



HAL
open science

Analyse des mécanismes d'endommagement dans les composites 3D C/C : mesures optiques des champs de déformation par corrélation d'image

Fabrice Tardif

► To cite this version:

Fabrice Tardif. Analyse des mécanismes d'endommagement dans les composites 3D C/C : mesures optiques des champs de déformation par corrélation d'image. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Bordeaux 1, 1998. Français. NNT : . tel-03624601

HAL Id: tel-03624601

<https://hal.science/tel-03624601v1>

Submitted on 30 Mar 2022

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.

N° d'ordre : 1979

THESE

PRESENTEE A

L'UNIVERSITE BORDEAUX I

ECOLE DOCTORALE DE SCIENCES PHYSIQUES

Par M. **Fabrice TARDIF**
Ingénieur de l'ENSIMEV

POUR OBTENIR LE GRADE DE

DOCTEUR

SPECIALITE : MECANIQUE

Analyse des mécanismes d'endommagement dans les composites 3D C/C
Mesures optiques des champs de déformation par corrélation d'image

Soutenue le 23 Novembre 1998.

Après avis de : MM

Y. REMOND
A. VAUTRIN

Rapporteurs

Devant la Commission d'examen formée de :
MM

X. AUBARD
Y. BERTHAUD
P. LADEVEZE
J. LAMON
R. NASLAIN

Examineurs

N° d'ordre : 1979

THESE

PRESENTEE A

L'UNIVERSITE BORDEAUX I

ECOLE DOCTORALE DE SCIENCES PHYSIQUES

Par M. **Fabrice TARDIF**
Ingénieur de l'ENSIMEV

POUR OBTENIR LE GRADE DE

DOCTEUR

SPECIALITE : MECANIQUE

Analyse des mécanismes d'endommagement dans les composites 3D C/C
Mesures optiques des champs de déformation par corrélation d'image

Soutenue le 23 Novembre 1998

Après avis de : MM

Y. REMOND
A. VAUTRIN

Rapporteurs

Devant la Commission d'examen formée de :
MM

X. AUBARD
Y. BERTHAUD
P. LADEVEZE
J. LAMON
R. NASLAIN

Examineurs

AVANT-PROPOS

J'aurais souhaité faire préfacier ce document par un grand écrivain ou une personnalité du showbiz, mais l'intérêt purement artistique qu'il suscite ne m'a pas permis de trouver d'amateur! Toujours est-il que ces quelques lignes, en guise d'avant-propos, sortent du contexte scientifique classique et auront l'avantage, je l'espère, d'être digestes et lisibles par tout le monde. Compte tenu de mes origines universitaires, je ne ferai pas l'affront à la communauté littéraire d'appeler cela un exercice de style, mais j'espère que cette prose, certes basique, saura rendre compte de la sincérité de mes propos, et apportera une petite touche personnelle à ce mémoire.

Bien entendu la lecture de cette préface ne conditionne pas la compréhension du mémoire, et en aucun cas je ne m'abaisserai ici à placer quelque allusion désobligeante, ou à susurrer des propos flagorneurs à l'égard de certains. Ces quelques lignes sont placées sous l'égide de la franchise, elles sont destinées à décrire mon environnement de travail et à évoquer quelques noms de personnes qui furent directement impliquées dans l'accomplissement de cette Thèse.

Ce travail de Thèse a été réalisé principalement au Laboratoire des Composites Thermo-Structuraux de Pessac (33) entre octobre 1995 et novembre 1998. Je tiens donc à remercier le Professeur Roger NASLAIN ainsi que M. Pierre LAMICQ pour m'avoir accueilli au LCTS et pour l'intérêt qu'ils ont su porter à mes travaux.

J'adresse mes sincères remerciements à M. Jacques LAMON pour avoir assuré la direction de ces travaux. Je vous remercie de m'avoir toujours fait confiance et soutenu dans mes orientations, et pour vous être généreusement porté garant en toute circonstance.

