, Photomécanique" (10h) : mesures de champs et identification en mécanique, mesures de champs cinématiques par corrélation d'images numériques, photoélasticimétrie, méthodes optiques en mécanique des fluides, capteurs à fibre optique, TP de corrélation/stéréo-corrélation d'images.
  - Au sein du cours "Composites" (3h) : les polymères thermoplastiques et thermodurcissables utilisés en aéronautique (jusqu'en 2008).
  - Au sein du cours "Modélisation et Simulation en Mécanique des Matériaux" (9h TD) : comportement linéaire des matériaux, critères de plasticité orthotrope (depuis 2011).
- o Niveau Master 1, en tronc commun :
  - Au sein de l'UE "Capteurs, Instrumentation et Analyse de Données" (CIAD) (13h TD/TP) : Probabilités et Statistiques pour la mesure.
- o Niveau Licence 3 en tronc commun :
  - Au sein de l'UE "Mécanique des Solides et des Fluides" (MSF) (27h TD) : Mécanique des Milieux Continus, Elasticité, Résistance des Matériaux.
  - Au sein de l'UE "Du Matériaux à l'Ingénierie Mécanique" (MIM) (12h TD/TP) : Construction Mécanique et Conception.
  - Au sein de l'UE "Outils pour le Physicien et l'Ingénieur" (OPHING) (8h TD) : Initiation à Matlab.
- o Niveau Licence 2 en tronc commun (jusqu'en juin 2011) :
  - Au sein de l'UE "Sciences Physiques" (18h TD) : mécanique du solide (outils mathématiques, statique, cinématique, dynamique).
  - Au sein de l'UE "Science et Technologie en Ingénierie Mécanique" (STIM) dont j'ai eu la responsabilité pendant 3 ans (30h TD/TP) : mécanique du solide, construction mécanique, fabrication mécanique.

D'autre part, je dispense des cours/TP de photomécanique (13h étudiant) depuis 2007, dans l'UE "Mesures Analyses Protocoles" du Master 2 Professionnel de formation en Ingénierie du Diagnostic, de l'Instrumentation et de la Mesure (IDIM, IUP de l'Université

Paul Sabatier - Toulouse 3).

#### 1.1.4.2 Autres activités liées à l'enseignement

Mes autres activités liées à la formation au sein de l'École des Mines d'Albi sont principalement des activités d'encadrement et de tutorat d'étudiants, de correction de rapports et de jury.

- Tuteur pédagogique de deux apprentis (formation alternée en entreprise et à l'École) sur une durée de 3 ans
- Tuteur de stage "technicien" ou "opérateur" : 3 étudiants
- Tuteur de stage Master 1 "assistant ingénieur" : 7 étudiants
- Tuteur de stages Master 2 (travail de fin d'études) : 7 étudiants
- Encadrement de 2 Projets M1 et de 2 Missions Innov'action, étalées sur une durée de 4 mois. Ces missions permettent aux entreprises d'approfondir l'un de leurs projets innovants en bénéficiant des compétences de 5 élèves-ingénieurs de niveau bac+4, encadrés par un enseignant-chercheur.
- Mission de référent (chaque étudiant choisit un référent qui l'aide à bâtir son projet personnel tout au long de sa scolarité à l'école) : 14 étudiants
- Participation aux jurys de recrutement (épreuve d'entretien avec un jury) : 4 journées
- Mise en place de visites d'entreprises pour les étudiants de première année (15 entreprises visitées)

#### 1.1.5 Activités administratives et collectives

Mes activités administratives sont principalement liées à l'enseignement, aux activités de recherche et à la gestion de projets et contrats.

Concernant l'enseignement, j'ai eu la responsabilité d'une unité d'enseignement (UE STIM) de L2 de 5 crédits ECTS (120 étudiants en tronc commun, 76 heures étudiant en présentiel et 4 modules) pendant trois ans (avant la disparition de la L2). Pour cette UE nous avons défini avec mon collègue T. Cutard le contenu des enseignements dispensés et j'ai assuré la gestion d'une équipe d'une dizaine d'intervenants de l'École mais surtout des vacataires (Lycée Rascol d'Albi).

Pour la partie recherche, ces activités se scindent en trois composantes :

- o la responsabilité et la gestion d'équipements de recherche, principalement ceux liés au développement du laboratoire "Capteurs à fibre optique" que j'ai mis en place. Cela inclut la responsabilité de la définition des équipements, les procédures d'achat (marchés avec appel d'offre et définition d'un cahier des clauses techniques particulières pour deux d'entre eux), ainsi que les protocoles d'hygiène et sécurité associés<sup>3</sup>.

---

3. A titre d'information les principaux équipements acquis depuis 2004 sont les suivants, pour un montant d'investissement de l'ordre de 150 k€ : une source accordable NetTest Tunics, un puissance-mètre

- o la responsabilité et la gestion des personnels associés aux travaux de recherche du laboratoire : un post-doc, 7 doctorants et 11 stagiaires.
- o la responsabilité, depuis 2007, de co-animation du Groupe de Travail “Métrologie” du Groupe de Recherche GDR CNRS 2519 “Mesure de Champs et Identification en Mécanique du Solide” (voir §1.1.7 Animation de la recherche, page 12).

Le troisième volet concerne la gestion des projets de recherche (gestion des personnels, des investissements en équipement et fonctionnement) et des contrats industriels directs, détaillés dans la section suivante.

### 1.1.6 Projets et Contrats

Mes travaux de recherche sont menés pour partie dans le cadre de projets de recherche étatiques ou industriels. Cette volonté des Écoles des Mines à proposer une recherche scientifique sur des problématiques industrielles dans un cadre contractuel permet de soutenir fortement l’activité de recherche du laboratoire. Mon implication dans ces projets s’est faite à des degrés divers, de simple participant à responsable de projet, sans compter la participation à des montages de projets contractuels qui n’ont pas abouti. De plus, j’ai répondu à un certain nombre de prestations industrielles ou contrats de R&D directs, une de nos missions dans les établissements du Ministère de l’Industrie (Écoles des Mines).

#### 1.1.6.1 Contrats de recherche

- o Projet **MP05 : Formage Avancé** (Projet FUI 2008 – ARMINES – [1/01/08 - 31/12/08] )  
Ce projet, labellisé par le pôle de compétitivité EMC2 des Pays de la Loire et porté par l’entreprise ACI, d’une durée initiale de 3 ans, ne sera finalement financé par le FUI que pour un an (2008) puis abandonné par la suite. Les objectifs du projet étaient de développer les procédés de formage avancés relatifs aux emboutis profonds, aux tuyauteries et corps creux ainsi qu’aux structures raidies dans un but d’intégration de fonctions, de gain de masse, et de miniaturisation, ceci à l’aide de plate-formes de compétences et de logiciels intégrés. Le formage incrémental était parmi les procédés visés, c’est donc dans ce cadre que la thèse de N. Decultot a été lancée par le laboratoire et financée pour une année (resp. G. Bernhart, V. Velay), le reste de la thèse étant financé sur fonds propres.
- o Projet **ELICO-CP** (Projet ANR inter-Carnot 2007 – P2IC-003 – ARMINES – [5/12/07 - 31/12/10] )  
**“ELaboration Intelligente de pièces structurales Composites – Capteur de Pression”**  
Ce projet inter-Carnot financé par l’ANR était consacré aux développements et tests

---

Rifocs 475L, un soudeuse Fitel S182K, un OSA Advantest Q8384, un banc de micro-traction Thorlabs, une source supercontinuum Leukos, une centrale d’acquisition NI, une analyseur diélectrique Netzsch DEA 230/10, et deux centrales d’interrogation SmartFibers (Smartsan et Smartscope), auxquels il faut rajouter l’ensemble des petits équipements nécessaires à l’utilisation et la mise en œuvre de fibres optiques.

d'un capteur de mesure de variation de pression de contact et de température, à base de transducteur à réseaux de Bragg (FBG), faiblement intrusif, et destiné à être intégré dans les outillages métalliques de mise en forme de composites structuraux aéronautiques. Il a été monté et mené en collaboration entre le CEA LIST (P. Ferdinand, leader du projet, et L. Maurin) pour la partie développement du capteur proprement dite, et l'ICA-Albi (L. Robert, responsable scientifique, et J.-J. Orteu) pour ce qui concerne principalement la conception et la réalisation des tests de validation. Plusieurs prototypes de capteurs ont été développés et testés en environnement RTM (0-8 bar, 20-240 °C). Cependant le développement reste à finaliser pour obtenir un capteur répondant parfaitement au cahier des charges.

Durée : 36 mois, main d'œuvre : 44 hm (dont 16 hm ICA-Albi), montant total du projet 624 k€, subvention ICA-Albi 78 k€ (5 hm de post-doc et 3 hm d'ingénieur de recherche). Ce projet a fait l'objet d'un brevet [28], de deux communications [53, 76] et de six rapports de contrat [100, 102, 103, 105, 109, 110].

- o Projet **Abondement Carnot - M.I.N.E.S. 2008** (08AI 3 6 CROMeP – Contrat ARMINES 80523 – [2008 - 2010] )

**“Instrumentation, surveillance et analyse de procédés composites voie humide par capteur à fibre optique à réseaux de Bragg”**

Financé par l'Abondement Carnot des Écoles des Mines, ce projet de recherche dont j'ai eu la responsabilité, était dédié à l'instrumentation et la surveillance de procédé composite voie humide par capteurs à fibre optique. Les procédés visés sont l'infusion de résine (LRI) et le RTM. Le projet a permis le développement d'un outillage multi-instrumenté (capteur diélectrique, capteur à réseaux de Bragg superposés ou encapsulés, capteur de Fresnel, thermocouple et PT100, etc.). Les travaux se sont tout d'abord focalisés sur le suivi de cuisson de résine époxy pure, puis le suivi de fabrication de pièces composites (verre/epoxy) en procédé RTM, l'instrumentation dédiée permettant de connaître *in situ* l'avancement de la réaction, la température et les déformations résiduelles.

Durée : 18 mois, main d'œuvre : 9 hm, subvention 65 k€ (3 hm de post-doc et 6 hm d'ingénieur de recherche).

Ce projet a fait l'objet d'un marché pour un investissement de 50k€ (centrale diélectrique), d'un rapport de recherche interne [97], d'un rapport de fin de projet [111] et de deux publications en cours [20, 23].

- o Projet **VERTEX** (Programme ANR Matériaux et Procédés 2012 [2013 - 2017] )

**“Validation Expérimentale et Modélisation des Structures ComposiTEs sous Sollicitations CompleXes”**

Ce projet ANR piloté par B. Castanié (ICA - INSA Toulouse) et financé par l'ANR est basé sur le consortium suivant : ICA, EADS IW, ONERA, LMT Cachan, LMS SAMTECH et HOLO3. Ce projet propose de développer une méthodologie d'analyse ou de validation par essais statiques sous sollicitations complexes (traction/compression/cisaillement) d'éprouvettes technologiques composite aéronautique de la taille de quelques dizaines de centimètres (échelle des détails structuraux), ce qui implique un dialogue expérimental et théorique entre les échelles. Le projet a pour première étape le développement d'une méthode de mesure et de pilotage originale basée sur de la corrélation d'images multi-échelles et du recalage de modèles éléments finis (WP2, piloté

par J.-N. Périé et dans lequel j'interviens pour le co-encadrement d'une thèse). Afin de valider le concept essai/instrumentation couplé, trois problématiques scientifiques sont proposées par les autres partenaires (WP3) : la propagation des grandes coupures sous sollicitations complexes, le calcul à rupture par approche multi-échelles, et la validation de modèles d'endommagement par des chemins de ruptures complexes.

Durée : 48 mois, main d'œuvre : 260 hm, montant total du projet 2624 k€, subvention 986 k€.

Ce projet permettra le financement d'une thèse en co-encadrement entre J.-N. Périé, J.-C. Passieux et moi-même sur le WP2, ainsi que 6 hm d'ingénieur de recherche (F. Bugarin) sous la forme d'une prestation Armines de 40 k€.

#### 1.1.6.2 Projets de Recherche et Transfert Technologique (RTT) de la région Midi-Pyrénées

o Projet **ELICo** (2006-2010) “**Elaboration Intelligente de pièces structurales Composites**”

Ce projet dont j'ai eu la charge (leader ICA-Albi, resp. G. Bernhart) a été mené en collaboration avec l'équipe Pro2Com de l'ex LGMT (maintenant intégré dans l'ICA), et soutenu par Airbus Toulouse et la PME Techni-Moule. Il avait pour objectif le développement d'instrumentation, par capteurs FBG, d'outillages de fabrication de pièces structurales composite. Les travaux scientifiques et techniques portaient sur le conditionnement et l'intégration des capteurs en surface des outillages, et la validation métrologique de ces capteurs déportés par rapport à des mesures dans le composite.

Durée : 48 mois, montant d'investissement / fonctionnement total du projet 160 k€ (dont CROMeP 130 k€).

Plusieurs doctorants (M. Demirel, S. Triollet, M. Mulle) et post-doc (A. Hamasaiid) ont participé de près ou de loin aux travaux liés à ce projet que j'ai dirigé, des communication y sont donc associées. J'ai aussi rédigé les deux rapports finaux [112, 113].

o Projet **FAT** (2009-2013)  
“**Formage Avancé du Titane**”

Ce projet (leader ICA-Albi, V. Velay) mené en collaboration avec l'équipe MC2 du CEMES (J. Douin) et la PME Pronoe, a pour objectif d'évaluer le procédé de formage incrémental de tôles de titane à froid, pour la fabrication de pièces structurales aéronautiques. L'étude s'intéresse à l'impact du procédé sur les niveaux de déformations accessibles et la microstructure induite, en comparant notamment ce procédé émergent au procédé classique d'emboutissage (par des mesures de champs sur pilotes et des simulations numériques).

Durée : 48 mois, montant d'investissement/fonctionnement total du projet 245 k€ (dont ICA-Albi 215 k€). La Région cofinance aussi à 50% la thèse de Y. Balcaen.

Ce projet a déjà fait l'objet de quatre communications [92, 54, 55, 88].



### 1.1.6.3 Contrats industriels et prestations

J'ai honoré un contrat direct (avec Astrium Satellites) et neuf prestations industrielles, pour un chiffre d'affaire d'environ 80 k€ TTC.

- o Contrat **Armines/Astrium** (03/2012 – 10/2012)
  - “**Développement d'instrumentation à fibre optique à réseaux de Bragg pour les tests de température en chambre à vide thermique de structure satellite**”  
Pour ce projet de R&D technologique, j'ai travaillé avec G. Lorgeoux (dans le cadre de son stage de fin d'étude École des Mines d'Albi) sous contrat stagiaire Armines pendant 6 mois. Ce projet a fait l'objet d'une collaboration complémentaire de 2 mois et d'un rapport de contrat [114].
- o Prestation **CEAT/Airbus**
  - “*Mesure de déformation par stéréo-corrélation lors d'essais de traction sur jonction composite en T*” (2007, rapport [98])
  - “*Mesure par stéréo-corrélation sur éprouvette composite en T impactée en flexion 4 points*” (2007)
- o Prestation **Schneider Electric**
  - “*Essais de réponse mécanique et thermique de capteurs FBG noyés dans des éprouvettes en résine*” (2008, rapport [101])
  - “*Encadrement et mise à disposition de moyen d'étalonnage de capteurs FBG nus et noyés dans des éprouvettes en résine*”, dans le cadre du stage ingénieur de Vincent Allary, Polytech'savoie (2009)
- o Prestations **Cryospace**
  - “*Mesure de champs de déformation par stéréo-corrélation sur éprouvettes aluminium en traction bi-axiale*” (2007, rapport [99])
  - “*Mesure de champs de déformation par stéréo-corrélation sur éprouvettes aluminium en traction bi-axiale*” (2009, rapport [104])
  - “*Essais de traction simple sur éprouvettes lisses et entaillées Al-Li par stéréo-corrélation*” (2009, rapport [106])
  - “*Essais de traction simple sur éprouvettes lisses et entaillées Al-Li par stéréo-corrélation - Deuxième campagne*” (2010, rapport [107])
  - “*Essais de traction et mesure par stéréo-corrélation sur éprouvettes aluminium soudées*” (2010, rapport [108])

### 1.1.7 Animation de la recherche

Mon implication la plus forte en terme d'animation de la recherche concerne le **Groupe de Recherche (GDR) CNRS 2519 MCIMS** (Mesure de Champs et Identification en Mécanique du Solide) dont je co-anime depuis 2007 le Groupe de Travail GT1 “Métrologie”, en collaboration avec J. Molimard et B. Wattrisse. Ce groupe de travail est dédié à la caractérisation des performances métrologiques des méthodes optiques de mesure de champs,

en ce qui me concerne principalement pour les activités liées aux méthodes de corrélation d'images. Cela inclut l'organisation, la gestion et l'animation scientifique du groupe (19 réunions plénières du GT1 ou du sous-groupe corrélation seul depuis mars 2007), incluant la préparation de présentations scientifiques, la rédaction des comptes-rendus de séance, la préparation des dossiers pour le CNRS, la proposition de travaux de type benchmark, leur analyse et leur valorisation sous forme de publications. Cette activité, relativement chronophage, est extrêmement enrichissante de par l'ensemble des discussions auxquelles j'ai pu participer et à travers lesquelles j'ai beaucoup appris. Elle a donné lieu à un article de revue [9] (qui a d'ailleurs reçu le "Hetényi Award" 2011 de la *Society for Experimental Mechanics (SEM)*), un soumis [22] et deux autres en préparation, trois communications dans des congrès internationaux [38, 47, 56] et deux dans des congrès nationaux et séminaires [93, 73].

Depuis 2011 je suis aussi membre du comité international du *Digital Image Correlation DIC Challenge*. Ce challenge pour la corrélation d'images, créé fin 2011 par Phillip Reu (Sandia National Laboratories, USA), a pour vocation de fournir à la communauté internationale des utilisateurs/développeurs de méthodes de corrélation d'images un ensemble d'images tests pour la vérification, les tests et l'amélioration des logiciels. Il se déroule sous les auspices de la *SEM* et sous la direction d'un comité international, dont le rôle est de créer les challenges et donc les jeux d'images tests, de modérer et compiler les résultats des tests, et enfin d'en interpréter les résultats et d'en assurer la diffusion.

#### 1.1.7.1 Organisation de manifestations

- Membre du comité d'organisation du Colloque *Photomécanique 2004*, mai 2004, Albi.
- Membre du comité d'organisation de l'Atelier thématique CNRS *Photomécanique*, Saint-Étienne, juillet 2004.
- Participation en tant que formateur à l'Atelier thématique CNRS *Photomécanique*, Saint-Étienne, juillet 2007.
- Membre du comité scientifique du Workshop Européen *Use of Optical Fibres for the Monitoring of Composites Manufacturing Process*, Toulouse (nov. 2012).
- Membre du comité du *1st International Workshop on Embedded Optical Sensors for Composite Materials*, Ghent, Belgique (oct. 2013).

#### 1.1.7.2 Expertises de travaux

o Jurys de thèse :

- M. Demirel, "Contribution à l'optimisation des mesures de température et de déformation par capteur à fibre optique à réseaux de Bragg : application au procédé de fabrication de composite par infusion de résine", thèse Mines Albi / Mines Saint-Étienne soutenue le 25/09/2009, examinateur.
- M. Fazzini, "Développement de méthodes d'intégration des mesures de champs", thèse ENI de Tarbes soutenue le 01/12/2009, examinateur.
- N. Decultot, "Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide

- de la mesure de champs et identification de modèles de comportement”, thèse Mines Albi soutenue le 10/12/2009, examinateur.
- S. Triollet, “Développement d’un capteur à fibre optique à base de réseaux de Bragg superposés de courtes et longues périodes : application à la mesure discriminée de température et de déformation”, thèse Mines Albi / Université de Saint-Étienne soutenue le 3 décembre 2010, examinateur.
  - T. Ben Mbarek, “Utilisation d’une méthode optique sans contact pour décrire le comportement mécanique de composite bois / plastique”, thèse de l’Université de Pau et des Pays de l’Adour soutenue le 16 décembre 2011, examinateur.
  - P.A. Morvan, “Mesures de déformations par capteurs à fibre optique au cœur de matériaux composites”, thèse de l’Université de Nantes soutenue le 21 février 2013, examinateur.
- o Expertise d’articles scientifiques (reviewer) :
- 4 rapports d’articles de revue (pour *Strain*, *Experimental Mechanics*, *Optics and Laser in Engineering*, et *Sensors*).
  - 2 rapports de conférence internationales (*Photomechanics 2006* et *AMPT2010*).
- o Chairman de sessions de conférences :
- chairman de la session “Applications”, *International Conference on Experimental Mechanics ICEM’14*, Poitiers, 2010
  - chairman de la session “Optical techniques”, *International Conference on Experimental Mechanics ICEM’15*, Porto, 2012

### 1.1.7.3 Autres activités

- Membre du GDR CNRS 2519 depuis 2004 (en tant qu’auditeur jusqu’en 2007).
- Représentant élu des maîtres de conférence au Conseil du laboratoire de l’ICA depuis 2010.
- Membre de l’Association Française de Mécanique (AFM) et de la Société Française d’Optique (SFO).

### 1.1.7.4 Prix et distinctions

- Prix de thèse 2002 du Groupe Français de Rhéologie (GFR), qui décerne annuellement un prix destiné à récompenser les travaux de recherche effectués dans le cadre d’une thèse dans le domaine de la rhéologie.
- Prix “Hetényi Award” 2011 décerné par la *SEM* pour l’article le plus remarquable publié dans la revue *Experimental Mechanics*, article collectif écrit dans le cadre des travaux commun du GDR CNRS 2519 “Assessment of digital image correlation measurement errors : methodology and results”, *Exp. Mech.* 49(3), p. 353-370 (2009).

## 1.2 Synthèse des activités de recherche et d'encadrement

Cette deuxième partie de mon dossier personnel présente les thématiques de recherche que j'ai développé au laboratoire ICA-Albi, puis mes activités d'encadrement. Elle se termine par la liste de l'ensemble de mes publications et communications.

### 1.2.1 Thèmes de recherche

Lors de ma thèse, j'avais développé des activités scientifiques en mécanique expérimentale sur les thèmes de la rhéologie des fluides complexes (polymères) [1, 2, 5] et des mesures optiques en mécanique des fluides [3, 4]. Le poste de Maître-Assistant que j'occupe actuellement proposait une orientation de recherche en "Métrologie optique appliquée à la mécanique et aux matériaux (photomécanique)". Mon activité de recherche s'est donc recentrée, toujours en mécanique expérimentale, sur la photomécanique et sur la mécanique du solide.

Historiquement, les méthodes optiques de mesure de champs cinématiques développées à l'origine au laboratoire, principalement par mon collègue J.-J. Orteu, étaient des méthodes de corrélation d'images et en particulier de stéréo-corrélation d'images. Cependant, ces méthodes dont les développements étaient en train de se finaliser à l'époque, n'avaient été que très peu exploitées pour la caractérisation mécanique des matériaux. En temps que seul mécanicien de l'axe scientifique<sup>4</sup>, j'ai pris naturellement en charge la partie plus applicative des activités de recherche liées à la corrélation/stéréo-corrélation d'images. Cela constitue donc mon premier grand thème de recherche : les mesures de champs par méthodes de corrélation d'images, et leur exploitation pour l'analyse du comportement et la caractérisation mécanique des matériaux sollicités lors d'essais mécaniques ou par des procédés de fabrication.

Très rapidement j'ai été confronté aux limites de ces méthodes optiques, notamment en terme de résolution et d'incertitudes de mesure : les mesures par corrélation d'images ont l'immense avantage d'être des mesures de champs denses mais l'inconvénient de présenter des erreurs nettement plus importantes que les méthodes classiques d'extensométrie électrique ou mécanique. D'autre part, résolutions et incertitudes de mesure sont délicates à quantifier car la chaîne de mesure est complexe. J'ai donc rapidement cherché à comprendre le fonctionnement de ces méthodes de corrélation, à analyser leur performance métrologique et quantifier les erreurs de mesure, ce qui constitue le premier axe scientifique de ce thème.

Le deuxième axe scientifique est l'apport de ce type de mesure de champs par corrélation d'images, pour la caractérisation des matériaux au sens large : il s'agit d'utiliser le potentiel des méthodes de corrélation pour aider à la caractérisation mécanique des matériaux. J'ai donc surtout œuvré sur des matériaux hétérogènes, comme les bétons et les composites

---

4. Axe "Mesure des sollicitations Appliquées aux Outillages (MSAO)" lorsque le laboratoire était le CROMeP (Centre de Recherche Outillages, Matériaux et Procédés).

organiques, ou sur des matériaux réputés homogènes mais lorsque la sollicitation mécanique induit une forte hétérogénéité du champ cinématique (formage incrémental de tôles métalliques par exemple). Les études que j'ai menées vont des phases exploratoires du comportement, avec un fort aspect phénoménologique, jusqu'aux tentatives de comparaison avec des résultats de simulations numériques.

Il est clair que l'intérêt des mesures de champs est essentiel lorsque les éprouvettes (ou les structures), comme les sollicitations qui leurs sont appliquées, sont représentatives des conditions réelles que celles-ci pourraient rencontrer en service. Dans ce cadre, il est particulièrement judicieux de chercher à modéliser correctement le comportement (intrinsèque) du matériaux. Cette problématique est abordée dans mon troisième axe de recherche sur ce thème : le couplage entre mesures de champs et simulations numériques pour l'identification, par méthodes inverses, de paramètres constitutifs du matériau.

Néanmoins, nous avons aussi rapidement fait le constat qu'un besoin existait au sein du laboratoire pour des mesures confinées et sans accès visuel, car un certain nombre de procédés de transformation étudiés au laboratoire utilisent des moules et des outillages fermés (mise en forme des polymères et des composites par exemple). Après une phase de réflexion, nous avons fait le choix de nous intéresser aux capteurs à fibre optique afin de pouvoir effectuer des mesures *in situ* et faiblement intrusives, en même temps que le laboratoire commençait à orienter, vers 2004, ses activités de recherche vers les procédés d'élaboration des pièces composites à matrice organique. Notre choix s'est porté naturellement sur les capteurs à réseaux de Bragg, qui sont potentiellement parmi les plus intéressants pour les mesures cinématiques et thermiques. Bien que non opticien à la base, j'ai donc commencé à développer ce deuxième grand thème de recherche : les capteurs à fibre optique pour le suivi de cuisson des composites, parallèlement au premier thème, à partir de 2004.

Ce thème se décompose en deux axes. Le premier axe de recherche s'intéresse aux mesures de température et de déformations par capteur à réseaux de Bragg, la température étant l'un des paramètres clés des réactions de réticulation, et la mesure des déformations permettant notamment d'estimer les contraintes résiduelles de cuisson, critiques pour les matériaux composites. Le second axe de recherche concerne le suivi de la réticulation, lors de la cuisson des résines therm durcissables, par capteur de Fresnel. Cet axe a été développé plus récemment devant le constat qu'il n'est pas possible d'interpréter correctement les réponses des réseaux de Bragg si nous n'avons pas d'information sur l'avancement de la réaction de polymérisation.

Mon activité de recherche s'est ainsi articulée autour des deux thèmes principaux :

- o **Thème 1** : la mesure de champs par techniques de corrélation d'images et son application à la caractérisation mécanique des matériaux, qui peut se décomposer suivant 3 axes majeurs :
  - **Axe 1** : les mesures de champs cinématiques par corrélation d'images et la caractérisation métrologique de ces techniques. Dans cet axe, j'ai beaucoup travaillé en collaboration avec le GT1 du GDR CNRS 2519 déjà mentionné au § 1.1.7 *Animation de la recherche* page 12, avec une approche basée sur l'utilisation d'images synthétiques

contrôlées pour caractériser les erreurs en corrélation d'images 2D [9, 12], et une approche plutôt expérimentale pour caractériser les erreurs en stéréo-corrélation [7, 19], l'approche à partir d'images synthétiques en stéréo-corrélation étant en cours de développement [91].

- **Axe 2** : la caractérisation du comportement des matériaux à partir de mesures par corrélation d'images. Dans cet axe de recherche des efforts sont faits pour s'assurer de la confiance que l'on peut avoir dans les mesures, afin de pouvoir effectuer les bonnes observations et tirer les bonnes conclusions. J'ai travaillé sur de nombreux cas où la corrélation d'images a été utilisée afin d'analyser la réponse comportementale de différentes classes de matériaux sous sollicitation diverses : céramiques (béton réfractaire) [6, 7, 19] et composites (à matrice organique) [10, 11, 16] pour des essais mécaniques, métalliques (alliages d'aluminium et titane alpha) lors de sollicitations induites par le procédé de mise en forme [13], polymère (élastomère) [25] pour des analyses de comportement linéaire (élastique) ou non-linéaire (endommagement, plasticité, fluage), en petites ou grandes déformations. La plupart des résultats sont plutôt phénoménologiques, quelques démarches de comparaisons avec des résultats de calculs ont aussi été menées.
  - **Axe 3** : l'identification inverse de paramètres constitutifs à partir d'essais hétérogènes et de mesures par corrélation d'images. Dans cet axe de recherche j'ai privilégié une méthode qui me paraît la plus intuitive et versatile, la méthode de recalage de modèles éléments finis (FEMU en anglais). Je l'ai appliquée à l'identification de paramètres de comportement en plasticité pour un alliage d'aluminium [17], et actuellement en élasticité orthotrope pour un composite stratifié [57].
- o **Thème 2** : les capteurs à fibre optique pour le suivi de cuisson des composites, avec 2 axes de recherche :
- **Axe 1** : la mesure de température et de déformations par capteur à réseaux de Bragg. Les premiers travaux ont consisté à estimer les incertitudes de mesures que l'on pouvait obtenir avec ces capteurs. Dans un deuxième temps, nous avons essayé d'analyser la réponse spectrale complète afin d'estimer les gradients de température ou de déformation vus par le réseau, en développant un modèle de type matrice de transfert. Ce modèle fut ensuite intégré dans une boucle d'optimisation à des fins d'identification inverse des gradients [69]. D'autre part, nous avons œuvré sur la problématique du découplage des informations cinématiques et thermiques, principalement en développant un capteur intrinsèque à base de réseaux de courte et longue période superposés. Ce capteur a été caractérisé puis validé avec succès intégré à une éprouvette [14] ou lors de l'élaboration de pièce composite par voie liquide [18].
  - **Axe 2** : le suivi de réticulation par capteur à fibre optique. Nous avons développé pour cela un capteur de Fresnel en bout de fibre, et proposé une méthodologie couplant la mesure à un modèle thermo-cinétique de cuisson [20]. Cette démarche permet le suivi de réticulation dans des circonstances de cuisson isotherme et anisotherme. A partir de l'ensemble des informations issues des capteurs à fibre optique, nous avons pu évaluer correctement des déformations induites lors de la cuisson [23].

## 1.2.2 Activités d'encadrement

Dans cette section, je passe en revue l'ensemble de mes activités d'encadrement et de tutorat des activités de recherche. Je présente dans un premier temps les (co-)encadrements de thèse, en séparant les activités de collaboration plutôt ponctuelles avec des doctorants, des travaux des doctorants que j'ai co-encadrés complètement. Dans un deuxième temps, je donne la liste des stagiaires que j'ai encadrés ou co-encadrés. A chaque fois j'y associe les publications communes (les sigles relatifs aux types de publication sont répertoriés dans le tableau 1.1 page 31).

### 1.2.2.1 Encadrement de thèses

Tout d'abord, il faut noter qu'un certain nombre de travaux de recherche du centre ICA-Albi se sont appuyés, depuis mon arrivée au laboratoire, sur des mesures de champs cinématiques par corrélation/stéréo-corrélation d'images. J'ai donc naturellement été sollicité de manière régulière pour aider les doctorants à effectuer ce type de mesure, en apportant ma contribution technique et scientifique. Sur ce type d'activité lié à la mesure, mon implication est en général relativement ponctuelle. Certaines fois néanmoins, des études scientifiques plus considérables sur ce thème ont pu être menées, en lien avec différents travaux de thèses qui se sont déroulés au sein du laboratoire ou hors du laboratoire, bien que celles-ci ne constituèrent pas le cœur du sujet de la thèse. Ce sont ces travaux, dans lesquels j'ai contribué de manière plus limitée, que je détaille à présent.

- Mesures par photoélasticimétrie sur le pilote d'emboutissage Mefisto dans le cadre de la thèse de **Djelali Attaf** (co-encadrement L. Penazzi et C. Boher), en collaboration avec J.-C. Dupré et V. Valle (de l'Institut Pprime Poitiers) et J.-J. Orteu. Publication : 1 ACN [63].
- Mesures et analyses des déformations locales par corrélation d'images à l'échelle mesoscopique sur une fonte FGS dans le cadre de la thèse de **Karine Bavard** (dir. G. Bernhart). Ces mesures ont montré que le développement d'une certaine hétérogénéité spatiale des déformations coïncidait avec l'apparition puis le développement de la plasticité.
- Mesures de champs de déformation par corrélation d'images lors d'essais de cisaillement sur éprouvette brasée (assemblages acier brasés Ag-Cu pour outillages obtenus par Stratoconception), dans le cadre de la thèse d'**Abdelhak Nafi** (dir. O. Mercier).
- Mesures de champs de déformation par stéréo-corrélation d'images lors d'essais de traction sur éprouvettes en acier réfractaire pour outillage de formage superplastique du Titane, dans le cadre de la thèse d'**Alexandre Martinier** (dir. G. Bernhart). L'objectif était de mettre en évidence l'anisotropie élastique à l'échelle des grains.
- Mesures de champs de déformation par stéréo-corrélation d'images sur éprouvettes technologiques composite sollicitées en flexion 3-points à différentes échelles et dans plusieurs zones d'études. Ces travaux se sont déroulés dans le cadre de la thèse de **Matthieu**

**Mulle** (collab. F. Collombet (dir.) et J.-N. Périé, anciennement équipe Pro2Com du LGMT avant son intégration dans l'ICA en 2009) pour valider et comparer des mesures de déformations par capteurs à réseau de Bragg (intégrés à l'intérieur et sur la surface de l'éprouvette) aux mesures locales par jauges de déformation et aux mesures de champs obtenues par stéréo-corrélation d'images en surface d'éprouvettes technologiques UD carbone/epoxy (avec prise de pli, forte épaisseur et dimensions relativement importantes) produites en autoclave. Ces travaux ont fait l'objet de nombreuses publications communes : 2 RICL [10, 11], 1 RNCL [24], 2 RVS [26, 27], 1 ACI [42] et 5 ACN [62, 64, 67, 68, 70].

- Mesures de champs de déformation par stéréo-corrélation au cours d'essai de traction sur des bétons réfractaires à température ambiante. Cette collaboration s'est faite dans le cadre de la thèse de **Hicham Marzagui** (encadrement T. Cutard), afin de comparer les mesures de champs moyennées à celles provenant d'extensomètre mécanique, mais aussi pour visualiser l'apparition des fissures et la répartition spatiale des déformations pendant l'endommagement. Publication : 1 ACN [65].
- Mesures de champs de déformation par stéréo-corrélation au cours d'essai de traction et de flexion 4 points, puis de flexion 3 points sur éprouvettes technologiques, sur des bétons réfractaires renforcés de fibres métalliques courtes à température ambiante. Cette collaboration s'est faite dans le cadre de la thèse de **Fabien Nazaret** (encadrement T. Cutard). Nous avons effectué des études sur la pertinence métrologique des faibles niveaux de la déformation macroscopique mesurée (déformation inférieure à 0,035 %), une étude de sensibilité des paramètres de corrélation, puis estimé le module en traction et flexion. Enfin, l'analyse des champs a permis la visualisation de l'apparition des macrofissures et la répartition spatiale des déformations. Publications : 1 RICL [7], 1 ACN [65].
- Mesures de champs de déformation par stéréo-corrélation à chaud couplée à la mesure des champs thermique par caméra CCD, application à l'estimation de coefficient d'expansion thermique, dans le cadre de la thèse de **Yann Rotrou** (encadrement T. Sentenac) en collab. avec J.-J. Orteu. Publications : 1 RICL [8], 1 OSA [81].
- Travaux liés à la thèse de **Talel Ben Mbarek**. Cette thèse s'est déroulée en co-tutelle entre la Faculté des Sciences de Tunis (dir. H. Sammouda) et l'Université de Pau et des Pays de l'Adour (dir. B. Charrier), avec une collaboration avec l'ICA-Albi (J.-J. Orteu et moi-même) pour nos moyens et notre expertise en corrélation d'images. J'ai été amené en réalité à encadrer toute la partie expérimentale du travail du doctorant, qui s'est déroulée sur trois périodes de quatre ou cinq mois à l'ICA-Albi<sup>5</sup>. La thèse intitulée "Utilisation d'une méthode optique sans contact pour décrire le comportement mécanique de composite bois/plastique" s'est soutenue le 16 décembre 2011 à Mont de Marsan. Dans cette étude, les propriétés mécaniques et la microstructure du composite bois/plastique à base de Polyéthylène Haute Densité (PEHD) et de fibres de Pin Maritime ont été caractérisés. Le comportement en traction et en flexion 4 points a été étudié en utilisant des mesures par corrélation d'images pour un certain nombre de formulations (dépendant du pourcentage de bois, de l'ajout d'additif permettant le greffage par copolymérisation, ou bien le greffage de chaînes carbonées par acétylation). La

---

5. Dans les faits, j'ai largement co-encadré cette thèse, jusqu'à la correction complète du manuscrit.



corrélation d'images a permis notamment d'analyser l'endommagement du composite à l'aide des cartographies des champs de déformation et de l'évolution des valeurs de leur moyenne et écart type spatiaux. Par ailleurs, la morphologie à l'interface fibre de bois/PEHD après rupture a été aussi observée au MEB. Ces travaux ont fait l'objet des publications suivantes : 1 RICL [16] (+ une soumise [21]), 2 ACI [48, 51], et 1 ACN [74].

- Mesures par corrélation d'images 2D à l'échelle mesoscopique sur éprouvettes en acier à outil X38CrMoV5 entaillées et sollicitées en fatigue, dans le cadre de la thèse de **Manel Baccar** (Collab. V. Velay, dir. F. Razai-Aria), afin d'estimer le COD et d'identifier la zone de plastification en pointe de fissure.

Sont maintenant listées les thèses que j'ai co-encadrées entièrement, depuis la définition du sujet jusqu'à la correction du manuscrit complet. Chaque travail de thèse est détaillé dans la suite du manuscrit par un fiche synthétique.

- **Samia Hmida Maamar** : "Identification et mesure de champs (en grande déformation) : application au soufflage de plastique", thèse en co-encadrement avec V. Velay et F. Schmidt, abandon pour raisons personnelles au bout de 3 ans. (voir fiche descriptive page 22)
- **Mustafa Demirel** : "Contribution à l'optimisation des mesures de température et de déformation par capteur à fibre optique à réseaux de Bragg : application au procédé de fabrication de composite par infusion de résine". Thèse en co-encadrement avec J.-J. Orteu (dir.) et l'équipe "Mécanique et Matériaux" du Centre SMS de l'École des Mines de Saint-Étienne (J. Molimard, A. Vautrin (dir.)), soutenue à Saint-Étienne le 25 septembre 2009, délivrée par l'École des Mines de Saint-Étienne, spécialité : Mécanique et Ingénierie. (voir fiche descriptive page 23)
- **Nicolas Decultot** : "Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement". Thèse en co-encadrement avec V. Velay et G. Bernhart (dir.). Soutenue à Albi le 10 décembre 2009, délivrée par l'Université Paul Sabatier - Toulouse 3, spécialité : Génie Mécanique, Mécanique et Matériaux. (voir fiche descriptive page 24)
- **Sébastien Triollet** : "Développement de capteurs à fibre optique à base de réseaux de Bragg de courtes et longues périodes : application à la mesure discriminée de température et de déformation". Thèse en co-encadrement avec E. Marin et Y. Ourdane (dir.) de l'équipe "Composant à Fibres Optiques et Photosensibilité" du Laboratoire Hubert Curien - UMR CNRS 5516, Université de Saint-Étienne. Soutenue à Saint-Étienne le 3 décembre 2010, délivrée par l'Université Jean Monet de Saint-Étienne, ED SIS 488, spécialité : Optique, Photonique et Hyperfréquence. (voir fiche descriptive page 25)
- **Yannick Balcaen** : "Etude des mécanismes de déformation d'un alliage de Titane en Formage Incrémental". Thèse en co-encadrement avec V. Velay, V. Vidal et P. Lours (dir.). Inscription ED : Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés. Soutenance prévue pour juin 2013. (voir fiche descriptive page 26)

- **Christoph David** : “Stratégies d’identification de paramètres mécaniques de structures composites à partir de mesures de champs cinématiques multi-résolutions”. Thèse en co-encadrement avec J.-N. Périé (dir., ICA/MICS, IUT UPS) et J.-C. Passieux (ICA/MS2M, INSAT). Inscription ED : Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés. Soutenance prévue en février 2014. (voir fiche descriptive page 27)
- **Florent Blanchet** : “Etude de la coupe en perçage multi-matériaux CFRP – alliage d’aluminium”. Thèse en co-encadrement avec Y. Landon (dir., ICA/SUMO, UPS) et R. Piquet (ICA/MS2M, IUT UPS). Inscription ED : Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés. Soutenance prévue en octobre 2014. (voir fiche descriptive page 28)

Encadrement de la thèse de **Samia HMIDA MAAMAR** (01/2005 - 2009)

---

**Titre** : Identification et mesure de champs (en grande déformation) : application au soufflage de plastique

**Encadrement** : L. Robert (33%), F. Schmidt (dir., 33%), V. Velay (33%)

**Financement** : allocation MESRT

**Thèse de Doctorat** : École doctorale MEGEP (Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés), Université Paul Sabatier - Toulouse 3. Abandon en 2009 pour raisons personnelles et familiales au bout de 4 ans.

**Situation actuelle** : Ingénieur

**Publications associées** : 1 RNCL [25], 2 ACI [37, 39], 2 OSA [80, 82]

---

**Contribution** :

- Formation aux techniques de stéréo-corrélation d'images
  - Participation aux essais de traction et de bullage d'élastomère
  - Traitement et interprétation des résultats des mesures cinématiques
  - Participation à la mise en place de la procédure d'identification inverse à partir de la mesure du contour de la bulle
- 

**Résumé** : Identifier correctement les paramètres de modèles de comportement des élastomères est parfois délicat car ces matériaux, très souples donc interdisant l'utilisation de moyen de mesure avec contact, sont sensibles au type de sollicitation mécaniques (sollicitation uniaxiale, biaxiale, cisaillement, élongation, etc.). Le but de ce travail était donc d'identifier des comportements d'élastomère en élongation en grande déformation à partir de mesures optiques dans différents cas de sollicitations uniaxiales ou biaxiales. Pour cela, des essais de traction uniaxiale sur éprouvette homogène ou bien sur éprouvette percée ont d'abord été menés, les mesures cinématiques étant réalisées par corrélation d'images. D'autre part, des essais de gonflement de membrane sur le pilote de soufflage ont été réalisés, les mesures pouvant soit provenir de la géométrie de la bulle formée (par mesure de contour), soit du champ de déplacement/déformation mesuré par stéréo-corrélation d'images. Enfin, une campagne d'essais de traction biaxiale plane couplée à des mesures de champ a aussi été menée. L'identification des paramètres constitutifs est basé sur la méthode inverse de recalage de modèles éléments finis (FEMU). Pour cela plusieurs modèles de comportement hyperélastique ont été proposés (Mooney-Rivlin, Odgen), les simulations étant effectuées à l'aide du logiciel Abaqus. Plusieurs procédures d'identification inverse FEMU ont été menées, dans lesquelles des choix ont été pris concernant le modèle mécanique ainsi que les données expérimentales à intégrer à la fonctionnelle à minimiser (essai de traction plane hétérogène et mesure de champ de déplacement, essais de gonflement et mesure de contour 2D). Faute de temps, la cohérence des résultats n'a pas pu être montrée, de même que l'extension des applications à l'identification de comportement de polymère de type PET pour le soufflage de corps creux.

Encadrement de la thèse de **Mustafa DEMIREL** (01/2005 - 09/2009)

---

**Titre** : Contribution à l'optimisation des mesures de température et de déformations par fibre optique à réseau de Bragg : application au procédé de fabrication des composites par infusion de résine

**Encadrement** : J.-J. Orteu (dir., 12%) et L. Robert (38%); J. Molimard (38%) et A. Vautrin (dir., 12%) (Centre SMS de l'École des Mines de Saint-Étienne)

**Financement** : Demi-allocation Mines Albi et demi-allocation Mines Saint-Étienne

**Thèse de Doctorat** : École doctorale de Saint-Étienne SIS 488, École des Mines de Saint-Étienne, Spécialité : Mécanique et Ingénierie, soutenue à Saint-Étienne le 25 septembre 2009 (rapporteurs : C. Binétruy et F. Jacquemin)

**Situation actuelle** : Ingénieur chez AIRBUS

**Publications associées** : 1 ACI [40], 2 ACN [66, 69]

---

**Contribution :**

- mise en place des équipements optiques, formation aux technologies fibre optique et support pour les travaux concernant l'acquisition et le traitement du signal
  - analyse des résultats (budget des incertitudes et aspects métrologiques, travaux de découplage de la température et de la déformation)
  - développement et mise en place du banc d'étalonnage
  - participation aux développements de la méthode des matrices de transfert, identification inverse et expériences de gradients thermiques (point chaud) et cinématiques (essai de traction, corrélation d'images) et interprétation
- 

**Résumé** : Les procédés de fabrication des matériaux composites peuvent être instrumentés par capteur à fibre optique (CFO) à réseaux de Bragg (FBG) pour la mesure de la température et la déformation *in situ* au cœur des matériaux. Dans ce travail, nous détaillons les principes physiques des capteurs FBG ainsi que ses sensibilités. Une étude métrologique permet d'optimiser les incertitudes de mesure, qui interviennent dans la chaîne d'acquisition : interrogation, traitement du signal (échantillonnage, modèles d'ajustement du spectre) et étalonnage (banc de micro-traction mécanique et thermique). La non-linéarité des réponses, la sensibilité croisée et la dérive thermique sont abordées. Puis, nous nous intéressons à l'intrusivité du capteur dans son environnement. Il est ensuite question du découplage de la température et de la déformation. Parmi les techniques de découplage, deux sont retenues : celle qui combine un thermocouple et un FBG, et celle basée sur des réseaux de différentes longueurs d'onde superposés sur une même fibre. Le capteur FBG est appliqué au suivi de déformation/température lors de la cuisson de résines époxydes. Enfin, les capteurs FBG sont introduits dans le procédé de fabrication de composite de type LRI (Liquid Resin Infusion) afin de suivre les cycles de températures et de déformations au cours de la cuisson. La dernière partie des travaux traite de la mesure de gradient de température ou de déformation à partir du spectre du FBG. L'identification inverse des gradients, basée sur la méthode de simulation par matrices de transfert couplée à une méthode d'optimisation, est proposée. Après avoir validé la méthode sur des cas purement simulés, l'identification des gradients est testée à partir d'expériences permettant d'appliquer un gradient thermique ou mécanique au capteur FBG.

Encadrement de la thèse de **Nicolas DECULTOT** (10/2006 - 12/2009)

---

**Titre** : Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement

**Encadrement** : G. Bernhart (dir., 10%), L. Robert (45%), V. Velay (45%)

**Financement** : Allocation Mines Albi

**Thèse de Doctorat** : École doctorale MEGEP (Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés), Université Paul Sabatier - Toulouse 3, spécialité : Génie Mécanique, Mécanique et Matériaux, soutenue le 10 décembre 2009 (rapporteurs : M. Gasperini et J.C. Gelin)

**Situation actuelle** : Responsable R&D chez Le BÉON MANUFACTURING

**Publications associées** : 1 RICL [17], 2 ACI [41, 50], 3 ACN [71, 84, 86], 1 ASA [92]

---

**Contribution** :

- Formation aux techniques de corrélation/stéréo-corrélation d'images
  - Dépouillement d'essais (traction hétérogène, formage)
  - Interprétation des résultats des mesures cinématiques
  - Participation à la mise en place de la procédure d'identification FEMU, analyse et publication
- 

**Résumé** : Ce travail est consacré à l'étude du procédé de formage incrémental simple point (SPIF, *Single Point Incremental Forming*). Ce nouveau procédé de mise en forme de tôles à froid est surtout utilisé pour le prototypage et la réalisation de petites séries. Son principe est basé sur le repoussage local de la matière par un poinçon de petite taille devant les dimensions de la tôle et contrôlé en déplacement. Dans un premier temps, un pilote de SPIF équipé d'un capteur de forces tri-axes et d'un banc multi-caméras permettant l'utilisation de la mesure de champs par stéréo-corrélation a été développé au laboratoire. Au moyen de celui-ci, une étude paramétrique du procédé SPIF concernant entre autre la formabilité et l'emboutissabilité de tôles d'alliage d'aluminium a été tout d'abord réalisée. Ensuite, plusieurs méthodes d'identification ont été mises en œuvre afin d'identifier les paramètres de critères de plasticité de la littérature (Hill48, Hill90 et Barlat) et de lois d'écrouissage isotrope permettant de modéliser le comportement élastoplastique anisotrope des tôles d'aluminium étudiées. Dans un troisième temps, une méthode d'identification des paramètres de comportement par recalage de modèles éléments finis (FEMU) utilisant les mesures de champs par corrélation d'images a été développée et appliquée sur des géométries d'éprouvettes provenant de la littérature et générant des champs cinématiques hétérogènes. Enfin, à partir des modèles identifiés, une simulation éléments finis d'une trajectoire simple en formage incrémental a été réalisée. Ces résultats sont comparés avec les résultats expérimentaux.

Encadrement de la thèse de **Sébastien TRIOLLET** (10/2006 - 12/2010)

---

**Titre** : Développement d'un capteur à fibre optique à base de réseaux de Bragg superposés de courtes et longues périodes : application à la mesure discriminée de température et de déformation

**Encadrement** : L. Robert (50%); E. marin (40%) et Y. Ouerdane (dir., 10%) (équipe "Composant à Fibres Optiques et Photosensibilité" du Laboratoire Hubert Curien - UMR CNRS 5516, Université de Saint-Étienne)

**Financement** : Allocation Mines Albi, puis ATER de l'Université de Saint-Étienne

**Thèse de Doctorat** : École doctorale de Saint-Étienne SIS 488, Université Jean Monnet de Saint-Étienne, Spécialité : Optique, Photonique et Hyperfréquence, soutenue le 3 décembre 2010 (rapporteurs : J. Botsis et D. Leduc)

**Situation actuelle** : Ingénieur d'études chez Alliance LED

**Publications associées** : 2 RICL [14, 18], 4 ACI [44, 46, 49, 52], 1 ACN [75], 1 OSA [87]

---

**Contribution** :

- participation aux expériences sur éprouvettes métalliques et lors de procédés composite
  - mise en place des expériences sur procédés composites
  - analyse des résultats expérimentaux et publication
- 

**Résumé** : Les capteurs à fibre optique (CFO) présentent des qualités intéressantes pour le suivi des procédés d'élaboration des matériaux composites à matrice organique. Parmi eux les plus prometteurs sont les capteurs à base de réseaux photo-inscrits (multiplexables et sensibles à la température et la déformation). Cependant ces deux sollicitations nécessitent d'être découplées. Le travail de thèse traite du développement d'un CFO basé sur la superposition d'un réseau longue période (LPG) et courte période (FBG) discriminant intrinsèquement la température de la déformation. Dans un premier temps, les travaux portent sur le développement (i) du capteur proprement dit (optimisation de l'inscription, de la reproductibilité, des sensibilités et de l'efficacité du découplage et de la mise en œuvre d'un tel composant) et (ii) du traitement du signal. Nous montrons que ce type de structure permet le multiplexage d'au moins trois capteurs sur une FO. Les étalonnages mettent en évidence une erreur de l'ordre de 2 % sur la sensibilité à la température et de 3 % sur la sensibilité à la déformation, soit des erreurs de l'ordre de 0,3 °C et 3  $\mu\varepsilon$  sur une plage de [25 °C - 130 °C] et [0 - 1800  $\mu\varepsilon$ ], respectivement. Dans un souci applicatif, le capteur LPG/FBG est d'abord utilisé pour instrumenter une éprouvette métallique soumise simultanément à des variations de température et de déformation. Les valeurs mesurées présentent une incertitude maximale de 0,45 °C et de 3  $\mu\varepsilon$  sur la plage de [30 °C - 100 °C] et [0 - 1500  $\mu\varepsilon$ ] respectivement, ce qui valide le composant. La seconde application est relative à l'instrumentation de pièces composites stratifiées de type verre/époxy pour le suivi des procédés d'élaboration voie liquide : RTM (*Resin Transfer Molding*) et LRI (*Liquid Resin Infusion*). Après une analyse de la cuisson de la résine seule, lors des procédés l'évolution de la température et de la déformation est suivie par le capteur LPG/FBG. Des mesures diélectriques sont également réalisées. L'ensemble de ces mesures permet d'appréhender l'analyse du comportement du matériau au cours de ces procédés.

Encadrement de la thèse de **Yannick BALCAEN** (10/2009 - 06/2013)

---

**Titre** : Etude des mécanismes de déformation d'un alliage de Titane en Formage Incrémental

**Encadrement** : P. Lours (dir., 10%), L. Robert (30%), V. Velay (30%), V. Vidal (30%)

**Financement** : Demi-allocation Mines Albi et demi-financement Région Midi-Pyrénées dans la cadre du projet RTT "Formage Avancé du Titane" (FAT)

**Thèse de Doctorat** : École doctorale MEGEP (Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés), Université Paul Sabatier - Toulouse 3, spécialité : Génie Mécanique, Mécanique et Matériaux, soutenance prévue en juin 2013

**Situation actuelle** : ATER à l'ENI de Tarbes

**Publications associées** : 2 ACI [54, 55], 1 OSA [88], 1 ASA [92]

---

**Contribution** :

- Formation aux techniques de corrélation/stéréo-corrélation d'images
  - Essais de traction sous MEB et mesure de champs associés
  - Dépouillement d'essais (traction, formage)
  - Interprétation des résultats des mesures cinématiques
- 

**Résumé** : Cette thèse traite du procédé de formage incrémental simple point (SPIF *Single Point Incremental Forming*) d'un titane commercialement pur (grade 2) et l'approche vise à mettre en relation les mécanismes de mise en forme de la pièce avec la réponse microstructurale du matériau. Dans un premier temps, l'anisotropie des tôles et la viscoplasticité du matériau ont été quantifiées et expliquées. Puis nous nous sommes attaché à décrire la mécanique du procédé SPIF par des campagnes d'essais sur le pilote de formage incrémental instrumenté pour les mesures des efforts de formage et des champs de déformation à la surface de la pièce par stéréo-corrélation d'images numériques. Les principales avancées de cette étude concernent la quantification des champs de déformation en tête de poinçon, la mise en relation de l'effort de formage avec les niveaux de déformation obtenus, ainsi que la quantification des effets de l'anisotropie du matériau et l'estimation des champs de vitesse de déformation induite par le procédé. La deuxième partie de cette étude a été consacrée à la réponse microstructurale du matériau. Ont été comparées les microstructures de pièces formées par SPIF à celles d'échantillons sollicités à des niveaux de déformation comparables mais de manière monotone et sous conditions de contraintes planes. L'analyse microstructurale a été menée principalement à deux échelles : d'une part l'échelle mésoscopique (polycristal) par des techniques de microscopie électroniques à balayage (MEB, EBSD) et diffraction des rayons X (DRX), d'autre part l'échelle microscopique (mécanismes de déformation élémentaire) par des techniques de microscopie électroniques en transmission (MET). A un premier niveau d'analyse, on montre que seule la sollicitation de SPIF engendre une accommodation de la déformation par des mécanismes de maillage, on observe aussi des arrangements particuliers de dislocation. Cela a permis aussi de caractériser à ces échelles l'influence de l'anisotropie du matériau et du niveau de déformation.

Encadrement de la thèse de **Christoph DAVID** (02/2011 - 02/2014)

---

**Titre** : Stratégies d'identification de paramètres mécaniques de structures composites à partir de mesures de champs cinématiques multi-résolutions

**Encadrement** : J.-C. Passieux (33%), J.-N. Périé (dir., 33%), L. Robert (33%)

**Financement** : Allocation Mines Albi

**Thèse de Doctorat** : École doctorale MEGEP (Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés), Université Paul Sabatier - Toulouse 3, spécialité : Génie Mécanique, Mécanique et Matériaux, soutenance prévue en février 2014

**Situation actuelle** : doctorant

**Publications associées** : 1 ACI [57], 1 OSA [90]

---

**Contribution** :

- Formation aux techniques de corrélation d'images
  - Essais de traction, instrumentation et mesures
  - Interprétation des résultats (caractérisation métrologique, identification inverse)
- 

**Résumé** : L'objectif de cette thèse est de proposer et tester des solutions d'identification inverse de paramètres constitutifs à partir de mesures de champs obtenues par technique de corrélation d'images, appliquées à des matériaux composites stratifiés. Dans ce travail, une des originalités vient du fait qu'on propose d'utiliser une approche multi-échelles (donc multi-résolutions) pour identifier ces paramètres matériaux, en couplant les mesures avec un calcul éléments finis. Dans un premier temps, les travaux sont menés sur un composite stratifié élastique orthotrope, à partir de l'essai classique de plaque perforée en traction uniaxiale. Concernant l'approche multi-échelles, la mesure en champ lointain (c'est-à-dire à l'échelle de la structure) fournit des conditions aux limites pertinentes aux calculs éléments finis. Les mesures en champ proche, quant à elles, d'une part focalisent sur les zones qui font réagir la structure, afin d'augmenter la sensibilité de la méthode d'identification, et d'autre part assurent des incertitudes de mesure acceptables puisque la résolution spatiale est largement améliorée. Reposant sur une technique de corrélation 2D globale avec une description cinématique basée sur des fonctions de forme éléments finis, la méthode de recalage de modèles éléments finis (FEMU) que nous développons utilise donc un seul et unique maillage lui-aussi multi-échelles (et donc plus ou moins raffiné), ce qui permet aussi de s'affranchir des erreurs d'interpolation. Pour cela une attention particulière est portée au recalage des images par rapport au maillage. Dans un deuxième temps, une méthode intégrée est proposée : la fonctionnelle à minimiser intègre la partie relative à la mesure et la partie traduisant l'équilibre mécanique de la structure, régularisant mécaniquement le champ cinématique à trouver et donnant les paramètres optimaux associés. Les derniers travaux porteront sur l'application de ces approches à un modèle de comportement non-linéaire.



Encadrement de la thèse de **Florent BLANCHET** (10/2011 - 10/2014)

---

**Titre** : Etude de la coupe en perçage multi-matériaux CFRP – alliage d'aluminium

**Encadrement** : Y. Landon (dir., 50%), R. Piquet (40%), L. Robert (10%)

**Financement** : Allocation de l'École doctorale MEGEP

**Thèse de Doctorat** : École doctorale MEGEP (Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés), Université Paul Sabatier - Toulouse 3, spécialité : Génie Mécanique, Mécanique et Matériaux, soutenance prévue en octobre 2014

**Situation actuelle** : doctorant

**Publications associées** :

---

**Contribution** :

- Formation aux techniques de corrélation d'images
  - Essais statique de coupe sur machine de traction et mesure par corrélation d'images
  - Interprétation des résultats
- 

**Résumé** : Le perçage multi-matériaux consiste à réaliser l'usinage sur un empilage de plaques métalliques et composites en une seule opération. Les conditions optimales de coupe étant différentes pour chaque matériau, ces dernières sont donc globalement dégradées ce qui influe par exemple sur la tenue mécanique de l'assemblage. D'autre part, une des principales problématiques du perçage est la méconnaissance des phénomènes intervenant lors de la coupe, du fait d'obstacles liés à l'aspect tridimensionnel du process, à la géométrie complexe du foret, à l'aspect confiné de l'opération et parce qu'il y a variation de la vitesse de coupe le long de chaque arête principale. Pour répondre à cela, une étude en coupe orthogonale pure est insuffisante car non représentative. L'objectif de ces travaux est donc de mettre au point des essais élémentaires, permettant de supprimer un ou plusieurs de ces obstacles, mais représentatifs de la coupe en perçage car intégrant l'influence des éléments constitutifs de la pointe de l'outil et de la variation de vitesse de coupe le long de l'arête. Pour la coupe dans le matériau composite, il s'agit notamment d'observer les effets de vitesse en coupe orthogonale, ainsi que l'influence de la coupe oblique et oblique/oblique. Pour cela, des essais quasi-statiques permettant la mesure des champs de déformation par corrélation d'images à l'échelle du copeau à l'aide de microscopie optique sont mis en œuvre. Des essais de type rabotage, ainsi que des essais sur un montage à l'aide d'un axe numérique en développement, avec mesures ponctuelles, sont aussi en cours. Pour la coupe des alliages d'aluminium, il s'agit d'introduire de forts gradients de vitesse dans des essais élémentaires (coupe orthogonale, oblique ou oblique/oblique) et d'observer la représentativité entre les essais élémentaires et le perçage.

### 1.2.2.2 Encadrement de post-doc

**Anwar Hamasaiid** : “Instrumentation et tests de capteurs à base de fibres optiques à réseaux de Bragg pour le suivi et l’analyse de procédés composites” avec deux missions sur deux projets contractuels :

- “Tests et validation d’un capteur de pression” (durée 5 mois) dans le cadre du projet inter-Carnot ANR ELICo-CP 2007 P2IC 003. Publications : 1 BR [28] et 2 RPC [103, 105].
- “Instrumentation par capteur à fibres optiques à réseaux de Bragg type FBG/LPG sur procédé LRI, analyse du procédé et des contraintes résiduelles de cuisson” (durée 3 mois) dans le cadre du projet Carnot-Mines N° 08 AI 3 6 CROMeP, investissement laboratoire sur CPER 2009 avec CCTP. Publication : 1 RI [97].

### 1.2.2.3 Encadrement de stagiaires

#### Ingénieurs sur contrat

- **Charles Vergnes** : 6 mois sur contrat inter-Carnot ANR ELICo-CP 2007 P2IC 003, et 3 mois sur contrat Carnot-Mines N° 08 AI 3 6 CROMeP pour mener des travaux sur le suivi de polymérisation de résine époxy et de composites stratifiés verre/époxy par multi-instrumentation (capteur à fibre optique FBG et capteur réfractomètre de Fresnel, capteur diélectrique). Travaux sur le contrôle de cuissons isothermes et anisothermes par réfractomètre à fibre optique et capteur FBG exploités dans [20, 23].
- **Guillaume Lorgeoux** : “Développement d’instrumentation à fibre optique à réseaux de Bragg pour les tests de température en chambre à vide thermique de structure satellite”, stage TFE de l’École des Mines d’Albi de 6 mois sur contrat industriel Armines/Astrium Satellites, année universitaire 2011-2012.

#### Stages de Master 2

- **Charles Vergnes** : “Instrumentation et mise en œuvre de plateformes de procédé de fabrication de composite pour l’analyse et la caractérisation de capteurs à fibre optique”, Master 2 Pro “ICM Instrumentation, Capteurs, Mesures” de l’IUP IDIM “Ingénierie du Diagnostic, de l’Instrumentation et de la Mesure”, UPS Toulouse, année universitaire 2009-2010.
- **Larbi Boutakhedmit** : “Formage incrémental : modélisation et simulation d’un trajet simple”, Master 2 “Simulation et Modélisation Mécanique des Solides”, Université Pierre et Marie Curie Paris 6, année universitaire 2008-2009 (co-tuteur V. Velay, ICA-Albi/SUMO).
- **Souleymane Ramde** : “Développement d’une méthodologie d’identification d’un modèle de comportement par analyse inverse utilisant les mesures de champs cinématiques”,

Master 2 "Génie Mécanique", UPS Toulouse, année universitaire 2006-2007 (co-tuteur V. Velay, ICA-Albi/SUMO).

- **Thierry Vallet** : "Mise en place de méthodologies de simulation numérique inverse utilisant des mesures de champs cinématiques", Master 2 Pro "Modélisation et Simulation en Mécanique et Energétique", UPS Toulouse, année universitaire 2005-2006 (co-tuteur V. Velay, ICA-Albi/SUMO).
- **Toader Toporau** : "Mesures à chaud par stéréovision", Master 2 "Génie Mécanique", UPS Toulouse, Année universitaire 2004-2005 (co-tuteur J.-J. Orteu, ICA-Albi/MICS).
- **Andry Rakotomalala** : "Validation de la mesure sur une éprouvette métallique simple instrumentée par capteur à fibre optique à réseaux de Bragg", DEA de "Génie Mécanique", UPS Toulouse, année universitaire 2003-2004 (co-tuteur F. Collombet, LGMT/Pro2Com).
- **Dass Bissessur** : "Evaluation des performances métrologiques de systèmes de mesure de déplacements/déformations par vision artificielle", DESS "Téledétection option Imagerie Numérique", UPS Toulouse, année universitaire 2003-2004 (co-tuteur J.-J. Orteu).
- **Sébastien Janel** : "Evaluation des performances métrologiques de systèmes de mesure de déplacements/déformations par vision artificielle", DESS "Téledétection option Imagerie Numérique", UPS Toulouse, année universitaire 2002-2003 (co-tuteur J.-J. Orteu).

### Stages de Master 1

- **Cyril Forest** : "Mesure de champs de déformation par corrélation d'images lors d'essais de traction sous MEB : mise en œuvre et application au titane T40", Master 1 "Sciences pour l'ingénieur, Matériaux, Management de Projet et qualité, Energies Renouvelables" spécialité matériaux, Université de Poitiers, année universitaire 2010-2011 (co-tutrice V. Vidal, ICA-Albi/SUMO).
- **Benoît Jouanicou** : "Intégration de fibre optique à réseaux de Bragg dans des outillages métalliques", Master 1 IUP "Génie des Matériaux et Management", Université de Poitiers, année universitaire 2005-2006 (co-tuteur J.P. Arcens, ICA-Albi/MICS).

### 1.2.3 Publications et Communications

Le tableau 1.1 recense l'ensemble des publications et communications auxquelles je suis associé, en les classant dans les différentes catégories suivantes : article de revue internationale à comité de lecture, article de revue nationale à comité de lecture, article de revue de vulgarisation scientifique, brevet, communication avec acte dans un congrès international, communication avec acte dans un congrès national, communication orale sans acte dans un congrès international ou national, communication par affiche sans acte dans un congrès international ou national, séminaire et exposé, édition d'ouvrage ou d'acte de conférence, rapport de recherche interne, rapport de prestation et contrat.

Types de publication	Sigles	Nombre
Articles de revues internationales avec comité de lecture	RICL	20 (+3)
Articles de revues nationales à comité de lecture	RNCL	2
Articles de revues de vulgarisation scientifique	RVS	2
Brevet	BR	1
Communications avec acte dans un congrès international	ACI	29
Communications avec acte dans un congrès national	ACN	19 (+2)
Communications orales sans acte dans un congrès	OSA	11 (+2)
Communications par affiche sans acte dans un congrès	ASA	1
Séminaires et exposés	SE	2
Édition d'ouvrage ou d'acte de conférence	ED	1
Rapports de recherche interne	RI	2
Rapports de projets, contrats et prestations	RPC	17

TABLE 1.1 – Synthèse des publications et communications.

La liste des références est détaillée dans la suite. Comme je l'ai déjà précisé, toutes mes publications sont repérées par un nombre en gras entre crochet qui est gardé dans tout le manuscrit, par exemple [1]. Les autres références bibliographiques sont désignées par des lettres combinées à des chiffres (par exemple [Ras99]) afin de les différencier de mes propres références.

#### Articles de revues internationales à comité de lecture (RICL)

- [1] L. Robert, B. Vergnes, Y. Demay, *Complex transients in the capillary flow of linear polyethylene*, **J Rheol** **44**(5), p. 1183–1187 (2000).
- [2] D. Kay, P.J. Carreau, P.G. Lafleur, L. Robert, B. Vergnes. *A study of the stick-slip phenomenon in single screw extrusion of linear polyethylene*, **Polym Eng Sci** **43**(1), p. 78–90 (2003).
- [3] L. Robert, B. Vergnes et Y. Demay, *Flow birefringence study of the stick-slip instability during extrusion of high density polyethylenes*, **J Non-Newton Fluid Mech** **112**, p. 27–42 (2003).
- [4] L. Robert, Y. Demay et B. Vergnes, *Stick-slip flow of high density polyethylene in a transparent slit die investigated by laser Doppler velocimetry*, **Rheol Acta** **43**, p. 89–98 (2004).
- [5] J.-F. Agassant, D. Arda, C. Combeaud, A. Merten, H. Munstedt, M.R. Mackley, L. Robert, B. Vergnes, *Polymer processing extrusion instabilities and methods for their elimination or minimisation*, **Int Polym Proc** **21**(3), p. 239–255 (2006).

- 
- [6] J.-J. Orteu, T. Cutard, D. Garcia, E. Cailleux, L. Robert, *Application of Stereovision to the Mechanical Characterisation of Ceramic Refractories Reinforced with Metallic Fibres*, **Strain** **43**(2), p. 96–108 (2007).
- [7] L. Robert, F. Nazaret, J.-J. Orteu, T. Cutard, *Use of 3-D Digital Image Correlation to characterize the mechanical behavior of a Fiber Reinforced Refractory Castable*, **Exp Mech** **47**(6), p. 761–773 (2007).
- [8] J.-J. Orteu, Y. Rotrou, T. Sentenac, L. Robert, *An Innovative Method for 3-D Shape, Strain and Temperature Full-Field Measurement using a Single Type of Camera : Principle and Preliminary Results*, **Exp Mech** **48**(2), p. 163–179 (2008).
- [9] M. Bornert, F. Brémand, P. Doumalin, J.-C. Dupré, M. Fazzini, M. Grédiac, F. Hild, S. Mistou, J. Molimard, J.-J. Orteu, L. Robert, Y. Surrel, P. Vacher, B. Wattrisse, *Assessment of Digital Image Correlation measurement errors : methodology and results*, **Exp Mech** **49**(3), p. 353–370 (2009).
- [10] M. Mulle, R. Zitoune, F. Collombet, L. Robert, Y.-H. Grunevald, *Embedded FBGs and 3-D DIC for the stress analysis of a structural specimen subjected to bending*, **Compos Struct** **91**(1), p. 48–55 (2009).
- [11] M. Mulle, R. Zitoune, F. Collombet, L. Robert, Y.-H. Grunevald, *Measuring strains through the thickness of a composite structural specimen subjected to bending*, **Exp Mech** **49**(6), p. 877–880 (2009).
- [12] M. Fazzini, S. Mistou, O. Dalverny, L. Robert, *Study of image characteristics on Digital Image Correlation error assessment*, **Opt Laser Eng** **48**(3), p. 335–339 (2010).
- [13] J.-J. Orteu, F. Bugarin, J. Harvent, L. Robert, V. Velay, *Multiple-Camera Instrumentation of a Single Point Incremental Forming Process Pilot for Shape and 3D Displacement Measurements : Methodology and Results*, **Exp Mech** **51**(4), p. 625–639 (2011).
- [14] S. Triollet, L. Robert, E. Marin, Y. Ouerdane, *Discriminated measures of strain and temperature in metallic specimen with embedded superimposed long and short fibre Bragg gratings*, **Meas Sci Technol** **22**(1) 015202 (2011).
- [15] J. Madiouli, J. Sghaier, J.-J. Orteu, L. Robert, D. Lecomte, H. Sammouda, *Non-contact measurement of the shrinkage and calculation of porosity during the drying of banana*, **Dry Technol** **29**(12), p.1358–1364 (2011).
- [16] T. Ben Mbarek, L. Robert, F. Hugot, J.-J. Orteu, *Mechanical behavior of Wood Plastic Composites investigated by 3-D Digital Image Correlation*, **J Compos Mater** **45**, p. 2751–2764 (2011).
- [17] L. Robert, V. Velay, N. Decultot, S. Ramde, *Identification of hardening parameters using finite element models and full-field measurements : some case studies*, **J Strain Anal Eng** **47**(1), p. 3–17 (2012).
- [18] E. Marin, L. Robert, S. Triollet, Y. Ouerdane, *Liquid Resin Infusion process monito-*

- 
- ring with superimposed Fibre Bragg Grating sensor*, **Polym Test** **31**(8), p. 1045–1052 (2012).
- [19] G. Dusserre, F. Nazaret, L. Robert, T. Cutard, *Applicability of image correlation techniques to characterize asymmetric refractory creep during bending tests*, **J Eur Ceram Soc** **33**(2), p. 221–231 (2013).
- [20] L. Robert, G. Dusserre, *Anisothermal thermosetting resin cure monitored by optical fibre refractometer*, accepted in **Polym Eng Sci** (03/2013).
- [21] T. Ben Mbarek, L. Robert, H. Sammouda, B. Charrier, J.-J. Orteu, F. Hugot, *Effect of carbon chain and additive on the tensile properties of wood fiber - HDPE composite*, submitted to **J Reinf Plast Compos** (02/2013).
- [22] F. Amiot, M. Bornert, P. Doumalin, J.-C. Dupré, M. Fazzini, J.-J. Orteu, C. Poilâne, L. Robert, R. Rotinat, E. Toussaint, B. Wattrisse, J.S. Wienin, *Assessment of Digital Image Correlation measurement accuracy in the ultimate error regime : main results of a collaborative benchmark*, submitted to **Strain** (03/2013).
- [23] L. Robert, G. Dusserre, *Assessment of thermoset cure-induced strains by fibre Bragg grating sensor*, submitted to **Polym Eng Sci** (03/2013).

#### Articles de revues nationales à comité de lecture (RNCL)

- [24] M. Mulle, J.-N. Périé, L. Robert, F. Collombet et Y.H. Grunevald, *Mesures de champs par stéréocorrélation sur structures composites instrumentées par capteurs à fibre optique à réseaux de Bragg : comparaison et validation des mesures*, **Instrumentation, Mesure, Métrologie** **4**(3-4), p. 167–192 (2004).
- [25] S. Hmida-Maamar, F. Schmidt, L. Robert, V. Velay, D. Mercier, *Identification de paramètres de comportement de membranes en polymères durant le procédé de soufflage*, numéro spécial "Rotomoulage, Thermoformage et Soufflage", **Matériaux & Techniques** **94**, p. 1–8 (2006).

#### Publications dans des revues de vulgarisation scientifique (RVS)

- [26] M. Mulle, J.-N. Périé, F. Collombet, L. Robert et Y.H. Grunevald, *Mesure de champs et fibres optiques à réseaux de Bragg*, **Photoniques**, la Revue de la Société Française d'Optique, N° 16 p. 39–41 (déc. 2004).
- [27] M. Mulle, J.-N. Périé, F. Collombet, L. Robert et Y.H. Grunevald, *Mesures de champs sur éprouvette technologique instrumentée par réseaux de Bragg : comparaison et validation des mesures*, **Essais Industriels**, la Revue de l'Association pour le développement des Sciences et Techniques de l'Environnement, N° 32, p.10–16 (Mars 2005).

---

## Brevets (BR)

- [28] L. Maurin, P. Ferdinand, L. Robert, J.-J. Orteu, A. Hamasaiid, *Dispositif de mesure combinée de variations de pression et de température faiblement intrusif*, FR2959309 déposé le 22 avril 2010, publié le 28 octobre 2011.

## Communications avec actes dans un congrès international (ACI)

- [29] L. Robert, B. Vergnes, Y. Demay, *Experimental investigations of the spurt instability in the flow of molten high density polyethylene*, 3p., **XIIIth International Congress on Rheology**, Cambridge, UK (aug. 2000)
- [30] D. Kay, P.J. Carreau, P.G. Lafleur, L. Robert and B. Vergnes, *A study of the slip-stick phenomenon in single screw extrusion of linear polyethylene*, 3p., **3rd Pacific Rim Conference on Rheology**, Vancouver, Canada (juil. 2001).
- [31] L. Robert, B. Vergnes, Y. Demay, *Experimental investigation during the stick-slip flow of a HDPE with laser-Doppler velocimetry and flow birefringence*, 2p., **6th European Conference on Rheology**, Erlangen, Germany (sept. 2002).
- [32] L. Robert, B. Vergnes, Y. Demay, *Use of laser-Doppler velocimetry and flow birefringence to characterize spurt flow instability during extrusion of molten HDPE*, **4th International Conference on Materials Processing Defects**, Cachan, France (sept. 2002). Published in the **International Journal of Forming Processes** 5(2-3-4), p. 457–465 (2002).
- [33] J.-F. Agassant, D. Arda, C. Combeaud, A. Merten, H. Munstedt, M.R. Mackley, L. Robert, B. Vergnes, *Polymer processing extrusion instabilities and methods for their elimination or minimisation (keynote lecture)*, 25p., **21st Annual Meeting of the Polymer Processing Society**, Liepniz, Germany (june 2005).
- [34] L. Crouzeix, H. Hernandez Moreno, J.-N. Périé, B. Douchin, L. Robert, F. Collombet, *On the identification of mechanical properties using structural tests and optical methods*, 10p., in Proceedings of the **2006 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics**, Saint Louis, USA (june 2006).
- [35] J.-J. Orteu, D. Garcia, L. Robert, F. Bugarin, *A Speckle Texture Images Generator*, 6p., in Proceedings of **Speckle'06**, Nîmes, France (sept. 2006), SPIE Proceedings, Vol. 6341.
- [36] L. Crouzeix, H. Hernandez Moreno, J.-N. Périé, B. Douchin, L. Robert, F. Collombet, *Structural testing on a multi instrumented filament winding pipe : towards the identification of mechanical properties*, **12th European Conference on Composite Materials**, Biarritz, France (sept. 2006).
- [37] V. Velay, L. Robert, F. Schmidt, S. Hmida-Maamar, T. Vallet, *Behaviour model identification based on inverse modeling and using Optical Full Field Measurements*

- 
- (OFFM) : application of rubber and steel behaviour, 6p., 10th **ESAFORM conference on material forming**, Zaragoza, Spain (april 2007).
- [38] L. Robert, J.-J. Orteu, *Estimation of digital image correlation (DIC) performances*, 8p., **International Conference on Experimental Mechanics (ICEM'13)**, Alexandroupolis, Greece (july 2007).
- [39] L. Robert, S. Hmida-Maamar, V. Velay, F. Schmidt, *Determination of the elongational properties of polymers using a mixed numerical-experimental method*, 8p., **International Conference on Experimental Mechanics (ICEM'13)**, Alexandroupolis, Greece (july 2007).
- [40] M. Demirel, L. Robert, J. Molimard, A. Vautrin and J. -J. Orteu, *Strain and temperature discrimination and measurement using superimposed fiber Bragg grating sensor*, **International Conference on Experimental Mechanics (ICEM'13)**, Alexandroupolis, Greece (july 2007).
- [41] N. Decultot, V. Velay, L. Robert, G. Bernhart, *Behaviour modelling of aluminium alloy sheet in Single Point Incremental Forming*, 4p., 11th **ESAFORM conference on material forming**, Lyon, France (april 2008).  
Published in the **International Journal of Material Forming**, issue 1, supplement 1, p. 1151–1154 (2008).
- [42] M. Mulle, R. Zitoune, F. Collombet, L. Robert, Y.-H. Grunevald, *Through-the-thickness material properties identification using 3D-DIC and FBG measurements*, 10p., 13th **European Conference on Composite Materials (ECCM13)**, Stockholm, Sweden (june 2008).
- [43] M. Fazzini, L. Robert, S. Mistou, O. Dalverny, *Study of image characteristics on Digital Image Correlation error assessment*, 6p., in Proceedings of the **SEM XI International Congress and Exposition on Experimental and Applied Mechanics**, Orlando, Florida USA (June 2008).
- [44] S. Triollet, L. Robert, E. Marin, Y. Ouerdane, *Strain and temperature measurements based on superimposed Long and Short Period Fiber Bragg Grating sensors*, 4p., **Photonics 2008 International conference on fiber optics and photonics**, New Delhi, India (dec. 2008).
- [45] J. Madiouli, J. Sghaier, D. Lecomte, L. Robert, J.-J. Orteu, H. Sammouda, *Non-contact measurement of the shrinkage and calculation of porosity during the drying of a banana*, AFSIA No 23, p.76-77, 2009, **AFSIA 2009 Third Drying Conference**, Lyon, France (may 2009).
- [46] S. Triollet, L. Robert, E. Marin, Y. Ouerdane, *Superimposed long period and short period Bragg grating sensor for LRI monitoring*, 4p., **20th International Conference on Optical Fibre Sensors (OFS20)**, Edinburgh, UK (oct. 2009).
- [47] J.-C Dupré, M. Bornert, L. Robert, B. Wattrisse, *Digital image correlation : displacement accuracy estimation*, 8p., **International Conference on Experimental Me-**



- 
- chanics** (ICEM'14), Poitiers, France (july 2010). EPJ Web of Conferences 6, 31006 (2010).
- [48] T. Ben Mbarek, L. Robert, F. Hugot, J.-J. Orteu, H. Sammouda, A. Graciaa, B. Charrier, *Study of Wood Plastic Composites elastic behaviour using full field measurements*, 8p., **International Conference on Experimental Mechanics** (ICEM'14), Poitiers, France (july 2010). EPJ Web of Conferences 6, 28005 (2010).
- [49] S. Triollet, L. Robert, E. Marin, Y. Ouerdane, *Liquid Resin Infusion process monitoring with embedded superimposed long period and short period Bragg grating sensor*, 8p., **International Conference on Experimental Mechanics** (ICEM'14), Poitiers, France (july 2010). EPJ Web of Conferences 6, 34003 (2010).
- [50] N. Decultot, L. Robert, V. Velay, G. Berhnart, *Single point incremental sheet forming investigated by in-process 3D digital image correlation*, 8p., **International Conference on Experimental Mechanics** (ICEM'14), Poitiers, France (july 2010). EPJ Web of Conferences 6, 11001 (2010).
- [51] T. Ben Mbarek, L. Robert, F. Hugot, J.-J. Orteu *Effect of carbon chain graft and additive on wood fiber / HDPE composite behavior*, 8p., **Third International Conference on Recent Advances in Composite Materials** (ICRACM 2010), Limoges, France (dec. 2010).
- [52] S. Triollet, L. Robert, E. Marin, Y. Ouerdane, *Monitoring of Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding (VARTM) process with superimposed Fiber-Bragg-Gratings*, **21st International Conference on Optical Fibre Sensors** (OFS-21), 4p., edited by Wojtek J. Bock, Jacques Albert, Xiaoyi Bao, Proc. of SPIE Vol. 7753, 77538W, Ottawa, Canada (may 2011).
- [53] L. Maurin, P. Ferdinand, L. Robert, J.-J. Orteu, *Development of an integrated Fiber Bragg Grating contact pressure and temperature sensor for composite smart manufacturing*, 8p., **8th International Workshop on Structural Health Monitoring** (IWSHM'2011), Stanford CA, USA (sept. 2011).
- [54] Y. Balcaen, V. Vidal, V. Velay, L. Robert, P. Lours, F. Pettinari-Strumel, J. Douin, *Comparative Study, in Pure Titanium Sheet, of the Microstructural Evolution Induced by Incremental Forming Process and Plane Strain Tensile Tests*, 4p., Proceedings of the **12th World conference on titanium (Ti-2011)**, Beijing, China, p.1148-1151, ISBN : 978-7-03-033895-2 (2012).
- [55] V. Vidal, Y. Balcaen, P. Lours, V. Velay, L. Robert, F. Pettinari-Strumel, J. Douin, *In-situ TEM observation of deformation mechanisms in a textured alpha-titanium alloy sheet*, 4p., Proceedings of the **12th World conference on titanium (Ti-2011)**, Beijing, China, p.1290-1293, ISBN : 978-7-03-033895-2 (2012).
- [56] M. Bornert, P. Doumalin, J.-C. Dupré, C. Poilâne, L. Robert, E. Toussaint, B. Watrisse, *Short remarks about synthetic image generation in the context of the assessment of sub-pixel accuracy of Digital Image Correlation*, 8p., **International Conference on Experimental Mechanics** (ICEM'15), Porto, Portugal (july 2012).

- 
- [57] C. David, L. Robert, J.-C. Passieux, J.-N. Périé, *Local/Global FEMU identification of mechanical parameters*, 6p., **Joint International Conference of ISEM-ACEM-SEM-7th ISEM'12**, Taipei, Taiwan (nov. 2012).

**Communications avec actes dans un congrès national (ACN)**

- [58] L. Robert, B. Vergnes, Y. Demay, *Etude expérimentale de l'instabilité oscillante des polyéthylènes linéaires*, 6p., **3<sup>ème</sup> rencontre du non-linéaire**, Institut Henri Poincaré, Paris (mars 2000).
- [59] L. Robert, B. Vergnes, Y. Demay, *Etude expérimentale de l'instabilité oscillante des polyéthylènes linéaires*, **35<sup>ème</sup> colloque annuel du Groupe Français de Rhéologie**, Grenoble (oct. 2000).  
Publié dans **Les cahiers de Rhéologie** vol. 17(0), pp 41–53 (2000).
- [60] L. Robert, B. Vergnes, Y. Demay, *Etude expérimentale de l'instabilité oscillante des polyéthylènes linéaires*, **Journées Francophones de Tribologie 2001 (AFM)**, Obernai, (mai 2001).  
Publié dans **Tribologie des matériaux organiques**, Ed. SIRPE Paris, pp 26–35 (2002).
- [61] L. Robert, B. Vergnes, Y. Demay, *Etude expérimentale du défaut oscillant d'un polyéthylène haute densité par vélocimétrie laser et biréfringence d'écoulement*, 6p., **XV<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique**, Nancy (sept. 2001).
- [62] M. Mulle, L. Robert, J.-N. Périé, F. Collombet, *Mesures de champs sur éprouvette technologique instrumentée par réseaux de Bragg : comparaison et validation de métrologies*, 8p., **Colloque Photomécanique 2004**, Albi (mai 2004).
- [63] L. Penazzi, D. Attaf, L. Robert, J.-C. Dupré, V. Valle, J.-J. Orteu, *Étude expérimentale par photoélasticimétrie de la localisation de la pression de contact d'une tôle en glissement sur un rayon de matrice d'emboutissage*, 8p., **Colloque Photomécanique 2004**, Albi (mai 2004).
- [64] M. Mulle, J.-N. Périé, L. Robert, F. Collombet, Y.H. Grunevald, *Instrumentations combinées (fibres optiques à réseaux de Bragg et corrélation d'images numériques) pour l'analyse multi-échelle du comportement de démonstrateurs technologiques*, 9p., **14<sup>èmes</sup> Journées Nationales sur les Composites (JNC 14)**, Compiègne (mars 2005).
- [65] L. Robert, F. Nazaret, H. Marzagui, T. Cutard, J.-J. Orteu, *Étude du comportement endommageable de bétons réfractaires par stéréocorrélation d'images numériques*, 6p., **XVII<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique**, Troyes (sept. 2005).
- [66] M. Demirel, L. Robert, J. Molimard, J.-J. Orteu, A. Vautrin, *Simulation par la méthode des matrices de transfert de l'effet de la biréfringence dans un capteur à réseau de Bragg fibré*, 3p., **25<sup>èmes</sup> Journées Nationales d'Optique Guidée (JNOG)**, Metz (nov. 2006).