Je souhaite aussi exprimer ma profonde gratitude à tous les membres concernés de la Société Européenne de Propulsion (SEP), devenue récemment division de SNECMA, pour avoir accepté le financement de cette Thèse. Là encore, je tiens à souligner les efforts financiers qui m'ont été consentis en toute confiance et qui ont permis d'assurer à la fois mon propre financement et l'achat des divers matériels nécessaires à la mise au point du banc d'analyse optique.

Puisque j'en suis à parler de sous, je tiens à remercier les administrateurs successifs du LCTS, Messieurs Henri ZAWIERTA et Gil HOSTEIN, pour avoir su régler, avec patience, tous ces problèmes administratifs insolubles de prime abord, car je dois avouer que ma situation fut souvent hors normes!

Je voudrais à présent remercier très sincèrement M. Xavier AUBARD, Ingénieur SEP, pour avoir suivi mes travaux tout au long de ces trois années, et pour m'avoir guidé et conseillé dans mes orientations de recherche. Je n'oublierai pas non plus les efforts que tu as accompli pour me faciliter la tâche...

Au cours de ces trois années, j'ai effectué un séjour de 12 mois au Laboratoire de Mécanique et Technologie (LMT) de Cachan (94) en tant que scientifique du contingent. Je souhaite, à ce titre, adresser mes sincères remerciements au Professeur Pierre LADEVEZE, pour m'avoir accueilli au sein de son laboratoire et pour m'avoir accordé une attention toute particulière.

De même, je tiens à remercier tous les membres de ce laboratoire, pour leur accueil, leurs conseils et leur bonne humeur. Je souhaite remercier tout particulièrement M. Christophe CLUZEL pour son aide et ses précieux conseils. Et, bien sûr, Jean Noël PERIE, el chico de las chicas, merci pour ton aide, ton excellente compagnie et ton éternelle bonne humeur! (à bientôt pour de nouvelles cascades, en el mundo!)

J'exprime mes plus vifs remerciements à M. Yves BERTHAUD, du LMSGC de Champs-sur-marne (77), qui a grandement participé à la mise au point du dispositif expérimental de mesures optiques. Merci pour tes conseils et pour ton aide, je regrette seulement ton absence à ma soutenance, mais je comprends tout à fait que certains soucis restent primordiaux.

Enfin, je remercie les Professeurs Yves REMOND et Alain VAUTRIN pour avoir accepté d'être rapporteurs de ce travail, ainsi que tous les membres du jury.

Je vais maintenant m'attarder à décrire plus précisément mon environnement de travail, en espérant que les paragraphes précédents n'ont pas eu un effet soporifique sur le lecteur et que cette deuxième partie sera plus stimulante, car je vous rappelle qu'il vous reste encore un mémoire à ingurgiter!

L'accomplissement de ce travail a nécessité de longues heures passées sur le champ de bataille, autour de cette bonne vieille Instron, et c'est là qu'il faut évoquer mes fidèles compagnons de combat. Tout d'abord, Bruno HUMEZ, Monsieur Bruno, qui sait se montrer toujours disponible (peut-être même trop parfois) et dont la compétence et le savoir faire sont les richesses de ce pôle mécanique. Merci pour ton aide.

Font aussi partie du champ de bataille ces machines mystérieuses, couramment appelées mac, station ou PC, rythmées par le balayage incessant de leur tube cathodique et le cliquetis des claviers. Ces machines, absolument inexpressives et anti-naturelles, arrivent cependant à monopoliser l'attention de l'oeil humain de par leur incroyable puissance. Pour ma part, je crois m'être laissé parfois captiver et même dévorer, mais il doit cependant me manquer ce fameux gène HDC (Human Design for Computer) nécessaire à un épanouissement total dans un tel environnement (Patxi, rassure moi sur cette constatation!). Il faut toutefois noter la capacité certaine de ces montures indomptables à encaisser les éclats de voix et coups divers qui ont pu parfois m'échapper, suite à des sautes d'humeur de leur part. Ayant ainsi évoqué cette terrible jungle, au sein de laquelle nous évoluons tous, je rappelle ici la patience de Michel SAUX, notre Tarzan local, qui lutte en permanence pour la survie des espèces et la communication délicate entre individus de races différentes. Merci pour ton coup de main.

Au sein de ce microcosme, certes peu hostile mais malheureusement souvent morne et sans saveur, comment ne pas remarquer la présence de nos fidèles secrétaires, Mesdames Josette FORGET, Florence CROISER, Mademoiselle Cécile DUPOUY et le court passage de Marie. Je vous remercie de votre aide pratique mais surtout morale, car vous seules êtes capable d'apporter, par vos sourires généreux, ce soupçon d'exotisme qui permet d'égayer ce paysage où la gente masculine est beaucoup trop représentée.

J'en profite pour faire remarquer à mon environnement immédiat que la proportion féminine au sein des laboratoires mécano-physico-chimiques n'est pas en accord avec la population des personnes susceptibles d'y être admis, et c'est bien dommage!

La circonstance est favorable pour citer Magali, qui a effectué son stage de fin d'étude au LCTS, sur le thème des mesures optiques de déformation. Nous avons eu souvent l'occasion de travailler ensemble et je tiens à te remercier pour ton aide précieuse et ton excellente compagnie.

Aventurons nous maintenant dans les couloirs du LCTS où évoluent quelques thésards et stagiaires au milieu des permanents. Je ne citerai pas tout le monde, mais certains n'y échapperont pas. Manu, toi qui sait allier force et sagesse, fidèle compagnon de cascades, quand reviendras-tu du pays des cow-boys (où tu chevauches des Cadillac), afin que l'on puisse défier Jérôme, Thierry, Fred ou d'autres à la pala? Olivier, note l'effort effectué pour t'appeler par ton prénom et non par ton surnom, toi qui est l'incarnation parfaite du Pimble tel que le conçoit son maître fondateur, peut-être reviendras-tu un jour du pays du soleil levant? Mon ancien voisin, devenu autrichien, j'espère que je ne t'ai pas trop terrorisé par mes effluves sonores. Je te rappelle Jérôme que tu ne m'as toujours pas présenté à ton équipe de basketteuses! Sophie, Jérôme(s), Cédric, Hervé, Choco, Hugues et les autres, vous pour qui la route est encore longue, tenez bon, et quant aux stagiaires passés, présents et futurs, vous qui contribuez, entre autres, à renouveler et dynamiser les conversations, merci et bonne route.

Enfin, j'ai une pensée pour tous mes proches, familles et amis, qui ont eux aussi contribué amplement à l'aboutissement de ces trois années...

Bonne lecture.

Fabrice

SOMMAIRE

CHAPITRE I : Présentation du composite 3D C/C objet de l'étude

| | |
|--|-----------|
| 1. Le Composite 3D C/C | 3 |
| 1.1. Les fibres de Carbone..... | 3 |
| 1.2. Architecture du renfort fibreux..... | 5 |
| 1.3. Taux de fibres..... | 7 |
| 1.4. Premier Traitement Haute Température (THT)..... | 7 |
| 1.5. Densification de la préforme (CVI)..... | 7 |
| 1.6. Deuxième Traitement Haute Température..... | 8 |
| 2. Propriétés des constituants | 10 |
| 2.1. Propriétés des fibres au sein du composite..... | 10 |
| 2.2. Propriétés de la matrice..... | 10 |
| 3. Influence des conditions de fabrication | 11 |
| 3.1. Endommagement initial et contraintes résiduelles..... | 11 |
| 3.2. Ondulation parasite des couches du stratifié..... | 13 |
| 3.2.1. Analyse quantitative de l'importance de l'ondulation..... | 15 |
| 3.2.2. Conséquences sur le comportement mécanique..... | 15 |
| 4. Aspect morphologique de l'endommagement des composites C/C | 16 |
| 4.1. Les micro et mini composites..... | 16 |
| 4.2. Les stratifiés à base de tissus..... | 20 |
| 4.3. Les stratifiés à base d'unidirectionnels..... | 24 |
| 5. La modélisation du comportement mécanique des composites C/C | 25 |
| 5.1. Approches microscopiques..... | 25 |
| 5.2. Approches macroscopiques et mésoscopiques..... | 26 |
| 5.3. Modélisation de la rupture..... | 28 |