- 
- [67] M. Mulle, R. Zitoune, F. Collombet, L. Robert, Y.H. Grunevald, *Mesures de déformation à coeur sur éprouvette technologique durant la cuisson autoclave puis des essais de flexion 3 et 4 points*, 10p., **1<sup>er</sup> Congrès Méditerranéen sur les Matériaux Composites (C2MC1)**, Béchar, Algérie (déc. 2006).
- [68] M. Mulle, R. Zitoune, F. Collombet, L. Robert, Y.H. Grunevald, *Déformations à coeur et en surface sur éprouvette technologique en composite - Essai de flexion 3 et 4 points*, 6p., **8<sup>ème</sup> Colloque National en Calcul des Structures**, Giens (mai 2007).
- [69] M. Demirel, L. Robert, J. Molimard, J.-J. Orteu, A. Vautrin, *Mesure de gradients de déformations au sein de matériaux composites par capteur à fibre optique à réseau de Bragg*, 8p., **15<sup>èmes</sup> Journées Nationales sur les Composites (JNC 15)**, Marseille (juin 2007).
- [70] M. Mulle, R. Zitoune, F. Collombet, L. Robert, Y.H. Grunevald, *Identification de propriétés matériau sur éprouvette technologique par croisement des mesures par stéréocorrélation d'images numériques et réseaux de Bragg avec le modèle numérique associé*, 8p., **15<sup>èmes</sup> Journées Nationales sur les Composites (JNC 15)**, Marseille (juin 2007).
- [71] N. Decultot, G. Bernhart, L. Robert, V. Velay, E. Massoni, *Etude du comportement de tôle d'aluminium embouties par formage incrémental*, 4p., **Colloque MECAMAT 2008**, Aussois (janv. 2008).
- [72] J. Madiouli, J. Sghaier, D. Lecomte, J.-J. Orteu, L. Robert, H. Sammouda, *Mesure du retrait au cours du séchage par une méthode non destructive : la stéréovision*, 6p., **14<sup>èmes</sup> Journées Internationales de Thermique (JITH 2009)**, Djerba, Tunisie (mars 2009).
- [73] L. Robert, B. Wattrisse, *Évaluation d'erreur de mesure par corrélation d'images numériques : méthodologie et résultats*, 6p., **XIX<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique**, Marseille (août 2009).
- [74] T. Ben Mbarek, L. Robert, F. Hugot, B. Charrier, H. Sammouda, A. Graciaa, J.-J. Orteu, *Utilisation d'une méthode optique sans contact pour décrire le comportement mécanique de composites bois/plastique*, 6p., **XIX<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique**, Marseille (août 2009).
- [75] S. Triollet, L. Robert, E. Marin, Y. Ouerdane, *Capteur à fibre optique pour le suivi de la réticulation d'une résine époxy*, 3p., **29<sup>èmes</sup> Journées Nationales d'Optique Guidée (JNOG)**, Besançon (oct. 2010).
- [76] L. Maurin, P. Ferdinand, L. Robert, J.-J. Orteu, *Capteur de Pression à réseaux de Bragg pour l'Élaboration Intelligente de pièces structurales Composites - Le projet ELICo-CP*, 8p., **12<sup>ème</sup> colloque international francophone sur les Méthodes et Techniques Optiques pour l'Industrie (CMOI 2011)**, Lille (nov. 2011).
- [77] C. David, J.-C. Passieux, J.-N. Périé, L. Robert, *Identification des paramètres constitutifs de modèles orthotropes à partir de mesures CIN multiéchelles*, accepté à **18<sup>èmes</sup>**

---

**Journées Nationales sur les Composites (JNC 18)**, Nantes (juin 2013).

- [78] C. David, J.-C. Passieux, J.-N. Périé, L. Robert, *Stratégies d'identification de paramètres constitutifs à partir de mesures par corrélation d'images multi-résolutions*, accepté au **XXI<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique CFM2013**, Bordeaux (août 2013).

**Communications orales sans actes dans un congrès international ou national (OSA)**

- [79] L. Robert, B. Vergnes, Y. Demay, *Etude expérimentale de l'instabilité oscillante des polyéthylènes linéaires*, **3<sup>ème</sup> journées des jeunes rhéologues (GFR)**, La colle sur Loup, France (mai 2000).
- [80] S. Hmida-Maamar, F. Schmidt, L. Robert, V. Velay, D. Mercier, *Modélisation du comportement de membranes en polymères durant le procédé de soufflage*, **Colloque Rotomoulage, Thermoformage et Soufflage : les avancées récentes en R&D**, Tours (déc. 2005).
- [81] Y. Rotrou, T. Sentenac, L. Robert, J.-J. Orteu, *An Innovative Method for 3D Shape/Displacement/Strain and Temperature Measurement using a Single Sensor*, **Photomechanics 2006**, Clermont-Ferrand, France (july 2006).
- [82] S. Hmida-Maamar, F. Schmidt, L. Robert, V. Velay, *Parameters Identification using Field Measurements of Polymer Membranes during Bubble Inflation Technique*, 2p., **Photomechanics 2006**, Clermont-Ferrand, France (july 2006).
- [83] S. Hmida-Maamar, F. Schmidt, L. Robert, V. Velay, L. Chevalier, *Identification du Comportement de Membranes en Polymères par Analyse Inverse au cours du Procédé de soufflage*, **2<sup>ème</sup> Congrès Rotomoulage, Thermoformage et Soufflage**, Paris (nov. 2007).
- [84] L. Robert, N. Decultot, V. Velay, S. Ramde, G. Bernhart, *Behaviour identification of aluminium sheet used in Single Point Incremental Forming by Finite Element Method Updated*, **Photomechanics 2008**, Loughborough, UK (july 2008).
- [85] G. Bernhart, L. Robert, J.-J. Orteu, *Fibres Optiques à Réseau de Bragg pour mesures in-situ dans les matériaux et procédés composites*, **Colloque Aquitaine-Québec'08 - Mécanique des matériaux et des structures pour l'aéronautique**, Bordeaux (juil. 2008).
- [86] F. Bugarin, N. Decultot, M. Devy, J. Harvent, J.-J. Orteu, L. Robert, V. Velay, *Multi-camera computer vision for large volume inspection : (a) aeronautical parts inspection and (b) incremental forming*, **Large Volume Metrology Conference 2008 (LVMC'2008)**, Liverpool (UK) (nov. 2008).
- [87] S. Triollet, L. Robert, E. Marin, Y. Ouerdane, *Fiber grating sensor design for strain and temperature measurement with optimized intrinsic discrimination : application to*

---

*liquid composite molding processes monitoring*, Workshop **Frontier 2010**, Albi (déc. 2010).

- [88] Y. Balcaen, L. Robert, V. Velay, V. Vidal, P. Lours, *Accurate strain analysis of Titanium sheet in single point incremental forming process by digital image correlation*, **Photomechanics 2011**, Brussels, Belgium (feb. 2011).
- [89] L. Robert, G. Dusserre, *Isothermal and non-isothermal thermoset cure and induced-strains monitored by optical fibre sensors*, European Workshop on the **Use of Optical Fibres for the Monitoring of Composites Manufacturing Process**, Toulouse (nov. 2012).
- [90] C. David, J.-C. Passieux, J.-N. Périé, L. Robert, *Two-scale FEMU Identification of Mechanical Parameters*, accepté à **Photomechanics 2013**, Montpellier (mai 2013).
- [91] D. Garcia, J.-J. Orteu, L. Robert, B. Wattrisse, F. Bugarin, *A Generic Synthetic Image Generator Package for the Evaluation of 3D Digital Image Correlation and Other Computer Vision-Based Measurement Techniques*, soumis à **Photomechanics 2013**, Montpellier (mai 2013).

#### **Communications par affiche sans actes dans un congrès international ou national (ASA)**

- [92] Y. Balcaen, N. Decultot, V. Vidal, V. Velay, L. Robert, P. Lours, *Etude des mécanismes de déformation en formage incrémental*, Colloque **Plasticité 2010**, Toulouse (mars 2010).

#### **Séminaires et exposés (SE)**

- [93] J.-J. Orteu, L. Robert, *Caractérisation des performances métrologiques de la technique de corrélation d'images pour mesurer des champs de déplacements/déformations en mécanique expérimentale - Travaux du GdR CNRS 2519 MCIMS*, Journée GdR ISIS "Image et Métrologie", ENSEIRB Bordeaux (France), 27 janvier 2006.
- [94] L. Robert, *Les défauts d'extrusion des polyéthylènes linéaires*, séminaire invité par C. Levaillant et J.-J. Orteu au CROMeP, Ecole des Mines d'Albi, France (avril 2002).

#### **Édition d'ouvrages ou d'actes de conférences (ED)**

- [95] Y. Berthaud, P. Gaborit, M. Grédiac, J.-J. Orteu, L. Robert, T. Sentenac (coordinateurs) : *Photomécanique 2004*. EMAC. Albi, 2004, 416 p. ISBN 2-9511591-3-7.

---

### Rapports de recherche interne (RI)

- [96] J.-J. Orteu, L. Robert, *Mesure de déformations en vision monoculaire : évaluation des déformations apparentes induites dans une image par un mouvement (translation/rotation) relatif caméra/objet entre 2 acquisitions d'images*. Rapport de recherche EMAC, avril 2004, révisé septembre 2004 (21 p).
- [97] A. Hamasaiid, L. Robert, *Potentiels des réseaux de Bragg fibrés pour surveiller les procédés d'élaboration des pièces de composite : synthèse bibliographique et perspectives de recherche*, Rapport de recherche EMAC, octobre 2009 (32 p).

### Rapports de projets, contrats et prestations (RPC)

- [98] L. Robert, *Mesures de déformation par stéréo-corrélation lors d'essais de traction sur jonction composite en T*, rapport de prestation d'essais Airbus, mars 2007 (13 pages).
- [99] L. Robert, *Mesures de champs de déformation par stéréo-corrélation sur éprouvettes aluminium en traction bi-axiale*, rapport de prestation d'essais Cryospace, mars 2007 (23 pages).
- [100] L. Maurin, L. Robert, P. Ferdinand, J.-J. Orteu, *Spécifications et état de l'art*. Rapport SYSSC/08-RT0300, Livrable L1, projet ANR ELICo-CP 2007 P2IC 003, juin 2008 (31 pages).
- [101] L. Robert, *Essais de réponse mécanique et thermique de capteurs FBG noyés dans des éprouvettes en résine*, rapport de prestation Schneider Electric, janvier 2009 (11 pages).
- [102] L. Maurin, P. Ferdinand, L. Robert, J.-J. Orteu, *Règles de conception du capteur*. Rapport SYSSC/09-RT0339, Livrable L2, projet ANR ELICo-CP 2007 P2IC 003, avril 2009 (29 pages).
- [103] A. Hamasaiid, L. Robert, J.-J. Orteu, L. Maurin, P. Ferdinand, *Conception de l'interface capteur / outillage pour le procédé autoclave ou RTM*. Livrable L5, projet ANR ELICo-CP 2007 P2IC 003, mai 2009 (20 pages).
- [104] L. Robert, *Mesures de champs de déformation par stéréo-corrélation sur éprouvettes aluminium en traction bi-axiale*, rapport de prestation d'essais Cryospace, juillet 2009 (20 pages).
- [105] A. Hamasaiid, L. Robert, J.-J. Orteu, L. Maurin, P. Ferdinand, *Design du démonstrateur technologique pour le capteur de pression - Cas des procédés autoclave et RTM*. Livrable L6, projet ANR ELICo-CP 2007 P2IC 003, juillet 2009 (26 pages).
- [106] L. Robert, *Essais de traction simple sur éprouvettes lisses et entaillées Al-Li par stéréo-corrélation*, rapport de prestation d'essais Cryospace, novembre 2009 (12 pages).

- 
- [107] L. Robert, *Essais de traction simple sur éprouvettes lisses et entaillées Al-Li par stéréo-corrélation - Deuxième campagne*, rapport de prestation d'essais Cryospace, juillet 2010 (16 pages).
- [108] L. Robert, *Essais de traction et mesures par stéréo-corrélation sur éprouvettes aluminium soudées*, rapport de prestation d'essais Cryospace, novembre 2010 (17 pages).
- [109] L. Robert, C. Vergnes, *Démonstrateur technologique RTM pour tests et validations du capteur de pression*. Livrable L7, projet ANR ELICo-CP 2007 P2IC 003, novembre 2010 (33 pages).
- [110] L. Robert, C. Vergnes, *Caractérisation de la version numéro 2 du capteur de pression de contact (monobloc sans membrane)*. Livrable L8, projet ANR ELICo-CP 2007 P2IC 003, février 2011 (47 pages).
- [111] L. Robert, *Instrumentation, surveillance et analyse de procédés composites voie humide par capteurs à fibre optique*. Rapport de synthèse, programme Carnot MINES 2008, octobre 2011 (73 pages).
- [112] L. Robert, *ELaboration Intelligente de pièces structurales Composites par instrumentation du procédé - Année 1*. Rapport technique final, Projet Recherche Transfert de Technologies Région Midi-Pyrénées ELICo, avril 2012 (39 pages).
- [113] L. Robert, *ELaboration Intelligente de pièces structurales Composites par instrumentation du procédé - Année 2*. Rapport technique final, Projet Recherche Transfert de Technologies Région Midi-Pyrénées ELICo, mai 2012 (45 pages).
- [114] G. Lorgeoux, L. Robert, *Développement d'instrumentation à fibre optique à réseaux de Bragg (FBG) pour les tests de température en chambre à vide thermique de structure satellite*. Rapport de fin de contrat, septembre 2012 (68 pages).

### **Thèse, D.E.A.**

- [115] L. Robert, *Instabilité oscillante d'un polyéthylène linéaire*, mémoire de DEA, dir. B. Vergnes et Y. demay, CEMEF, Ecole des Mines de Paris, soutenu le 18 juin 1998, 25 p.
- [116] L. Robert, *Instabilité oscillante des polyéthylènes linéaires : observations et interprétations*.  
Thèse de doctorat de troisième cycle, dir. B. Vergnes et Y. demay, Université de Nice Sophia-Antipolis, soutenue au CEMEF / Ecole des Mines de Paris le 21 décembre 2001 devant le jury composé de : J. Dealy (Univ. Mc. Gill de Montréal, Canada), président ; P. Carreau (Ecole Polytechnique de Montréal, Canada) et G. Marin (Univ. de Pau et des Pays de l'Adour), rapporteurs ; J.-F. Agassant (ENSMP), J. Guillet (Univ. St Etienne), Y. Demay (Univ. Nice Sophia-Antipolis) et B. Vergnes (ENSMP), examinateurs. 294 p., 2001.

Deuxième partie

Dossier de recherche





En préambule, je tiens à remercier l'ensemble des collègues, doctorants, ingénieurs, techniciens et stagiaires pour leur participation aux travaux de recherche que je décris ici, ces travaux étant le fruit de collaborations et d'un travail d'équipe auquel ils ont largement contribué.

## 2.1 Introduction

Lorsque je décidais fin 2001 de répondre à l'offre de recrutement d'un Maître-Assistant à l'École des Mines d'Albi, dont l'intitulé était : "Métrologie optique appliquée à la mécanique et aux matériaux (photomécanique)", j'étais en train de finir mon doctorat de troisième cycle sur un sujet très différent au premier abord. En effet, je m'intéressais à un défaut d'extrusion (l'instabilité oscillante), défaut apparaissant pour certains polymères industriels comme les polyéthylènes linéaires, à partir d'un certain régime et dans certaines conditions opératoires, et pouvant être un des phénomènes limitatifs de ces procédés industriels. Ces défauts ne sont pas dus à des instabilités hydrodynamiques classiques. Ils dépendent essentiellement du caractère macromoléculaire des polymères, entraînant des comportements rhéologiques spécifiques (viscoélasticité), voire du "glissement"<sup>6</sup> à la paroi de la filière. L'instabilité oscillante se caractérise par un régime pendant lequel on observe une oscillation temporelle de la pression et du débit de sortie de filière alors que le débit imposé en amont est constant. Ses mécanismes moteurs sont liés à la compressibilité du polymère et à une transition des conditions de bord : passage de l'adhésion au "glissement" pour une contrainte de cisaillement différente du passage réciproque. À l'aide de moyens expérimentaux et de mesures globales (pression, débit) assez standards nous avons analysé ce défaut [2] et mis en évidence de nouvelles formes instables plus complexes [1]. Cependant devant le manque d'information concernant le développement de l'instabilité et l'écoulement avec glissement, il nous est apparu primordial d'étudier ces phénomènes en utilisant des méthodes de mesure optique et une filière transparente adaptée : les vitesses ont ainsi été mesurées par un système de Vélocimétrie Laser Doppler (ou à franges), et les déformations (contraintes) principales ont été observées par biréfringence d'écoulement avec mesures synchronisées des pressions et enregistrement par caméra rapide. La mise en œuvre de ces méthodes a été l'un des points importants de ma thèse, et m'a beaucoup intéressé et sensibilisé aux techniques optiques pour la mécanique, ici, des fluides. Par comparaison des mesures des vitesses locales dans l'écoulement aux résultats de calculs éléments finis, nous avons montré que l'instabilité correspondait bien à un passage de conditions de contact collant à un glissement à la paroi, ce dernier pouvant se localiser spatialement dans la filière [4]. D'autre part, nous avons corrélé pour la première fois les oscillations locales de la vitesse d'écoulement aux oscillations globales de la contrainte dans le canal et de la pression dans le réservoir grâce à la biréfringence d'écoulement [3]. C'est pourquoi je suis passé, au cours de ma thèse, de "rhéologue" à "photomécanicien" des fluides, puis finalement à "photomécanicien" des solides en étant recruté sur ce poste de Maître-Assistant à l'École des Mines d'Albi en septembre 2002.

---

6. J'utilise des guillemets ici car, d'une part la condition classique de Diriclet pour les fluides est le contact collant, et d'autre part le glissement de ce genre de fluide complexe est différent du glissement observé pour les solides, et ses mécanismes physiques sont encore controversés.

Comme je l’expliquerais par la suite, à mon arrivée les activités de photomécanique à l’École des Mines d’Albi étaient principalement axées sur le développement de méthodes de mesure de champs par corrélation d’images et surtout stéréo-corrélation d’images, avec un effort particulier sur le calibrage géométrique des caméras. L’application de ces techniques pour la mesure en mécanique avait déjà été démontré au laboratoire [Ort02], par exemple en emboutissage [GOP02] ou pour la mesure sur des bétons réfractaires [GOCC02]. Cependant, le potentiel intrinsèque de ces méthodes n’avait pas encore été réellement exploité, et peu d’études avaient eu pour objet l’analyse mécanique voire la caractérisation de comportement à partir de mesures de champs par corrélation.

Mon premier thème de recherche fut donc, à mon arrivée en 2002, la caractérisation mécanique des matériaux en utilisant les mesures de champs par corrélation d’images. Bien qu’ayant principalement à disposition des outils de mesures commerciaux, la validation de ces méthodes, la justification et le bon choix de leurs paramètres, et surtout le crédit qu’on pouvait leur accorder semblait intimement lié à leur maîtrise, qui passe nécessairement par leur caractérisation métrologique. Ce thème s’est avéré fondamental dans mes travaux, que ce soit au laboratoire ou bien dans le cadre de mon implication au sein du groupe de travail “GT1 métrologie” du GDR CNRS 2519<sup>7</sup>.

Les applications ont balayé l’ensemble des familles des matériaux présents au laboratoire (organiques, minéraux, métalliques, composites), ainsi que certains procédés de mise en forme par déformation plastique de tôle. D’autre part, l’analyse des champs mesurés a pu se faire à plusieurs niveaux : *a minima* il s’agit seulement d’observations phénoménologiques et d’explorations comportementales. On peut ensuite tenter de comparer les résultats à ceux issus d’un calcul numérique, en gardant à l’esprit que le dialogue entre le monde de la mesure et celui du calcul n’est pas si élémentaire qu’il n’y paraît.

Il est possible d’aller plus loin : avant de pouvoir être utilisés dans un modèle mécanique pour des simulations numériques (permettant par exemple le dimensionnement des structures ou des outillages des procédés), les paramètres du modèle constitutif du matériau doivent être identifiés correctement. Traditionnellement ils le sont à l’aide d’essais homogènes sur des éprouvettes élémentaires. Mais il est tout aussi possible de développer des approches spécifiques couplant la modélisation et la simulation à la mesure, et tirant parti de la richesse des mesures de champs : en utilisant par exemple un seul essai mécanique sur une éprouvette/structure, l’ensemble étant conçu de tel sorte que la réponse de l’éprouvette/structure aux sollicitations appliquées soit sensible aux paramètres constitutifs. Nous continuons actuellement à travailler sur l’identification par approche inverse de propriétés des matériaux par ce type d’approches qui utilisent ces grandes quantités d’informations.

Intrinsèquement, ces techniques de photomécanique nécessitent un accès à la surface des objets et ne renseignent que des manifestations cinématiques sur cette surface. Les images tomographiques et la corrélation volumique sont bien entendu un moyen à privilégier lorsque l’on s’intéresse à la troisième dimension, mais demeurent techniquement difficiles à mettre en œuvre dans nos études. En effet, dans les domaines d’applications du laboratoire, un certain nombre de procédés de transformation utilisent des moules et des outillages fermés (matériaux polymères ou composites par exemple), et l’accès optique au matériau

---

7. Groupe de Recherche du CNRS 2519 MCIMS (Mesure de Champs et Identification en Mécanique du Solide), créé et dirigé par M. Grédiac de 2003 à 2010 puis ensuite par B. Wattrisse, auquel je participe depuis 2004 et dont je co-anime le Groupe de Travail “Métrologie” en collaboration avec J. Molimard et B. Wattrisse, depuis 2007, pour les méthodes de corrélation d’images.

à caractériser est impossible. De cette constatation a émergé l'idée qu'il fallait savoir aussi mesurer *in situ*, au cœur des structures et des matériaux, et de manière simple et peu intrusive, afin de caractériser le matériau lors de son élaboration ou de son comportement en service. Le domaine d'application par excellence est celui des procédés de fabrication des composites, et les candidats les mieux adaptés pour cette tâche sont les capteurs à fibre optique, et en particulier les capteurs à réseaux de Bragg. J'ai ainsi développé ce deuxième thème de recherche à partir de 2004.

Le document est donc organisé de la manière suivante :

- o Le premier chapitre traite du premier thème de recherche, la mesure de champs par corrélation d'images et son application à la caractérisation mécanique des matériaux. Trois principaux axes de recherche ont été abordés respectivement dans les trois parties exposées ci-dessous :
  - Dans la première partie, après avoir rappelé les principes des méthodes de corrélation et stéréo-corrélation d'images, je décris les travaux relatifs à l'estimation des performances métrologiques de ce type de méthode, premier axe de recherche. La maîtrise de ces outils de mesure est en effet primordiale avant la mesure en elle-même et surtout les interprétations que l'on en fait. Une partie des travaux sur ce thème de recherche s'est faite à l'École des Mines d'Albi, afin de comprendre et maîtriser les outils que j'avais à disposition, mais la majeure partie de ces travaux s'est faite au sein du GT1 du GDR 2519 auquel je me suis rattaché à partir de 2004 et qui m'a permis une ouverture sur la communauté photomécanicienne Française et l'opportunité d'apprendre et de travailler avec des collègues brillants. Il s'agit donc bien évidemment de travaux communs.
  - La deuxième partie présente l'ensemble des études que nous avons pu mener grâce à l'utilisation directe des mesures de champs par corrélation d'images, afin de caractériser le comportement de divers matériaux sollicités lors d'essais mécaniques (composites, céramique) ou lors de procédés de fabrication (matériaux métalliques), en collaboration avec des collègues du laboratoire ou extérieurs.
  - J'ai séparé de cela, dans la troisième partie, l'utilisation plus particulière des mesures de champs par corrélation d'images pour l'identification de paramètres de modèles de comportement par méthode inverse, troisième axe de recherche, afin d'insister sur la spécificité de la méthode de recalage de modèles éléments finis que nous avons développée, toujours en collaboration avec des collègues du laboratoire.
- o Le deuxième chapitre porte sur la thématique des capteurs à fibre optique et de leur application pour la caractérisation des matériaux composites lors de leur élaboration. Je décris tout d'abord mes travaux sur les mesures de température et de déformation par capteurs à réseaux de Bragg fibrés, qui constituent le premier axe de recherche de ce thème : développement de capteurs adaptés au découplage des effets thermiques et mécaniques, et apport de ces mesures thermiques et cinématiques pour l'analyse et le suivi de procédés de fabrication de pièces composites par voie liquide. Le deuxième axe concerne le suivi de la réticulation, lors de la cuisson de résines thermodurcissables, par

capteur de Fresnel. L'ensemble des informations issues de ces capteurs à fibre optique permet d'accéder aux paramètres clés des procédés de fabrication des pièces composites. Ces travaux sont aussi tous issus de collaborations scientifiques inter- mais aussi extra-laboratoire.

- o Enfin, le troisième chapitre établit un bilan de mes travaux et dresse quelques perspectives de recherche.

## 2.2 Thème 1 – Corrélation d’images et caractérisation mécanique

### 2.2.1 Introduction générale

Les méthodes optiques de mesure de champ sont particulièrement prometteuses en tant qu’outils pour l’analyse expérimentale des propriétés mécaniques des matériaux et des structures. Les principales techniques auxquelles nous faisons référence ici sont la photoélasticimétrie, les techniques de moiré, les techniques interférométriques (interférométrie holographique, interférométrie de speckle, interférométrie différentielle), les méthodes de grilles et les méthodes de corrélation d’images numériques (*Digital Image Correlation (DIC) dans la littérature Anglo-Saxonne*) [Clo98, Ras99, Sur05, Gré04, SW08, GH11, GH12]. Ces méthodes permettent d’accéder à des champs cinématiques (déplacement, déformation) qui permettent d’observer et de caractériser plus précisément le comportement de matériaux et structures sous sollicitations mécaniques<sup>8</sup>. D’autre part, elles ont ouvert la voie au développement de nouvelles méthodes d’estimation ou d’identification de modèle constitutifs qui tirent partie (i) de la richesse des informations et (ii) de la possibilité de proposer des essais statiquement indéterminés<sup>9</sup> [Bla09] uni- ou multi-axiaux. Ces méthodes spécifiques, et parmi elles la méthode de recalage de modèles éléments finis, seront détaillées dans la section 2.2.4 page 121.

À mon arrivée au laboratoire, des méthodes de corrélation d’images commençaient à être développées pour la métrologie stéréoscopique et la photomécanique, thème de recherche de mon collègue Jean-José Orteu. Pour quelqu’un qui vient de la communauté de la vision artificielle, la corrélation d’images n’est qu’une méthode parmi d’autres – probablement la plus performante – pour apparier des points dans des images, et obtenir une carte de vecteurs de déplacements dense entre des pixels correspondants entre deux images (carte de disparité). D’ailleurs, les premiers développements, au laboratoire, utilisaient des grilles et des appariements par extraction d’amers pour la mesure des champs de déformation sur des tôles embouties. Dorian Garcia [Gar01] venait de finir sa thèse et nous disposions juste au laboratoire, de logiciels de stéréo-corrélation maison mais aussi commerciaux (Vic-3D [sof11]). J’eus donc la tâche de mettre en œuvre ces méthodes et de les utiliser pour analyser la réponse mécanique d’un certain nombre de matériaux. Je fus rapidement confronté à des situations de mesures un peu délicates, par exemple sur des bétons réfractaires, puisque ces matériaux hétérogènes admettent des déformations à rupture (ou plutôt à adoucissement) relativement faibles – d’un ordre de grandeur peu éloigné de celui des incertitudes de mesure des méthodes de corrélation d’images. Ces méthodes sont en effets limitées, par rapport aux méthodes classiques d’extensométrie électrique ou mécanique,

---

8. Je ne parlerai pas ici des techniques de mesure de champs thermiques, notamment par caméra infrarouge, qui sont aussi des techniques de photomécanique, et qui permettent, par exemple par l’identification des sources de chaleur (dissipation, couplage), d’analyser le comportement thermo-mécanique des matériaux [CHJ<sup>+</sup>10].

9. Un essai est statiquement indéterminé lorsque la distribution des contraintes dans l’éprouvette n’est pas unique et est donc considérée comme inconnue. Il peut aussi s’agir, par exemple, d’un essai où on s’affranchira d’assurer tant bien que mal l’homogénéité du tenseur des contraintes, ou de n’importe quel essai produisant un champ de contrainte hétérogène quelconque.

notamment en terme de résolution<sup>10</sup> et d’incertitudes de mesure<sup>11</sup>. Invariablement j’étais obligé d’essayer de caractériser les résolutions et incertitudes de mesure, mais aussi de comprendre d’où provenaient ces erreurs de mesure. Ces travaux qui constituent le premier axe de recherche, ont été initiés assez rapidement après mon arrivée au laboratoire. Ils se sont déroulés aussi en grande partie au sein du GDR CNRS 2519, et continuent à m’intéresser. Je les présente au § 2.2.2.2 page 65, après avoir rappelé le principe de la méthode de corrélation d’images puis de la stéréo-corrélation au § 2.2.2.1.

Une fois un peu mieux maîtrisée la technique et quantifiées les incertitudes de mesure, je décrirais dans la section 2.2.3 page 89 l’apport qu’ont constitué ces mesures de champs par corrélation d’images pour l’analyse et la caractérisation du comportement de matériaux, deuxième axe de recherche. Ces matériaux sont sollicités lors d’essais mécaniques (principalement des céramiques et des matériaux composites) ou bien lors de leur mise en forme par le procédé de fabrication de formage incrémental en ce qui concerne les matériaux métalliques (aluminium et titane).

La dernière partie, section 2.2.4 page 121, traitera de l’identification inverse de paramètres constitutifs par la méthode de recalage de modèles éléments finis et utilisation de mesures de champs par corrélation d’images, troisième axe de recherche. Cette méthode est appliquée à l’écroutissage d’alliage d’aluminium, puis à l’élasticité orthotrope de stratifié avec une approche multi-résolutions actuellement en développement.

---

10. La plus petite variation mesurable du mesurande, ici déplacement ou déformation. On peut convenir de caractériser cette résolution par l’écart-type du bruit de mesure [Sur05].

11. L’incertitude de mesure est la plage probable dans laquelle peut se trouver la valeur vraie du mesurande du fait des différentes erreurs de mesure. La composante aléatoire de ces erreurs correspond au bruit de mesure pouvant être évaluée par la résolution lors d’une étude de répétabilité (ensemble des paramètres le plus invariant possible). La composante systématique est égale à la dispersion des erreurs systématiques (par exemple liées aux erreurs sur les valeurs des paramètres de modèle géométrique), qui peut être évaluée par une étude de reproductibilité (N opérations de mesure différentes du même mesurande) [Sur05].

## 2.2.2 Axe 1 : corrélation d’images et caractérisation métrologique

### 2.2.2.1 Principe de la corrélation d’images et applications

Cette section s’inspire largement des ouvrages de référence et des articles de revues que l’on peut trouver sur le sujet, principalement [BHR06, SOS09, RRH09, PQXA09, GH11], et pour ce qui concerne les manuscrits de thèse [Dou00, Gar01, Cor05, Har10].

Sous le vocable de corrélation d’images numériques, plus simplement corrélation d’images, on sous-entend souvent deux choses :

- soit la technique de mesure elle-même, qui permet, par l’utilisation d’une caméra positionnée fronto-parallèlement à un objet, d’obtenir un champ cinématique de surface (champ des déplacements, puis champ des déformations planes par dérivation), à partir des images qui en sont prises, et en général lors d’essais mécaniques divers. A cette technique de mesure on pourra associer des incertitudes pour chaque maillon de la méthode [Sur05].
- soit la méthode d’analyse et de traitement d’images spécifique utilisée dans la technique expérimentale homonyme, tout aussi bien pour calculer des cartes de disparité entre deux images ou pour trouver des points correspondants (par exemple en stéréo-corrélation). On parle aussi d’appariement d’images (*pattern matching*).

### La technique expérimentale

Cette technique de mesure s’est énormément développée dans les laboratoires de mécanique et dans les entreprises depuis la fin du siècle dernier, en grande partie grâce à son extrême simplicité apparente dont l’idée majeure est la suivante : sous certaines hypothèses, la déformation de surface d’un échantillon est la même que la déformation de son image. Proche dans le concept de la vélocimétrie par images de particule (*PIV*) utilisée en mécanique des fluides et dont elle s’inspire, cette technique permet d’obtenir une mesure de champ cinématique c’est-à-dire en un nombre de points relativement dense (par opposition aux méthodes de suivis de marqueurs ou de grille [Par82]). C’est une technique optique sans contact et faiblement intrusive, permettant des mesures sur de grandes plages de dimension d’échantillon : de l’échelle nanométrique<sup>12</sup> ou micrométrique à partir d’images en microscopie optique [YKH10] ou électronique (MEB) [Dou00, Jin04, SLG+06, BJH10],

---

12. Pour la mesure aux très petites échelles, les techniques optiques basées sur la phase de la lumière (techniques interférométriques) présentent en général des franges (contours des déplacements) avec un bon contraste pour des déplacements jusqu’à un ou deux ordres de grandeur inférieurs aux longueurs d’onde des lasers utilisés (typiquement jusqu’à 10 nm), mais elles sont souvent impossibles à mettre en œuvre pour des longueurs d’onde en dessous du spectre visible. Par contre, pour les techniques basées sur l’amplitude (corrélation d’images), la résolution de la mesure de déplacement n’a en théorie pas de limite dès lors qu’on peut augmenter le grossissement en utilisant des techniques d’imagerie adaptées (MEB, AFM, MET), puisque cette résolution est directement liée à la dimension physique du pixel dans l’image. Attention, la résolution en déformation, par contre, est constante, toute chose étant égale par ailleurs, puisqu’elle s’exprime comme un rapport proportionnel à la résolution de la mesure de déplacement dans l’image (en pixel) sur la base de mesure dans l’image. Dans la pratique, cependant, la résolution de la mesure de déplacement peut être largement limitée, par exemple par les fluctuations d’intensité lumineuse, le bruit aléatoire, et la déformation à mesurer elle-même.



d’images AFM [XSL08] ou même d’images MET [CBL<sup>+</sup>12] à des échelles allant jusqu’à plusieurs mètres [HSM03a], et sur de grandes plages d’échelles de temps d’expérience en utilisant des techniques d’imagerie ultra-rapide [TSM07, HM08, RM08, PST11].

Depuis son développement en vision monoculaire dans les années 1980 [PR82, SWPM83], puis en stéréovision dans les années 1990 à 2000, et pour l’imagerie volumique (tomographie) depuis 1999 [BSFS99], l’utilisation des méthodes de corrélation d’images n’a cessé de croître en mécanique, comme l’atteste, figure 2.1, l’évolution du nombre d’articles de revues scientifiques répondant à la phrase-clé “digital image correlation” référencés sur le site ISI Web of Knowledge (recherche effectuée en novembre 2012, 1435 articles au total, et bien plus si on élargit la recherche).

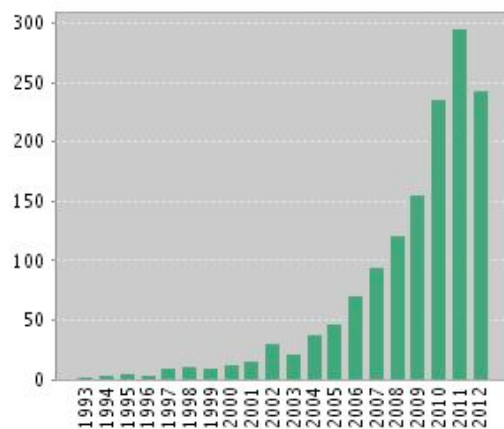


FIGURE 2.1 – Nombre d’articles de revues scientifiques avec la phrase-clé “digital image correlation” référencés sur le site ISI Web of Knowledge (nov. 2012).

Pratiquement tous les domaines de la mécanique des structures et des matériaux font maintenant appel à cette méthode expérimentale. Le lecteur intéressé pourra trouver dans l’ouvrage de Sutton, Orteu et Schreier [SOS09] ou dans l’ouvrage collectif coordonné par Grédiac et Hild [GH12] un large panorama des applications. On se limitera à citer, en étant loin d’être exhaustif, quelques applications de la corrélation d’images dans les domaines suivants :

- la mécanique des sols [BVGNM10] et le génie civil [LS06, YKI<sup>+</sup>07] ;
- la mécanique de l’endommagement/fissuration : déformation en pointe de fissure [LCS<sup>+</sup>89, LCSP93], évaluation de propagation de fissure [DMPA12], de facteurs d’intensité de contrainte [YMT06, RGMC05, RRH09, DDBP11] et de l’intégrale-J lors d’essais CTOD (*Crack-tip Opening Displacement*) et CTOA (*Crack-tip Opening Angle*) [CCTD93, DS94, HSC94, TZHT10], évaluation de l’endommagement [ZXL<sup>+</sup>04, WCC11] ; suivi de fatigue [KYM<sup>+</sup>02] et fissuration [VVLG09] ;
- la localisation et les instabilités en déformation plastique de métalliques : striction [Wat99, WCMNG01], bande de ludders [APSY08], bandes de Portevin - Le Chatelier [BHR06] ;
- la caractérisation des procédés de fabrication : analyse de la coupe des matériaux (métalliques [HM08] ou composites [Zit04]), mise en forme de tôle [ABGW99, GOP02, RSS<sup>+</sup>11],

- plasticité [NLCL10], courbes limites de formage [VHA99, ZGLR10], formage incrémental [HGS<sup>+</sup>07, VGB<sup>+</sup>09, DVV<sup>+</sup>10, VVG<sup>+</sup>10, EBH<sup>+</sup>11, GGD<sup>+</sup>12, PB12], soudage-malaxage (FSW) [LaGaLR12], laminage à froid [LTY03], etc. ;
- la caractérisation des matériaux à hautes températures : métalliques [LLS96, GSWP09, PBC10, BWWX11] ou céramiques [SKK09, Lep11] ; et l’évaluation de coefficient d’expansion thermique [LSLS08, BHmTA09] ;
  - l’analyse mécanique à petite échelle (MEMS [CK02]) ;
  - la mesure de forme sur grandes pièces [Har10, SBL<sup>+</sup>12] ;
  - la caractérisation de matériaux et structures souples : films minces [HHW08], ballon d’altitude [VSG<sup>+</sup>06], mousse polymère [WC02], laine de verre [RH02, BHR05], élastomères [CCHM01, LAIP03] et thermoplastiques [PBP04, PBPW05, DALB08] ou composite bois-plastique (WPC) [GRB<sup>+</sup>09] ;
  - la caractérisation des matériaux rigides : bétons [BTF97, CS97, LKS01, GOCC02, LVS06], matériaux à gradient de fonction [ABL02], à mémoire de forme [PPL05, LRMB10], céramiques [PPL05, LRMB10], métalliques [Ton97, HSM03a, HSM03b, BRR06, TGPLH12], composites [PCCH02, Ica03, AAB05, PLRH09, LVPD<sup>+</sup>10, LCL<sup>+</sup>12] et contraintes résiduelles [NMS06], bois [KH10, KMM11, XdJP12] ;
  - le couplage thermo-mécanique [CHJ<sup>+</sup>10, MDC<sup>+</sup>12] ;
  - la biomécanique [ZEA02, WCHA03, SGV11, DTB12] ;
  - le contrôle de machine d’essais [FCH07] ;
  - l’analyse vibratoire sur structure [HNAS11] ;
  - la dynamique rapide (barre d’Hopkinson [GSW09], impact [PST11], explosion [SVL<sup>+</sup>12]).

Lorsque cette technique est utilisée à partir d’images 3D volumiques (*Digital Volume Correlation*) [BSFS99, SBR02], ces dernières peuvent provenir de tomographe à rayons X haute résolution, comme celui de l’Installation Européenne de Rayonnement Synchrotron de Grenoble [LBD<sup>+</sup>07, LR<sup>+</sup>10], de  $\mu$ CT (*micro-Computed Tomography*) de laboratoire [VvRH04, FMA<sup>+</sup>08, HBD<sup>+</sup>10, SSF12, HBM12], d’images 3D obtenues à l’aide de microscope confocal à balayage laser [FHM<sup>+</sup>07], d’imagerie par résonance magnétique (IRM) [BGG<sup>+</sup>09], d’images médicales ultrasonores (échographie 3D) [HKK12], ou bien d’images en lumière diffuse dans des matériaux modèles transparents [GDD07]. Les applications concernent par exemple la mécanique des sols [LBD<sup>+</sup>07, HBD<sup>+</sup>10], du bois [FMA<sup>+</sup>08], la bio-mécanique [VvRH04, BGG<sup>+</sup>09, HBM12, HKK12], les matériaux granulaires [SSF12], la propagation de fissure en fatigue de fonte [LR<sup>+</sup>10], etc. Le passage des images 2D (ou 2D surfaciques) aux images volumiques pose principalement des difficultés liées à l’imagerie tomographique elle-même : application limitée aux matériaux présentant un contraste en volume, bruit et artefact d’acquisition et de reconstruction et qui peut nécessiter d’imposer des régularisations mécaniques [RTTB<sup>+</sup>11], volume de données à traiter important qui peuvent justifier l’utilisation de méthode de réduction de dimension [PP12].

Dans ce qui suit, on s’attachera à décrire la corrélation d’images bidimensionnelle. Dans ce cas, l’image initiale est la projection plane sur le capteur matriciel imparfait et à travers un système optique imparfait, du champ de luminance diffusé par l’objet éclairé. Après transformation matérielle  $\Phi_{\mathbf{m}}(\mathbf{x}) = \mathbf{x} + \mathbf{u}_{\mathbf{m}}(\mathbf{x})$  de l’objet sous sollicitation mécanique, l’image déformée de l’objet est la projection plane sur le capteur du champ de luminance de l’objet déformé. La corrélation d’images cherche à trouver la transformation apparente  $\Phi(\mathbf{x}) = \mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x})$  entre ces deux images. Si les hypothèses suivantes :

- (i) surface de l’objet observé plane et le restant toujours au cours de l’expérience,
- (ii) surface de l’objet observé parallèle au plan rétinien de la caméra et le restant toujours au cours de l’expérience,
- (iii) distance entre surface de l’objet observé et plan rétinien constante au cours de l’expérience,
- (iv) système optique parfait,

sont assurées, alors on peut confondre  $\Phi(\mathbf{x})$  et la restriction plane de  $\Phi_{\mathbf{m}}(x, y, z = 0)$  dans le plan d’observation, au grandissement optique près. Si l’une des trois premières hypothèses n’est pas satisfaite, il en résulte des erreurs qualifiées de déformations apparentes dans l’image et quantifiables (typiquement, l’erreur en déformation dans le plan causée par un mouvement de translation hors-plan  $\Delta z$  de l’objet est proportionnelle à  $\Delta z/L$ , où  $L$  est la distance de l’objet au centre optique [SYT<sup>+</sup>08]). Il est alors nécessaire de connaître cette troisième dimension  $z$  (le hors-plan) en utilisant par exemple une technique de stéréocorrélation (*3D-DIC*<sup>13</sup>). Si le système optique est imparfait, il sera nécessaire d’étalonner l’imageur afin de tenir compte des distorsions optiques [PYWT13].

Afin de trouver la transformation apparente  $\Phi(\mathbf{x})$  entre les deux images, la méthode utilise un algorithme de traitement d’image spécifique. Celui-ci est basé sur un critère de ressemblance (critère de corrélation) entre les deux images (ou entre deux domaines correspondants aux voisinages du point matériel considéré), ce qui nécessite notamment un contraste d’image à l’échelle de la mesure qui accompagne le mouvement matériel (conservation du flot optique [HS81, LK81]). Il n’y a donc, par hypothèse, dans l’image déformée, aucune altération de l’image de référence autre que celle due à son advection par la déformation : pas de changement du contraste, de la luminance, de modification du bruit, de reflet spéculaire, etc. Cette texture d’image (ou mouchetis) doit être aléatoire (pour l’unicité de la solution), non répétitive, isotrope et de fort contraste. Elle est, pratiquement, obtenue soit de manière naturelle (béton, bois), soit par projection de peinture en spray, par dépôt de poudre, par photolithographie, soit par un éclairage par un laser (effet *speckle*<sup>14</sup>), ou à l’aide simplement d’un stylo (par exemple pour les élastomères [25, 39]), ou par des techniques spécifiques suivant la provenance des images, comme il est proposé pour des images MEB dans [SLS<sup>+</sup>07]. Nous verrons que le contenu de cette texture en fréquence, amplitude, gradient de niveaux de gris et bruit joue un rôle important sur les performances de la méthode en terme d’incertitude de mesure des déplacements.

Une fois le champ de déplacements  $\mathbf{u}(\mathbf{x})$  trouvé, le champ de déformations (quelque soit la forme choisie) en est déduit, le plus souvent par dérivation discrète sur un certain domaine définissant ainsi la résolution spatiale<sup>15</sup> en déformation, c’est-à-dire la taille de la jauge optique. Comme le champ de déplacements est bruité, des méthodes de lissage du

---

13. Il est d’usage anglo-saxon de qualifier la stéréocorrélation de *3D-DIC* bien qu’il ne s’agisse que d’une mesure du champ de déplacement 3D en surface uniquement, par opposition à une mesure volumique que l’on appellera *Digital Volume Correlation (DVC)* voire *Volumetric Digital Image Correlation (V-DIC)*.

14. Figure d’interférence complexe créée par réflexion d’une lumière cohérente sur une surface non parfaitement plane et liée à la rugosité de cette dernière. La texture suit donc la matière si la rugosité est conservée.

15. La résolution spatiale est communément définie par la plus petite distance séparant deux points que l’instrument de mesure arrive à distinguer ou à mesurer de manière indépendante. Elle peut être aussi définie comme l’inverse de la fréquence de coupure spatiale du signal à partir de laquelle les fréquences plus élevées (correspondant aux gradients importants) ne sont pas vues [Sur05].

champ de déformations sont utilisées pour filtrer le bruit des données brutes de déplacement [AFPV10, ZZP<sup>+</sup>12]. Ces méthodes peuvent être classées en deux catégories : les méthodes de lissage locales, dans lesquelles le filtrage est réalisé sur un petit domaine (par exemple par ajustement aux moindres carrés du champ par une fonction appropriée sur ce domaine, ou bien par la méthode d’approximation diffuse), et les méthodes de lissage globales qui prennent en compte l’ensemble du champ (typiquement, en approximant le champ sur des bases de fonction de type éléments finis). Reste que le choix de la longueur de base et la définition de la résolution spatiale réelle est souvent problématique.

### Appariement par corrélation d’images

On décrit ici la technique d’appariement par corrélation d’images [LK81, PR82, BMSP89, RRH09]. Cette technique consiste donc à analyser une série d’images numériques (un tableau de pixels auquel on associe à chacun un niveau de gris discret) prises d’une même scène évoluant en fonction du temps (typiquement, les images d’une éprouvette sous sollicitation). À partir de ces images, les champs de déplacements  $\mathbf{u}(\mathbf{x})$  sont évalués en appariant la première image, considérée comme l’image de référence (typiquement, l’éprouvette à l’état non-chargée), aux images suivantes. Eventuellement, si les amplitudes des déplacements sont trop importantes, les champs de déplacements peuvent être évalués en appariant les images par paires consécutives, le déplacement final étant la somme des déplacements élémentaires. Cela permet de simplifier le processus mais additionne les erreurs de mesure. Dans tous les cas, on cherche à appairer une image dite *de référence*  $f(\mathbf{x})$  avec une image dite *déformée*  $g(\mathbf{x})$  pour trouver  $\mathbf{u}(\mathbf{x})$ , vecteur déplacement inconnu, tel qu’on ait conservation de la luminance :

$$f(\mathbf{x}) = g(\Phi(\mathbf{x})) = g(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x})) \quad (2.1)$$

Ici  $f(\mathbf{x})$  et  $g(\mathbf{x})$  sont des fonctions réelles de l’espace 2D. Une conservation relâchée peut éventuellement s’écrire, si il y a des changements d’illumination, par l’équation (2.2),  $c$ ,  $b$  et  $n$  étant respectivement les termes de contraste (échelle), de brillance (offset) et de bruit de faible amplitude, que l’on considère constant car très faiblement variable spatialement.

$$f(\mathbf{x}) = cg(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x})) + b + n \quad (2.2)$$

Une image numérique est l’échantillonnage d’une image analogique à une certaine fréquence. Elle est donc représentée par un tableau de pixels qui discrétise l’argument  $\mathbf{x}$  de l’espace 2D, et à chaque pixel  $(i, j)$  on associe un scalaire, son niveau de gris  $f_{ij}$  ou  $g_{ij}$ , discret lui aussi. Cette double discrétisation du champ de luminance continu  $f$  (discrétisation spatiale et discrétisation en amplitude du niveau avec saturation basse (si  $f \leq f_{min} \Rightarrow f_{ij} = 0$ ) et haute (si  $f \geq f_{max} \Rightarrow f_{ij} = ng_{max}$ )<sup>16</sup>) est l’un des éléments majeurs limitant la qualité des mesures.

Pour obtenir de bons résultats, l’image doit présenter un champ de luminance texturé avec un contraste net et variant spatialement assez rapidement, c’est-à-dire avec une longueur

---

16. Les images issues des caméras CCD actuelles sont en général codées au moins en 8 bits ( $ng_{max} = 255$ ), plus généralement en 12 bits ( $ng_{max} = 4095$ ) ou 16 bits ( $ng_{max} = 65535$ ).

de corrélation<sup>17</sup> petite. Par conséquent, même si le champ de luminance  $f$  est continu,  $f_{ij}$  est en général très discontinu. Or si l'on veut pouvoir appréhender des déplacements sous-pixel, il est nécessaire de tenir compte de la variation du niveau de gris si un pixel est déplacé d'une valeur inférieure à sa taille, ce qui nécessite des schémas d'interpolation d'images puissants, du plus élémentaire (polynomial bi-linéaire) aux schémas d'ordres élevés (polynomiaux ou fonctions spline d'ordres supérieurs), améliorant les erreurs au détriment de temps de calcul plus importants [SBS00]. Une alternative aux interpolations polynomiales est de décomposer l'image dans l'espace de Fourier [CCTD93, PCCH02], ce qui donne un champ intrinsèquement continu. Ce traitement est très rapide dès lors de l'utilisation de FFT mais il est parfois délicat de gérer correctement l'aliasing (crénelage) dû aux conditions de bords non périodiques des images.

Trouver un champ vectoriel  $\mathbf{u}(\mathbf{x})$  uniquement à partir d'un champ de scalaire donné par l'équation (2.1) ou (2.2) est un problème mal posé en soit, et nécessite une régularisation, sous forme de restriction du champ  $\mathbf{u}(\mathbf{x})$  à des fonctions choisies dans un espace fonctionnel donné, que l'on peut noter  $\mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})$ ,  $\mathbf{p}$  étant un vecteur de paramètres. Comme il y a des imperfections dans les images, et que le déplacement réel inconnu ne peut être modélisé par les fonctions restreintes à l'espace choisi, la conservation de la luminance de l'équation (2.1) ne peut pas être parfaitement assurée. On écrit alors plutôt sa forme faible sur le domaine de l'image étudié  $\Omega$ , comme un problème de minimisation de la différences quadratique des luminances donné par l'équation (2.3).

$$\eta^2 = \int_{\Omega} [g(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})) - f(\mathbf{x})]^2 \, d\mathbf{x} \quad (2.3)$$

### Approche locale de la corrélation (*subset-based DIC*)

Les développements qui suivent sont ceux de l'algorithme de Lucas-Kanade [LK81], un des plus utilisés dans la communauté de la vision par ordinateur, et qui propose une approche additive de la minimisation par descente de gradient<sup>18</sup>. En effet, minimiser  $\eta^2$  est un problème non-linéaire car même si  $\mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})$  est linéaire en fonction de  $\mathbf{p}$ , l'intensité des niveaux de gris de  $g$  est spatialement non-linéaire. Soit le vecteur des paramètres  $\mathbf{p}$  évalué à l'itération précédente, on résout l'équation (2.3) sur un incrément  $\delta\mathbf{p}$  suivant l'équation (2.4) :

$$\begin{cases} \eta^2 = \int_{\Omega} [g(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p} + \delta\mathbf{p})) - f(\mathbf{x})]^2 \, d\mathbf{x} \\ \text{avec la mise à jour : } \mathbf{p} \leftarrow \mathbf{p} + \delta\mathbf{p} \end{cases} \quad (2.4)$$

L'expression (2.4) est linéarisée par un développement de Taylor du premier ordre au

---

17. La longueur de corrélation décrit la distance moyenne (en px) qu'il faut parcourir dans l'image pour que la texture puisse changer de manière significative. Elle représente de manière équivalente la taille moyenne des taches.

18. Une approche par composition inverse est aussi parfois proposée [Har10], son intérêt réside dans sa vitesse d'exécution car elle permet un pré-calcul (une seule fois) des matrices Jacobienne et Hessienne et du gradient de l'image de référence.

voisinage de  $\mathbf{p}$  :

$$\eta^2 = \int_{\Omega} \left[ g(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})) + \frac{\partial g(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p}))}{\partial \mathbf{x}} \frac{\partial \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})}{\partial \mathbf{p}} \delta \mathbf{p} - f(\mathbf{x}) \right]^2 dx \quad (2.5)$$

avec  $\frac{\partial g(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p}))}{\partial \mathbf{x}} = \nabla g$  le gradient de l’image déformée au point  $\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})$  et  $\frac{\partial \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})}{\partial \mathbf{p}} = \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \mathbf{p}}$  est la Jacobienne de la transformation. On dérive alors l’expression (2.5) par rapport à  $\delta \mathbf{p}$ , en simplifiant les notations :

$$\frac{\partial(\eta^2)}{\partial \delta \mathbf{p}} = \int_{\Omega} 2 \left[ g(\mathbf{x} + \mathbf{u}) + \nabla g \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \mathbf{p}} \delta \mathbf{p} - f(\mathbf{x}) \right] \cdot \left[ \nabla g \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \mathbf{p}} \right] dx \quad (2.6)$$

En annulant l’équation (2.6), on obtient l’expression de  $\delta \mathbf{p}$  puisqu’il ne dépend pas de l’espace :

$$\delta \mathbf{p} = \left[ \int_{\Omega} \left( \nabla g \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \mathbf{p}} \right) \otimes \left( \nabla g \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \mathbf{p}} \right) dx \right]^{-1} \int_{\Omega} [g(\mathbf{x} + \mathbf{u}) - f(\mathbf{x})] \cdot \left[ \nabla g \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \mathbf{p}} \right] dx \quad (2.7)$$

Le passage d’une description continue des champs de luminance aux images discrètes transforme simplement l’intégrale sur  $\Omega$  des équations (2.4) à (2.7) en une double somme sur les pixels compris dans le domaine considéré. Cela entraîne plusieurs approximations :

- celle due à l’intégration spatiale imparfaite (type méthode des rectangles),
- celle due à la valeur des niveaux de gris  $f_{ij}$  ou  $g_{ij}$  qui est différente des valeurs continues de  $f$  ou  $g$  sur un pixel (valeur moyenne),
- celles dues à la nécessité de calculer les valeurs des niveaux de gris de  $g$  et de ses gradients  $\nabla g$  aux pixels non entiers, ce qui nécessite, nous l’avons déjà souligné, des méthodes d’interpolation d’images puissantes et rapides.

Dans cette méthode, l’évaluation de  $\delta \mathbf{p}$  (équation (2.7)) est relativement coûteuse en temps de calcul (calcul de la Jacobienne, de la Hessienne, des gradients des images déformées). Sans restriction sur  $\Omega$ , qui peut à la limite être toute l’image, en réalité ce qu’on appellera la région d’intérêt (*region of interest, ROI*) c’est-à-dire la zone dans l’image de l’ensemble des pixels qui vont être traités, la méthode ne peut être effective, si on considère un champ cinématique réel à trouver quelconque, que si la description de la cinématique  $\mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})$  est d’une infinie richesse, ce qui implique un vecteur de paramètres  $\mathbf{p}$  à identifier de taille immense entraînant des coûts de calcul rédhibitoires sans compter les problèmes de convergence. D’un autre côté, il est évident que la réduction de la richesse du modèle cinématique risque de provoquer rapidement un biais par rapport à la déformation réelle qu’il y a dans l’image (donc la mesure de celle de l’objet) dès lors que  $\Omega$  est un peu grand par rapport au contenu fréquentiel de la déformation.

Pratiquement dans l’approche locale, la méthode est toujours mise en œuvre sur un petit domaine de l’image de taille  $d$ , en général carré, qu’on appelle zone d’intérêt (*zone of interest, ZOI*), fenêtre de corrélation ou *subset*, avec une restriction du modèle cinématique  $\mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})$  à un nombre de paramètres raisonnables, classiquement en utilisant une base polynomiale. On cherche donc à estimer les paramètres  $\mathbf{p}$  de la transformation sur la *ZOI* de manière itérative en calculant l’incrément  $\delta \mathbf{p}$  à partir de l’équation (2.7), et ce en chaque point de calcul souvent défini par une grille de pas  $p$  sur la *ROI*. On aboutit à un champ cinématique discontinu par morceau, chaque calcul en un point donné étant indépendant

du calcul en un point voisin (s’il n’y a pas de superposition de fenêtre, c’est-à-dire si  $p \geq d$ ). La résolution spatiale en déplacement est donc égale à la taille de la fenêtre de corrélation. L’intérêt de la méthode réside dans la vitesse de calcul dès lors que la fenêtre de corrélation choisie est petite (pratiquement, de  $10 \times 10$  px à  $30 \times 30$  px) et le modèle cinématique, c’est-à-dire la transformation de la fenêtre, ou fonction de forme (*shape function*) associée raisonnable.

Rappelons par exemple qu’un modèle de transformation de la fenêtre de degré zéro correspond à une translation pure constante sur  $\Omega$  sans déformation de la fenêtre, et donc deux paramètres  $\mathbf{p}$  sont à estimer. Dans ce cas  $\mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p}) = \mathbf{p}$  constant, donc  $\frac{\partial \mathbf{u}}{\partial \mathbf{p}} = \mathbf{1}$  et l’équation (2.7) se simplifie par l’équation (2.8) :

$$\partial \mathbf{p} = \left[ \int_{\Omega} \nabla g \otimes \nabla g \, d\mathbf{x} \right]^{-1} \int_{\Omega} [g(\mathbf{x} + \mathbf{p}) - f(\mathbf{x})] \cdot \nabla g \, d\mathbf{x} \quad (2.8)$$

Le calcul est alors aisé mais ne converge plus dès que la déformation réelle de l’image dans la fenêtre de corrélation est un peu importante (typiquement, quelques %). En général, une transformation du premier ordre est implémentée dans les codes de corrélation de laboratoires ou commerciaux, soit 6 paramètres à déterminer (transformation bi-linéaire en  $\mathbf{x}$ ). Une transformation d’ordre 2 a été implémentée en premier par Lu *et al.* [LC00] avec 12 paramètres (bi-quadratique en  $\mathbf{x}$ ). Schreier et Sutton [SS02] ont montré que cette formulation diminuait les erreurs systématiques par rapport à une transformation du premier ordre. Une transformation d’ordre supérieur à deux est rarement implémentée à cause de difficultés de convergence.

Depuis les premiers développements de la méthode en 1983 [SWPM83], un certain nombre d’améliorations ont été faites, notamment concernant la description du déplacement dans la fenêtre de corrélation, mais aussi concernant le critère de corrélation. L’équation (2.3) correspond au critère le plus simple, la somme des carrés de la différence, tel que  $\eta^2 = C_{SSD}(\mathbf{p})$ , et dont on cherche  $\mathbf{p}$  qui le minimise. Il est possible de normer ce critère en le divisant par le produit de la norme Euclidienne de l’intensité de  $f(\mathbf{x})$  par celle de  $g(\mathbf{x})$  (critère  $C_{NSSD}(\mathbf{p})$ ), voire de le normer et centrer en le divisant par le produit de la norme Euclidienne de la différence entre l’intensité de  $f(\mathbf{x})$  et sa valeur moyenne sur la fenêtre, par la norme Euclidienne de la différence entre  $g(\mathbf{x})$  et sa valeur moyenne (critère  $C_{ZNSSD}(\mathbf{p})$ ). Un autre critère est souvent utilisé à la place du critère  $SSD$ , c’est le produit scalaire (*Cross Correlation*,  $CC$ ), dont on cherche alors  $\mathbf{p}$  qui le maximise :

$$C_{CC}(\mathbf{p}) = \int_{\Omega} g(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})) \cdot f(\mathbf{x}) \, d\mathbf{x} \quad (2.9)$$

sachant que

$$C_{SSD}(\mathbf{p}) = \int_{\Omega} f^2(\mathbf{x}) \, d\mathbf{x} + \int_{\Omega} g^2(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x}; \mathbf{p})) \, d\mathbf{x} - 2C_{CC}(\mathbf{p}) \quad (2.10)$$

Dans l’équation (2.10), le premier terme est constant et on peut montrer que le second terme l’est presque. Par contre, l’optimum de  $C_{CC}(\mathbf{p})$  est insensible aux variations de contraste  $c$  (conservation de la luminance relâchée, équation (2.2)). Pan [Pan11] montre que le produit scalaire normé centré (critère  $C_{ZNCC}(\mathbf{p})$ ) admet un optimum insensible

au changement de contraste  $c$  et de brillance  $b$  entre les images, il montre aussi que  $C_{ZNSSD}(\mathbf{p}) = 2(1 - C_{ZNCC}(\mathbf{p}))$ , il y a donc équivalence entre les deux critères normés centrés.

Enfin, un certain nombre de développements ont concerné l’optimisation du critère. Dans le cas de translation pure de la fenêtre de corrélation, une méthode très rapide consiste à calculer le critère en un certain nombre de pixels entiers, puis d’approximer les valeurs sur ce domaine pour trouver son optimum [WCMNG01]. Pour les ordres supérieurs, une méthode d’optimisation est en général utilisée [PQXA09]. Il s’agit de trouver le minimum du critère de corrélation  $C(\mathbf{p})$ , ce qui équivaut à annuler la matrice Jacobienne  $\nabla C(\mathbf{p}) = 0$ . L’algorithme itératif de Newton-Raphson est souvent utilisé pour cela [BMSP89] :

$$\nabla C(\mathbf{p}^{k+1}) = \nabla C(\mathbf{p}^k) + \nabla^2 C(\mathbf{p}^k) (p^{k+1} - p^k) = 0 \quad (2.11)$$

ou  $\nabla^2 C(\mathbf{p}^k)$  est la matrice Hessienne, soit

$$p^{k+1} = p^k - \left( \nabla^2 C(\mathbf{p}^k) \right)^{-1} \nabla C(\mathbf{p}^k) \quad (2.12)$$

De nombreuses variantes d’algorithmes améliorent l’efficacité du calcul de la Jacobienne et de la Hessienne, ainsi que de son inversion. D’autres méthodes d’optimisation (Levenberg-Marquardt notamment [SOS09]), voire l’utilisation d’algorithmes génétiques [SG03, HHW08] ou de méthodes d’optimisation globale [Har10] sont aussi rapportées dans la littérature. Pour la plupart des méthodes d’optimisation par descente de gradient, l’estimée initiale des paramètres de transformation de fenêtre est primordiale et des stratégies sont là aussi proposées dans la littérature [BMSP89, ZKW<sup>+</sup>06, Pan11, ZZP<sup>+</sup>12]. Des développements sont rapportés aussi concernant la possibilité laissée à la fenêtre de corrélation de se diviser en deux (*subset splitting*) afin de pouvoir notamment suivre la propagation de fissure [PB10].

La plupart des codes de corrélation commerciaux mais aussi académiques existant sont basés sur cette approche locale. Cependant, il est possible de proposer des fonctions de déplacement  $\mathbf{u}(\mathbf{x})$  explicites pour tout  $\mathbf{x}$  de la *ROI*  $\Omega$ , assurant ainsi intrinsèquement la continuité du champ mesuré, ces approches sont référencées sous le nom d’approches globales.

### Approche globale de la corrélation d’images

L’approche globale est toujours basée sur la formulation faible de la conservation de la luminance [BHR06, RRH09], équation (2.3), mais on restreint les fonctions à rechercher de telle sorte qu’elles puissent se mettre sous la forme d’une combinaison linéaire de fonctions vectorielles de l’espace 2D,  $\varphi_n(\mathbf{x})$ , ce qui réduit  $\mathbf{u}(\mathbf{x})$  à un certain espace fonctionnel, sous la forme suivante :

$$\mathbf{u}(\mathbf{x}) = \sum_n u_n \varphi_n(\mathbf{x}) \quad (2.13)$$

où les  $u_n$  sont les degrés de liberté associés. Dès lors, l’équation (2.3) est simplifiée puisqu’on pourra toujours sortir les  $u_n$  de l’intégrale sur  $\Omega$ . Aucune restriction n’est alors faite



sur  $\Omega$ , qui peut être le domaine complet de l'image où le champ cinématique est recherché, c'est-à-dire la *ROI*. Il est important de bien faire alors le distinguo : l'approche locale consiste à discrétiser la *ROI* en un grand nombre de zones d'intérêt (*ZOI*) sur lesquelles un problème d'optimisation simple (i.e. à peu de paramètres) est résolu à chaque fois, ce qui permet d'utiliser des méthodes d'optimisation non-linéaires robustes et rapides. A *contrario*, l'approche globale consiste à rechercher en une seule fois l'ensemble des nombreuses inconnues du problème (l'ensemble des degrés de liberté) sur le domaine complet, ce qui nécessite plutôt une approche itérative qui convergera si le champ trouvé à l'itération précédente est proche de la solution, mais permettra une continuité du champ car les fonctions  $\varphi_n(\mathbf{x})$  le sont sur  $\Omega$ .

Comme pour l'approche locale, il faut linéariser le problème (2.3) puis le résoudre de manière itérative. On suppose que l'on est assez proche de la solution à l'itération actuelle  $\mathbf{u}^i$ , et on cherche à calculer l'incrément de déplacement  $\delta\mathbf{u}$  tel que  $\mathbf{u}^{i+1} = \mathbf{u}^i + \delta\mathbf{u}$ , l'équation (2.3) se réécrit donc :

$$\eta^2 = \int_{\Omega} [g(\mathbf{x} + \mathbf{u}^i + \delta\mathbf{u}) - f(\mathbf{x})]^2 \, d\mathbf{x} \quad (2.14)$$

$\delta\mathbf{u}$  est petit et on peut linéariser  $g$  au premier ordre :

$$\eta^2 = \int_{\Omega} [g(\mathbf{x} + \mathbf{u}^i) + \delta\mathbf{u} \cdot \nabla f(\mathbf{x}) - f(\mathbf{x})]^2 \, d\mathbf{x} \quad (2.15)$$

sous l'hypothèse que comme on est proche de la solution,  $g(\mathbf{x} + \mathbf{u}^i) \approx f(\mathbf{x})$  donc  $\nabla g(\mathbf{x} + \mathbf{u}^i) \approx \nabla f(\mathbf{x})$ , ce qui permet d'éviter de recalculer  $\nabla g(\mathbf{x} + \mathbf{u}^i)$  à chaque itération. En décomposant  $\delta\mathbf{u}$  comme proposé dans l'équation (2.13), et en simplifiant la notation  $g(\mathbf{x} + \mathbf{u}^i) = g_{u^i}(\mathbf{x})$  on obtient :

$$\eta^2 = \int_{\Omega} \left[ \sum_n u_n \varphi_n(\mathbf{x}) \cdot \nabla f(\mathbf{x}) + g_{u^i}(\mathbf{x}) - f(\mathbf{x}) \right]^2 \, d\mathbf{x} \quad (2.16)$$

En dérivant  $\eta^2$  par rapport aux  $u_n$  comme on l'a fait précédemment pour l'équation (2.6) puis en l'annulant, on obtient le système linéaire suivant :

$$[\mathbf{M}] \{\mathbf{u}^i\} = \{\mathbf{b}^i\} \quad (2.17)$$

avec

$$M_{mn} = \int_{\Omega} [\nabla f(\mathbf{x}) \cdot \varphi_m(\mathbf{x})] [\nabla f(\mathbf{x}) \cdot \varphi_n(\mathbf{x})] \, d\mathbf{x} \quad (2.18)$$

et

$$b_m^i = \int_{\Omega} [\nabla f(\mathbf{x}) \cdot \varphi_m(\mathbf{x})] [f(\mathbf{x}) - g_{u^i}(\mathbf{x})] \, d\mathbf{x} \quad (2.19)$$

où  $\{\mathbf{u}^i\}$  est le vecteur colonne de l'amplitude des déplacements  $u_n^i$ . L'approche ne fonctionne que si l'incrément de déplacement  $\delta\mathbf{p}$  est petit, ce qui nécessite une étape d'initialisation, qui peut être faite par l'utilisation de procédures multi-échelles comme proposé dans [BHR06] : un premier calcul est fait sur les images en ayant effectué un moyennage des

pixels (binning) pour obtenir des “macro-pixels” et pouvoir ainsi estimer les grands déplacements, puis la taille de ces “macro-pixels” est successivement réduite, jusqu’à effectuer les calculs avec les images à la résolution initiale.

Un cas particulièrement intéressant de cette approche est de choisir de décomposer  $\mathbf{u}(\mathbf{x})$  sur une base de fonctions de formes éléments finis. Cela permet notamment d’utiliser un même maillage et une même description cinématique pour effectuer la mesure mais aussi un calcul numérique éventuel<sup>19</sup>. Dans ce cas particulier, le déplacement  $\mathbf{u}^e(\mathbf{x})$  dans l’élément  $\Omega_e$  est interpolé par les fonctions de formes scalaires  $N_n(\mathbf{x})$ , tel que :

$$\mathbf{u}^e(\mathbf{x}) = \sum_{n=1}^{n_e} \sum_{\alpha} u_{\alpha n}^e N_n(\mathbf{x}) \mathbf{e}_{\alpha} \quad (2.20)$$

avec  $n_e$  le nombre de nœuds et  $u_{\alpha n}^e$  les déplacements nodaux inconnus ( $\alpha = 1, 2$  est la dimension de l’espace), et la fonctionnelle à minimiser s’écrit :

$$\eta^2 = \sum_{\text{éléments}} \int_{\Omega_e} \left[ \sum_{\alpha, n} u_{\alpha n}^e N_n(\mathbf{x}) \nabla f(\mathbf{x}) \cdot \mathbf{e}_{\alpha} + f(\mathbf{x}) - g_{u^i}(\mathbf{x}) \right]^2 d\mathbf{x} \quad (2.21)$$

Le choix le plus simple est d’utiliser des éléments carrés à 4 nœuds linéaires avec un maillage structuré [BHR06]. Le système se résout comme on résout un problème éléments finis linéaire :

- calcul des matrices élémentaires dont les composantes font intervenir les fonctions de formes et les gradients de  $f(\mathbf{x})$  au carré (voir équation (2.18)).
- calcul du second membre qui fait intervenir  $g_{u^i}(\mathbf{x}) = g(\mathbf{x} + \mathbf{u}^i)$ , et donc nécessité d’interpoler le niveaux de gris de  $g$  aux pixels non-entiers, et de mettre  $\{\mathbf{b}^i\}$  à jour à chaque itération,
- assemblage avec la connectivité pour le calcul de  $[\mathbf{M}]$ , qui n’est effectué qu’une seule fois,
- résolution du système linéaire avec une méthode adaptée puisque la matrice est une matrice bande.

Il faut noter que le calcul des intégrales sur  $\Omega_e$  (matrice locale et second membre) n’est pas effectué par les méthodes traditionnelles de sommes discrètes aux points de Gauss, mais par une somme des pixels. L’élément  $\Omega_e$  peut être perçu, ici, comme la fenêtre de corrélation pour les méthodes de corrélation locales (*ZOI*). La résolution du système linéaire global permet de trouver l’ensemble des déplacements aux nœuds  $u_{\alpha n}^e$ , et par connaissance des fonctions de formes  $N_n(\mathbf{x})$ , le champ cinématique est *mesuré* en tout point de la *ROI* et est strictement continu. Des maillages non structurés ont également été proposés, par exemple avec des éléments triangulaires [HPRH09].

Sutton *et al.* [CSSM02] ont été les premiers à proposer une méthode globale dans laquelle la cinématique globale sur l’image était assurée par des B-spline<sup>20</sup>. Sun *et al.* [SPWS05] en 2005 et Hild et Roux [BHR06] en 2006 ont mis en œuvre l’approche par décomposition sur une base éléments finis, ensuite élargie aux éléments finis étendus [RHR08] pour gérer

<sup>19</sup>. Cela met aussi à disposition de cette méthode de mesure l’ensemble des développements liés aux méthodes éléments finis.

<sup>20</sup>. L’approche sera d’ailleurs reprise avec des NURBS plus tard par Réthoré *et al.* [RESC10].

les fissures, aux méthodes dites intégrés [HR06] couplant une mesure globale éléments finis avec le calcul éléments finis à des fins de régularisation mécanique ou d’identification mécanique, à la corrélation volumique [LPRH11], et volumique étendue [RTR<sup>+</sup>08], etc.

### Principe de la stéréo-corrélation d’images

La stéréo-corrélation d’images est une technique qui utilise les principes de la vision stéréoscopique, afin de reconstruire la surface d’un objet vu par deux caméras de deux points de vue différents, dans laquelle l’appariement est fait par corrélation d’images. Les trois problèmes à résoudre sont donc (i) le calibrage du capteur stéréoscopique, (ii) la mise en correspondance (appariement), et (iii) la reconstruction 3D par triangulation. Le calibrage d’un capteur stéréoscopique consiste à estimer (a) les paramètres de la transformation rigide qui existe entre les deux repères liés aux deux caméras (paramètres extrinsèques) et (b) les paramètres internes du modèle de caméra choisi, pour les deux caméras (paramètres intrinsèques). Les premiers travaux sont proposés à la fin des années 80 par Kahn-Jetter et Chu [KJC90] puis par l’équipe de Sutton en 1993 [LCSP93]. Dans notre groupe, l’activité de recherche en vision artificielle pour la métrologie 3D et la photomécanique s’est développée à la naissance du laboratoire sur les thèmes du calibrage géométrique de caméras<sup>21</sup> puis de la stéréo-corrélation [OGD97, OAH98, Gar01, GOP02, Ort02, Ort09].

En général, le modèle de caméra choisi est le modèle classique de projection perspective (*pin-hole*) [LCSP93, HMS96, SMHC00, Gar01, GOP02, SOS09]. Il exprime le fait que, pour une caméra, tout point  $M$  du repère du monde  $R_w$  se projette en  $m$  sur le plan rétinien (auquel on associe la matrice CCD et le repère  $R_s$ ) en passant par le centre optique  $C$  de la caméra défini comme le centre du repère caméra  $R_c$ . On peut exprimer les coordonnées de  $M$  dans le repère image, en définissant les transformations suivantes :

- une transformation de corps rigide  $\mathbf{T}$ , permettant de passer du repère du monde  $R_w$  au repère caméra  $R_c$ ,  $\tilde{\mathbf{M}} \cong \mathbf{T}\tilde{\mathbf{M}}$ <sup>22</sup>
- une projection-perspective  $\mathbf{P}$ , permettant de passer du repère caméra  $R_c$  au plan rétinien  $R_r$ ,  $\tilde{\mathbf{m}} \cong \mathbf{P}\tilde{\mathbf{M}}$
- une transformation affine  $\mathbf{A}$ , permettant de passer du repère du plan rétinien  $R_r$  au repère du plan image du capteur idéal  $R_s$ ,  $\tilde{\mathbf{m}} \cong \mathbf{A}\tilde{\mathbf{m}}$

Pour une caméra, le modèle de projection-perspective linéaire s’écrit donc  $\tilde{\mathbf{m}} \cong \mathbf{APT}\tilde{\mathbf{M}}$  ou bien pour simplifier,  $\tilde{\mathbf{m}} \cong \mathbf{KT}\tilde{\mathbf{M}}$ . La matrice  $\mathbf{K}$  fait intervenir les paramètres intrinsèques  $\mathbf{k}$  (4 au minimum, les distances focales et les coordonnées du centre du plan image) et la matrice  $\mathbf{T}$  les paramètres extrinsèques (6 en tout, 3 pour la rotation  $\mathbf{R}$  et 3 pour la translation  $\mathbf{t}$ ). Le modèle *pin-hole* ne permet pas de tenir compte d’éventuelles distorsions optiques, elles sont donc généralement prises en compte en modifiant la position du point sur le capteur idéal,  $m$ , par son point distordu  $\tilde{m} = m + \mathbf{D}(\mathbf{x}_s, \mathbf{d})$  où  $\mathbf{d}$  sont les paramètres de distorsion, les fonctions de distorsions étant écrites en fonction de  $\mathbf{x}_s$  position du point exprimée dans le capteur idéal [Gar01]. Classiquement au moins les distorsions radiales

---

21. Le calibrage radiométrique de caméras dans le proche infra-rouge et dans l’infra-rouge pour la mesure de champs de température est aussi une activité de recherche forte de notre groupe.

22. Écrit classiquement avec les coordonnées homogènes dans l’espace projectif et non dans l’espace Euclidien.

centrées sont prises en compte (jusqu’au degré 3, nécessaire pour les objectifs à courte focale). La relation entre  $\tilde{m}$  et  $M$  devient alors non-linéaire.

Une des méthodes la plus efficace pour identifier les paramètres de ce modèle non-linéaire de caméra est alors de le faire par optimisation non-linéaire d’un problème de type photogrammétrie (ajustement de faisceaux, *bundle adjustment*) [TMHF00]. Cela consiste à minimiser l’erreur de reprojection globale par rapport à l’ensemble de points 3D et des paramètres caméra, et se fait en deux étapes. Tout d’abord, on fait l’acquisition avec la caméra de  $n$  images d’une mire indéformable qui fournit des points 3D suffisamment connus pour pouvoir initialiser la méthode d’optimisation non-linéaire, et on extrait de ces  $n$  images les  $p$  points caractéristiques. Ensuite, on cherche à minimiser la distance entre les mesures  $\hat{m}_i^j$  ( $j$  fait référence aux positions des  $p$  points extraits dans chacune des  $n$  images,  $i$  fait référence à l’image en question) et la projection, dans les images par le modèle de caméra  $g(\mathbf{k}, \mathbf{d}, \mathbf{R}_i, \mathbf{t}_i, M_j)$  dont on cherche à trouver les paramètres  $\theta$ , des points 3D de l’objet de calibrage, suivant l’équation (2.22) :

$$\arg \min_{\theta} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^p \left\| \hat{m}_i^j - g(\mathbf{k}, \mathbf{d}, \mathbf{R}_i, \mathbf{t}_i, M_j) \right\|^2 \quad (2.22)$$

L’estimée initiale de ce problème de minimisation non-linéaire est donnée par les paramètres du modèle linéaire (sans distorsion) qui peuvent être estimés analytiquement.

Le calibrage d’un banc stéréoscopique se fait de la même manière. Le modèle de projection perspective donne le point dans le capteur de gauche  $\tilde{m}_g \cong \mathbf{K}_g \mathbf{T}_g \tilde{M}$ , ainsi que dans le capteur droit  $\tilde{m}_d \cong \mathbf{K}_d \mathbf{T}_d \tilde{M} \cong \mathbf{K}_d \mathbf{T}_s \mathbf{T}_g \tilde{M}$ ,  $\mathbf{T}_s$  étant la transformation entre les deux repères des caméras gauche et droite. D’autre part, les paramètres intrinsèques étant  $\theta_g = (\mathbf{k}_g, \mathbf{d}_g)$  et  $\theta_d = (\mathbf{k}_d, \mathbf{d}_d)$  respectivement pour la caméra gauche et droite, il est possible de trouver l’ensemble des paramètres pour le banc stéréoscopique de manière globale, par minimisation du problème donné par l’équation suivante :

$$\arg \min_{\theta} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^p [\delta_g(i, j) + \delta_d(i, j)] \quad (2.23)$$

avec  $\delta_g(i, j) = \left\| \hat{m}_{g_i}^j - f(\mathbf{k}_g, \mathbf{d}_g, \mathbf{R}_i, \mathbf{t}_i, M_j) \right\|^2$   
avec  $\delta_d(i, j) = \left\| \hat{m}_{d_i}^j - g(\mathbf{k}_d, \mathbf{d}_d, \mathbf{R}_i, \mathbf{t}_i, R_s, T_s, M_j) \right\|^2$   
et  $\theta = (\mathbf{k}_g, \mathbf{k}_d, \mathbf{d}_g, \mathbf{d}_d, \mathbf{R}_{1\dots n}, \mathbf{t}_{1\dots n}, R_s, T_s, M_{1\dots p})$

La résolution de ce problème d’optimisation fait appel à des méthodes adaptées de type Gauss-Newton ou descente de gradients (Levenberg-Marquardt).

Le problème d’appariement entre les images stéréoscopiques est réalisé par méthode de corrélation d’images présentée au paragraphe précédent, en considérant *a minima* une transformation (locale) d’ordre 1 pour tenir compte au mieux de la projection de l’objet

dans les images<sup>23</sup>. Il est souhaitable de tenir compte de la contrainte épipolaire<sup>24</sup>, connue une fois le banc calibré, lors de l’appariement des points par corrélation, par exemple en forçant les points de l’image de droite à être à une distance minimale de la droite épipolaire dans l’image droite. Il est possible aussi, pour éviter les mauvais appariements et pour accélérer la vitesse de traitement, de rectifier les images de telle sorte que les droites épipolaires soient horizontales (les deux épipoles sont à l’infini). La recherche est alors simplifiée autour d’une ligne de pixels horizontale.

Une fois les points appariés, la reconstruction 3D se fait classiquement de deux manières :

- (a) dans le cas où le modèle considéré est linéaire (sans distorsion), les deux équations  $\tilde{m}_g \cong \mathbf{K}_g \mathbf{T}_g \tilde{M}$  et  $\tilde{m}_d \cong \mathbf{K}_d \mathbf{T}_d \tilde{M}$  (reconstruction dans  $R_w$ ) aboutissent à un système surdéterminé de 4 équations à 3 inconnues (les coordonnées de  $M$ ) de la forme  $\mathbf{A} \mathbf{M} = \mathbf{b}$  qui est traditionnellement résolu par la méthode de la pseudo-inverse  $\mathbf{M} = \left[ (\mathbf{A}^T \mathbf{A})^{-1} \mathbf{A}^T \right] \mathbf{b}$ .
- (b) par optimisation non-linéaire d’ajustement de faisceaux, en minimisant l’erreur de re-projection globale par rapport à l’ensemble de points 3D à reconstruire et des paramètres caméra, donnée par l’équation (2.24) :

$$\arg \min_M \left\{ \|m_g^{extrait} - m_g^{estim}\|^2 + \|m_d^{extrait} - m_d^{estim}\|^2 \right\} \quad (2.24)$$

- si le modèle est linéaire,  $\tilde{m}_g^{estim} \cong \mathbf{K}_g \mathbf{T}_g \tilde{M}$  et  $\tilde{m}_d^{estim} \cong \mathbf{K}_d \mathbf{T}_d \tilde{M}$ ,
- si le modèle est non-linéaire (e.g. avec distorsion),  $m_g^{estim} = f(\mathbf{k}_g, \mathbf{d}_g, \mathbf{T}_g, M)$  et  $m_d^{estim} = f(\mathbf{k}_d, \mathbf{d}_d, \mathbf{T}_d, M)$ , connus puisque le capteur stéréoscopique est calibré<sup>25</sup>.

En général, la reconstruction s’effectue dans le repère de la caméra gauche, soit  $\mathbf{T}_g = \mathbf{I} \mathbf{d}$  et  $\mathbf{T}_d = \mathbf{T}_s$ . Une fois la forme 3D de l’objet reconstruite, l’appariement avec les images déformées (appariement temporel ou *tracking*) se fait bien entendu aussi par corrélation d’images. Afin de ne pas engendrer d’erreurs supplémentaires dues aux interpolations sur les images, le calcul se fait à partir de points aux pixels entiers de l’image de référence de gauche  $I_0^g$ , la corrélation se faisant ensuite entre  $I_0^g$  et  $I_0^d$  au temps  $t_0$  (calcul de la forme initiale  $M_0$  de l’objet), puis entre  $I_0^g$  et  $I_1^g$ , et  $I_0^g$  et  $I_1^d$  au temps  $t_1$  (calcul de la forme de l’objet  $M_1$  et du champ de déplacement  $U_1$ ), successivement, jusqu’au temps  $t_n$  où la corrélation d’images se fait entre  $I_0^g$  et  $I_n^g$  puis  $I_0^g$  et  $I_n^d$  (calcul de la forme de l’objet  $M_n$  et du champ de déplacement  $U_n$ ). Cela nécessite des algorithmes de corrélation d’images très robustes lorsqu’il y a beaucoup de déformation physique de l’objet et que l’angle de vergence est important. Si cela ne fonctionne pas, il est possible de faire de la corrélation incrémentale ( $I_0 \rightarrow I_1, I_1 \rightarrow I_2, \dots, I_{n-1} \rightarrow I_n$ ), plus robuste, mais qui additionne les erreurs (utilisé pour initialiser l’appariement).

---

23. En réalité, sans considérer aucune déformation physique du mouchetis, la projection d’un simple plan sur le plan rétinien de la caméra est une application projective (homographie de plan), qui ne peut être modélisée par une transformation affine [Har10]. Il en résultera donc, pour une transformation affine, toujours un biais (même sans aucune déformation) d’autant plus important que l’angle de vergence et la taille de la fenêtre de corrélation sont grands.

24. La contrainte épipolaire est une contrainte géométrique entre les différentes images du même objet, prises de différents points d’observation. Elle permet notamment à partir de deux images provenant d’un banc stéréoscopique calibré, de construire deux droites épipolaires, définies comme l’intersection des plans images des caméras avec tous les plans contenant les centres optiques des caméras et un point 3D quelconque (plans épipolaires). Deux stéréo-correspondants se situent donc sur les droites épipolaires [HZ04].

25. En général les paramètres de calibrage sont aussi ré-estimés dans la minimisation globale.

Le calcul des déformations de surface est effectué *a posteriori* par exemple par dérivation d’une fonction bi-quadratique (ou bi-linéaire) approximant le champ de déplacements sur un voisinage de points corrélés. Les calculs sont effectués dans un système de coordonnées local (tangent localement à la surface non déformée de ce voisinage) obtenue par approximation aux moindres carrés de cette surface.

D’un point de vue pratique, la mise en œuvre de la méthode de stéréo-corrélation ajoute quelques difficultés supplémentaires par rapport à la corrélation 2D puisqu’il faut s’assurer que :

- la synchronisation temporelle des caméras est suffisante,
- la profondeur de champ est compatible avec le hors-plan attendu,
- la surface de l’objet reste lambertienne (la lumière reflétée est indépendante de la direction d’observation).

### 2.2.2.2 Estimation des erreurs de mesure en corrélation 2D

La corrélation d’images souffre d’un inconvénient majeur (notamment par rapport à la technique bien établie de mesure de déformations par jauges électriques) : la chaîne de mesure implique un grand nombre de composants, chacun introduisant ses propres erreurs. En effet, les erreurs de mesure par corrélation d’images dépendent fortement de la qualité du système imageur, des caractéristiques de l’image (du mouchetis), de l’algorithme de corrélation d’images et des choix faits pour ses paramètres.

On peut considérer que les sources conduisant à des erreurs systématiques (biais) en corrélation d’images sont les suivantes [SOS09] :

1. biais dû à une fonction de forme ne pouvant pas décrire correctement la déformation sous-jacente de l’image (e.g., biais intrinsèque en stéréo-corrélation si une fonction de forme affine est utilisée), minimisés par exemple en réduisant la taille de la fenêtre de corrélation [SS02][9] ;
2. biais dû à l’interpolation d’image dans l’algorithme de corrélation (intrinsèquement imparfaite). D’après [WSBS09], le biais est introduit par des erreurs de phase, c’est-à-dire de position, et qui donne les classiques courbes en S (évolution en sinus de l’erreur systématique en fonction de la position sous-pixel), et par des erreurs en amplitude lorsqu’il y a du bruit d’image important ;
3. biais induit par le bruit d’image (bruit de quantification, bruit de lecture, bruit de courant d’obscurité, bruit de photons, smearing, blooming, etc.). Même si le bruit d’image est aléatoire, le bruit sur le déplacement ne l’est généralement pas ;
4. biais dû à l’aliasing (crénelage) lorsque le contenu haute fréquence du mouchetis ne peut pas être représenté par la résolution du pixel de l’image. On peut le corriger en agrandissant le mouchetis, ou en utilisant un filtre passe-bas, au détriment de la résolution spatiale.
5. biais dû aux erreurs d’étalonnage (par exemple, distorsion de l’image non ou mal prise en compte) ;
6. biais dû à des contaminations sur l’image (par exemple, poussière sur le capteur) et à d’autres facteurs externes (par exemple, dégradation du mouchetis, changements d’éclai-

rage, reflets spéculaires, etc.)

Les deux premiers points sont exclusivement liés à l’algorithme de corrélation, le troisième aux imageurs, et les derniers à la manipulation et aux soins à apporter lors des expérimentations.

Les erreurs aléatoires proviennent surtout des fluctuations spatiales du bruit d’image (point 3.) et bien évidemment de la manière dont ce dernier est traité par les points 1. et 2., ainsi que de l’information que contiennent les images (gradients de niveaux de gris).

Bien qu’une littérature très abondante existe sur la corrélation d’images, ses différentes formulations et ses applications, assez peu proposent une étude systématique de ses performances métrologiques<sup>26</sup>. Plusieurs approches sont cependant rapportées dans la littérature. La première façon, et la plus naturelle, consiste à comparer les mesures par corrélation d’images, soit à d’autres mesures mettant en œuvre des expériences avec des tables micrométriques permettant des mouvements de corps rigide (e.g. translations, rotations, mouvements hors-plan), parfois des déformations homogènes [CRSP85, BMSP89, CS97, HB08], voire à des déplacements théoriques relatifs à une expérience [SWPM83]. Certains tentent aussi de développer des montages expérimentaux spécifiques *calibrés* afin d’obtenir un champ de déformation contrôlé [PHB<sup>+</sup>07]. Bien que cette approche englobe toute la chaîne de mesure (caméra, mouchetis, conditions d’éclairage, bruits divers, etc.), il est très difficile (i) de maîtriser parfaitement les conditions expérimentales (e.g. déplacement dans le plan, champ de déformation contrôlé, etc.) et (ii) d’assurer que la résolution du moyen de mesure concurrent soit d’au moins un ou deux ordres de grandeur supérieurs à celle provenant de la corrélation d’images. Puisque la vérité terrain ne peut être connue exactement, cette approche nous semble à éviter.

Une approche plus appropriée consiste à considérer une image réelle d’une expérience réelle (qui comprend ainsi toutes les caractéristiques du mouchetis et de l’expérience) et de lui imposer numériquement un champ de déplacement (ou de déformation) connu. Cette approche a largement été utilisée, principalement pour imposer des translations sous-pixel de solide rigide permettant d’obtenir la classique “courbe en S”, 1-pixel périodique, de l’erreur systématique [SMJB88, CS97, SBS00]. La transformation peut être générée dans le domaine fréquentiel par transformée de Fourier [RH06, PLX10] ou dans le domaine spatial en appliquant une méthode d’interpolation d’image [LSB<sup>+</sup>06, KA08, LCC<sup>+</sup>09]. Par exemple, il est proposé dans [WLC<sup>+</sup>12] des images d’états de déformation hétérogènes réalistes obtenues à l’aide de simulations éléments finis reproduisant un essai mécanique, et nécessitant une double interpolation (ici bi-linéaire) : le champ des déplacements nodaux est d’abord interpolé aux positions pixels de l’image de référence, puis pour l’image déformée les niveaux de gris aux positions pixels entières sont obtenus par interpolation des images non-entières<sup>27</sup>. Bien évidemment, il n’est jamais assuré que la méthode d’interpolation utilisée ne génère pas, elle-aussi, des erreurs. Reu [Reu11] a notamment montré récemment

---

26. Les études collaboratives effectuées par le GT1 “Métrologie” du GDR CNRS 2519 visent à contribuer à cette question et à proposer des procédures génériques pour évaluer les erreurs de mesure, notamment en corrélation d’images.

27. Les auteurs indiquent d’ailleurs que cette procédure d’interpolation peut introduire des erreurs supplémentaires, qui sont très réduites si le maillage éléments finis est assez fin, mais que la procédure n’assure pas *in fine* une estimation de l’erreur absolue.

que la translation numérique d’images (au moins par la transformée de Fourier) a un impact sur l’efficacité du “filtrage” que provoque la procédure d’interpolation d’image de certains algorithmes de corrélation : les résultats dépendent de l’interpolation utilisée pour construire les images, certes, mais aussi de possible concordance avec l’interpolation utilisée dans le logiciel de corrélation<sup>28</sup>. Bien que les images obtenues à partir d’expériences réelles soient représentatives, le contrôle de leurs caractéristiques (histogramme, taille des taches, contenu spectral, gradients, etc.) est difficile. C’est pourquoi certains auteurs déplacent ou déforment numériquement par interpolation (dans Fourier) des images de synthèse mieux contrôlées [SBS00]. Cela n’enlève pas les éventuelles erreurs supplémentaires ajoutées par la procédure de déplacement/déformation numérique qu’on ne peut séparer des erreurs sur la mesure elle-même. Afin d’éviter cela, il est nécessaire de créer des images de synthèse qui sont déplacées ou déformées avec des algorithmes ne nécessitant aucun processus d’interpolation. Ceci est en général obtenu par des algorithmes qui imitent le plus fidèlement possible le processus de génération d’images produite par une caméra, en échantillonnant une fonction de bruit analytique sur une grille dont l’espacement régulier correspond au détecteur matriciel (CCD). L’image transformée est simplement obtenue par l’échantillonnage de la transformation de cette fonction analytique de bruit. L’inconvénient de cette approche vient de la difficulté à définir une fonction de bruit qui puisse produire une image d’un mouchetis réaliste. Watrresse *et al.* [WCMNG01] et Zhou et Goodson [ZG01] ont proposé une fonction analytique calculée comme la somme de taches gaussiennes pour tester leurs codes de corrélation d’images respectifs. Ce genre d’images de synthèse a également été exploité plus récemment par exemple dans [PLX10, SXV<sup>+</sup>11]. Un générateur d’images de mouchetis synthétiques, *Texgen*, basé sur une modification du bruit de Perlin a été développé au laboratoire par Garcia [Gar01][35] et sera détaillé plus loin. Enfin, dans le cas où seules des images de translation de solide rigide sont nécessaires, il est possible de créer artificiellement des images avec des déplacements sous-pixel par regroupement de pixels (binning) à partir d’une seule image ultra-haute résolution, soit de synthèse [DBC99], ou soit réelle en utilisant une caméra numérique haute résolution [Reu11].

Sur cette thématique, nos premiers travaux ont consisté à caractériser le bruit et à analyser la texture des images, pour en comprendre l’influence sur les erreurs du déplacement estimés par corrélation d’images, en même temps qu’analyser l’influence des paramètres du logiciel de corrélation que nous utilisons (Vic-2D [Vs10]). Bien que nous ayons mené des travaux préliminaires au laboratoire, les travaux présentés ci-dessous se sont déroulés en général dans le cadre des travaux proposés par le GT1 “métrologie” du GDR CNRS 2519. Nous utilisons donc des images synthétiques créées par *Texgen* [35]. Ce logiciel a été développé pour produire des mouchetis synthétiques maîtrisés permettant de limiter l’introduction d’un biais provenant des interpolations d’images. Un bruit de Perlin cohérent mo-

---

28. Nous avons aussi montré cela récemment dans des travaux menés au sein du GT1 du GDR CNRS 2519 [56]. À partir d’images synthétiques translattées notamment par différents schémas d’interpolations d’images et traitées par un logiciel spécifique intégrant ces mêmes schémas d’interpolations, nous avons montré que lorsque la corrélation s’effectuait dans le sens direct (c’est-à-dire image initiale = image non-déformée, et image finale = image déformée), les erreurs dépendent de la combinaison des schémas d’interpolation utilisés pour générer les images translattées et pour traiter les images. Si l’on impose que la corrélation s’effectue dans le sens réciproque (c’est-à-dire image initiale = image déformée, et image finale = image non-déformée), l’erreur systématique s’annule totalement sauf pour l’interpolation par Fourier. Les erreurs sont donc liées aux hypothèses sous-jacentes prises pour générer les images de synthèse et non entièrement représentatives du comportement réel du logiciel de corrélation.



difié [Per85] est utilisé pour générer une fonction de bruit continue  $t = noise(\mathbf{x})$ ,  $\mathbf{x} \in \mathcal{R}^2$ . Des transformations sont appliquées à cette fonction  $noise$  pour la modifier (type de texture, histogramme, etc.). L’image proprement dite est générée par mapping photométrique et numérisation en 8 bits de la fonction  $noise$  calculée pour chaque pixel de l’image. L’intégration de la fonction de bruit sur le domaine d’un pixel (équivalent à la zone photosensible d’un élément de CCD) se fait avec sur-échantillonnage (pour éviter l’aliasing) et éventuellement un facteur de remplissage. L’image du mouchetis de référence, représentée par la fonction de niveau de gris  $I_r(\mathbf{x})$  est donc d’abord générée. L’image du mouchetis déformé est ensuite construite. Elle est représentée par une fonction de niveau de gris  $I_d(\mathbf{x})$  continue à laquelle on a appliqué une transformation donnée  $\Phi(\mathbf{x})$  qui conserve le flot optique et donc telle que  $I_d(\mathbf{x}) = I_r(\Phi^{-1}(\mathbf{x}))$  avec  $\Phi(\mathbf{x}) = \mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x})$ .  $\Phi$  est donc appliquée à la fonction de bruit continue et non pas aux valeurs discrètes des niveaux de gris des pixels de l’image de référence. Ce mouchetis déformé continu est enfin projeté par mapping photométrique et numérisé pour former l’image déformée [35].

Pour corrélérer les images, nous utilisons le logiciel commercial Vic-2D [Vs10]. Ce logiciel est basé sur la minimisation d’un critère de corrélation avec l’approche locale. Nous choisissons toujours d’utiliser le critère normé centré  $C_{ZNSSD}$  (donnant d’ailleurs les mêmes résultats que le critère  $C_{SSD}$  pour les images synthétiques dont la brillance et le contraste sont gardés constants), avec une transformation locale de fenêtre soit constante, soit affine ou soit quadratique, et une méthode d’interpolation d’images par polynômes bi-cubiques ou par B-spline quintiques. Les trois autres paramètres à choisir sont la taille de la fenêtre de corrélation  $d$ , le pas de la grille des points corrélés  $p$ , et le nombre de points corrélés  $n_c$  dans le domaine servant pour le calcul des déformations (jauge optique)<sup>29</sup>. La taille de la fenêtre  $d$  définit la résolution spatiale en déplacement. Le nombre de points corrélés  $n_c$  et le pas  $p$  donnent la taille  $N \times N$  (en px) de la surface de la jauge optique carrée,  $N \approx (n_c - 1) \times p$  (en px) où  $N/g$  (en mm,  $g$  étant le facteur de grandissement) définit la résolution spatiale en déformation<sup>30</sup>.

Pour l’analyse des textures des images, une application a été développée sous Matlab, à l’origine lors du stage de T. Topaurau en 2005. Elle permet notamment d’estimer le rayon moyen  $r$  des taches d’un mouchetis (calculé ici par le rayon du cercle à 50% du pic d’auto-corrélation) et sa dispersion spatiale, l’histogramme, les gradients de niveaux de gris moyens, ainsi qu’un certain nombre d’autres paramètres statistiques (comme l’entropie, permettant de caractériser le degré de granularité de l’image, et d’autres paramètres liés à l’homogénéité de la texture).

L’estimation des erreurs de mesure des déplacements est effectuée de la manière suivante : les déplacements  $U_i^{mes}$  calculés par corrélation d’images sont comparés aux déplacements imposés  $U_i^{imp}$  en tout les  $n$  points corrélés dans la *ROI*. On définit alors les écarts par :

$$\Delta U_i = U_i^{mes} - U_i^{imp} \quad (2.25)$$

Ces écarts sont analysés de manière statistique en terme :

---

29. Les déformations sont calculées par dérivation d’une approximation affine sur cette zone carrée de  $n_c \times n_c$  points du champ de déplacements.

30. En toute rigueur, la résolution spatiale en déformation est égale à  $(n_c - 1) \times p + d - 1$  px.

- d’erreur aléatoire  $\sigma_u$  (incertitude-type [GUM95]), qui est évaluée par l’écart-type des écarts, défini par l’équation (2.26)

$$\sigma_u = \sqrt{\frac{1}{n(n-1)} \left( n \sum_{i=1}^n (\Delta U_i)^2 - \left[ \sum_{i=1}^n \Delta U_i \right]^2 \right)} \quad (2.26)$$

- d’erreur systématique (ou biais)  $B_u$  qui est évaluée par la moyenne arithmétique des écarts, définie par l’équation (2.27)

$$B_u = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \Delta U_i \quad (2.27)$$

- d’erreur RMS (racine carrée de l’erreur quadratique moyenne), définie par l’équation (2.28)

$$RMS_G = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (\Delta U_i)^2} = \sqrt{\frac{n-1}{n} (\sigma_u)^2 + (B_u)^2} \quad (2.28)$$

### Estimation d’erreurs par translation d’images

De manière classique, nous avons donc travaillé en premier lieu avec des images synthétiques issues de *Texgen* et simplement translatées de  $U_{imp}$  entre 0 et 1 pixel, en évaluant l’erreur aléatoire  $\sigma_u$  (Équation (2.26)) et le biais  $B_u$  (Équation (2.27)), et en faisant varier les paramètres relatifs :

- aux images : taille moyenne des taches (petite  $r = r_0/2$ , moyenne  $r = r_0$ , grandes  $r = 2 r_0$  avec  $r_0 \approx 1,9$  px, voir tableau 2.2), bruit d’image de type gaussien d’écart-type  $\sigma_n = \{0; 2; 4; 8; 16\}$  niveaux de gris<sup>31</sup> (voir Figure 2.2) ;
- au traitement par corrélation : taille de la fenêtre  $d = \{7; 15; 31\}$  px, transformation locale de la fenêtre (constante, affine ou quadratique), et schéma d’interpolation d’image (polynômes bi-cubiques (p3) ou B-spline bi-quintiques (s5)). Le pas est choisi tel que  $p = d$  sans chevauchement, assurant ainsi l’indépendance statistique des mesures.

On s’intéresse tout d’abord à l’évolution des erreurs en fonction du déplacement imposé, Figures 2.3 et 2.4, pour des images de mouchetis de taille moyenne  $r = r_0$ , avec transformation locale de la fenêtre constante et interpolation d’image par B-spline bi-quintiques (s5). On montre par ailleurs que la transformation de la fenêtre n’intervient pas à ce niveau, puisque tous les modèles de transformation peuvent *a minima* modéliser la translation des images<sup>32</sup>.

On déduit de la figure 2.3 la dépendance nette du biais vis-à-vis du bruit et son indépendance par rapport à  $d$ . On peut montrer aussi que la forme en S mais surtout son amplitude dépendent du schéma d’interpolation d’image.

31. Pour des images sans bruit ajouté, le niveau de bruit réel est de 0,4 niveaux de gris, correspondant au bruit de quantification en 8 bits [Ami05].

32. En réalité les résultats sont légèrement moins bons lorsqu’on utilise une transformation plus riche – mais inutile dans ce cas – à cause des difficultés supplémentaires liées à l’optimisation car les paramètres sont plus nombreux.

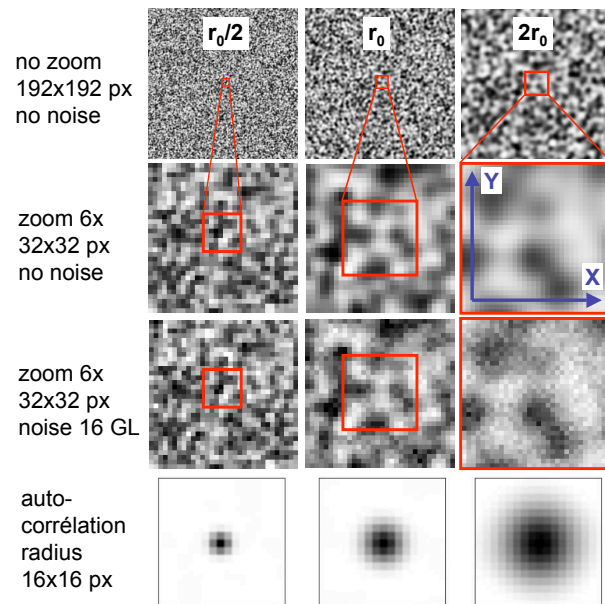


FIGURE 2.2 – Illustration de la nature de la texture des images synthétiques, rayons d'auto-corrélation et bruit.

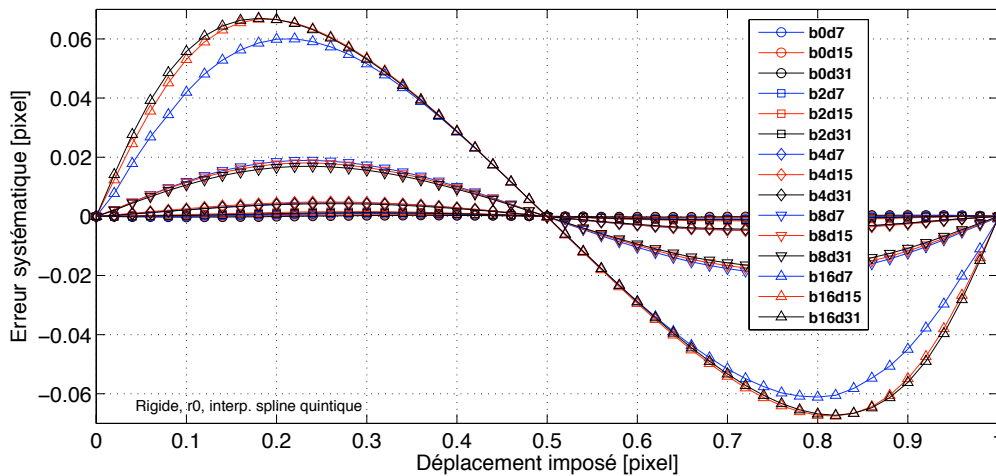


FIGURE 2.3 – Erreur systématique  $B_u$  en fonction du déplacement imposé, pour différentes valeurs de bruit notées (b) et de taille de fenêtre (d).

Sur la figure 2.4, l'erreur aléatoire  $\sigma_u$  présente, elle-aussi, une nette dépendance vis-à-vis du bruit, mais aussi vis-à-vis de la taille de la fenêtre (erreur proportionnelle à  $1/d$ ).  $\sigma_u$  est approximativement indépendante du déplacement imposé sauf lorsque le bruit devient grand (apparition de lobes à proximité des valeurs entières de déplacement). Nous avons montré, au sein du GT1 du GDR CNRS 2519, que cela est dû à la non-unicité des solutions du critère au voisinage de 0 (1-périodique) car le critère n'est pas parabolique avec un minimum en zéro : il y a en réalité deux solutions  $-a$  et  $+a$  équiprobables, l'écart-type étant donc égal à  $a$  (voir aussi [SOS09]).

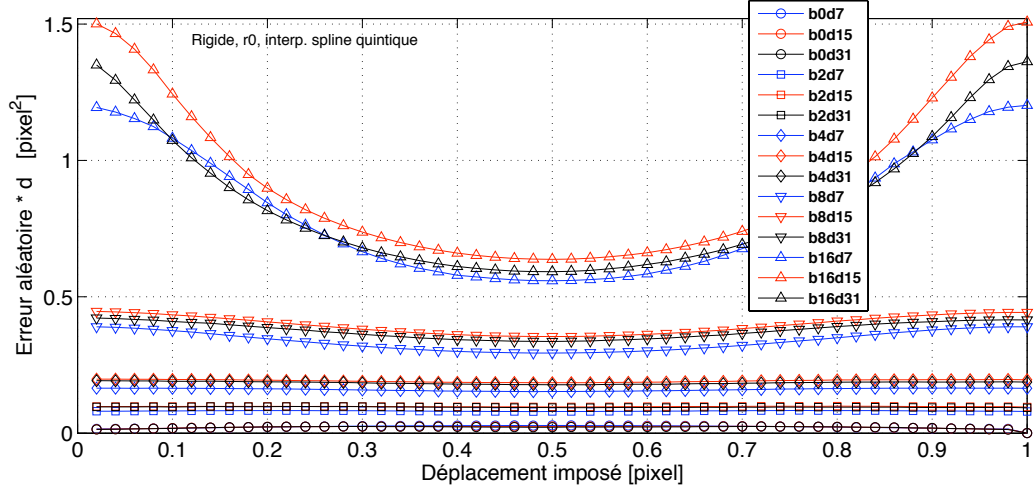


FIGURE 2.4 – Erreur aléatoire  $\sigma_u$  multipliée par la taille de la fenêtre de corrélation  $d$ , en fonction du déplacement imposé, pour différentes valeurs de bruit ( $b$ ) et de taille de fenêtre ( $d$ ).

L’analyse des courbes des erreurs systématiques et aléatoires peut alors se faire simplement en évaluant, d’une part, l’amplitude maximale du biais (Figure 2.5(a)) et, d’autre part, la valeur de l’erreur aléatoire pour un déplacement imposé de 0,5 px (Figure 2.5(b)) [47].

La figure 2.5 amène les commentaires suivants, tout d’abord concernant le biais (Figure 2.5(a)) :

- $B_u$  évolue de manière non-linéaire (approximativement quadratiquement) avec l’écart-type du bruit dans l’image, sauf pour  $d$  et  $r$  petit. En effet, dans ce cas la texture ressemble à l’image d’un bruit puisque la longueur de corrélation est faible, inférieur au pixel,
- pour une même interpolation, le biais est indépendant de  $d$  (courbes [r0 s5]),
- le biais augmente avec la taille  $r$  de la texture et donc avec le gradient moyen de l’image,
- le biais diminue lorsque le degré d’interpolation d’image augmente [SBS00] (courbes [r0 s5] et [r0 p3]).

Concernant l’erreur aléatoire pour un déplacement d’image de 0,5 px (Figure 2.5(b)), on observe sur que :

- $\sigma_u$  évolue de manière quasi-linéaire avec l’écart-type du bruit dans l’image (sauf pour  $d$  et  $r$  petit, pour les mêmes raisons qu’exposé précédemment),
- comme vu sur la figure 2.4,  $\sigma_u$  est proportionnelle à  $1/d$ . En effet, en traçant  $\sigma_u d$  en fonction de  $\sigma_n$  pour les trois tailles de fenêtre, on obtient une courbe maîtresse de pente moyenne  $0,0366 \text{ px}^2 \cdot \text{ng}^{-1}$ .
- les pentes des droites à  $r/d$  constant sont assez proches,  $0,0029 \text{ px} \cdot \text{ng}^{-1}$  (sans tenir compte des résultats à faible bruit),  $0,0026 \text{ px} \cdot \text{ng}^{-1}$  et  $0,0020 \text{ px} \cdot \text{ng}^{-1}$  respectivement pour [r0/2 d7], [r0 d15] et [2r0 d31],
- $\sigma_u$  est indépendant de l’interpolation d’image (courbes [r0 p15 s5] et [r0 p15 p3] superposées),

D’après [RH06, WSBS09], l’erreur aléatoire du déplacement due exclusivement à un bruit

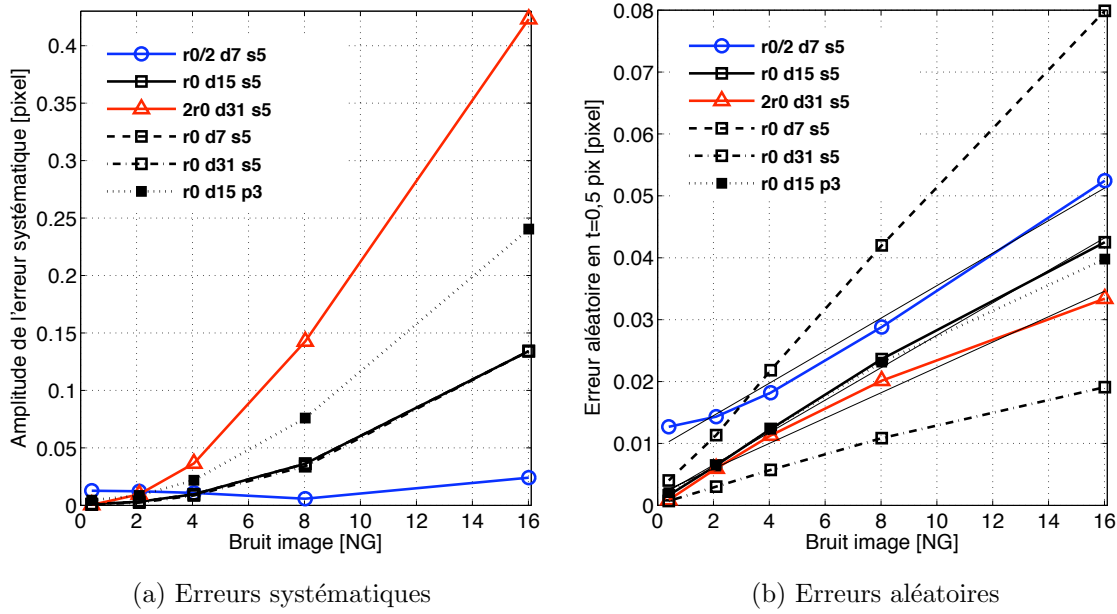


FIGURE 2.5 – Évolution de l'amplitude du biais (a) et de l'erreur aléatoire pour un déplacement imposé de 0,5 px (b) en fonction du niveau de bruit dans l'image, pour différentes valeurs de taille de tache ( $r$ ), de fenêtre ( $d$ ) et de schéma d'interpolation d'image ( $s$  et  $p$ ).

d'écart-type  $\sigma_n$  présent dans les images s'écrit :

$$\sigma_u^{th} \propto \frac{\sigma_n}{d\sqrt{\langle \nabla f^2 \rangle}} \quad (2.29)$$

où  $\langle \nabla f^2 \rangle$  est la valeur moyenne sur la fenêtre de corrélation, des carrés des gradients de  $f$ . L'expression (2.29) est déduite de la propagation d'un bruit d'image dans l'expression analytique de la minimisation du critère  $C_{SSD}$ , et est basée sur deux hypothèses principales : reconstruction parfaite des images  $f(\mathbf{x})$  et  $g(\mathbf{x})$  quelle que soit la position  $\mathbf{x}$  (flot optique parfaitement conservé), et modèle statistique de bruit d'image (moyenne nulle avec bruit blanc uniforme d'écart-type  $\sigma_n$ ). Dans ce cas, l'erreur systématique est nulle. Wang *et al.* [WSBS09] ont étendu cette approche à des situations un peu plus réalistes en introduisant des schémas d'interpolation polynomiaux des niveaux de gris (linéaire et cubique) dans l'expression analytique de l'erreur de déplacement, et pour une fenêtre de corrélation donnée (c'est-à-dire une seule situation de distribution de niveau de gris)<sup>33</sup>. L'erreur systématique est calculée par l'espérance de l'erreur de déplacement sur l'ensemble des réalisations de bruit, et l'erreur aléatoire par sa variance. Dans le cas d'une reconstruction imparfaite avec interpolation des niveaux de gris, l'erreur aléatoire a la même expression que l'équation (2.29), mais l'erreur systématique n'est pas nulle et a pour expression :

$$B_u^{th} = -\frac{\langle h(\tau)\nabla f \rangle}{\langle \nabla f^2 \rangle} + \varrho(\tau) \frac{\sigma_n^2}{\langle \nabla f^2 \rangle} \quad (2.30)$$

33. Il convient de souligner que cette façon de définir l'erreur systématique diffère des approches classiques où celle-ci est évaluée pour toutes les positions des fenêtres de corrélation dans l'image, chacune comportant donc des distributions de bruit aléatoires et de niveaux de gris différents.

La première partie de l’équation (2.30) est indépendante du bruit et dépendante de la partie fractionnaire  $\tau$  du déplacement imposé ( $h(\tau)$  est le résidu du niveau de gris à l’optimum de corrélation), on l’appelle l’erreur d’interpolation. La deuxième partie présente une dépendance quadratique avec le bruit de pente  $\rho(\tau)/\langle \nabla f^2 \rangle$ . La fonction  $\rho(\tau)$  dépend du schéma d’interpolation choisi et est égale à  $1 - 2\tau$  dans le cas d’une interpolation linéaire.

Si l’on compare les courbes expérimentales présentées figure 2.3, dont les allures sont comparables quels que soient les schémas d’interpolation d’images que nous avons utilisés, avec le modèle de l’équation (2.30), on constate que pour un faible bruit d’image, la composante (en erreur systématique) d’erreur d’interpolation est prépondérante et correspond bien à une erreur en sinus en fonction du déplacement sub-pixel, indépendante de  $d$ . A fort bruit, le deuxième terme de l’équation (2.30) devient prépondérant et suggère d’obtenir (au moins pour une interpolation linéaire) une erreur systématique symétrique en 0,5, maximum positive en 0 et négative en 1 et à peu près linéaire décroissante de pente  $-\sigma_n^2/2\langle \nabla f^2 \rangle$  passant par 0 en 0,5 pixel. Dans ce cas le modèle ne peut pas décrire correctement la courbe expérimentale au voisinage des déplacements de pixels entiers (0 et 1). Nous avons en effet montré, au sein du GT1 du GDR CNRS 2519 comme vu précédemment, que la forme du critère au voisinage de zéro n’est pas parabolique avec un minimum en zéro, et que l’existence des deux solutions  $-a$  et  $+a$  équiprobables impose une erreur systématique exactement nulle en 0 et en 1 pixel quelque soit le bruit d’image, ce qui est bien observé sur la figure 2.3.

D’autre part, dans tous les cas, l’erreur aléatoire théorique (Eq. (2.29)) est indépendante du déplacement imposé, ce qui n’est pas non plus observé sur la figure 2.4 dès lors que le bruit est important. Comme souligné plus haut, on sort ici des hypothèses du modèle. Par contre, lorsque le modèle est valide (e.g. pour  $\tau = 0,5$  px), on peut comparer nos résultats avec l’expression (2.29). Le tableau 2.2 rapporte l’ensemble des résultats obtenus avec le logiciel Vic-2D, y compris pour des images sur lesquelles est appliqué un filtre passe-bas (cas notés [f3] et [f5]) dont nous parlerons dans la suite.

texture	[r0/2 f0]	[r0 f0]	[2r0 f0]	[r0/2 f3]	[r0 f3]	[2r0 f3]	[r0 f5]
d (px)	7	15	31	7	15	31	15
r (px)	0,96	1,87	3,56	1,33	2,08	3,69	2,42
$\sqrt{\langle \nabla f^2 \rangle}$ (ng.px <sup>-1</sup> )	40,7	27,3	14,9	17,8	20,0	13,7	12,3
$d\sqrt{\langle \nabla f^2 \rangle}$ (ng)	285	410	462	125	300	425	185
(pente) <sup>-1</sup> (ng)	347	382	488	190	315	360	225

TABLE 2.2 – Bilan de l’ensemble des résultats des analyses des courbes d’erreur aléatoire pour un déplacement imposé de 0,5 px.

Pour la courbe maîtresse obtenue en traçant  $\sigma_u d$  en fonction de  $\sigma_n$  pour les trois tailles de fenêtre, inverser la pente de 0,0366 px.ng<sup>-1</sup> permet d’estimer le terme de gradient  $\sqrt{\langle \nabla f^2 \rangle}$  à 27 ng.px<sup>-1</sup> ce qui est égal à la valeur estimée à partir des images (tableau 2.2 pour [r0 f0]). Pour les autres tailles d’images non filtrées à ratio  $r/d$  constant, on retrouve aussi approxi-

mativement l’inverse des pentes des courbes de la figure 2.5(b) à partir de l’estimation du gradient moyen des images (les ordres de grandeur sont clairement conservés).

Il peut être intéressant d’appliquer *a priori* un filtre passe-bas aux images pour diminuer le bruit et les erreurs de corrélation lorsqu’il y a de l’aliasing dans les images. Pour vérifier cela, nous avons filtré les images brutes en appliquant un filtre de noyau  $3 \times 3$  px isotrope ou  $5 \times 5$  px isotrope convolué avec les images, respectivement noté [f3] et [f5]. L’analyse des courbes d’erreur en fonction du déplacement imposé peut aussi se résumer à évaluer l’amplitude du biais (Figure 2.6(a)) et l’erreur aléatoire pour un déplacement de 0,5 px (Figure 2.6(b)).

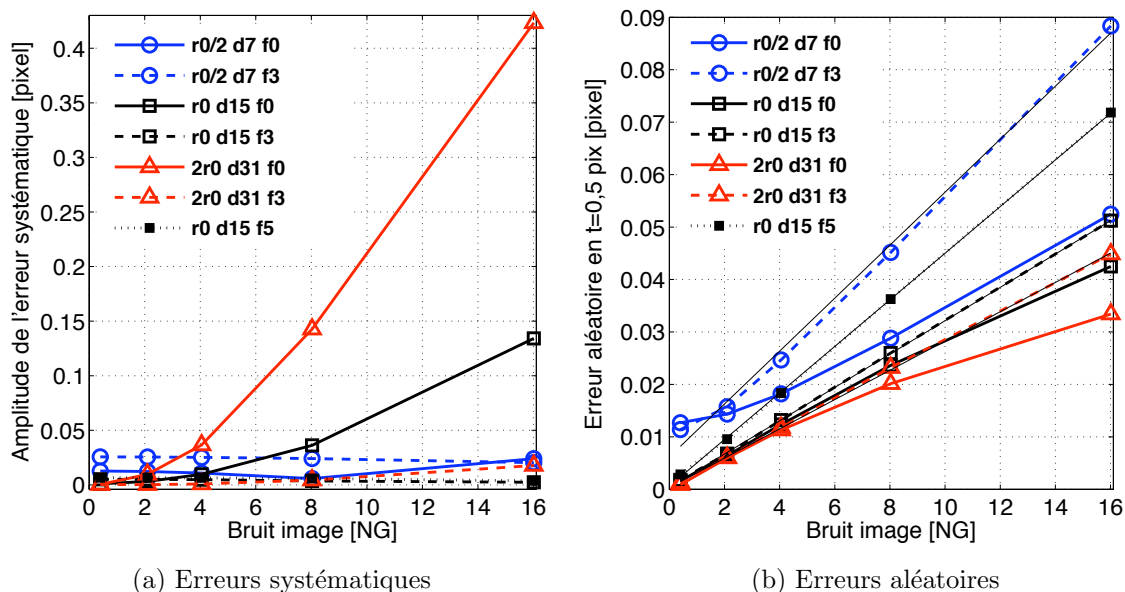


FIGURE 2.6 – Évolution de l’amplitude du biais (a) et de l’erreur aléatoire pour un déplacement imposé de 0,5 px (b), en fonction du niveau de bruit dans l’image. Comparaison entre images filtrées passe-bas ([f3] et [f5]) et images standards ([f0]).

À partir des résultats présentés Figure 2.6 mais aussi des évolutions des erreurs en fonction du déplacement sous-pixel, on peut faire les remarques suivantes concernant l’effet d’un filtrage des images :

- les erreurs systématiques sont globalement largement diminuées à fort bruit <sup>34</sup>,
- elles deviennent quasiment indépendantes du bruit, voire même légèrement augmentées pour les images à petites taches,
- les erreurs aléatoires deviennent indépendantes du déplacement sous-pixel,
- les erreurs aléatoires sont perceptiblement augmentées, car, comme on peut le voir dans le tableau 2.2, le filtrage diminue les gradients d’autant plus que ces derniers sont importants, c’est-à-dire pour les images à texture fine (r0/2), et dans une moindre mesure la dynamique des images, et augmente légèrement la taille moyenne des taches.
- l’accord avec la valeur théorique de l’erreur aléatoire (équation (2.29)) est moins bon car il faut tenir compte, dans le développement théorique, de la longueur de corrélation de la

<sup>34</sup>. Le bruit réel dans les images est évidemment diminué de 3 et de 5 respectivement pour les filtres  $3 \times 3$  et  $5 \times 5$ , avant la corrélation.

texture, qui n’est plus égal à 1 pixel dès lors que les images sont filtrées par moyennage spatial.

L’effet d’un filtrage des images apporte donc un gain sensible si les images sont assez fortement bruitées. Dans le cas contraire, la diminution des gradients et l’augmentation de la longueur de corrélation peuvent aboutir à des erreurs systématiques et aléatoires légèrement plus importantes.

Il est bien établi que l’erreur aléatoire diminue en fonction de la taille de la fenêtre de corrélation en  $1/d$ , cf. Figure 2.4. Cela amène au compromis classique entre incertitude et résolution spatiale : diminuer la première ne peut se faire qu’en dégradant la seconde. C’est ce que nous vérifions sur la figure 2.7, qui présente les erreurs aléatoires pour un déplacement imposé de 0,5 px (images *Texgen*) en fonction de la taille de la fenêtre de corrélation  $d \in \{9, 11, 15, 21, 25, 31, 41, 61\}$  px et pour 10 tailles de texture  $r$  différentes.

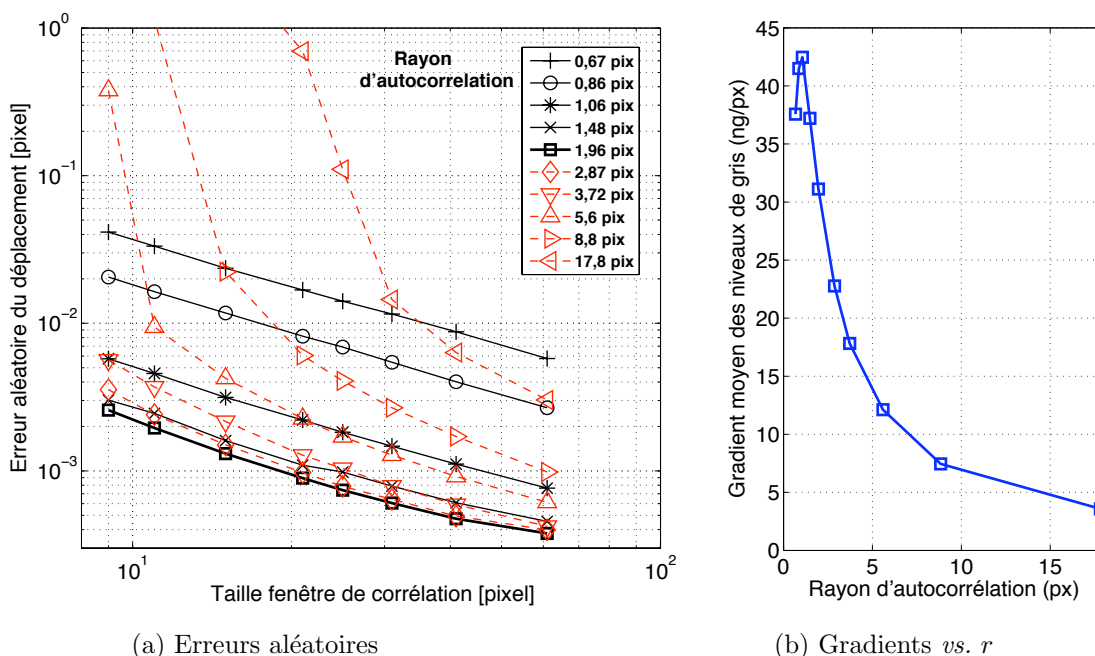


FIGURE 2.7 – Evolution de l’erreur aléatoire pour un déplacement de translation pure de 0,5 px en fonction de la taille de la fenêtre de corrélation et pour plusieurs tailles de mouchetis (ou équivalent, valeurs de la racine des gradients carrés moyens), d’après [7].

On constate que la taille optimale du mouchetis est d’environ  $r = 2$  px (en réalité entre 1,5 px et 3 px les courbes sont minimales). Pour les petits rayons, l’écart-type augmente au fur et à mesure que  $r$  diminue, et une pente de -1 dans le graphique log-log est toujours observée. A l’extrême, la taille du mouchetis est donc trop petite par rapport à l’échantillonnage de l’image, ce qui signifie que la texture n’est pas codée sur un nombre suffisant de pixels (sous-échantillonnage). Pour des rayons supérieurs à 2 px (diamètre moyen des taches de 4 px), l’écart-type ré-augmente de nouveau avec  $r$ , jusqu’à obtenir évidemment des erreurs très importantes lorsque la taille de la fenêtre de corrélation est plus petite que la taille moyenne de la texture. On illustre la règle empirique maintenant bien établie :



la texture doit être la plus fine possible (afin d’augmenter les gradients, Figure 2.7(b)) tout en étant correctement codée sur les pixels de l’image (c’est-à-dire sur au moins 3 px), la taille de la fenêtre de corrélation étant choisie en fonction du compromis erreur (ou incertitude de mesure) et résolution spatiale que l’on s’impose.

### Estimation des erreurs de modèle (*mismatch errors*)

Jusqu’à présent, nous nous sommes focalisés sur l’erreur obtenue à partir de simples translations d’images. Dans ce cas, le modèle de transformation (*shape function*) n’est jamais mis en défaut puisqu’il intègre toujours, même dans le cas le plus simple, la transformation réelle de l’image. En réalité, pour une image quelconque d’un objet se déformant de manière quelconque, un régime d’erreur que les membres du GDR CNRS 2519 ont qualifié de *mismatch error regime* (erreur de discordance, de modèle) apparaît. Afin de quantifier cette erreur, un travail spécifique a été mené sur des images synthétiques en considérant un déplacement sinusoïdal de type élongation/contraction suivant la direction horizontale  $\mathbf{e}_x$ , déplacement infiniment dérivable. D’autre part, en faisant varier la période du déplacement, il est possible d’évaluer la résolution spatiale, ou plutôt la dépendance de la résolution avec la fréquence spatiale du signal dans les images. Le déplacement est donné par :

$$\mathbf{u}(\mathbf{x}) = \alpha p \sin\left(\frac{2\pi x}{p}\right) \mathbf{e}_x \quad (2.31)$$

où  $p$  est la période en pixel et  $2\pi\alpha$  l’amplitude de la composante  $xx$  de la déformation. L’amplitude du déplacement dépend de la période, mais pas celle de la déformation. Les composantes des premier et second gradients du déplacement suivant  $x$  s’expriment alors par :

$$u_{,x}(\mathbf{x}) = \frac{\partial u}{\partial x} = 2\pi\alpha \cos\left(\frac{2\pi x}{p}\right) = u_{,x}^{Max} \cos\left(\frac{2\pi x}{p}\right) \quad (2.32)$$

$$u_{,xx}(\mathbf{x}) = \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \frac{-4\pi^2\alpha}{p} \sin\left(\frac{2\pi x}{p}\right) = -u_{,xx}^{Max} \sin\left(\frac{2\pi x}{p}\right) \quad (2.33)$$

Les valeurs choisies pour l’amplitude  $\alpha$  et pour la période  $p$  sont respectivement  $\alpha \in \{0,02; 0,01; 0,005; 0,001\}$  et  $p \in \{10, 20, 30, 60, 130, 260, 510\}$  px, pour des images de taille  $512 \times 512$  px. Les valeurs du maximum des gradients de déplacement correspondants sont respectivement de 12,6%, 6,3%, 3,1% et 0,63%. Les images sont construites à l’aide de *Texgen* sans processus d’interpolation. La figure 2.8 présente le type d’image obtenue, à titre d’illustration pour un cas de déformation maximale de plus de 31%. La taille moyenne des taches est la même que précédemment ( $r0/2$ ,  $r0$  et  $2r0$ ).

Les images sont traitées par 6 logiciels de corrélation de la communauté photomécanicienne française (tous par approche locale), dont 2 commerciaux (Aramis 2D utilisé par nos collègues de l’ENI de Tarbes et Vic-2D [Vs10] par moi-même), et 4 codes académiques (7D de P. Vacher, Univ. de Savoie [VDMMT99], Correla de l’équipe Photomécanique de l’Univ. de Poitiers [GDD07], CorrelManuV de M. Bornert au LMS de l’École Polytechnique [Dou00], et KelKins de B. Wattrisse au LMCG de l’Univ. de Montpellier [WCMNG01]). Le but de ces confrontations a montré que l’ensemble des codes utilisés présentaient le même type de réponse, indépendamment des implémentations logicielles, mais dépendant :

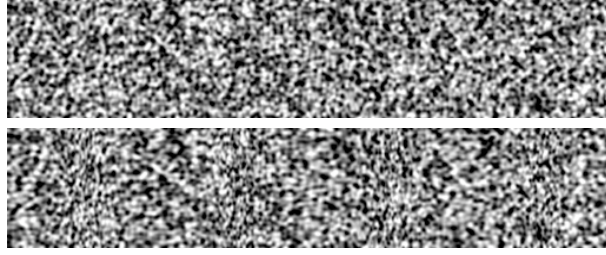


FIGURE 2.8 – Illustration des images synthétiques sinusoidales, extrait de l’image initiale en haut, et d’une image avec déformation  $\alpha = 0.05$  soit  $u_{,x}^{Max} = 31.4\%$  et  $p = 130$  px en bas, d’après [9].

- de la transformation imposée (paramètres  $p$  et  $\alpha$ ),
- de la taille du mouchetis (paramètre  $r$ )
- des principales options de corrélation : degré de la transformation de la fenêtre de corrélation  $\phi$  (rigide  $\phi = 0$ , affine  $\phi = 1$  ou quadratique  $\phi = 2$ ) et sa taille  $d$ , et éventuellement du schéma d’interpolation d’image utilisé  $i$ .

Pour l’ensemble des résultats, l’évaluation du déplacement et de l’erreur globale  $RMS_G$  (voir équation (2.28) page 69) est effectuée sur un maillage de points réguliers sans superposition des fenêtres. Dans ce cas particulier, où la taille des images est un multiple de la période du déplacement, les erreurs systématiques sont moyennées et l’erreur  $RMS_G$  est équivalente à l’écart-type du déplacement global  $\sigma_u$  comme défini par l’équation (2.26).  $RMS_G$  peut donc être caractérisée comme suit :  $RMS_G = F(p, \alpha, r, \phi, d, i, \dots)$ . Les principaux résultats résumés dans la suite, sont présentés selon le degré de la fonction de forme  $\phi$  choisie : translation pure, affine et quadratique.

Les résultats pour une fenêtre rigide ( $\phi = 0$ ) sont schématisés sur la figure 2.9 où est représentée l’évolution de l’erreur  $RMS_G$  normalisée par l’amplitude maximale du premier gradient de déplacement ( $2\pi\alpha$ ). Trois régimes d’erreurs apparaissent en fonction de la

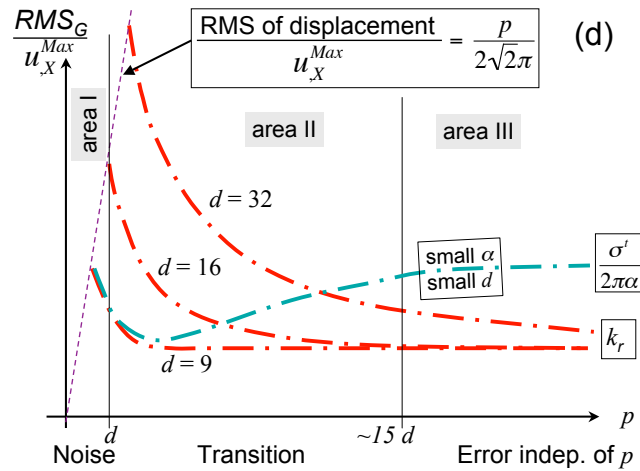


FIGURE 2.9 – Représentation schématique de l’ensemble des observations pour une transformation locale d’ordre 0, d’après [9].

période du signal :

- si  $d < p$  (zone I Figure 2.9), il n'y a pas de mesure possible et l'erreur  $RMS_G$  est égale au RMS du déplacement sinusoïdal lui-même,  $d$  est donc la résolution spatiale ultime.
- si  $d < p < 15d$  (zone II Figure 2.9), il y a une zone de transition avec décroissance en fonction la période, et l'erreur est proportionnelle à  $\alpha$ .
- pour  $p$  assez grand (zone III Figure 2.9), une valeur asymptotique indépendante de  $p$  et de  $d$  (mais dépendante de  $r$ ) est obtenue, toujours fonction de  $\alpha$ . Pour  $\alpha$  et  $d$  suffisamment petits, cette valeur asymptotique devient indépendante de  $\alpha$  et de  $d$  et est donc assimilable à l'erreur ultime obtenue dans le cas de translation pure (voir page 69). Pour une fonction de forme d'ordre zéro (translation), un champ modérément hétérogène et une fenêtre suffisamment grande, l'erreur aléatoire est donc contrôlée par :

$$RMS_G(\phi = 0) = \text{Sup} \{k_r(r) u_{,X}^{Max}, \sigma^t(d, r, i)\}. \quad (2.34)$$

avec  $k_r \approx 0, 2r$ . Il s'agit d'une borne inférieure dans le cas de situations plus hétérogènes. Dans la plupart des cas, l'erreur est régie par le premier terme de la borne supérieure, le second étant pertinent pour de très petites déformations.

De la même manière, les résultats pour une transformation affine ( $\phi = 1$ ) sont schématisés sur la figure 2.10, mais dans ce cas l'erreur  $RMS_G$  est normalisée par un coefficient proportionnel au maximum du second gradient  $u_{,xx}^{Max} = 4\pi^2\alpha/p$  multiplié par le carré de la taille de la fenêtre, soit  $4d^2\pi^2\alpha/p$ .

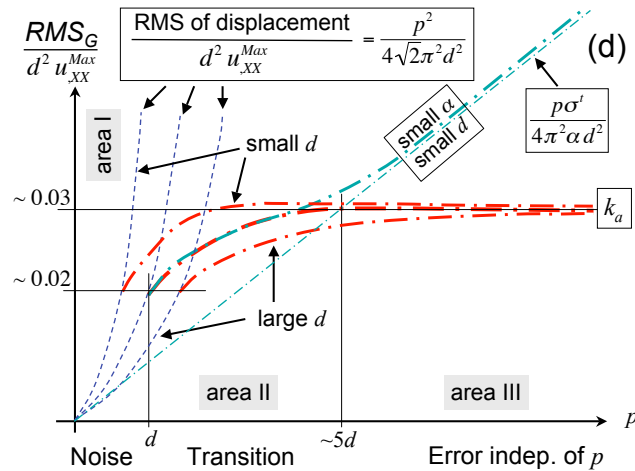


FIGURE 2.10 – Représentation schématique de l'ensemble des observations pour une transformation locale d'ordre 1, d'après [9].

Trois régimes d'erreurs apparaissent aussi en fonction de la période du signal :

- si  $d < p$  (zone I Figure 2.10), pas de mesure possible comme vu précédemment (résolution spatiale ultime).
- si  $d < p < 5d$  (zone II Figure 2.10), cette zone de transition avec décroissance en fonction de la période est plus courte, et l'erreur reste proportionnelle à  $\alpha$ .
- pour  $p$  assez grand (zone III Figure 2.10), une valeur asymptotique  $k_a \approx 0,03$  indépendante de  $p$ ,  $\alpha$  et  $d$  est obtenue quel que soit le logiciel. Dans ce cas l'erreur est

principalement contrôlée par le second gradient du déplacement et est proportionnelle à  $d^2$ . Encore une fois, pour  $\alpha$  et  $d$  suffisamment petits, cette valeur asymptotique devient indépendante de  $\alpha$  et de  $d$  et est donc assimilable à l’erreur ultime obtenue dans le cas de translation pure d’images.

Pour une fonction de forme d’ordre 1 (affine), un champ modérément hétérogène et une fenêtre suffisamment grande, l’erreur aléatoire est donc contrôlée par :

$$RMS_G(\phi = 1) \leq \text{Sup} \{k_a d^2 u_{,XX}^{Max}, \sigma^t(d, r, i)\} \quad (2.35)$$

Le premier terme est prépondérant pour des gradients de déformation importants, il augmente fortement avec  $d$ . Le second terme est prépondérant lorsqu’il y a de faibles gradients de déformation dans les images. Il est d’autre part démontré dans [9], et nous l’avons vu aussi pour les erreurs aléatoires en translation d’image, que le terme  $\sigma^t(d, r, i)$  diminue avec  $d$  en  $1/d$ , il existe donc une valeur optimale de  $d$  qui dépend de  $|u_{,xx}|$ , ce qui suggère que l’on peut affiner  $d$  en tenant compte à la fois de la taille des taches du mouchetis et du champ de déformation à analyser.

Toujours pour une transformation affine, des images de transformation sinus en cisaillement avec un déplacement de la forme  $\mathbf{u}(\mathbf{x}) = \alpha p \sin(2\pi y/p) \mathbf{e}_x$  ont aussi été construites et corrélées, et nous avons montré dans [12] que les conclusions étaient identiques : les termes de cisaillements étant pris en compte dans le modèle de transformation affine de la fenêtre, les erreurs restent proportionnelles au second gradient du déplacement et à  $d^2$ .

Enfin, pour une transformation quadratique, le régime où l’erreur  $RMS_G$  est proportionnelle à  $d^3 u_{,xxx}^{Max}$  est finalement marginal (voir § III page 209, [9] § *Quadratic shape function*). En effet, on observe expérimentalement que l’erreur devient très rapidement indépendante de  $p$  et  $\alpha$ , et dépendante de  $d$ , comme c’est le cas de l’erreur aléatoire en translation pure.

Au bilan, dans tous les cas, l’erreur de modèle induit une erreur proportionnelle au gradient d’ordre juste supérieur à celui qui n’est pas présupposé dans le modèle de transformation de fenêtre, sauf dès que l’erreur ultime devient prépondérante.

Une analyse locale, c’est-à-dire en considérant les résultats par colonne de l’image, permettant ainsi de séparer les erreurs aléatoires des erreurs systématiques, a aussi été menée dans [9] (voir § III page 209, § *Local Gradient Analysis*). La conclusion générale est que les erreurs sont dues en grande partie aux erreurs systématiques (et non aux erreurs aléatoires) qui dépendent du premier et du second gradient du déplacement (si  $\phi = 0$ ), ou du second gradient seulement (si  $\phi = 1$ ). Les erreurs aléatoires et systématiques sont indépendantes des gradients et du même ordre de grandeur lorsque  $\phi = 2$ .

Enfin, notons qu’un bruit introduit dans les images a exactement la même influence sur l’erreur  $RMS_G$  asymptotique lorsque celle-ci correspond au régime d’erreur ultime, que sur l’erreur en translation : l’erreur est simplement proportionnelle à l’écart-type du bruit. Par contre, lorsque le régime d’erreur correspond à l’erreur de modèle, si la déformation  $\alpha$  (cas  $\phi = 0$ ) ou son gradient (cas  $\phi = 1$ ) est grand alors l’influence du bruit devient négligeable car l’erreur de modèle devient prépondérante : l’erreur  $RMS_G$  asymptotique

est d’autant plus dégradée par le bruit que la déformation et ses gradients sont faibles et que la fenêtre de corrélation est petite. De ce fait la zone de transition (zone II sur les figures 2.9 et 2.10) est aussi modifiée par le bruit d’image.

### 2.2.2.3 Estimation des erreurs de mesure en stéréo-corrélation

Bien moins de travaux ont pour objet l’analyse des erreurs de mesure en stéréo-corrélation. Trois principales approches sont possibles et décrites ici.

Tout d’abord, il est possible de proposer des expériences réelles sur un test de référence dont on a *a priori* la connaissance exacte, puis de les comparer avec les mesures obtenues par le traitement des images. Cette approche déjà proposée pour des mesures de champs 2D [PHB<sup>+</sup>07], et bien qu’englobant toute la chaîne de mesure, est tributaire des conditions expérimentales, des résolutions des moyens de mesure concurrents (voire des résultats de calculs), et des variabilités des géométries et matériaux. En stéréo-corrélation et dans certains cas particuliers, comme on va le voir par la suite, cette approche peut donner des minorants des incertitudes de mesure.

Il est aussi possible de modéliser le processus de mesure complet et faire propager les erreurs dans ce processus. La problématique de cette approche réside dans le fait qu’il est difficile, sinon impossible, de modéliser avec précision le processus de mesure réel, les erreurs trouvées pouvant être issues d’une inadéquation entre le modèle proposé et la situation réelle. On peut citer ici les travaux récents de l’équipe de Sutton *et al.* [WSK<sup>+</sup>11, KSSW11]. Dans ces travaux, une configuration simplifiée de stéréovision est prise en compte (seul l’angle de vergence est non nul, pas de distorsion), le calibrage est considéré comme parfait (pas de variance dans les paramètres du modèle de projection perspective), et les erreurs sont uniquement introduites par la variance et l’espérance des erreurs d’appariements dues à un bruit dans les images suivant les relations proposées dans [WSBS09] et décrites par les équations (2.29) et (2.30) page 72. Une méthode de Monte-Carlo permet de faire les tirages, le point 3D étant reconstruit par ajustement de faisceaux. Les résultats concernent l’influence de l’angle de vergence, de la distance plan focal/objet et de la distance focale sur le biais et l’erreur aléatoire du point reconstruit. La limite de ces travaux provient du fait qu’il n’y a pas de déplacement puisque l’erreur est uniquement due au bruit d’image, ni de variabilité dans les paramètres de calibrage. Hu *et al.* [HXL<sup>+</sup>11] s’inspirent de cette démarche. Dans leurs travaux, deux approches sont proposées, à partir du modèle non-linéaire (avec distorsion)  $\Phi(\vec{\theta})$  exprimant la position d’un point de l’espace 3D  $\mathbf{M} = \Phi(\vec{\theta})$  et dépendant du vecteur de paramètres  $\vec{\theta}$  : la première est aussi basée sur une méthode de Monte-Carlo où est affectée à chaque paramètre une distribution d’erreur Gaussienne centrée réduite d’écart-type  $\sigma(\theta_i)$  (la variance est  $V(\theta) = \sigma^2(\theta)$ ). Dans la seconde approche, la matrice Jacobienne  $\mathbf{J} = \frac{\partial \mathbf{M}_i}{\partial \theta_i}$  peut être calculée numériquement par différences finies, et donc la variance estimée par  $V(\mathbf{M}) \cong \mathbf{J}V(\boldsymbol{\theta})\mathbf{J}^T$  en considérant chaque paramètre indépendant. Les résultats montrent que l’erreur aléatoire sur le point reconstruit dans le plan est clairement inférieure à celle en hors plan, et que cette erreur est augmentée environ d’un facteur 10 lorsque la variabilité est introduite dans l’ensemble des paramètres, par rapport à une variabilité uniquement sur l’appariement.

Il est enfin envisageable de proposer des expériences virtuelles (donc exactement maîtrisées) en utilisant des images stéréoscopiques simulées et de comparer les mesures obtenues par le traitement des images simulées avec les formes et champs imposés. Cette approche, que nous avons présentée dans la section 2.2.2.2 précédente pour la corrélation 2D, a été récemment étendue à la stéréo-corrélation par Hu *et al.* [HXL<sup>+</sup>10, HXL<sup>+</sup>11]. Dans ces travaux, une technique de lancer de rayon est utilisée conjointement avec la description d’une fonction de surface de l’objet  $\xi(M) = 0$  : un rayon issu de chaque pixel  $m$  des caméras intersecte la surface de l’objet à travers un modèle de projection-perspective linéaire  $\tilde{m} \cong \mathbf{KT}\tilde{M}$ , une texture basée sur la somme de taches Gaussienne individuelles [WCMNG01, ZG01] étant définie par la fonction réelle  $I(M)$ . L’image déformée est obtenue par l’intersection sur la surface  $\xi(M') = 0$ . Une approche similaire généralisée est actuellement développée au sein du GT1 du GDR CNRS 2519 par B. Watrresse et Garcia *et al.* [91].

En stéréo-corrélation, il est plus naturel qu’en corrélation bidimensionnelle de proposer certains tests expérimentaux afin de tenter de caractériser les incertitudes de mesure. Bien évidemment, il est toujours possible mais risqué, pour évaluer les erreurs systématiques, de comparer la mesure faite par stéréo-corrélation avec une mesure faite par une autre technique : par exemple pour une mesure de forme, avec des mesures provenant d’une machine à mesurer tridimensionnelle [PVT<sup>+</sup>12], ou de système de numérisation par lumière structurée ou laser tracker [Har10], le risque étant de ne pas savoir qu’est ce qu’on évalue réellement. Mais comme la méthode est théoriquement insensible aux mouvements de corps rigides, pour une situation ou une configuration de mesure donnée, deux types de tests expérimentaux peuvent être effectués en connaissant la *vérité terrain* :

- évaluation du bruit ambiant (expérience *noise floor error*) en analysant les images d’objet sans mouvement, les champs de déplacements et de déformations sont donc théoriquement nuls. Cette mesure a l’inconvénient de ne pas complètement refléter les conditions d’une situation de mesure réelle, puisqu’il n’y a pas de déplacement de l’objet dans les images ;
- évaluation d’un déplacement quelconque de solide rigide d’un objet (expérience *zéro déformation*), assurant un champ de déformation nul et permettant aussi une caractérisation de la dispersion de la mesure du déplacement en soustrayant au champ de déplacement mesuré le déplacement de corps rigide (rotation et translation). Cette mesure a l’inconvénient de ne pas mettre en jeu la déformation physique de la texture sur l’objet (elle n’est donc représentative que d’une mesure de très petites déformations). Cependant les erreurs provoquées par la projection perspective de l’objet, les erreurs d’appariement et de reconstruction sont représentatives de l’expérience dans les conditions réelles.

Une telle analyse sans déformation physique du mouchetis peut donc donner une borne inférieure des incertitudes en déplacement et en déformation. Elle est en partie représentative de la configuration proposée *a priori*, mais ne permet pas d’analyser la chaîne de mesure, comme il est possible de le faire par des méthodes de propagation d’incertitudes. Elle ne peut donc pas réellement aider à minimiser les erreurs ou proposer une configuration optimum.

Afin d’illustrer ce type de tests, deux applications sur la caractérisation des résolutions (estimées à partir de la mesure du bruit ambiant) et des incertitudes de mesure sont présentées dans la suite. Elles sont toutes deux issues de travaux sur la caractérisation

du comportement mécanique de bétons réfractaires renforcés de fibres en acier inoxydable (voir § 2.2.3.1 page 89). Les premiers travaux sont issus de la thèse de F. Nazaret sur des éprouvettes en flexion 4 points [7], les seconds sont issus de travaux sur le fluage [19].

Cette première analyse a été proposée afin d’évaluer résolutions et incertitudes de mesure que l’on pouvait obtenir en stéréo-corrélation sur les éprouvettes de flexion, car ces matériaux pré-endomagés par la cuisson présentent des très faibles niveaux de déformation élastique non-linéaire avant adoucissement (endommagement majeur de la matrice consolidée par les fibres) (voir § 2.2.3.1 page 91). La configuration est la suivante : deux caméras CCD Qimaging Qicam (résolution  $1360 \times 1036$  px, 8 bits, objectifs Computar 25 mm f1.3), angle de vergence de  $16,4^\circ$ . Une image de l’éprouvette est donnée Figure 2.11, la *ROI* est d’environ  $125 \times 25$  mm<sup>2</sup>, soit un facteur de grossissement  $g = 10,3$  px.mm<sup>-1</sup>. La texture est obtenue par projection de peinture : le rayon d’auto-corrélation moyen est estimé à 1,9 px et les gradients de niveaux gris moyens à 22 ng.px<sup>-1</sup>. Les expériences sont les suivantes : test

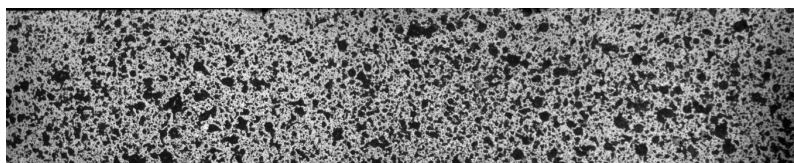


FIGURE 2.11 – Éprouvette de flexion en béton réfractaire fibré, d’après [7].

de bruit ambiant (*noise floor*) sans mouvement de l’objet, puis test de 50 petits déplacements de solide rigide (typiquement, déplacement horizontaux de l’éprouvette d’amplitude inférieure au mm). Les images sont traitées avec le logiciel Vic-3D [sof11]. Dans ce cas, on fera varier la taille de la fenêtre de corrélation ( $d \in \{11, 17, 25, 35, 51, 65\}$  pix). Le pas de la grille de calcul est fixé à  $p = 5$  px, et on fera varier aussi le nombre de points corrélés  $n_c$  utilisés pour le calcul des déformations ( $n_c \in \{5; 9; 15; 23; 31; 61\}$ ), tel que la résolution spatiale en déformation  $[(n_c - 1) \times p]/g$  prenne pour valeurs respectivement  $\{1,9; 3,9; 6,8; 10,7; 14,6; 29,1\}$  mm. La figure 2.12 présente les résultats de la mesure du bruit ambiant. L’écart-type du déplacement  $\sigma_u$  diminue avec la taille de la fenêtre, cf. équation (2.29) page 72, mais semble saturer à partir d’une fenêtre de 25 px. Pour les tailles supérieures ou égales à 25 px,  $\sigma_u$  est inférieure ou égale à  $0,5 \mu\text{m}$  ( $5 \times 10^{-3}$  px). L’erreur systématique est indépendante de  $d$  et est comprise entre  $-1,2$  et  $0,3 \mu\text{m}$  ( $-13 \times 10^{-3}$  et  $3,2 \times 10^{-3}$  px). La résolution en déplacement, estimée comme strictement supérieure à la mesure du bruit, est donc d’au moins  $0,5 \mu\text{m}$  ( $5 \times 10^{-3}$  px).

On s’intéresse maintenant aux déformations. Les champs de déformation sont calculés avec le post-processeur du logiciel Vic-3D [sof11] en faisant varier le nombre de points  $n_c$  utilisés pour le calcul de la dérivée discrète. Comme pour l’estimation des erreurs de mesure des déplacements, les déformations calculées sont comparées aux déformations imposées (dans ce cas, exactement nulles) en tout les  $n$  points corrélés dans la *ROI*. On définit alors de la même manière l’erreur aléatoire  $\sigma_\varepsilon$  et le biais  $B_\varepsilon$  respectivement par les équations (2.26) et (2.27) dans lesquelles il convient de remplacer  $\Delta U_i$  par  $\varepsilon_i^{mes}$  (voir page 69). Comme prévu,  $\sigma_\varepsilon$  diminue aussi avec l’augmentation de la longueur de jauge, par calcul des incertitudes  $\sigma_\varepsilon \propto \sigma_u/n_c$  [Dou00]. Le biais  $B_\varepsilon$  est compris entre  $-8 \times 10^{-6}$  et  $6 \times 10^{-6}$ . L’ordre de grandeur de la résolution en déformation peut aussi être estimé par l’écart-type  $\sigma_\varepsilon$ , pour un choix

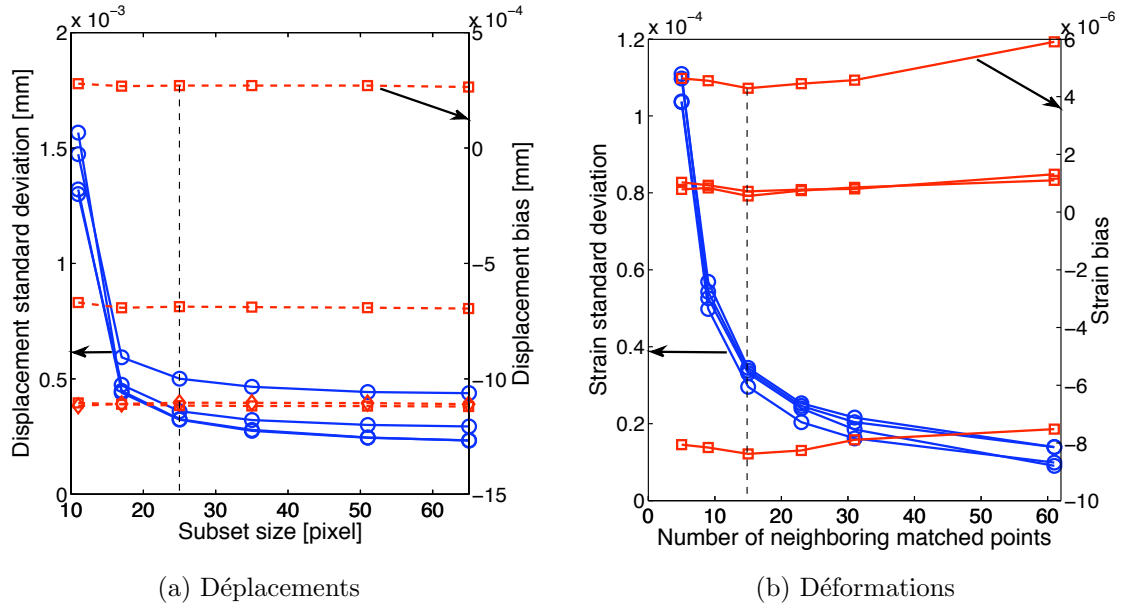


FIGURE 2.12 – Biases et écart-type du déplacement (a) et de la déformation (b) calculés par stéréo-corrélation pour des images de l'éprouvette sans aucun mouvement, d'après [7].

que nous avons fait de  $n_c = 15$  et  $p = 5$  px (résolution spatiale de 6,8 mm), la résolution en déformation est de l'ordre de  $3 \times 10^{-5}$ .

La figure 2.13 présente maintenant les résultats de la mesure du déplacement, la figure 2.14 ceux concernant la déformation calculée à partir du champ de déplacement. Pour  $d$  petits,

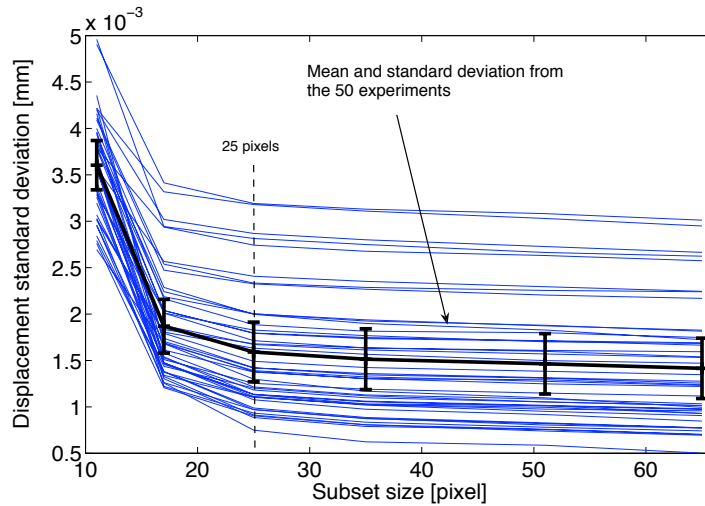


FIGURE 2.13 – Évolution de l'erreur aléatoire pour 50 déplacements de corps rigide en fonction de la taille de la fenêtre de corrélation, d'après [7].

$\sigma_u$  est importante, mais à partir de  $d = 25$  px,  $\sigma_u$  devient relativement indépendante de  $d$ , et est comprise pour l'ensemble des expériences, dans une enveloppe entre 0,5 à



3,5  $\mu\text{m}$ . La valeur moyenne pour ces 50 expériences est de  $\overline{\sigma_u} \approx 1,6 \mu\text{m}$  pour  $d > 25$  px avec un écart-type pour toutes les expériences indépendant de  $d$  et égal à environ  $0,5 \mu\text{m}$ . Comme l’incertitude-type du déplacement est évaluée à partir de  $\sigma_u$ , une bonne estimation en est de  $1,6 \mu\text{m}$ , soit  $1,5 \times 10^{-2}$  px (3 fois plus que pour l’écart-type sur l’estimation du bruit ambiant). Nous avons montré d’autre part (voir Figure 2.7(a) page 75) que la taille optimale des taches d’un mouchetis synthétique, pour ce moteur de corrélation (en 2D), était d’environ  $r = 2$  px, et que l’erreur  $\sigma_u$  en translation pure pour  $d = 25$  px était évaluée à environ  $7 \times 10^{-4}$  px. La taille moyenne du mouchetis peint sur cette éprouvette est de  $r = 1,9$  px et s’en rapproche donc, et bien que les gradients moyens soient moins importants ( $22 \text{ ng.px}^{-1}$  contre  $31 \text{ ng.px}^{-1}$ , voir Figure 2.7(b)), du fait du contraste de la texture non optimal, la taille de ce mouchetis réel est assez optimale. Pourtant, l’erreur aléatoire obtenue pratiquement en stéréo-corrélation par translations de l’éprouvette ( $1,5 \times 10^{-2}$  px) est au moins un ordre de grandeur supérieur à l’erreur ultime en translation provenant des images synthétiques traitées par le même moteur de corrélation (Vic-2D) : les erreurs de calibrage et de reconstruction sont donc probablement prépondérantes, elles s’ajoutent aussi aux erreurs liées au bruit dans les images réelles, à la texture et aux gradients non optimaux, etc.

Concernant les erreurs en déformation, comme la déformation est nulle le biais  $B_\varepsilon$  peut être ici évalué (Figure 2.14(a)).  $B_\varepsilon$  est bien entendu indépendant de la taille de la jauge

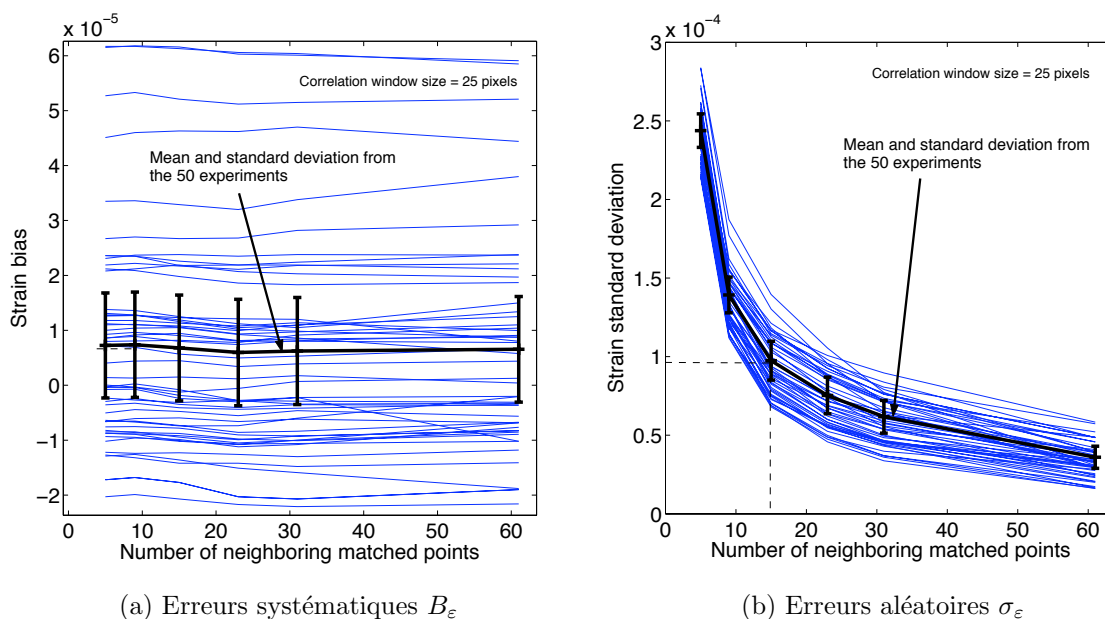


FIGURE 2.14 – Évolution de l’amplitude du biais (a) et de l’erreur aléatoire (b) pour 50 déplacements de corps rigide, en fonction de la longueur de la jauge optique (nombre de points  $N$ ), d’après [7].

optique, avec des valeurs comprises entre  $-2 \times 10^{-5}$  et  $6 \times 10^{-5}$ , mais une valeur moyenne pour l’ensemble des expériences inférieure à  $10^{-5}$  avec un écart-type de  $2 \times 10^{-5}$ . Pour l’erreur aléatoire,  $\sigma_\varepsilon$  diminue bien évidemment lorsque la taille de la jauge optique augmente, et la dispersion sur l’ensemble des expériences est relativement faible et constante. Pour

$n_c = 15$  (jauge de 6,8 mm), la valeur moyenne  $\overline{\sigma_\varepsilon}$  est proche de  $10^{-4}$ , avec une faible dispersion (écart-type de  $\sigma_\varepsilon$  de  $0,25 \times 10^{-4}$ ). Pour cette étude, il semble que cette taille de jauge optique présente un bon compromis entre résolution spatiale en déformation et incertitude type ( $10^{-4}$ ). En conclusion, sur une expérience réelle avec un mouchetis relativement optimisé, nous montrons qu’un bon compromis aboutit à une résolution spatiale en déplacement de  $d/g = 2,4$  mm ( $d = 25$  px) et une incertitude type pouvant être estimée à  $1,5 \mu\text{m}$  ( $1,5 \times 10^{-2}$  px). La jauge optique qui assure un bon compromis donne une résolution spatiale en déformation de 6,8 mm pour une incertitude type sur la déformation de  $10^{-4}$  et une erreur systématique inférieure à  $10^{-5}$ .

Une deuxième analyse a été proposée pour évaluer l’erreur due au repositionnement d’une éprouvette sur son support de mesure, dans le cadre de l’évaluation de l’asymétrie de fluage de béton réfractaire fibré (voir § 2.2.3.1 page 94). La configuration est la suivante : deux caméras CCD Pike AVT (résolution  $1388 \times 1036$  px, 8 bits, objectif Fujinon 50 mm f2,3), angle de vergence de  $9,7^\circ$ . Une image de l’éprouvette est présentée Figure 2.15, la ROI est d’environ  $130 \times 40$  mm<sup>2</sup>, soit un facteur de grossissement de  $10,3$  px.mm<sup>-1</sup>. Comme le fluage s’effectue à  $1020$  °C, la texture naturelle de l’éprouvette, bien que non optimale, est obligatoirement conservée : le rayon d’auto-corrélation moyen est estimé à environ 4 px mais avec une forte dispersion spatiale, et les gradients de niveaux gris moyens à  $9$  ng.px<sup>-1</sup>. Plusieurs images de l’éprouvette, après retrait et repositionnement selon la même procé-

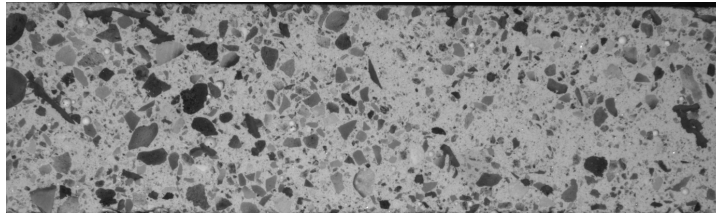


FIGURE 2.15 – Éprouvette de fluage en béton réfractaire fibré, d’après [19].

sure, sont acquises. Dans chaque cas, afin de diminuer les erreurs dues au bruit d’image, une image moyenne est construite à partir de la moyenne arithmétique pixel-à-pixel de 25 images acquises sans aucun mouvement. L’écart-type du bruit d’image est ainsi évalué à environ 1,25 niveau de gris sur 8 bits, valeur classique pour ce type de caméra CCD. Les expériences sont les suivantes : évaluation du bruit de fond (sans déplacement de l’éprouvette, avec images moyennées ou non), et évaluation du repositionnement (sans déformation de l’éprouvette). Les paramètres de corrélation d’images entraînent une résolution spatiale en déplacement de 1,5 mm ( $d = 15$  px) et en déformation (jauge optique) de 4,5 mm. Les résultats (moyenne arithmétique  $\mu(u)$  et écart-type  $\sigma(u)$  du déplacement horizontal  $u$  puisque le déplacement théorique n’est pas connu, et erreur systématique  $B_\varepsilon$  et aléatoire  $\sigma_\varepsilon$  de la déformation transversale  $\varepsilon$  puisque la déformation théorique est connue et nulle) sont résumés dans le tableau 2.3.

Comme prévu, pour les images moyennées, l’écart-type du déplacement est divisé par  $\sqrt{25}$ , et par conséquent l’erreur aléatoire sur la déformation aussi. Le biais est quand à lui peu influencé par le bruit d’image. D’autre part, on retrouve une valeur de l’ordre du micromètre en résolution de mesure du déplacement (bruit de fond), soit compte-tenu

	$\mu(u)$	$\sigma(u)$	$B_\varepsilon$	$\sigma_\varepsilon$
Aucun mouvement (bruit de fond) Images non moyennées	0,6 $\mu\text{m}$	1,5 $\mu\text{m}$	$1 \times 10^{-5}$	$2,7 \times 10^{-4}$
Aucun mouvement (bruit de fond) Images moyennées	1 $\mu\text{m}$	0,3 $\mu\text{m}$	$4 \times 10^{-6}$	$4,9 \times 10^{-5}$
Éprouvette repositionnée (mouvement de corps rigide) Images moyennées	(-)	1,1 $\mu\text{m}$	$4 \times 10^{-6}$	$2,0 \times 10^{-4}$

TABLE 2.3 – Erreurs de mesure estimées en l’absence de mouvement (bruit de fond) et par expériences de repositionnement, d’après [19].

du facteur d’échelle, le centième de pixel. Bien entendu, le mouvement de l’éprouvette augmente les incertitudes<sup>35</sup> : l’erreur aléatoire de la déformation en repositionnement,  $2 \times 10^{-4}$ , est du même ordre de grandeur que celle sans mouvement et sans moyennage des images, donc pour les images moyennées  $\sigma_\varepsilon$  augmente d’un facteur 4 à cause du mouvement de corps rigide, facteur 4 que l’on regagne par le moyennage d’images. Enfin, l’erreur systématique en déformation est inférieure à  $10^{-5}$ , c’est la valeur qu’il faut retenir en stéréo-corrélation.

#### 2.2.2.4 Conclusions sur la corrélation d’images et la caractérisation des erreurs

La corrélation d’images est probablement la technique de mesure de champs cinématiques actuellement la plus utilisée pour la mécanique des matériaux et des structures, son succès étant liée à son apparente simplicité technique mais aussi conceptuelle. Dans un premier temps, nous avons rappelé au § 2.2.2.1 les principes des méthodes de corrélation d’images, aussi bien l’approche classique (locale) que l’approche globale, et son extension pour les mesures 3D surfaciques.

Puis nous nous sommes focalisés au § 2.2.2.2 sur l’analyse des performances et la caractérisation des erreurs de mesure en corrélation 2D. Les principaux résultats que nous avons mis en évidence et qu’il convient de garder en mémoire sont les suivants :

- aucune mesure n’est possible si le mouvement dans l’image a un contenu fréquentiel supérieur ou égal à la taille de la fenêtre de corrélation (ou de l’élément) ; pratiquement sa période doit être au moins 5 fois plus grande.
- erreur aléatoire (incertitude-type) et résolution spatiale sont toujours liées, que ce soit pour le déplacement ou la déformation, et un compromis sera toujours à choisir par l’utilisateur.
- le premier facteur jouant sur les erreurs provient de l’inadéquation entre l’hypothèse cinématique choisie dans le processus de corrélation et la déformation réelle de l’image.

<sup>35</sup>. On ne cherche pas ici à connaître la valeur du repositionnement mais son influence sur les erreurs à attribuer aux champs de déformations.

Cette erreur de modèle est proportionnelle au gradient d’ordre juste supérieur à celui qui n’est pas présupposé par l’hypothèse cinématique choisie, sauf lorsque l’erreur ultime devient prépondérante. Pratiquement, il faut choisir une transformation cinématique adaptée au problème à traiter ; plus son degré est élevé et plus cette erreur devient faible mais le problème difficile à résoudre (beaucoup de paramètres). Assurément, cette erreur de modèle diminue avec la taille de la fenêtre ou le nombre de pixels par élément (sauf dans le cas de translation pure, peu utilisé pratiquement), mais au détriment de la quantité d’information disponible. Il faut noter enfin que pour cette erreur de modèle, sa partie systématique est plus importante que sa partie aléatoire.

- lorsque la transformation réelle de l’image s’approche suffisamment bien par l’hypothèse cinématique choisie, l’erreur prépondérante est l’erreur ultime, celle qui est observée lorsqu’on considère de simples translations d’images. Dans ce cas, le bruit dans les images est l’un des principaux facteurs de l’erreur (alors qu’il est peu influent lorsque l’erreur de modèle est prépondérante). L’autre facteur est directement lié aux gradients contenus dans les images et donc à la taille et la discrétisation des taches. Pour un bruit raisonnable (c’est-à-dire celui que l’on trouve dans les images obtenues avec des caméras industrielles) et contrairement à l’erreur de modèle, sa partie aléatoire est plus importante que sa partie systématique. L’erreur aléatoire est enfin inversement proportionnelle à la taille de la fenêtre (compromis erreur aléatoire/résolution spatiale). L’erreur systématique est la somme d’une erreur due au schéma d’interpolation d’image utilisé dans le processus et d’une erreur due au bruit, lorsque le déplacement est suffisamment loin d’une valeur entière de pixel : pour un déplacement d’un pixel périodique l’erreur systématique est nulle.