CHAPITRE II : Dispositif de mesures optiques de déformation et applications

| | |
|---|----|
| 1. Bibliographie sur les méthodes optiques de mesure de déformation..... | 2 |
| 1.1. Rappels sur les mesures classiques de déformation..... | 2 |
| 1.2. Les méthodes de mesures optiques..... | 3 |
| 1.2.1. La photoélasticité..... | 3 |
| 1.2.2. L'holographie interférométrique..... | 4 |
| 1.2.3. La méthode des grilles..... | 4 |
| 1.2.4. La thermographie infrarouge..... | 6 |
| 1.2.5. Techniques d'intercorrélation d'image..... | 6 |
| 2. Principe du dispositif de mesure optique de déformation utilisé..... | 6 |
| 2.1. Détermination des déplacements..... | 8 |
| 2.1.1. Mesure du déplacement..... | 8 |
| 2.1.2. Optimisation de l'algorithme..... | 11 |
| 2.2. Détermination du champ de déformation..... | 13 |
| 2.2.1. Critères sélectifs de choix des points de mesure..... | 14 |
| 2.2.2. A propos d'une technique d'évaluation du champ de déformation..... | 16 |
| 2.2.3. Calcul des déformations en utilisant un logiciel de calcul EF..... | 16 |
| 3. Dispositif expérimental..... | 18 |
| 3.1. Essai de caractérisation mécanique..... | 18 |
| 3.2. Dispositif optique d'observation de la microstructure sous charge..... | 18 |
| 3.2.1. Objectif macro-photographique..... | 21 |
| 3.2.2. Microscope optique..... | 21 |
| 3.3. Dispositif d'acquisition d'image numérique..... | 23 |
| 3.4. Pilotage et saisie d'images expérimentales..... | 23 |
| 3.4.1. Mise au point automatique..... | 24 |
| 3.4.2. Principe de cartographie de l'éprouvette et saisie d'image..... | 26 |
| 3.5. Calculs des déformations..... | 28 |
| 3.5.1. Calculs des champs de déformation..... | 28 |
| 3.5.2. Histogramme des déformations..... | 30 |

| | |
|--|-----------|
| 4. Résultats et applications | 32 |
| 4.1. Originalité de la méthode..... | 32 |
| 4.2. Précision des mesures de déformation..... | 34 |
| 4.2.1. Facteurs influençant la qualité de l'image..... | 34 |
| 4.2.2. Evaluation de l'erreur systématique de mesure..... | 35 |
| 4.2.3. Validation sur un matériau homogène..... | 35 |
| 4.3. Caractérisation du matériau C/C dans la direction X..... | 37 |
| 4.3.1. Définition d'une géométrie d'éprouvette..... | 40 |
| 4.3.2. Mesures classiques de déformation..... | 42 |
| 4.3.3. Mesures optiques..... | 44 |
| 4.3.4. Résultats mécaniques..... | 44 |
| 4.4. Application à l'analyse de l'endommagement de divers matériaux..... | 46 |
| 4.4.1. Etude d'un matériau C/C d'empilement $90^{\circ}\pm 45^{\circ}$ | 46 |
| 4.4.2. Etude d'un composite Carbone/phénolique..... | 49 |