Concernant les erreurs en stéréo-corrélation, on peut considérer que celles-ci peuvent se scinder en deux catégories : les erreurs de calibrage et les erreurs d’appariement. Ces dernières sont celles que nous venons de résumer ci-dessus. A l’heure actuelle les travaux de la littérature qui montrent comment ces erreurs d’appariement sont propagées dans l’optimisation non-linéaire qui permet la reconstruction 3D, tributaires des erreurs de calibrage, se cantonnent à des situations trop simples. Ce type d’approche par propagation d’incertitude dans le processus de mesure, de même que les approches basées sur l’utilisation d’images stéréoscopiques synthétiques, nécessitent des efforts supplémentaires dans le futur.

Cependant, les expériences de déplacements de corps solides rapportées au § 2.2.2.3 permettent quand même d’obtenir, comme nous l’avons vu, et pour une configuration donnée, *a minima* un bon ordre de grandeur des erreurs sur les déplacements et les déformations. Comme la résolution spatiale des méthodes de corrélation est donnée par le système imageur (et non fixée par la longueur d’onde comme pour les méthodes interférométriques), il est possible de se restreindre uniquement à l’échelle de l’image. Par exemple, pour donner un ordre de grandeur pratique, sur un champ de vue standard de  $1000 \times 1000$  px, pour une résolution spatiale de 25 px, l’erreur aléatoire sur le déplacement est de l’ordre de  $10^{-2}$  px. Pour une résolution spatiale de 75 px, l’erreur systématique sur la déformation est de l’ordre de  $10^{-5}$  et l’erreur aléatoire de l’ordre de  $10^{-4}$ , c’est donc cette dernière qui est la plus pénalisante et qu’il faut tenter de diminuer. Pour obtenir un ordre de grandeur inférieur, il serait donc nécessaire d’avoir à disposition des images de résolution d’au moins deux ordres de grandeur supérieure (un ordre de grandeur par dimension de l’image), et donc de travailler avec des images d’au moins 100 Mpx, ce qui est techniquement impossible, du moins à l’heure actuelle.

Pour conclure, les aspects métrologiques liés aux techniques de corrélation d’images restent encore un sujet ouvert. En effet, il n’existe pas à l’heure actuelle de protocole ou de norme permettant ni de garantir une configuration matérielle et logicielle optimale, ni de proposer à partir d’une configuration expérimentale donnée, une estimation des erreurs associées aux mesures. C’est je pense le plus grand reproche qu’on peut faire aux méthodes de mesures optiques et un des points fondamentaux auquel il convient de continuer à s’intéresser. A ce propos, au sein du GT “métrologie” du GDR CNRS 2519 nous avons étendu les travaux menés sur la corrélation 2D [Bor06][**38, 9, 12, 47, 56, 22**] à la stéréo-corrélation, avec deux approches en parallèle : d’une part une approche de type benchmark expérimental permettant de mesurer les performances des différents systèmes de mesure de la communauté photomécanicienne Française sur une forme “étalon” à des fins de comparaison, d’autre part une approche basée sur des images stéréoscopiques simulées et dont les caractéristiques sont ajustables [91]. Une action internationale vient aussi d’être lancée fin 2011 sur ces problématiques, il s’agit du *DIC Challenge*. Ce challenge a été créé par Phillip Reu (Sandia National Laboratories, USA) dans le but de fournir à la communauté internationale des utilisateurs/développeurs de méthodes de corrélation d’images un ensemble d’images tests pour la vérification, le test et l’amélioration des logiciels. Il se déroule sous les auspices de la *Society for Experimental Mechanics (SEM)* et sous la direction d’un comité, dont je suis membre, et dont le rôle est de créer les challenges, de modérer et compiler les tests, et d’interpréter et diffuser les résultats. A l’heure actuelle nous sommes en train de définir les jeux d’images pour les tests de corrélation 2D.

Enfin, il convient de noter que les travaux menés sur la caractérisation des erreurs de mesure ne concernent que la mesure des champs de déplacements. Bien qu’il soit toujours préférable de s’en tenir aux données brutes des déplacements, le mécanicien souhaite aussi caractériser les erreurs de mesure des champs de déformations, et notamment justifier les choix à faire et qui sont liés au filtrage, quelque soit la technique de dérivation spatiale utilisée<sup>36</sup> : comment lisser le bruit de mesure (inconnu) sans dégrader l’information mécanique, elle aussi inconnue ?

---

36. Pour le lecteur intéressé, le passage du déplacement à la déformation est traité par exemple dans le chapitre 7 de [GH12].

### 2.2.3 Axe 2 : caractérisation du comportement des matériaux par mesures de champs

La corrélation d’images constitue un outil d’étude et d’analyse particulièrement riche dès que les matériaux présentent (ou leur sollicitation génèrent) des champs de déformations hétérogènes. Cette technique présente aussi l’avantage d’une grande simplicité de mise en œuvre, son second atout étant qu’elle est extrêmement générique, nous l’avons déjà souligné, puisque la résolution spatiale ne dépend que de la technique d’imagerie choisie. Dans cette section, je présente en détail un certain nombre de cas où la technique de corrélation d’images a été utilisée afin d’analyser la réponse comportementale de différentes classes de matériaux sous sollicitation diverses : minéraux (béton réfractaire), composite (à matrice organique) et métallique (alliage d’aluminium et titane). Par souci de concision je ne parlerai pas des autres applications plus marginales (élastomère par exemple, se référer à [25, 37, 39]).

#### 2.2.3.1 Bétons réfractaires

Les bétons réfractaires sont largement utilisés dans une gamme de température de l’ambiante à 1200 °C, comme matériaux de revêtement de centrale thermique [MC04, NMC06] ou bien comme matériaux d’outillage pour des procédés de mise en forme à chaud [BNC07]. A ces températures, il est important d’évaluer le caractère endommageable de ces matériaux. Cependant, il est parfois délicat de mesurer les très faibles déformations de ces matériaux sollicités en traction par les mesures classiques d’extensométrie mécanique, car la mesure est handicapée par son caractère local alors que le matériau est fortement hétérogène. De plus, ces matériaux sont sujets à la fissuration qui mène à la localisation de la déformation, ce qui complique l’interprétation de la mesure extensométrique puisque cette dernière est sensible à la position de l’extensomètre par rapport à la fissure. Enfin, pour les essais de flexion, il est observé des écrasements en dessous des appuis qui biaisent les mesures de déflexion. Les mesures de champs par corrélation d’images vont alors permettre d’accéder à l’ensemble du champ de déformations surfaciques et de ne plus être dépendant de la position du capteur extensométrique. Ici, l’utilisation de la stéréovision permet de s’affranchir des défauts classiquement liés à la corrélation 2D (positionnement de la caméra, mouvement hors-plan, distorsions optiques, etc.). Dans la suite je présente des résultats de travaux que nous avons menés sur ces matériaux en collaboration avec T. Cutard, G. Dusserre et F. Nazaret (Aurock).

#### Visualisation de l’endommagement d’un béton réfractaire en traction

La stéréo-corrélation d’images est ici appliquée lors d’un essai de traction sur une éprouvette en béton réfractaire silico-alumineux à basse teneur en ciment à base d’andalou-site [MC04], cuite à 700 °C. Sur ce type de matériau, après un comportement linéaire élastique dont la limite dépend du type du béton et de la température de cuisson ou d’essai, un endommagement se développe, se traduisant par une non-linéarité de la courbe

de comportement, et par l'apparition d'une déformation permanente après déchargement. Afin d'observer le développement de la fissuration, la texture naturelle du béton a été conservée pour effectuer la mesure par Vic-3D [sof11]. Les conditions expérimentales et les paramètres sont les suivants : deux caméras CCD QICAM de résolution  $1360 \times 1036$  px, 8 bits, objectifs Computar 25 mm f1.3, grandissement  $58 \mu\text{m}/\text{px}$ , fenêtre de 15 px (résolution spatiale 0,87 mm), et résolution spatiale en déformation (jauge optique) de 4 mm de côté.

La figure 2.16 présente la courbe de comportement obtenue par LVDT et trois cartes en fausses couleurs des champs de déformation longitudinale correspondant respectivement aux points 1, 3 et 4 de la courbe de comportement. La figure 2.16(b) montre que le phé-

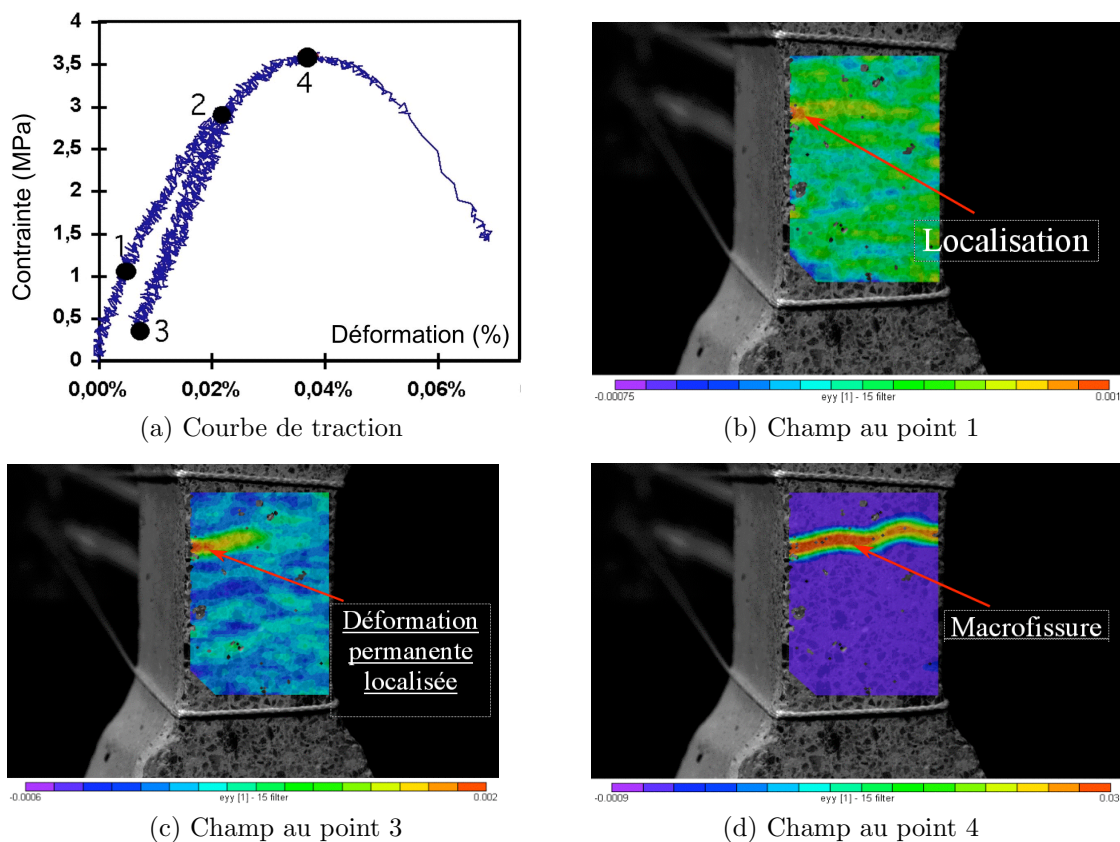


FIGURE 2.16 – Courbe de traction (a) et cartes des champs de déformation longitudinale (b–d), d'après [65].

nomène de localisation de la déformation débute un peu au dessus de 1 MPa (point 1), correspondant à la limite du comportement élastique, puisque au-delà de cette valeur la non-linéarité du comportement apparaît. Cette localisation est sans doute due à la présence d'un défaut ou d'une microfissure dans la zone où les déformations locales les plus fortes sont mesurées. Cette zone de localisation perdure jusqu'au niveau haut du premier cycle de chargement (point 2 à presque 3 MPa). La figure 2.16(c) montre qu'en fin de décharge (point 3), l'éprouvette présente toujours une déformation permanente dans la même zone. Ce résultat suggère que les déformations permanentes peuvent résulter de phénomènes

localisés de non-fermeture de décohésions ou de microfissures. La suite de l’essai ne présente aucune autre zone de localisation sur la surface observée. A la rupture au point 4 (Figure 2.16(d)), la macrofissure se propage précisément à partir de la zone dans laquelle la localisation est apparue bien avant le pic de contrainte. Ces observations mettent en évidence que des phénomènes de localisation peuvent apparaître sur ces matériaux dès les premiers stades du comportement non-linéaire. Elles montrent aussi que l’initiation des macrofissures se fait à partir de ces zones de localisation de l’endommagement. Enfin, les résultats obtenus à partir de la moyenne arithmétique sur la zone d’étude, de l’ensemble des valeurs spatiales des déformations, sont cohérents avec les valeurs mesurées par extensomètre mécanique lorsque celui-ci est utilisable.

### Comportement élastique d’un béton réfractaire renforcé en flexion 4 points

Nous allons maintenant étudier le comportement mécanique macroscopique d’un béton réfractaire renforcé par des fibres métalliques par extensométrie mécanique et par corrélation d’images, dans le cas d’essais de traction et de flexion quatre points. On montrera que des résultats similaires sont obtenus avec les deux essais. En outre, dans le cas des essais de flexion sur ces matériaux pré-endommagés<sup>37</sup>, les mesures de champ permettent de déterminer plus correctement le module d’Young que les méthodes classiques. Le matériau est ici un composite constitué d’une matrice (granulats de cordiélite et liant géopolymère) renforcé de fibres métalliques courtes en acier inoxydable (fraction volumique 1, 5%) [CCLB99], cuit ici à 500 °C.

La figure 2.17 donne un aperçu des géométries et des *ROI* des éprouvettes de traction et de flexion 4 points. La configuration expérimentale est détaillée au § 2.2.2.3 page 82.

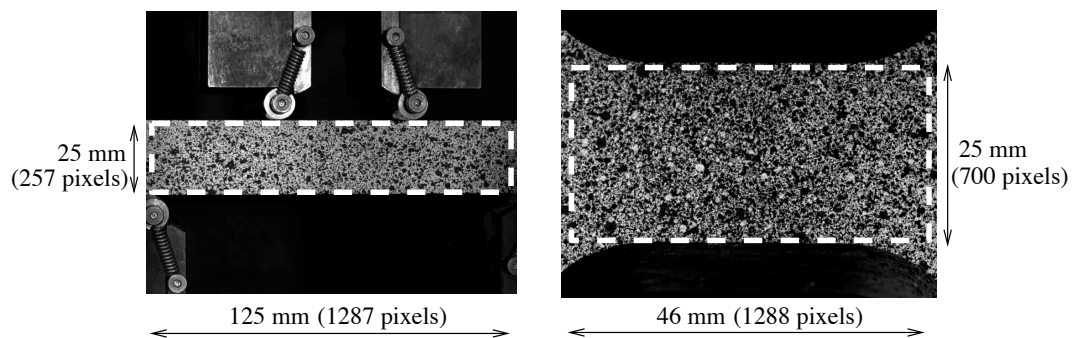


FIGURE 2.17 – Zones d’étude (*ROI*) en pointillé pour les éprouvettes de flexion (à gauche) et de traction (à droite). Un mouchetis à la peinture en bombe est appliqué afin d’augmenter la résolution de la mesure, d’après [7].

On s’intéresse tout d’abord aux essais de traction. La figure 2.18 compare les courbes de

37. Cette particularité provient des différentiels de dilatation des matériaux en présence et l’endommagement diffus est créé pendant la cuisson. Le comportement est alors élastique non-linéaire, mais passé la contrainte maximale l’adoucissement est raisonnable puisque les contraintes sont transférées *via* les fibres métalliques.



traction obtenues à partir des résultats de stéréo-corrélation (moyenne arithmétique sur la *ROI*, subset de 40 px soit résolution spatiale en déplacement de 1,43 mm et résolution spatiale en déformation de 5,32 mm) et des résultats donnés par l’extensomètre. Un lissage temporel, possible grâce à la fréquence d’acquisition des images en comparaison aux vitesses de sollicitation, permet aussi de diminuer le bruit des mesures de champ. Les

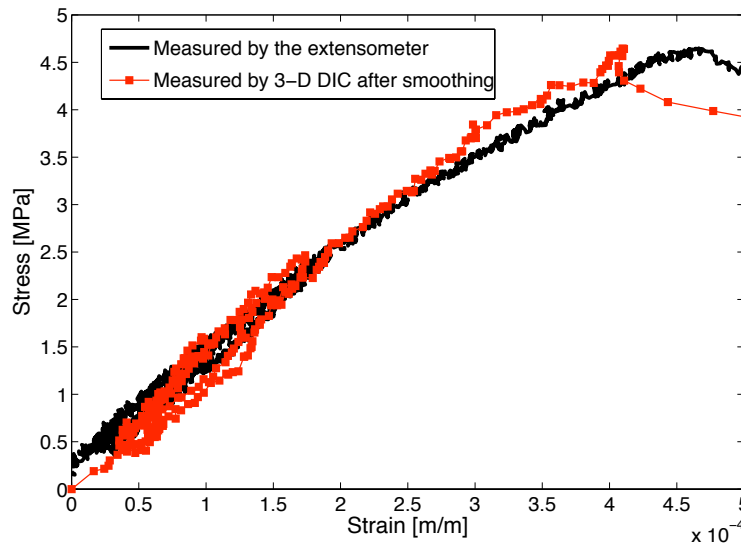


FIGURE 2.18 – Courbes de traction obtenues par mesure de champ et mesure ponctuelle sur échantillon cuit à 500 °C en traction uniaxiale, d’après [7].

deux courbes se ressemblent, bien que les valeurs des déformations permanentes soient plus élevées pendant le chargement/déchargement sur les boucles dans le cas des mesures de champ. Une différence entre les deux méthodes est également observée pour la déformation au pic de contrainte. Ces différences sont très certainement liés aux phénomènes de localisation de la déformation qui se produisent pendant la fissuration : l’extensomètre mécanique est plus dépendant des sites de location des fissures et de son positionnement sur l’éprouvette que la mesure de champs, qui en fait la moyenne sur la *ROI*. D’autre part, il ne faut pas oublier que les déformations ne sont pas mesurées sur la même face de l’échantillon (flexions parasites éventuelles). On montre sur le tableau 2.4 pour plusieurs température de cuisson, que les modules d’Young évalués par les deux mesures sont très proches, puisque les valeurs obtenues par corrélation d’images sont dans les plages de variabilité, toute à fait standards pour ce type de matériau, des valeurs obtenues par extensomètre mécanique.

On s’intéresse maintenant aux essais de flexion 4 points. Dans ce cas, le champ de déformation est particulièrement hétérogène. En conséquence, et en raison des spécificités du comportement des bétons réfractaires fibrés pré-endommagés par la cuisson, des précautions doivent être prises pour la détermination de leur module d’Young à partir d’essais de flexion. Classiquement, les données qui sont mesurées sont la force et la flèche, mais sur ce type de matériau il est souvent observé un écrasement au niveau des rouleaux qui biaise la mesure de la flèche et conduit à des erreurs importantes sur l’évaluation du module

	$E$ (extenso. traction) [GPa]	$E$ (3D-DIC traction) [GPa]	$E$ (3D-DIC flexion) [GPa]
Cuit à 110°C	30.1 ± 2.3	31.9	33.5
Cuit à 500°C	11.5 ± 1.9	12.9	10.1
Cuit à 900°C	13.0 ± 0.8	12.1	12.0

TABLE 2.4 – Comparaison entre les valeurs du module d’Young déterminées à partir des mesures extensomètre en traction (moyenne et dispersion sur 5 essais), corrélation d’images en traction et corrélation d’images en flexion, d’après [7].

d’Young, comme Nazaret *et al.* l’ont montré [NMC06].

Nous avons donc proposé d’identifier le module à partir d’essais de flexion en utilisant la mesure par corrélation d’images sur une zone de l’éprouvette à proximité de la surface inférieure en traction et entre les appuis inférieurs, comme présenté sur la figure 2.19 (voir § III page 209, [7] § *Four point bending test results*).

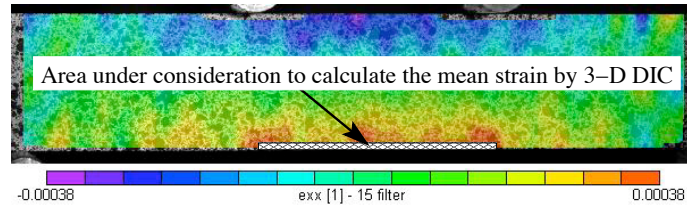


FIGURE 2.19 – Champ de déformation longitudinal lors d’un essai de flexion 4 points : description de la zone (45 mm de largeur de 1 mm de hauteur) considérée pour calculer la valeur moyenne de la déformation longitudinale afin de déterminer le module en flexion, d’après [7].

Le module d’Young  $E$  est alors déterminé à partir des valeurs de l’effort appliquée  $P$  et de la déformation mesurée par corrélation d’images  $\varepsilon_{xx}$ , en appliquant la théorie de l’élasticité :

$$E = \frac{3P(L - l)}{2\varepsilon_{xx}bh^2} \quad (2.36)$$

où  $b$  et  $h$  sont respectivement la largeur et la hauteur de l’éprouvette, et  $L$  et  $l$  les distances entre les appuis inférieurs et supérieurs. La mesure de  $\varepsilon_{xx}$  ne donne pas exactement la valeur de la déformation sur la surface en traction, puisqu’il y a un gradient linéaire, sur la face latérale, entre la fibre neutre et le bord en traction. La valeur trouvée est donc minorée, et celle du module d’Young devrait être surestimée. Or dans cette zone de traction maximale, Nazaret *et al.* [NMC06] ont montré qu’en raison de l’endommagement qui se développe pendant les cycles de cuisson, la microfissuration se produit dès le début du chargement mécanique même si un domaine linéaire existe sur le début des courbes de comportement. Or la microfissuration est favorisée sur le bord extérieur de l’éprouvette, c’est-à-dire précisément dans la zone où l’on collecte les mesures de champs, qui sont *de facto* surestimées. Ainsi, comme ces deux phénomènes produisent des effets opposés, les valeurs du module d’Young obtenues à partir des essais de flexion et corrélation d’images,

rapportées aussi dans le tableau 2.4, sont très proches de celles obtenues à partir des essais de traction (d’autant plus surestimée que la température de cuisson est faible).

Afin d’appuyer notre propos, on présente dans la figure 2.20 l’évolution de la déformation sur la face en traction, lors d’un essai de flexion monotone d’une éprouvette cuite à 110 °C, mesurée soit à partir de la mesure de champ (même protocole que précédemment, cf. Figure 2.19), soit à partir de la valeur du module d’Young estimée en traction uniaxiale (Tableau 2.4, première colonne), de l’équation (2.36) et de la mesure de l’effort  $P$ . En

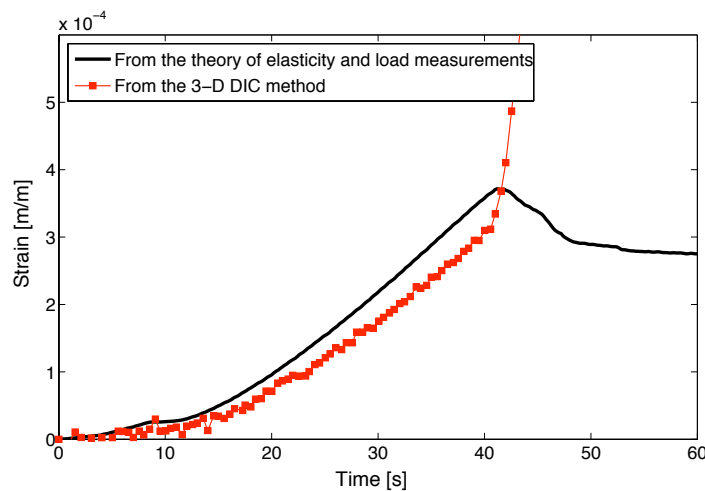


FIGURE 2.20 – Évolution de la déformation élastique lors d’un essai de flexion 4 points monotone effectué sur un échantillon cuit à 110 °C. Les valeurs des déformations sont soit calculées à partir de la théorie de l’élasticité (équation (2.36)) et mesures de l’effort, soit déduites des mesures de champ suivant la méthode définie Figure 2.19, d’après [7].

comparant les deux courbes, on peut conclure que les niveaux de déformation obtenus par corrélation d’images sont en effet sous-estimés. Par contre, les modules d’Young sont correctement identifiés, en tout cas bien mieux qu’en utilisant comme donnée la déflexion mesurée de la poutre, biaisée par les déformations locales aux niveaux des appuis.

### Asymétrie du fluage d’un béton réfractaire renforcé en flexion 4 points

Les travaux qui suivent visent à caractériser le comportement asymétrique du fluage d’un béton réfractaire à haute température (1030 °C – 1200 °C) [19]. Comme la mesure est impossible à chaud, les essais de flexion 4 points standard sont interrompus afin d’effectuer la mesure des champs des déformations résiduelles sur la surface des éprouvettes refroidies à température ambiante, par stéréo-corrélation d’images. En effet, dans ce cas nous re-positionnons l’éprouvette pour chaque mesure et la stéréo-corrélation nous assure de ne pas introduire de déformation apparente. La configuration expérimentale et les paramètres utilisés pour la corrélation ont été introduits précédemment au § 2.2.2.3 page 85. En premier lieu, le fluage n’est possible que si l’éprouvette n’est pas fissurée de manière macroscopique : il est sinon nécessaire d’augmenter la température et de diminuer le chargement.

Pour cela, la visualisation de la discontinuité des champs de déplacement au niveau de la (ou des) fissure macroscopique a été particulièrement utile (voir § III page 209, [19] § 4.3. *Strain fields at 1030 °C*). Lorsque le champ de déplacement reste continu (à l’échelle de la mesure) au cours du fluage, nous avons mis en évidence l’asymétrie du fluage en mesurant l’évolution de la position de l’axe neutre de l’éprouvette au cours fluage. Dans ce cas, il faut évidemment s’assurer que l’effet, sur la position de l’axe neutre, du déchargement élastique et de la relaxation est négligeable. Cette hypothèse est raisonnable car les contraintes emmagasinées sont très faibles. D’autre part, on s’est assuré aussi que le comportement élastique linéaire est équivalent en traction et en compression.

Outre le soin apporté au protocole expérimental et à la prise d’images (diminution du bruit d’image par moyennage, voir § 2.2.2.3 page 85), la difficulté majeure en corrélation d’images est liée aux phénomènes de mouvement locaux des différentes phases du matériaux et surtout à l’oxydation des fibres métalliques entre l’état initial et l’état après chauffage à haute température, les conditions de conservation du flot optique n’étant pas du tout respectées par endroit.

Les résultats les plus marquants sont présentés sur la figure 2.21, qui montre les champs résiduels des déplacements horizontaux et de déformation longitudinale permanente associée, respectivement après fluage de 25 et 50 minutes sous 1 MPa à 1200 °C sur une des éprouvettes testées. Bien que les champs de déformation soient particulièrement hétérogènes et

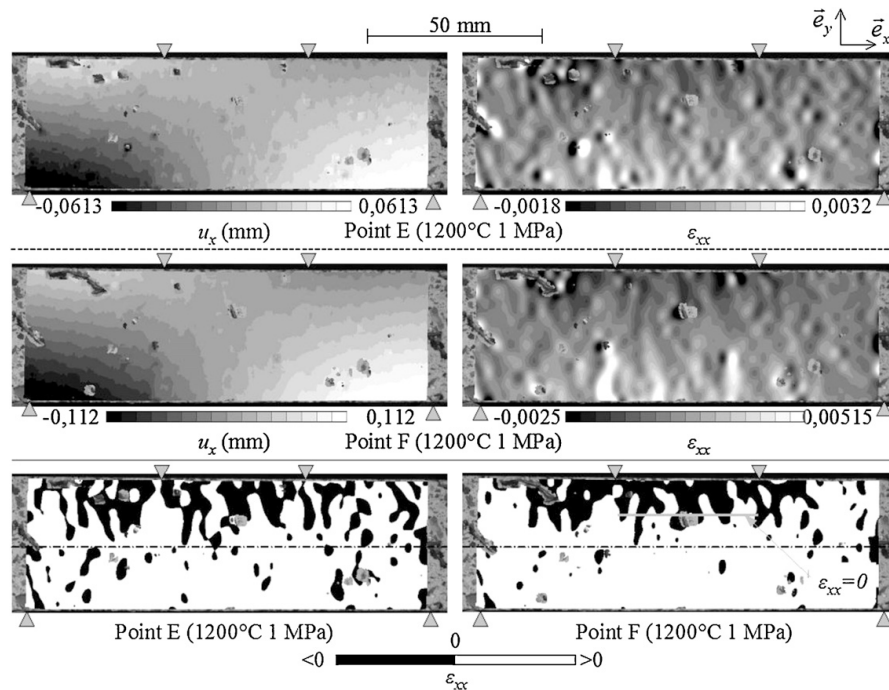


FIGURE 2.21 – Champs résiduels des déplacements horizontaux et de la déformation longitudinale associée, respectivement après fluage de 25 (point E) et 50 (point F) minutes sous 1 MPa à 1200 °C, d’après [19].

ce à l’échelle du matériau, ce qui a déjà été observé pour ces bétons réfractaires [7], il

n'y a pas ici de discontinuité des champs de déplacements : le bruit présent est lié aux micro-déformations des différents constituants lors de l'étape de chauffage/refroidissement, les lacunes dans les cartes d'isovaleur de  $u_x$  apparaissant lorsque la corrélation d'images ne peut aboutir. Par contre, les champs de déformation correspondant aux deux durées de fluage (points E et F) montrent un décalage de la ligne d'isovaleur de déformation nulle  $\varepsilon_{xx} = 0$  vers la zone de compression (cartes du bas de la figure 2.21), perceptible au point E et bien prononcé au point F. Le déplacement de cette ligne par rapport à la ligne médiane de l'éprouvette est d'environ 25% de l'épaisseur de cette dernière. Il est attribué au fluage asymétrique puisque aucun endommagement n'est mis en évidence. On montre enfin, à partir des mesures de champs, que la moyenne arithmétique de  $\varepsilon_{xx}$  le long de lignes comprises entre les deux rouleaux supérieurs présente une évolution linéaire en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette, avec une position de l'axe neutre décalée vers le haut, 75% de l'éprouvette subissant donc une déformation résiduelle de traction, position qui est indépendante de l'intensité du fluage (voir § III page 209, [19] § 4.4. *Strain fields at 1200 °C*).

### 2.2.3.2 Matériaux composites à matrice organique

#### Essais mécaniques sur éprouvettes stratifiées carbone/epoxy

Ces travaux débutés en 2003 se sont déroulés en collaboration avec l'ex-équipe Pro<sup>2</sup>Com du LGMT<sup>38</sup> (M. Mulle, J.-N. Périé, R. Zitoune et F. Collombet) [24, 10, 11], dans le cadre de leurs travaux au sein du Plan d'Etude Amont AMERICO (Analyses Multi-Echelles : Recherches Innovantes pour les Composites) piloté par l'ONERA, concernant le développement de méthodologies de calculs multi-échelles et de dialogue essais/calculs. Pour la partie expérimentale de ce projet, des démonstrateurs technologique (DT) en composite carbone/époxy représentatifs de structures industrielles car présentant des singularités conceptuelles (prises de plis, bords libres, forte épaisseur, trous) et multi-instrumentés (capteur FBG (voir section 2.3.2 page 141), jauges électriques, corrélation d'images) ont été développés.

Les travaux auxquels j'ai participé ont eu comme premier but de confronter et valider les différentes techniques de mesure lors d'essais de flexion 3 points, sur deux types de démonstrateurs réalisés en pré-imprégné HexPly UD M21/T700GC cuit en autoclave et homothétiquement équivalents : un de grande dimension (nommé DT1, taille 800 mm × 80 mm, épaisseur zone courante 9 mm (36 plis) et prise de pli 18 mm (72 plis)) et un de dimension plus petite (nommé DT2, taille 300 mm × 30 mm, épaisseur zone courante 5 mm (20 plis) et prise de pli 7 mm (28 plis)). Les mesures par stéréo-corrélation d'images sont proposées à l'échelle structurale macroscopique, et les difficultés proviennent du niveau relativement faible des déformations à mesurer sur un essai hétérogène par nature et présentant des déplacements relativement importants.

Pour le DT1, les FBG sont notamment disposés à l'intérieur dans le plan de symétrie de

---

38. Avant son intégration dans l'ICA en 2009.

l’éprouvette, dans la zone courante entre les plis 12 et 13 (RB1) et 30 et 31 (RB2), ainsi que dans la zone de plis (RB3 entre les plis 30 et 31, une jauge J1 étant collée sur la face inférieure au droit de RB3). Pour le DT2, un seul FBG est intégré dans le plan de symétrie de l’éprouvette dans la zone courante, et directement dans le pli 3 c’est-à-dire proche de la face inférieure. L’interrogation des FBG est réalisé grâce à un système d’acquisition Micron Optics Si425. Pour la mesure par stéréo-corrélation d’images, la configuration est la suivante : caméras CCD Hamamatsu C4742-95 refroidies (résolution  $1280 \times 1024$  px, 8 bits), objectif Nikon Micro 60 mm, les images étant traitées par Vic-3D [sof11] (critère NSSD, interpolation par splines cubiques, transformation affine).

On s’intéresse tout d’abord au démonstrateur DT1. Préalablement, des mesures sur la surface supérieure sur laquelle sont aussi collées des FBG et des jauges ont montré une concordance moyenne des résultats entre les 3 types de mesure, notamment car les niveaux de déformation à mesurer sont faibles [24].

Dans ce qui suit, on compare les mesures issues des FBG et des jauges aux valeurs obtenues sur la surface latérale par corrélation d’images. Préalablement, nous avons observé, à partir de la forme 3D de l’éprouvette, que la surface latérale n’est pas parfaite (défauts de découplage/polissage), ce qui justifie aussi l’utilisation de stéréo-corrélation. On s’intéresse à la zone courante. La figure 2.22 présente le champ de déformation longitudinale ainsi que son évolution mesurée par les FBG et par corrélation d’images<sup>39</sup> à différents stades du chargement. Les paramètres sont les suivants : grandissement  $32 \mu\text{m}/\text{px}$ , fenêtre de 21

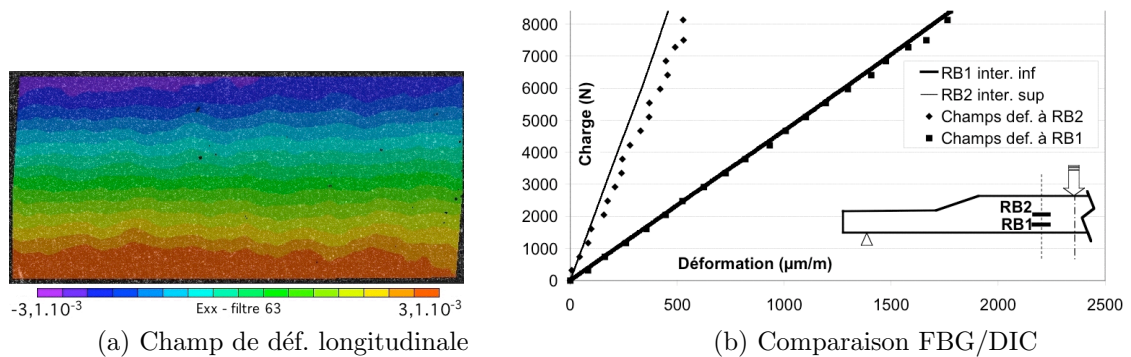


FIGURE 2.22 – Mesure en zone courante à charge maximale sur DT1, d’après [24].

px soit 0,67 mm, jauge optique de 4 mm. Un excellent accord est observé pour le RB1, et moins de 10% d’écart pour le RB2 positionné à proximité de la fibre neutre, et qui peut être due à la résolution spatiale limitée de la mesure de champ, comme on va le voir plus loin.

Pour la zone de prise de plis, le champ de déformation longitudinal ainsi que son évolution mesurée par le FBG (RB3), la jauge J1 et par corrélation d’images à différents stades du chargement est présenté Figure 2.23. Les paramètres sont les suivants : grandissement 48

<sup>39</sup>. La valeur de la déformation prise pour tracer les figures 2.22(b) et 2.23(b) est la valeur moyenne du champ sur un disque de 1 mm de diamètre, ajusté au mieux au droit du (des) FBG et de la jauge le cas échéant.

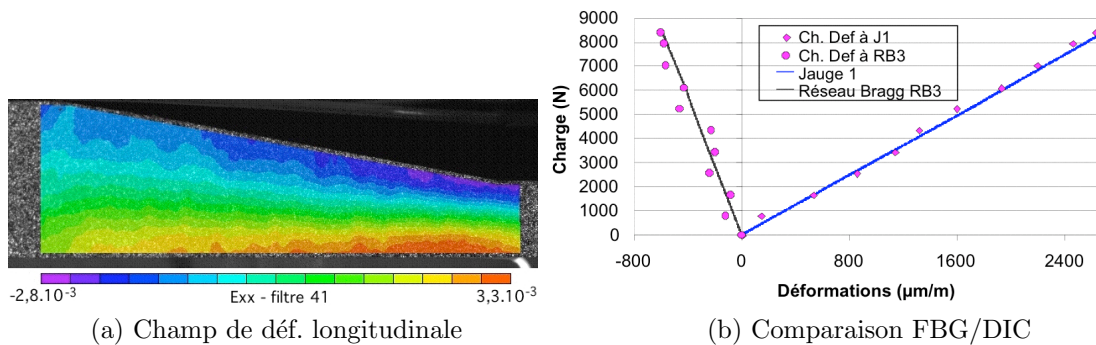


FIGURE 2.23 – Mesure en zone de plis à charge maximale sur DT1, d’après [24].

$\mu\text{m}/\text{px}$ , fenêtre de 15 px soit 0,72 mm, jauge optique de 4 mm. Les déformations maximale et minimale semblent être situées non pas dans la zone courante, mais au début de la zone de prise de plis. La symétrie du champ de déformation semble aussi un peu perturbée. On note quand même un très bon accord entre mesures de champ et mesures par jauge, un peu moins bon pour le FBG car le niveau des déformations est moindre (le FBG est assez proche de la fibre neutre). D’autre part l’aire du calcul de la déformation est petite et on atteint les limites en terme de résolution/résolution spatiale en déformation de la technique de stéréo-corrélation.

On s’intéresse maintenant aux éprouvettes de taille plus réduites (DT2). La problématique est ici de choisir soigneusement les valeurs des paramètres assurant un couple résolution spatiale (taille de la jauge optique)/incertitude de mesure optimal, permettant, d’une part, de ne pas lisser trop fortement les valeurs (critique ici car le champ est hétérogène) et d’autre part de limiter le bruit de mesure. Enfin, pour le DT2, la longueur des FBG (ici 8 mm) n’est plus négligeable par rapport à celle de l’éprouvette, et en flexion 3-points les déformations ne sont probablement plus constantes le long de celui-ci. Le grossissement est donc adapté afin d’avoir une *ROI* qui s’approche de la taille du FBG, ce qui n’est pas sans poser quelques problèmes car si lors des essais les déformations sont relativement faibles, les déplacements sont importants. Les paramètres sont donc les suivants : grandissement 14  $\mu\text{m}/\text{px}$  et fenêtre de 35 px soit 0,49 mm, jauge optique variable. Dans ces conditions expérimentales, les incertitudes sur la mesure des déformations sont déterminées par expériences *zéro déformation* (voir § 2.2.2.3 page 80), et l’écart-type sur la déformation est estimé, respectivement, à 420  $\mu\text{m}/\text{m}$  et 47  $\mu\text{m}/\text{m}$  pour une jauge de 0,49 mm et de 2,17 mm. La figure 2.24 présente le champ de déformation longitudinale  $\varepsilon_{xx}$  dans la zone courante, suivant le choix qui est fait pour lisser les déformations. Ce choix devient rapidement critique pour un champ hétérogène et une épaisseur d’éprouvette de 5 mm seulement, et l’effet de lissage spatial des déformations est flagrant sur la figure 2.24. Ces déformations  $\varepsilon_{xx}$  sont extraites le long du segment représentant la projection supposée de l’axe du réseau de Bragg sur la tranche de l’éprouvette (ligne blanche Figure 2.24) et tracées sur la figure 2.25. Bien évidemment, les mesures sont d’autant moins bruitées que les longueurs de jauges sont importantes. Cependant, la valeur moyenne diminue sensiblement aussi avec l’augmentation de la taille de jauge, puisque le calcul des déformations intègre des zones près de la fibre neutre où les déformations sont faibles, et ne peut extrapoler de valeur hors de la *ROI* (courbe pour la jauge de 4,27 mm par exemple). D’autre part, nous avons



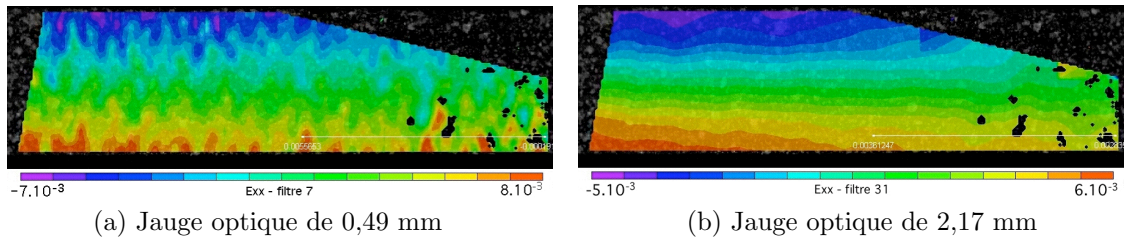


FIGURE 2.24 – Champ de déformation longitudinale au niveau du FBG dans la zone courante à charge maximale sur DT2, d’après [24].

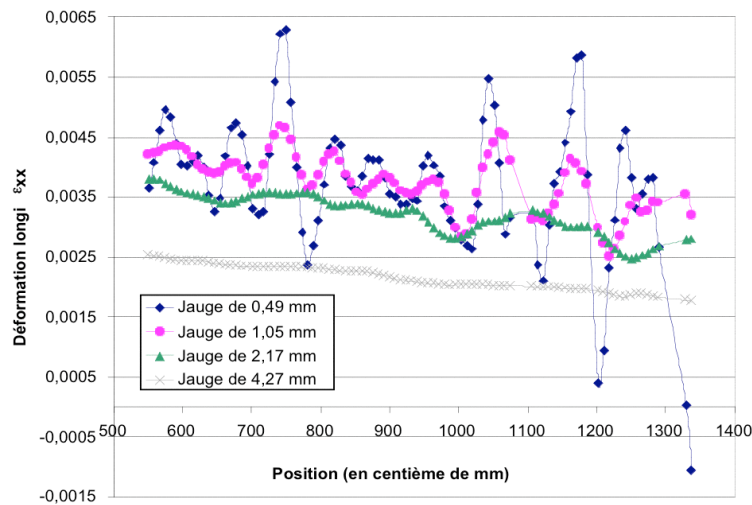


FIGURE 2.25 – Effet de la taille de la jauge optique sur la mesure de déformation le long de la ligne correspondant à la projection de l’axe du FBG sur la tranche de l’éprouvette, à charge maximale sur DT2, d’après [24].

aussi évalué l’incidence d’une erreur de positionnement du capteur FBG dans l’épaisseur du pli ainsi que axialement. Il s’avère que ces incidences sont négligeables par rapport à celle liée à la taille de la jauge optique, qui joue donc un rôle primordial. Les meilleures corrélations entre mesures de champ en surface et mesures à cœur par FBG sont obtenues pour des longueurs de jauges optiques faibles car, bien que les incertitudes soient les plus importantes, la valeur moyenne sur la longueur projetée du FBG diminue ces incertitudes et assure aussi une description correcte de l’hétérogénéité du champ.

Enfin, on présente quelques résultats de confrontation entre mesures par corrélation d’images, par capteur FBG et résultats de calculs éléments finis (EF) sur les éprouvettes DT2, cette fois-ci sollicitées en flexion 4 points. Quatre FBG sont noyés dans l’épaisseur de l’éprouvette à 20 mm de l’axe de symétrie et respectivement dans les plis 3, 10, 19 et 26. La modélisation EF est faite classiquement par des éléments volumiques multicouches isoparamétrique de degré 2 (Samcef type 11). Les paramètres matériaux sont issus d’une série d’essais de traction standard sur éprouvette unitaire. La figure 2.26 montre les champs de déformation longitudinale  $\varepsilon_{xx}$  (a) et de cisaillement  $\varepsilon_{xy}$  (b) dans la zone de pli à charge maximale. De la figure 2.26 sont extraites les valeurs des déformations moyennes mesurées



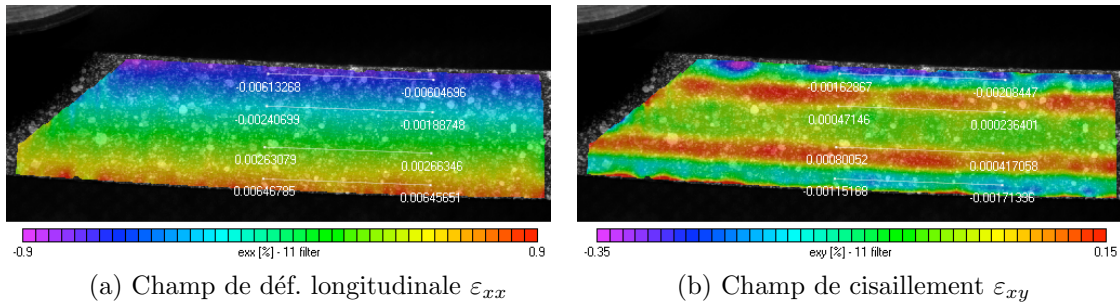


FIGURE 2.26 – Champs de déformation dans la zone de pli à charge maximale sur DT2. Les 4 lignes représentent la projection sur la tranche de la positions des 4 FBG situés dans l’épaisseur respectivement dans les plis 3, 10, 19 et 26, d’après [10, 11].

par corrélation d’images sur la face latérale de l’éprouvette le long des FBG. Les résultats, ainsi que ceux provenant du calcul EF, sont présentés Figure 2.27 pour 4 niveaux de chargement. Chaque méthode donne des résultats compatibles avec un comportement

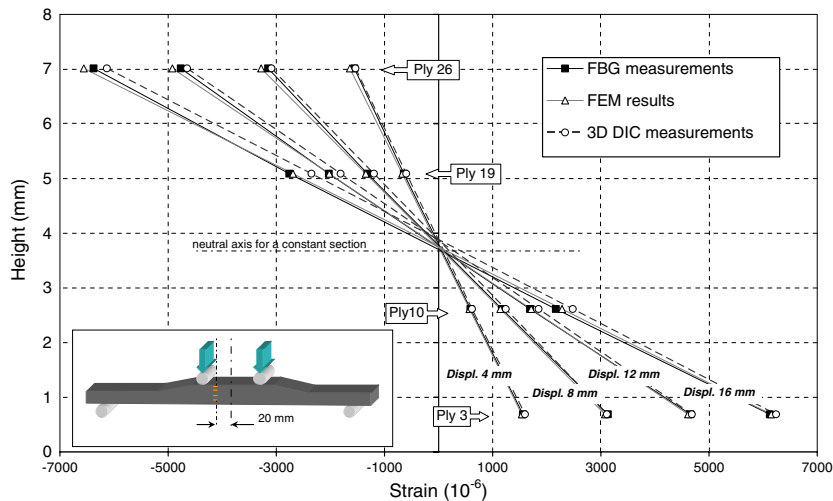


FIGURE 2.27 – Déformation longitudinale  $\varepsilon_{xx}$  distribuée dans l’épaisseur de l’éprouvette pour 4 niveaux de chargement, comparaison entre mesures par FBG, par corrélation d’images et résultats d’un calcul EF, d’après [10, 11].

linéaire. Toutefois, pour une méthode donnée, les lignes de la figure 2.27 se croisent au même point mais présentent des pentes dépendant de la méthode : le point de croisement qui correspond à la fibre neutre théorique est parfaitement trouvé par le modèle EF qui n’intègre pas de dissymétrie de comportement traction/compression. En effet, les déformations mesurées par corrélation d’images coïncident assez bien dans la partie en traction, et moins bien dans la partie en compression (jusqu’à 8% de différence). On peut attribuer cela aussi au fait que les mesures par FBG et la simulation EF donnent des résultats dans le plan de symétrie de l’éprouvette et ne sont pas influencés par les effets de bord, alors que la corrélation d’images intègre les effets de bords qui existent réellement sur la surface latérale. En effet, comme on peut le voir sur la figure 2.26(b), les déformations de cisaillement mesurées sont importantes et distribuées en bandes longitudinales réparties

symétriquement par rapport au plan médian. Les amplitudes obtenues par le modèle EF sont bien plus faibles (environ  $30 \mu\text{m}/\text{m}$ ) car il s’agit de déformation de cisaillement interne, elle n’ont donc rien à voir avec celles mesurées en surface que le modèle ne peut reproduire et les FBG ne peuvent mesurer.

La dernière application de la corrélation d’images à des structures composites que je présente ici, a aussi été menée en collaboration avec l’ex-équipe Pro<sup>2</sup>Com du LGMT (B. Douchain, J.-N. Périé, F. Collombet) dans la cadre de la thèse de L. Crouzeix [Cro08][**34**, **36**]. La structure est maintenant un tube composite de dimension moyenne fabriqué par enroulement filamentaire, et comme il est délicat d’obtenir des éprouvettes élémentaires représentatives du matériaux final, les essais sur structures sont dans ce cas bien plus pertinents. L’idée originale était donc de soumettre ce tube à des sollicitations simples (ou combinées) parmi la traction, la flexion et la torsion, et d’effectuer des mesures de champ à deux échelles : celle de la structure globale d’une part (sur la hauteur du tube, environ 500 mm), et celle d’une cellule élémentaire d’autre part (environ 100 mm), comme on le montre sur la figure 2.28. Pour cela, deux bancs stéréoscopiques synchronisés ont été utilisés, permettant deux résolutions optiques différentes : en champ proche et en champ lointain. Des comparaisons avec des mesures par jauges électriques ont tout d’abord mon-

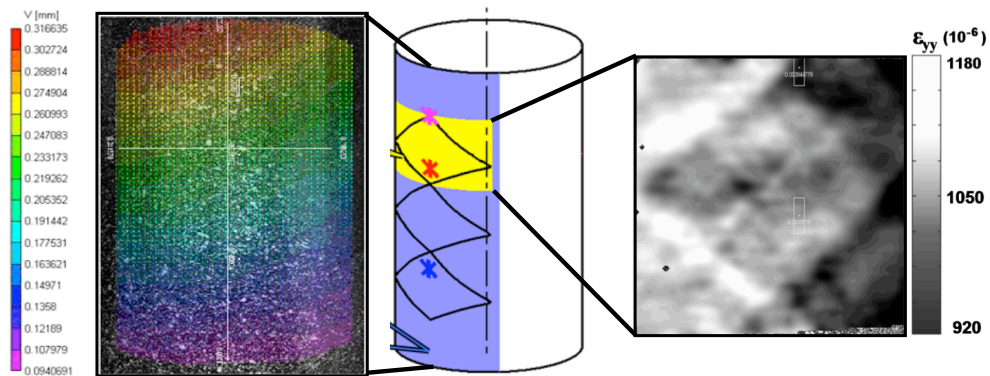


FIGURE 2.28 – Schéma du tube et des deux échelles de mesures par stéréo-corrélation d’images, (à gauche) champ des déplacements dans la direction de traction mesurés à l’échelle de la structure et montrant une flexion parasite, (à droite) champ des déformations longitudinales en traction à l’échelle de la cellule, d’après [10] et [Pér10].

tré un bon accord à l’échelle de la cellule, le champ de déformation en champ proche reproduisant en partie l’hétérogénéité due au tissage issu du procédé de fabrication. La mesure en champ lointain a permis d’avoir une vue globale de l’essai et de statuer par rapport aux conditions expérimentales et aux sollicitations supposées imposées. Par contre, la corrélation entre les résultats provenant des mesures aux deux échelles s’est avérée bien plus délicate à effectuer. Cependant, c’est ce type d’expérience qui a donné les bases de l’approche d’identification inverse multi-échelles que nous développons à l’heure actuelle et qui sera évoquée au § 2.2.4.2 : l’échelle en champ lointain permet d’introduire la géométrie et des conditions cinématiques aux limites réalistes, le champ proche permet d’identifier finement les paramètres constitutifs là où le matériau répond fortement.

### Caractérisation mécanique et endommagement de composite bois-plastique

Les composites bois-plastique à base de polyoléfines de grande diffusion et de sciure ou farine de bois sont de plus en plus utilisés, notamment comme matériaux pour le bâtiment car ils sont peu onéreux et légers, les fibres de bois apportant les propriétés mécaniques (rigidité), la matrice thermoplastique résilience et durabilité ainsi qu’une bonne résistance à la moisissure et aux attaques biologiques. Par contre, leurs caractéristiques mécaniques sont limitées, et leur comportement fortement tributaire de l’adhésion entre les fibres de bois (lignocellulose hydrophiles et polaires) et la matrice thermoplastique (hydrophobe et apolaire, à faible énergie de surface). L’utilisation d’agent de comptabilisation ou de couplage, principalement à base d’anhydride maléique, permet la formation de liaisons covalentes à l’interface entre les fibres de bois et les chaînes thermoplastiques [KSB04, GRB<sup>+</sup>09]. D’autre part, les fibres de bois sont souvent stabilisées par acétylation. Cela permet, par greffages covalents de petites chaînes carbonées sur ces dernières, une meilleure cohésion avec le thermoplastique par liaisons van der Waals [51, 21]. L’étude du comportement de composites bois-plastique nous a été proposée dans le cadre d’une collaboration entre B. Charrier (Univ. de Pau et des Pays de l’Adour) et F. Hugot (ENSIL Limoges) dans le cadre de la thèse de T. Ben Mbarek [BM11] en cotutelle avec la Tunisie. Dans ces travaux, nous souhaitons d’une part caractériser le comportement mécanique en traction de ces matériaux fortement hétérogènes à l’échelle des constituants, et d’autre part étudier l’endommagement au cours de la sollicitation, en fonction du pourcentage de fibre de bois et de présence ou non d’agent de couplage. Le matériau est un composite à matrice polyéthylène haute densité (PEHD) avec des fibres de bois (*pinus pinaster*) de longueur moyenne de 220  $\mu\text{m}$  (hors fibres fines, sachant qu’il y a 76% de fibres fines de longueur inférieure à 30  $\mu\text{m}$  et 1,3% supérieure à 1550  $\mu\text{m}$ ). Les éprouvettes sont injectées après mélange à 10% ou 30% de fibres, avec ou sans agent de couplage (polyéthylène anhydride maléique, MAPE). La stéréo-corrélation d’images est utilisée pour plusieurs raisons : (i) ne pas être tributaire du positionnement des pointes de l’extensomètre mécanique, assez intrusif sur ces matériaux souples et donnant des résultats dépendant des localisations de déformation et de la fissuration, (ii) d’analyser l’hétérogénéité des champs de déformation, et (iii) de ne pas être tributaire des effets 3D<sup>40</sup>. La configuration expérimentale est la suivante : caméras CCD Qicam (1360  $\times$  1036 px, 8 bits), objectifs Nikon 50 mm ouverture 11, *ROI* de 60  $\times$  10  $\text{mm}^2$  et facteur de grossissement de 16,5  $\text{px}.\text{mm}^{-1}$ , fenêtre de corrélation de 19 px (résolution spatiale en déplacement 1,15 mm), résolution spatiale en déformation choisie ici la plus grande possible (1,2 mm) donnée par le logiciel Vic-3D.

Pour l’ensemble des formulations, les courbes de traction macroscopiques sont obtenues en évaluant la déformation  $\varepsilon$  par la moyenne arithmétique du champ sur toute la *ROI*. Le comportement est fortement non-linéaire comme on le voit Figure 2.30(a). Ainsi le module d’Young  $E$  est estimé par la tangente à l’origine ( $ab$ ) d’un modèle de Maxwell-Bingham  $\sigma = a(1 - e^{-b\varepsilon})$  ajusté aux courbes expérimentales. On retrouve des résultats classiques :  $E$  augmente certes avec la présence d’agent de couplage, mais plus sensiblement encore avec la fraction massique de fibre, l’agent augmentant surtout la contrainte maximale (voir § III

---

40. Nous montrons d’ailleurs dans [16] que la surface des éprouvettes injectées est loin d’être plane, et que le hors-plan maximal mesuré lors des essais induirait une déformation apparente d’une amplitude de l’ordre de 0,1% si la corrélation 2D était utilisée.

page 209, [16] § *Mechanical properties of iWPCf and iaWPCf*).

Un résultat intéressant concerne l’évolution de l’hétérogénéité des déformations au cours des essais. La figure 2.29 présente à ce titre des isovaleurs de la déformation longitudinale pour plusieurs niveaux de déformation et pour une éprouvette à 30% de bois avec MAPE (aWPC30). A chaque carte correspond un point de la courbe de traction tracée sur la figure 2.30(a). Le champ de déformation apparaît très hétérogène et distribué aléatoirement

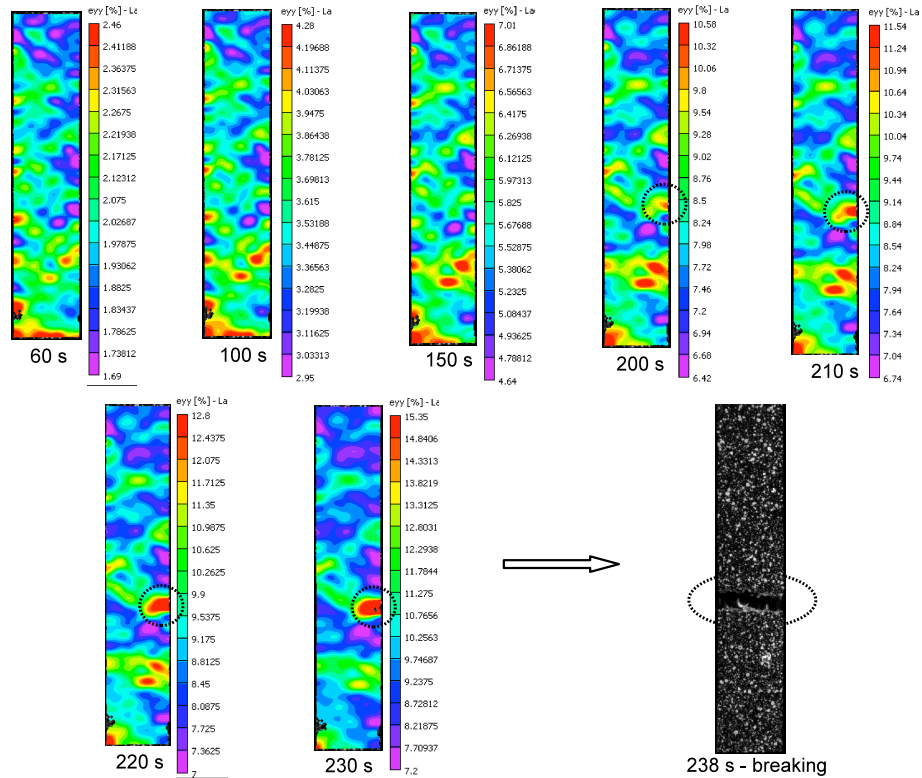


FIGURE 2.29 – Champs de déformation longitudinale mesurés par corrélation d’images au cours d’un essai de traction d’une éprouvette avec 30% de bois et MAPE. La rupture se produit à 238 s, d’après [16].

même à faible niveau moyen de déformation. Bien évidemment la résolution spatiale en déformation ne permet pas d’attribuer cette hétérogénéité de déformation, soit à l’hétérogénéité de raideur des constituants, soit aux micro-fissures ou micro-cavités interfaciales entre fibres et matrice (résultants aussi du procédé d’injection) et se développant dès le début de la sollicitation mécanique. Cependant, à partir de 200 s une macro-fissure apparaît et se développe jusqu’à la rupture (Figure 2.29). On observe aussi que les importants gradients de déformation sont plutôt localisés sur les bords de l’éprouvette [GRB<sup>+</sup>09], car la propagation de micro-fissures préexistantes est plus facile sur les bords libres que dans le cœur de l’éprouvette.

On montre que pour un matériau sans agent de couplage (WPC30), l’amplitude (maxi - mini) des déformations est du même ordre de grandeur qu’avec agent de couplage tant que la déformation est raisonnable, typiquement  $\varepsilon < 6\%$  comme on le voit sur la fi-

gure 2.30(b), en réalité tant qu’il n’y a pas création d’une macro-fissure interfaciale. La

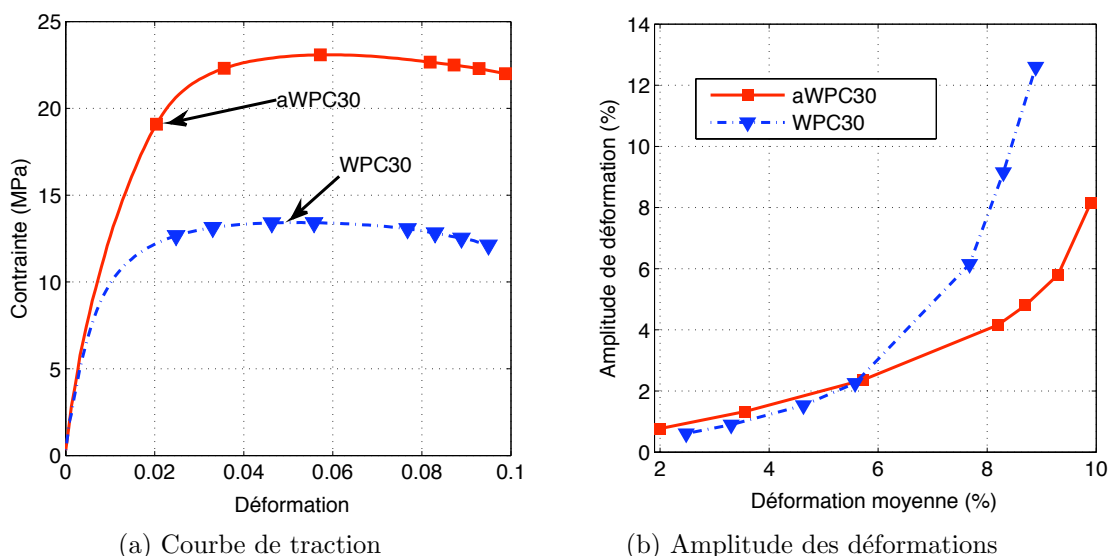


FIGURE 2.30 – Courbes de traction et analyse des champs de déformation longitudinale pour les formulations à 30% de bois avec (aWPC30) ou sans agent de couplage (WPC30), d’après [16].

figure 2.30(b) illustre clairement que l’agent de couplage repousse l’arrivée de la macro-fissure. Pour ce type de matériau, la structure interne s’endommage sous traction avec une augmentation de la densité de fractures microscopiques entre les fibres et la matrice (augmentation de l’hétérogénéité du champ de déformation avec la déformation moyenne), tant que la contrainte maximale, qui correspond à la propagation d’une fissure macroscopique se propageant, n’est pas atteinte. Cette contrainte dépend des liaisons interfaciales fibres/matrice, mais aussi de la distribution spatiale des fibres dans la matrice dont on sait qu’elle n’est pas identique en surface et dans l’épaisseur à cause du procédé de fabrication d’injection.

Enfin, nous avons caractérisé le degré d’hétérogénéité en calculant la distribution de la déformation longitudinale sur la *ROI* au cours des essais. Les distributions sont sensiblement gaussiennes, et pour simplifier, seul écart-type et moyenne sont calculés, pour une taille de jauge optique fixée (ici favorisant l’aspect local au détriment des erreurs de mesure, bien que la résolution spatiale soit toujours supérieure à la taille des plus grandes fibres de bois). Les erreurs de mesure ont donc été évaluées sur un essai identique mais pour une éprouvette de PEHD pur réputé parfaitement homogène. La figure 2.31 montre les résultats : pour le PEHD pur (Figure 2.31(a)) et pour un composite avec 10% (Figure 2.31(b)) puis 30% (Figure 2.31(c)) de fibres. L’écart-type de la déformation relatif à l’éprouvette de PEHD pur peut être associé à la partie aléatoire de l’erreur de mesure par corrélation d’images et à la variabilité de réponse du matériau, entre  $1,5 \times 10^{-4}$  et  $6 \times 10^{-4}$  sur la plage de mesure, soit un coefficient de variation (ratio écart-type/valeur moyenne) inférieur à 1%. Pour 10% de fibre, l’hétérogénéité est peu marquée et le coefficient de variation est d’environ 4%, l’écart-type augmentant à peu près linéairement avec la déformation moyenne. Pour 30% de fibre le coefficient de variation atteint plus de 15% avec une

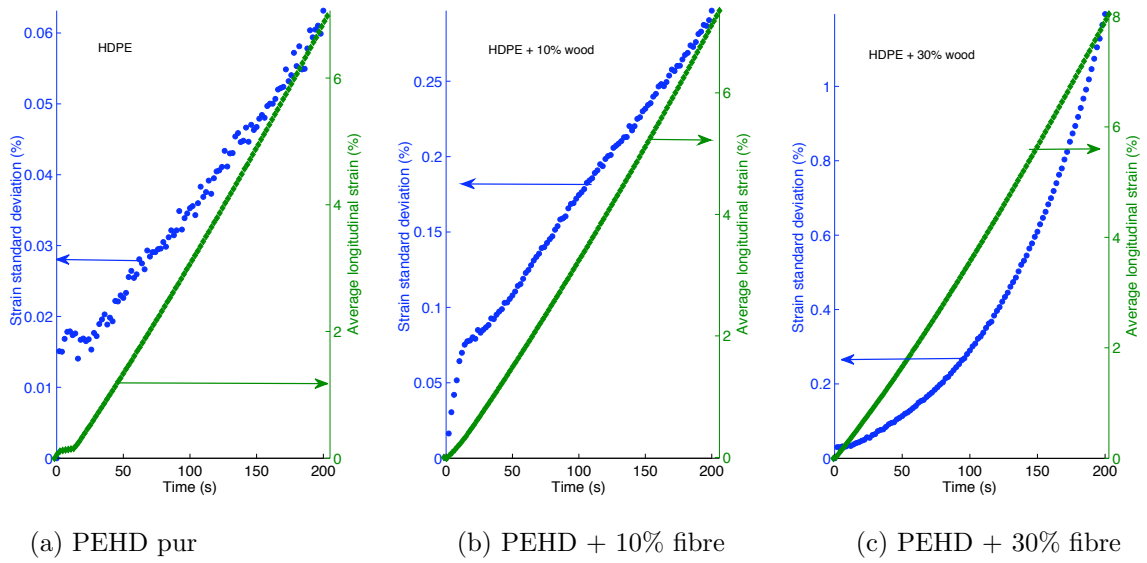


FIGURE 2.31 – Analyse de l'hétérogénéité de la déformation en traction : évolution de l'écart-type de la déformation et de la déformation moyenne en fonction du temps, pour une éprouvette en PEHD pur ou avec 10% et 30% de fibre, d'après [16].

évolution plutôt exponentielle, cf. Figure 2.31(c). Le scénario est le suivant (passé le domaine élastique linéaire) : si la fraction de fibre est faible, les localisations de déformation sont dues à des défauts internes microscopiques (micro-cavités dans la matrice, fissures microscopiques, décohésion interfaciale locale entre le bois et le PEHD) dont la densité et la sévérité augmentent proportionnellement avec le niveau de déformation, l'endommagement du composite résultant de l'ensemble de ces phénomènes microscopiques. Par contre, il n'y a pas coalescence des micro-défauts et aucune rupture n'est observée au cours des essais de traction pour les échantillons contenant 10% de fibres. Par contre, pour 30% de fibre, les localisations de déformation augmentent plus vite que le niveau de déformation, car en même temps qu'apparaissent et se développent ces localisations de déformations liées aux défauts internes microscopiques, le niveau de déformation impose la coalescence d'un certain nombre de ces microfissures (ou l'augmentation de la taille des décohésions interfaciales) jusqu'à ce qu'une fissure macroscopique soit créée.

Des analyses microstructurales complémentaires des faciès de rupture, observées au MEB, montrent que [51, 21] : (i) lorsque ni agent de couplage ni acétylation ne sont utilisées, les fibres sont déchaussées de la matrice PEHD si celles-ci sont plutôt orientées suivant la direction de traction ou cassées sinon, (ii) l'acétylation permet un greffage de chaînes carbonées sur les fibres de lignocellulose avec interaction de type van der Waals avec les macromolécules du PEHD. L'interface étant améliorée, les contraintes sont mieux distribuées autour des fibres et les propriétés mécaniques des composites sont un peu améliorées, mais on observe toujours une rupture à l'interface fibre/matrice, avec des fissures le long des fibres du bois, (iii) en présence d'agent de couplage, les fibres sont recouvertes de PEHD (copolymérisation des fibres avec le PEHD), et la décohésion a lieu au niveau de la matrice PEHD, cette formulation donnant ainsi les meilleures propriétés mécaniques.

### 2.2.3.3 Comportement plastique de tôles métalliques en formage incrémental

L’obtention de pièces ou de formes en travail des métaux en feuilles s’obtient généralement par déformation plastique à l’aide d’outillages à une température où le rapport ductilité du matériaux/efforts mis en jeu est favorable. La géométrie finale est souvent conditionnée par l’outillage : par exemple, en emboutissage, la matrice reçoit la tôle formée maintenue par le serre-flan et le poinçon l’enfonce. Le formage incrémental (*incremental forming, IF*) a la particularité d’utiliser un poinçon à bout sphérique de très petite taille, qui déforme localement et progressivement de manière incrémentale la tôle maintenue dans le serre-flanc, en suivant une trajectoire déterminée. L’enveloppe des trajectoires définit ainsi la forme finale de la pièce. Pour l’analyse des déformations des tôles issues de ce procédé de mise en forme émergent, la stéréo-corrélation d’images est un formidable outil car ce procédé induit une déformation plastique particulièrement localisée et donc foncièrement hétérogène, et ce sur des surfaces gauches. Deux études ont été menées sur ce procédé. La première étude, dans le cadre de la thèse de N. Decultot [Dec09] soutenue en 2009, en co-encadrement avec V. Velay et G. Bernhart (projet FUI 2008 *Formage Avancé*), s’est effectuée sur des nuances d’alliages d’aluminium. Pour cela, un pilote spécifique a été développé et a permis de mener des travaux plutôt orientés sur l’influence des paramètres procédés vis-à-vis de la formabilité des tôles, et de confronter des résultats expérimentaux de formage simple à des simulations numériques<sup>41</sup>. La seconde étude s’est déroulée dans le cadre de la thèse de Y. Balcaen [Bal13] dont la soutenance est prévue pour 2013, en co-encadrement avec V. Vidal, V. Velay et P. Lours (projet RTT Midi-Pyrénées *Formage Avancé du Titane*). Elle porte sur une nuance de titane commercialement pur (T40, de grade 2) utilisée dans les domaines médical, aéronautique et automobile, et vise à mettre en relation les mécanismes de mise en forme de la tôle avec la réponse microstructurale du matériau. L’analyse s’est donc focalisée d’une part sur la quantification des champs de déformation en tête de poinçon et de leur résultante incrémentale globale après formage, ainsi que leurs relations avec les efforts sur le poinçon, et d’autre part sur les effets de vitesse par l’analyse des champs de vitesse de déformation induite par le procédé. La deuxième partie de l’étude est consacrée à la réponse microstructurale du matériau, en comparant les microstructures de pièces formées par le procédé à celles d’échantillons sollicités à des niveaux de déformation comparables mais sous sollicitation monotone en contraintes planes, à différentes échelles en utilisant différentes techniques expérimentales (MEB, DRX, MET).

#### Le formage incrémental

En formage incrémental, la pièce est donc obtenue par déformations successives locales du flan sous l’action d’un petit poinçon piloté suivant des trajectoires définies et dont l’enveloppe donne la forme finale. On décrit dans la suite le procédé, des présentations plus détaillées pouvant se trouver dans les thèses de Decultot [Dec09] et Balcaen [Bal13] ou dans les références [JMH<sup>+</sup>05, MBSS08].

---

41. Pour ces simulations une description fine de modèles de comportement élasto-plastique a été effectuée, de manière classique mais aussi en particulier par l’utilisation d’une méthode de recalage de modèles éléments finis utilisant les mesures de champ et développée au § 2.2.4.



D’un point de vue industriel, l’avantage principal de cette technologie réside dans sa flexibilité de production : cycle de mise en production très court et coûts d’outillages pouvant être très faibles. *A priori* les formes complexes sont possibles, sous certaines réserves : dépouilles suffisantes, limites de formabilité du matériau, stratégies de programmation des trajectoires adéquates, etc. Par contre, les temps de procédés sont très longs (de plusieurs minutes à plusieurs heures), il réside des difficultés d’obtention de pièces présentant des formes convexes/concaves, et la précision géométrique des pièces est souvent délicate à obtenir (fond de forme, flexions non contrôlées, retours élastiques, etc.). D’autre part, la déformation des pièces étant principalement obtenue par étirage de la tôle, ces dernières peuvent présenter des variations d’épaisseurs finales importantes en fonction de l’angle  $\alpha$  que forment ses flancs par rapport à son plan de base : par analogie avec l’emboutissage, il n’y a pas de rétreint (glissement de la tôle entre poinçon et matrice) mais uniquement de l’expansion. D’un point de vue plus technique, les machines permettant la mise en œuvre du procédé de formage incrémental peuvent être des fraiseuses à commande numérique, des bras robotisés, ou des machines spéciales (Amino).

Il existe deux principales variantes et technologies du formage incrémental : le procédé simple point (SPIF, *Single Point IF*) dont l’absence de contre-forme implique que la géométrie de la pièce est uniquement conditionnée par la trajectoire de l’outil ; et le procédé double point (*Two Point IF*) qui procure des appuis à la tôle avec une matrice plus ou moins partielle. On parlera aussi de formage négatif quand l’outil repousse le centre de la tôle (le SPIF est donc une variante forcément négative du formage incrémental), et de formage positif dans le cas où l’outil travaille sur la face convexe de la forme. Pour aider à la ductilité des matériaux, il est possible d’employer des moyens de chauffage de la tôle par rayonnement (laser, IR), effet Joule ou par friction. Pour les problèmes tribologiques, l’outil classique à bout sphérique peut ou non tourner, et peut être avantageusement remplacé par un système à bille rapportée ou par des géométries d’embout adaptées, voire fluide.

Les différences fondamentales entre le SPIF et les procédés d’emboutissage sont les suivants :

- les états de déformations finaux de la tôle sont, comme pour le formage par étirage, dans le premier quadrant du diagramme des déformations principales ( $\varepsilon_1$  et  $\varepsilon_2$  positives) et il n’y a pas, pratiquement, de déformations en rétreint.
- les courbes limites de formages (CLF) en SPIF sont situées au-dessus de celles relatives à l’emboutissage, surtout dans la zone de déformation uniaxiale (ou traction large,  $\varepsilon_1 > 0$  et  $\varepsilon_2 \approx 0$ )<sup>42</sup>.
- en SPIF les chemins de déformation vus par les différents points de la tôle sont particulièrement complexes et non-rectilignes.
- les hypothèses en emboutissage, permettant de se passer des informations dans l’épaisseur du flan (contraintes planes) et simplifiant la modélisation des conditions de contact, ne sont plus valides, car la déformation plastique est ici localisée au voisinage de l’outil petit par rapport aux dimensions de la tôle, qui subit un état de contrainte tridimensionnel.

---

42. Il convient de souligner que les hypothèses sous-jacentes aux CLF ne sont pas assurées dans le cas du SPIF car les contraintes dans l’épaisseur de la tôle ne sont pas négligeables et ce d’autant plus que le diamètre de l’outil est petit.



Plus précisément, les contraintes subies par la tôle sous l’outil lorsque ce dernier est immobile sont les suivantes (sous l’hypothèse d’un modèle de Hertz du contact sphère-plan) : sous le contact, compression dans l’épaisseur et traction biaxiale dans le plan, et cisaillement tout autour du contact normal au plan de la tôle. Lorsque l’outil se déplace, s’y rajoutent un cisaillement dans l’épaisseur (frottement de l’outil sur une face de la tôle) et des flexions alternées en amont et en aval du chemin d’outil. On trouvera dans les travaux d’Emmens et Van den Boogaard [EvdB09] une analyse des phénomènes pouvant expliquer les performances du FI (striction repoussée, flexion sous tension, cisaillement dans l’épaisseur, effets cycliques, etc.).

Enfin, le SPIF se caractérise par les paramètres procédés suivants (hors température, matériaux à former et conditions de lubrification) : la taille du poinçon  $\phi$ , ainsi que sa vitesse d’avance  $v$  et de rotation  $N$ , la taille des incréments  $\Delta p$  et l’épaisseur de la tôle  $t_0$ . Pratiquement, la formabilité, caractérisée souvent par l’angle de formage  $\alpha$  maximum ou bien la déformation principale maximale en déformation uniaxiale ( $\varepsilon_1 = FLD_0$  quand  $\varepsilon_2 = 0$ ) [JMH<sup>+</sup>05], est augmentée si  $t_0$  et  $\Delta p$  restent petits (au détriment du temps de cycle) mais  $\phi/t_0$  ne doit pas dépasser un certain seuil.  $\Delta p$  est assez lié à  $\phi$  et à  $t_0$ , avec une certaine latitude dans son choix pour privilégier ou non les états de surface (comme en usinage) à la rapidité du formage.  $v$  doit impacter les matériaux visco-plastiques. La littérature recense pour de nombreux matériaux<sup>43</sup> la  $FLD_0$ , par exemple à partir de travaux sur des cônes [HG07] où les conditions s’éloignent pourtant des conditions de traction large lorsque le rayon de courbure du cône diminue. Les efforts de formage augmentent logiquement avec  $\Delta p$ ,  $t_0$ ,  $\alpha$ , et  $\phi$ . Enfin, la littérature décrit largement d’un point de vue plutôt technique comment optimiser les stratégies de FI (choix du balançage de la pièce, des trajectoires à fournir au poinçon, stratégies muti-passes) souvent à partir de résultats de formage (le critère étant généralement la forme finale de la pièce) ou de simulations numériques.

Dans nos travaux, nous nous sommes principalement intéressés à analyser les déformations en FI (déformations locales ou champs de déformation résultants) à partir de mesures par corrélation d’images *in situ*, c’est-à-dire lors du formage des pièces. Les seuls autres travaux publiés sur ces aspects sont ceux de l’équipe de Duflou [HGS<sup>+</sup>07, VGB<sup>+</sup>09, DVV<sup>+</sup>10, VVG<sup>+</sup>10, EBH<sup>+</sup>11, GGD<sup>+</sup>12, PB12]. Cela a permis tout d’abord de déterminer les états de déformation des pièces formées et l’influence de certains paramètres procédé. Puis nous avons focalisé sur l’étude des déformations locales en FI (zone d’influence du poinçon), l’analyse des chemins de déformation (déformation cumulée) et l’impact de la vitesse de déformation.

### Analyse du formage de nuance d’aluminium

Un pilote de procédé SPIF a donc été développé au laboratoire afin de reproduire des trajets de chargement complexes proches de ceux induits dans un environnement industriel

---

43. Principalement les alliages d’aluminium et les aciers (notamment pour emboutissage profond, DDQ), les cuivres et les laïtons. Le FI du titane concerne surtout la nuance Ti6-4, à limite d’élasticité élevée et peu ductile à froid, les recherches se focalisent donc surtout sur le chauffage lors du formage. Concernant le FI du titane pur, peu de travaux sont rapportés dans la littérature (principalement [HGH<sup>+</sup>08] pour des problèmes tribologiques).

(voir Figure 2.32). La déformation de la tôle est effectuée en standard grâce à un poinçon hémisphérique de diamètre 10 ou 20 mm en acier à outil X38CrMoV5, lubrifié par graisse. Un mouvement de l’outil suivant les trois axes (X, Y, Z) est obtenu par l’intermédiaire de trois broches à vis à billes, permettant un déplacement vertical (enfoncement) et un déplacement horizontal dans le plan de la tôle. La zone de travail fait  $400 \times 400 \text{ mm}^2$  et une profondeur d’embouti de 100 mm peut être atteinte. Une configuration de formage du bas vers le haut a été privilégiée, en conséquence les déformations de la tôle sont facilement observées et mesurées *in situ* par le dessus.

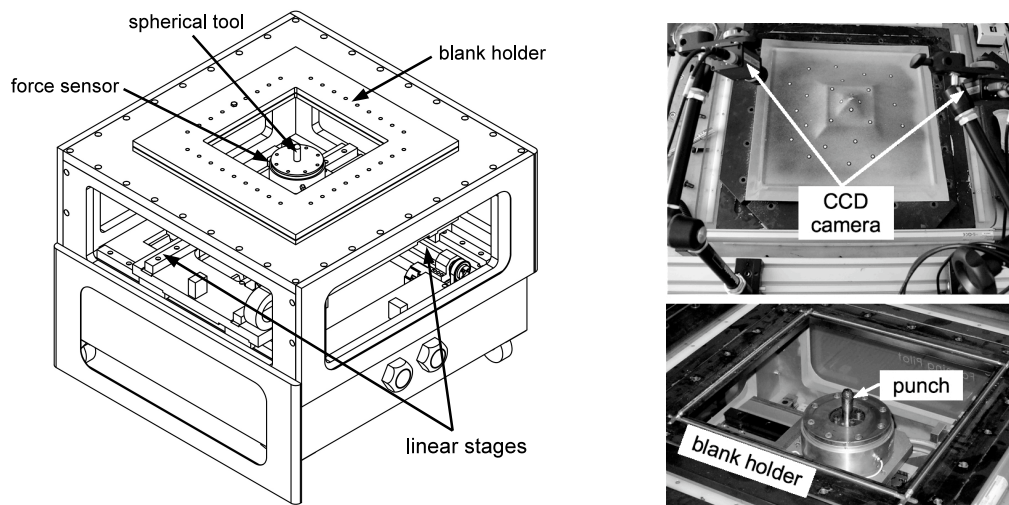


FIGURE 2.32 – Le pilote de procédé de SPIF. CAO du pilote (à gauche), détails vus de dessus (à droite), d’après [50].

Pour l’instrumentation, le pilote est équipé d’un capteur tri-axial permettant de mesurer les efforts lors du formage et d’évaluer les frottements. D’autre part, 4 caméras AVT Marlin F-145B2 (8 bits, résolution  $1392 \times 1040 \text{ px}$ , objectifs 16, 25 ou 50 mm) sont installées, en configuration de double-banc stéréoscopique. En effet dans le cas où il est nécessaire d’effectuer une mesure sur l’ensemble de la pièce formée, le champ de vue obtenu à l’aide d’un seul banc stéréoscopique n’est pas suffisant. Il est alors possible d’utiliser un deuxième banc stéréoscopique. Encore faut-il exprimer les deux nuages de points obtenus dans le même repère (recollage de nuages de points, *cloud stitching*). Le logiciel Vic-3D [sof11] propose une solution (*Multi-View option*) basée sur l’utilisation d’une zone commune de la pièce mouchetée vue par les deux bancs et servant de mire de recalage. Cela permet d’estimer la transformation entre les repères associés au banc maître et au banc esclave. Le nuage de points 3D issu du banc esclave est ensuite exprimé dans le repère du banc maître. Deux inconvénients à cette méthode : l’estimation de la transformation est d’autant plus “précise” que la zone commune est grande mais au détriment du champ de vue global des deux bancs ; d’autre part il n’y a pas de correspondance physique entre les deux nuages de points, donc à cause des erreurs dans la transformation et dans les deux nuages de points 3D coexistent dans cette zone commune deux champs de déplacement/déformation légèrement différents. Pour palier à cela, mes collègues J.-J. Orteu et F. Bugarin ont proposé (dans le cadre de la thèse de J. Harvent [Har10] pour la partie calibrage), une

méthode afin de s’affranchir de la délicate opération de recollage de nuage (*3D stitching*) que nous avons appliquée au SPIF. Cette méthode, détaillée dans [13], permet de calibrer le système des 4 caméras dans son ensemble<sup>44</sup> par une procédure d’ajustement de faisceaux creux basée sur l’algorithme de Levenberg-Marquardt. Les points sont ensuite appariés par corrélation d’images entre l’image venant de la caméra maître et toutes les autres images. La reconstruction 3D est aussi effectuée par ajustement de faisceaux à partir de 4, 3, voire 2 (au minimum) correspondants d’un point (appariement multi-images), suivant que les points sont ou non physiquement vus par l’ensemble des caméras. *In fine* un seul nuage 3D est obtenu, donc un seul champ de déplacement lorsqu’on met en œuvre aussi le suivi de point par corrélation d’images, et les erreurs de reconstruction sont *a priori* diminuées dès qu’un point est vu par plus de 2 caméras, par redondance. Cependant par souci de simplicité et d’efficacité, lorsque cela s’est avéré nécessaire, nous avons plutôt utilisé dans les travaux sur le formage incrémental la méthode proposée par le logiciel commercial Vic-3D Multi-View.

Les études expérimentales que nous avons menées sur les alliages d’aluminium ont permis, entre autres, de déterminer les états de déformations des pièces formées à l’aide des techniques de stéréo-corrélation d’images [50]. Les résultats principaux concernent l’analyse des champs de déformations sur toute la surface de la tôle formée. Les expériences présentées dans la suite ont toutes été conduites sur des tôles d’alliage EN AW-5086-H111 d’épaisseur 1 mm. Dans tous les cas, un mouchetis de peinture suffisamment fin relativement à la *ROI* est appliqué afin d’optimiser la résolution spatiale, et les paramètres expérimentaux sont les suivants : fenêtre de corrélation comprise entre  $11 \times 11$  px et  $15 \times 15$  px suivant les essais, grandissement typique de 8 px/mm assurant une résolution spatiale en déplacement comme en déformation de l’ordre de  $2 \times 2$  mm<sup>2</sup>. Les images sont traitées par Vic-3D et on s’intéresse principalement aux évolutions spatio-temporelles des champs des déformations principales maximale  $\varepsilon_1$  et minimale  $\varepsilon_2$ .

Une rapide étude à partir de déplacements de type solide rigide menée par Decultot [Dec09] a permis de retrouver les ordres de grandeurs habituels pour les erreurs de mesure en déformation par stéréo-corrélation : environ  $10^{-5}$  pour les erreurs systématiques et  $10^{-4}$  pour les erreurs aléatoires, en configuration standard. Ces valeurs sont très faibles en comparaison des grandes déformations obtenues en formage, cependant on portera une attention particulière sur les mesures locales en champ proche, car dans ce cas les champs de déformation sont fortement hétérogènes.