CHAPITRE III : Etude de l'influence de l'ondulation des plis sur le comportement mécanique d'un composite stratifié

| | |
|--|-----------|
| 1. Etude expérimentale | 2 |
| 1.1. Aspect morphologique..... | 3 |
| 1.2. Définition d'une géométrie d'éprouvette..... | 5 |
| 1.3. Procédure expérimentale..... | 7 |
| 1.3.1. Essai de caractérisation mécanique dans la direction Y..... | 9 |
| 1.3.2. Essai d'identification de l'endommagement..... | 11 |
| 1.3.3. Identification du comportement du matériau non ondulé..... | 17 |
| 1.4. Résultats de la caractérisation mécanique..... | 22 |
| 1.5. Observation des mécanismes de dégradation..... | 24 |
| 2. Limites de l'étude et hypothèses de calculs | 28 |
| 2.1. Limites de l'étude..... | 28 |
| 2.2. Synthèse bibliographique..... | 29 |
| 2.3. Hypothèses de calcul..... | 30 |

| | |
|---|----|
| 3. Définition et maillage de la cellule représentative..... | 32 |
| 3.1. Analyse morphologique du matériau..... | 32 |
| 3.2. Maillage de la cellule représentative..... | 33 |
| 3.2.1. Condition de stabilité de l'ensemble..... | 36 |
| 3.2.2. Conditions de non-pénétration des couches entre elles..... | 38 |
| 3.2.3. Conditions de périodicité et de symétrie dans la direction (Y)..... | 38 |
| 3.2.4. Déplacement aux bords de la cellule..... | 38 |
| 3.2.5. Conditions de périodicité dans la direction radiale du cylindre..... | 38 |
| 3.3. Validation des conditions limites imposées à la cellule..... | 40 |
| 4. Modélisation des phénomènes physiques de dégradation..... | 44 |
| 4.1. Comportement élastique de la cellule..... | 44 |
| 4.1.1. Influence des caractéristiques des plis sur la rigidité de la cellule..... | 48 |
| 4.1.2. Influence de la rigidité de l'interface sur la rigidité de la cellule..... | 48 |
| 4.1.3. Définition des modes d'endommagement retenus..... | 48 |
| 4.2. Modèle de dégradation de l'interface..... | 49 |
| 4.2.1. Description du modèle d'évolution utilisé..... | 49 |
| 4.2.2. Identification des paramètres du modèle..... | 52 |
| 4.3. Influence des paramètres d'ondulation sur le comportement du stratifié..... | 54 |

BIBLIOGRAPHIE

ANNEXES

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Les composites C/C présentent des propriétés mécaniques intéressantes pour un grand nombre d'applications. Les disques de frein, les cols de tuyère des propulseurs ou les soles de four constituent l'essentiel de la production de ces composites. Afin d'optimiser les rendements de ces composites ainsi que leur coût de fabrication, S.E.P (Division de SNECMA) développe une nouvelle génération de C/C qui diffère des précédentes par son architecture fibreuse.

Auparavant, la préforme était élaborée à partir de fibres de Polyacrylonitrile (PAN), précurseur du carbone. Ces fibres étant beaucoup plus souples que les fibres de carbone, les procédés de tissage en étaient simplifiés. La texture était ensuite portée à haute température, afin de transformer ces fibres de PAN en fibres de carbone. Cependant, les qualités mécaniques de ces fibres étaient inférieures à celles des fibres de carbone classiques. Par conséquent, l'industriel s'est orienté vers des préformes directement fabriquées à partir de fibres de carbone.

La présente étude a été réalisée au Laboratoire des Composite ThermoStructuraux (LCTS) de Pessac en collaboration avec le Laboratoire de Mécanique et Technologie (LMT) de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan. Elle a pour objectif de mieux comprendre les mécanismes de dégradation de ce nouveau composite C/C et de modéliser son comportement mécanique.

Le matériau objet de l'étude est un stratifié issu de préformes cylindriques. Il est composé de deux directions orthogonales de renfort, selon les axes méridien et circonférentiel du cylindre, et d'un renfort de fibres dans la direction radiale. Il appartient à la famille des composites stratifiés aiguilletés, dénommés 3D.

Il est maintenant bien connu que dans les composites, la microstructure détermine les modes d'endommagement et de rupture, et par conséquent les lois de comportement. L'objectif de cette Thèse était d'établir les relations de comportement mécanique axées sur le rôle des constituants élémentaires dans les matériaux C/C. Il s'agit donc, dans un premier temps, d'identifier les phénomènes physiques d'endommagement et de rupture à partir des constituants élémentaires, puis de représenter ces mécanismes afin de simuler le comportement mécanique du composite.

Une autre Thèse de doctorat, entreprise par J.N. Périé au LMT de Cachan [Périé, 99], a comme objectif la modélisation des strates élémentaires du stratifié en vue de modéliser à terme n'importe quelle séquence d'empilement. Ces deux études sont menées en étroite collaboration.

Le premier chapitre décrit les particularités du composite C/C de cette étude. Il présente notamment les caractéristiques des constituants, ainsi que l'architecture particulière. Deux particularités qui sont la courbure des strates, due à la forme cylindrique de la pièce, et l'ondulation selon la direction méridienne du cylindre auront un rôle essentiel lors de l'étude du comportement mécanique du matériau. En effet, tout désalignement des fibres par rapport à l'axe d'application de l'effort induit des contraintes parasites qui entraînent un endommagement du composite, inapte à subir ce genre de sollicitation.

Compte tenu des particularités de structure, l'étude du comportement mécanique de ce composite a rencontré des difficultés en raison, d'une part de la courbure des strates selon la circonférence du cylindre et d'autre part de l'ondulation des plis selon la direction méridienne qui influencent le comportement mécanique macroscopique du matériau. Il est donc impossible d'établir des liens immédiats entre les observations microscopiques et les mesures de déformation, car ces dernières sont très dispersées et ne sont représentatives ni de l'état de déformation à l'échelle des observations, ni de l'état de déformation à l'échelle macroscopique.

Il a donc été nécessaire de définir des éprouvettes spécifiques afin de pouvoir mesurer les déformations sur un volume représentatif du comportement macroscopique du matériau. Il s'est aussi avéré nécessaire de mettre au point une nouvelle technique de mesure des déformations afin d'évaluer les déformations à l'échelle des observations.

Le deuxième chapitre traite du développement d'un outil de mesure fiable des déformations à l'échelle des observations. Il est fondé sur le principe de la mesure optique des déformations et il permet d'évaluer un champ de déformations locales à partir d'une photographie numérique de

la microstructure. Cet outil permet d'établir une corrélation directe entre les mécanismes de fissuration observés au sein de la microstructure et l'état de déformation associé. L'étude des déformations au sein de structures complexes telles qu'une éprouvette présentant une courbure de strate est alors envisageable. La validité des mesures a été vérifiée sur un matériau homogène, et la technique a été utilisée sur d'autres matériaux.

Enfin, le troisième chapitre examine l'influence de l'ondulation des plis sur le comportement macroscopique. Les essais mécaniques montrent que l'ondulation des plis induit une baisse de la rigidité du composite et favorise l'endommagement. A partir de l'analyse des mécanismes de fissuration, une cellule de calculs par éléments finis comprenant une ondulation permet de simuler le comportement macroscopique du matériau. Ce calcul utilise un modèle de comportement, destiné à représenter un délaminage, dont les paramètres sont identifiés par confrontation des calculs avec les mesures optiques. L'analyse a permis de dégager quelques tendances de comportement à l'échelle macroscopique en fonction des ondulations.