Une première analyse des déformations locales est réalisée pendant le formage d’une croix [FFM02], telle que la trajectoire du poinçon se résume à deux lignes perpendiculaires de longueur 100 mm, parcourues successivement, en imposant à chaque fois un enfoncement suivant  $Z$  de  $\Delta p = 0.5$  mm. Elle est présentée sur la figure 2.33(a) un peu avant la rupture ductile. Sur la figure 2.33(b) on définit plusieurs zones spécifiques : zone **A** : minimum de  $\varepsilon_2$ , zone **B** : premier maximum de  $\varepsilon_2$ , zone **C** : maximum de  $\varepsilon_1$ , zone **D** : passage à 0 de  $\varepsilon_2$  et zone **E** : maximum de  $\varepsilon_2$  et égalité entre  $\varepsilon_1$  et  $\varepsilon_2$ . Cet essai met en avant un certain nombre de particularités génériques du formage SPIF. Tout d’abord, au

---

44. La méthode est en réalité efficiente pour un système de  $N$ -caméras,  $N \geq 2$ , sans autre restriction sur  $N$ .

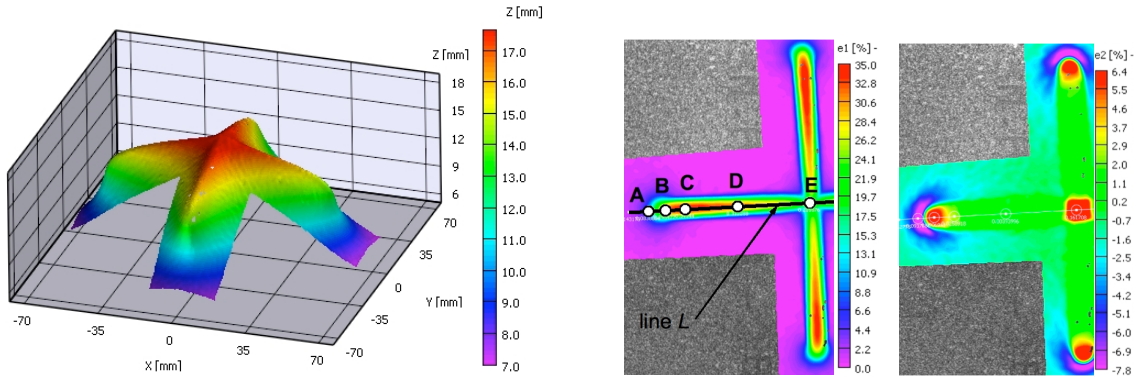


FIGURE 2.33 – (a) Forme 3D de la pièce. (b) Champ de  $\epsilon_1$  et de  $\epsilon_2$ , et définition de la ligne  $L$  et des zones **A** à **E** (pour une situation donnée un peu avant la rupture, et un diamètre de poinçon  $\phi = 10$  mm).

passage du poinçon et au droit de ce dernier, la déformation locale est purement biaxiale. Après passage du poinçon, on observe que :

- $\epsilon_1$  n’est pas constante le long de la ligne  $L$ , la valeur maximale étant située dans la zone **C**, où aura lieu la rupture,
- des phénomènes de flexion importants se manifestent en bord de forme (zones **A** et **B**),
- une déformation quasiment purement uniaxiale ( $\epsilon_2 = 0$ ) est observée dans les zones entre **C** et après **D**,
- une déformation quasiment purement biaxiale ( $\epsilon_1 = \epsilon_2$ ) est observée dans la zone **E**,
- enfin, des effets de structure sont aussi observés : le forme de la croix est concave (hors-plan croissant jusqu’au centre) alors qu’entre les zone **D** et **E**,  $\epsilon_1$  ne fait que décroître.

La croix présentée Figure 2.33 a été aussi formée en faisant varier le diamètre du poinçon  $\phi$  (10 et 20 mm) et l’incrément  $\Delta p$  (0,5 et 2 mm). Quelle que soit la taille du poinçon ou de l’incrément, les diagrammes de formage sont très similaires, cependant on observe bien que la formabilité des tôles diminue avec l’augmentation de la taille de l’incrément et de l’outil. Dans nos expériences, nous avons mesuré des valeurs maximales de  $\epsilon_1$  à rupture, obtenues entre les zones **C** et **D** de la figure 2.33(b) et donc proche de la valeur de  $FLD_0$ , égales à 55%, 51% et 45% respectivement pour les combinaisons  $[\phi=10 / \Delta p=0,5]$ ,  $[\phi=20 / \Delta p=0,5]$  et  $[\phi=20 / \Delta p=2]$  (en mm),  $\epsilon_2$  n’excédant jamais 4%. On se rappellera que pour cet alliage d’aluminium l’allongement à rupture en traction uniaxiale n’excède pas 25%.

D’autre part, une analyse globale des champs de déformation a été menée sur plusieurs types de pyramides, avec les paramètres procédés suivant : angle de formage  $\alpha = 45^\circ$  (la loi sinus donne une déformation théorique de  $1 - \sin(\pi - \alpha) = 29\%$ ),  $\phi = 20$  mm,  $\Delta p = 2$  mm sur 25 passes et  $v = 50$  mm.s<sup>-1</sup>. Les pyramides se différencient principalement par le rayon de courbure  $R$  imposé entre les flancs droits, qui est soit constant (grand, ou petit c’est-à-dire égal à  $\phi/2$ ), soit variable. La figure 2.34 présente les résultats principaux en terme d’isovaleurs de  $\epsilon_1$  et  $\epsilon_2$  sur les différentes pièces formées.

On observe que les champs de déformations ne sont pas homogènes sur les flancs droits des formes obtenues. Ce phénomène lié au frottement et appelé *twist effect* a déjà été

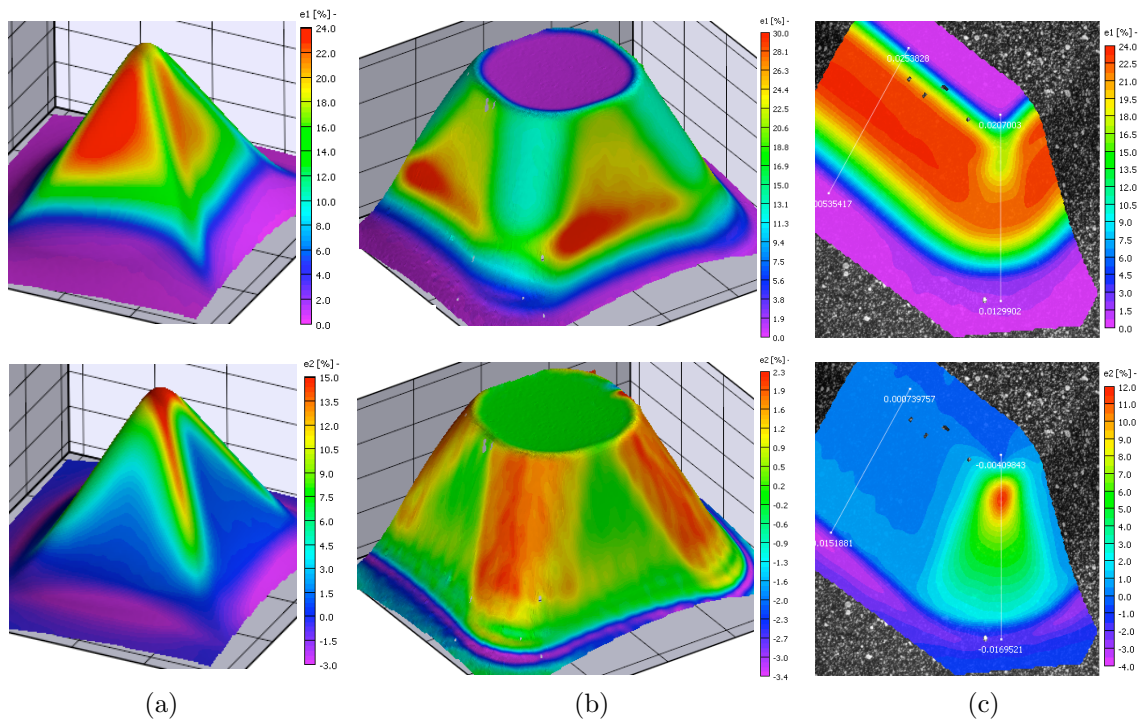


FIGURE 2.34 – Isovaleurs de  $\epsilon_1$  (en haut) et de  $\epsilon_2$  (en bas) pour différentes pyramides formées. (a) pyramide (base  $100 \times 100 \text{ mm}^2$ ) avec  $R = \phi/2$ . (b) pyramide tronquée (base  $240 \times 240 \text{ mm}^2$ ) avec  $R = 50 + \phi/2 \text{ mm}$ . (c) pyramide tronquée (base  $200 \times 200 \text{ mm}^2$ ) avec  $R$  décroissant de  $50 + \phi/2$  à  $\phi/2 \text{ mm}$ , d'après [50].

montré par plusieurs auteurs et plus particulièrement récemment investigué par l'équipe de Duflou [DVV<sup>+</sup>10]. D'un point de vue de la géométrie de la pièce obtenue, celle-ci peut donc présenter un vrillage plus ou moins marqué autour de la direction de formage. D'autre part, on retrouve des états de déformation en pure traction large sur les flancs droits, qui évoluent vers de la traction biaxiale dans les coins lorsque  $R$  diminue. Par exemple,  $\epsilon_2/\epsilon_1 \approx 0,1$  pour la pyramide à  $R$  constant (Figure 2.34(b)) et  $\epsilon_2/\epsilon_1 \approx 0,8$  pour la pyramide dont le rayon de courbure du coin est celui de l'outil (Figure 2.34(a)), pour le cas du rayon variable  $\epsilon_2/\epsilon_1$  évolue entre 0,2 et 0,65 de manière non-linéaire.

Enfin, une première comparaison entre essais et calculs a été menée par N. Decultot [Dec09], à partir d'une expérience de formage très simple comportant 3 étapes de chargement (voir Figure 2.35 de gauche) : du contact avec la tôle le poinçon ( $\phi=20 \text{ mm}$ ) s'enfonce verticalement suivant  $Z$  de 16 mm (point A), puis se déplace horizontalement selon l'axe  $X$  de 50 mm (point B), et enfin ressort verticalement hors contact (point C). Pour la mesure, deux bancs stéréoscopiques sont utilisés : un banc en champ lointain observe toute la tôle ( $ROI 500 \times 500 \text{ mm}^2$ ), l'autre banc en champ proche uniquement la zone déformée par l'outil ( $ROI 140 \times 100 \text{ mm}^2$ , Figure 2.35 de gauche). A l'aide du banc en champs lointain, on remarque que la mise en place et le serrage de la tôle dans le serre-flan génère une déformation moyenne de celle-ci de l'ordre de 0,03% et un bombé d'environ 3 mm. La simulation de l'essai est réalisée à l'aide du logiciel éléments finis ABAQUS Explicite. A cause de l'influence prépondérante de l'élasticité sur la forme de la pièce finale et parce



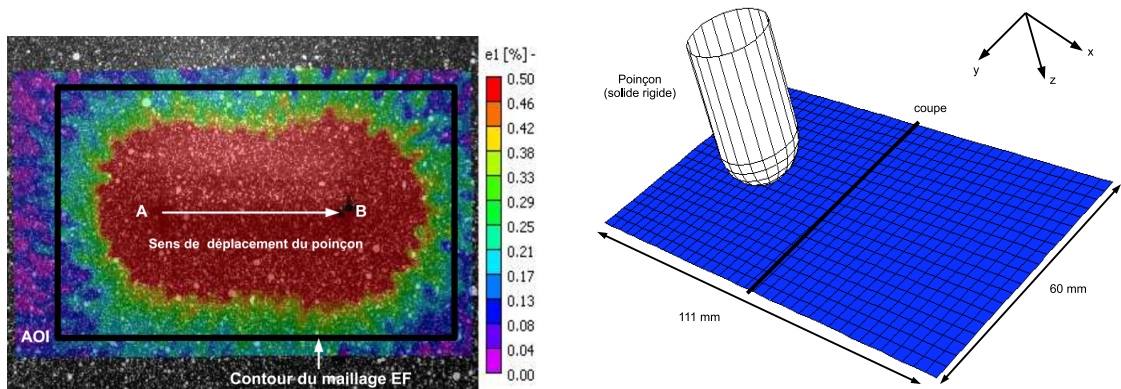


FIGURE 2.35 – Définition de l’*ROI*, du contour du maillage EF et des points A et B de la trajectoire du poinçon (à gauche). Modèle EF et localisation de la coupe sur laquelle sont extraits les résultats des confrontations essais - calculs (à droite), d’après [Dec09].

que la zone formée est particulièrement réduite en comparaison à la taille du flan, le modèle EF ne prendra en compte qu’une petite partie de la tôle (de dimension  $111 \times 60 \text{ mm}^2$ ) englobant la zone formée et incluse dans la *ROI* en champ proche<sup>45</sup>. Ceci est réalisé de telle sorte que le matériau au niveau du contour de cette zone reste dans le domaine élastique lors de l’essai (déformations maximales  $\leq 0,25\%$ , voir Figure 2.35 de gauche dont le champ est seuillé à  $0,5\%$  de déformation pour plus de lisibilité). La taille des éléments (coques à 4 nœuds à interpolation linéaire à 9 points d’intégration dans l’épaisseur) est choisie égale à la résolution spatiale en déformations de la mesure ( $3 \times 3 \text{ mm}^2$ ) soit 740 éléments et de 798 nœuds (Figure 2.35 de droite). Le poinçon est rigide indéformable. Le modèle de contact est de type frottement avec glissement constant, ce qui est cohérent avec les mesures des efforts. Le coefficient de frottement est ajusté de telle sorte que la valeur du ratio d’efforts  $F_x/F_z$  calculée soit égale à celle mesurée par le capteur dans la plupart des situations, soit 0,2. Les conditions aux limites en déplacement sur le contour de la zone maillée sont imposées à partir des mesures par stéréo-corrélation [BCC<sup>+</sup>00] : une procédure permet de rechercher le plus proche voisin entre chaque nœuds du maillage EF et les nœuds du maillage 3D surfaciques du champ de déplacement expérimental, ce dernier étant beaucoup plus dense, pour les trois étapes du chargement du cycle de formage. Le matériau est un alliage d’aluminium EN AW-2024T3 décrit par un modèle de comportement élastoplastique avec critère orthotrope quadratique de Hill48 [Hil48] et écrouissage isotrope de Ludwik (voir § 2.2.4.1 page 124 et [Dec09] pour les valeurs des paramètres).

La figure 2.36 présente les principales confrontations entre les résultats de simulation et de mesure. Les tendances générales sont approximativement retrouvées. Les efforts issus de la simulation numérique sont, dans l’ensemble, supérieurs de 10% à ceux mesurés expérimentalement. Sur la forme finale de la pièce, Figure 2.36 de gauche, on observe que la simulation surestime la profondeur de l’embouti, même à proximité des nœuds où sont imposées les conditions de Dirichlet. L’anisotropie est plus marquée expérimentalement

45. Les simulations prenant en compte la tôle complète encastrée au niveau du serre-flan se sont révélées difficilement comparables aux résultats expérimentaux.

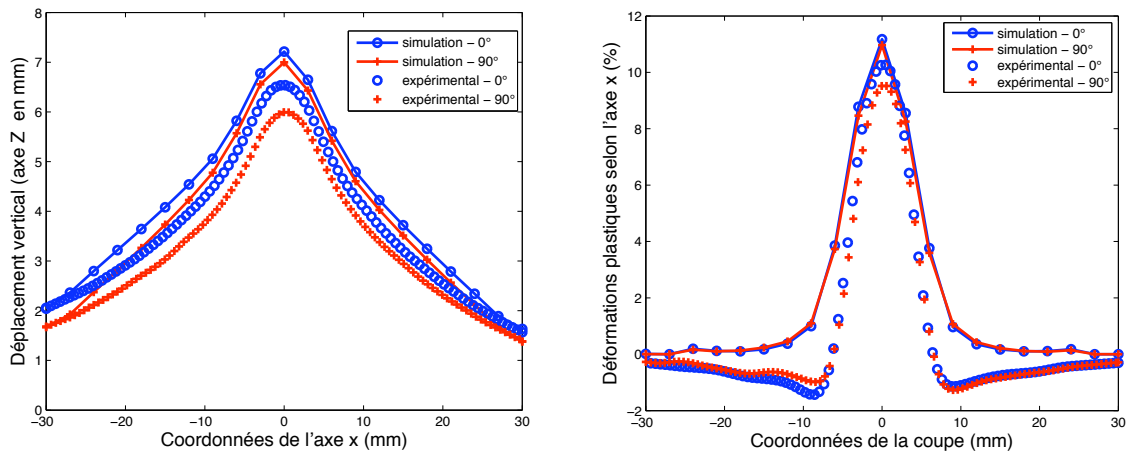


FIGURE 2.36 – Profils après mise en forme présentés le long de la coupe perpendiculaire au déplacement horizontal du poinçon : forme finale de la tôle (à gauche) et déformation plastique  $\varepsilon_{xx}$  (à droite), d'après [Dec09]. Dans la légende,  $0^\circ$  (resp.  $90^\circ$ ) fait référence à la direction de laminage (resp. transverse).

que ne le montre la simulation. La déformation plastique  $\varepsilon_{xx}$  calculée est insensible à la direction de déplacement du poinçon par rapport à la tôle. Par contre, les effets de flexion à la base de la forme ( $\varepsilon_{xx} \leq 0$ ) clairement observés expérimentalement ne sont pas du tout reproduits, de même que les valeurs de la déformation aux nœuds où sont imposées les conditions de Dirichlet. Afin d'expliquer cela, on peut d'abord mettre en cause le fait d'appliquer les conditions aux limites expérimentales directement dans le modèle EF : d'une part les contraintes sont dépendantes sur une certaine distance de la façon dont sont imposées les conditions aux limites cinématiques (violation du principe de Saint-Venant), d'autre part le modèle de coque suppose d'introduire aussi une relation cinématique entre déplacement et rotation. Les écarts entre simulations et mesures peuvent aussi provenir de l'inadéquation du modèle (hypothèse coque, modèle de comportement et de frottement), du retour élastique dont on sait qu'il est prépondérant sur la géométrie des pièces finales, et de la manière de comparer les deux formes<sup>46</sup>. En conclusion, s'il est très naturel de vouloir comparer les résultats des mesures dans ce cadre là (champs de déformations sur surface gauche) aux résultats de simulations numériques, la mise en œuvre d'un véritable dialogue essais - calculs s'avère assez délicat à effectuer et nécessite d'autres travaux spécifiques qui restent à mener.

### Modes de déformation macroscopique du titane T40

Dans cette section on propose de fournir pour le titane T40 une analyse des déformations rencontrées en FI tout d'abord à l'échelle de la pièce formée, puis à l'échelle locale autour du passage du poinçon. On s'intéresse ensuite à l'aspect temporel de l'évolution de la

<sup>46</sup>. A ce titre, l'application des déplacements expérimentaux mesurés comme conditions aux limites permet de s'affranchir d'un certain nombre de problèmes, particulièrement ceux liés aux déplacements de solide rigide dans l'espace.

déformation (description du chemin de déformation et influence de la vitesse). D’un point de vue pratique, à cause de difficultés tribologiques, le formage du T40 nécessite l’utilisation d’un poinçon comportant une bille de roulement en acier insérée dans un support en bronze et lubrifiée sous pression à la graisse. Préalablement aux essais de FI, des essais de traction uniaxiale ont montré que le comportement du T40 était élasto-viscoplastique avec critère anisotrope et écrouissage anisotrope. Deux géométries types sont principalement formées : pyramides et cônes, sur des tôles d’épaisseur 0,8 mm.

Sur les faces planes des pyramides (murs) formées pour  $20^\circ \leq \alpha \leq 60^\circ$ , on retrouve un état de déformation de traction large ( $\varepsilon_1 > 0$ ,  $\varepsilon_2 = 0$ ) qui suit la tendance de la loi sinus avec des niveaux moindres. En effet, en l’absence de serre-flans spécifiques une grande partie de l’effort fourni par le poinçon sert à ce que la tôle se déforme globalement de manière élastique, au détriment de la déformation plastique locale en tête d’outil. Pour les cônes ( $\alpha = 20^\circ, 30^\circ$  et  $40^\circ$ ),  $\varepsilon_2 \ll \varepsilon_1$ , mais  $\varepsilon_1$  tend à décroître sensiblement en étant compensée par l’augmentation légère de  $\varepsilon_2$  à l’approche du sommet. En traçant  $\varepsilon_2$  en fonction de la courbure du cône, on montre que celle-ci évolue de manière linéaire avec une pente fonction de l’angle de formage  $\alpha$  [Bal13]. Cette courbe peut être extrapolée et passe bien par l’origine du repère (courbure nulle = flan droit).

A l’échelle plus locale, on peut observer par exemple sur la figure 2.37, le champ de déformation  $\varepsilon_1$  généré à la surface de la tôle lors d’un passage du poinçon sur une pyramide déjà en cours de formage ( $\alpha = 45^\circ$ ,  $\phi = 20$  mm). Une attention particulière a été portée pour augmenter les résolutions spatiales en déplacement et en déformation, respectivement de 0,6 mm et de 2,37 mm, afin de décrire le plus correctement possible l’hétérogénéité de la déformation.

On retrouve les trois zones qui subissent l’influence du passage de l’outil : zone en flexion en avant du poinçon ( $\varepsilon_1 = 0$ ,  $\varepsilon_2 < 0$ ), zone en traction biaxiale sous le poinçon (tension sous la tête de l’outil et flexion de la tôle) et zone de traction large dans le sillage de l’outil. Il est important de comprendre que cette traction large est obtenue car la pièce formée ne peut admettre de déformation dans le sens de déplacement du poinçon de par sa géométrie : c’est donc le matériau tout autour de la zone d’influence du poinçon qui va faire réduire  $\varepsilon_2$  après le passage de l’outil, en générant notamment des contraintes internes. Enfin, on note l’apparition de deux maximums locaux de  $\varepsilon_1$  en tête et dans le sillage du poinçon [HGS<sup>+</sup>07], résultant probablement du contact poinçon - tôle et de l’effet de structure de la pièce formée, délicats à appréhender.

La description de la complexité du chemin de déformation a pu être menée en utilisant une paire de caméras rapides<sup>47</sup> lors du formage complet d’une pyramide. Un chemin de déformation complet typique est présenté par exemple Figure 2.38(a). Les trois premiers cycles ne produisent pas de déformation permanente. Du cycle 4 au cycle 10, il y a étalement des trois phases discutées précédemment, qui génèrent chacun une déformation plastique effective  $\Delta\varepsilon_p$  (présenté Figure 2.38(b) pour le septième cycle) : flexion en amont

---

47. FASTCAM SA3 de résolution 1024×1024 px, 8 bits, objectifs SIGMA macro 105 mm, fréquence 125 images par seconde, résolution spatiale en déplacement et en déformation respectivement de 1,44 mm et 3,93 mm.



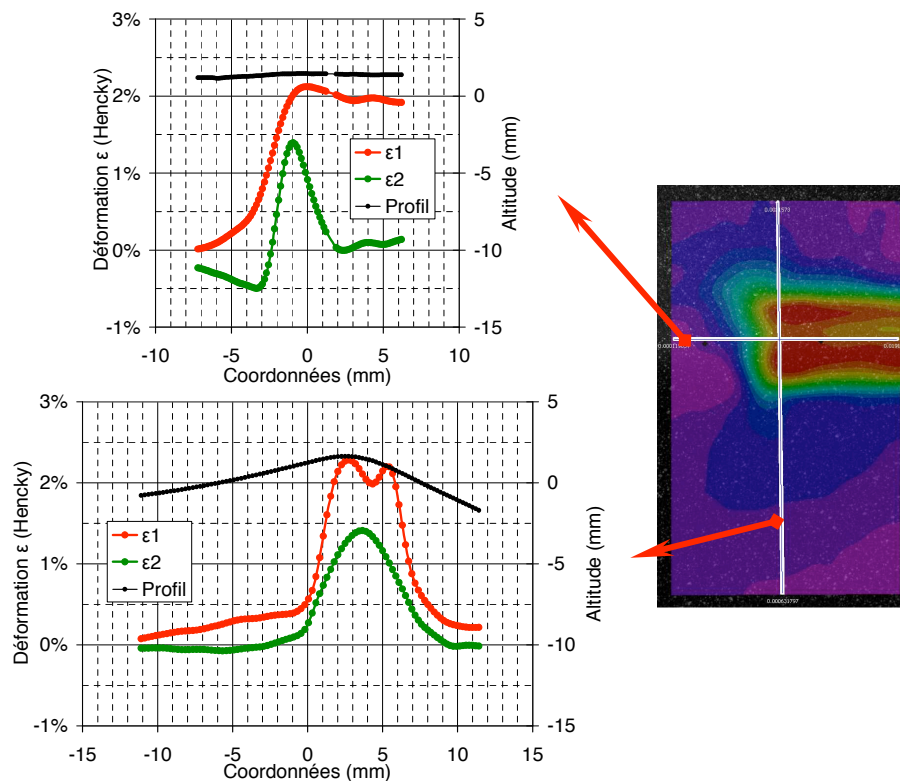


FIGURE 2.37 – Déformations principales maximales  $\varepsilon_1$  et minimales  $\varepsilon_2$  et profil de la tôle, relevés suivant les deux lignes d'analyse précisées sur le champ de déformation de  $\varepsilon_1$  de droite, et mesurés lors d'un passage du poinçon sur une pyramide en cours de formage, d'après [88].

du poinçon, traction biaxiale non équilibrée en tête de poinçon et retour à la traction large. Les huit derniers cycles ne produisent qu'une chute de déformation ( $\Delta\varepsilon_p < 0$ ).  $\varepsilon_1$  cumulée le long du chemin sur l'essai complet est de 9%. On note par contre que  $\Delta\varepsilon_2$  est comprise entre 0,8 et 1,6% sur environ 10 cycles alors que sa valeur cumulée sur l'essai est nulle. L'interprétation qu'on peut en faire est basée sur la schématisation des différentes zones caractéristiques du poinçon donnée Figure 2.38(c). Dans un premier temps, les phénomènes de flexion observés sur les trois premiers cycles sont enregistrés lorsque le point de mesure se situe en amont du repère 1. Entre les repères 2 et 3 se développe la déformation plastique proprement dite dont l'amplitude est maximale au repère 3. Celle-ci décroît jusqu'au repère 4, à partir duquel d'autres effets de flexion développent la déformation plastique négative observée sur les huit derniers cycles. Sur le mur formé (repère 5), les déformations relevées sont de type traction large mais seulement dans le domaine élastique. On retiendra que l'analyse du chemin de déformation montre que le FI génère, dans le cas présenté ici, une dizaine de cycles de déformation plastique  $\varepsilon_2$  centré en 0 et d'amplitude de l'ordre de 1%.

Le dernier point concerne l'influence de la vitesse de déformation. Dans ce cadre, des essais ont été menés d'une part sur un matériau réputé insensible à la vitesse de déformation (alliage 5086-H111) et sur le T40 à l'aide du banc stéréoscopique rapide. Les champs de

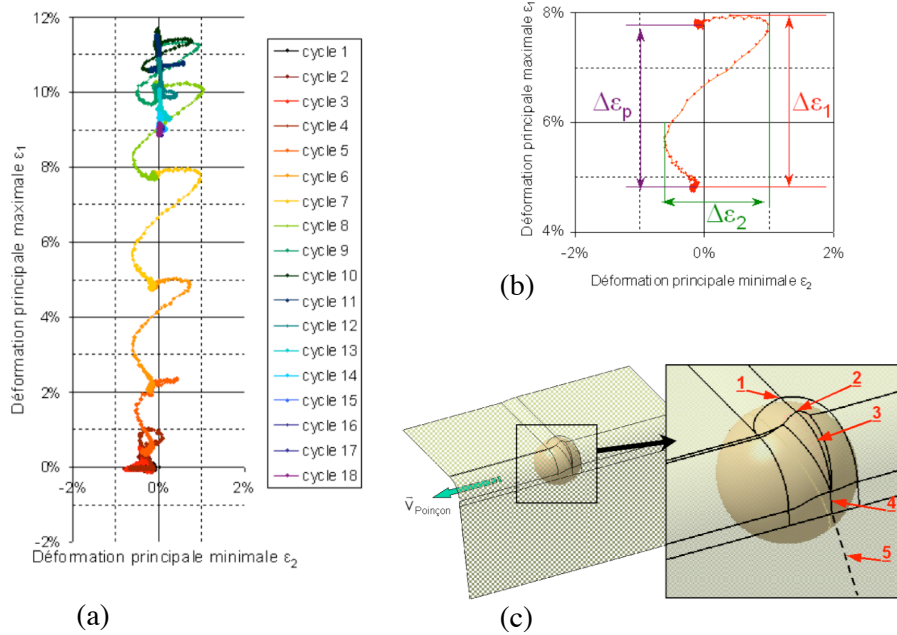


FIGURE 2.38 – (a) Chemin de déformation relevé sur une pyramide formée à  $30^\circ$ . (b) Chemin correspondant au cycle 7. (c) Schématisation des zones caractéristiques de déformation autour du poinçon, d’après [Bal13].

vitesse de déformation locaux sont obtenus par différences finies des champs de déformation, avec un pas de temps  $\Delta t$  ajusté en fonction de la vitesse d’avance  $v$  du poinçon afin d’obtenir une description suffisamment fine des vitesses de déformation tout en limitant le bruit de mesure ( $\Delta t = 0,01 \text{ s}$  pour  $v = 25 \text{ mm.s}^{-1}$  et  $\Delta t = 0,08 \text{ s}$  pour  $v = 2,5 \text{ mm.s}^{-1}$ ). La figure 2.39 illustre un champ de vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_2$  typique mesuré sur un flan de pyramide en 5086 en cours de formage ( $\phi = 15 \text{ mm}$ ,  $v = 25 \text{ mm.s}^{-1}$ ). Les vitesses de déformations sont importantes et le champ est très hétérogène. Les vitesses de déformations non nulles sont très localisées autour de la zone locale d’influence effective du poinçon.  $\dot{\epsilon}_2$  est positive en avant du poinçon, puis négative en arrière, et passe par exemple de  $17,5\% \text{ s}^{-1}$  à  $-10,2\% \text{ s}^{-1}$  sur moins de  $3 \text{ mm}$  de déplacement, soit une décélération de l’ordre de  $3 \text{ s}^{-2}$  (Figure 2.39 de droite). Le champ de  $\dot{\epsilon}_1$  est souvent plus bruité,  $\dot{\epsilon}_1$  est nulle sauf sous le poinçon où son amplitude monte, dans le cas présenté, jusqu’à environ  $10\% \text{ s}^{-1}$ . Pour résumer, on montre dans la thèse de Y. Balcaen [Bal13] et à partir de l’ensemble des expériences, que pour le titane T40 :

- l’amplitude de  $\dot{\epsilon}_2$  est comparable, pour une configuration de formage donnée, avec celle obtenue pour l’alliage 5086-H111 réputé peu sensible à la vitesse,
- l’amplitude de  $\dot{\epsilon}_2$  est à peine sensible à l’anisotropie du T40,
- typiquement, diminuer la vitesse d’avance  $v$  du poinçon par 10 revient à diminuer l’amplitude de  $\dot{\epsilon}_2$  par environ 11,
- diminuer le diamètre du poinçon augmente très légèrement l’amplitude de  $\dot{\epsilon}_2$  (mais surtout la valeur et la localisation de  $\epsilon_1$ ).

En conclusion, il faut retenir de ce travail que les vitesses de déformation en FI sont importantes et très localisées dans la zone de déformation plastique : en avant, en arrière

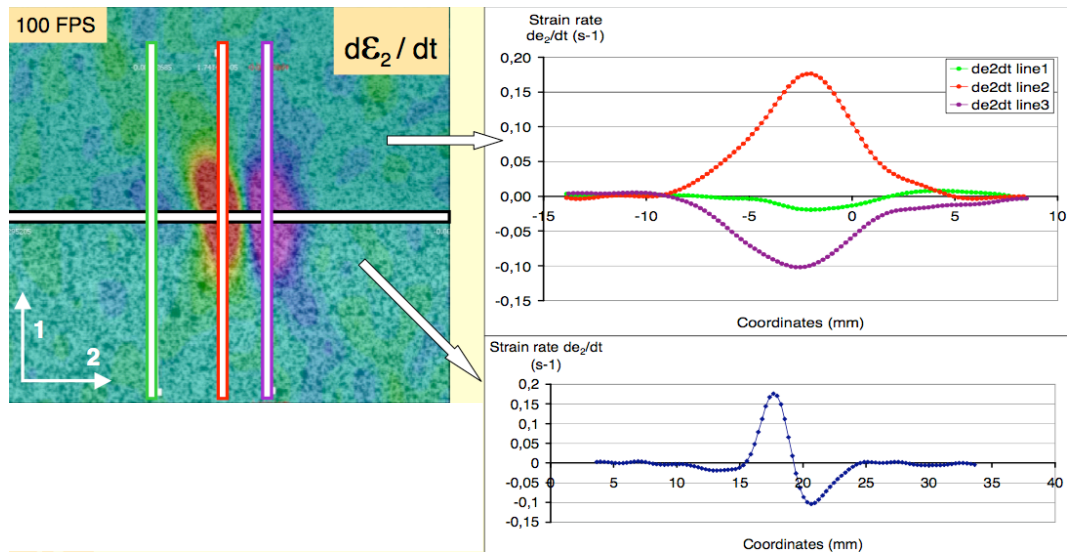


FIGURE 2.39 – Champ de vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_2$  mesuré sur un flan de pyramide en 5086 en cours de formage (déplacement du poinçon suivant la direction 2) et évolution des valeurs le long des lignes selon les directions 1 et 2, d'après [88].

et dessous la zone d'influence effective du poinçon. Par contre, ses effets sur le T40 ne semblent pas beaucoup influencer le formage dans la plage de vitesses testée.

Pour finir, on rapporte succinctement les conclusions majeures concernant les relations entre déformations macroscopiques imposées au matériau et mécanismes de déformations à l'échelle de la microstructure, obtenues par analyses au MET et par DRX. L'analyse des microstructures issues des pièces formées par FI ainsi que d'échantillons provenant d'éprouvettes sollicitées à des niveaux de déformation comparables mais sous sollicitation monotone en contraintes planes (éprouvettes entaillées sollicitées en traction) montre peu de différence en ce qui concerne les systèmes de glissement activés. Par contre, les arrangements des dislocations sont différents et on note très clairement aussi la présence de plusieurs systèmes de maclage qui semblent être induits typiquement par le procédé de FI. Ces caractéristiques résultent probablement des chemins de déformation complexes subis par le matériau et que nous avons observé ici (cycles de déformation plastique  $\epsilon_2$ ), du champ de contrainte local généré lors de la déformation plastique (notamment compression et triaxialité) pendant le FI, ainsi que des vitesses de déformation.

#### 2.2.3.4 Conclusions sur la caractérisation mécanique par corrélation d'images

Nous avons appliqué la méthode de corrélation d'images dans un certain nombre de situations afin d'analyser les manifestations phénoménologiques du comportement de différentes classes de matériaux (minéraux, composites organiques, métalliques) sous différents types de sollicitations. La plupart de ces travaux ont été menés en collaboration avec des collègues (du laboratoire ou extérieurs) dont la thématique de recherche concerne en général

le comportement de ces matériaux.

Dans la première classe de matériaux nous nous sommes intéressés au § 2.2.3.1 aux bétons réfractaires renforcés ou non. Matériaux hétérogènes, élastiques non-linéaire pré-endommagés, une des principales difficultés de la mesure par corrélation d’images provient des faibles niveaux de déformations de la zone élastique de ce matériau hétérogène, en comparaison aux incertitudes de mesure. Cependant, les mesures de champs ont permis d’observer les zones de localisation de macro-fissuration lorsque celle-ci apparaît en surface, puis de donner des valeurs de module en traction ainsi qu’en flexion par une nouvelle analyse de cet essai hétérogène. Elles ont permis, enfin, de caractériser l’asymétrie du fluage en flexion à haute température. L’ensemble des expériences s’est déroulé à température ambiante, mais il serait d’un grand intérêt de pouvoir effectuer ces mesures de champs aux températures d’utilisation de ces matériaux réfractaires. Cependant, les phénomènes convectifs, la saturation du capteur dès lors que le rayonnement émet dans le visible<sup>48</sup> ainsi que la dégradation du mouchetis sont les principales limitations techniques à son application à haute température [LLS96, GSWP09, PBC10, BWWX11, SKK09, Lep11]. Un premier travail de thèse a d’ailleurs été mené très récemment au laboratoire sur la mesure et la modélisation des phénomènes convectifs et leur correction possible pour la mesure de champs cinématiques à haute température [Del12].

Pour les matériaux composites stratifiés (§ 2.2.3.2), hétérogènes à plusieurs échelles pour certains, les mesures par corrélation d’images permettent de proposer des études du comportement d’éprouvette représentative à différentes échelles d’intérêt. Bien évidemment, pour ces matériaux aussi la principale faiblesse de la corrélation d’images réside dans l’importance relative des incertitudes de mesure, car les déformations rencontrées sont là aussi petites. Par contre, ces mesures permettent d’observer les conditions dans lesquelles l’essai s’est déroulé (rôle de validation) et peuvent donner des conditions aux limites réalistes. Pour les composites bois-plastique à base de PEHD et de sciure de bois, dans la phase exploratoire du comportement, nous montrons que le degré d’hétérogénéité des champs de déformation est directement une manifestation de leur niveau d’endommagement, et des scénarios de fissuration peuvent être proposés.

Enfin, les mesures par corrélation d’images ont permis de mener une caractérisation fine du comportement mécanique de tôles métalliques lors du procédé de formage incrémental (§ 2.2.3.3). Les états de déformation obtenus sur les pièces finales ont été mesurés et analysés en fonction du rayon de courbure locale de la pièce formée. Le procédé de FI impose des chemins de déformation particulièrement complexes et présentant une déformation plastique cyclique en traction - compression. Enfin, les vitesses de déformation en FI sont importantes et très localisées autour du poinçon, mais ses effets influencent assez peu le formage. Les premières confrontations entre essais et calculs, menées en imposant comme conditions aux limites cinématiques les résultats des mesures, se sont révélées en partie infidèles (environ 10% d’écart) : conditions aux limites mal adaptées, inadéquation du modèle EF, retour élastique mal maîtrisé. Pouvoir comparer correctement des résultats de mesures de champs par stéréo-corrélation à ceux de simulations numériques nécessite, encore plus dans le cas de surfaces gauches, de véritables stratégies de dialogue essais - cal-

---

48. À partir de températures avoisinant les 600 °C.

culs nécessitant des approches spécifiques qui restent en grande partie à développer dans le futur. En réalité, le travail à faire n'est pas très éloigné de celui qui consiste à utiliser à bon escient les informations fournies par les mesures de champs lors d'essais inhomogènes, pour les comparer aux informations provenant d'un calcul, à des fins d'identification du comportement des matériaux. Cette approche permet, d'une part, de réduire le nombre d'essais nécessaires à l'identification des paramètres constitutifs, et d'autre part de se mettre dans des situations d'essais ou de sollicitations plus représentatives des sollicitations subies par les structures réelles. C'est cette démarche qui est présentée dans la section suivante.

### 2.2.4 Axe 3 : identification de paramètres constitutifs à partir d’essais hétérogènes et de mesures par corrélation d’images

La simulation numérique en mécanique du solide a permis d’augmenter largement la fiabilité et l’intégrité des structures travaillantes, ainsi que leurs délais de développement. Elle est en général basée sur un modèle permettant de décrire la géométrie de la structure, souvent de type éléments finis, un modèle de conditions de chargements, ainsi qu’un modèle constitutifs pertinent dont les paramètres sont connus. Traditionnellement, les paramètres de comportement sont déduits d’essais expérimentaux simples sur des éprouvettes modèles, dans lesquels on s’assure au mieux d’engendrer un champ de contrainte, comme de déformation, homogène (essais statiquement déterminés). L’instrumentation peut alors se réduire à des moyens de mesure ponctuels (e.g. un extensomètre ou une jauge de déformation). Cela génère parfois quelques problèmes : il peut être difficile pratiquement d’obtenir un essai parfaitement homogène, d’avoir des géométries parfaites et des conditions aux limites infiniment contrôlées. D’autre part, il est souvent nécessaire d’effectuer un nombre important d’essais pour identifier l’ensemble des paramètres constitutifs. Par exemple, au moins trois essais de traction uniaxiale à différents angles de la direction de laminage sont nécessaires pour identifier les paramètres du plus simple des critères de plasticité anisotrope [Hil48], un test de gonflement circulaires (*bulge test*) est également nécessaire dès que l’on utilise un critère plus précis [BLB91].

Le développement des méthodes de mesures de champs a en partie fait évoluer la manière de concevoir les essais et/ou leur exploitation, puisqu’elles permettent de mesurer des champs cinématiques (déplacement ou déformation) et donc de proposer d’autres possibilités pour identifier des modèles de comportement multiaxiaux à partir d’un seul essai mécanique dont la réponse est mesurée *in situ*. Ce type d’essai sera certes plus complexe, mais il sera surtout aussi plus représentatif de ce que la structure va subir lors de son utilisation ultérieure : il est possible maintenant de tenir compte de singularités géométriques, de conditions aux limites pertinentes, etc. Un certain nombre de stratégies d’identification de paramètres constitutifs basées sur l’utilisation directe de mesures de champs ont donc vu le jour récemment. On fera par exemple référence à l’état de l’art proposé par les membres du groupe “identification” du GDR CNRS 2519 [ABB<sup>+</sup>08] et à celui issu de l’HDR de mon collègue J.-N. Périé [Pér10].

Je ne citerai, pour mémoire, que les méthodes inspirées de la résolution du problème direct et qui reviennent à minimiser une fonctionnelle par calculs itératifs, principalement la méthode de recalage de modèles éléments finis (*Finite Element Model Updated, FEMU*) [MOB<sup>+</sup>98] largement utilisée, et la méthode plus anecdotique de l’écart en relation de comportement [LCPW08], ainsi que les méthodes d’identification directes plus spécifiques aux mesures de champs cinématiques. Parmi celles-ci, la plus connue est la méthode des champs virtuels [PG12]. Cette méthode est basée sur le principe des travaux virtuels, qui postule l’égalité entre les travaux des efforts extérieurs virtuels (chargements extérieurs définis par l’intégrale, sur la surface sollicitée, du produit scalaire entre le vecteur contrainte en tout point de la surface extérieure et le champ de déplacements virtuels cinématiquement admissible) et les travaux des efforts intérieurs virtuels (égaux à l’intégrale dans le volume du produit contracté du tenseur des contraintes par le tenseur du

champ de déformations virtuel associé). Bien que directe (non itérative) et ne nécessitant pas la création d’un modèle de simulation numérique, cette méthode requiert de connaître le champ de déformation sur tout le volume (ou toute la surface pour un problème plan). Enfin, il faut rappeler ici la méthode de l’écart à l’équilibre [CHR04], bien adaptée à des mesures de contrastes de propriétés locales. Cette méthode repose sur l’écriture de l’équilibre mécanique à l’intérieur de la structure étudiée : on cherche un champ de propriétés mécaniques qui conduit, à partir d’un champ de déplacement donné (mesuré), à l’équilibre interne de la structure. Elle permet par exemple d’obtenir une distribution spatiale d’endommagement [Cro08, APG<sup>+</sup>11].

Parmi les méthodes citées précédemment, la plus intuitive et versatile est certainement la méthode de recalage éléments finis (FEMU), car elle n’impose aucune contrainte que ce soit à la mesure. En toute généralité, cette méthode consiste à recalculer les paramètres constitutifs utilisés dans une simulation par éléments finis afin de réduire, de manière itérative, l’écart entre les mesures expérimentales et les résultats de la simulation EF associée. A convergence, cet écart tend vers zéro et on admet que les paramètres trouvés sont les bons<sup>49</sup>. Cette méthode est d’autant plus performante que les données expérimentales sont nombreuses et que les sollicitations appliquées font “réagir” suffisamment la structure. Elle est donc mise à profit en particulier lorsque ces données sont des champs cinématiques mesurés par exemple par des techniques de corrélation d’images, sur des zones pertinentes où l’évolution des champs sous chargement est sensible aux paramètres à déterminer. Cette méthode offre donc un cadre très général, mais peut souffrir de problème de sensibilité, de convergence, d’unicité de solution, et est coûteuse en temps de calcul (résolution d’un grand nombre de problèmes EF de manière itérative).

#### 2.2.4.1 La méthode de recalage de modèles éléments finis appliquée à la plasticité

Nous avons mené les premiers travaux sur la méthode de recalage éléments finis afin de caractériser le comportement plastique de tôle d’alliage d’aluminium, en collaboration avec V. Velay pour la partie numérique dans le cadre de la thèse de N. Deculot [Dec09] [37, 84, 41, 17]. Un travail préliminaire avait aussi été abordé en parallèle pour identifier le comportement hyper-élastique d’élastomères, dans le cadre de la thèse de Samia Hmida [82, 37], qui n’a pas été menée jusqu’à son terme et dont je ne parlerai pas ici.

La plupart des travaux utilisant la FEMU à partir de mesures de champs cherchent à déterminer les propriétés de matériaux (considérés généralement homogènes) à partir d’un seul essai inhomogène. L’hétérogénéité du champ de déformation peut résulter de la géométrie de l’éprouvette et/ou d’un chargement complexe. Il s’agit donc d’utiliser un modèle EF, classiquement utilisé pour résoudre le problème direct (calculer un champ de contrainte/déformation à partir de la connaissance de la géométrie, des conditions de chargement et du comportement) comme un outil pour résoudre itérativement le pro-

---

<sup>49</sup>. Bien évidemment cela suppose que l’on a atteint le minimum global de la fonctionnelle à minimiser, c’est-à-dire qu’il y a une solution unique de jeu de paramètres. Cela reste un problème ouvert.

blème inverse (trouver, à partir d’un champ de contrainte/déformation, en général de la géométrie et des conditions de changement, les paramètres de comportement). Nous présentons sur la figure 2.40 les grandes lignes de la procédure FEMU que nous avons mise en œuvre pour l’identification des paramètres de plasticité d’un alliage d’aluminium EN AW-2024T3, mais qui reste à ce niveau générique. Dans ce cas, un premier calcul est effectué

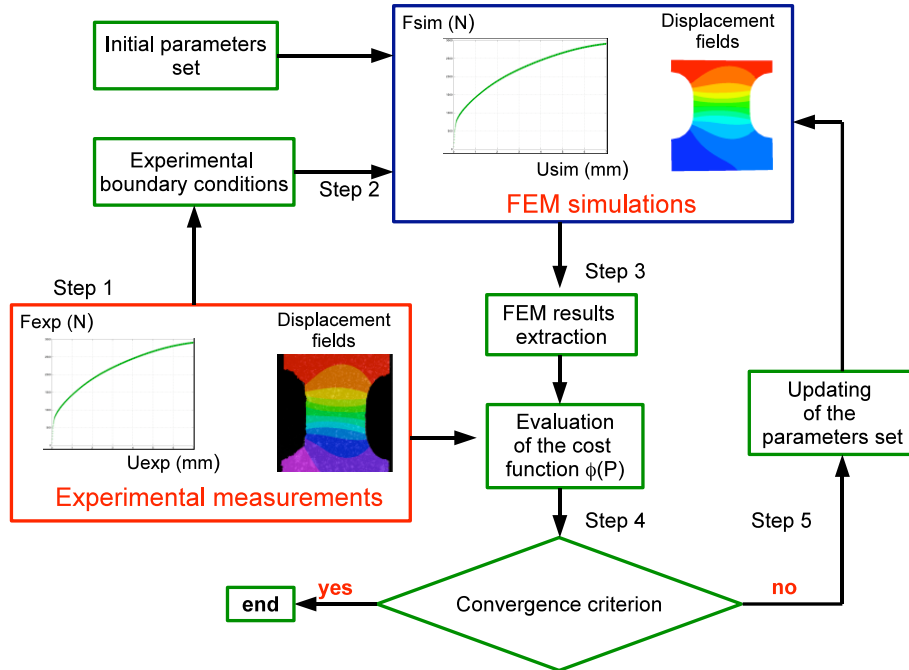


FIGURE 2.40 – Organigramme de la procédure d’identification paramétrique par recalage de modèles éléments finis, d’après [17].

avec un ensemble de paramètres constitutifs initiaux. Les déplacements nodaux calculés sont collectés et comparés à leurs homologues expérimentaux, et ce sur un domaine choisi. La différence est exprimée par une fonction coût, souvent écrite comme la différence au sens des moindres carrés entre les données numériques et expérimentales. L’idée est alors de minimiser itérativement cette fonction coût par rapport aux paramètres constitutifs. De nombreux algorithmes d’optimisation sont disponibles pour minimiser cette fonction coût ; ils sont souvent basés sur le calcul numérique d’une matrice de sensibilité [LSS<sup>+</sup>07], ce qui permet la détermination, étape par étape, du nouveau jeu de paramètres constitutifs. La procédure s’arrête lorsque la fonction coût est inférieure à une valeur seuil choisie. Ce type d’approche a été appliqué par exemple avec succès dans le domaine des composites [KC71, MLRVL05, SO08] ou pour identifier des lois hyperélastiques [GCBI06]. Un certain nombre d’applications sont aussi proposées pour identifier le comportement élasto-plastique de tôle : par Meuwissen *et al.* [MOB<sup>+</sup>98] sur une géométrie spécifique sollicitée en traction uniaxiale, de même que par Kajberg et Lindkvist [KL04], Haddadi *et al.* [HBGV05, HB12] et Dournaux *et al.* [DBAV09], ainsi que par Lecompte *et al.* [LSS<sup>+</sup>07] et Cooreman *et al.* [CLS<sup>+</sup>08] à partir d’essais de traction biaxiale, et enfin très récemment par Pottier *et al.* [PTV11] à partir de plusieurs types de géométries d’éprouvette en traction (éprouvette lisse, percée et provenant de [MOB<sup>+</sup>98]), voire seulement à partir d’un seul essai de type emboutissage (test de Nakazima modifié) nécessitant l’utilisation d’une mé-



thode de mesure 3D surfacique [PVT<sup>+</sup>12]. Tout ces développements utilisent une mesure de champs cinématiques provenant de techniques de corrélation d’images (ou suivi de marqueurs [MOB<sup>+</sup>98]) car celles-ci permettent d’accéder aux grandes déformations produites en plasticité d’alliage métallique.

Pour nous, une des motivations originale était d’étudier l’influence de la géométrie de l’éprouvette fournissant les champs de déformations hétérogènes sur l’identification des paramètres de plasticité. On se restreindra à ceux liés à l’évolution de l’écrouissage. Le modèle de comportement élasto-plastique est basé sur un critère orthotrope de Hill [Hil48] avec écrouissage isotrope<sup>50</sup>. On se mettra dans les hypothèses de contraintes planes, et les éprouvettes seront des éprouvettes de traction à géométries modifiées. L’évolution de l’écrouissage  $R$  est isotrope et défini par l’équation de Ludwik :

$$R = R_0 + K (\varepsilon_{eq}^p)^n \quad (2.37)$$

où  $R_0$  est la limite d’élasticité,  $K$  et  $n$  sont les paramètres du matériau à identifier et  $\varepsilon_{eq}^p$  est la déformation plastique équivalente.

Des essais de traction standard sur des éprouvettes aux angles de prélèvement de  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  par rapport à la direction de laminage de la tôle permettent de fournir un premier jeu de paramètres identifié de manière traditionnelle : les paramètres élastiques ( $E$  et  $\nu$ ), les 4 paramètres de Hill, et les 3 paramètres d’écrouissage, à partir des limites d’élasticités conventionnelles à 0,2% de déformation permanente et du coefficient d’anisotropie à  $45^\circ$  (voir § III page 209, [17] § *Identification from standard tensile tests*). Les valeurs trouvées pour les paramètres d’écrouissage sont  $K = 769$  MPa et  $n = 0,62$ .

Les deux paramètres d’écrouissage ont alors été optimisés par la méthode FEMU, en favorisant une réponse plus locale du matériau et différents chemins de déformation. Plusieurs identifications inverses ont été menées, toutes basées sur des géométries provenant de la littérature et qui induisent des champs de déformation hétérogènes à partir d’essais de traction uniaxiale (géométries proposées dans [MOB<sup>+</sup>98] et dans [BHG08]). Les champs cinématiques sont mesurés par stéréo-corrélation d’images numériques à l’aide de Vic-3D [sof11] afin de s’affranchir des problèmes de hors-plan éventuel.

La géométrie de l’éprouvette est d’abord définie par la mesure de la forme 3D dans la zone concernée (appelée la zone d’étude) en vérifiant que les déplacements hors-plan sont toujours négligeables. La géométrie est alors exprimée en 2D de sorte que la géométrie du modèle EF corresponde à cette zone d’étude déterminée par la mesure par corrélation d’images. Le maillage EF (nœuds  $N_k$ ) est ensuite construit à partir de ce contour 2D. Les simulations EF sont réalisées avec le logiciel ABAQUS en considérant le modèle de comportement élasto-plastique discuté précédemment et des éléments coques quadrangulaires. Les conditions aux limites imposées, de type Dirichlet, sont directement les déplacements aux nœuds mesurés, aux extrémités supérieures et inférieures de la zone d’étude (voir par

---

50. Il est connu que l’anisotropie plastique de tôle d’aluminium 2024 est assez mal décrite par le critère de Hill-48, et il existe d’autres critères plus appropriés comme le critère de Hill-90 [Lea06], de Barlat-90 [BLB91] ou Bron et Besson [BB04]. Cependant, l’identification de leurs paramètres est délicate et n’a été menée que de manière classique dans la thèse de N. Decultot (voir [Dec09] chapitre 4), et non pas par identification inverse à partir de mesures de champs.

exemple Figure 2.41)<sup>51</sup>. Cela permet de tenir compte particulièrement des mouvements de l’éprouvette dans les mors de la machine, et de décrire les dissymétries observées dans la plupart des expériences, liées aux géométries d’éprouvettes et à l’imperfection de l’essai, comme on peut le voir sur les iso-contours des champs de déformation des figures 2.42(a) page 128 et 2.43(a) page 129. Pour calculer la fonction coût (mais aussi pour imposer correctement les conditions aux limites en déplacement), la connaissance des composantes  $U_x$  et  $U_y$  du déplacement mesuré par corrélation d’images est nécessaire à chaque nœud  $k$  du maillage EF où est calculé  $\mathbf{U}_k = (U_x \mathbf{e}_x + U_y \mathbf{e}_y)_k$ . Comme le maillage expérimental (grille de pas 0,2 mm) est plus fin que le maillage EF, une interpolation bicubique du champ de déplacement mesuré est effectuée.

L’écart entre les champs de déplacement est ensuite quantifié par une fonction coût  $\Phi(P)$  exprimée comme la somme des carrés des différences entre les données expérimentales et numériques : déplacements nodaux à l’intérieur d’une zone choisie, et force globale. Cette zone choisie peut être au maximum la zone d’étude, mais pas forcément<sup>52</sup>. En outre, un test d’identification peut être conduit à partir de plusieurs incréments de chargement  $N_i$  lors de l’essai complet (c’est-à-dire à partir de la mesure de plusieurs champs de déplacements) : à chaque étape  $i$  en général associée à un déplacement donné de la traverse de la machine, correspond un état de chargement, et donc une valeur de l’effort mesurée par la cellule de charge, associée à un champ de déplacement mesuré  $\mathbf{U}_i^{exp} = (U_x^{exp} \mathbf{e}_x + U_y^{exp} \mathbf{e}_y)_i$ . La fonction coût globale est définie par l’équation (2.38) :

$$\Phi(P) = \frac{1}{2} [\Phi_F(P) + \Phi_U(P)] \quad (2.38)$$

Le premier terme explicité par l’équation (2.39) est la moyenne sur l’ensemble des incréments de l’essai  $i$ , de la distance euclidienne normalisée entre la valeur calculée (exposant *sim*) et mesurée (exposant *exp*) de l’effort global.

$$\Phi_F(P) = \frac{1}{N_i} \sum_{i=1}^{N_i} \left\| \frac{F^{exp} - F^{sim}(P)}{F^{exp}} \right\|_i \quad (2.39)$$

Le second terme donné par l’équation (2.40) est la moyenne, sur l’ensemble des incréments de l’essai  $i$ , de la distance euclidienne normalisée entre la valeur calculée (*sim*) et mesurée (*exp*) du déplacement des nœuds  $N_k$  dans la zone d’étude.

$$\Phi_U(P) = \frac{1}{\sigma(U)} \sqrt{\frac{1}{N_i N_k} \sum_{i,k=1}^{N_i, N_k} \left( (U_x^{sim}(P) - U_x^{exp})_{i,k}^2 + (U_y^{sim}(P) - U_y^{exp})_{i,k}^2 \right)} \quad (2.40)$$

avec

$$\sigma(U) = \sqrt{\frac{1}{N_i N_k} \sum_{i,k=1}^{N_i, N_k} \left( (U_x^{exp})^2 + (U_y^{exp})^2 \right)_{i,k} - \left( \frac{1}{N_i N_k} \sum_{i,k=1}^{N_i, N_k} \sqrt{\left( (U_x^{exp})^2 + (U_y^{exp})^2 \right)_{i,k}} \right)^2} \quad (2.41)$$

51. Cette approche n’est satisfaisante que lorsqu’on analyse les résultats du calcul suffisamment loin de la zone d’introduction des efforts (hypothèse de Saint-Venant).

52. C’est d’ailleurs là l’un des intérêts principaux de la FEMU, qui ne postule aucune hypothèse vis-à-vis des mesures.

Nous avons choisi de normaliser  $\Phi_U(P)$  non pas par le déplacement expérimental nodal, comme par exemple proposé dans [DBAV09], ou maximal comme dans [SO08], mais par l’écart-type des déplacements expérimentaux dans la zone d’étude, donné par l’équation (2.41). En effet, lorsqu’il y a de grands déplacements de corps rigide de la zone d’étude qui ne peut être qu’une partie réduite de la surface de l’éprouvette,  $\Phi_U(P)$  est largement sous-estimée par rapport à  $\Phi_F(P)$ <sup>53</sup>. On peut remarquer aussi que souvent, dans la littérature, les variables cinématiques considérées dans la fonction coût sont les déformations mesurées et non les déplacements [HBGV05, HB12, LSS<sup>+</sup>07, CLS<sup>+</sup>08, MLRVL05], alors que la méthode de mesure de champs en général utilisée donne accès au déplacement. Le logiciel EF résout aussi le problème mécanique en déplacement. Il est donc implicitement supposé dans les travaux cités que les schémas de dérivation pour calculer les déformations et la résolution spatiale des déformations sont les mêmes pour les algorithmes de corrélation d’images et le post-processeur EF, ce qui n’est pratiquement jamais le cas. En outre, le rapport signal-sur-bruit du déplacement mesuré est nettement meilleur que celui de la déformation. Nous avons donc décidé de travailler avec les déplacements plutôt qu’avec les déformations.

La fonction coût (équation (2.38)) est alors minimisée de manière itérative par rapport au jeu de paramètre  $P$  jusqu’à convergence (critère : différence entre les valeurs de la fonction coût à deux itérations successives). Nous utilisons ici une méthode d’optimisation d’ordre zéro (méthode du simplexe de Nelder-Mead) et non une méthode de gradient du premier ordre. En effet, pour ces méthodes certes plus rapides, la Jacobienne et la Hessienne ne peuvent être évaluées que par des schémas numériques de type différences finies, ce qui peut ajouter des erreurs numériques au processus d’identification.

L’approche est d’abord testée sur une géométrie d’éprouvette provenant des travaux des Meuwissen *et al.* [MOB<sup>+</sup>98], dont on présente à titre d’illustration, sur la figure 2.41(a), le champ de déplacement vertical expérimental obtenu par corrélation d’images<sup>54</sup> pour le dernier incrément de traction. Pour la même sollicitation, la figure 2.41(b) montre le champ de déplacement vertical simulé par EF sur la même zone d’étude intégrant les déplacements mesurés comme conditions aux limites, ce qui permet comme on le voit de prendre correctement en compte les mouvements de corps rigides.

Dans un premier temps, on considère tout d’abord les  $N_i = 20$  incréments de déformations expérimentaux donnés par l’essai de traction sur l’éprouvette type Meuwissen, l’ensemble de la zone d’étude fournissant les données pour le calcul de  $\Phi_U(P)$ . À partir de cela, une carte de l’évolution de  $\Phi(P)$  dans l’espace des paramètres peut être obtenue par calcul direct de la fonction coût. Elle montre qu’il existe une vallée relativement grande pour laquelle la valeur de  $\Phi(P)$  est petite et à peu près constante, le problème inverse est donc assez mal conditionné. Cela dit, l’optimisation converge vers un unique couple de résultat ( $K = 989$  MPa et  $n \approx 0,5$ ) même en prenant différents jeu de paramètres initiaux. L’observation de l’évolution des valeurs de  $\Phi_U(P)$  et  $\Phi_F(P)$  montre par ailleurs que  $\Phi_U(P)$  est très rapidement minimale mais reste importante, alors que  $\Phi_F(P)$  décroît

---

53. Kajberg et Lindkvist [KL04] ont aussi proposé une fonction coût sur les déplacements, normalisée par  $|U_i^{exp,max}| - |U_i^{exp,moyen}|$ , et qui prend donc en compte les mouvements de corps rigides.

54. Configuration et paramètres : caméras AVT Dolphin F-145b 8 bits, rés.  $1392 \times 1040$  px, objectifs Tamron 38-200, *ROI* de dimension environ  $24 \times 30$  mm<sup>2</sup>, grandissement d’environ 25 px/mm, fenêtre de corrélation de  $19 \times 19$  px soit 0,76 mm et pas de 0,2 mm.

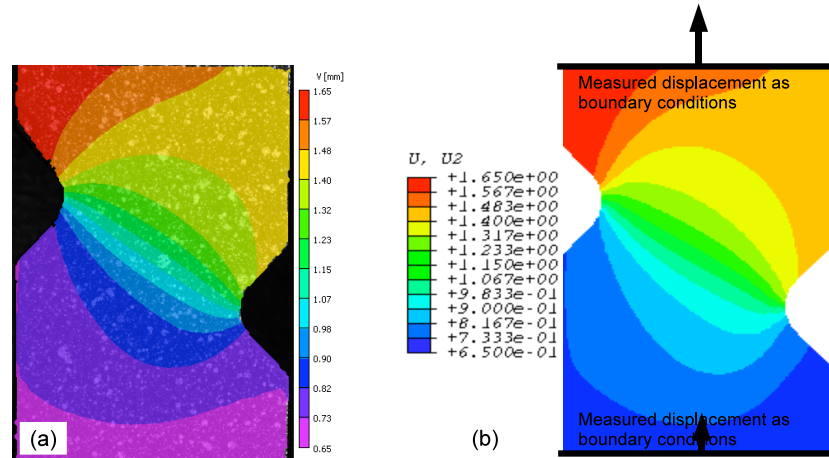


FIGURE 2.41 – Champ de déplacement vertical pour l’éprouvette type Meuwissen (dernier incrément). (a) Mesuré par Vic-3D. (b) Résultat de la simulation EF prenant en compte le déplacement mesuré comme conditions aux limites, d’après [17].

au cours des itérations jusqu’à une valeur dix fois plus faible que celle de  $\Phi_U(P)$ . Cela peut s’expliquer car dans le modèle EF, la géométrie de l’éprouvette et les conditions aux limites provenant des mesures, le champ cinématique simulé est donc globalement cohérent avec son homologue expérimental. Par contre, les efforts de réactions simulés induits par ces champs de déplacement sont à corriger à chaque itération par rapport au modèle de comportement et aux efforts mesurés.

L’influence du nombre d’incrément de chargement expérimentaux à prendre en compte dans la boucle d’optimisation a ensuite été analysé en détail (voir § III page 209, [17] § *Case of Meuwissen specimen geometry p. 9–11, Figure 5 et Table 5*). On constate que le choix des étapes de chargement influe d’une manière relativement importante sur les résultats de l’identification des paramètres matériau, même si on reste dans la même plage de déformation moyenne sur la courbe de traction. On montre aussi que, bien que le champ de déformation soit hétérogène, il est possible de favoriser une région de la courbe d’écrouissage plutôt qu’une autre (fin du régime élastique/début du régime plastique, ou par exemple plasticité développée). Globalement, un écart d’environ 7% sur le paramètre  $K$  est rapporté ( $n$  est inchangé).

En analysant plus finement le champ de déformation sur cette géométrie d’éprouvette, on observe que la majeure partie du champ expérimental correspond à un champ de traction simple (homogène) avec des niveaux de déformation plastique très raisonnables, sauf à proximité des encoches. Ceci est bien illustré sur la figure 2.42(a) : une grande partie du champ de déformation est inférieur à 2,6% tandis que les valeurs maximales sont proches de 17%. Il est naturel de penser que des résultats de l’identification inverse plus réalistes seraient obtenus si la zone d’étude à partir de laquelle on veut identifier ces paramètres présente un champ de déformation le plus hétérogène possible et avec des valeurs de déformation uniformément réparties sur toute la plage de déformation. Pour cela on définit une nouvelle zone d’étude, entourée en blanc sur la figure 2.42(a) avec les nœuds EF

correspondant sur la figure 2.42(b).

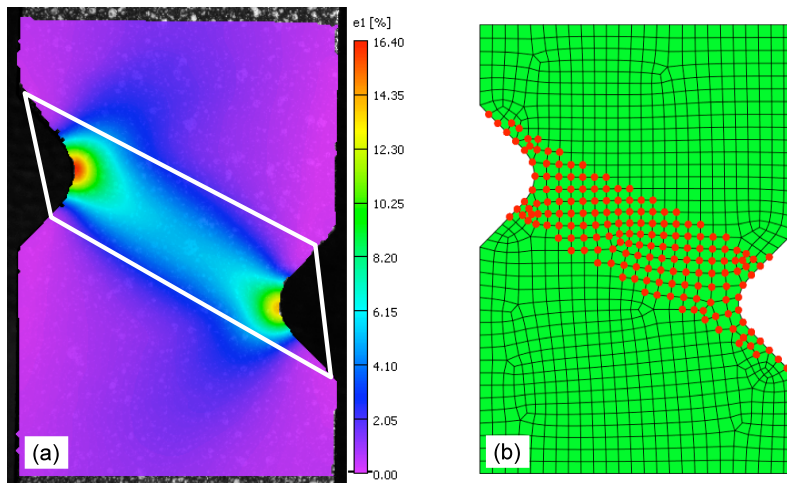


FIGURE 2.42 – Géométrie Meuwissen. (a) Champ de déformation principale maximale mesurée par corrélation d’images au chargement maximal. La zone entourée en blanc correspond à la zone du champ de déplacement utilisé pour l’évaluation de  $\Phi_U(P)$ . (b) Maillage EF. Les points en gras correspondent aux nœuds utilisés pour l’évaluation de  $\Phi_U(P)$ , d’après [17].

Quel que soit le jeu de paramètre initial, l’optimisation donne dans ce cas les résultats suivant :  $K = 936$  MPa et  $n = 0,49$ . Là encore, comme pour le choix des incréments de chargement, une différence de plus de 5% est observée pour le paramètre  $K$ .

La même procédure d’identification est maintenant appliquée à une géométrie proposée dans les travaux de Haddadi *et al.* [HBGV05, BHGV08, HB12]. Il est en effet prévisible que la géométrie joue aussi un rôle crucial sur l’identification paramétrique. La géométrie de l’échantillon au niveau de déformation maximal est présentée Figure 2.43, ainsi que la zone d’étude entourée en blanc (Figure 2.43(a)) avec les nœuds EF correspondants (Figure 2.43(b)) associés aux calculs itératifs de la fonction coût  $\Phi_U(P)$ .

Pour cette expérience et à l’aide de l’ensemble des  $N_i = 10$  incréments de déformations expérimentaux mesurés lors de l’essai de traction, la carte de  $\Phi(P)$  dans l’espace des paramètres, obtenue par calculs directs, est présentée Figure 2.44. La fonction coût présente toujours une zone relativement grande, pour les valeurs de paramètres  $n \in [0,3 ; 0,6]$  et  $K \in [500 ; 1500]$  MPa, pour laquelle la valeur de  $\Phi(P)$  est petite et à peu près constante, le problème inverse est donc encore assez mal conditionné. L’optimisation converge quand même vers un unique couple de résultat ( $K = 636$  MPa et  $n = 0,37$ ) même en prenant différents jeu de paramètres initiaux (Pa, Pb ou Pc), comme montré sur la figure 2.44.

D’autre part, nous avons aussi, à partir de cette expérience, étudié l’effet sur les résultats d’identification, d’un bruit gaussien, avec différentes valeurs d’écart-types, ajouté aux champs cinématiques mesurés. Les résultats sont présentés dans l’encart sur la figure 2.44, avec pour le bruit le plus élevé majorant des erreurs de mesure par corrélation d’images

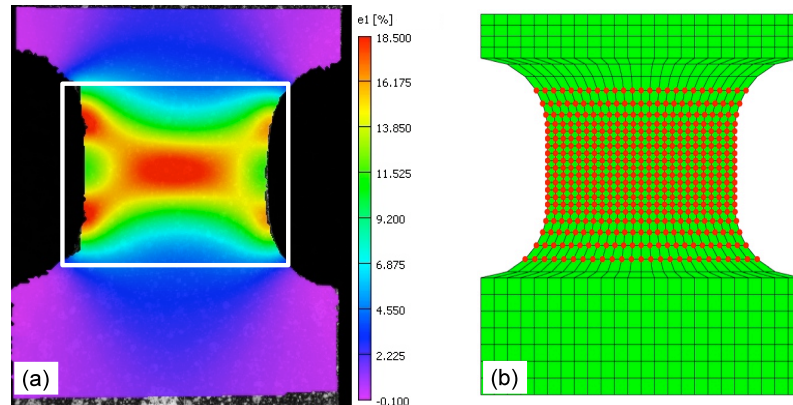


FIGURE 2.43 – Géométrie Haddadi. (a) Champ de déformation principale maximale mesuré par corrélation d’images au chargement maximal. La zone entourée en blanc correspond à la zone du champ de déplacement utilisés pour l’évaluation de  $\Phi_U(P)$ . (b) Maillage EF. Les points en gras correspondent aux nœuds utilisés pour l’évaluation de  $\Phi_U(P)$ , d’après [17].

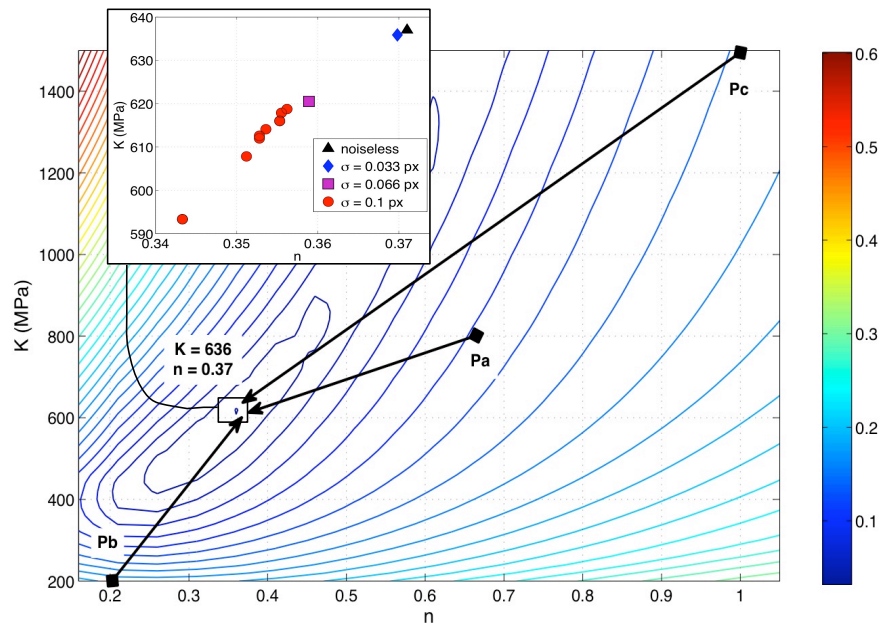


FIGURE 2.44 – Carte de  $\Phi(P)$  dans l’espace des paramètres pour l’éprouvette Haddadi. Les résultats de l’identification par FEMU sont superposés sur la figure. Un agrandissement montre l’effet d’un bruit gaussien introduit dans les champs cinématiques expérimentaux, d’après [17].

(0,1 px, soit  $2,6 \mu\text{m}$ ), huit tirages différents de l’ensemble des 10 champs de déplacement. On constate que tous les résultats semblent se positionner sur une ligne à l’intérieur de cette vallée de minima. L’ajout d’une incertitude d’écart-type 0,1 px aux champs de déplacement mesurés diminue les deux paramètres  $K$  et  $n$  d’environ 4% en valeur moyenne, avec une incertitude (écart-type) d’environ 4% aussi. Evidemment, le bruit ajouté aux champs de déplacement modifie non seulement  $\Phi_U(P)$ , mais aussi  $\Phi_F(P)$  car il impacte

les conditions aux limites du modèle EF.

Pour résumer, il apparaît que la procédure FEMU est relativement sensible aux données d'entrées expérimentales que sont (i) le nombre d'incrément de chargement, (ii) la zone d'étude à prendre en considération pour le calcul de la fonction coût de déplacement et (iii) le bruit lié aux champs de déplacement mesurés. Tout ces facteurs impactent les résultats des paramètres optimisés, mais leur dispersion reste tout de même acceptable (chaque facteur a un effet de l'ordre de 5% de la valeur des paramètres). Il s'avère que l'influence de la géométrie de l'éprouvette est beaucoup plus important. Comme on peut le voir sur la figure 2.45, les deux géométries étudiées présentent presque la même gamme de déformation principale maximale. Par contre, la géométrie type Meuwissen admet des

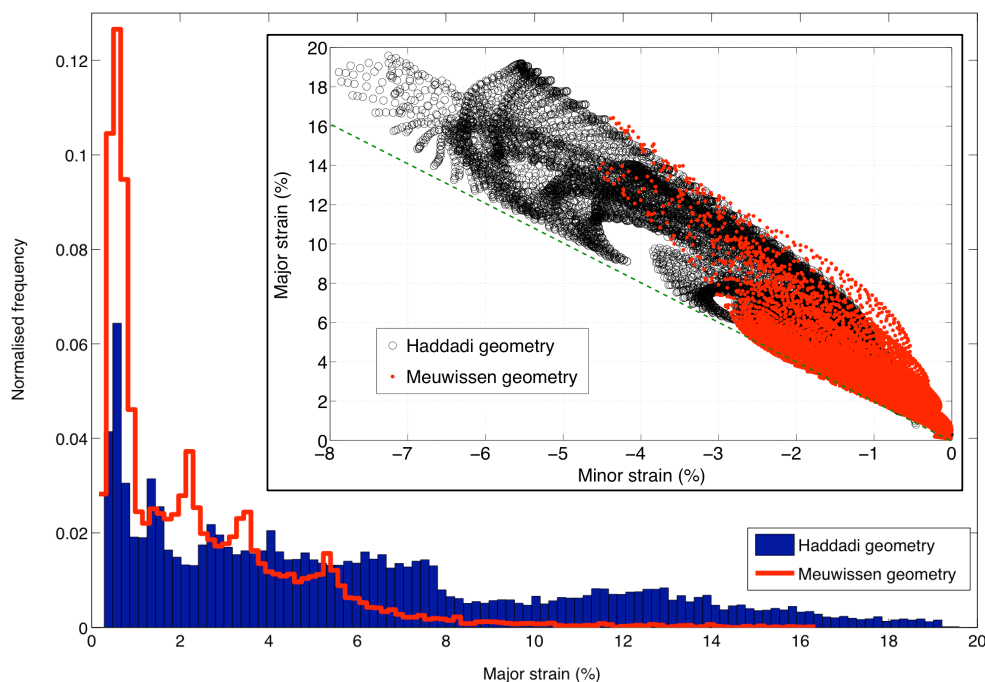


FIGURE 2.45 – Histogramme des niveaux de déformation principale maximale mesurées par corrélation d'images pour les deux géométries Meuwissen et Haddadi. En encart, positions des points expérimentaux tracés dans le plan des déformations principales maximale/minimale (restreints à 5 incréments de chargement régulièrement répartis entre le premier et le dernier incrément de chargement, et pour la zone d'étude correspondant aux figures 2.42(b) et 2.43(b)), d'après [17].

déformation principale maximale quasiment bornées aux alentours de 7% parce que les grandes déformations, sur cette géométrie, sont très localisées près des encoches et fournissent peu de points de mesure. Au contraire, la géométrie type Haddadi présente une répartition des déformations plus uniforme. Cette hétérogénéité du champ mais répartie relativement uniformément dans la zone d'étude semble avoir un impact important sur l'identification inverse. En ce qui concerne la diversité des chemins de déformation, les deux géométries présentent un domaine assez similaire dans le plan des déformations principales maximale/minimale (entre traction uniaxiale et traction large), mais leurs ni-



veaux de déformation sont clairement différents. Concernant l’essai de traction uniaxiale, ce dernier explore un unique chemin de déformation quel que soit le point considéré de l’éprouvette, alors qu’un essai de traction hétérogène assure une diversité de chemins de déformation. En conséquence, les résultats d’identification montrent une différence notable entre l’essai de traction uniaxiale et les essais de traction hétérogènes.

En conclusion, il semble que les gammes de déformation, la répartition de l’hétérogénéité des champs de déformation et la diversité des chemins de déformation explique les différences dans les paramètres optimisés trouvés. La géométrie de l’éprouvette semble être le facteur le plus influent. Dans un tel contexte, le choix des géométries d’éprouvette et la définition des essais pertinents restent un problème ouvert. Ce type d’approche peut *a priori* fournir des paramètres de modèle de comportement plastique plus réalistes que les approches classiques basées sur des essais statiquement déterminés, mais nécessite des choix pertinents incluant la définition des géométries d’éprouvettes et des zones d’étude, et des essais associés. On pense bien évidemment à des essais biaxiaux [CLS<sup>+</sup>08], ou à des essais engendrant des sollicitations proches de celles rencontrées en formage de tôle [PVT<sup>+</sup>12]<sup>55</sup>, et à des essais triaxiaux car il est connu que la triaxialité des contraintes joue un rôle important sur le comportement en plasticité.

#### 2.2.4.2 Approche de la méthode FEMU Multi-échelles

Ces travaux qui ont démarré en 2011 sont issus de la collaboration avec mes collègues J.-N. Périé et J.-C. Passieux, du laboratoire, qui co-encadrent avec moi la thèse de C. David. L’originalité des travaux réside ici dans l’utilisation de mesures à plusieurs échelles afin de se positionner à la bonne résolution spatiale au niveau des échelles du matériau à analyser, ici un composite stratifié verre/epoxy.

L’approche proposée tire aussi partie du développement et de l’utilisation de champs de déplacements mesurés par corrélation d’images à l’aide d’une approche globale basée sur une formulation cinématique de type EF. Cela a plusieurs avantages<sup>56</sup> :

- Les problèmes de projection et de correspondance entre les descriptions cinématiques provenant de la mesure (par approche locale) et du calcul EF, *a priori* incompatibles et nécessitant des procédures d’interpolations, sont évités.
- les erreurs de mesure qui proviennent des erreurs liées au modèle cinématique pré-supposé pour la corrélation d’images sont équivalentes à celles que l’on peut faire pour les calculs EF (puisque la même base de fonction de forme est utilisée), leur comparaison n’engendre donc aucune erreur supplémentaire.
- la mesure peut se faire à plusieurs résolutions spatiales possible, simplement par raffinement du maillage, sans discontinuité du champ global. La résolution spatiale et donc

---

55. Nous souhaitons en réalité, dès le début des travaux sur la méthode FEMU, arriver à l’appliquer directement à partir de résultats d’essais de formage de tôle en formage incrémental.

56. En plus des possibilités qu’offrent les méthodes globales : les erreurs de mesures sont diminuées par rapport à l’approche locale (typiquement résolution spatiale double pour la même incertitude) [HR12] car la formulation EF régularise le champ mesuré en le rendant continu. D’autre part, il est toujours possible de régulariser plus ou moins violemment la mesure en incorporant dans le contenu cinématique de l’information provenant par exemple d’un modèle mécanique (approche de type corrélation intégrée [HR06, RH06]).



les incertitudes de mesures (d’autant plus petites que la résolution spatiale est faible) dépendent de la zone imagée de la structure, et sont donc choisies volontairement. Nous souhaitons donc utiliser des mesures de champ multi-échelles pour l’identification inverse de paramètres constitutifs par recalage EF. Plus en détail, il s’agit de proposer (au moins) deux niveaux de résolution spatiale de la mesure par corrélation suffisamment différentes, sur des applications qui nécessitent effectivement ces deux échelles : une large à l’échelle de la structure (qualifié de champ lointain, *far-field*) et une réduite à l’échelle des phénomènes mécaniques plus locaux (qualifié de champ proche, *near-field*). Le champ lointain permet d’estimer correctement les conditions aux limites de la structure (et assure ainsi un bon contrôle des simulations EF), alors que le champ proche permet de focaliser là où s’exprime particulièrement le comportement de ladite structure, plus localement, et en s’assurant d’avoir des incertitudes de mesure faibles. Le but est de réduire ainsi les incertitudes sur les paramètres identifiés.

Les premiers développements [57] concernent une éprouvette stratifiée rectangulaire plate percée en son centre, sollicitée en traction uniaxiale. Utiliser cette configuration pour identifier le comportement élastique peut s’avérer difficile, car on sait que dans le domaine élastique, les déformations sont relativement faibles (par rapport aux performances de la corrélation d’images) et les gradients de déformations sont très fortement localisés à proximité du trou [MLRVL05]. Deux caméras identiques (AVT Dolphin F-145B,  $1392 \times 1040$  px, 8 bits) mais avec deux objectifs de focales différentes permettent de faire l’acquisition des images (différence de grandissement 1:5). La figure 2.46 montre les images de l’éprouvette obtenues en champ lointain et en champ proche avec le maillage EF servant pour la mesure et pour la simulation.

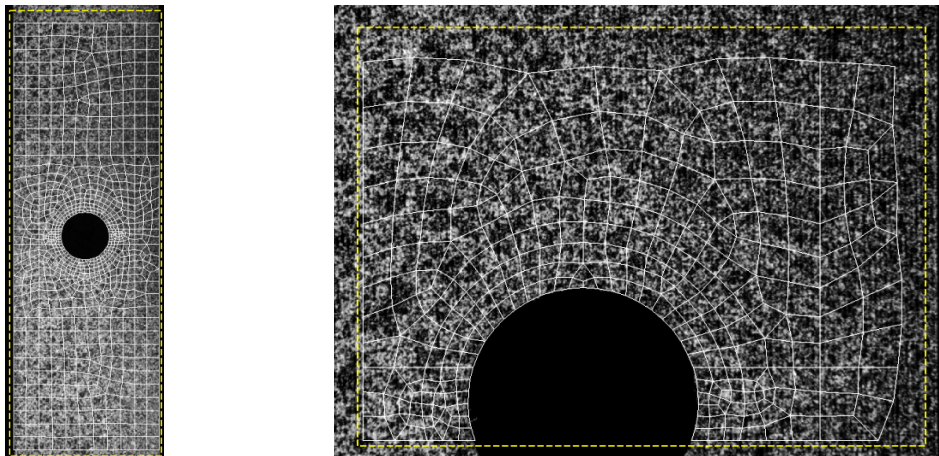


FIGURE 2.46 – Images de l’éprouvette percée en champ lointain (à gauche) et en champ proche (à droite), d’après [90].

Pour des raisons pratiques évidentes, la caméra filmant en champ proche est déplacée à chaque acquisition d’images pour laisser la caméra en champ lointain voir l’éprouvette.

La figure 2.47 présente l’organigramme du processus d’identification complet décrit dans la suite. Le problème est 2D et exprimé en contraintes planes. La géométrie est modélisée par

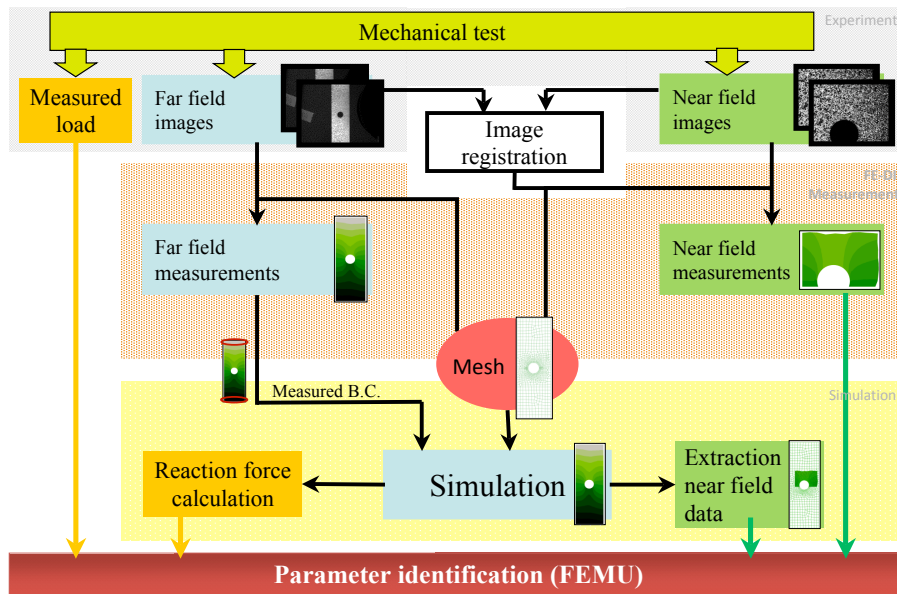


FIGURE 2.47 – Processus d'identification inverse par FEMU multi-résolutions, d'après [90].

un maillage 2D d'éléments triangles et quadrilatères dont la taille diminue près du trou. Ce maillage est utilisé pour la simulation EF comme pour les mesures effectuées par corrélation globale sur une base EF, avec des fonctions de formes bi-linéaires. Ce maillage est dans un premier temps ajusté au mieux sur l'image de référence en champ lointain, en tenant compte des dimensions réelles de l'éprouvette et de l'emplacement du trou par rapport au maillage. Ensuite, une mesure à cette échelle est réalisée. Elle fournit les conditions aux limites de Dirichlet pour la simulation EF. La mesure en champ proche, quand à elle, sert au calcul de la fonction coût à minimiser. Puisque le maillage utilisé est le même pour les mesures du champ lointain (faible résolution) et du champ proche (grande résolution), une procédure de recalage d'images permet de positionner précisément l'image du champ proche dans l'image du champ lointain, en faisant correspondre les nœuds du maillage EF aux mêmes points physiques dans les images. Cette procédure est, elle aussi, basée sur une méthode de corrélation d'images globale intégrée entre les images multi-échelles, c'est-à-dire dont l'interpolation du champ de déplacement est décomposée sur les quatre modes particuliers suivants (sous l'hypothèse de très petits déplacements) : translation horizontale, verticale, rotation, et mise à l'échelle. Cette procédure est initialisée à la main. La transformation trouvée est ensuite utilisée pour ajuster le maillage dans l'image en champ proche par corrélation EF sur toute l'image (voir § III page 209, [57] § 2.4. *Local global image registration*).