CHAPITRE I

Présentation du composite 3D C/C objet de l'étude

CHAPITRE I : Présentation du composite 3D C/C objet de l'étude

| | |
|--|----|
| 1. Le Composite 3D C/C..... | 3 |
| 1.1. Les fibres de Carbone..... | 3 |
| 1.2. Architecture du renfort fibreux..... | 5 |
| 1.3. Taux de fibres..... | 7 |
| 1.4. Premier Traitement Haute Température (THT)..... | 7 |
| 1.5. Densification de la préforme (CVI)..... | 7 |
| 1.6. Deuxième Traitement Haute Température..... | 8 |
| 2. Propriétés des constituants..... | 10 |
| 2.1. Propriétés des fibres au sein du composite..... | 10 |
| 2.2. Propriétés de la matrice..... | 10 |
| 3. Influence des conditions de fabrication..... | 11 |
| 3.1. Endommagement initial et contraintes résiduelles..... | 11 |
| 3.2. Ondulation parasite des couches du stratifié..... | 13 |
| 3.2.1. Analyse quantitative de l'importance de l'ondulation..... | 15 |
| 3.2.2. Conséquences sur le comportement mécanique..... | 15 |
| 4. Aspect morphologique de l'endommagement des composites C/C..... | 16 |
| 4.1. Les micro et mini composites..... | 16 |
| 4.2. Les stratifiés à base de tissus..... | 20 |
| 4.3. Les stratifiés à base d'unidirectionnels..... | 24 |
| 5. La modélisation du comportement mécanique des composites C/C..... | 25 |
| 5.1. Approches microscopiques..... | 25 |
| 5.2. Approches macroscopiques et mésoscopiques..... | 26 |
| 5.3. Modélisation de la rupture..... | 28 |

Introduction

Les composites C/C appartiennent à la famille des composites thermostucturaux. Initialement réservés au domaine aéronautique et aérospatial, leur utilisation s'est étendue à d'autres secteurs (Automobile, Bio-mécanique...). Leurs principales qualités sont de conserver leurs propriétés mécaniques à très hautes températures et sous environnement agressif. Les composites Carbone / Carbone supportent des efforts mécaniques élevés jusqu'à des températures de l'ordre de 3000 °C (col de tuyère) et des dissipations d'énergie considérables par frottement (disques de frein utilisés en aéronautique et en compétition automobile). De plus, ils sont acceptés par l'organisme humain, et servent à la réalisation de prothèses articulaires, les tissus organiques se fixant sans difficulté à la texture en carbone et sans phénomène de rejet.

Les composites C/C s'inscrivent dans la catégorie des composites inverses, c'est à dire que les fibres ont une rigidité mécanique très supérieure à celle de la matrice. Cela induit des comportements mécaniques spécifiques comme l'indiquent les courbes de comportement résultantes (figure 1) [Quenisset, 88].

Dans ce chapitre, on ne s'attarde pas à faire un historique complet de l'apparition des composites C/C et de leur évolution dans le secteur industriel. Seules quelques références bibliographiques guideront le lecteur souhaitant davantage d'information. Nous présentons les matériaux C/C étudiés, les propriétés connues des constituants, ainsi que l'influence des conditions de fabrication sur l'état d'endommagement initial de ces matériaux. La dernière partie expose les travaux concernant les mécanismes d'endommagement des matériaux composites à matrice céramique et carbone et la modélisation de leur comportement mécanique.