Dans un premier temps, la procédure FEMU est celle présentée sur la figure 2.47, dans laquelle les conditions aux limites du modèle EF sont les déplacements mesurés en champ lointain aux nœuds du même maillage (pas d'interpolation). Le comportement introduit dans le modèle EF est un comportement élastique linéaire orthotrope avec 4 paramètres à identifier ( $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $G_{12}$  et  $\nu_{12}$ ). Les paramètres constitutifs du modèle EF sont mis à jour à chaque itération, et la fonction coût exprimée de manière équivalente par les équations

(2.38), (2.39) et (2.40) page 125, ne porte ici que sur le champ de déplacement mesuré en l’ensemble des nœuds du champs proche, nettement moins bruité que son équivalent en champ lointain, ainsi que sur l’effort global mesuré par la cellule de force de la machine de traction (voir § III page 209, [57] § 3. *Application on an open-hole tensile test*).

Dans un second temps, une méthode intégrée, inspirée de [Rét10, RME<sup>+</sup>13] est développée. Cette méthode est basée sur la minimisation d’une fonctionnelle qui est décomposée en deux parties : une partie permettant de trouver un champ de déplacement par corrélation d’images et une partie (avec pénalisation) assurant que le déplacement trouvé satisfait bien aux équations d’équilibre statique, les inconnues recherchées ensemble étant les déplacements nodaux et les paramètres constitutifs. Cette méthode est appliquée avec succès en considérant, comme avec la méthode FEMU, la mesure sur la zone en champ proche et en champ lointain.

### 2.2.4.3 Conclusions sur l’identification inverse à partir d’essais hétérogènes

La méthode de recalage de modèles éléments finis a été appliquée dans un premier temps, au § 2.2.4.1, à l’identification de paramètres constitutifs en élasto-plasticité d’un alliage d’aluminium, à partir d’essais de traction statiquement indéterminés en utilisant des géométries générant des champs hétérogènes. Il apparaît que cette méthode inverse est assez sensible aux données expérimentales choisies : gamme des déformations et diversité des chemins, répartition de l’hétérogénéité des champs cinématiques, géométrie des éprouvettes, zone d’étude intégrée dans la fonction coût, etc. De plus, la fonction coût dans l’espace des paramètres ne présente pas une convexité bien marquée. Ce problème inverse étant un problème mal posé, il est donc nécessaire de s’assurer avant toute chose qu’il est suffisamment bien conditionné. Un des moyens de le faire est de régulariser le problème en y introduisant un contenu mécanique.

À relativement court terme et par rapport à ce qui a déjà été fait, les perspectives de l’application de la méthode FEMU à l’identification de paramètres de loi de comportement élasto-plastique sont les suivantes :

- on peut appliquer la méthode à partir de plusieurs essais (plans) : traction uniaxiale, traction biaxiale sur géométrie optimisée, essais de cisaillement, afin de permettre (i) de générer des champs de déformations très hétérogènes, (ii) d’assurer une diversité des trajets de déformation, (iii) d’assurer une bonne sensibilité des champs cinématiques aux paramètres du modèle. La méthode peut prendre en compte l’ensemble des essais avec pondération si nécessaire.
- on peut mettre en œuvre la méthode à partir d’essais *in situ* de formage incrémental et de mesures par stéréo-corrélation, afin d’identifier d’une part les paramètres du modèle de comportement et d’autre part ceux liés au procédé (je pense au coefficient de frottement par exemple). L’idée est que les paramètres constitutifs d’un modèle sont d’autant plus pertinemment identifiés que la sollicitation fait réagir le matériau comme elle le ferait pour les simulations numériques postérieures (pour lesquelles le modèle de comportement doit être connu et validé). Bien entendu ces mesures 2D-surfaciées peuvent aussi être couplées aux mesures relatives aux essais plans.

- on peut aussi identifier l’ensemble des paramètres du modèle constitutif, c’est-à-dire identifier en une fois les paramètres du critère de plasticité et ceux liés à l’évolution de l’écroutissage [PTV11, PVT<sup>+</sup>12]) (une tentative est d’ailleurs présentée dans [Dec09]). On peut enfin considérer un modèle de comportement plus riche, par exemple, pour le titane T40, de type élasto-viscoplastique anisotrope.
- il faut, enfin, estimer de manière systématique la robustesse de la méthode d’identification, à partir d’essais virtuels, en faisant une étude de sensibilité au bruit expérimental par des approches statistiques, et en étudiant la convergence.

Bien entendu, il faut garder à l’esprit qu’un des intérêts de la méthode de recalage de modèles éléments finis à partir de mesures de champ est de limiter le nombre d’expériences à réaliser. Il y a donc un compromis à trouver entre pertinence des paramètres identifiés et nombre d’essais nécessaires. Pour aller plus loin, il serait intéressant de comparer plusieurs méthodes d’identification paramétrique (typiquement, recalage de modèles EF, erreur en relation de comportement ou méthode des champs virtuels). En effet, parmi ces méthodes, la méthode de recalage de modèles EF, bien que très générique (elle n’impose rien à la mesure), est un problème particulièrement mal posé et qui nécessiterait une certaine régularisation (qu’il est préférable de donner par un contenu mécanique) pour converger proprement.

Dans un deuxième temps, la méthode FEMU a été appliquée, au § 2.2.4.2 avec une approche multi-résolutions (multi-échelles), pour identifier les paramètres élastique orthotrope d’un composite stratifié à partir de l’essai classique de la plaque perforée en traction uniaxiale. L’intérêt de la multi-résolutions réside dans le choix qu’il est possible de faire pour la résolution spatiale de la zone observée en champ proche afin de réduire les incertitudes de mesure et par conséquent celles sur les paramètres identifiés, la mesure en champ lointain permettant d’estimer des conditions aux limites réalistes. Dans ce travail en cours, la corrélation d’images est basée sur une approche globale avec une cinématique éléments finis, son couplage avec la simulation par éléments finis imposée par la méthode FEMU est donc évidente. Enfin, le problème inverse a été régularisé par une approche intégrée qui inclut directement à la fonctionnelle à minimiser pour la mesure, l’estimation des paramètres à identifier (*Integrated mechanical image correlation* [RME<sup>+</sup>13]).

### 2.2.5 Conclusions et perspectives relatives au thème 1

La corrélation d'images, développée à partir des années 85-90, est maintenant devenue la technique de mesure de champs cinématiques certainement la plus utilisée pour la mécanique des matériaux, des structures et des procédés<sup>57</sup>. Son développement dans les années 85-90 s'est poursuivi jusque dans les années 2000. Depuis, largement démocratisée, c'est son utilisation en tant qu'outil de mesure pour des problèmes mécaniques qui est le plus rapportée dans la littérature. Son apparition dans l'industrie est un peu plus tardive, mais à l'heure actuelle cette technique devient aussi incontournable dans les grands centres de R&D.

Il n'empêche qu'il reste plusieurs freins à la diffusion de la méthode. Le premier frein demeure la confiance que l'on peut accorder aux résultats du mesurage, c'est-à-dire les incertitudes qu'il est raisonnable d'associer à la mesure. Dans nos travaux, en lien avec ceux du GDR CNRS 2519, un certain nombre de résultats ont été mis en évidence concernant les erreurs d'appariement. Pour la stéréo-corrélation, le moins qu'on puisse faire est d'estimer les incertitudes de mesure par déplacements de corps solides de l'éprouvette dans la configuration de l'essai. Nous mettons aussi actuellement en place, pour la stéréo-corrélation, et *via* le GDR CNRS 2519, une étude de type benchmark expérimental ainsi qu'une étude à partir d'images synthétiques stéréoscopiques contrôlées. Cependant, comme nous l'avons déjà souligné, il n'existe pas de protocole ni de norme qui permette de fournir, pour une configuration expérimentale donnée, une estimation des erreurs associées aux mesures par corrélation d'images. Il n'y a pas non plus de protocole ou de norme qui permette de garantir, pour une expérience donnée, une configuration matérielle et logicielle optimale, bien que sur ce point nous ayons quelques réponses. L'idée d'un guide de bonnes pratiques évoquée presque dès la création du GDR CNRS 2519 en 2003 reste donc d'actualité.

Le deuxième frein concerne la limite du ratio résolution spatiale/incertitude de mesure des méthodes de corrélation d'images, qui est moins favorable que celle des techniques extensométriques classiques qui font à l'heure actuelle référence. Comme c'est en présence de champs hétérogènes (donc en présence de gradients de déformation) que ce type de mesure est nécessaire, il sera toujours délicat de mesurer de faibles niveaux de déformations (typiquement pour des matériaux hétérogènes se déformant faiblement, comme les bétons ou les composites) en garantissant une bonne description locale des phénomènes (grande résolution spatiale). Une des réponses à cette problématique est qu'il est toujours possible (et souhaitable) d'adapter le champ de vue des caméras au couple résolution spatiale/incertitude de mesure souhaité. C'est ce que nous développons avec les approches multi-résolutions (ou multi-échelles) : l'idée est d'utiliser plusieurs systèmes de caméras dont le champ de vue est adapté à chaque zone intéressante à mesurer sur la surface de l'éprouvette. Les résultats sont ensuite exprimés dans un référentiel commun ce qui nécessite des procédures d'étalonnage multi-caméras qu'il faut développer. Enfin, il faut

---

57. Elle est probablement aussi la plus appropriée des techniques photomécaniques, d'une part par sa simplicité (apparente), d'autre part parce qu'aux échelles les plus courantes de la mécanique des matériaux et des structures (supérieures au centimètre), le compromis résolution spatiale/incertitude de mesure est à peu près satisfaisant. Bien qu'en corrélation d'images la résolution spatiale soit théoriquement toujours ajustable par le système optique utilisé, il faut garder à l'esprit que les méthodes interférométriques, pour un champ de vue donné, sont mieux résolues que les méthodes de corrélation [GH11].

garder à l’esprit que les mesures par corrélation d’images (et les mesures de champs de manière générale) ne remplaceront jamais les techniques de mesures ponctuelles mais les compléteront. Il faut alors imaginer, en même temps que l’on conçoit les essais, à l’instrumentation qu’il faudra leurs fournir, typiquement des mesures ponctuelles (en surface mais aussi au cœur des éprouvettes), et des mesures de champs là où c’est pertinent d’avoir ce type d’information : la richesse des essais mécaniques viendra d’une part de la multi-instrumentation associée et d’autre part de la conception optimisée de ces essais grâce à la simulation numérique.

Le troisième frein provient des difficultés qui existent concernant le dialogue que l’on peut proposer entre les mesures de champs et les simulations numériques utilisées en mécanique. En effet ces deux domaines (expérimental et calcul) se sont développés historiquement de manière relativement séparée, et il est encore hélas courant de se borner à comparer des cartes en fausse couleurs. Actuellement, ces préoccupations sont partagées par la communauté des photomécaniciens, mais intéressent aussi beaucoup les industriels. Il est donc particulièrement important de lever rapidement les verrous liés aux problèmes du dialogue essais/calculs dans ce cadre là, notamment pour favoriser la diffusion des méthodes de mesure de champs dans l’industrie, très utilisatrice de code EF. Jusqu’à présent, la plupart des moyens de mesure (e.g. un système de stéréo-corrélation) et ceux de calcul (un code éléments finis) sont complètement disjoints, et les chercheurs développent des passerelles entre les deux outils souvent au cas par cas en utilisant en général des procédures d’interpolation entre les résultats de type nuages de points, champs de déplacements ou de déformations. Un moyen plus efficace serait de développer une plate-forme logicielle commune qui intègre la mesure et la simulation. C’est notamment ce que permettent les méthodes de corrélation d’images globales basées sur des fonctions de forme éléments finis (Hild et Roux [BHR06]). En rendant le champ cinématique mesuré continu, elles régularisent aussi le problème mal posé de la corrélation d’images et propose une mesure avec un filtrage mécanique. Il est montré qu’en général ce filtrage améliore les erreurs de mesure dues au bruit dans les images [HR12]. Cependant, il ne faut pas s’affranchir de vérifier *a posteriori* l’allure du champ du résidu local  $\rho(\mathbf{x}) = |f(\mathbf{x}) - g(\mathbf{x} + \mathbf{u}(\mathbf{x}))|$  [RRH09] et de corriger éventuellement l’hypothèse cinématique concédée. Enfin, lorsque la méthode de corrélation est une méthode intégrée, la régularisation mécanique sous-jacente permet d’obtenir une certaine mesure des champs cinématiques sous l’hypothèse que le modèle mécanique soit représentatif de l’essai et du comportement réel du matériau : si un autre modèle est considéré alors la mesure est différente, le champ du résidu de la mesure étant ici encore le seul juge de paix. Cette approche permet habilement, en s’appuyant sur des décompositions cinématique adaptées, de mesurer par exemple précisément des champs de très faibles niveaux de déformations. Elle permet aussi de résoudre des problèmes de mesure, dans le cas où l’information contenue dans les images est insuffisante à elle-seule (par exemple pour des mesures à hautes températures [Lep11]) : la corrélation d’images ne converge que si on impose une régularisation en supposant ici encore une certaine forme au champ cinématique. Elle permet également d’identifier des paramètres constitutifs de manière directe, sans avoir recours à une méthode d’identification inverse itérative comme la méthode de recalage de modèles éléments finis.

En fournissant des données de champs denses et multi-échelles, la corrélation d’images est aussi en train de faire évoluer la mécanique expérimentale, par le développement de tech-

niques d'identification de paramètres matériaux adaptées, notamment la méthode FEMU. Ce que nous avons observé en développant les travaux sur la méthode FEMU amène finalement un certain nombre de questions. Ces questions sont liées à la performance de la méthode d'identification.

La première question est relative à la définition de la géométrie de l'éprouvette et de l'essai. Il s'agit de savoir quels sont les champs hétérogènes corrects à utiliser pour un problème d'identification donné, et comment optimiser l'essai par rapport à ce problème. Pour aller plus loin, il faut aussi définir quelles sont les zones du champ cinématique mesuré à prendre en compte dans la boucle d'optimisation. Il est donc primordial, avant toute conception même de la géométrie d'éprouvette et du type d'essai associé, d'analyser la sensibilité des paramètres constitutifs au champ cinématique qui serait induit par la sollicitation mécanique, afin de savoir quelles sont les zones des champs mesurés qui sont prépondérantes dans l'estimation d'un terme de la loi de comportement. Cela ouvre clairement la voie à la simulation numérique pour l'aide à la conception des essais expérimentaux (simulation numérique pour le test et l'identification de modèle mécanique).

La deuxième question est liée à la méthode de mesure des champs cinématique et à ses erreurs associées. Il s'agit de comprendre, typiquement, quelle est l'influence et comment se propage le bruit de mesure à travers la procédure d'identification inverse. En effet, et de manière plus générale, l'ensemble de la chaîne de mesure (traitements du signal, filtrage, etc.) influence les résultats de l'identification. Le problème majeur est donc de savoir comment évaluer les incertitudes sur les paramètres constitutifs. De mon point de vue cela peut se faire soit par le développement de mécanismes de propagation d'erreur dans la procédure d'identification FEMU en elle-même, soit en utilisant des approches statistiques de type Monte Carlo.

Une troisième question se pose, elle concerne le choix de la méthode d'identification : quelle est la méthode d'identification la plus adaptée pour un problème donné ? Dans quels cas peut-on se contenter d'utiliser des essais homogènes parfaitement contrôlés avec des mesures ponctuelles ? Cette question reste, à l'heure actuelle, une question ouverte.

Enfin, dans ces travaux, mais aussi dans ceux de la littérature, la méthode FEMU est utilisée pour identifier des paramètres constitutifs de matériaux homogènes à partir d'essais hétérogènes. Or si on considère un composite stratifié, le comportement avant rupture devient souvent non-linéaire et spatialement hétérogène (par exemple à proximité d'une coupure, on parle de carte de contraste de propriété). L'utilisation de la méthode FEMU pour identifier des propriétés mécaniques spatialement hétérogènes n'est pas intuitive comme peut l'être la méthode de l'écart à l'équilibre [APG<sup>+</sup>11], et nécessite des développements futurs.

## 2.3 Thème 2 – Capteurs à fibre optique pour le suivi de cuisson des composites

### 2.3.1 Introduction générale

Ce thème de recherche concerne le développement et la mise en œuvre d'instrumentation faiblement intrusive permettant d'accéder aux informations thermique et mécanique ou concernant l'état physique de la matière à l'intérieur des moules et outillages de mise en forme de composites à matrice organique. Historiquement, il s'agissait d'un point de vue général, de pallier au manque d'information au sein de la pièce fabriquée, les méthodes optiques de champs ne pouvant s'appliquer qu'en surface des pièces (et donc dans les, finalement, rare cas où l'accès optique était possible). Les capteurs à fibre optique [US11], conciliant les avantages des fibres optiques (faible intrusivité, immunité électromagnétique, isolation, compatibilité matériau, durée de vie, etc.) à ceux de certains types de transducteurs (sensibilité, multi-paramètres, multiplexage en longueur d'onde), nous ont donc paru naturellement les meilleurs candidats. Parmi eux nous nous sommes intéressé en premier lieu aux transducteurs à base de réseaux de Bragg fibrés (*Fiber Bragg Grating, FBG*), notamment pour leur forte et double sensibilité en température et en déformation.

Les procédés visés sont les procédés de fabrication des pièces composites à matrice organique thermodurcissable. Ce choix s'explique naturellement par la simplicité du positionnement des fibres optiques au sein des plis ou des préformes lors de la fabrication, mais aussi pour les plages de mesurandes largement compatibles. De plus, nos travaux ont rapidement coïncidés avec le développement de projets de recherche et d'investissement concernant les composites stratifiés à matrice organique voie liquide dans le laboratoire, les perspectives pour les applications des matériaux composites ne cessant de se multiplier, notamment dans le périmètre de l'industrie aéronautique régionale.

Ce type de pièce composite présente une particularité<sup>58</sup> : la pièce (la structure) est élaborée en même temps que le matériau. Les propriétés des pièces composites sont donc déterminées lors du procédé, pendant la phase de remplissage et/ou de mouillage d'une part, puis pendant la phase de réticulation de la résine thermodurcissable d'autre part, quelles que soient les méthodes d'élaboration utilisées. Une réticulation incomplète provoque une diminution de la résistance mécanique des pièces composites. Une température de cuisson élevée peut aboutir à un emballement de la réticulation. La réticulation de la résine produit par ailleurs des contraintes résiduelles de cuisson (CRC), résultantes du retrait chimique de polymérisation et du retrait thermique durant le refroidissement, et cela à plusieurs échelles : d'abord à l'échelle microscopique au niveau des fibres de renfort et de la résine (due au retrait chimique de cette dernière et dans une large mesure à la différence entre leurs coefficients de dilatation thermique respectifs), et à l'échelle macroscopique au niveau des plis (due à l'anisotropie du coefficient de dilatation thermique de chaque pli). À cela il faut ajouter les problèmes d'interaction entre l'outillage et le composite pouvant engendrer des gradients de contrainte dans l'épaisseur. Une mauvaise maîtrise de ces CRC

---

58. En réalité, on la retrouve dans la plupart des pièces issues d'autres classes de matériaux, le procédé d'élaboration pouvant fortement interagir sur ses propriétés.



peut provoquer l'endommagement prématuré des pièces composites [PP06] (délaminage, fissures, porosité). Un des défis à relever pour améliorer et contrôler la qualité des pièces composites et optimiser les procédés, est donc de trouver des conditions d'élaboration liées aux différents paramètres procédé (température et durée des phases de cuisson, pression, type et drapage des renforts, pression d'injection de la résine, nature des outillages, etc.) qui assurent (i) un degré de conversion de la résine maximal et (ii) des contraintes internes minimales. Cela ne peut se faire que par une analyse (voire une surveillance) des deux variables citées précédemment (degré de conversion, contraintes internes) en fonction des paramètres d'élaboration, et ce dans des conditions représentatives de celles rencontrées dans l'industrie. Notons que la connaissance de l'état de contrainte est toujours délicate car c'est une variable associée tridimensionnelle qu'on ne peut estimer que par l'intermédiaire de mesures indirectes de variables observables (déformation, température par exemple).

Depuis plus d'une décennie, un nombre considérable de travaux ont été publiés sur l'application des réseaux de Bragg en tant que capteur introduit dans les résines, renforts et composites, pour mesurer un certain nombre de paramètres pendant l'élaboration des pièces composites. Sans être exhaustif, on peut citer par exemple : les déformations résiduelles [OMJ<sup>+</sup>98, OYT<sup>+</sup>02, GM02, CHGB06, CHB07, MCOG09, MCO<sup>+</sup>09, PBB10], la contraction de résine thermodurcissable au cours de la polymérisation ([AKL<sup>+</sup>08] sur des résines bio-compatibles pour le dentaire, [WHK<sup>+</sup>08]), le remplissage des moules et outillage d'élaboration des pièces de composite [NCV<sup>+</sup>00, DLK<sup>+</sup>01, GS09], et bien évidemment la température.

Nous nous sommes donc intéressés dans un premier temps aux capteurs à réseaux de Bragg pour la mesure *in situ* de température et de déformation, premier axe de recherche, en travaillant particulièrement sur la problématique de découplage de deux informations sus-citées, puis sur l'estimation du gradient de l'un ou l'autre des mesurandes. Les capteurs ont toujours été intégrés au sein de résine thermodurcissable et de composite afin d'analyser les réponses des capteurs et mieux estimer l'état de la pièce lors du procédé de fabrication. Pour ces travaux, j'ai eu la chance de pouvoir collaborer avec un certain nombre de collègues Enseignant-Chercheurs ayant des compétences sur ces questions <sup>59</sup>.

Dans un deuxième temps, c'est le degré de conversion qu'il a été nécessaire d'estimer et qui fait l'objet du second axe de recherche, afin de pouvoir analyser correctement les informations de température et de déformation que nous avons recueillies. Ces travaux furent réalisés à l'aide d'un capteur de réfraction de Fresnel par fibre optique que nous avons développé au laboratoire <sup>60</sup>.

---

59. Je citerais en particulier Emmanuel Marin, spécialiste des composants photo-inscrits sur fibre optique, et Youcef Ourdane, du Laboratoire H. Curien de Saint-Etienne pour la thèse de Sébastien Triollet ; et Jérôme Molimard et Alain Vautrin, de l'École des Mines de Saint-Etienne, ainsi que Jean-José Orteu et Emmanuel Marin pour la thèse de Mustafa Demirel.

60. Ces travaux, initiés lors du stage de Charles Vergnes, furent aussi l'occasion de collaborer avec mon collègue Gilles Dusserre.

## 2.3.2 Axe 1 : capteurs de température et de déformation

### 2.3.2.1 Capteur à réseau de Bragg fibré

Un réseau de Bragg sur fibre (FBG) [OK99, Rao97] est une modulation périodique sub-micronique, locale et permanente de l'indice de réfraction du cœur d'une fibre optique. Celle-ci est principalement créée en illuminant de franges d'interférence en lumière UV, perpendiculairement à la fibre donc par le côté, une fibre optique photosensible. Ce motif peut être créé en utilisant notamment les méthodes suivantes : la méthode holographique transverse (la première fois par Meltz *et al.* [MMG89]), la méthode du miroir de Lloyd [Dem09], ou la méthode par masque de phase [HM97] (franges obtenues par interférence des deux ordres de diffraction générés par l'illumination du masque). La photosensibilité de la fibre optique, définie comme l'absorption de la lumière par les éléments constitutifs de la fibre, est liée à l'existence d'impuretés, de défauts dans l'arrangement structural, de transitions électroniques de l'oxygène, et de transitions vibrationnelles. Elle est en général obtenue en chargeant la fibre en hydrogène sous haute pression (140 bar) jusqu'à saturation (1 mois) [Tri10]. Lorsqu'une lumière avec un spectre large est injectée dans une fibre optique monomode et interagit avec le réseau, ce dernier agit pour coupler le mode fondamental se propageant vers l'avant avec le mode de contre-propagation de cœur. Ce couplage a lieu à une longueur d'onde spécifique, définie par la condition de Bragg pour le réseau en question, le FBG agissant alors comme un filtre de réflexion à bande étroite (on parle de pic de Bragg en réflexion), et un filtre d'élimination à bande étroite lorsqu'il est observé en transmission. Cette longueur d'onde de Bragg  $\lambda_B$  est définie par la période du réseau photo-inscrit  $\Lambda$ , de l'ordre du micromètre (typiquement  $0,5 \mu\text{m}$ ) et par l'indice de réfraction effectif du mode de propagation  $n_{eff}$  (environ 1,46), selon l'équation de Bragg (2.42) bien connue.

$$\lambda_B = 2n_{eff}\Lambda \quad (2.42)$$

Il est important de rappeler pourquoi ce composant de filtrage optique se comporte aussi en transducteur thermo-mécanique. Soient  $(\vec{x}_1, \vec{x}_2, \vec{x}_3)$  formant une base définissant le système de coordonnées lié à la fibre, avec  $\vec{x}_1$  parallèle à la direction de la fibre, et  $\vec{x}_2$  et  $\vec{x}_3$  dans le plan transverse. On considère un FBG noyé dans un milieu qui soumet le FBG à un champ de déformation quelconque de composantes  $\varepsilon_i$  ( $i = 1 \dots 6$ ). En soi ces composantes peuvent être fonction de la position du point considéré au sein de la fibre optique, mais on admet ici que les termes  $\varepsilon_i$  font référence à la déformation moyenne dans le cœur de la fibre, car il est parfaitement admis que la déformation (ou la température) est en général homogène dans une section droite de la fibre optique eu égard aux dimensions diamétrales de cette dernière ( $125 \mu\text{m}$  et  $9 \mu\text{m}$  pour le cœur) par rapport aux dimensions des milieux analysés [LNUB99]. On suppose également, pour le moment, qu'il n'y a pas de gradient de déformation (ou de température) le long du réseau, dont la taille peut varier de 2 à 20 mm, ce qui revient à dire (et à vérifier) que les spectres de Bragg ne sont pas modifiés à cause de cela au cours des expériences [PPBG00]. Ce point particulier sera développé par ailleurs au paragraphe suivant. Dans ces conditions quelconques de chargement, le spectre d'intensité du FBG présente deux pics bien définis correspondant aux indices de réfraction dans les deux axes de polarisation  $n_2$  et  $n_3$  induite par le champ de déformation. Ces

deux orientations existent particulièrement dans les fibres fortement biréfringentes, mais aussi dans les fibres optiques monomodes standards faiblement biréfringentes. Comme ces dernières sont homogènes et isotropes, le décalage en longueur d'onde de Bragg suivant les axes de la polarisation induite dans la fibre est donné par l'équation (2.43) [GM02] :

$$\begin{cases} \frac{\Delta\lambda_{B,2}}{\lambda_{B,2}^0} = \varepsilon_1 - \frac{n_{eff,2}^2}{2} [p_{11}\varepsilon_2 + p_{12}(\varepsilon_1 + \varepsilon_3)] \\ \frac{\Delta\lambda_{B,3}}{\lambda_{B,3}^0} = \varepsilon_1 - \frac{n_{eff,3}^2}{2} [p_{11}\varepsilon_3 + p_{12}(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)] \end{cases} \quad (2.43)$$

où  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  et  $\varepsilon_3$  sont les trois composantes normales du tenseur des déformations (les trois autres composantes  $\varepsilon_4$ ,  $\varepsilon_5$  et  $\varepsilon_6$  sont généralement négligées),  $\Delta\lambda_B = \lambda_B - \lambda_B^0$  est le décalage en longueur d'onde du pic de Bragg,  $\lambda_B^0$  la longueur d'onde de référence du pic de Bragg, et  $p_{11}$  et  $p_{12}$  sont les coefficients de Pockels.

Il est clair qu'à partir de l'équation (2.43), une élongation uniaxiale de la fibre optique ( $\varepsilon_1 > 0$ ,  $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\nu\varepsilon_1$ ) ou une compression hydrostatique ( $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = \varepsilon_1 < 0$ ) provoque respectivement un décalage du pic de Bragg vers les longueurs d'onde plus élevées ou moins élevées, l'équation (2.43) se réduisant à une seule puisque la fibre optique est élastique isotrope et donc il n'y a pas de retard pour la vitesse de propagation de l'onde lumineuse par rapport à  $\vec{x}_2$  et  $\vec{x}_3$  (pas de biréfringence). Une élongation uniaxiale de la fibre aboutit donc à une variation linéaire de la longueur d'onde de Bragg qui se décale avec la déformation axiale (la déformation initiale correspondant à  $\lambda_{B_0}$  est choisie nulle) :

$$\frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_{B_0}} = \varepsilon_1 \left[ 1 - \frac{n_{eff}^2}{2} (-\nu p_{11} + (1 - \nu)p_{12}) \right] = \varepsilon_1 (1 - p_\varepsilon) \approx 0.78 \times 10^{-6} \varepsilon_1 \quad (2.44)$$

À partir de l'équation (2.44) la sensibilité linéaire en déformation uniaxiale  $K_\varepsilon$  d'un FBG nu dans la bande C<sup>61</sup> est d'environ 1,2 pm/ $\mu\varepsilon$ . Dans le cas d'un FBG noyé dans un milieu environnant, plusieurs hypothèses importantes sont à faire afin que l'équation (2.44) puisse être appliquée : notamment qu'il n'y ait pas de déformation transverse du milieu environnant qui serait couplée à la fibre optique (effet du coefficient de Poisson du milieu, anisotropie du milieu, ou anisotropie du chargement). C'est typiquement le cas lorsque les déformations transverses dans la fibre optique ne sont pas reliées à la déformation longitudinale par le coefficient de Poisson de la fibre<sup>62</sup>. Enfin, il faut aussi s'assurer que la déformation vue par la fibre optique soit bien celle du milieu si celle-ci n'était pas présente [TTC99]. Pour un milieu isotrope avec un faible module d'élasticité, l'équation (2.44) peut être utilisée sans faire de grosses erreurs. Dans tous les cas où les hypothèses ci-dessus ne sont pas satisfaites, le décalage spectral ne donnera pas directement la déformation longitudinale du milieu, et un calcul mécanique permettant d'estimer les 3 composantes de la déformation est à effectuer.

---

61. Bande de longueur d'onde du spectre réservée aux télécommunications par fibre optique, 1530 à 1565 nm.

62. Si on considère, par exemple, que le milieu est un composite orthotrope type carbone/époxy, pendant le refroidissement les contractions thermiques dans le sens de la fibre sont extrêmement faibles (proche de 0) par rapport à celles dans le sens transversal, et utiliser l'équation (2.44) simplifiée conduit à des erreurs très importantes [SGB06].

Les transducteurs de Bragg sont aussi sensibles à la température, une augmentation de cette dernière induit une expansion thermique de la fibre (changement de la période) et une variation de l'indice de réfraction. Si la fibre est libre de déformation, le pic de Bragg se décale en longueur d'onde en fonction d'un incrément raisonnable de température<sup>63</sup>, suivant :

$$\frac{\Delta\lambda_B}{\lambda_{B_0}} = \left( \frac{1}{\Lambda} \frac{d\Lambda}{dT} + \frac{1}{n_{eff}} \frac{dn_{eff}}{dT} \right) \Delta T = (\alpha_f + \xi_f) \Delta T \quad (2.45)$$

avec  $\alpha_f = \frac{1}{\Lambda} \frac{d\Lambda}{dT}$  le coefficient de dilatation thermique de la fibre (approximativement  $0,55 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  pour la silice) et  $\xi_f = \frac{1}{n_{eff}} \frac{dn_{eff}}{dT}$  le coefficient thermo-optique, qui dépend du type et de la concentration en dopant (approximativement  $7,3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  pour la SMF-28<sup>™</sup><sup>64</sup>). Notons que la variation de l'indice est de loin l'effet qui domine. A partir de l'équation (2.45) on déduit que la sensibilité linéaire en température  $K_T$  d'un FBG nu dans la bande C est d'environ  $12 \text{ pm.K}^{-1}$ .

La section suivante détaille les cas où la sollicitation n'est plus homogène le long du cœur de la fibre optique, ou bien est tridimensionnelle.

### 2.3.2.2 Mesure de sollicitations non-uniformes ou tridimensionnelles

Dans certains cas expérimentaux d'intégration d'un FBG à pas uniforme dans un composite stratifié, il arrive que le spectre, ayant initialement la forme d'un pic de Bragg standard (Figure 2.48(a)), présente un doublement du pic (Figure 2.48(b)), voire une signature spectrale très distordue (Figure 2.48(c)).

Le premier cas se retrouve lorsque le milieu environnant est (au moins à l'échelle de la fibre optique), globalement isotrope. Dans le second (Figure 2.48(b)) on retrouve pour un FBG gravé sur une fibre monomode standard, un spectre avec deux pics bien distincts créés par la biréfringence induite par un chargement radial non isotrope souvent observé lors du refroidissement de stratifiés en empilement symétrique [GM02, OYT<sup>+</sup>02, Vac04]<sup>65</sup>. Pour un FBG gravé sur une fibre hautement biréfringente ou à maintien de polarisation (*Polarization Maintaining (PM), Hi-Bi, Bow-Tie, Penda*), le spectre présente toujours deux pics distincts (un pour chaque mode de propagation, lent/rapide), une sollicitation isotrope ayant pour effet de décaler ensemble les deux pics alors qu'une sollicitation anisotrope les faisant se rapprocher ou s'éloigner. Le problème de la mesure des trois composantes reste délicat car il n'y a que deux équations (2.43) pour trois inconnues (en isotherme).

63. Sur des plages de température plus importantes, la sensibilité ne reste plus expérimentalement linéaire [PSG<sup>+</sup>04].

64. *Single Mode Fiber* de chez Corning<sup>®</sup>, Inc., la fibre optique monomode standard de référence.

65. À noter que dans le cas où les déformations transverses ne sont pas égales, le spectre présente ces deux pics bien distincts (cf. équation (2.43)) si on envoie une lumière polarisée séparément le long de chaque axe de la polarisation. Si la lumière est envoyée le long d'un chemin arbitraire, le spectre résultant sera un mélange de la lumière réfléchie le long des deux axes. Il présentera probablement aussi deux pics mais ne pourra pas être interprété correctement, d'autre part il pourra ressembler, par exemple, au spectre résultant d'une déformation longitudinale non uniforme le long du réseau ...

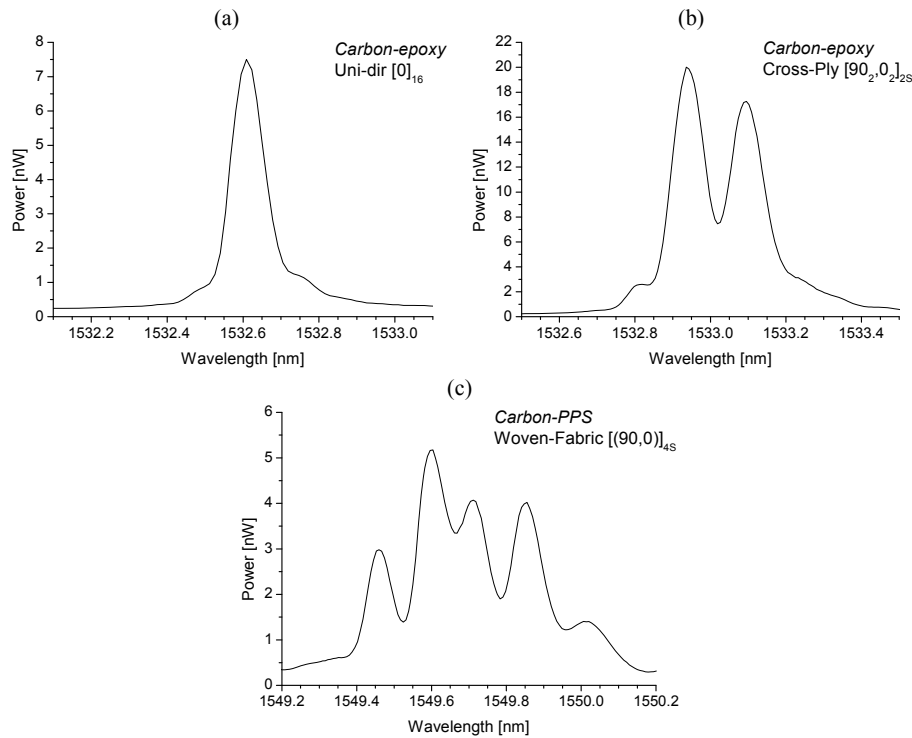


FIGURE 2.48 – Spectres d’un FBG noyé dans un stratifié (a) unidirectionnel, (b) en nappes croisées, (c) en nappes croisées tissées, d’après [LVLD10].

Le troisième cas (Figure 2.48(c)) correspond à une sollicitation faisant apparaître des gradients de déformation le long du réseau, gradients axiaux ou même radiaux. On peut normalement arriver à différencier l’un ou l’autre en utilisant une source laser avec lumière polarisée [LVLD10]. Un gradient de déformation (ou de température) perturbe le FBG, un peu comme s’il devenait étiré de manière non-linéaire, et le spectre se déforme. C’est sans aucun doute à l’EPFL que l’équipe du Pr. Botsis a le plus étudié cet aspect : tout d’abord en utilisant la méthode des matrices de transfert pour simuler le spectre et identifier les gradients le long du réseau de Bragg [PPBG00, PSB<sup>+</sup>01], puis en développant une méthode de réflectométrie optique à faible cohérence (OLCR) qui permet de mesurer l’évolution de la longueur d’onde de Bragg  $\lambda_B(x_1)$  le long du réseau et donc  $\varepsilon_1(x_1)$  ou  $T(x_1)$  avec une excellente résolution spatiale de l’ordre du micromètre [CHGB06, CHB07]. Cette technique a par ailleurs aussi été développée à l’université de Nantes [CCL<sup>+</sup>06].

Demirel [Dem09] durant sa thèse a mis en œuvre la méthode des matrices de transfert, pour tenter aussi d’identifier, par analyse inverse des spectres expérimentaux et optimisation, les gradients thermiques ou mécaniques les ayant engendrés. L’approche, bien que n’ayant pas complètement abouti, est intéressante, c’est pourquoi on rapporte ici ses principaux résultats, sans trop les détailler par souci de concision.

Le spectre d’un FBG uniforme peut se déduire de la théorie des modes couplés [Erd97] qui, elle, donne une formulation analytique de la réflectivité  $r(\lambda)$ . La méthode des matrices de transfert permet, elle, de simuler numériquement le spectre des réponses de FBG à pas non

uniformes [Erd97]. Elle nécessite une discrétisation du réseau, ainsi que de la déformation (ou de la température) appliquée, en  $N$  segments (sous-réseaux), chacun se comportant comme des réseaux de Bragg classiques, et dans lesquels les grandeurs sus-citées sont uniformes. A chaque sous-réseau correspond une matrice de transfert  $T_i$ , dont les termes sont calculés à partir des caractéristiques de chaque sous-réseau et de la connaissance de la déformation (ou température) homogène, modifiant ainsi les valeurs locales de période et d'indice de réfraction. On peut ainsi relier, pour chaque sous-réseau, l'intensité lumineuse en entrée à l'intensité lumineuse en sortie du réseau et dans les deux directions positives et négatives,  $P_E$ ,  $N_E$ ,  $P_S$  et  $N_S$ , suivant l'équation (2.46) :

$$\begin{bmatrix} P_S \\ N_S \end{bmatrix} = T_i \begin{bmatrix} P_E \\ N_E \end{bmatrix} \quad (2.46)$$

La matrice  $T_i$  est donnée par l'équation (2.47), elle ne dépend finalement que de la longueur d'onde  $\lambda$  et de quatre paramètres intrinsèques au sous-réseau : sa longueur  $l_i$ , son indice de réfraction du cœur  $n_{eff}$ , sa variation  $\overline{\delta n_{eff}}$ , et sa période  $\Lambda$ .

$$T_i(\lambda) = \begin{bmatrix} \cosh(\gamma(\lambda)l_i) - i\frac{\hat{\sigma}(\lambda)}{\gamma(\lambda)} \sinh(\gamma(\lambda)l_i) & -i\frac{\pi\nu\overline{\delta n_{eff}}}{\gamma(\lambda)\lambda} \sinh(\gamma(\lambda)l_i) \\ i\frac{\pi\nu\overline{\delta n_{eff}}}{\gamma(\lambda)\lambda} \sinh(\gamma(\lambda)l_i) & \cosh(\gamma(\lambda)l_i) + i\frac{\hat{\sigma}(\lambda)}{\gamma(\lambda)} \sinh(\gamma(\lambda)l_i) \end{bmatrix} \quad (2.47)$$

$$\text{avec } \hat{\sigma}(\lambda) = \frac{2\pi n_{eff}}{\lambda} - \frac{\pi}{\lambda} + \frac{2\pi\overline{\delta n_{eff}}}{\lambda} \text{ et } \gamma(\lambda) = \sqrt{\left(\frac{\pi\nu\overline{\delta n_{eff}}}{\lambda}\right)^2 - \hat{\sigma}^2(\lambda)}$$

La réponse globale du réseau est donnée par la matrice  $T$ , qui est égale au produit matriciel de toutes les sous-matrices,  $T = T_N T_{N-1} \dots T_1$ . Le coefficient de réflectivité complexe  $r(\lambda)$  d'un FBG de longueur  $L$  peut être obtenu en imaginant que l'onde incidente transmise provient de l'infini (soit  $P_E = 1$  en  $z \leq 0$ ) et en supposant qu'aucune onde n'est réfléchie après le réseau (soit  $N_S = 0$  en  $z \geq L$ ). Comme  $r(\lambda) = \frac{N_E}{P_E}$ , et que de l'équation (2.46) avec les hypothèses vues précédemment on tire  $N_S = T_{21}P_E + T_{22}N_E$ , alors  $r(\lambda) = \frac{-T_{21}}{T_{22}}$ , son carré donnant la puissance en fonction de  $\lambda$  et ainsi le spectre en réflexion. Il est donc possible de simuler le spectre d'un FBG sollicité par n'importe quelle fonction de déformation spatiale  $\varepsilon_1(x_1)$  (ou de température  $T(x_1)$ ). La seule limitation, imposée par la discrétisation, provient du fait que dans chaque sous-réseau, la théorie des modes couplés doit être valide, et leur longueur doit donc respecter  $\Lambda \ll l_i$ , ce qui pourrait éventuellement limiter l'utilisation de la méthode en cas de gradients intenses.  $T_i$  se calcule au moyen des paramètres intrinsèques de chaque sous-réseau ( $l_i$ ,  $n_{eff}$ ,  $\overline{\delta n_{eff}}$  et  $\Lambda$ ), déduits du spectre expérimental du FBG initial au repos, au moyen des relations classiques issues de la théorie des modes couplés (voir [Dem09] p. 42-46, ou [Erd97]). Les paramètres des sous-réseaux sont dépendants des sollicitations qui leur sont imposées localement. Les autres paramètres, liés aux différentes sensibilités, entrent également en compte mais sont supposés invariants, ils sont fixés après étalonnage ou à défaut avec des valeurs de références de la littérature. A titre d'illustration, la figure 2.49 montre le résultat d'une simulation directe par la méthode des matrices de transfert du spectre d'un FBG soumis à un gradient thermique (20 sous-réseaux), et la figure 2.50 à un gradient mécanique (10 sous-réseaux).

Cette méthode de simulation numérique a été validée dans un certain nombre de situations, comme par exemple sur un cas de biréfringence induite par un chargement anisotrope [66],

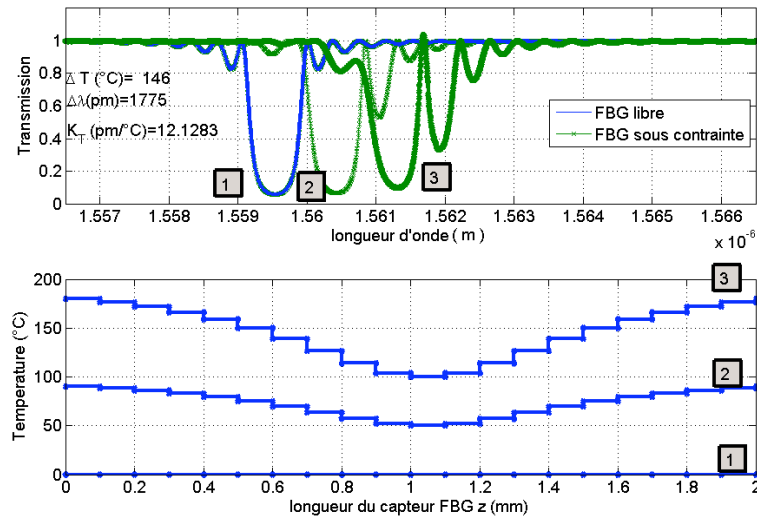


FIGURE 2.49 – Exemples de simulation directe par la méthode des matrices de transfert des spectres d'un FBG de 2 mm de long soumis à un gradient thermique d'équation  $T(z) = T_0 - aT_0 \left(\frac{z-L}{L}\right)^{-2}$ , d'après [Dem09].

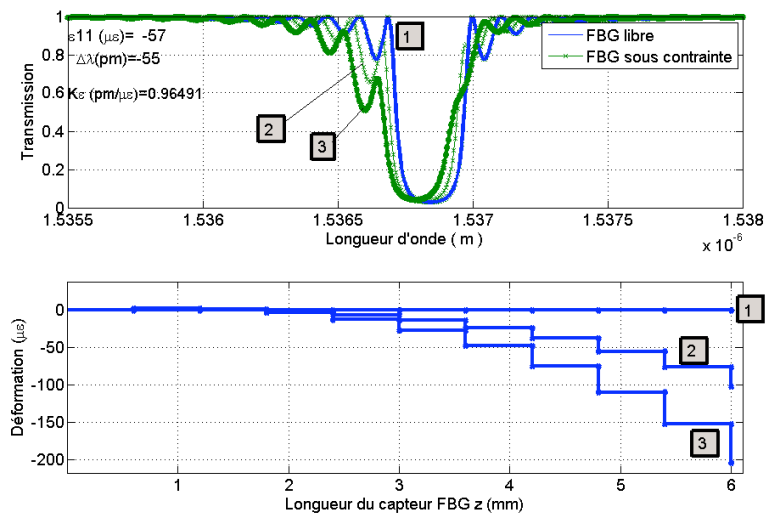


FIGURE 2.50 – Exemples de simulation directe par la méthode des matrices de transfert des spectres d'un FBG de 2 mm de long soumis à un gradient de déformation d'équation  $\varepsilon(z) = a(z/L) - b(z/L)^2 - c(z/L)^3$ , d'après [Dem09].

en considérant deux spectres indépendants et avec des déformations transverses imposées telles que  $\varepsilon_2 \neq \varepsilon_3$ , le spectre final étant issu de la superposition de ces deux spectres.

La procédure d'identification consiste ensuite à déterminer les valeurs discrètes de la sollicitation axiale par analyse inverse, en minimisant au sens des moindres carrés l'écart entre le spectre expérimental et le spectre modélisé par la méthode des matrices de transfert, un algorithme itératif d'optimisation (Levenberg-Marquardt) étant utilisé. Préalablement il

est nécessaire d’avoir déterminé expérimentalement le spectre du FBG libre de sollicitation afin de déduire les principales caractéristiques intrinsèques du réseau (cf. Figure 2.51(a)), complétées par les caractéristiques fournis par étalonnage. A partir du spectre du FBG sous sollicitation on déduit, après convergence de l’algorithme, le profil de température (ou de déformation) le long du réseau. Une étape d’initialisation consiste à chercher la longueur d’onde de Bragg maximale du spectre déformé (cf. Figure 2.51(b)), puis on affine l’optimisation en augmentant itérativement le nombre de sous-réseaux, c’est-à-dire le nombre d’inconnues du problème (les  $\varepsilon_1(l_i)$  ou  $T(l_i)$ ), jusqu’à convergence (cf. Figure 2.51(c)).

La méthode est validée sur des cas tests de spectres simulés pour des gradients thermiques divers et montre de bons résultats, mais elle s’avère intrinsèquement sensible à la symétrie de la sollicitation par rapport à l’axe médian de la fibre. La correspondance entre le profil de sollicitation et son spectre associé n’est pas bijective. Cependant, deux applications ont été développées :

- l’estimation de gradients thermiques le long d’un FBG par l’utilisation d’un montage avec anneau chauffant se translatant et trois micro-thermocouples de référence positionnés le long du FBG,
- l’estimation de gradients de déformation longitudinale par un FBG noyé à proximité d’un perçage dans une éprouvette composite sollicitée en traction simple.

La figure 2.51 illustre un des résultats d’identification d’un gradient thermique. On peut observer sur les figures 2.51(a), 2.51(b) et 2.51(c) la démarche d’optimisation par ajustement des spectres expérimentaux et simulés. On remarque que le spectre simulé initial diffère déjà du spectre expérimental car le FBG utilisé est apodisé<sup>66</sup>. Les résultats des températures obtenues sur chacun des 10 sous-réseaux donnent un profil de température (la solution identifiée) faux mais symétrique à celui qui est estimé par la mesure issue des trois thermocouples (la cible), puisque à ces deux profils correspond le même spectre en puissance. Il n’y a donc pas unicité de la solution. Celle-ci est assurée uniquement si la partie réelle et la partie imaginaire du spectre de réflectivité complexe  $r(\lambda)$  sont connus. Or la partie imaginaire fait intervenir la phase, qui n’a pas été considérée dans ce travail, puisque le spectre d’intensité de réflexion mesuré ne fournit que l’intensité spectrale,  $|r(\lambda)|^2$ , sans information de phase [BHCG05]. Il est donc nécessaire d’apporter des informations supplémentaires concernant le signe des gradients à identifier. Nous avons pu effectivement faire ce type d’observation de non-unicité sur les gradients à identifier.

Pour la validation des gradients de déformations, un essai de traction est effectué sur une éprouvette de composite UD obtenue par compression de préimprégnés carbone/époxyde. Dans cette éprouvette un trou a été réalisé, le FBG étant noyé entre le trou et le bord libre de celle-ci. Les gradients sont mesurés par stéréo-corrélation d’images en surface de l’éprouvette, et aussi estimés par une simulation par éléments finis, puis comparés à ceux issus de l’identification inverse [69]. Tous les résultats sont à peu près cohérents, mais la faible amplitude des profils de déformation (de l’ordre de la résolution des mesures) rend finalement délicate la comparaison.

---

66. L’apodisation consiste à inscrire le FBG avec une distribution lumineuse du spot UV de forme gaussienne afin de supprimer les lobes latéraux du spectre.



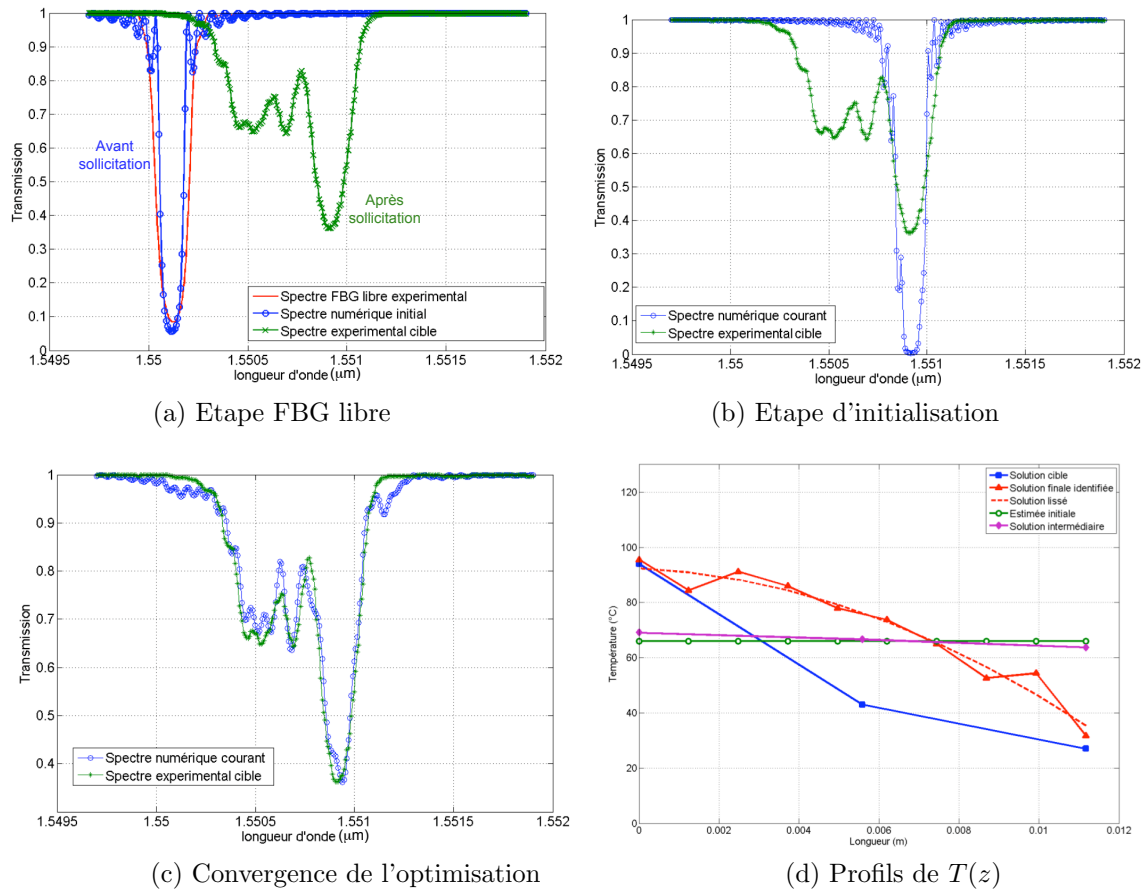


FIGURE 2.51 – Identification spectrale du gradient thermique imposé au FBG (a-c), et gradients thermiques associés (d), d'après [Dem09].

En conclusion, la méthode des matrices de transfert a permis de modéliser les spectres de FBG, soumis à des sollicitations homogènes axiales et radiales, avec effet de biréfringence, puis enfin non-homogènes. Concernant l'analyse inverse, il persiste des erreurs dues à la non-unicité de la solution par rapport à des symétries centrales du gradient, ainsi que des erreurs de reconstruction du gradient (sensibilité de la méthode vis-à-vis du spectre expérimental initial si celui-ci est mal décrit par la méthode des matrices de transfert). L'approche inverse par optimisation reste donc assez délicate à mettre en œuvre, elle nécessite de postuler des hypothèses concernant le sens des gradients à identifier (convexe ou concave). Elle est enfin moins performante que les méthodes basées sur la réflectométrie optique faible cohérence (OLCR). Evidemment cette dernière famille de méthodes nécessite de grandes compétences en optique que nous ne pouvons pas développer dans notre laboratoire. Ce point a fait l'objet de discussions avec l'équipe de photonique de l'IREENA à Nantes [CCL+06], en vue d'une éventuelle collaboration.

### 2.3.2.3 Problématique du découplage des effets thermiques et mécaniques

Ce qui fait l'un des intérêts mais aussi l'une des difficultés des FBG réside dans la superposition des sollicitations thermiques et mécaniques dans le signal de Bragg, puisque le décalage spectral s'écrit :

$$\Delta\lambda_B = K_T\Delta T + K_\varepsilon\varepsilon. \quad (2.48)$$

On ne peut donc malheureusement pas faire un découplage de ces deux grandeurs, avec un FBG, lorsqu'elles varient simultanément. On ne peut pas non plus (théoriquement) avec deux FBG puisque le système de deux équations (2.48) n'est inversible que si les sensibilités  $K_T^1$  et  $K_T^2$  en température et  $K_\varepsilon^1$  et  $K_\varepsilon^2$  en déformation, respectivement pour le réseau (1) et (2), qui forment la matrice de sensibilité  $\underline{\underline{K}}$ , sont telles que  $\det(\underline{\underline{K}}) \neq 0$ . Or pour deux réseaux de Bragg inscrits approximativement aux mêmes longueurs d'ondes, lorsqu'on écrit les équations (2.45) et (2.45) pour deux FBG, on obtient  $\det(\underline{\underline{K}}) = (\alpha_f + \xi_f)\lambda_{B_0}^1\lambda_{B_0}^2(1 - p_e) - (\alpha_f + \xi_f)\lambda_{B_0}^2\lambda_{B_0}^1(1 - p_e) = 0$ .

De nombreux travaux ont été menés pour proposer des solutions élégantes de découplage des deux informations : pour plus de détails on fera référence aux thèses de Demirel [Dem09] et de Triollet [Tri10], ou à [OK99, ZL04]. On classe généralement les méthodes de découplage en deux catégories : les méthodes intrinsèques (utilisation de la fibre optique uniquement), et les méthodes extrinsèques dont l'exemple le plus courant utilise deux FBG, le second en bout de fibre étant protégé mécaniquement [SLCL97, MCOG09]. D'autres solutions extrinsèques existent, par exemple en utilisant un capteur de type interféromètre de Fabry-Pérot extrinsèque couplé à un FBG [LA02], ou une sonde de température (thermocouple en général comme dans [MCO<sup>+</sup>09]); et aussi au moyen de montages plus ou moins complexes et encombrants (FBG enrobés par, ou gravés sur des matériaux distincts, FBG gravés sur des fibres de diamètres différents soudées, poutre en flexion et bilame, cantilever, FBG disposés spatialement en rosette, etc.). Les techniques intrinsèques, quant à elles, présentent en général une très bonne résolution spatiale car la mesure est effectuée dans une seule et même zone de la fibre optique, au détriment parfois d'un découplage moins efficace ainsi que la nécessité d'utiliser des systèmes d'interrogation plus complexes. Il peut s'agir de graver deux réseaux de type différents au même point (par exemple un FBG et un réseaux longue période<sup>67</sup>, ou bien des FBG de type I, Ia ou II), d'utiliser un FBG à pas variable, ou bien un FBG incliné (*Tilted* TFBG, que l'on arrive à rendre insensible à la température), ou une fibre super-structurée de réseaux de Bragg (SFBG), des FBG gravés sur des fibres optiques biréfringentes (ou micro-structurées type *Photonic-crystal fiber*, *PCF*), ou encore d'utiliser les différents ordres de diffraction d'un réseau à pas court ou à pas long (cette liste n'est pas exhaustive). L'ensemble des références bibliographiques se trouvera dans [Dem09, Tri10].

L'instrumentation des composites stratifiés par transducteur FBG, pour le suivi de fabrication lors de la mise en œuvre, les éventuels essais mécaniques et le suivi de la pièce en service, impose *de facto* une très faible intrusivité des capteurs utilisés, en terme de

<sup>67</sup>. *Long Period Grating (LPG)*, ils se différencient des FBG par le fait qu'ils présentent des modes de propagation dans la gaine par couplage avec le mode de cœur.

taille comme de compatibilité des matériaux. Dans ce contexte, nous nous sommes intéressés plutôt aux méthodes intrinsèques de découplage des effets thermiques et mécaniques, l'utilisation de capillaires isolants et de thermocouples étant délicate à proposer pour une instrumentation en conditions industrielles.

Au préalable, nous avons travaillé sur les aspects métrologiques des transducteurs FBG, en même temps que je montais le laboratoire "capteur à fibre optique" à l'École des Mines d'Albi. Dans un premier temps, l'ensemble de la chaîne d'acquisition a été développée et caractérisée. Les différentes sources d'incertitudes qui peuvent intervenir dans la chaîne d'acquisition ont été isolées : celles qui sont liées au matériel d'interrogation (au démarrage de l'activité, une source fine accordable de résolution 1 pm et un mesureur de puissance optique), au traitement mathématique du spectre, ou à l'étalonnage.

Concernant ce dernier point, un banc destiné à caractériser les sensibilités des FBG a été conçu et développé au laboratoire. Il est composé d'un module permettant une traction uniaxiale de la fibre optique et un module imposant la température au capteur, éventuellement en simultané. Pour la composante mécanique, on utilise une micro-cellule de force (résolution 0,24 N, équivalant à 28  $\mu\epsilon$ ) et une platine de translation micrométrique. Pour la composante thermique, la zone centrale qui contient le FBG est placée à l'intérieur d'un four résistif constitué d'une ampoule de verre sur laquelle est fixée une résistance chauffante souple (Minco). La mesure de la température se fait à l'aide de micro-thermocouples K de 110  $\mu\text{m}$  de diamètre positionnés à proximité du FBG.

La non-linéarité de la sensibilité thermique, qui est parfois évoquée dans la littérature [PSG+04], a également été contrôlée. Concernant le traitement du spectre, les différents aspects susceptibles d'intervenir sur l'incertitude (échantillonnage, taille de la fenêtre d'acquisition, choix des méthodes de recherche de la valeur maximale et des modèles mathématiques d'ajustement, et bruit) ont été abordés. Ce volet plus technique est largement développé dans la thèse de Demirel [Dem09] à laquelle le lecteur intéressé pourra se reporter.

Pour le découplage des effets thermiques et mécaniques, dans un premier temps nous avons tenté d'utiliser deux FBG gravés à des longueurs d'onde de Bragg assez écartées. Cette solution s'inspirait de celle de Xu *et al.* [XARD94] qui ont utilisé deux FBG respectivement aux longueurs d'onde de Bragg de 850 et 1300 nm, nécessitant évidemment deux sources et deux récepteurs différents. En effet il est rapporté que certains coefficients intervenants dans les équations (2.45) et (2.44) dépendent (faiblement) de la longueur d'onde de la lumière. Il y a principalement le coefficient thermo-optique  $\xi_f$  (puisque l'indice de réfraction dépend de la longueur d'onde – dispersion chromatique), et le coefficient photo-élastique  $p_e$ , qui dépend de l'indice effectif. L'idée ici était d'intervenir d'une part sur l'écart des longueurs d'onde de Bragg, comme dans [XARD94], tout en restant dans la bande spectrale permettant l'utilisation d'un seul équipement d'interrogation de plage maximale de 120 nm. D'autre part, nous avons joué sur la forme des spectres des FBG (profondeur et largeur) en changeant les durées d'exposition et les puissances des faisceaux lors de la photo-inscription des FBG par UV, mais sans aller en réalité jusqu'à la fabrication de réseaux spécifiques de type I et IIa comme l'ont proposé Shu *et al.* [SZZB04], solution

40 nm	$\lambda_{B_1} - \lambda_{B_2}$	1460 - 1500	1460 - 1500	1500 - 1540	1540 - 1580
	Rapport réflectivités	[60% - 90%]	[90% - 90%]	[30% - 90%]	[30% - 90%]
	erreur $\delta T$ (°C)	40	26	29	41
	erreur $\delta \varepsilon$ ( $\mu\varepsilon$ )	335	327	293	355
80 nm	$\lambda_{B_1} - \lambda_{B_2}$	1460 - 1540	1460 - 1540	1460 - 1540	
	Rapport réflectivités	[30% - 90%]	[60% - 90%]	[90% - 90%]	
	erreur $\delta T$ (°C)	14	19	20	
	erreur $\delta \varepsilon$ ( $\mu\varepsilon$ )	102	177	232	
120 nm	$\lambda_{B_1} - \lambda_{B_2}$	1460 - 1580	1460 - 1580	1460 - 1580	1460 - 1580
	Rapport réflectivités	[30% - 90%]	[60% - 90%]	[90% - 90%]	[90% - 30%]
	erreur $\delta T$ (°C)	10	20	19	7
	erreur $\delta \varepsilon$ ( $\mu\varepsilon$ )	83	146	187	49

TABLE 2.5 – Erreurs de mesure pour les différentes combinaisons de double FBG superposés étudiés (écart en longueur d’onde de 40, 80 ou 120 nm), d’après [Dem09].

qui semble finalement peu efficace [WTMV11]. Concrètement, les deux FBG sont photo-inscrits l’un sur l’autre sur le banc d’inscription à miroir de Lloyd disponible au laboratoire H. Curien de Saint-Étienne avec un laser UV Argon de 0,12 Watt à 244 nm suivant les protocoles standards d’inscription (SMF-28<sup>™</sup> hydrogénée, suivi de gravure, stabilisation thermique à 210 °C). Plusieurs configurations sont testées avec deux facteurs principaux : l’écart en longueur d’onde (40, 80 et 120 nm) et la différence de réflectivité (30, 60 et 90%) entre les deux pics. La qualité du découplage est analysée à partir des quatre termes de la matrice des sensibilités, évalués par étalonnage des FBG à l’aide du banc ad-hoc.

En pratique, le conditionnement de la matrice des sensibilités se vérifie par l’estimation des erreurs de mesures données par l’équation (2.49) et résultant du calcul d’incertitude à partir de l’inversion de la matrice  $\underline{K}$ , et non simplement du calcul du déterminant  $\det(\underline{K}) = \|K_T^1 K_\varepsilon^2 - K_T^2 K_\varepsilon^1\|$ .

$$\begin{cases} \delta T = (K_\varepsilon^2 \delta \lambda_B^1 + K_\varepsilon^1 \delta \lambda_B^2) / \det(\underline{K}) \\ \delta \varepsilon = (K_T^2 \delta \lambda_B^1 + K_T^1 \delta \lambda_B^2) / \det(\underline{K}) \end{cases} \quad (2.49)$$

On suppose que les mesurandes  $\Delta \lambda_B^1$  et  $\Delta \lambda_B^2$  admettent une erreur de mesure  $\delta \lambda_B^1$  et  $\delta \lambda_B^2$  qui sera prise égale à la résolution du système d’acquisition, soit 1 pm. Les principaux résultats sont résumés dans le tableau 2.5 extrait de [Dem09].

Il est clair que les erreurs sont très importantes, et la méthode de découplage peu efficace. On remarque que les erreurs de mesures les plus importantes sont obtenues pour un écart de longueur d’onde de 40 nm, et les moins importantes pour un écart de 120 nm. De plus les erreurs semblent dépendre du rapport des réflectivités, le moins bon résultat étant pour le couple [90% - 90%] et l’optimal pour le couple [30% - 90%]. Le cas [90% - 30%] avec 120 nm d’écart en longueur d’onde donne le meilleur découplage. On conclut que les erreurs diminuent si l’écart entre les réflectivités des pics et l’écart spectral augmentent, les résultats sont cohérents. Cet échec nous a donc poussé à développer une méthode de découplage

intrinsèque nettement plus performante, basée sur l'utilisation d'un FBG et d'un réseau longue période (LPG) superposés, et qui a fait l'objet de la thèse de Triollet [Tri10].

Les réseaux longue période (*Long Period Grating, LPG*) ont des périodes de l'ordre de quelques centaines de micromètre (typiquement de  $100\ \mu\text{m}$  à  $1000\ \mu\text{m}$ ) [JT03]. Les LPG se différencient des FBG car ils présentent des modes de propagation de la lumière dans la gaine et dans le cœur. Il y a donc des couplages entre mode de cœur et modes de gaine. En conséquence, lorsqu'on injecte de la lumière en entrée, le spectre en transmission présente plusieurs bandes d'atténuation (pics de résonance) qui représentent les couplages du mode de cœur avec les différents modes de gaine, l'énergie lumineuse passant dans la gaine étant perdue (il n'y a donc pas de spectre en réflexion). Cette situation est représentée par l'équation (2.50).

$$\lambda_L = (n_{eff,coeur}(\lambda) - n_{eff,gaine}^i(\lambda)) \Lambda \quad (2.50)$$

avec  $n_{eff,coeur}$  l'indice de réfraction effectif du mode de propagation de cœur à  $\lambda$ , et  $n_{eff,gaine}^i$  l'indice de réfraction effectif du  $i^{\text{ème}}$  mode de propagation de gaine. Il a été montré que la forme du spectre transmis et les pics de résonance des modes de gaine sont sensibles aux paramètres d'inscription du réseaux [BV96, Bha96] : pas, longueur de réseaux (entre 10 et 50 mm), méthode d'inscription, puissance du laser, etc. D'autre part, ces LPG sont sensibles à la température et à la déformation de la fibre optique comme vu précédemment pour les FBG, mais avec des sensibilités différentes [Bha99], mais aussi à la courbure et à l'indice de réfraction du milieu qui entoure le réseau [JT03], car ce dernier interagit sur les modes de gaine, qui eux-même influent sur le mode de cœur.

Le capteur que nous avons développé repose donc sur la superposition d'un LPG et d'un FBG afin (i) d'augmenter la résolution spatiale et (ii) de minimiser les erreurs de mesure. Une étude bibliographique dans [Tri10] a montré la bonne efficacité de découplage de ce genre d'architecture, notamment parce que les LPG peuvent présenter une sensibilité en déformation négative. Une des difficultés réside dans le fait que la gravure des LPG et les sensibilités obtenues sont plus difficilement reproductibles que pour les FBG, puisqu'il faut sélectionner un seul des pics de résonance. D'autre part, la largeur intrinsèque des pics de résonance et la possibilité du multiplexage en longueur d'onde (nécessairement limité) requièrent un système d'interrogation spécifique. Enfin, pour le multiplexage, la définition de chaque pic correspondant à chaque réseau en série le long de la fibre optique est délicate. Sur ce sujet de recherche nous avons collaboré avec l'équipe "Composant à Fibres Optiques et Photosensibilité" du Laboratoire Hubert Curien - UMR CNRS 5516, de l'Université de Saint Etienne, pour tous les aspects définition et photo-inscription des LPG.

Dans ce schéma, l'utilisation d'un LPG impose une source suffisamment large pour l'observation de sa réponse, mais également suffisamment puissante pour celle du FBG. La lecture du spectre, à cause du LPG, ne peut également se faire qu'en transmission. La source de lumière utilisée est donc une source blanche supercontinuum de chez Leukos, obtenue en injectant la lumière provenant d'un laser pompe pulsé ultra-rapide en entrée dans une fibre optique microstructurée (PCF). Les effets non-linéaires dans cette PCF élargissent le spectre du faisceau de départ donnant ainsi une source ultra-large bande (1200-1700 nm). Une source large-bande standard de 40 nm (*amplified spontaneous emission, ASE*) est

aussi utilisée éventuellement pour les FBG. Nous utilisons ensuite un analyseur de spectre optique placé en sortie avec une résolution de 10 pm suffisante pour la lecture des deux types de réseau de Bragg. Des routines spécifiques de traitement des spectres (ajustement sur des fonctions gaussienne ou lorentzienne) permettent d'obtenir une mesure de  $\lambda_L$  avec une résolution meilleure que 15 pm pour le LPG et de  $\lambda_B$  de 1.5 pm pour le FBG.

Un travail important a d'abord consisté à réaliser et optimiser l'inscription des LPG et les superpositions, en fonction du nombre de périodes (ou pas), de la puissance du laser, et de la durée d'inscription. Après hydrogénation de la SMF-28™, la photo-inscription du LPG est réalisée dans un premier temps, par la méthode point à point avec un laser UV à 244 nm incident focalisé sur la fibre optique que l'on translate  $n$  fois du pas désiré (typiquement entre 250 et 350  $\mu\text{m}$  pour  $n$  entre 38 et 60), sur une longueur optimale autour de 12 mm. L'inscription du FBG est réalisée dans un deuxième temps, par l'utilisation d'un masque de phase, sans démontage de la fibre optique, et sur la même longueur. L'inscription du FBG modifie certes un peu le spectre du LPG, mais dans le cas contraire où le FBG est inscrit avant le LPG, le premier est effacé par l'inscription du second.

On présente à titre d'exemple l'influence de la longueur d'inscription, équivalente au nombre de pas, sur un LPG (pour un pas donné de 290  $\mu\text{m}$ ) Figure 2.52(a), et sur un FBG Figure 2.52(b).

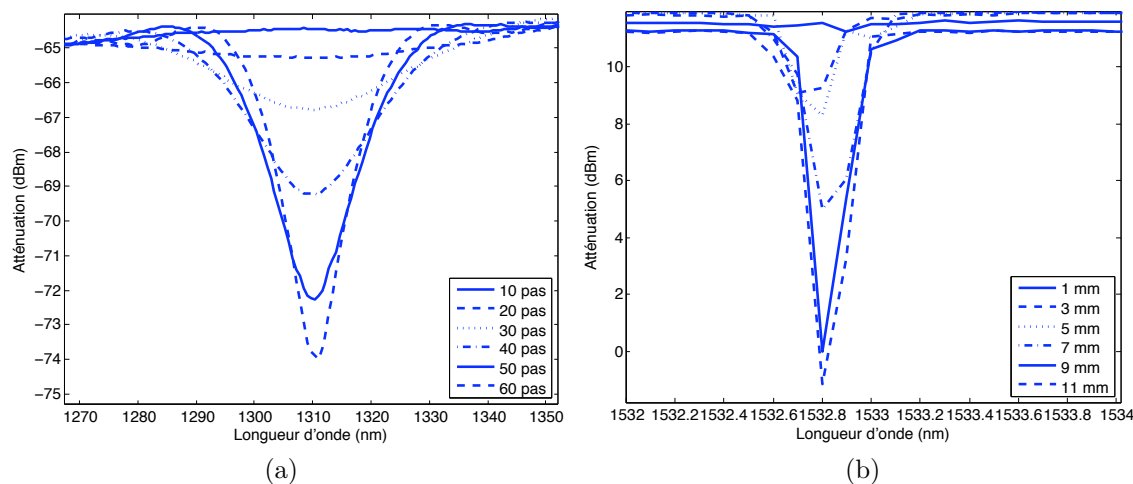


FIGURE 2.52 – Variation du spectre en transmission d'un LPG en fonction du nombre de pas (a), d'un FBG en fonction de la longueur d'inscription (b), d'après [Tri10].

La profondeur des spectres dépend donc de la longueur du réseau, une grande dynamique optimisera la résolution de la mesure de la longueur d'onde de résonance au détriment de la résolution spatiale. Pour un LPG une trop grande longueur peut entraîner un découplage des modes cœur/gaine.

On s'intéresse maintenant à l'influence, sur le spectre d'un LPG, de la puissance d'inscription (pas de 270  $\mu\text{m}$ , Figure 2.53(a)), et du temps d'inscription de chaque point (pas de 270  $\mu\text{m}$ , Figure 2.53(b), où, pour une plus grande facilité de lecture, les spectres sont volontairement décalés suivant l'atténuation).

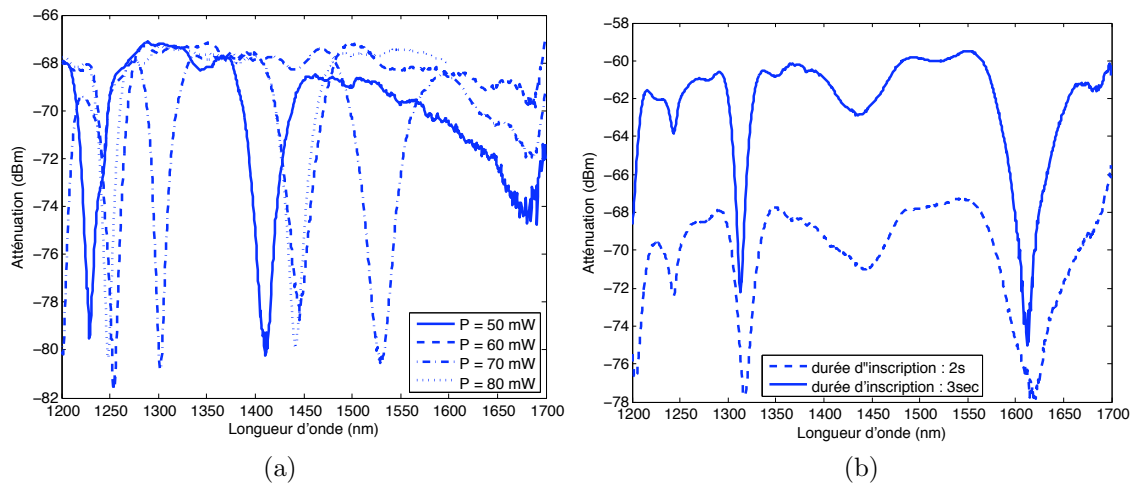


FIGURE 2.53 – Variation du spectre en transmission d'un LPG en fonction de la puissance d'inscription (a), du temps d'inscription (b), d'après [Tri10].

La figure 2.53(a) met en évidence non seulement un déplacement des longueurs d'onde de résonance mais également, par voie de conséquence, une variation dans l'écart entre chaque résonance consécutive. L'effet du temps d'inscription réside dans la profondeur des pics (10 dBm pour le spectre à 2 secondes et 12 dBm pour celui à 3 secondes), et aussi par voie de conséquence dans leur largeur à mi-hauteur qui varie pratiquement du simple au double. L'estimation de la position de la résonance sera facilitée si celle-ci présente une atténuation forte et une largeur à mi-hauteur faible.

Pour obtenir plusieurs pics de LPG correspondant à plusieurs LPG gravés en série sur une fibre optique (un pic intéressant par LPG) et sans chevauchement, il est nécessaire d'ajuster les pas et de déplacer la résonance correspondant à l'ordre le plus élevé hors de la fenêtre spectrale. Les FBG superposés, eux, sont toujours vus, mais leur porteur varie suivant leur position spectrale par rapport aux spectres des LPG. On présente à titre d'exemple sur la figure 2.54(a) les spectres en transmission de deux LPG distribués de pas 310  $\mu\text{m}$  et 330  $\mu\text{m}$ , et sur la figure 2.54(b) les spectres en transmission des deux FBG superposés distribués correspondants.

Sur la figure 2.54(a) le premier LPG est inscrit avec une puissance de 60 mW pour un pas de 310  $\mu\text{m}$ , tandis que le second LPG est inscrit avec la même puissance pour un pas de 330  $\mu\text{m}$ . Les écarts entre les pics de résonance des deux LPG sont de 106 nm pour les pics notés 2a et 1a, de 90 nm pour 1a et 2b et de 61 nm pour 2b et 1b. Les écarts entre chaque résonance sont donc suffisants pour éviter tout risque de recouvrements dus aux décalages des pics induits par les sollicitations extérieures. Les résonances à suivre dans ce cas pourront être les 1a, 2a, 1b et 2b, mais nous allons voir que leurs sensibilités ne sont pas les mêmes. Par contre, suivre deux pics par LPG permet de diminuer les erreurs de mesure. Les positions des pics de résonance des FBG superposés et correspondants sont à  $\lambda_B$  égal à 1533 nm et 1552 nm, et aucun recouvrement n'est possible, comme l'illustre la figure 2.54(b). Des architectures à trois doubles LPG/FBG en série ont été développées, en s'assurant de réserver une bande spectrale suffisante pour chaque pic de résonance des

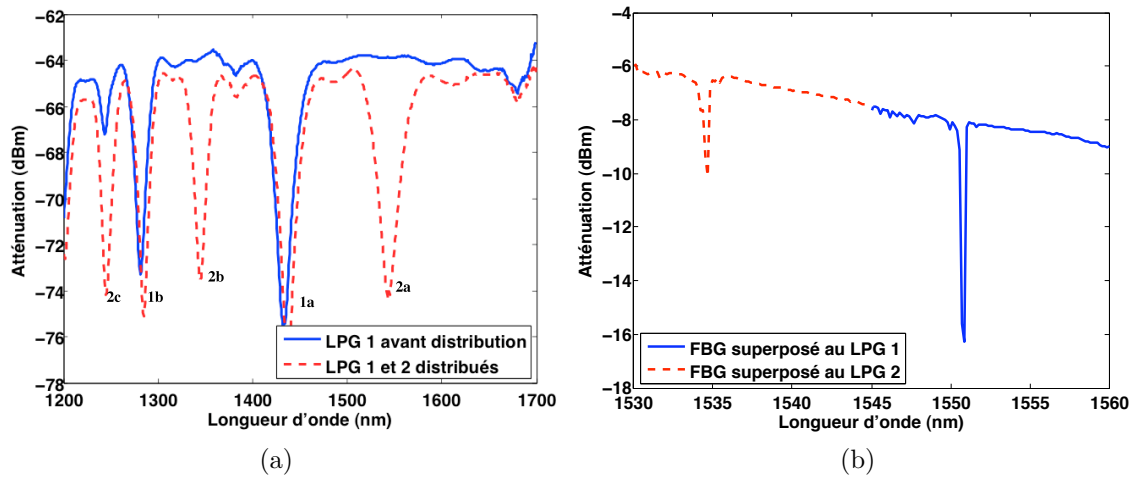


FIGURE 2.54 – Spectres transmis de deux LPG distribués de pas 310 et 330  $\mu\text{m}$  (a), et des deux FBG superposés correspondants (b), d'après [Tri10].

LPG choisis pour la mesure.

Un certain nombre de composants LPG/FBG ont ensuite été caractérisés à l'aide du banc présenté page 150. On ne donnera ici que les résultats des mesures des sensibilités pour un seul composant car les tendances sont similaires pour l'ensemble des composants étudiés. On présente Figure 2.55 les sensibilités à la température d'un LPG de pas 310  $\mu\text{m}$  (50 pas, puissance d'inscription 75 mW) sur lequel est superposé un FBG (période 0,529  $\mu\text{m}$ , puissance d'inscription 85 mW), et Figure 2.56 les sensibilités à la déformation longitudinale pour le même composant.

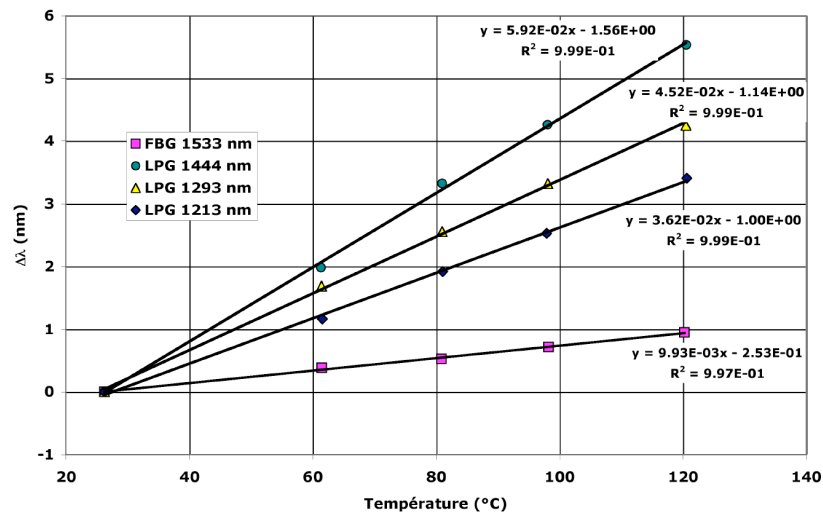


FIGURE 2.55 – Variations en longueur d'onde d'un composant LPG/FBG en fonction de la température (trois résonances sont suivies pour le LPG plus la résonance du FBG), d'après [Tri10].



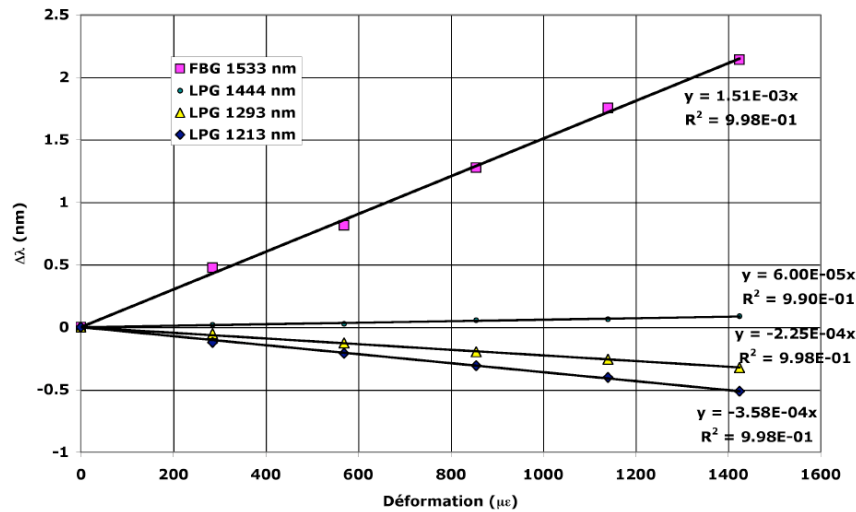


FIGURE 2.56 – Variations en longueur d’onde d’un composant LPG/FBG en fonction de la déformation longitudinale (trois résonances sont suivies pour le LPG plus la résonance du FBG), d’après [Tri10].

Sur la figure 2.55 sont indiquées les sensibilités à la température des deux réseaux de Bragg (coefficient de la régression linéaire). On constate que les résonances du LPG d’ordre élevé présentent une plus forte sensibilité à la température,  $K_{TL}$  est généralement comprise entre 30 pm/°C et 60 pm/°C pour un tel réseau; ce qui correspond aux observations de Bhatia *et al.* [Bha99]. Les sensibilités varient en raison de la condition d’accord de Bragg qui, pour un LPG, est définie par la différence entre l’indice effectif du mode de cœur et celui de la gaine, équation (2.50) page 152. Cette différence n’est donc pas la même pour chaque mode. Cependant, pour une même résonance, la réponse à la température peut aussi différer en raison des paramètres d’inscription du LPG mais également de ceux du FBG superposé. On retrouve classiquement pour le FBG une sensibilité  $K_{TF}$  d’environ 10 pm/°C. L’incertitude sur les sensibilités thermiques a pu être estimée en moyenne à environ 2% [Tri10].

Sur la figure 2.56 sont aussi indiquées les sensibilités à la déformation des deux réseaux de Bragg (coefficient de la régression linéaire). On constate ici que la sensibilité à la déformation du LPG,  $K_{\epsilon L}$ , est négative pour les résonances d’ordre faible, c’est-à-dire celles à 1213 nm et 1293 nm, pour devenir positive (mais presque nulle) pour celle d’ordre plus élevé (1444 nm), cette différence provenant toujours de la condition d’accord de Bragg des LPG (équation (2.50)). La sensibilité du FBG,  $K_{\epsilon F}$ , est de 1,5 pm/μ $\epsilon$ . Les sensibilités à la déformation du LPG restent donc très faibles (entre - 0,3 pm/μ $\epsilon$  et + 0,5 pm/μ $\epsilon$ ) par comparaison à celles des FBG. L’incertitude sur les sensibilités à la déformation a pu être estimée en moyenne à environ 2,7%, mais avec une erreur plus importante pour la résonance d’ordre élevé du LPG.

Pour obtenir un découplage optimum, il est nécessaire de choisir une résonance pour laquelle la sensibilité à la déformation  $K_{\epsilon}$  est négative. C’est pourquoi on choisira de préfé-

rence des résonances situées entre 1200 nm et 1400 nm comme présenté sur la figure 2.54(a), les pics 1b et 2b par exemple. Un point important, les étalonnages se sont révélés nécessaires à chaque fois car la reproductibilité des doubles photo-inscription n'est pas suffisante et ne permet pas une reproductibilité parfaite des sensibilités. Par contre la répétabilité des étalonnages, pour un composant donné, a permis d'obtenir des écarts relatifs pour les sensibilités thermiques et mécaniques de l'ordre du pour cent, de même qu'une étude a montré la très bonne linéarité et l'absence de sensibilité croisée (terme en  $\Delta T \times \Delta \varepsilon$ ), sur les plages étudiées ( $[0 - 1500] \mu\varepsilon$  et  $[20 - 120] ^\circ\text{C}$ ).

La validation du découplage a été démontrée dans [14] (voir § III page 210, [14] § 3. *Experimental characterization*). On y définit notamment l'efficacité de découplage  $E$  par l'équation (2.51) :

$$E = |\det(\underline{K})| \cdot [(K_{\text{TL}}^2 + K_{\text{TF}}^2) \cdot (K_{\varepsilon\text{L}}^2 + K_{\varepsilon\text{F}}^2)]^{-1/2} \quad (2.51)$$

La détermination des incertitudes de mesure en température et déformation est obtenue à partir des incertitudes sur la mesure des longueurs d'onde de résonance (1,5 pm pour le FBG et 10 pm pour le LPG) et de la connaissance des quatre sensibilités [BKW<sup>+</sup>97, Tri10].

Le tableau 2.6 résume les sensibilités, les efficacités, et les incertitudes en température et déformation associées du composant en question.

Réseaux	$\underline{K}$	$\det(\underline{K})$ ( $\text{pm}^2/^\circ\text{C}/\mu\varepsilon$ )	$E$ (%)	$ \Delta T $ ( $^\circ\text{C}$ )	$ \Delta \varepsilon $ ( $\mu\varepsilon$ )
<i>LPG</i> – 1444 nm <i>FBG</i> – 1533 nm	$\begin{bmatrix} 59,2 & 0,06 \\ 9,93 & 1,51 \end{bmatrix}$	88,79	97,88	0,26	2
<i>LPG</i> – 1293 nm <i>FBG</i> – 1533 nm	$\begin{bmatrix} 45,2 & -0,225 \\ 9,93 & 1,51 \end{bmatrix}$	70,48	99,75	0,33	2,4
<i>LPG</i> – 1213 nm <i>FBG</i> – 1533 nm	$\begin{bmatrix} 36,2 & -0,358 \\ 9,93 & 1,51 \end{bmatrix}$	58,22	99,94	0,39	2,8

TABLE 2.6 – Récapitulatif des matrices de sensibilités, des déterminants et des efficacités de découplage du composant.

On pourra comparer les valeurs des trois et quatrième colonnes à celles issues de la littérature et présentées dans [14] (voir § III page 210, [14] § 3. *Experimental characterization, Table 1*).

Dans tous les cas l'efficacité de découplage du transducteur LPG/FBG est très bonne, et sa résolution spatiale d'environ 12 mm est correcte eu égard aux dimensions des pièces et outillages composites ainsi qu'aux gradients thermiques attendus. L'observation du tableau 2.6 met en évidence qu'il est préférable de prendre en compte la résonance du LPG

située entre 1200 nm et 1300 nm, pour laquelle la sensibilité à la déformation est négative et donne une meilleure efficacité. Les incertitudes de mesure sont estimées à environ  $0.3\text{ }^{\circ}\text{C}$  et  $2,5\ \mu\epsilon$  [14].

Une validation de ce type de composant a été effectuée en intégrant celui-ci à une éprouvette en acier de section  $10 \times 4\text{ mm}^2$  et de longueur 150 mm, dans laquelle une rainure de section carrée de  $1\text{ mm}^2$  a été usinée. La fibre optique est noyée dans cette rainure à l'aide d'une résine époxy. L'éprouvette est ensuite positionnée dans une enceinte thermique (un cylindre fermé en partie aux extrémités et muni d'un collier chauffant), et attachée en ses extrémités aux mors d'une machine de traction électro-mécanique. La mesure de température est effectuée par un thermocouple collé sur l'éprouvette au droit du composant, celle de la déformation à l'aide d'une jauge de déformation compensée en température et collée sur l'éprouvette sur l'autre face. Les sensibilités du composant avant intégration dans l'éprouvette sont estimées :  $K_{\text{TL}} = 39,8\text{ pm}/^{\circ}\text{C}$  et  $K_{\text{TF}} = 13,1\text{ pm}/^{\circ}\text{C}$  sur la plage  $[22\text{ }^{\circ}\text{C} - 120\text{ }^{\circ}\text{C}]$  et  $K_{\epsilon\text{L}} = -0,206\text{ pm}/\mu\epsilon$  et  $K_{\epsilon\text{F}} = 1,11\text{ pm}/\mu\epsilon$  sur la plage  $[0\ \mu\epsilon - 1400\ \mu\epsilon]$ . Un déterminant  $\det(\underline{K}) = 44\text{ pm}^2/^{\circ}\text{C}/\mu\epsilon$  ainsi qu'une efficacité  $E$  de plus de 99% sont retrouvés. Après intégration, elles sont ré-estimées lors d'essais de traction et cycle de chauffage de l'éprouvette métallique :  $K_{\text{TL}}^* = 37,8\text{ pm}/^{\circ}\text{C}$  et  $K_{\text{TF}}^* = 23,7\text{ pm}/^{\circ}\text{C}$  sur la plage  $[22\text{ }^{\circ}\text{C} - 120\text{ }^{\circ}\text{C}]$  et  $K_{\epsilon\text{L}} = -0,187\text{ pm}/\mu\epsilon$  et  $K_{\epsilon\text{F}} = 1,19\text{ pm}/\mu\epsilon$  sur la plage  $[0\ \mu\epsilon - 2000\ \mu\epsilon]$ . La petite différence trouvée pour les sensibilités en déformation provient des différents appareils et procédures utilisés pour appliquer et mesurer la déformation : lorsque la fibre est nue, la déformation est déduite d'une mesure de force en supposant connu le module d'Young, alors que lorsque le composant est collé la déformation longitudinale est mesurée directement par la jauge électrique<sup>68</sup>. Par contre, les sensibilités thermiques dépendent évidemment de la dilatation thermique de la résine et surtout de l'éprouvette métallique (ainsi que du couplage thermo-mécanique avec la fibre optique) : l'expansion thermique de ces matériaux est nettement plus importante que celle de la fibre optique, la fibre optique est donc déformée mécaniquement par cette expansion thermique extrinsèque qui fait donc intervenir la sensibilité en déformation (négative pour le LPG), c'est pourquoi  $K_{\text{TL}}^*$  diminue alors que  $K_{\text{TF}}^*$  augmente.

Enfin, une validation est effectuée en imposant après étalonnage des chargements mécaniques et thermiques aléatoires à l'éprouvette, et en comparant la mesure de la température et de la déformation estimée par le capteur LPG/FBG (par inversion de  $\underline{K}$  et mesure des variations des longueurs d'onde) et par les capteurs conventionnels. Les résultats sont présentés Figure 2.57.

Dans ces conditions expérimentales, l'erreur maximale est de  $0.5\text{ }^{\circ}\text{C}$  et  $3\ \mu\epsilon$  sur les plages respectives de  $[30\text{ }^{\circ}\text{C} - 100\text{ }^{\circ}\text{C}; 200\ \mu\epsilon - 1500\ \mu\epsilon]$ , ce qui valide le composant LPG/FBG. Celui-ci est donc utilisé pour le suivi de paramètres de fabrication de pièces composites présenté dans la section suivante.

---

68. Elle peut aussi provenir du couplage entre la fibre optique, la résine époxy voire l'éprouvette, qui modifie l'équation (2.44), voir page 142.

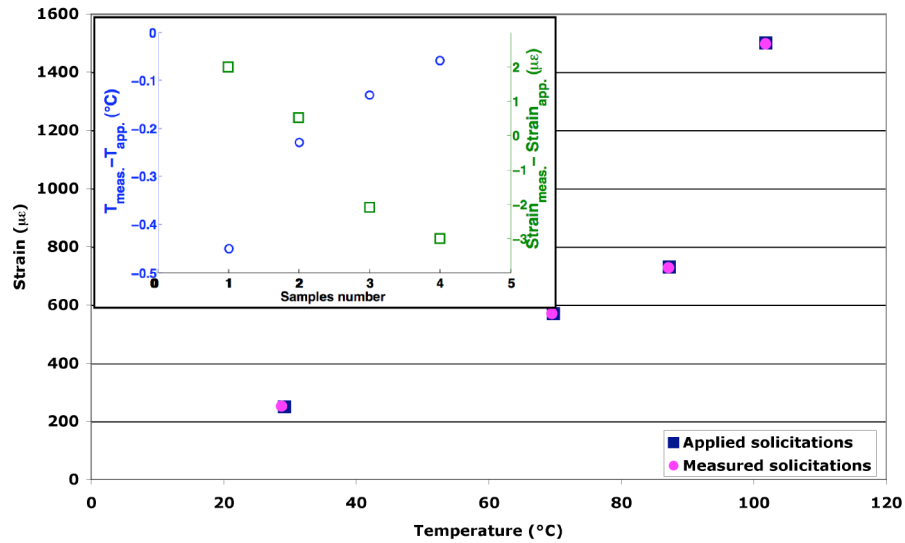


FIGURE 2.57 – Comparaison entre les températures et les déformation simultanément appliquées et mesurées. Le graphique inséré présente les écarts  $T_{\text{meas.}} - T_{\text{app.}}$  et  $\text{Strain}_{\text{meas.}} - \text{Strain}_{\text{app.}}$ , d’après [14].

### 2.3.2.4 Validation des capteurs de Bragg pour le suivi de fabrication des composites

Les capteurs à base de réseaux de Bragg étudiés et/ou développés dans les travaux des thèses de Demirel [Dem09] et Triollet [Tri10] l’ont été afin de pouvoir instrumenter *in fine* des pièces en composite stratifiés verre ou carbone/époxy, pour l’analyse des paramètres procédés et le suivi de cuisson. Une des motivations est de pouvoir quantifier les déformation résiduelles de cuisson [MCOG09]. On peut ici rapidement rappeler que la mise en température de la résine provoque une réaction chimique de nature en général exothermique. Après une phase de fluidification due à la température (facilitant le mouvement des molécules) et permettant notamment la mouillabilité des renforts, la réaction augmente la viscosité de la résine, qui de l’état liquide passe à l’état de gel en formant un réseau moléculaire tridimensionnel. Ce passage à l’état de gel correspond au croisement des modules visqueux et élastique, à un degré de conversion en général un peu au dessus de 0,5. La réaction se continue et le matériau devient solide. En même temps, la température de transition vitreuse  $T_g$  de la résine augmente tout au long de la réaction, et la réaction se ralentit fortement si la température de cuisson devient inférieure à  $T_g$  car il y a vitrification et la réaction ne peut se continuer que par diffusion. Pour obtenir une polymérisation complète, il est donc nécessaire d’augmenter la température de cuisson (sans dégrader le matériau), afin qu’elle dépasse  $T_g$ , et que le degré de conversion tende vers 1.

Pour les premières expériences dans le domaine de la cuisson des résines et des composites, dans le cadre de la thèse de Demirel [Dem09], l’ensemble des travaux a été mené à l’École des Mines de Saint-Etienne, sous la responsabilité scientifique de Jérôme Molimard et Alain Vautrin.

Avant toute chose, les perturbations (intrusivité) qui peuvent être engendrées par les fibres optiques lors de leur insertion dans les pièces composites ont été décrites et quantifiées. Celles-ci consistent en poches de résine ou, dans certains cas, en porosités à proximité des fibres optiques. Un critère simple de quantification (taille du défaut rapporté à la section de la fibre optique) a été défini, les paramètres influents étant le nombre de plis, l'angle entre la fibre optique et les fibres de renfort, le diamètre de la fibre optique, le matériau utilisé et le procédé utilisé. En réalisant des observations *post-mortem* par microscopie optique, il a été montré que les défauts introduits varient principalement en fonction de l'orientation de la fibre optique par rapport aux fibres de renfort (cas favorable fibres //, cas critique fibres  $\perp$ ), mais aussi en fonction du type de tissu employé (notamment à cause des fils de trame). Enfin en terme d'influence des fibres optiques sur la contrainte à rupture de l'éprouvette composite, l'étude menée sur 21 éprouvettes et cinq configurations ne permet pas de conclure sur la tendance ou non au renforcement à cause de la disparité des mesures.

Dans un deuxième temps, toujours dans le cadre de la thèse de Demirel, des expériences de cuisson de résines pures ont été menées. Elles ont permis de mesurer les déformations mécaniques subies par les FBG, mais pas de les relier correctement à un degré d'avancement de la réaction ni à une estimation claire de l'origine des déformations mesurées. En effet, lors de ces expériences, des phénomènes exothermiques sont apparus en même temps que la réaction de polymérisation de la résine, aboutissant à des cuissons anisothermes délicates à analyser (variation simultanée de la température, du degré d'avancement, etc.). Les expériences de suivi de procédé composite (procédé d'infusion de résine) ont montré qu'il était quand même possible de déduire des résultats l'évolution de la déformation mécanique : celle-ci semble rester constante sauf lors de la montée en température après l'infusion (contraction inexplicite à l'époque, mais qui résulte probablement de la dilatation – négative – des fibres de carbone comprimant le FBG), et au refroidissement (contraction thermique du composite résine réticulée). Dans tous les cas, le découplage a été effectué avec l'adjonction de thermocouples, car la méthode de découplage basée sur l'utilisation de deux FBG superposés ne fonctionne pas.

Les retours d'expériences de la thèse de Demirel ont été mis à profit, ainsi pour la thèse de Triollet [Tri10], toutes les expériences de cuisson de résine et de suivi de procédé composite ont été conduites à l'ICA-Albi sous ma responsabilité. C'est pourquoi je ne présenterai en détail que les travaux que nous avons menés dans ce cadre là.

Comme pour Demirel, la première application du capteur LPG/FBG a consisté à suivre l'avancement de la réticulation d'une résine époxy (sans renfort) dans le but, d'une part de valider le composant dans son utilisation *in situ* et d'autre part d'appréhender l'origine des déformations de la résine : chimiques lors de la réaction de réticulation et thermo-mécaniques lors du refroidissement ; ces deux effets étant liés si la cuisson n'est pas isotherme. Pour éviter de rajouter un effet du moule contenant la résine, les essais sont effectués dans un moule en silicone très facilement déformable. La résine utilisée est l'HexFlow<sup>®</sup> RTM6 de chez Hexcel<sup>®</sup> Composites, époxy pré-mélangée mono-composant dédiée aux procédés voie liquide et utilisée dans l'industrie de fabrication de composites, qualifiée dans l'industrie aéronautique. Le capteur LPG/FBG préalablement étalonné est positionné dans le moule silicone avec la résine, ainsi qu'un thermocouple de référence. Le tout est mis dans

une étuve avec le cycle suivant : chauffage à  $2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , isotherme à la consigne de  $130\text{ }^{\circ}\text{C}$  pendant 400 min, refroidissement à l'air ambiant. A partir de la mesure des variations des longueurs d'onde et par inversion de la matrice des sensibilités  $\underline{K}$  issue de l'étalonnage, on déduit l'évolution de la température et de la déformation mécanique que subit le capteur au cours de l'expérience. Ces résultats sont tracés sur la figure 2.58.

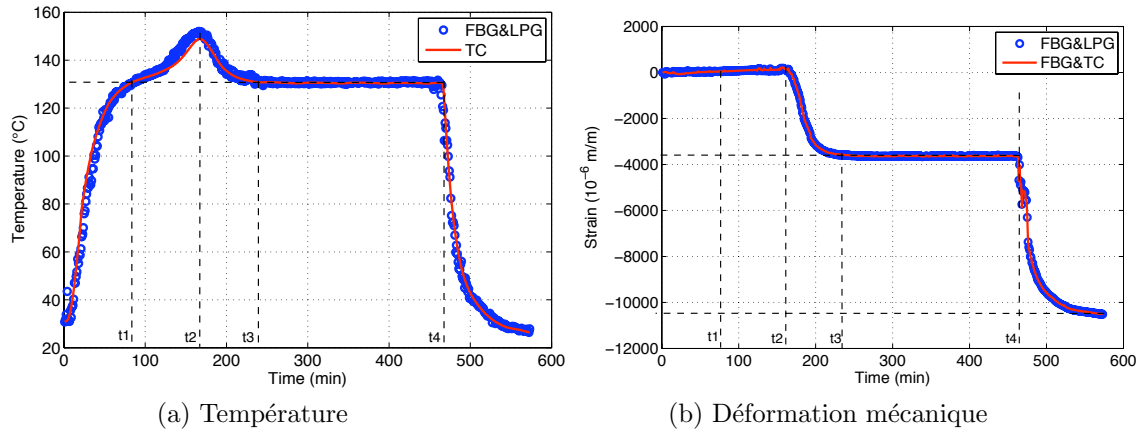


FIGURE 2.58 – Mesures avec le capteur LPG/FBG et un thermocouple de contrôle, pendant tout le cycle de cuisson, d'après [18].

Les mesures par le composant optique (cercles FBG&LPG sur la figure 2.58) sont validées, pour la température, par la mesure thermocouple (TC sur la figure 2.58(a)). Pour la déformation, le découplage est aussi effectué de manière plus classique par le thermocouple et le FBG uniquement (FBG&TC sur la figure 2.58(b)). Il y a un très bon accord entre les résultats, sauf lors du pic exothermique, probablement parce que les capteurs ne sont pas positionnés strictement à la même place et qu'il y a présence de gradients thermiques dans la résine à ce moment. On peut faire les commentaires suivant concernant ces résultats :

- la déformation est nulle et non affectée par l'évolution de la température de  $t = 0$  à  $t_2$ , qui correspond à la température maximale du pic.
- entre  $t_2$  et  $t_3$  on observe une contraction d'environ  $3600\text{ }\mu\epsilon$ , avec une diminution de  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  de la température. Cette déformation mécanique vue par le capteur est la somme d'une contraction chimique et d'une contraction thermo-mécanique induite par la résine réticulée ou partiellement réticulée.
- entre  $t_3$  et  $t_4$ , température et déformation sont constantes, donc on ne distingue pas de retrait chimique.
- lors du refroidissement, à partir de  $t_4$  jusqu'à la fin de l'expérience, température et déformation diminuent ensemble jusqu'à une amplitude de déformation thermo-mécanique d'environ  $6500\text{ }\mu\epsilon$ , soit un total de plus de 1% de déformation au retour à température ambiante, favorisé ici car le moule est souple et qu'il n'y a pas de renfort.

En traçant l'évolution de la déformation mécanique en fonction de la température comme présenté Figure 2.59, on peut poursuivre cette analyse. Lorsque la résine est solide (réticulée), et sous les hypothèses que la déformation de la résine est égale à celle de la fibre optique et qu'on peut négliger la contribution de la fibre optique au renfort de la résine, la pente de la droite en fin de refroidissement ( $63\text{ }\mu\epsilon/^{\circ}\text{C}$ ) peut représenter le coefficient de dilatation thermique apparent de la résine, valeur un peu élevée mais d'un bon ordre de grandeur pour la RTM6 [Vac04, MVF12]. Par contre une pente de  $180\text{ }\mu\epsilon/^{\circ}\text{C}$  entre les

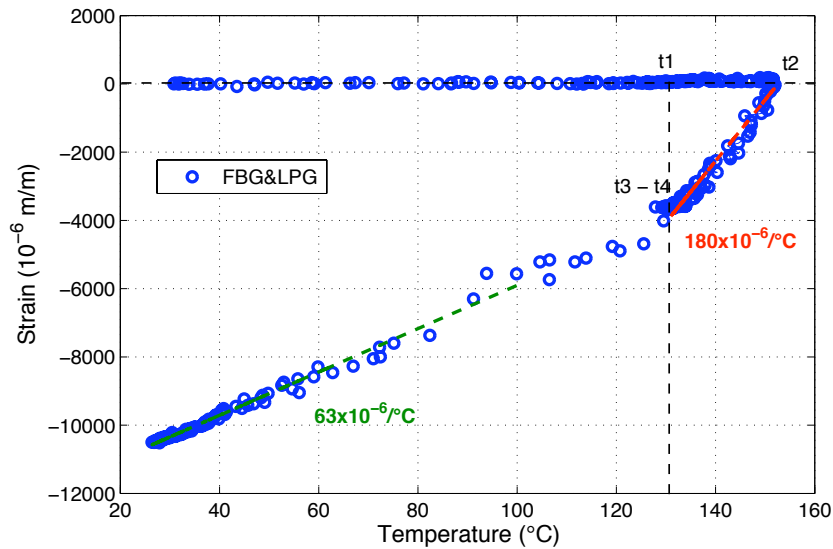


FIGURE 2.59 – Déformation en fonction de la température mesurées avec le capteur LPG/FBG pendant le cycle de cuisson de la RTM6, d'après [18].

temps t2 et t3 n'est pas réaliste quel que soit l'état du matériau, et prouve qu'il y a conjointement contraction chimique et thermo-mécanique. Il n'apparaît pas de contraction chimique détectable avant t2 car probablement pas de transfert des contraintes entre la résine, possiblement gélifiée, et la fibre optique. Pour pouvoir observer ce transfert de contrainte, il faut pouvoir réaliser une cuisson isotherme, ce qu'on verra par la suite.

Le capteur LPG/FBG ayant fait ses preuves lors de cuisson de résine pure, nous l'avons testé en situation plus réaliste, c'est-à-dire intégré dans une pièce composite élaborée par procédé d'infusion de résine (*liquid resin infusion, LRI*) [WSG96]. Ce procédé consiste à imprégner le renfort sec par de la résine liquide sous l'action du vide. L'empilement est constitué des fibres préformées auquel vient s'ajouter un tissu drainant qui permet une infusion homogène de la résine. L'aspiration du vide provoque l'écoulement de la résine dans le tissu drainant, puis son infusion dans les renforts. Ce procédé offre la possibilité d'élaborer des pièces de tailles et d'épaisseurs importantes mais il ne permet pas toujours un contrôle efficace et répétable de l'épaisseur de la pièce élaborée. Ce procédé, comme tous les procédés composite, reste complexe à cause des phases de réticulation et de refroidissement, qui figent (i) les déformations mécaniques exercées par l'outillage, (ii) les déformations d'origine chimique provenant de la réaction de polymérisation elle-même (retrait chimique), et (iii) les déformations d'origine thermo-mécanique provenant d'une part de l'écart entre les différents coefficients de dilatation thermique des différents constituants unitaires (fibre, matrice) et d'autre part de l'anisotropie d'empilement des plis. L'outillage LRI est une plaque en aluminium traitée par agent démoulant. Le renfort est constitué de fibres de verre en mats tissés orientés [0/-45/90/+45] d'épaisseur 1 mm. Deux mats de 200 × 200 mm<sup>2</sup> sont empilés symétriquement. Entre les deux mats sont positionnés le capteur LPG/FBG (parallèlement aux fibres), un capteur diélectrique pour le suivi de l'avancement de la réaction et un thermocouple, à proximité du capteur LPG/FBG. L'ensemble est placé sur l'outillage avant d'entourer la plaque avec du mastic. Ensuite, on dispose le

tissu d'arrachage, le tissu drainant, puis enfin un film plastique (bâche à vide) sur le tout. Ce dernier est collé au mastic d'étanchéité, et percé à deux endroits opposés pour la prise de vide et pour l'arrivée de résine. Le moule est placé au centre d'une table chauffante. La plaque chauffante est alors portée à une température de 80 °C, afin de faciliter l'infusion. La RTM6 est aussi chauffée à 80 °C et dégazée grâce à l'installation d'injection RTM du laboratoire (Isojet Equipement). Cette température atteinte dans le moule, l'infusion de la résine liquide est réalisée par aspiration de celle-ci par le vide à l'aide de l'unité d'injection RTM. L'ensemble, sur la plaque chauffante, est enfin soumis à une température de consigne de 150 °C (montée en température puis isotherme pendant environ 2 heures), puis refroidi par convection naturelle jusqu'à l'ambiante.

Le capteur diélectrique est relié à un système commercial d'analyse diélectrique (Netzsch® DEA 230/10 Epsilon), acquis par le laboratoire. On en rappelle rapidement le principe [Kaz03] : la sonde est constituée de deux électrodes entrelacées sur un support kapton. Une tension sinusoïdale est appliquée sur l'une des électrodes. Le courant résultant est mesuré par la seconde électrode. Les dipôles du matériau vont tenter de s'aligner avec les champs électriques et les ions en présence sont attirés par l'électrode de polarité opposée. Le signal de réponse est donc atténué en amplitude et déphasé en fonction du mouvement des ions et des dipôles. La mesure de la différence d'amplitude et du déphasage permet de remonter à la permittivité et au facteur de perte du matériau, puis à la viscosité ionique du milieu, indicateur de l'avancement de la réaction. Cette technique ne donne qu'une indication qualitative de l'avancement de la réaction (un étalonnage peut être effectué par exemple par des techniques de calorimétrie différentielle).

La figure 2.60 présente le suivi en température et en mesure diélectrique pendant les phases de montée en température et de plateau de cuisson isotherme du procédé LRI, à partir de l'infusion de la résine. Pendant la montée en température la viscosité diminue et atteint un

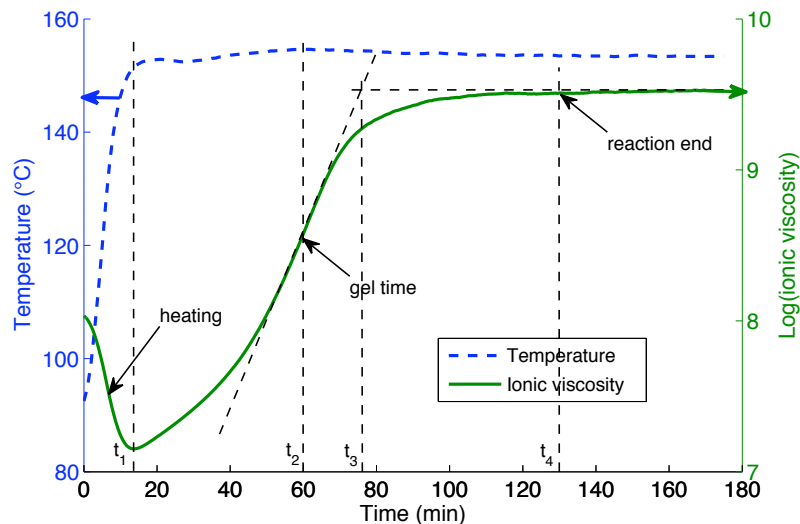


FIGURE 2.60 – Mesure de la viscosité ionique et de la température pendant les phases de montée en température et de plateau de cuisson isotherme lors du procédé LRI, d'après [18].



minimum à l'instant  $t_1 = 30$  min qui correspond au début du plateau de cuisson. Pendant la cuisson la viscosité de la résine augmente rapidement jusqu'à un maximum signifiant que la réaction est finie, c'est-à-dire que la résine est complètement réticulée pour cette température de réaction (degré de réticulation  $\alpha < 1$ ). La courbe de la viscosité pendant la phase de réticulation présente deux points intéressants, le premier est autour de  $t_2 = 60$  min et le second vers  $t_3 = 94$  min. Le temps  $t_2$  peut correspondre approximativement au temps de gel (la viscosité devient infinie, cela correspond en général au moment où la vitesse de réaction est maximale, aux alentours de  $\alpha \approx 0,5$  ou plus). Le temps  $t_3$  marque le point de début de ralentissement de la réaction. La viscosité n'évolue plus à partir de l'instant  $t_4 = 130$  min correspondant à la fin de la réaction (état réticulé de la résine).

L'étalonnage préalable du transducteur LPG/FBG a conduit aux sensibilités suivantes :  $K_{TL} = 50,9$  pm/°C et  $K_{TF} = 11$  pm/°C et  $K_{\epsilon L} = -0.266$  pm/ $\mu\epsilon$  et  $K_{\epsilon F} = 1.21$  pm/ $\mu\epsilon$ , respectivement pour le LPG et le FBG. La température (Figures 2.61(a) et 2.61(c)) et la déformation mécanique (Figures 2.61(b) et 2.61(d)) mesurées par le transducteur LPG/FBG sont obtenues en inversant la matrice des sensibilités<sup>69</sup>.

Les résultats de mesure de température par le transducteur optique (noté LPG&FBG sur la figure 2.61) sont bien validés par comparaison aux mesures thermocouple (noté TC), excepté sur un intervalle lors du refroidissement. La mesure de la déformation par le capteur LPG/FBG est validée par comparaison à la déformation obtenue en découplant le signal du FBG avec celui du thermocouple (noté TC&FBG sur les figures 2.61(b) et 2.61(d)). Alors que la température est quasiment stable sur le plateau isotherme, on identifie entre  $t_2$  (temps de gel) et  $t_4$  (fin de réaction) une déformation mécanique, faible, qui pourrait correspondre au retrait chimique, uniquement détectable à partir de  $t_2$ . Ce retrait est faible car le module d'Young de la résine partiellement réticulée et à haute température (au dessus de la température de transition vitreuse  $T_g$ ), le moule et surtout les renforts s'opposent à ce retrait (puisque nous sommes isotherme), enfin on ne connaît pas le transfert de charge entre la résine et la fibre optique entre  $t_2$  et  $t_4$ . A la fin du process, le retrait total est de  $2250 \mu\epsilon$  (Figure 2.61(b)); cette valeur est nettement inférieure à celle mesurée pour la résine pure, car les renforts et l'outillage s'opposent à ce retrait, créant un état de traction résiduelle relativement important dans la matrice (et compression dans les renforts). On confirme par une mesure *in situ* que la part principale des contraintes résiduelles est attribuée à la discordance entre les coefficients de dilatation thermique des différents constituants du matériau composite et aux interactions entre ce dernier et l'outillage, lors du refroidissement.

Une autre validation du transducteur a été effectuée lors d'une expérience de fabrication de composite grâce au procédé de moulage par transfert de résine assisté vide (VARTM) pour laquelle un moule RTM spécifique avec des passages dédiés pour les fibres optiques et un capteur diélectrique monobloc a été développé. L'expérience consiste, préalablement au positionnement du transducteur et d'un thermocouple de contrôle au sein de la pré-

---

69. On fait ici l'hypothèse que l'équation de sensibilité à la déformation longitudinale (équation (2.44)) reste quand même applicable dans ce cas de composite stratifié quasi-isotrope, avec les réserves d'usage qui s'imposent. Lors de l'expérience, les spectres ont présenté une petite évolution de leur forme (élargissement de l'ordre de 20 à 30%) lors du refroidissement, signature de la présence d'effets transverses (voir § III page 210, [18] § 3.2. *Liquid Resin Infusion monitoring, Figure 7*).

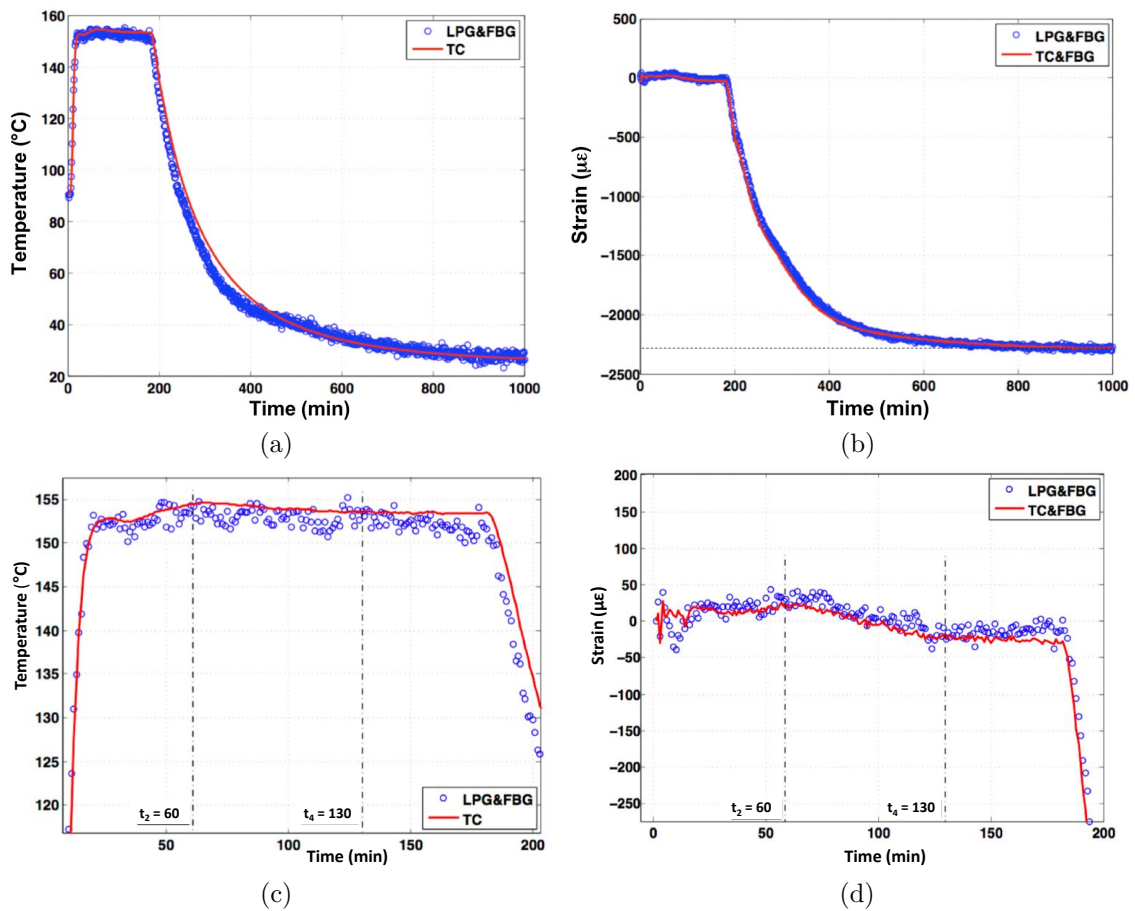


FIGURE 2.61 – Température (a)(c) et déformation mécanique (b)(d) mesurées avec le capteur LPG/FBG pendant tout le cycle du procédé LRI, d’après [18]. Les figures (c) et (d) montrent un zoom du plateau isotherme des figures (a) et (b).

forme, à fermer le moule, tirer le vide et injecter la résine chauffée et liquide (80 °C), puis chauffer l’ensemble et le maintenir à température de cuisson (150 °C) pendant un certain temps avant refroidissement. Les résultats sont équivalents à ceux du suivi de procédé LRI, puisque la température et la déformation sont correctement mesurées par le transducteur LPG/FBG (pour plus de détails se référer à [Tri10][52]). On note seulement que pour le RTM, on n’identifie pas clairement de déformation d’origine chimique, les déformations résiduelles étant du même ordre de grandeur que celles rencontrées en LRI.

L’ensemble de ces observations nous ont amenés à développer un capteur à fibre optique par réflexion de Fresnel pour suivre l’avancement des réactions de réticulation, moins intrusif que le capteur diélectrique, et tenter d’obtenir des valeurs quantitatives du degré de conversion à l’aide d’un modèle thermo-cinétique. Ces développements, effectués pendant le stage de Master de Charles Vergnes, puis menés en collaboration avec mon collègue Gilles Dusserre, constituent le second axe de recherche du thème 2 et sont présentés dans la section suivante.

### 2.3.3 Axe 2 : capteur de suivi de réticulation

#### 2.3.3.1 Réfractomètre de Fresnel

L'idée de départ était d'avoir accès à l'évolution du degré de conversion de la résine lors de sa cuisson, au sein ou non d'une pièce composite, afin de lier ce paramètre à la température et à la déformation mécanique mesurables par capteur FBG. Nous souhaitions aussi le faire de manière moins intrusive qu'avec la technique diélectrique présentée au paragraphe 2.3.2.4, et donc à partir d'une méthode utilisant de l'optique guidée. Une recherche biographique sur ce sujet, menée par Anwar Hamasaiid, alors en contrat post-doctoral financé par le Carnot-MINES, montrait que plusieurs solutions de capteurs à fibre optique pour le suivi de réticulation existaient [97], toutes étant basées sur la loi de Lorentz-Lorenz reliant la densité (évoluant au cours de la réticulation) à l'indice de réfraction  $n$  de la résine [CBG<sup>+</sup>00]. Sur la plage de variation de ce dernier (typiquement de 1,54 à 1,58 rapporté par [GNC<sup>+</sup>00, ALB<sup>+</sup>07] pour la RTM6 pour un degré de conversion  $\alpha$  variant de 0 à presque 1), on peut facilement déduire de la loi de Lorentz-Lorenz une relation linéaire entre variation d'indice et de densité. Il est aussi rapporté par Aduriz *et al.* [ALB<sup>+</sup>07] que lors de la polymérisation de ce type de résine époxyde, la variation du volume spécifique est directement proportionnelle à celle de  $\alpha$  : la connaissance de l'indice suffit donc pour connaître celle du degré de conversion.

Plusieurs méthodes par fibre optique existent pour suivre l'évolution de l'indice de réfraction d'un milieu. Une des meilleures référence sur ce sujet se trouve dans le travail de thèse de Buggy, à Cranfield [BCJT07, Bug08]. La méthode la plus répandue est la réflexion de Fresnel. La méthode classique consiste à installer une fibre optique, dont l'extrémité est parfaitement clivée, dans le milieu à tester (il existe d'autres variantes). Lorsqu'on injecte de la lumière dans la fibre, une petite partie ( $\approx 1\%$ ) est réfléchiée en bout de fibre à cause du saut d'indice, et voit son intensité changer en fonction de l'indice de réfraction du milieu, le reste de la lumière étant absorbé [GNC<sup>+</sup>00, CBG<sup>+</sup>00, Vac04, BCJT07, ALB<sup>+</sup>07]. Pratiquement, un coupleur est installé entre la fibre capteur et la source pour récupérer et transférer la lumière réfléchiée vers un mesureur de puissance optique, l'intensité mesurée respectant les lois de Fresnel avec des conditions d'angle droits [KS04]. Evidemment la qualité de la mesure dépend fortement de la situation à l'interface fibre optique/résine (peu de reproductibilité du clivage); la mesure reste une mesure de puissance sensible aux pertes diverses. Le rapport signal sur bruit reste aussi assez faible (très peu de lumière est réfléchiée et il existe des réflexions parasites), bien que des montages améliorent grandement ce dernier point [Vac04]. Enfin, il faut savoir que la température produit une évolution du signal de manière similaire, et qu'il faut donc compenser la mesure en cas de cuisson anisotherme.

Les autres techniques sont basées sur l'utilisation des réseaux de Bragg qui couplent des modes de cœur et de gaine, c'est-à-dire les LPG, dont on a déjà parlé au paragraphe 2.3.2.3 [BCJT07], et les réseaux de Bragg inclinés (TFBG) [BCJT07, LF01b]. Ces derniers présentent des modulations d'indice inclinées par rapport à l'axe de la fibre (typiquement entre  $5^\circ$  et  $15^\circ$ ), et deux couplages existent en leur sein : un couplage contra-

propagatif entre le mode de cœur et lui-même (c'est un FBG), et un couplage co-propagatif entre le mode de cœur et des modes de gaine. Ces réseaux LPG et TFBG, qui produisent des modes de gaine, sont, en plus de bénéficier des sensibilités habituelles de réseaux de Bragg, sensibles à l'indice de réfraction du milieu entourant le réseau, le comportement de la lumière à l'interface gaine optique/milieu extérieur étant de nature similaire à celui qui existe à l'interface cœur/gaine. Cependant, cette sensibilité est théoriquement limitée à des indices inférieurs à celui de la silice (1,45) [BCJT07]. Ces méthodes semblent donc inadaptées à la cuisson de résines type RTM6, bien qu'il soit rapporté dans [LF01a] une mesure par TFBG d'un indice extérieur supérieur à celui de la silice. Néanmoins la maîtrise de ce type de réseau est délicate, et, au moins dans un premier temps, leur développement fut écarté au profit de celui d'un réfractomètre de Fresnel en bout de fibre.

Dans tous les cas ces méthodes permettent théoriquement de mesurer la variation de l'indice du début à la fin de la réaction de polymérisation, mais en aucun cas ne donnent la valeur du degré de conversion, ni au début (bien qu'on puisse éventuellement la supposer nulle) ni surtout à la fin de la cuisson, alors que c'est une valeur déterminante vis-à-vis de la pièce fabriquée<sup>70</sup>. La mesure quantitative du degré de conversion d'un thermodurcissable se fait généralement par calorimétrie différentielle à balayage (DSC), l'inconvénient de cette technique résidant dans les quantités de matériaux utilisées très différentes de celles des procédés industriels, mais qui peut servir d'étalon pour les méthodes basées sur le suivi d'indice, comme pour les méthodes diélectriques d'ailleurs.

Le réfractomètre de Fresnel que nous avons développé au laboratoire est d'une extrême simplicité : un circulateur optique est connecté à une source laser accordable stable (Nettest® Tunics Pluc CL) d'une puissance de 10 mW, et à un mesureur de puissance optique haute résolution (Rifocs 575L), la troisième branche étant reliée à un pigtail SMF-28™ parfaitement clivé que l'on plonge dans la résine. Comme nous allons le voir il n'est pas nécessaire de mesurer une valeur absolue de l'indice, ce qui nécessiterait un étalonnage délicat. La puissance de réflexion de Fresnel est donc simplement enregistrée, lissée par filtrage, et cela suffit pour contrôler l'évolution relative de la cuisson. Pour valider ce capteur, des mesures conjointes ont été menées avec le capteur diélectrique commercial Netzsh (voir page 163) lors d'essais de cuisson de résine RTM6. On présente par exemple Figure 2.62, l'évolution de la viscosité ionique et de la puissance de Fresnel (a), et de la température (b), pour un cycle complet de cuisson de RTM6 à 140 °C.

On démontre ici que les deux signaux sont très bien corrélés sur le plateau de cuisson isotherme [20], ce qui valide parfaitement le capteur. La puissance de Fresnel  $P$  peut se corrélérer à l'indice de réfraction du milieu  $n$  de manière linéaire, en première approximation [GNC<sup>+</sup>00], car l'amplitude de variation de  $n$  est environ 40 fois plus faible que sa valeur. Le signal de Fresnel varie donc de manière à peu près linéaire avec le degré de conversion  $\alpha$  à température constante, comme la viscosité ionique.

---

<sup>70</sup>. Pour les pièces de structure Airbus, le cahier des charges stipule que le degré de conversion soit d'au moins 96%.

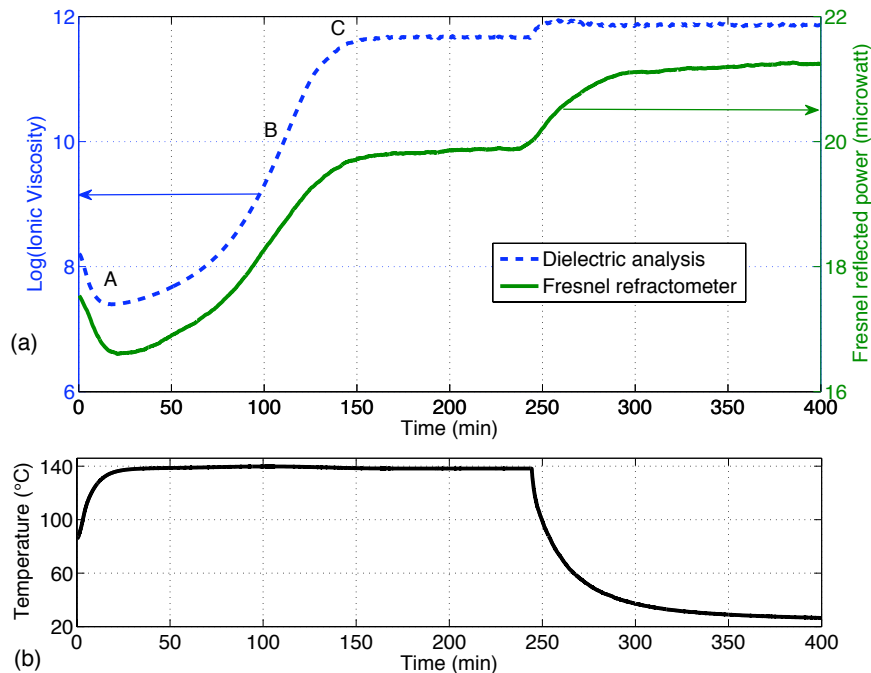


FIGURE 2.62 – Viscosité ionique et puissance de Fresnel (a), température (b), enregistrées au cours d’un cycle de cuisson de RTM6, d’après [20].

### 2.3.3.2 Suivi de cuisson isotherme et anisotherme par réfractomètre

Afin d’effectuer des suivis de cuissons isothermes ou anisothermes, nous utilisons des moules différents en faisant aussi varier la quantité de résine. Il y a deux moules métalliques : un rigide (appelé RM) consistant en une plaque en acier d’un millimètre d’épaisseur, et un moule facilement déformable (appelé SM), consistant en une coupelle en papier d’aluminium. Le troisième moule (appelé SI) est en silicone très souple. Le volume de résine versé dans les moules métalliques (conducteurs) est faible alors que pour le moule silicone isolant le volume est important (6 fois plus en épaisseur soit environ 12,8 mm), ceci afin d’augmenter fortement l’auto-échauffement lors de la réaction dans le moule SI. Dans chaque moule sont installés un capteur de Fresnel, un capteur d’analyse diélectrique le cas échéant, un thermocouple et un FBG afin d’évaluer les déformations induites, dont les résultats sont présentés dans la section 2.3.3.3.

D’autre part, afin de relier le signal de Fresnel au degré de conversion, et pour comparer nos résultats avec ceux de la littérature, un calcul numérique de la thermo-cinétique de cuisson a été développé [20]. Un modèle simplifié, dans lequel l’hypothèse principale est que l’échantillon de résine est homogène et admet une température uniforme dans l’épaisseur, a été proposé<sup>71</sup>. Cet échantillon est soumis globalement à un transfert thermique

71. Cette hypothèse a été vérifiée par un calcul éléments finis 2D, elle est validée pour les expériences dans les moules métalliques. Pour le moule silicone, les résultats ont été déduits du calcul éléments montrant un fort gradient thermique, en s’attachant à identifier la position exacte des capteurs dans l’épaisseur de la résine.

avec son environnement (l'étuve). Le calcul du degré de conversion est donné par un modèle de Kamal-Sourour modifié pour tenir compte des mécanismes de diffusion en dessous de  $T_g$ . Cette dernière évolue suivant la loi de DiBenedetto. Les propriétés thermiques de la RTM6 et les coefficients du modèle proviennent tous de la littérature, par exemple [KP00] et [Lec99]. L'équation de la chaleur couplée avec Kamal-Sourour modifié est résolue par un schéma d'intégration temporelle par différences finies. La température dans l'étuve et dans la résine étant mesurée expérimentalement, le modèle doit être ajusté en identifiant une dernière inconnue, le coefficient d'échange moyen (ou effectif) entre la résine et son environnement. On effectue cela en minimisant au sens des moindres carrés par une méthode de Newton l'écart entre la température maximale de la résine mesurée et celle donnée par le modèle, dans les trois expériences correspondant aux trois moules RM, SM et SI. (voir [20] pour les détails du modèle).

On s'intéresse tout d'abord à la cuisson isotherme (par exemple dans le moule SM) dont le cycle de cuisson a déjà été présenté Figure 2.62. La figure 2.63(a) prouve la robustesse du modèle thermo-cinétique, sur les phases de montée en température et de plateau de cuisson où on peut détecter la (faible) manifestation exothermique. Sur la figure 2.63(b) on montre la proportionnalité rigoureuse entre la puissance de Fresnel mesurée et le degré de conversion calculé à partir du modèle, dans ce cas  $\alpha_{\text{initial}} = 0$  et  $\alpha_{\text{final}} = 0,84$ .  $T_g^{\text{final}}$  est évaluée à environ 125 °C.

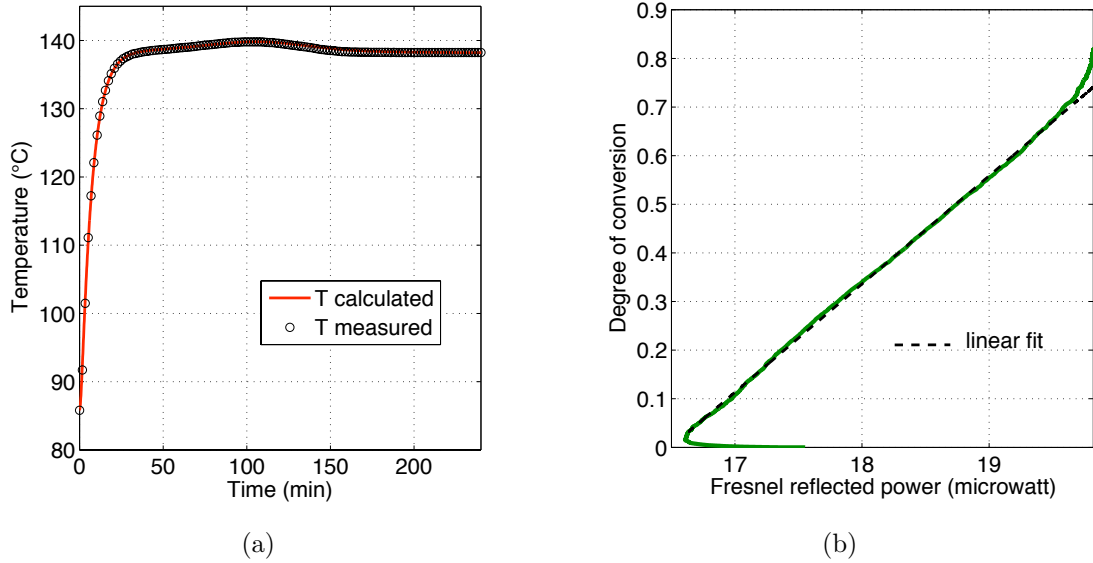


FIGURE 2.63 – Température  $T$  mesurée et déduite du modèle (a), degré de conversion calculé à partir du modèle en fonction de la puissance de Fresnel mesurée (b), d'après [20].

On considère maintenant une cuisson anisotherme, illustrée par la cuisson dans le moule SI. On présente Figure 2.64 l'évolution de la puissance de Fresnel avec la température de la résine  $T$ . Dans ce cas de figure, pendant le chauffage de la résine supposée non réticulée ( $\alpha_{\text{initial}} = 0$ ),  $P$  diminue linéairement avec  $T$ . Pendant la réaction exothermique,  $P$  croît en présentant trois pentes différentes pendant le pic d'exothermie,  $T$  et  $\alpha$  évoluant simultanément. Lors du refroidissement à l'air,  $P$  augmente linéairement avec  $T$  qui diminue en supposant le degré de conversion maximal atteint ( $\alpha_{\text{final}} = 1$ ) à partir de  $T = 210$  °C,

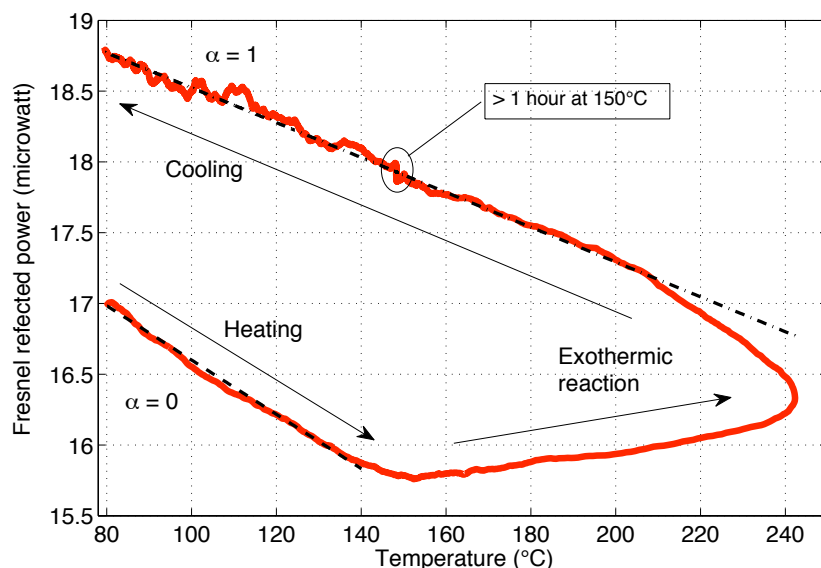


FIGURE 2.64 – Évolution de la puissance de Fresnel avec la température de la résine pour une cuisson anisotherme dans SI, d’après [20].

car la résine est montée à plus de 240 °C. En écrivant que  $P$  varie linéairement avec  $\alpha$ , et que  $P$  évolue aussi linéairement avec la température (voir Figure 2.64), on peut écrire l’équation (2.52) dans laquelle les termes  $P(\alpha_{\text{initial}}, T)$  et  $P(\alpha_{\text{final}}, T)$  sont linéaires en  $T$ .

$$P(\alpha, T) = P(\alpha_{\text{final}}, T) \frac{\alpha_{\text{initial}} - \alpha}{\alpha_{\text{initial}} - \alpha_{\text{final}}} + P(\alpha_{\text{initial}}, T) \frac{\alpha_{\text{final}} - \alpha}{\alpha_{\text{final}} - \alpha_{\text{initial}}} \quad (2.52)$$

Dans un premier temps, on considère dans cette expérience que  $\alpha_{\text{final}} = 1$  (la température ayant atteint 244 °C), et que  $\alpha_{\text{initial}} = 0$  car on suppose la résine neuve. Les termes  $P(\alpha_{\text{initial}} = 0, T)$  et  $P(\alpha_{\text{final}} = 1, T)$  de l’équation (2.52) sont déduits des données expérimentales présentées Figure 2.64 par des fonctions affines de  $T$  représentées respectivement par les lignes en pointillés et en traits discontinus. En inversant l’équation (2.52) connaissant la courbe expérimentale  $P(\alpha, T)$  de la figure 2.64, on peut remonter à l’évolution temporelle de  $\alpha$  corrigée des évolutions thermiques, ceci en se basant uniquement sur les mesures expérimentales de la puissance de Fresnel et sur les hypothèses concédées pour l’équation (2.52) (combinaisons linéaires en  $\alpha$  et  $T$ ). Le résultat est tracé sur la figure 2.65, superposé avec la variation de température de la résine.

Le degré de conversion oscille autour de zéro jusqu’à une température  $T = 125$  °C, à partir de laquelle  $\alpha$  augmente assez brutalement, pour se stabiliser à 1 dans la décroissance du pic exothermique. Il est alors naturel de confronter cette mesure de  $\alpha$  avec la valeur déduite du modèle thermo-cinétique. Le modèle est donc d’abord calibré à partir de la connaissance de la consigne thermique et de la valeur maximale de la température atteinte par la résine au pic exothermique, afin de déduire le coefficient d’échange lié à cette configuration de moule SI, en considérant comme habituellement, que  $\alpha_{\text{initial}} = 0$ . Les résultats expérimentaux et de simulation sont présentés sur les figures 2.66(a) et 2.66(b).

Les allures des deux courbes des figures 2.66(a) et 2.66(b) sont très similaires mais pré-

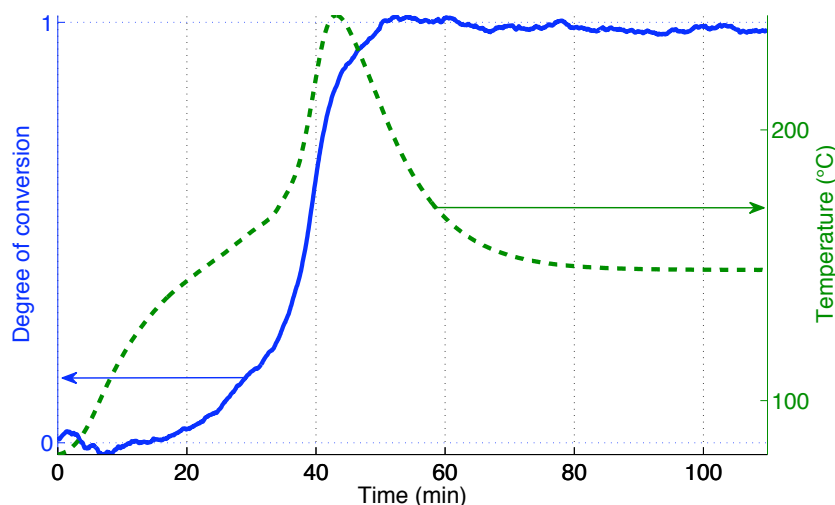


FIGURE 2.65 – Évolution du degré de conversion expérimental  $\alpha$  et de la température, cuisson anisotherme dans le moule SI, d’après [20].

sentent un décalage en temps de presque 14 minutes. Nous concluons que le modèle avec les hypothèses actuelles ne peut décrire correctement l’expérience. En laissant maintenant libre le degré de conversion  $\alpha_{\text{initial}}$  ainsi que naturellement le coefficient d’échange et en ajustant l’écart entre la température de la résine expérimentale et celle calculée, on obtient la courbe présentée sur la figure 2.66(d) et un  $\alpha_{\text{initial}}$  de 6,25% et non 0. En imposant  $\alpha_{\text{initial}} = 0,625$  dans l’équation (2.52), on obtient la figure 2.66(c). Les courbes de l’évolution de la température et du degré de conversion expérimentales et simulées sont maintenant très proches, le modèle est donc validé. L’hypothèse que  $\alpha_{\text{initial}}$  était non nul au départ de l’expérience s’avère très réaliste puisque la résine avait séjourné assez longtemps à plus de 100 °C avant que l’expérience ne commence.

Nous avons donc montré qu’un capteur de Fresnel permet d’évaluer expérimentalement l’évolution du degré de conversion même dans des conditions anisothermes. Pour obtenir une valeur réelle et absolue, il est nécessaire de calibrer thermiquement le capteur de Fresnel en imposant une variation de température pour deux degrés de conversion différents et restant constants. Si l’un d’eux est connu exactement, le modèle permet de trouver l’autre, notamment dans le cas pratique où la résine sort du pot et donc  $\alpha_{\text{initial}} = 0$ . Dans ce cas, la méthode donne une mesure absolue du degré de conversion à la fin de la réaction.

La connaissance de l’évolution temporelle de l’avancement des réactions, dans les expériences mentionnées précédemment, va enfin nous permettre d’analyser correctement l’origine et l’évolution des déformations induites lors des réactions chimiques de réticulation.



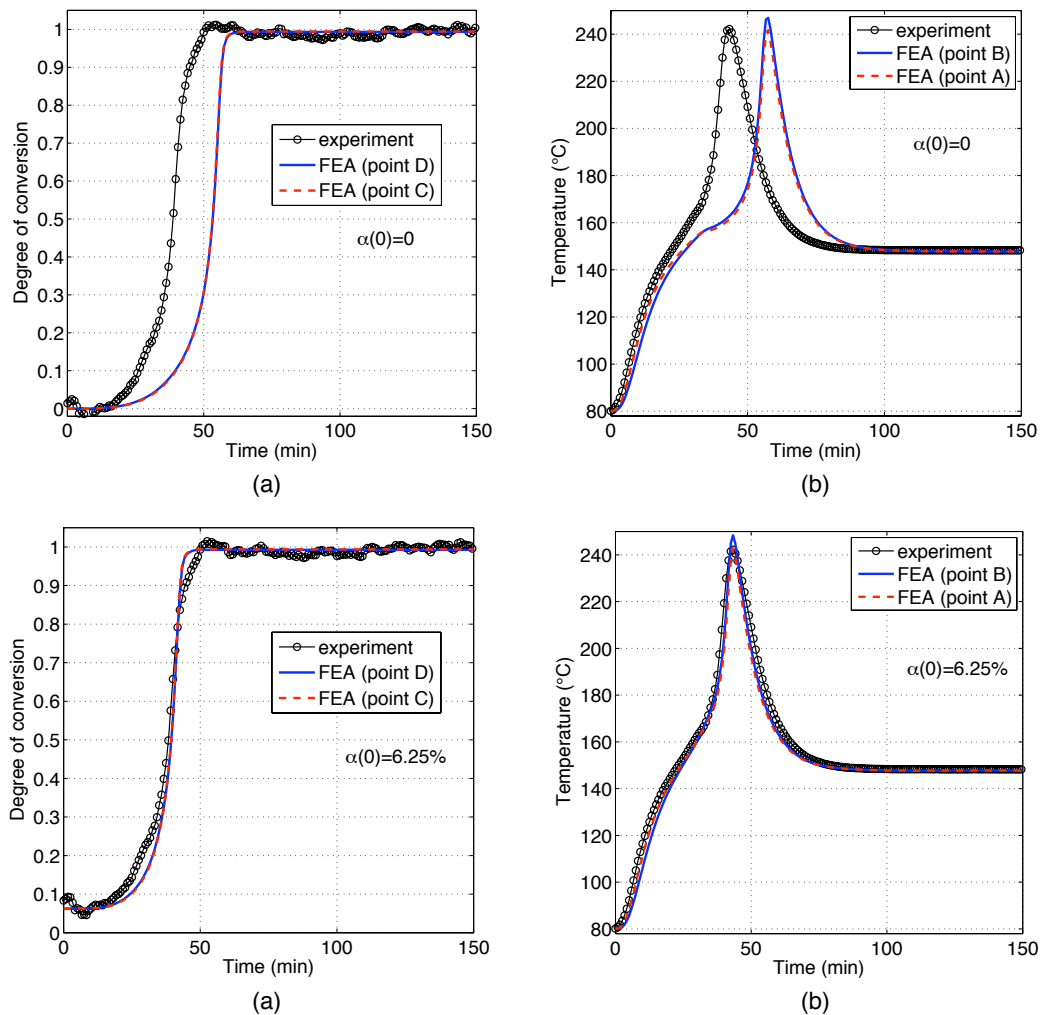


FIGURE 2.66 – Confrontation entre expérience de cuisson anisotherme et résultats du modèle, (a) degré de conversion et (b) température pour  $\alpha_{\text{initial}} = 0$ , (c) degré de conversion et (d) température pour  $\alpha_{\text{initial}} = 0,625$ , d’après [20].

### 2.3.3.3 Evaluation des déformations induites lors de cuisson de résine

Pour l’évaluation des déformations résultant de la cuisson, on utilise ici pour le découplages  $T/\varepsilon$  et par souci de simplicité un thermocouple et un FBG, et non un capteur LPG/FBG ou bien deux FBG dont l’un est isolé des déformations mécaniques. En effet, pour la dernière solution, il nous est difficile techniquement de ne pas séparer les deux FBG de manière importante (car nous les soudons bout-à-bout), et la résolution spatiale obtenue est incompatible avec les gradients observés lors des cuissons dans l’étuve. D’autre part, si pour les transducteurs LPG/FBG nous avons démontré leur performance de découplage et leur bonne résolution spatiale, ces derniers présentent trop d’inconvénients pratiques pour être utilisés facilement : grande sensibilité à la courbure, système d’acquisition développé au laboratoire moyennement performant (fréquence d’acquisition limitée). La déformation

mécanique est donc calculée avec l'équation (2.48), connaissant la sensibilité  $K_\varepsilon = 1,2 \text{ pm}/\mu\varepsilon$ , la sensibilité  $K_T$  étant déduite de la phase de montée en température (résine liquide) et  $\Delta T$  mesurée par le thermocouple. On présente pour le cycle de montée en température et le plateau de cuisson, l'évolution de la température de la résine, de la déformation mécanique issue du FBG, et du degré de conversion calculé à partir du modèle thermo-cinétique présenté auparavant, pour l'expérience de cuisson dans le moule SM (Figure 2.67(a)) et dans le moule SI (Figure 2.67(b)).

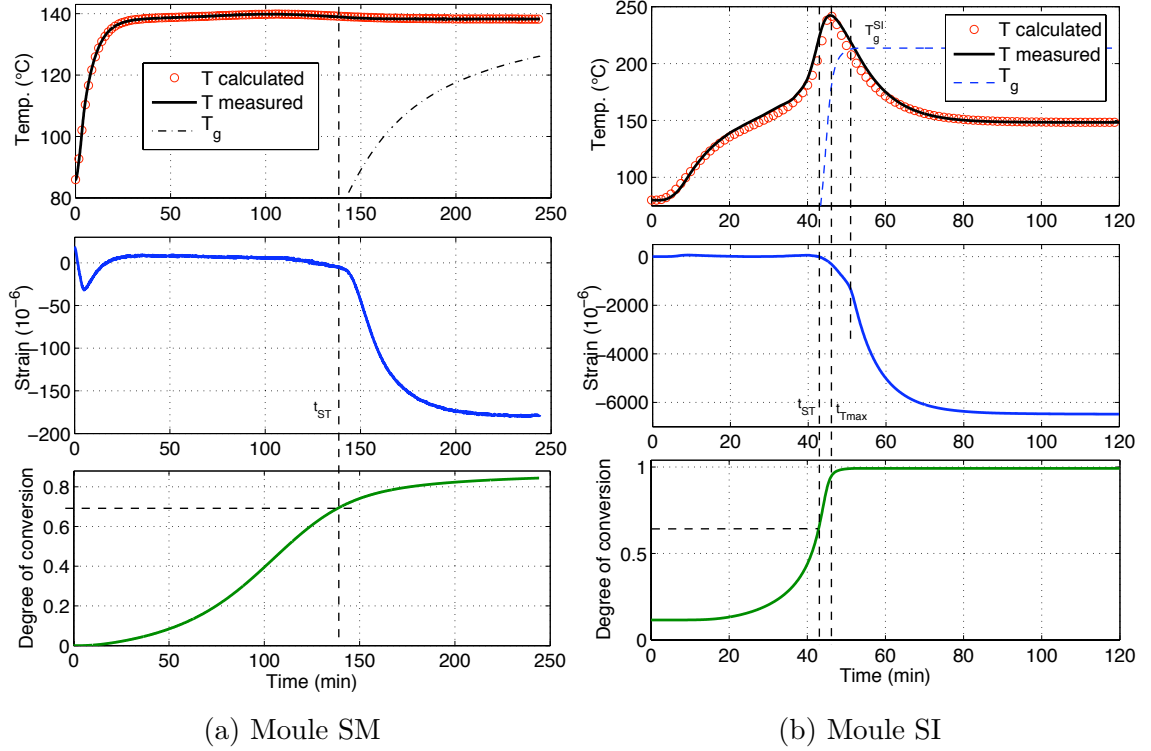


FIGURE 2.67 – Évolution de la température de la résine (mesurée, déduite du modèle, et  $T_g$ ), de la déformation mécanique issue du FBG, et du degré de conversion calculé à partir du modèle thermo-cinétique, d'après [23].

Les résultats relatifs à la cuisson dans le moule RM (isotherme à 148 °C) ne sont pas présentés ici (voir [23]), mais les observations sont assez similaires à la cuisson dans le moule SM, sauf lors du refroidissement (voir plus loin).

L'analyse de la figure 2.67 supporte les commentaires suivants :

- dans les trois cas le modèle thermique est en très bon accord avec les mesures (moule RM non présenté ici) ;
- dans la phase de chauffage, la déformation mesurée est toujours presque nulle, aux erreurs près dues à la position relative du thermocouple et du FBG dans le moule et aux gradients thermiques éventuels ;
- dans les trois cas, à un instant noté  $t_{ST}$  on détecte un transfert des contraintes (*Stress Transfer*) de la résine à la fibre optique correspondant à un degré de conversion  $\alpha(t_{ST})$  variant entre 0,63 et 0,68. Cette valeur déjà assez élevée est au-dessus de  $\alpha_{gel} = 0,59$  pour une cuisson à 150 °C rapporté dans [KP00], mais en-dessous de celle (0,775) rapportée par Aduriz [Adu07] pour une cuisson à la même température ;

- pour les deux moules métalliques, peu d’overshoot de température, mais une déformation mécanique de retrait chimique, puisque sur le plateau isotherme, très faible, de l’ordre de  $-160 \mu\epsilon$ , pour un  $\alpha_{final}$  de 84,6% pour le SM et de 88,4% pour le RM. De plus, sur la figure 2.67(b) on observe un retrait alors que la température continue d’augmenter sur le pic exothermique, entre  $t_{ST}$  et  $t_{Tmax}$ , sachant que  $\alpha(t_{Tmax}) \approx 94\%$ . En utilisant les résultats d’Aduriz *et al.* [ALB<sup>+</sup>07], on montre que le retrait chimique théorique est environ 20 fois plus grand que celui vu par les FBG.
- lorsque la température diminue après  $t_{Tmax}$ , Figure 2.67(b),  $T_g^{SI}$  croise la température de cuisson de la résine et on observe un point inflexion sur la courbe de déformation. Les plus de 6000  $\mu\epsilon$  mesurées sont principalement des déformations d’origine thermique puisque la réaction est quasiment terminée à  $t_{Tmax}$ .
- $T_g^{SM}$  est estimée à 125 °C, mais est toujours ici en dessous de la température de cuisson de la résine.

La phase de refroidissement est analysée à partir de la figure 2.68 qui présente les déformations mécaniques induites en fonction de la température pour les trois expériences. On y

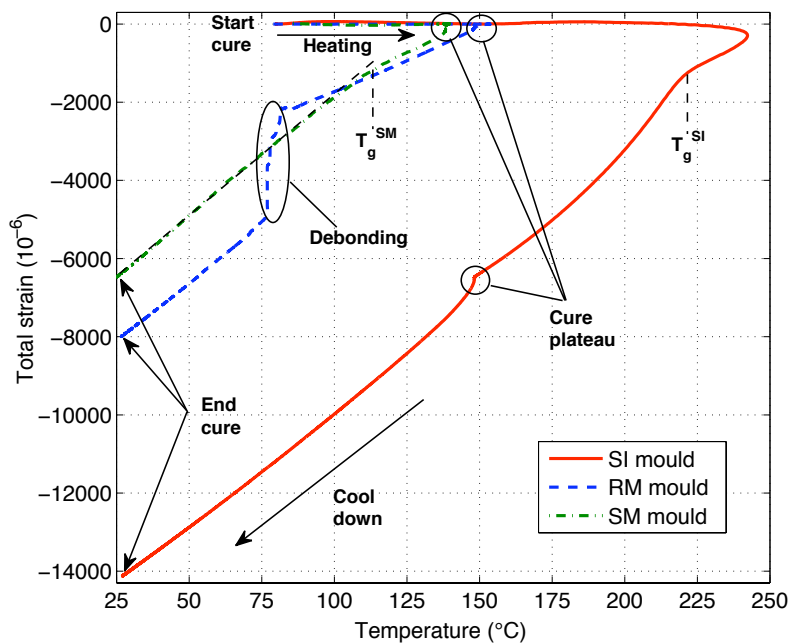


FIGURE 2.68 – Déformation induites en fonction de la température pour les cycles complet de cuisson dans les moules SM, RM et SI, d’après [23].

retrouve un certain nombre de points déjà discutés : déformations nulles pendant la phase de chauffage, déformations chimiques mesurées très peu perceptibles par rapport aux déformations d’origine thermique, températures de transition vitreuse au refroidissement qui montrent un point d’inflexion pour les expériences dans les moules SI et SM mais pas dans le moule RM puisque dans ce cas  $T_g^{RM}$  est à peu près égale à la température du plateau de cuisson (145 °C). Phénomène intéressant et rapporté par exemple dans [KdOMH11], la rupture de pente à 80 °C avec un saut d’environ 3000  $\mu\epsilon$  lors du refroidissement dans le moule RM, correspond à un décollement de la résine réticulée du moule (préalablement en-

duit d'agent démoulant). Enfin, les pentes en fin de refroidissement peuvent donner accès aux coefficients de dilatation thermique  $\alpha_r$  de la RTM6 pour différents degrés de cuisson. Nous avons alors montré dans [23] :

- qu'il est toujours possible de négliger les effets des moules et de la fibre optique sur la valeur mesurée (car le rapport module d'Young sur section, pour la fibre optique, est négligeable par rapport à celui pour la résine),
- qu'il est important de tenir compte de la variation de  $\alpha_r$  avec  $T$ , ce qui n'est pas toujours fait dans la littérature.

En considérant une variation linéaire entre  $\alpha_r$  avec  $T$  [HFH<sup>+</sup>05], qui ajuste parfaitement les courbes expérimentales de la figure 2.68, on déduit les évolutions des coefficients de dilatation thermique  $\alpha_r(\alpha, T)$  de la RTM6, présentées Figure 2.69. Les résultats sont co-

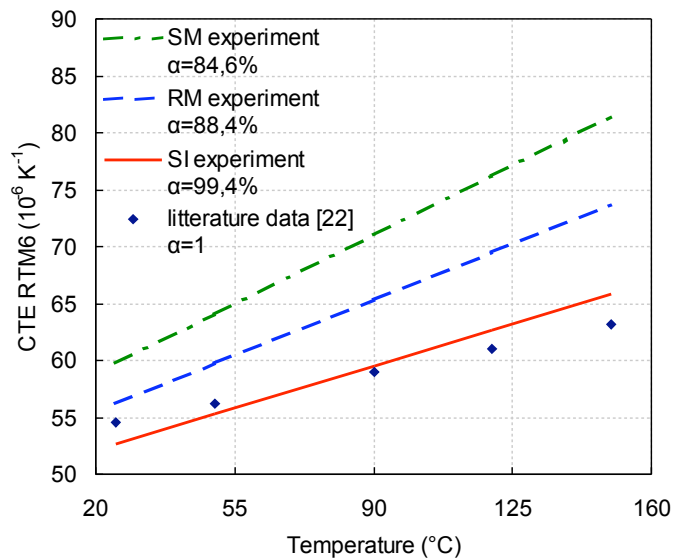


FIGURE 2.69 – Coefficient de dilatation thermique de la RTM6 pour différent degré de cuisson en fonction de la température, d'après [23].

hérents avec ceux de [HFH<sup>+</sup>05]. On montre donc que des mesures *in situ* avec des FBG peuvent être facilement mises en œuvre pour évaluer le coefficient de dilatation thermique de résines thermodurcissables vitrifiées quelque soit leur degré de cuisson. Par contre, il semble bien que les FBG ne sont pas adaptés pour évaluer le retrait chimique lors de la cuisson, car le transfert des contraintes ne se fait que tardivement, entre autres à cause du module élevé de la fibre optique ramené à celui de la résine gélifiée, et du caractère visco-élastique de cette dernière qui présente très certainement de la relaxation visqueuse.

### 2.3.4 Conclusions et perspectives relatives au thème 2

Ce thème de recherche porte sur le développement et la mise en œuvre de capteurs à fibre optique pour la mesure des principaux paramètres liés à l'élaboration des composites stratifiés : température, déformation mécanique et degré de réticulation. Nous nous situons ici à mi-chemin entre l'opticien, le métrologue et le mécanicien, puisque nous avons développé quelques compétences en photo-inscription de réseaux fibrés, essayé de caractériser les erreurs de mesures, et tenté d'apporter quelques réponses en analysant le comportement des résines et des composites à matrices thermodurcissables lors des cycles de polymérisation.

Après avoir mis en place le laboratoire "capteurs à fibre optique" à l'ICA-Albi, nous avons en premier lieu étudié l'effet de sollicitations non-homogènes le long des réseaux en les simulant par la méthode des matrices de transfert (voir § 2.3.2.2). La simulation directe permet de décrire correctement le spectre expérimental. Par contre, l'approche inverse ne fonctionne pas de manière satisfaisante (sauf en connaissant *a priori* le signe du gradient) car il n'y a pas de solution unique : un spectre en intensité peut résulter de plusieurs sollicitations différentes. La méthode qu'il convient d'utiliser dans ce cas est la réflectométrie optique faible cohérence (OLCR), qui utilise les informations de l'intensité et de la phase de la lumière, avec de très bon résultats (voir les travaux de l'équipe de Bot-sis [CHGB06, CHB07] ou de l'Université de Nantes [CCL<sup>+</sup>06]). Cependant, pour notre problématique, les gradients dans le plan des pièces composites étant relativement faibles par rapport à ceux dans l'épaisseur (surtout les gradients thermiques), une solution technique alternative est d'utiliser plusieurs FBG courts et gravés bout-à-bout, et de positionner plusieurs chaînes de ce type dans l'épaisseur. Concernant les gradients de déformations, ceux-ci peuvent être importants à l'échelle des constituants du composite. Nous pourrions envisager de les analyser par OLCR, par exemple en collaboration avec l'équipe de l'Université de Nantes [CCL<sup>+</sup>06].

La problématique du découplage de la température et de la déformation a été étudiée tout d'abord dans la thèse de Demirel [Dem09] par l'utilisation de FBG sur une large plage spectrale et avec différents paramètres de photo-inscription. Cette solution s'avère peu efficace en pratique, tout comme celle basée sur l'utilisation de réseaux de type I et IIa [WTMV11]. Elle a été traitée avec succès dans la thèse de Triollet [Tri10] par le développement d'un capteur basé sur la double photo-inscription d'un LPG et d'un FBG superposés, et présentée au § 2.3.2.3. Ce capteur a été validé d'un point de vue métrologique, puis testé au § 2.3.2.4 pour le suivi de cuisson de résine, puis de composite stratifié. Ce capteur donne de très bons résultats en terme de performance de découplage et de résolution spatiale, mais il souffre de plusieurs inconvénients pratiques, le plus important et intrinsèque au LPG étant sa grande sensibilité aux courbures et micro-courbures qui nuit à la lecture du signal lors de certaines étapes des procédés composite (mise sous vide principalement). De ce fait ce type de capteur ne peut pas être utilisé actuellement directement dans les procédés industriels.

D'autre part, il est maintenant clair qu'il n'est pas possible d'interpréter correctement les réponses de FBG si nous n'avons pas d'information sur l'avancement de la réaction de polymérisation. Cette constatation a motivé l'utilisation de capteur diélectrique industriel,

puis le développement d'un capteur de Fresnel (§ 2.3.3) moins intrusif. La méthode est présentée au § 2.3.3.1 et le suivi de cuisson isotherme et anisotherme au § 2.3.3.2. Une fois connue l'avancement des réactions, il est possible d'évaluer les déformations induites lors de la cuisson de la résine (voir § 2.3.3.3). On montre que les déformations mécaniques mesurées par les réseaux de Bragg ne peuvent évaluer correctement le retrait chimique de cuisson, car le transfert des contraintes du fluide visco-élastique sur la fibre optique est longtemps négligeable et ne se fait qu'à partir d'un avancement de réaction d'environ 65%. Par contre, les FBG sont bien adaptés à l'estimation du coefficient de dilatation thermique de la résine vitrifiée, quelque soit leur degré de cuisson, et donc des déformations résiduelles d'origine thermo-mécanique. Ceci est valable pour un polymère de faible rigidité par rapport à la fibre optique. Pour un composite stratifié, les contraintes résiduelles de cuisson ne peuvent être obtenues que *via* un modèle thermo-mécanique permettant de statuer sur l'état de déformation du milieu entourant le FBG. C'est bien évidemment une voie que nous souhaitons explorer et qui consiste à utiliser des FBG gravés sur des fibres hautement biréfringentes (Hi-Bi ou microstructurées), interrogées par un système d'acquisition à maintien de polarisation (voir les travaux récents de Mawatari et Nelson [MN08] ou de Luyckx *et al.* [LVLD10]).

## 2.4 Conclusions et perspectives de recherche

Ce document décrit mes activités de recherche depuis ma thèse de doctorat en 2001. Elles se séparent en deux grandes thématiques qui semblent relativement disjointes, mais dont l'ambition *in fine* est similaire : une caractérisation mécanique des matériaux à l'aide de mesures optiques. Mes perspectives de recherche s'inscrivent dans la continuité des travaux présentés dans ce document et donc sur les deux grandes thématiques. L'inflexion générale que je souhaite donner dans le futur est de coupler plus intimement les mesures optiques aux calculs numériques. En effet, si traditionnellement les calculs sont validés par les résultats d'essais expérimentaux, j'ai la conviction maintenant qu'une conception intelligente des essais couplée à une multi-instrumentation ad-hoc, tout comme la compréhension des mesures associées, nécessitent *a priori* l'apport de calculs numériques. On imagine par exemple une conception d'essai optimale permettant l'identification robuste de modèles de comportement, ou des calculs permettant la compréhension de réponses provenant de capteur à fibre optique.

Mon **premier thème de recherche** porte sur les mesures de champs par corrélation d'images. Ces techniques fournissent depuis maintenant presque vingt ans des données expérimentales de champs denses. Elles sont en train, à ce titre, de faire évoluer la mécanique expérimentale, car elles autorisent aussi une mesure théoriquement à toutes les échelles que permettent les systèmes d'imagerie, et pour toutes les dimensions de l'espace (2D, 3D surfacique et 3D volumique).

Sur ce sujet, mon activité de recherche s'est orientée sur la mesure en elle-même, en focalisant sur **l'analyse des performances et la caractérisation des erreurs de mesure**, à partir, par exemple, de l'influence des paramètres liés aux algorithmes de corrélation ainsi qu'aux images. Je pense qu'il faut continuer nos efforts dans cette activité surtout pour les mesures par stéréo-corrélation, car :

- primo cette technique est maintenant parfaitement diffusée dans les laboratoires universitaires ou industriels (et il existe une demande forte sur ce sujet),
- secundo car contrairement à la corrélation 2D, la stéréo-corrélation impose des choix à effectuer par l'utilisateur concernant notamment la configuration géométrique à adopter pour une expérience donnée, le calibrage, etc.,
- et tertio car les erreurs induites par les procédures de calibrage et de reconstruction par triangulation ne sont pas à l'heure actuelle parfaitement caractérisées.

C'est, comme je l'ai déjà indiqué dans le manuscrit, l'objet des travaux du troisième quadriennal (2011-2014) du GT "Métrologie" du GDR CNRS 2519 que je co-anime. Nous proposons de les réaliser suivant deux approches complémentaires : une de type benchmark expérimental et une par utilisation d'images stéréoscopiques de synthèse. L'objectif est de contribuer à une meilleure compréhension des origines des incertitudes en stéréo-corrélation et à leur maîtrise. La perspective de ces travaux est de pouvoir produire des procédures (guide de bonnes pratiques) permettant d'optimiser et de garantir les mesures, et de pouvoir associer à toute mesure une incertitude. Le but à terme est d'aller vers une certification ou une normalisation concernant l'utilisation des méthodes de corrélation d'images et des méthodes de mesure de champs en général.

Simultanément, je me suis intéressé à **l'apport des mesures par corrélation d'images pour l'analyse et la réponse mécanique** d'un certain nombre de matériaux sous sollicitations diverses. Les études, dans beaucoup d'applications, n'ont souvent été que phénoménologiques : il s'agissait de comprendre et d'interpréter les champs cinématiques généralement hétérogènes afin de proposer des scénarios de comportement (bétons, composites, métalliques). Nous avons aussi comparé les mesures par corrélation d'images à des résultats de calcul en vue de valider ou non un modèle (ou un paramètre matériau, par exemple le module d'Young pour les bétons). On sait maintenant que cela nécessite, excepté pour des cas simples (en 2D par exemple), des procédures de dialogue entre deux types de résultats différents : souvent des champs de déformations, au mieux des champs de déplacements, obtenus de manières différentes par la mesure et le calcul ; avec des résolutions spatiales différentes, ces champs mesurés et simulés étant exprimés chacun dans deux référentiels différents.

Tout d'abord, mes perspectives en terme d'application des mesures de champs par corrélation d'images sont nombreuses dans le laboratoire. Elles concernent particulièrement les petites échelles ainsi que les mesures à chaud, en lien direct avec les domaines d'application historiques du laboratoire ICA-Albi (outillages de forge, procédés de mise en forme à chaud, bétons réfractaires). En particulier, je pense tout d'abord aux **essais micro-mécaniques** couplés à des techniques d'imagerie électronique (MEBE) grâce auxquelles on peut obtenir des mesures de champs cinématiques par corrélation d'images, qui seraient aussi couplés avec des analyses des microstructures (EBSD et DRX). Nous avons initié récemment des travaux préliminaires allant dans ce sens avec V. Vidal, en analysant l'évolution des déformations à l'échelle mésoscopique (ensemble de grains) sur du titane T40 en traction sous MEB. Nous souhaitons poursuivre ce type de travaux, une platine d'essais *in situ* adaptée pourrait d'ailleurs faire l'objet d'une proposition d'équipement prochainement. D'autres travaux à petite échelle nous intéressent également, ils concernent l'identification de la zone plastique en tête de fissure sur des aciers à outils soumis à des sollicitations de type fatigue cyclique (thèse de M. Baccar en cours), à température ambiante actuellement, puis aux températures d'utilisation (600 °C) prochainement. Des difficultés techniques liées à la mauvaise qualité des images pourraient alors nécessiter l'utilisation de techniques de corrélation intégrée adaptées. D'autres applications pourraient aussi concerner des essais de traction sous microscope optique numérique (Keyence). Enfin, des **mesures à chaud** ou mi-chaud sur des alliages de titane ou d'aluminium habituellement utilisés en forgeage superplastique (SPF) pourraient être envisagées dans le futur, dans le but d'identifier des modèles de comportement visco-plastiques (collaboration V. Velay). Pour les **mesures aux grandes échelles**, le compromis incertitude/résolution spatiale peut devenir critique, et nous y répondons en proposant une instrumentation multi-caméras (collaboration J.-J. Orteu). A titre d'exemple, une étude proposée par l'entreprise Ratier-Figeac est en discussion concernant des mesures globales 3D par stéréo-corrélation (et donc avec plusieurs bancs stéréoscopiques) des déformées de pale d'hélice en dynamique avec couplage essais/calculs. La problématique du recalage des champs mesurés et simulés est donc aussi présente dans cette étude. C'est un point qu'il me paraît important de développer. Il faut donc aller vers des analyses mécaniques plus quantitatives et donc créer un couplage plus fort entre mesures par corrélation et simulation numérique : par exemple, une application qui nous tient à cœur avec mon collègue V. Velay concerne la simulation des procédés de formage de tôle (formage incrémental et emboutissage) et leur validation grâce à des



essais et des mesures par stéréo-corrélation *in situ* qui sont maintenant, disons, mieux maîtrisés. Bien évidemment, il est clair pour moi que les orientations futures à prendre concernent d'une part les essais et d'autre part leur instrumentation. Typiquement, il va s'agir de définir de nouvelles stratégies autour des essais mécaniques en vue de reproduire des situations plus proches de l'utilisation finale des matériaux et des structures (voire des mesures sur structure réelle travaillante), en y intégrant une multi-instrumentation. Sous ce vocable j'entends une instrumentation multi-échelles (c'est-à-dire multi-résolutions) et multi-capteurs : mesures de champs et mesures ponctuelles, en surface ou dans le matériau, par capteur à fibre optique ou tout type de capteur enfouissable (cf. les travaux à l'ICA de mon collègue P. Marguerès sur les capteurs impédancémétriques). Cela permettra d'étudier finement et à différentes échelles des mécanismes de déformation dans des systèmes complexes, je pense tout particulièrement aux mécanismes d'endommagement et de fissuration dans les céramiques et les composites. C'est dans cet esprit que le projet ANR VERTEX auquel je suis associé a démarré en janvier 2013 pour quatre ans. Dans ce sujet nous allons même plus loin puisque nous proposons d'effectuer une instrumentation et des mesures par corrélation d'images globale 3D surfacique multi-résolutions pour le pilotage des sollicitations à appliquer sur une éprouvette technologique composite par un banc d'essai dédié. Cette étude (mesure pour le pilotage) passera par une approche inverse (cf. point suivant). Je n'oublie pas, enfin, l'intérêt considérable que les mesures de corrélation 3D volumique sont en train d'apporter dans bien des domaines (notamment pour les matériaux composites et la bio-mécanique pour ce qui est développé à l'ICA par mes collègues J.-N. Périé et J.-C. Passieux).

Enfin, **l'identification de paramètres de modèles constitutifs à partir de mesures de champs** est certainement le thème qui propose le plus de perspectives de recherche, parce que (i) son essor est encore récent, (ii) beaucoup d'outils restent à développer (outils de dialogue entre mesures de champs et calculs, ou outils de corrélation d'images intégrés à la mécanique), et (iii) les perspectives d'applications sont nombreuses. Les travaux que je souhaite poursuivre portent sur plusieurs aspects, en privilégiant plutôt la méthode de recalage de modèles éléments finis car elle est très générique et qu'elle me semble la plus adaptée aux problématiques industrielles de structures et de procédés.

En premier lieu, il est tout d'abord nécessaire de rendre plus robustes les approches que nous avons développées, en analysant systématiquement l'influence des paramètres intrinsèques à la méthode FEMU, qui sont les géométries d'essais que l'on doit rendre optimales, et les zones du champ cinématique mesuré qui sont à prendre en compte. Ceci doit se faire par l'analyse de la sensibilité aux paramètres recherchés et à l'aide de la simulation numérique. Il est aussi souhaitable de pondérer la mesure dans la procédure FEMU en fonction des incertitudes de mesures évaluées.

D'autre part, on peut envisager d'étendre la démarche à l'identification de modèles de comportement plus réalistes et à l'ensemble des paramètres constitutifs : par exemple, en plasticité dans le cadre de la mise en forme des métaux en feuilles, plusieurs types d'essais différents peuvent être nécessaires afin d'identifier les paramètres d'élasticité, du critère de plasticité, de l'évolution de l'érouissage, et de la viscoplasticité. Pour les composites stratifiés, l'élasticité anisotrope doit être étendue à des modèles d'endommagement voire de plasticité. Enfin, la méthode FEMU peut être élargie à l'ensemble des paramètres du

modèle mécanique : modèle de la géométrie (non parfaite en réalité, et paramétrable), modèle de contact (frottement souvent identifié indépendamment et dans des conditions éloignées de l'essai), d'où l'intérêt de considérer des essais et des structures représentatifs des conditions d'utilisation des matériaux. L'idée sous-jacente est qu'il faut donc concevoir de nouveaux essais adaptés aux mesures de champs cinématiques (voire thermiques) et permettant l'identification robuste de modèles de comportement. Ces **essais optimisés** sont à concevoir en même temps que leur instrumentation multi-capteurs et multi-échelles.

En second lieu, il est nécessaire de comprendre de quelle manière le bruit associé aux mesures de champs influence les résultats de l'identification afin de pouvoir évaluer les **incertitudes sur les paramètres constitutifs**. De mon point de vue, cela peut se faire soit par le développement de mécanismes de propagation d'erreur dans la procédure d'identification FEMU en elle même, soit en utilisant des approches statistiques de type Monte Carlo.

Le développement des méthodes de corrélation d'images globales, dont la description cinématique tout comme le maillage (structuré ou non) peut provenir directement de la simulation éléments finis, ouvre naturellement la porte au dialogue essai/calcul et à l'identification par la méthode FEMU. Cette approche est actuellement développée dans la thèse de C. David, en collaboration avec J.-C. Passieux et J.-N. Périé, et doit être poursuivie. Le fait que les champs cinématiques mesurés sont réellement comparables à ceux issus des outils de calcul est fondamental. Pouvoir intégrer directement un maillage issu d'un logiciel EF commercial afin d'effectuer la mesure apporte un aspect pragmatique évident pour les industriels (il faut bien sûr pouvoir adapter le mouchetis à la résolution de l'image et au maillage donné, ainsi que la cinématique). Que la fonctionnelle de corrélation d'image soit un jour intégrée à ce type de logiciel, il n'y a qu'un pas. Certes le choix de la description cinématique régularise la mesure par une hypothèse mécanique amont (la meilleure étant celle qui minimise le résidu local de mesure  $|f - g|$ ), mais il ne faut pas oublier que les résultats de mesure provenant des méthodes de corrélation d'images classiques par approche locale dépendent eux-aussi de l'hypothèse cinématique (locale) sélectionnée.

Enfin, il est intéressant de se positionner aussi sur les méthodes intégrées. Basées sur l'approche de corrélation globale, ces méthodes permettent la régularisation des champs cinématiques et l'identification de propriétés mécaniques en même temps. Cette régularisation permet de compenser, par exemple, le déficit d'information provenant des images (ou bien le bruit d'image) en postulant un comportement mécanique *a priori*. La convergence est donc grandement améliorée et la technique évite les faux appariements. Les premiers résultats que nous avons obtenus sont effectivement prometteurs. Cependant, on n'oubliera pas de vérifier *a posteriori* si le modèle est représentatif du matériau en analysant le résidu local de mesure.

Le **deuxième thème de recherche** concerne le développement et la mise en œuvre d'instrumentation par capteur à fibre optique permettant d'accéder, à l'intérieur des moules de mise en forme de composites à matrice thermodurcissable, aux informations thermique et mécanique ou concernant l'état physique de la matière.

Pour les informations thermiques et mécanique, nous avons choisi naturellement **les capteurs à réseaux de Bragg**. A partir de nos travaux, les principales conclusions que nous pouvons faire concernent les problématiques (i) de l'estimation de déformation (ou température) hétérogène le long du réseau, (ii) du découplage des informations thermique et mécanique et (iii) de la mesure réelle du champ de déformations lorsque le capteur est noyé dans un milieu environnant.

Concernant le premier point, la technique à utiliser est sans aucun doute la réflectométrie à faible cohérence (OLCR). Cependant, pendant la fabrication, les gradients dans les composites stratifiés sont majoritairement orientés suivant l'épaisseur, et le positionnement d'un réseau de Bragg perpendiculairement aux plis est techniquement délicat et rédhibitoire en milieu industriel. Lorsque les FBG sont positionnés parallèlement aux plis<sup>72</sup> et qu'ils sont relativement courts, dans la plupart des cas les spectres sont peu modifiés au cours du temps et le gradient longitudinal peut être négligé. La technique d'OLCR est donc à privilégier plutôt pour les essais mécaniques sur éprouvette composite instrumentée par un FBG de grande longueur et lorsqu'on s'intéresse, par exemple, à détecter et caractériser le délaminage ou la fissuration (en positionnant ce dernier à proximité de points singuliers).

La deuxième point, le découplage des informations, a été traité par le développement d'un transducteur basé sur la double photo-inscription d'un LPG et d'un FBG superposés. Ce capteur a été testé lors de suivis de cuisson de résine puis de composites stratifiés voie liquide. Il a donné de bons résultats en terme d'efficacité de découplage et de résolution spatiale, mais sa sensibilité à la courbure à cause du LPG le rend en pratique difficilement utilisable dans les procédés industriels. L'utilisation d'un thermocouple ou d'un FBG supplémentaire protégé mécaniquement est encore une bonne alternative si la résolution spatiale de l'ensemble est compatible avec les gradients thermiques en présence.

Le troisième point est à mon avis le point le plus critique et mérite que l'on s'y intéresse activement : la réponse d'un FBG est tributaire du milieu qui l'entoure. Lorsque le FBG est intégré dans une résine thermodurcissable pure pour le suivi de cuisson, l'isotropie de la résine et le rapport du module sur la section, négligeable pour la fibre optique par rapport à celui pour la résine, permettent directement de déduire la déformation longitudinale du milieu à partir de la sensibilité du FBG. Ce n'est plus le cas lorsque le FBG est intégré au sein des composites stratifiés. Cependant au cours de nos expériences, nous n'avons pas noté d'évolutions très marquées des spectres dues à des effets d'anisotropie transverse (biréfringence induite), mais nous ne pouvons pas non plus déduire les déformations transverses (même isotropes) et la déformation longitudinale simplement à partir de la variation de la longueur d'onde de Bragg. En toute rigueur l'état de déformation est donc difficilement interprétable sans l'aide d'information supplémentaire, et plus particulièrement d'une modélisation. Je pense que ce point est fondamental et j'y reviendrai par la suite.

De plus, dans nos travaux, nous avons montré qu'il est nécessaire, pour pouvoir interpréter correctement les réponses des FBG, de connaître assez précisément **l'avancement**

---

72. (et dans le pli parallèlement aux fibres – on montre alors qu'ils sont peu intrusifs dans un pré-imprégné, un peu plus dans les tissus utilisés en procédés voie liquide à cause des fils de trame).

**de la réaction de polymérisation.** Pour cela, nous avons développé un capteur de Fresnel et montré qu'il permettait d'accéder au degré de conversion dans des cas de cuissons isothermes ou partiellement anisothermes moyennant la connaissance des paramètres thermo-cinétiques de la résine. Un point important avant toute chose serait d'améliorer la résolution du capteur de Fresnel notamment par un montage différentiel, puis d'appliquer la démarche d'instrumentation, de mesure et d'analyse que nous avons proposée pour le suivi de cuisson de résine à des cas de fabrication de pièces composites par procédés voie liquide (RTM et LRI), et pour différents cas de type de renfort et de séquence d'empilement. D'un point de vue plus technique, il pourrait être intéressant de coupler le capteur de Fresnel et le FBG sur une seule fibre optique, comme il a été proposé récemment dans [Soh10, MSZ<sup>+</sup>10].

Nous l'avons déjà évoqué, de manière générale pour les composites stratifiés les déformations (contraintes) résiduelles de cuisson ne peuvent être obtenues, lorsqu'on utilise les informations provenant d'un capteur FBG enfoui, qu'avec l'aide d'un modèle thermo-mécanique. De plus, l'analyse de l'état de déformation transverse nécessite l'utilisation de FBG gravés sur des fibres hautement biréfringentes (Hi-Bi, microstructurées). Mes perspectives de recherche s'inscrivent donc dans le cadre de la **mesure des déformations triaxiales par FBG**. Je souhaite donc d'une part développer les mesures en lumière polarisée, ce qui nécessite un équipement spécifique, et d'autre part coupler ces mesures avec des simulations éléments finis puisque il n'est pas possible, sauf sous certaines hypothèses, de remonter simplement au tenseur des déformations à partir des équations opto-mécaniques. Le modèle permet donc de déduire l'état de contrainte dans le composite pendant la fabrication. Plusieurs applications sont visées. La première concerne les composites thermoplastiques à fibres longues de type carbone/PEEK obtenus par le procédé de compression sous presse et chauffage par induction qui est disponible à l'ICA-Albi. Dans ce procédé, il est important de pouvoir suivre d'une part les différents états de la matière, mais aussi le développement des contraintes résiduelles dont l'origine est intra-laminaire, inter-laminaire et à l'échelle du stratifié (retrait d'origine thermique et de cristallisation). Sur ce sujet nous souhaitons déposer, avec G. Bernhart du groupe "Matériaux et Structures Composites" de l'ICA-Albi, un projet de thèse. Ce projet visera aussi à mettre en place une collaboration scientifique, actuellement en discussion, avec l'équipe du prof. Degriek de l'Université de Ghent en Belgique [LVDWD10, VLDWD10]. La seconde application pourrait concerner l'évaluation des contraintes résiduelles dans les pièces composites fabriquées par des procédés utilisant des solutions d'outillages prototypes béton/composite auto-chauffants.

Enfin, et pour conclure sur ce second thème, je rappellerais qu'actuellement, les certifications industrielles aéronautiques imposent la connaissance de la température de transition vitreuse (et du degré de conversion) de tout composant structural fabriqué en composite thermodurcissable. Pour les composites thermoplastiques c'est le taux de cristallinité qui est important. Actuellement ces paramètres sont obtenus sur des éprouvettes suiveuses découpées de la pièce, par exemple par analyse thermomécanique dynamique (DMTA). Pour le suivi de ces paramètres, il me semble important de poursuivre notre réflexion sur les possibilités que peuvent offrir les capteurs à fibre optique s'appuyant sur l'interaction rayonnement/matière, que ce soient les méthodes de diffraction (pour caractériser l'organisation de la matière) ou les méthodes spectrométriques (pour caractériser leur nature

#### *2.4. Conclusions et perspectives de recherche*

---

chimique). Je pense par exemple à des capteurs à fibre optique qui seraient basés sur la spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier déportée.

## 2.5 Références bibliographiques

- [AAB05] R. Ambu, F. Aymerich, and F. Bertolino. Investigation of the effect of damage on the strength of notched composite laminates by digital image correlation. *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 40 :451–462, July 2005.
- [ABB<sup>+</sup>08] S. Avril, M. Bonnet, A.-S. Bretelle, M. Grédiac, F. Hild, P. Ienny, F. Latourte, D. Lemosse, S. Pagano, E. Pagnacco, and F. Pierron. Overview of identification methods of mechanical parameters based on full-field measurements. *Exp Mech*, 48 :381–402, 2008.
- [ABGW99] B. Alpers, D. Bergmann, K. Galanulis, and D. Winter. Advanced deformation measurement in sheet metal forming. In *Proceedings of the 6th International Conference on Technology of Plasticity*, Nuremberg, Germany, 1999.
- [ABL02] J. Abanto-Bueno and J. Lambros. Investigation of crack growth in functionally graded materials using digital image correlation. *Engineering Fracture Mechanics*, 69 :1695–1711, 2002.
- [Adu07] X.-A. Aduriz. *Suivi in-situ de la mise en forme de pièces composites par capteurs à fibres optiques*. PhD thesis, Ecole polytechnique de l’Université de Nantes, 2007.
- [AFPV10] S. Avril, P. Feissel, F. Pierron, and P. Villon. Comparison of two approaches for differentiating full-field data in solid mechanics. *Meas Sci Technol*, 21(1) :015703, 2010.
- [AKL<sup>+</sup>08] E.J. Anttila, O.H. Krintilä, T.K. Laurila, L.V.J. Lassila, P.K. Vallittu, and R.G.R. Hernberg. Evaluation of polymerization shrinkage and hygroscopic expansion of fiber-reinforced biocomposites using optical fiber Bragg grating sensors. *Dent Mater*, 24(12) :1720–1727, 2008.
- [ALB<sup>+</sup>07] X.A. Aduriz, C. Lupi, N. Boyard, J.L. Bailleul, D. Leduc, V. Sobotka, N. Lefèvre, X. Chapeleau, C. Boisrobert, and D. Delaunay. Quantitative control of RTM6 epoxy resin polymerisation by optical index determination. *Compos Sci Technol*, 67 :3196–3201, 2007.
- [Ami05] F. Amiot. *Mesure de champ à l’échelle micrométrique pour l’identification d’effets mécaniques surfaciques : vers une nouvelle instrumentation pour la biologie*. PhD thesis, École Normale Supérieure de Cachan (France), décembre 2005.
- [APG<sup>+</sup>11] M.B. Azzouna, J.-N. Périé, J.-M. Guimard, F. Hild, and S. Roux. On the identification and validation of an anisotropic damage model using full-field measurements. *Int J Damage Mech*, 20 :1130–1150, 2011.
- [APSY08] S. Avril, F. Pierron, M.A. Sutton, and J. Yan. Identification of elasto-visco-plastic parameters and characterization of Lüders behavior using digital image correlation and the virtual fields method. *Mech Mater*, 40(9) :729–742, 2008.

- 
- [Bal13] Y. Balcaen. *Etude des mécanismes de déformation d'un alliage de Titane en Formage Incrémental*. PhD thesis, Université Paul Sabatier – Toulouse 3 (France), soutenance prévue en 2013.
- [BB04] F. Bron and J. Besson. A yield function for anisotropic materials. Application to aluminum alloys. *Int J Plasticity*, 20(4-5) :937–963, 2004.
- [BCC<sup>+</sup>00] Y. Berthaud, S. Calloch, C. Cluzel, F. Hild, and J.-N. Périé. Experiment / computation interactions by using digital image correlation. In P. Jacquot and J.-M. Fournier, editors, *Interferometry in Speckle Light*, pages 59–66. Springer Berlin Heidelberg, 2000.
- [BCJT07] S.J. Buggy, E. Chehura, S.W. James, and R.P. Tatam. Optical fibre grating refractometers for resin cure monitoring. *J Opt A : Pure Appl Opt*, 9(6) :S60–S65, 2007.
- [BGG<sup>+</sup>09] A. Benoit, S Guérard, B. Gillet, G. Guillot, F. Hild, D. Mitton, J.-N. Périé, and S. Roux. 3D analysis from micro-MRI during in situ compression on cancellous bone. *Journal of Biomechanics*, 42(14) :2381–2386, 2009.
- [Bha96] V. Bhatia. *Properties and sensing Applications of Long Period Gratings*. PhD thesis, Virginia Polytechnic Institute, 1996.
- [Bha99] V. Bhatia. Applications of long-period gratings to single and multi-parameter sensing. *Opt Express*, 4 :457–466, 1999.
- [BHCG05] J. Botsis, L. Humbert, F. Colpo, and P. Giaccari. Embedded fiber Bragg grating sensor for internal strain measurements in polymeric materials. *Opt Laser Eng*, 43(3–5) :491–510, 2005.
- [BHG08] S. Belhabib, H. Haddadi, M. Gaspérini, and P. Vacher. Heterogeneous tensile test on elastoplastic metallic sheets : Comparison between FEM simulations and full-field strain measurements. *Int J Mech Sci*, 50(1) :14–21, 2008.
- [BHmTA09] P. Bing, X. Hui-min, H. Tao, and A. Asundi. Measurement of coefficient of thermal expansion of films using digital image correlation method. *Polym Test*, 28(1) :75–83, 2009.
- [BHR05] S. Bergonnier, F. Hild, and S. Roux. Digital image correlation used for mechanical tests on crimped glass wool samples. *J Strain Anal Eng*, 40(2) :185–198, 2005.
- [BHR06] G. Besnard, F. Hild, and S. Roux. “finite-element” displacement fields analysis from digital images : Application to Portevin-Le Châtelier bands. *Exp Mech*, 46 :789–803, 2006.
- [BJH10] H. Bi, C. Jang, and B. Han. Nano-pattern recognition and correlation technique for sub-nanometer in-plane displacement measurement. *Exp Mech*, 50 :1169–1181, 2010.
- [BKW<sup>+</sup>97] G.P. Brady, K. Kalli, D.J. Webb, D.A. Jackson, L. Reekie, and J.L. Archambault. Simultaneous measurement of strain and temperature using the first- and second-order diffraction wavelengths of Bragg gratings. *IEE Proceedings, Optoelectronics*, 144 :156–161, 1997.

- 
- [Bla09] S. Blanchard. *Caractérisation du comportement non-linéaire des matériaux à partir d'essais statiquement indéterminés et de champs de déformation fortement hétérogènes*. PhD thesis, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis (France), décembre 2009.
- [BLB91] F. Barlat, D.J. Lege, and J.C. Brem. A six-component yield function for anisotropic materials. *Int J Plasticity*, 7(7) :693–712, 1991.
- [BM11] T. Ben Mbarek. *Utilisation d'une méthode optique sans contact pour décrire le comportement mécanique de composites bois/plastique 'WPC'*. PhD thesis, Université de Pau et des Pays de l'Adour, France, décembre 2011.
- [BMSP89] H.A. Bruck, S.R. McNeill, M.A. Sutton, and W.H. Peters. Digital image correlation using Newton-Raphson method of partial differential correction. *Exp Mech*, 29 :261–267, 1989.
- [BNC07] G. Bernhart, F. Nazaret, and T. Cutard. Fibre reinforced refractory castables : an alternative solution for spf die manufacturing. *Mater Sci Forum*, 551-552 :37–42, 2007.
- [Bor06] M. Bornert. Resolution and spatial resolution of digital image correlation techniques. In *Photomechanics 2006*, Clermont-Ferrand, France, 2006.
- [BRR06] B.L. Boyce, P.L. Reu, and C.V. Robino. The constitutive behavior of laser welds in 304L stainless steel determined by digital image correlation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37 :2481–2492, August 2006.
- [BSFS99] B.K. Bay, T.S. Smith, D.P. Fyhrie, and M. Saad. Digital volume correlation : Three-dimensional strain mapping using X-ray tomography. *Exp Mech*, 39(3) :217–226, September 1999.
- [BTF97] Y. Berthaud, J.M. Torrenti, and C. Fond. Analysis of localization in brittle materials through optical techniques. *Exp Mech*, 37 :216–220, 1997.
- [Bug08] S.J. Buggy. *Composite material process monitoring using optical fibre grating sensors*. PhD thesis, Cranfield University, 2008.
- [BV96] V. Bhatia and A.M. Vengsarkar. Optical fiber long-period grating sensors. *Opt Lett*, 21 :692–694, 1996.
- [BVGNM10] M. Bornert, F. Valès, H. Gharbi, and D. Nguyen Minh. Multiscale full-field strain measurements for micromechanical investigations of the hydromechanical behaviour of clayey rocks. *Strain*, 46(1) :33–46, 2010.
- [BWWX11] P. Bing, D. Wu, Z. Wang, and Y. Xia. High-temperature digital image correlation method for full-field deformation measurement at 1200 °C. *Meas Sci Technol*, 22 :015701, 2011.
- [CBG<sup>+</sup>00] A. Cusano, G. Breglio, M. Giordano, A. Calabro, A. Cutolo, and L. Nicolais. An optoelectronic sensor for cure monitoring in thermoset-based composites. *Sensor Actuat A-Phys*, 84(3) :270–275, 2000.
- [CBL<sup>+</sup>12] C. Chisholm, H. Bei, M.B. Lowry, J. Oh, S.A. Syed Asif, O.L. Warren, Z.W. Shan, E.P. George, and A.M. Minor. Dislocation starvation and exhaustion hardening in Mo alloy nanofibers. *Acta Mater*, 60(5) :2258–2264, 2012.
- [CCHM01] L. Chevalier, S. Calloch, F Hild, and Y. Marco. Digital image correlation used to analyze the multiaxial behavior of rubber-like materials. *Eur J Mech A - Solids*, 20 :169–187, 2001.



- 
- [CCL<sup>+</sup>06] X. Chapeleau, P. Casari, D. Leduc, Y. Scudeller, C. Lupi, R. Le Ny, and C. Boisrobert. Determination of strain distribution and temperature gradient profiles from phase measurements of embedded fibre Bragg gratings. *J Opt A : Pure Appl Opt*, 8 :775–781, 2006.
- [CCLB99] T. Cutard, E. Cailleux, P Lours, and G. Bernhart. Structural and mechanical properties of a refractory concrete for superplastic forming tools. *Industrial Ceramics*, 19 :100–102, 1999.
- [CCTD93] D.J. Chen, F.P. Chiang, Y.S. Tan, and H.S. Don. Digital speckle-displacement measurement using a complex spectrum method. *Appl Opt*, 32(11) :1839–1849, Apr 1993.
- [CHB07] F. Colpo, L. Humbert, and J. Botsis. Characterisation of residual stresses in a single fibre composite with FBG sensor. *Compos Sci Technol*, 67(9) :1830–1841, 2007.
- [CHGB06] F. Colpo, L. Humbert, P. Giaccari, and J. Botsis. Characterization of residual strains in an epoxy block using an embedded FBG sensor and the OLCR technique. *Compos Part A-Appl S*, 37(4) :652–661, 2006.
- [CHJ<sup>+</sup>10] A. Chrysochoos, V. Huon, F. Jourdan, J.-M. Muracciole, R. Peyroux, and B. Wattrisse. Use of full-field digital image correlation and infrared thermography measurements for the thermomechanical analysis of material behaviour. *Strain*, 46(1) :117–130, 2010.
- [CHR04] D. Claire, F. Hild, and S. Roux. A finite element formulation to identify damage fields : the equilibrium gap method. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 61(2) :189–208, 2004.
- [CK02] I. Chasiotis and W.G. Knauss. A new microtensile tester for the study of MEMS materials with the aid of atomic force microscopy. *Exp Mech*, 42(1) :51–57, 2002.
- [Clo98] G. Cloud. *Optical Methods of Engineering Analysis*. Cambridge University Press, New York, USA, 1998. ISBN 0-521-45087-X.
- [CLS<sup>+</sup>08] S. Cooreman, D. Lecompte, H. Sol, J. Vantomme, and D. Debruyne. Identification of mechanical material behavior through inverse modeling and DIC. *Exp Mech*, 48 :421–433, 2008.
- [Cor05] N. Cornille. *Accurate 3D Shape and Displacement Measurement using a Scanning Electron Microscope*. PhD thesis, INSA Toulouse (France) and University of South Carolina, Columbia, USA), juin 2005.
- [Cro08] L. Crouzeix. *Identification de champs de propriétés mécaniques de structures composites à partir de mesures de champs de déplacements*. PhD thesis, Université Paul Sabatier – Toulouse 3 (France), décembre 2008.
- [CRSP85] T.C. Chu, W.F. Ranson, M.A. Sutton, and W.H. Peters. Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics. *Exp Mech*, 25(3) :232–244, 1985.
- [CS97] S. Choi and S.P. Shah. Measurement of deformations on concrete subjected to compression using image correlation. *Exp Mech*, 37(3) :307–313, 1997.

- 
- [CSSM02] P. Cheng, M.A. Sutton, H.W. Schreier, and S.R. McNeill. Full-field speckle pattern image correlation with B-Spline deformation function. *Exp Mech*, 42(3) :344–352, September 2002.
- [DALB08] O. De Almeida, F. Lagattu, and J. Brillaud. Analysis by a 3D DIC technique of volumetric deformation gradients : Application to polypropylene/EPR/talc composites. *Compos Part A-Appl S*, 39(8) :1210–1217, 2008.
- [DBAV09] J.L. Dournaux, S. Bouvier, A. Aouafi, and P. Vacher. Full-field measurement technique and its application to the analysis of materials behaviour under plane strain mode. *Mat Sci Eng A*, 500(1-2) :47–62, 2009.
- [DBC99] P. Doumalin, M. Bornert, and D. Caldemaison. Microextensometry by image correlation applied to micromechanical studies using the scanning electron microscopy. In *Proceedings of International Conference on Advanced Technology in Experimental Mechanics, Japan Soc. of Exp. Eng.*, pages 81–86, Ube City, Japan, 1999.
- [DDBP11] Y. Du, F.A. Diaz, R.L. Burguete, and E.A. Patterson. Evaluation using digital image correlation of stress intensity factors in an aerospace panel. *Exp Mech*, 51 :45–57, 2011.
- [Dec09] N. Decultot. *Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement*. PhD thesis, Université Paul Sabatier – Toulouse 3 (France), décembre 2009.
- [Del12] A. Delmas. *Contribution à l'étude de l'effet mirage, application aux mesures dimensionnelle et thermique par caméras visible, proche infrarouge et infrarouge*. PhD thesis, Université Paul Sabatier – Toulouse 3 (France), décembre 2012.
- [Dem09] M. Demirel. *Contribution à l'optimisation des mesures de température et de déformation par capteur à fibre optique à réseaux de Bragg : Application au procédé de fabrication des composites par infusion de résine*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne, septembre 2009.
- [DLK<sup>+</sup>01] J.P. Dunkers, J.L. Lenhart, S.R. Kueh, J.H. van Zanten, S.G. Advani, and R.S. Parnas. Fiber optic flow and cure sensing for liquid composite molding. *Opt Laser Eng*, 35(2) :91–104, 2001.
- [DMPA12] F. Dubois, M. Méité, O. Pop, and J. Absi. Characterization of timber fracture using the digital image correlation technique and finite element method. *Engineering Fracture Mechanics*, 2012. In press.
- [Dou00] P. Doumalin. *Microextensométrie locale par corrélation d'images numériques*. PhD thesis, École Polytechnique (France), juin 2000.
- [DS94] D.S. Dawicke and M.A. Sutton. CTOA and crack-tunneling measurements in thin sheet 2024-T3 aluminum alloy. *Exp Mech*, 34(4) :357–368, 1994.
- [DTB12] A.S. Dickinson, A.C. Taylor, and M. Browne. The influence of acetabular cup material on pelvis cortex surface strains, measured using digital image correlation. *Journal of Biomechanics*, 45(4) :719–723, 2012.
- [DVV<sup>+</sup>10] J.R. Duflo, H. Vanhove, J. Verbert, J. Gu, I. Vasilakos, and P. Eyckens. Twist revisited : Twist phenomena in single point incremental forming. *CIRP Annals - Manuf Technol*, 59(1) :307–310, 2010.

- 
- [EBH<sup>+</sup>11] P. Eyckens, B. Belkassam, C. Henrard, J. Gu, H. Sol, A.M. Habraken, J.R. Dufflou, A. Van Bael, and P. Van Houtte. Strain evolution in the single point incremental forming process : digital image correlation measurement and finite element prediction. *Int J Mater Form*, 4 :55–71, 2011.
- [Erd97] T. Erdogan. Fiber grating spectra. *J Lightwave Technol*, 15 :1277–1294, 1997.
- [EvdB09] W.C. Emmens and A.H. van den Boogaard. An overview of stabilizing deformation mechanisms in incremental sheet forming. *J Mater Process Tech*, 209(8) :3688–3695, 2009.
- [FCH07] X. Fayolle, S. Calloch, and F. Hild. Controlling testing machines with digital image correlation. *Exp Tech*, 31(3) :57–63, 2007.
- [FFM02] L. Filice, L. Fratini, and F. Micari. Analysis of material formability in incremental forming. *CIRP Annals*, 51(1) :199–202, 2002.
- [FHM<sup>+</sup>07] C. Franck, S. Hong, S.A. Maskarinec, D.A. Tirrell, and G. Ravichandran. Three-dimensional full-field measurements of large deformations in soft materials using confocal microscopy and digital volume correlation. *Exp Mech*, 47 :427–438, 2007.
- [FMA<sup>+</sup>08] F. Forsberg, R. Mooser, M. Arnold, E. Hack, and P. Wyss. 3D micro-scale deformations of wood in bending : Synchrotron radiation  $\mu$ CT data analyzed with digital volume correlation. *Journal of Structural Biology*, 164(3) :255–262, 2008.
- [Gar01] D. Garcia. *Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d'images*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Toulouse (France), décembre 2001.
- [GCBI06] M. Giton, A.-S. Caro-Bretelle, and P. Ienny. Hyperelastic behaviour identification by a forward problem resolution : Application to a tear test of a silicone-rubber. *Strain*, 42(4) :291–297, November 2006.
- [GDD07] A. Germaneau, P. Doumalin, and J.-C. Dupré. Full 3D measurement of strain field by scattered light for analysis of structures. *Exp Mech*, 47(4) :523–532, 2007.
- [GGD<sup>+</sup>12] C.F. Guzman, J. Gu, J. Dufflou, H. Vanhove, P. Flores, and A.M. Habraken. Study of the geometrical inaccuracy on a SPIF two-slope pyramid by finite element simulations. *International Journal of Solids and Structures*, 49(25) :3594–3604, 2012.
- [GH11] M. Grédiac and F. Hild, editors. *Mesures de champs et identification en mécanique des solides*. Hermès-Lavoisier, 2011. ISBN 2-7462-3112-3.
- [GH12] M. Grédiac and F. Hild, editors. *Full-Field Measurements and Identification in Solid Mechanics*. Wiley, 2012. ISBN 9781848212947.
- [GM02] J.A. Guemes and J.M. Menéndez. Response of Bragg grating fiber-optic sensors when embedded in composite laminates. *Compos Sci Technol*, 62(7-8) :959–966, 2002.
- [GNC<sup>+</sup>00] M. Giordano, L. Nicolais, A.M. Calabro, S. Cantoni, A. Cusano, G. Breglio, and A. Cutolo. A fiber optic thermoset cure monitoring sensor. *Polym Compos*, 21(4) :523–530, 2000.

- 
- [GOCC02] D. Garcia, J.-J. Orteu, T. Cutard, and E. Cailleux. Application of stereo-vision to the mechanical characterization of refractory ceramics reinforced with metallic fibers. In *Proceeding of SEM Conference on Experimental and Applied Mechanics*, Milwaukee, Wisconsin, USA, 2002.
- [GOP02] D. Garcia, J.-J. Orteu, and L. Penazzi. A combined temporal tracking and stereo-correlation technique for accurate measurement of 3D displacements : application to sheet metal forming. *J Mater Process Tech*, 125-126 :736–742, 2002.
- [GRB<sup>+</sup>09] A. Godara, D. Raabe, I. Bergmann, R. Putz, and U. Müller. Influence of additives on the global mechanical behavior and the microscopic strain localization in wood reinforced polypropylene composites during tensile deformation investigated using digital image correlation. *Compos Sci Technol*, 69(2) :139–146, 2009.
- [Gré04] M. Grédiac. The use of full-field measurement methods in composite material characterization : interest and limitations. *Compos Part A-Appl S*, 35 :751–761, 2004.
- [GS09] N. Gupta and R. Sundaram. Fiber optic sensors for monitoring flow in vacuum enhanced resin infusion technology (VERITY) process. *Compos Part A-Appl S*, 40(8) :1065–1070, 2009.
- [GSW09] A. Gilat, T.E. Schmidt, and A.L. Walker. Full field strain measurement in compression and tensile split hopkinson bar experiments. *Exp Mech*, 49 :291–302, 2009.
- [GSWP09] B.M.B. Grant, H.J. Stone, P.J. Withers, and M. Preuss. High-temperature strain field measurement using digital image correlation. *J Strain Anal Eng*, 44(4) :263–271, 2009.
- [GUM95] ISO Guide to the Expression of Uncertainty in Measurements (GUM). International Organization for Standardization, Geneva (Switzerland), 1995.
- [Har10] J. Harvent. *Mesure de formes par corrélation multi-images : application à l'inspection de pièces aéronautiques à l'aide d'un système multi-caméras*. PhD thesis, Université Paul Sabatier – Toulouse 3 (France), novembre 2010.
- [HB08] H. Haddadi and S. Belhabib. Use of rigid-body motion for the investigation and estimation of the measurement errors related to digital image correlation technique. *Opt Laser Eng*, 46(2) :185–196, 2008.
- [HB12] H. Haddadi and S. Belhabib. Improving the characterization of a hardening law using digital image correlation over an enhanced heterogeneous tensile test. *Int J Mech Sci*, 62(1) :47–56, 2012.
- [HBD<sup>+</sup>10] S.A. Hall, M. Bornert, J. Desrues, Y. Pannier, N. Lenoir, G. Viggiani, and P. Bésuelle. Discrete and continuum analysis of localised deformation in sand using X-ray micro CT and volumetric digital image correlation. *Géotechnique*, 60 :315–322, 2010.
- [HBGV05] H. Haddadi, S. Belhabib, M. Gaspérini, and P. Vacher. Identification of the parameters of swift law using strain field measurements. In *Proc. 8th European Mechanics of Materials Conference on Material and structural identification from full-field Measurements*, Cachan, France, 2005.

- 
- [HBM12] A.I. Hussein, P.E. Barbone, and E.F. Morgan. Digital volume correlation for study of the mechanics of whole bones. *Procedia IUTAM*, 4(0) :116–125, 2012. IUTAM Symposium on Full-field Measurements and Identification in Solid Mechanics, Cachan, France, 4-8 July 2011.
- [HFH<sup>+</sup>05] T. Hobbiebrunken, B. Fiedler, M. Hojo, S. Ochiai, and K. Schulte. Microscopic yielding of CF/epoxy composites and the effect on the formation of thermal residual stresses. *Compos Sci Technol*, 65(10) :1626–1635, 2005.
- [HG07] G. Hussain and L. Gao. A novel method to test the thinning limits of sheet metals in negative incremental forming. *Int J Machine Tools Manuf*, 47(3-4) :419–435, 2007.
- [HGH<sup>+</sup>08] G. Hussain, L. Gao, N. Hayat, Z. Cui, Y.C. Pang, and N.U. Dar. Tool and lubrication for negative incremental forming of a commercially pure titanium sheet. *J Mater Process Tech*, 203(1-3) :193–201, 2008.
- [HGS<sup>+</sup>07] S. He, J. Gu, H. Sol, A. Van Bael, P. Van Houtte, Y. Tunckol, and J.R. Dufloy. Determination of strain in incremental sheet forming process. *Key Eng Mater*, 344 :503–510, 2007.
- [HHW08] S.-F. Hwang, J.-T. Horn, and H.-J. Wang. Strain measurement of nickel thin film by a digital image correlation method. *Strain*, 44(3) :215–222, 2008.
- [Hil48] R. Hill. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proc Royal Soc London. Series A, Math Phys Sci*, 193(1033) :281–297, 1948.
- [HKK12] Y. Han, D.W. Kim, and H.-J. Kwon. Application of digital image cross-correlation and smoothing function to the diagnosis of breast cancer. *J Mech Behavior Biomedical Mater*, 14(0) :7–18, 2012.
- [HM97] K.O. Hill and G. Meltz. Fiber Bragg grating technology fundamentals and overview. *J Lightwave Technol*, 11 :1263–1276, 1997.
- [HM08] A. Hijazi and V. Madhavan. A novel ultra-high speed camera for digital image processing applications. *Measurement Science and Technology*, 19(8) :085503, 2008.
- [HMS96] J.D. Helm, S.R. McNeill, and M.A. Sutton. Improved three-dimensional image correlation for surface displacement measurement. *Opt Eng*, 35(7) :1911–1920, 1996.
- [HNAS11] M.N. Helfrick, C. Niezrecki, P. Avitabile, and T. Schmidt. 3D digital image correlation methods for full-field vibration measurement. *Mech Syst Signal Process*, 25(3) :917–927, 2011.
- [HPRH09] L. Hugo, J.-N. Périé, S. Roux, and F. Hild. Integrated digital image correlation for the identification of mechanical properties. In André Gagalowicz and Wilfried Philips, editors, *Computer Vision/Computer Graphics Collaboration Techniques*, volume 5496 of *Lecture Notes in Computer Science*, pages 161–171. Springer Berlin Heidelberg, 2009.
- [HR06] F. Hild and S. Roux. Measuring stress intensity factors with a camera : Integrated digital image correlation (I-DIC). *C R Mécanique*, 334 :8–12, 2006.

- 
- [HR12] F. Hild and S. Roux. Comparison of local and global approaches to digital image correlation. *Exp Mech*, pages 1–17, 2012.
- [HS81] B.K.P. Horn and B.G. Schunck. Determining optical flow. *Artificial Intelligence*, 17 :185–203, 1981.
- [HSC94] G. Han, M.A. Sutton, and Y.J. Chao. A study of stationary crack-tip deformation fields in thin sheets by computer vision. *Exp Mech*, 34(2) :125–140, 1994.
- [HSM03a] J.D. Helm, M.A. Sutton, and S.R. McNeill. Deformations in wide, center-notched, thin panels, part I : three-dimensional shape and deformation measurements by computer vision. *Optical Engineering*, 42(5) :1293–1305, 2003.
- [HSM03b] J.D. Helm, M.A. Sutton, and S.R. McNeill. Deformations in wide, center-notched, thin panels, part II : finite element analysis and comparison to experimental measurements. *Optical Engineering*, 42(5) :1306–1320, 2003.
- [HXL<sup>+</sup>10] Z. Hu, H. Xie, J. Lu, T. Hua, and J. Zhu. Study of the performance of different subpixel image correlation methods in 3D digital image correlation. *Appl Opt*, 49(21) :4044–4051, Jul 2010.
- [HXL<sup>+</sup>11] Z. Hu, H. Xie, J. Lu, H. Wang, and J. Zhu. Error evaluation technique for three-dimensional digital image correlation. *Appl Opt*, 50(33) :6239–6247, Nov 2011.
- [HZ04] R.I. Hartley and A. Zisserman. *Multiple View Geometry in Computer Vision*. Cambridge University Press, ISBN : 0521540518, second edition, 2004.
- [Ica03] U. Icardi. Through-the-thickness displacements measurement in laminated composites using electronic speckle photography. *Mechanics of Materials*, 35(1-2) :35–51, 2003.
- [Jin04] H. Jin. *New metrological techniques for mechanical characterization at the microscale and nanoscale*. PhD thesis, University of Maryland, 2004.
- [JMH<sup>+</sup>05] J. Jeswiet, F. Micari, G. Hirt, A. Bramley, J. Duffou, and J. Allwood. Asymmetric single point incremental forming of sheet metal. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 54(2) :88–114, 2005.
- [JT03] S.W. James and R.P. Tatam. Optical fiber long-period grating sensors : characteristics and application. *Meas Sci Technol*, 14 :49–61, 2003.
- [KA08] J. Koljonen and J.T. Alander. Deformation image generation for testing a strain measurement algorithm. *Opt Eng*, 47(10) :107202–13, 2008.
- [Kaz03] M.C. Kazilas. *Acquisition and Interpretation of Dielectric Data for Thermoset Cure Monitoring*. PhD thesis, Cranfield University, School of Industrial and Manufacturing Science, 2003.
- [KC71] K.T. Kavanagh and R.W. Clough. Finite element applications in the characterization of elastic solids. *Int J Solids Struct*, 7(1) :11–23, 1971.
- [KdOMH11] L. Khoun, R. de Oliveira, V. Michaud, and P. Hubert. Investigation of process-induced strains development by fibre Bragg grating sensors in resin transfer moulded composites. *Compos Part A-Appl S*, 42(3) :274–282, 2011.
- [KH10] O. Kwon and R. Hanna. The enhanced digital image correlation technique for feature tracking during drying of wood. *Strain*, 46(6) :566–580, 2010.

- 
- [KJC90] Z.L. Kahn-Jetter and T.C. Chu. Three-dimensional displacement measurements using digital image correlation and photogrammic analysis. *Exp Mech*, 30(1) :10–16, 1990.
- [KL04] J. Kajberg and G. Lindkvist. Characterisation of materials subjected to large strains by inverse modelling based on in-plane displacement fields. *Int J Solids Struct*, 41(13) :3439 – 3459, 2004.
- [KMM11] H.Y. Kang, L. Muszynski, and M.R. Milota. Optical measurement of deformations in drying lumber. *Drying Techn*, 29(2) :127–134, 2011.
- [KP00] P.I. Karkanis and I.K. Partridge. Cure modeling and monitoring of epoxy/amine resin system. II. Network formation and chemoviscosity modeling. *J Appl Polym Sci*, 77 :2178–2188, 2000.
- [KS04] C.B. Kim and C.B. Su. Measurement of the refractive index of liquids at 1.3 and 1.5 micron using a fibre optic Fresnel ratio meter. *Meas Sci Technol*, 15(9) :1683, 2004.
- [KSB04] T.J. Keener, R.K. Stuart, and T.K. Brown. Maleated coupling agents for natural fibre composites. *Compos Part A-Appl S*, 35(3) :357–362, 2004.
- [KSSW11] X.-D. Ke, H. Schreier, M. Sutton, and Y. Wang. Error assessment in stereo-based deformation measurements. *Exp Mech*, 51 :423–441, 2011.
- [KYM<sup>+</sup>02] C. Kanchanomai, S. Yamamoto, Y. Miyashita, Y. Mutoh, and A.J McEvily. Low cycle fatigue test for solders using non-contact digital image measurement system. *Int J Fatigue*, 24(1) :57–67, 2002.
- [LA02] J.S. Leng and A. Asundi. Real-time cure monitoring of smart composite materials using extrinsic Fabry-Pérot interferometer and fiber Bragg grating sensors. *Smart Mater Struct*, 11 :249–255, 2002.
- [LaGaLR12] C. Leitão, I. Galvão, R.M. Leal, and D.M. Rodrigues. Determination of local constitutive properties of aluminium friction stir welds using digital image correlation. *Mater Design*, 33(0) :69–74, 2012.
- [LAIP03] F. Laraba-Abbes, P. Ienny, and R. Piques. A new 'tailor-made' methodology for the mechanical behaviour analysis of rubber-like materials : I. Kinematics measurements using a digital speckle extensometry. *Polymer*, 44 :807–820, 2003.
- [LBD<sup>+</sup>07] N. Lenoir, M. Bornert, J. Desrues, P. Bésuelle, and G. Viggiani. Volumetric digital image correlation applied to X-ray microtomography images from triaxial compression tests on argillaceous rock. *Strain*, 43(3) :193–205, 2007.
- [LC00] H. Lu and D. Cary. Deformation measurements by digital image correlation : Implementation of a second-order displacement gradient. *Exp Mech*, 40(4) :393–400, December 2000.
- [LCC<sup>+</sup>09] P. Lava, S. Cooreman, S. Coppieters, M. De Strycker, and D. Debruyne. Assessment of measuring errors in DIC using deformation fields generated by plastic FEA. *Opt Laser Eng*, 47(7-8) :747–753, 2009.
- [LCL<sup>+</sup>12] F. Laurin, J.-S. Charrier, D. Lévêque, J.-F. Maire, A. Mavel, and P. Nuñez. Determination of the properties of composite materials thanks to digital image correlation measurements. *Procedia IUTAM*, 4(0) :106–115, 2012.

- 
- IUTAM Symposium on Full-field Measurements and Identification in Solid Mechanics, Cachan, France, 4-8 July 2011.
- [LCPW08] F. Latourte, A. Chrysochoos, S. Pagano, and B. Wattrisse. Elastoplastic behavior identification for heterogeneous loadings and materials. *Exp Mech*, 48 :435–449, 2008.
- [LCS<sup>+</sup>89] C. Lee, Y.J. Chao, M.A. Sutton, W.H. Peters, and W.F. Ranson. Determination of plastic strains at notches by image processing methods. *Exp Mech*, 29(2) :214–220, 1989.
- [LCSP93] P.F. Luo, Y.J. Chao, M.A. Sutton, and W.H. Peters. Accurate measurement of three-dimensional deformations in deformable and rigid bodies using computer vision. *Exp Mech*, 30(2) :123–132, 1993.
- [Lea06] A.G. Leacock. A mathematical description of orthotropy in sheet metals. *J Mech Phys Solids*, 54(2) :425–444, 2006.
- [Lec99] D. Lecoq. *Caractérisation et simulation des processus de transferts lors d’injection de résine pour le procédé RTM*. PhD thesis, Université de Nantes (France), juillet 1999.
- [Lep11] P. Leplay. *Identification de comportements mécaniques et à rupture par corrélation d’images 2D et 3D - Application aux filtres à particules Diesel à base de titanate d’aluminium*. PhD thesis, INSA Lyon, France, septembre 2011.
- [LF01a] G. Laffont and P. Ferdinand. Sensitivity of slanted fibre Bragg gratings to external refractive index higher than that of silica. *Elec Lett*, 37(5) :289–290, 2001.
- [LF01b] G. Laffont and P. Ferdinand. Tilted short-period fibre-Bragg-grating-induced coupling to cladding modes for accurate refractometry. *Meas Sci Technol*, 12(7) :765, 2001.
- [LK81] B.D. Lucas and T. Kanade. An iterative image registration technique with an application to stereo vision. In *Proceedings 1981 DARPA Imaging Understanding Workshop*, pages 121–130, 1981.
- [LKS01] J.S. Lawler, D.T. Keane, and S.P. Shah. Measuring three-dimensional damage in concrete under compression. *ACI Mater J*, 98 :465–475, 2001.
- [LLS96] J.S. Lyons, J. Liu, and M.A. Sutton. High-temperature deformation measurements using digital-image correlation. *Exp Mech*, 36(1) :64–70, 1996.
- [LNUB99] C. Lawrence, D. Nelson, E. Udd, and T. Bennett. A fiber optic sensor for transverse strain measurement. *Exp Mech*, 39 :202–209, 1999.
- [LPRH11] H. Leclerc, J.-N. Périé, S. Roux, and F. Hild. Voxel-scale digital volume correlation. *Exp Mech*, 51 :479–490, 2011. 10.1007/s11340-010-9407-6.
- [LR<sup>+</sup>10] N. Limodin, J. Réthoré, J.-Y. Buffière, F. Hild, S. Roux, W. Ludwig, J. Rannou, and A. Gravouil. Influence of closure on the 3D propagation of fatigue cracks in a nodular cast iron investigated by X-ray tomography and 3D volume correlation. *Acta Materialia*, 58(8) :2957–2967, 2010.
- [LRMB10] P. Leplay, J. Réthoré, S. Meille, and M.C Baietto. Damage law identification of a quasi brittle ceramic from a bending test using digital image correlation. *J Eur Ceram Soc*, 30(13) :2715–2725, 2010.



- 
- [LS06] J.J. Lee and M. Shinozuka. Real-time displacement measurement of a flexible bridge using digital image processing techniques. *Exp Mech*, 46 :105–114, 2006.
- [LSB<sup>+</sup>06] D. Lecompte, A. Smits, S. Bossuyt, H. Sol, J. Vantomme, D. Van Hemelrijck, and A.M. Habraken. Quality assessment of speckle patterns for digital image correlation. *Opt Laser Eng*, 44 :1132–1145, 2006.
- [LSLS08] N. Li, M.A. Sutton, X. Li, and H.W. Schreier. Full-field thermal deformation measurements in a scanning electron microscope by 2D digital image correlation. *Exp Mech*, 48 :635–646, 2008.
- [LSS<sup>+</sup>07] D. Lecompte, A. Smits, H. Sol, J. Vantomme, and D. Van Hemelrijck. Mixed numerical-experimental technique for orthotropic parameter identification using biaxial tensile tests on cruciform specimens. *Int J Solids Struct*, 44(5) :1643–1656, 2007.
- [LTY03] E.B. Li, A.K. Tieu, and W.Y.D. Yuen. Application of digital image correlation technique to dynamic measurement of the velocity field in the deformation zone in cold rolling. *Opt Laser Eng*, 39(4) :479–488, 2003.
- [LVDWD10] G. Luyckx, E. Voet, W. De Waele, and J. Degrieck. Multi-axial strain transfer from laminated cfrp composites to embedded bragg sensor : I. parametric study. *Smart Mater Struct*, 19(10) :105017, 2010.
- [LVLD10] G. Luyckx, E. Voet, N. Lammens, and J. Degrieck. Strain measurements of composite laminates with embedded fibre Bragg gratings : Criticism and opportunities for research. *Sensors*, 11(1) :384–408, 2010.
- [LVPD<sup>+</sup>10] E. Lamkanfi, W. Van Paepegem, J. Degrieck, C. Ramault, A. Makris, and D. Van Hemelrijck. Strain distribution in cruciform specimens subjected to biaxial loading conditions. Part 2 : Influence of geometrical discontinuities. *Polym Test*, 29(1) :132–138, 2010.
- [LVS06] D. Lecompte, J. Vantomme, and H. Sol. Crack detection in a concrete beam using two different camera techniques. *Structural Health Monitoring*, 5(1) :50–68, 2006.
- [MBSS08] P.A.F. Martins, N. Bay, M. Skjoedt, and M.B. Silva. Theory of single point incremental forming. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 57(1) :247–252, 2008.
- [MC04] H. Marzagui and T. Cutard. Characterisation of microstructural evolutions in refractory castables by in situ high temperature ESEM. *J Mater Process Tech*, 155-156 :1474–1481, 2004.
- [MCO<sup>+</sup>09] M. Mulle, F. Collombet, P. Olivier, R. Zitoune, C. Huchette, F. Laurin, and Y. H. Grunevald. Assessment of cure-residual strains through the thickness of carbon-epoxy laminates using FBGs. Part II : Technological specimen. *Compos Part A-Appl S*, 40 :1534–1544, 2009.
- [MCOG09] M. Mulle, F. Collombet, P. Olivier, and Y. H. Grunevald. Assessment of cure-residual strains through the thickness of carbon-epoxy laminates using FBGs Part I : Elementary specimen. *Compos Part A-Appl S*, 40 :94–104, 2009.

- 
- [MDC<sup>+</sup>12] R. Munier, C. Doudard, S. Calloch, B. Weber, and M. Facchinetti. Contribution of kinematical and thermal full-field measurements for mechanical properties identification : Application to high cycle fatigue of steels. *Exp Mech*, 52 :743–756, 2012.
- [MLRVL05] J. Molimard, R. Le Riche, A. Vautrin, and J. Lee. Identification of the four orthotropic plate stiffnesses using a single open-hole tensile test. *Exp Mech*, 45 :404–411, 2005.
- [MMG89] G. Meltz, W.W. Morey, and W.H. Glenn. Formation of Bragg gratings on optical fibers by a transverse holographic method. *Opt Lett*, 14 :823, 1989.
- [MN08] T. Mawatari and D. Nelson. A multi-parameter Bragg grating fiber optic sensor and triaxial strain measurement. *Smart Materials and Structures*, 17(3) :035033, 2008.
- [MOB<sup>+</sup>98] M.H.H Meuwissen, C.W.J Oomens, F.P.T Baaijens, R. Petterson, and J.D. Janssen. Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical - experimental method. *J Mater Process Tech*, 75(1-3) :204–211, 1998.
- [MSZ<sup>+</sup>10] H. Meng, W. Shen, G. Zhang, C. Tan, and X. Huang. Fiber Bragg grating-based fiber sensor for simultaneous measurement of refractive index and temperature. *Sensor Actuat B-Chem*, 150(1) :226–229, 2010.
- [MVF12] K. Magniez, A. Vijayan, and N. Finn. Apparent volumetric shrinkage study of RTM6 resin during the curing process and its effect on the residual stresses in a composite. *Polym Eng Sci*, 52(2) :346–351, 2012.
- [NCV<sup>+</sup>00] C. Novo, A.N. Costa, A. Vieira, N. Correia, I. Dias, F.M. Araujo, and A.T. Marques. Progression monitoring of the flow front in RTM process using fibre Bragg grating sensors. In *Proceedings SPIE*, volume 6423, pages 808–811, 2000.
- [NLCL10] M.E. Nixon, R.A. Lebensohn, O. Cazacu, and C. Liu. Experimental and finite-element analysis of the anisotropic response of high-purity  $\alpha$ -titanium in bending. *Acta Mater*, 58(17) :5759–5767, 2010.
- [NMC06] F. Nazaret, H. Marzagui, and T. Cutard. Influence of the mechanical behaviour specificities of damaged refractory castables on the young’s modulus determination. *J Eur Ceram Soc*, 26(8) :1429–1438, 2006.
- [NMS06] D.V. Nelson, A. Makino, and T. Schmidt. Residual stress determination using hole drilling and 3D image correlation. *Exp Mech*, 46(1) :31–38, February 2006.
- [O AHL98] J.-J. Orteu, H. Al-Haddad, and S. Lacroix. Mesure de déformations 3D par stéréocorrélation. In *Actes du Colloque Photomécanique 1998*, Marne la Vallée, France, 1998.
- [OGD97] J.-J. Orteu, V. Garric, and M. Devy. Camera calibration for 3D reconstruction : application to the measure of 3D deformations on sheet metal parts. In *SPIE Proceedings*, volume 3101, pages 252–263, 1997.
- [OK99] A. Othonos and K. Kalli. *Fiber Bragg Gratings : Fundamentals and Applications in Telecommunications and Sensing*. Artech House, Boston, USA, 1999. ISBN 0-89006-344-3.

- 
- [OMJ<sup>+</sup>98] M.J. O’Dwyer, G.M. Maistros, S.W. James, R.P. Tatam, and I.K. Partridge. Relating the state of cure to the real-time internal strain development in a curing composite using in-fibre Bragg gratings and dielectric sensors. *Meas Sci Technol*, 9 :1153, 1998.
- [Ort02] J.-J. Orteu. Mesure 3D de formes et de déformations par stéréovision. *Techniques de l’Ingénieur*, BM 7015, 2002.
- [Ort09] J.-J. Orteu. 3-D computer vision in experimental mechanics. *Opt Laser Eng*, 47(3-4) :282–291, 2009.
- [OYT<sup>+</sup>02] Y. Okabe, S. Yashiro, R. Tsuji, T. Mizutani, and N. Takeda. Effect of thermal residual stress on the reflection spectrum from fiber Bragg grating sensors embedded in CFRP laminates. *Compos Part A-Appl S*, 33(7) :991–999, 2002.
- [Pan11] B. Pan. Recent progress in digital image correlation. *Exp Mech*, 51 :1223–1235, 2011.
- [Par82] V.J. Parks. Strain measurement using grids. *Opt Eng*, 21(4) :214633, 1982.
- [PB10] J. Poissant and F. Barthelat. A novel “subset splitting” procedure for digital image correlation on discontinuous displacement fields. *Exp Mech*, 50 :353–364, 2010.
- [PB12] G. Palumbo and M. Brandizzi. Experimental investigations on the single point incremental forming of a titanium alloy component combining static heating with high tool rotation speed. *Mater Design*, 40(0) :43–51, 2012.
- [PBB10] P.P. Parlevliet, H.E.N. Bersee, and A. Beukers. Measurement of (post-) curing strain development with fibre Bragg gratings. *Polym Test*, 29(3) :291–301, 2010.
- [PBC10] C. Pradille, M. Bellet, and Y. Chastel. A laser speckle method for measuring displacement field. Application to resistance heating tensile test on steel. *App Mech Mater*, 24-25 :135–140, 2010.
- [PBP04] E.M. Parsons, M.C. Boyce, and D.M. Parks. An experimental investigation of the large-strain tensile behavior of neat and rubber-toughened polycarbonate. *Polymer*, 45 :2665–2684, 2004.
- [PBPW05] E.M. Parsons, M.C. Boyce, D.M. Parks, and M. Weinberg. Three-dimensional large-strain tensile deformation of neat and calcium carbonate-filled high-density polyethylene. *Polymer*, 46(7) :2257–2265, 2005.
- [PCCH02] J.-N. Périé, S. Calloch, C. Cluzel, and F. Hild. Analysis of a multiaxial test on a C/C composite by using digital image correlation and a damage model. *Exp Mech*, 42 :318–328, 2002.
- [Per85] K. Perlin. An image synthesizer. In *Proceedings of the SIGGRAPH 85 Conference*, San Francisco, California, USA, 1985.
- [PG12] F. Pierron and M. Grédiac. *The Virtual Fields Method. Extracting Constitutive Mechanical Parameters from Full-field Deformation Measurements*. Springer, 2012.
- [PHB<sup>+</sup>07] E.A. Patterson, E. Hack, P. Brailly, R.L. Burguete, Q. Saleem, T. Siebert, R.A. Tomlinson, and M.P. Whelan. Calibration and evaluation of optical

- 
- systems for full-field strain measurement. *Opt Laser Eng*, 45(5) :550–564, 2007.
- [PLRH09] J.-N. Périé, H. Leclerc, S. Roux, and F. Hild. Digital image correlation and biaxial test on composite material for anisotropic damage law identification. *Int J Solids Struct*, 46(11-12) :2388–2396, june 2009.
- [PLX10] B. Pan, Z. Lu, and H. Xie. Mean intensity gradient : An effective global parameter for quality assessment of the speckle patterns used in digital image correlation. *Opt Laser Eng*, 48(4) :469–477, 2010.
- [PP06] B. Pradhan and S.K. Panda. Effect of material anisotropy and curing stresses on interface delamination propagation characteristics in multiply laminated FRP composites. *J eng mater technol*, 128(3) :383–392, 2006.
- [PP12] J.-C. Passieux and J.-N. Périé. High resolution digital image correlation using proper generalized decomposition : PGD-DIC. *Int J Numerical Methods Eng*, 92(6) :531–550, november 2012.
- [PPBG00] K. Peters, P. Pattis, J. Botsis, and P. Giaccari. Experimental verification of response of embedded optical fiber Bragg grating sensors in non-homogeneous strain fields. *Opt Laser Eng*, 33(2) :107–119, 2000.
- [PPL05] M. Puyo-Pain and J. Lamon. Determination of elastic moduli and Poisson coefficient of thin silicon-based joint using digital image correlation. In *Proceedings of the 29th International Conference on advanced Ceramics and Composites*, Cocoa Beach, Florida, USA, 2005.
- [PQXA09] B. Pan, K. Qian, H. Xie, and A. Asundi. Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement : a review. *Meas Sci Technol*, 20(6) :062001, 2009.
- [PR82] W.H. Peters and W.F. Ranson. Digital imaging techniques in experimental stress analysis. *Opt Eng*, 21(3) :213427, 1982.
- [PSB<sup>+</sup>01] K. Peters, M. Studer, J. Botsis, A. Iocco, H. Limberger, and R. Salathé. Embedded optical fiber Bragg grating sensor in a nonuniform strain field : Measurements and simulations. *Exp Mech*, 41 :19–28, 2001.
- [PSG<sup>+</sup>04] S. Pal, T. Sun, K.T.V. Grattan, S.A. Wade, S.F. Collins, G.W. Baxter, B. Dussardier, and G. Monnom. Non-linear temperature dependence of Bragg gratings written in different fibres, optimised for sensor applications over a wide range of temperatures. *Sensor Actuat A-Phys*, 112(2-3) :211–219, 2004.
- [PST11] F. Pierron, M. Sutton, and V. Tiwari. Ultra high speed DIC and virtual fields method analysis of a three point bending impact test on an aluminium bar. *Exp Mech*, 51 :537–563, 2011.
- [PTV11] T. Pottier, F. Toussaint, and P. Vacher. Contribution of heterogeneous strain field measurements and boundary conditions modelling in inverse identification of material parameters. *Eur J Mech - A / Solids*, 30(3) :373–382, 2011.
- [PVT<sup>+</sup>12] T. Pottier, P. Vacher, F. Toussaint, H. Louche, and T. Coudert. Out-of-plane testing procedure for inverse identification purpose : Application in sheet metal plasticity. *Exp Mech*, 52 :951–963, 2012.

- 
- [PYWT13] B. Pan, L. Yu, D. Wu, and L. Tang. Systematic errors in two-dimensional digital image correlation due to lens distortion. *Opt Laser Eng*, 51(2) :140–147, 2013.
- [Pér10] J.-N. Périé. Images numériques et mécanique des matériaux composites et des tissus biologiques, Juillet 2010. Manuscrit d’HDR.
- [Rao97] Y.J. Rao. In-fibre Bragg grating sensors. *Meas Sci Technol*, 8(4) :355, 1997.
- [Ras99] P.K. Rastogi, editor. *Photomechanics*. Springer Verlag, Berlin, Germany, 1999. ISBN 3-540-65990-0.
- [RESC10] J. Réthoré, T. Elguedj, P. Simon, and M. Coret. On the use of NURBS functions for displacement derivatives measurement by digital image correlation. *Exp Mech*, 50 :1099–1116, 2010.
- [Reu11] P. Reu. Experimental and numerical methods for exact subpixel shifting. *Exp Mech*, 51 :443–452, 2011.
- [RGMC05] J. Réthoré, A. Gravouil, F. Morestin, and A. Combescure. Estimation of mixed-mode stress intensity factors using digital image correlation and an interaction integral. *Int J Fract*, 132 :65–79, 2005.
- [RH02] S. Roux and Y. Hild, F. and Berthaud. Correlation image velocimetry : A spectral approach. *Appl Opt*, 41(1) :108–115, Jan 2002.
- [RH06] S. Roux and F. Hild. Stress intensity factor measurements from digital image correlation : post-processing and integrated approaches. *Int J Fracture*, 140 :141–157, 2006.
- [RHR08] J. Réthoré, F. Hild, and S. Roux. Extended digital image correlation with crack shape optimization. *Int J Num Methods Eng*, 73(2) :248–272, 2008.
- [RM08] P.L. Reu and T.J. Miller. The application of high-speed digital image correlation. *J Strain Anal Eng*, 43(8) :673–688, 2008.
- [RME<sup>+</sup>13] J. Réthoré, Muhibullah, T. Elguedj, M. Coret, P. Chaudet, and A. Combescure. Robust identification of elasto-plastic constitutive law parameters from digital images using 3D kinematics. *Int J Solids Struct*, 50(1) :73–85, 2013.
- [RRH09] S. Roux, J. Réthoré, and F. Hild. Digital image correlation and fracture : an advanced technique for estimating stress intensity factors of 2D and 3D cracks. *J Phys D : Appl Phys*, 42(21) :214004, 2009.
- [RSS<sup>+</sup>11] A. Rohatgi, E.V. Stephens, A. Soulami, R.W. Davies, and M.T. Smith. Experimental characterization of sheet metal deformation during electro-hydraulic forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(11) :1824–1833, 2011.
- [RTR<sup>+</sup>08] J. Réthoré, J.-P. Tinnes, S. Roux, J.-Y. Buffière, and F. Hild. Extended three-dimensional digital image correlation (X3D-DIC). *CR Mécanique*, 336(8) :643–649, 2008.
- [RTTB<sup>+</sup>11] S. Roux, T. Taillandier-Thomas, A. Bouterf, H. Leclerc, T.F. Morgeneyer, and F. Hild. Digital volume correlation from tomographic images : Results and challenges. In *invited conference at the IUTAM Symposium on Advances of Optical Methods in Experimental Mechanics*, Cachan, France, 2011.

- 
- [Rét10] J. Réthoré. A fully integrated noise robust strategy for the identification of constitutive laws from digital images. *Int J Numer Meth Eng*, 84(6) :631–660, 2010.
- [SBL<sup>+</sup>12] F. Setti, R. Bini, M. Lunardelli, P. Bosetti, S. Bruschi, and M.D. Cecco. Shape measurement system for single point incremental forming (SPIF) manufactures by using trinocular vision and random pattern. *Meas Sci Technol*, 23(11) :115402, 2012.
- [SBR02] T.S. Smith, B.K. Bay, and M.M. Rashid. Digital volume correlation including rotational degrees of freedom during minimization. *Exp Mech*, 42(3) :272–278, September 2002.
- [SBS00] H.W. Schreier, J. Braasch, and M.A. Sutton. Systematic errors in digital image correlation caused by intensity interpolation. *Opt Eng*, 39(11) :2915–2921, 2000.
- [SG03] M. Shaopeng and J. Guanchang. Digital speckle correlation method improved by genetic algorithm. *Acta mechanica solida sinica*, 16(4) :366–373, 2003.
- [SGB06] L. Sorensen, T. Gmür, and J. Botsis. Residual strain development in an AS4/PPS thermoplastic composite measured using fibre Bragg grating sensors. *Compos Part A-Appl S*, 37(2) :270–281, 2006.
- [SGV11] D. Spera, K. Genovese, and A. Voloshin. Application of stereo-digital image correlation to full-field 3-D deformation measurement of intervertebral disc. *Strain*, 47(s1) :572–587, 2011.
- [SKK09] S.K. Sharma, G.D. Ko, and K.J. Kang. High temperature creep and tensile properties of alumina formed on fccalloy foils doped with yttrium. *J Eur Ceram Soc*, 29(3) :355–362, 2009.
- [SLCL97] M. Song, S.B. Lee, S.S. Choi, and B. Lee. Simultaneous measurement of temperature and strain using two fiber Bragg gratings embedded in a glass tube. *Opt Fiber Technol*, 3 :194–196, 1997.
- [SLG<sup>+</sup>06] M.A. Sutton, N. Li, D. Garcia, N. Cornille, J.-J. Orteu, and S. McNeill. Metrology in a scanning electron microscope : theoretical developments and experimental validation. *Meas Sci Technol*, 17 :2613–2622, 2006.
- [SLS<sup>+</sup>07] W. Scrivens, Y. Luo, M. Sutton, S. Collette, M. Myrick, P. Miney, P. Colavita, A. Reynolds, and X. Li. Development of patterns for digital image correlation measurements at reduced length scales. *Exp Mech*, 47 :63–77, 2007.
- [SMHC00] M.A. Sutton, S.R. McNeill, J.D. Helm, and Y.J. Chao. Advances in Two-Dimensional and Three-Dimensional Computer Vision. In P.K. Rastogi, editor, *Photomechanics*, Topics in Applied Physics. Springer Verlag, Berlin, 2000.
- [SMJB88] M.A. Sutton, S.R. McNeill, J. Jang, and M. Babai. Effects of sub-pixel image restoration on digital correlation error. *Opt Eng*, 27(10) :870–877, 1988.
- [SO08] P. Sztetek and R. Olsson. Tensile stiffness distribution in impacted composite laminates determined by an inverse method. *Compos Part A-Appl S*, 39(8) :1282–1293, 2008.

- 
- [sof11] Vic-3D software. Correlated Solutions Inc., <http://www.correlatedsolutions.com/>, 2011.
- [Soh10] K.R. Sohn. Liquid sensors using refractive intensity at the end-face of a glass fiber connected to fiber-Bragg grating. *Sensor Actuat A-Phys*, 158(2) :193–197, 2010.
- [SOS09] M.A. Sutton, J.-J. Orteu, and H.W. Schreier. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements - Basic Concepts, Theory and Applications*. Springer, 2009. ISBN 978-0-387-78746-6.
- [SPWS05] Y. Sun, J.H.L. Pang, C.K. Wong, and F. Su. Finite element formulation for a digital image correlation method. *Applied Optics*, 44(34) :7357–7363, December 2005.
- [SS02] H.W. Schreier and M.A. Sutton. Systematic errors in digital image correlation due to undermatched subset shape functions. *Exp Mech*, 43(3) :303–311, 2002.
- [SSF12] M. Sjudahl, R.C. Siviour, and F. Forsberg. Digital volume correlation applied to compaction of granular materials. *Procedia IUTAM*, 4(0) :179–195, 2012. IUTAM Symposium on Full-field Measurements and Identification in Solid Mechanics, Cachan, France, 4-8 July 2011.
- [Sur05] Y. Surrel. Les techniques optiques de mesure de champ : essai de classification. *Instrumentation, Mesure, Métrologie*, 4(3-4) :11–42, 2005. Hermès-Lavoisier.
- [SVL<sup>+</sup>12] K. Spranghers, I. Vasilakos, D. Lecompte, H. Sol, and J. Vantomme. Full-field deformation measurements of aluminum plates under free air blast loading. *Exp Mech*, pages 1–14, 2012.
- [SW08] Jr. Sharpe and N. William, editors. *Springer Handbook of Experimental Solid Mechanics*. Springer, 2008. ISBN : 0-387-30877-6.
- [SWPM83] M.A. Sutton, W.J. Wolters, W.H. Peters, and S.R. McNiell. Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Image Vision Comput*, 1 :133–139, 1983.
- [SXV<sup>+</sup>11] A.M.R. Sousa, J. Xavier, M. Vaz, J.J.L. Morais, and V.M.J. Filipe. Cross-correlation and differential technique combination to determine displacement fields. *Strain*, 47 :87–98, 2011.
- [SYT<sup>+</sup>08] M.A. Sutton, J.H. Yan, V. Tiwari, H.W. Schreier, and J.-J. Orteu. The effect of out-of-plane motion on 2D and 3D digital image correlation measurements. *Opt Laser Eng*, 46(10) :746–757, 2008.
- [SZZB04] X. Shu, D. Zhao, L. Zhang, and I. Bennion. Use of dual-grating sensors formed by different types of fiber Bragg gratings for simultaneous temperature and strain measurements. *Appl Opt*, 43 :2006–2012, 2004.
- [TGPLH12] V. Tuninetti, G. Gilles, V. Péron-Lühns, and A.M. Habraken. Compression test for metal characterization using digital image correlation and inverse modeling. *Procedia IUTAM*, 4(0) :206–214, 2012. IUTAM Symposium on Full-field Measurements and Identification in Solid Mechanics, Cachan, France, 4-8 July 2011.

- 
- [TMHF00] B. Triggs, P.F. McLauchlan, R.I. Hartley, and A.W. Fitzgibbon. Bundle adjustment – a modern synthesis. In *ICCV'99 : proceedings of the international workshop on vision algorithms*. Springer, London, UK, pages 298–372, 2000.
- [Ton97] W. Tong. Detection of plastic deformation patterns in a binary aluminum alloy. *Exp Mech*, 37(4) :452–459, December 1997.
- [Tri10] S. Triollet. *Développement de capteurs à fibre optique à base de réseaux de Bragg de courtes et longues périodes : application à la mesure discriminée de température et de déformation*. PhD thesis, Université Jean Monet de Saint-Étienne, décembre 2010.
- [TSM07] V. Tiwari, M. Sutton, and S. McNeill. Assessment of high speed imaging systems for 2D and 3D deformation measurements : Methodology development and validation. *Exp Mech*, 47 :561–579, 2007. 10.1007/s11340-006-9011-y.
- [TTC99] L. Tang, X. Tao, and C.I. Choy. Effectiveness and optimization of fiber Bragg grating sensor as embedded strain sensor. *Smart Mater Struct*, 8(1) :154, 1999.
- [TZHT10] H. Tao, P.D. Zavattieri, Jr. Hector, L.G., and W. Tong. Mode I fracture at spot welds in dual-phase steel : An application of reverse digital image correlation. *Exp Mech*, 50 :1199–1212, 2010.
- [US11] E. Udd and W.B. Spillman, editors. *Fiber Optic Sensors : An Introduction for Engineers and Scientists, 2nd Edition*. Wiley, 2011. 978-0-470-12684-4.
- [Vac04] S. Vacher. *Capteurs à fibres optiques pour le contrôle de l'élaboration et la caractérisation mécanique des matériaux composites*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, Université Jean Monet de Saint-Étienne, 2004.
- [VDMMT99] P. Vacher, S. Dumoulin, F. Morestin, and S. Mguil-Touchal. Bidimensional strain measurement using digital images. *J. Mech. Eng. Sci. C*, 213 :811–817, 1999.
- [VGB<sup>+</sup>09] I. Vasilakos, J. Gu, B. Belkassen, H. Sol, J. Verbert, and J.R. Duflou. Investigation of deformation phenomena in SPIF using an in-process DIC technique. *Key Eng Mater*, 410-411 :401–409, 2009.
- [VHA99] P. Vacher, A. Haddad, and R. Arrieux. Determination of the forming limit diagrams using image analysis by the correlation method. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 48(1) :227 – 230, 1999.
- [VLDWD10] E. Voet, G. Luyckx, W. De Waele, and J. Degrieck. Multi-axial strain transfer from laminated cfrp composites to embedded bragg sensor : Ii. experimental validation. *Smart Mater Struct*, 19(10) :105018, 2010.
- [Vs10] Vic-2D software. Correlated Solutions Inc., <http://www.correlatedsolutions.com/>, 2010.
- [VSG<sup>+</sup>06] P. Vialettes, J.-M. Siguier, P. Guigue, M. Karama, S. Mistou, O. Dalverny, S. Granier, and F. Petitjean. Experimental and numerical simulation of super-pressure balloon apex section : Mechanical behavior in realistic flight conditions. *Advances in Space Research*, 37(11) :2082–2086, 2006.



- 
- [VVG<sup>+</sup>10] H. Vanhove, J. Verbert, J. Gu, I. Vasilakos, and J.R. Dufflou. An experimental study of twist phenomena in single point incremental forming. *Int J Mater Form*, 3 :975–978, 2010.
- [VVLG09] S. Vanlanduit, J. Vanherzeele, R. Longo, and P. Guillaume. A digital image correlation method for fatigue test experiments. *Opt Laser Eng*, 47(3-4) :371–378, 2009.
- [VvRH04] E. Verhulp, B. van Rietbergen, and R. Huiskes. A three-dimensional digital image correlation technique for strain measurements in microstructures. *J Biomech*, 37 :1313–1320, 2004.
- [Wat99] B. Wattrisse. *Étude cinématique des phénomènes de localisation dans des aciers par intercorrélacion d’image*. PhD thesis, Université de Montpellier II, France, 1999.
- [WC02] Y. Wang and A.M. Cuitiño. Full-field measurements of heterogeneous deformation patterns on polymeric foams using digital image correlation. *Int J Solids Struct*, 39 :3777–3796, June 2002.
- [WCC11] T. Wu, M. Coret, and A. Combescure. Strain localisation and damage measurement by full 3D digital image correlation : Application to 15-5PH stainless steel. *Strain*, 47(1) :49–61, 2011.
- [WCHA03] C.C.B. Wang, N.O. Chahine, C.T. Hung, and G.A. Ateshian. Optical determination of anisotropic material properties of bovine articular cartilage in compression. *Journal of Biomechanics*, 36 :339–353, March 2003.
- [WCMNG01] B. Wattrisse, A. Chrysochoos, J.-M. Muracciole, and M. Némoz-Gaillard. Analysis of strain localization during tensile tests by digital image correlation. *Exp Mech*, 41(1) :29–39, 2001.
- [WHK<sup>+</sup>08] Y. Wang, B. Han, D. Kim, A. Bar-Cohen, and P. Joseph. Integrated measurement technique for curing process-dependent mechanical properties of polymeric materials using fiber Bragg grating. *Exp Mech*, 48 :107–117, 2008.
- [WLC<sup>+</sup>12] Y. Wang, P. Lava, S. Coppieters, M. De Strycker, P. Van Houtte, and D. Debruyne. Investigation of the uncertainty of DIC under heterogeneous strain states with numerical tests. *Strain*, 48(6) :453–462, 2012.
- [WSBS09] Y.Q. Wang, M.A. Sutton, H.A. Bruck, and H.W. Schreier. Quantitative error assessment in pattern matching : Effects of intensity pattern noise, interpolation, strain and image contrast on motion measurements. *Strain*, 45 :160–178, 2009.
- [WSG96] C. Williams, J. Summerscales, and S. Grove. Resin infusion under flexible tooling (RIFT) : a review. *CPA*, 27(7) :517–524, 1996.
- [WSK<sup>+</sup>11] Y.-Q. Wang, M. Sutton, X.-D. Ke, H. Schreier, P. Reu, and T. Miller. On error assessment in stereo-based deformation measurements. *Exp Mech*, 51 :405–422, 2011.
- [WTMV11] M. Waris, B. Tortech, E. Marin, and A. Vautrin. Monitoring RTM process by optical fiber sensor. In *Proceedings of the 18th International Conference on Composite Materials (ICCM18)*, Jeju, Korea, 2011.

- 
- [XARD94] M.G. Xu, J.L. Archambault, L. Reeckie, and J.P. Dakin. Discrimination between strain and temperature effects using dual-wavelength fibre grating sensors. *Elec Lett*, 30(13) :1085–1087, 1994.
- [XdJP12] J. Xavier, J.J.L. de Jesus, A.M.P. and Morais, and J.M.T. Pinto. Stereovision measurements on evaluating the modulus of elasticity of wood by compression tests parallel to the grain. *Construction and Building Materials*, 26(1) :207–215, 2012.
- [XSL08] Z.H. Xu, M.A. Sutton, and X. Li. Mapping nanoscale wear field by combined atomic force microscopy and digital image correlation techniques. *Acta Mater*, 56(20) :6304–6309, 2008.
- [YKH10] Y. Ya’akobovitz, S. Krylov, and Y. Hanein. Nanoscale displacement measurement of electrostatically actuated micro-devices using optical microscopy and digital image correlation. *Sensor Actuat A-Phys*, 162(1) :1–7, 2010.
- [YKI<sup>+</sup>07] S. Yoneyama, A. Kitagawa, S. Iwata, K. Tani, and H. Kikuta. Bridge deflection measurement using digital image correlation. *Exp Techn*, 31(1) :34–40, 2007.
- [YMT06] S. Yoneyama, Y. Morimoto, and M. Takashi. Automatic evaluation of mixed-mode stress intensity factors utilizing digital image correlation. *Strain*, 42 :21–29, 2006.
- [ZEA02] D. Zhang, C.D. Eggleton, and D.D. Arola. Evaluating the mechanical behavior of arterial tissue using digital image correlation. *Exp Mech*, 42(4) :409–416, December 2002.
- [ZG01] P. Zhou and K.E. Goodson. Subpixel displacement and deformation gradient measurement using digital image/speckle correlation (DISC). *Opt Eng*, 40(8) :1613–1620, 2001.
- [ZGLR10] I. Zidane, D. Guines, L. Léotoing, and E. Ragneau. Development of an in-plane biaxial test for forming limit curve (FLC) characterization of metallic sheets. *Meas Sci Technol*, 21(5) :055701, 2010.
- [Zit04] R. Zitoune. *Analyse des conditions d’usinage lors du perçage de structures composites fibres longues en carbone-époxy*. PhD thesis, Université Paul Sabatier – Toulouse 3 (France), 2004.
- [ZKW<sup>+</sup>06] Z.F. Zhang, Y.L. Kang, H.W. Wang, Q.H. Qin, Y. Qiu, and X.Q. Li. A novel coarse-fine search scheme for digital image correlation method. *Measurement*, 39(8) :710–718, 2006.
- [ZL04] Y. Zhao and Y. Liao. Discrimination methods and demodulation techniques for fiber Bragg grating sensors. *Opt Laser Eng*, 41 :1–18, 2004.
- [ZXL<sup>+</sup>04] J. Zhang, C. Xiong, H. Li, M. Li, J. Wang, and J. Fang. Damage and fracture evaluation of granular composite materials by digital image correlation method. *Acta Mechanica Sinica*, 20(4) :408–417, 2004.
- [ZZP<sup>+</sup>12] J.Q. Zhao, P. Zeng, B. Pan, L.P. Lei, H.F. Du, W.B. He, Y. Liu, and Y.J. Xu. Improved hermite finite element smoothing method for full-field strain measurement over arbitrary region of interest in digital image correlation. *Opt Laser Eng*, 50(11) :1662–1671, 2012.

---

Troisième partie

Sélection de publications



Thème 1 – Axe 1 : corrélation d’images et caractérisation métrologique

[9] M. Bornert, F. Brémand, P. Doumalin, J.-C. Dupré, M. Fazzini, M. Grédiac, F. Hild, S. Mistou, J. Molimard, J.-J. Orteu, L. Robert, Y. Surrel, P. Vacher, B. Wattrisse, *Assessment of Digital Image Correlation measurement errors : methodology and results*, *Exp Mech* 49(3), p. 353–370 (2009)

Thème 1 – Axes 1 et 2 : caractérisation métrologique et analyse du comportement des matériaux

[7] L. Robert, F. Nazaret, J.-J. Orteu, T. Cutard, *Use of 3-D Digital Image Correlation to characterize the mechanical behavior of a Fiber Reinforced Refractory Castable*, *Exp Mech* 47(6), p. 761–773 (2007)

[19] G. Dusserre, F. Nazaret, L. Robert, T. Cutard, *Applicability of image correlation techniques to characterize asymmetric refractory creep during bending tests*, *J Eur Ceram Soc* 33(2), p. 221–231 (2013)

Thème 1 – Axe 2 : caractérisation du comportement des matériaux

[16] T. Ben Mbarek, L. Robert, F. Hugot, J.-J. Orteu, *Mechanical behavior of Wood Plastic Composites investigated by 3-D Digital Image Correlation*, *J Compos Mater* 45, p. 2751–2764 (2011)

Thème 1 – Axe 3 : identification de paramètres constitutifs à partir d’essais hétérogènes et de mesures par corrélation d’images

[17] L. Robert, V. Velay, N. Decultot, S. Ramde, *Identification of hardening parameters using finite element models and full-field measurements : some case studies*, *J Strain Anal Eng* 47(1), p. 3–17 (2012)

[55] C. David, L. Robert, J.-C. Passieux, J.-N. Périé, *Local/Global FEMU identification of mechanical parameters*, Joint International Conference of ISEM-ACEM-SEM-7th ISEM’12, Taipei, Taiwan (nov. 2012)

Thème 2 – Axe 1 : capteurs à fibre optique de température et de déformation pour les procédés composites

[14] S. Triollet, L. Robert, E. Marin, Y. Ouerdane, *Discriminated measures of strain and temperature in metallic specimen with embedded superimposed long and short fibre Bragg gratings*, Meas Sci Technol 22(1) 015202 (2011)

[18] E. Marin, L. Robert, S. Triollet, Y. Ouerdane, *Liquid Resin Infusion process monitoring with superimposed Fibre Bragg Grating sensor*, Polym Test 31(8), p. 1045–1052 (2012)





## Résumé

L'expérience en mécanique permet tout d'abord l'observation, la compréhension des phénomènes, puis la mise en place éventuelle de modèles. Ces modèles nécessitent des données d'entrée expérimentales (paramètres) puis des validations. In fine les produits issus des prédictions / dimensionnement via les modèles sont aussi testés. Dans ce cadre, les méthodes optiques pour la caractérisation des matériaux et des structures (photomécanique) sont d'un grand intérêt. Les travaux présentés dans ce mémoire se situent dans ce périmètre, suivant les deux principaux thèmes de recherche que j'ai développés : (A) les mesures de champs par méthodes de corrélation d'images et leur exploitation pour l'analyse du comportement et la caractérisation mécanique des matériaux, et (B) les capteurs à fibre optique pour le suivi des procédés de fabrication des composites (mesures confinées et sans accès visuel). La première partie du mémoire présente mon dossier personnel résumant mes activités générales en temps qu'enseignant-chercheur à l'École des Mines d'Albi. La deuxième partie présente mon dossier de recherche, articulée autour de ces deux thèmes. Le premier thème se décompose suivant trois axes majeurs : (A1) les mesures de champs cinématiques par corrélation d'images et leur caractérisation métrologique, (A2) la caractérisation du comportement de matériaux à l'aide de mesures par corrélation d'images, et (A3) l'identification inverse de paramètres constitutifs à partir d'essais statiquement indéterminés et de mesures par corrélation d'images. Le second thème se décompose suivant deux axes majeurs : (B1) la mesure de température et de déformations par capteur à fibre optique à réseaux de Bragg appliquées au suivi de procédé d'élaboration de composites, et (B2) la mesure du degré d'avancement par réfractomètre de Fresnel. Le mémoire se clôture par un bilan général et quelques perspectives de recherche.

Mots-clés : photomécanique, corrélation d'images, caractérisation mécanique des matériaux, capteur à fibre optique, FBG

---

## Abstract

The experiment in mechanics provides first observation, understanding the phenomena and the possible establishment of models. These models require experimental input data (parameters) and validations. Ultimately products from predictions / dimensioning are also tested. In this context, optical methods for the characterization of materials and structures (photomechanics) are of great interest. The work presented in this thesis falls within this scope and emphasizes the two main themes of research I developed : (A) full-field measurements by digital image correlation (DIC) and its use for the behavior analysis and the mechanical characterization of materials, and (B) optical fiber sensors for monitoring composite manufacturing processes (in the case of restricted measurements without visual access). The first part of the thesis presents my personal file summarizing my general activities as an assistant professor at the Ecole Mines Albi. The second part presents my research activities around these two themes. The first theme is divided in three main areas of research : (A1) full-field kinematic measurements by DIC and metrological characterization, (A2) characterization of materials behaviors using DIC measurements, and (A3) inverse identification of constitutive parameters from statically indeterminate tests and measurements by DIC. The second theme is divided in two main areas of research : (B1) the measurement of temperature and strains by fiber Bragg grating sensors applied to the monitoring of composite manufacturing processes, and (B2) the measurement of the conversion degree by Fresnel refractometer. The thesis ends with a general overview and some research perspectives.

Key-words : photomechanics, digital image correlation (DIC), mechanical characterization of materials, optical fiber sensors, FBG