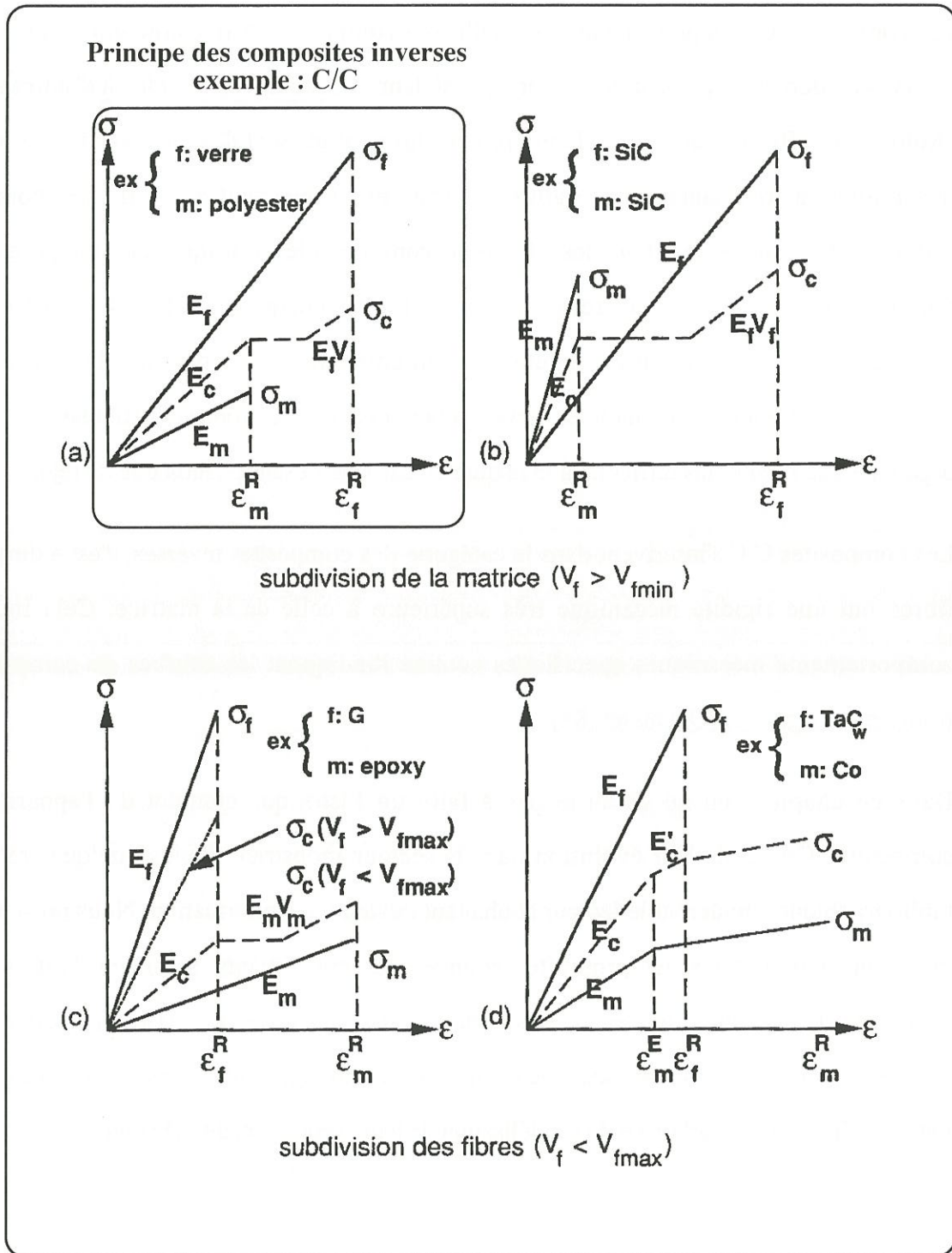


Figure 1 : Représentation schématique du comportement endommageable de matériaux composites unidirectionnels [Quenisset, 88]

(a), (b) $\epsilon_{R,m} < \epsilon_{R,f}$; (c), (d) $\epsilon_{R,m} > \epsilon_{R,f}$

1. Le Composite 3D C/C

1.1. Les fibres de Carbone

L'originalité de ce matériau par rapport aux générations précédentes concerne sa texture. Les fibres servant à la réalisation de la préforme sont initialement à l'état de carbone, et non pas un précurseur de celui-ci. En effet, la préforme des matériaux habituellement utilisés était réalisée à l'aide de fibres en PolyAcryloNitrile (PAN), qui étaient carbonisées une fois la préforme terminée, pour transformer ce précurseur en carbone. L'intérêt de cette procédure était d'utiliser les fils de PAN, très souple, lors des processus de tissage ou d'aiguilletage. La fabrication des préformes s'en trouvait simplifiée.

Les fibres de carbone utilisées pour la texture de notre matériau d'étude sont déjà à l'état de carbone, et sont issues du même type de précurseur, le PolyAcryloNitrile (PAN). A partir de ce précurseur, différents types de fibres ex-PAN ont vu le jour : les fibres à haut module (HM), les fibres hautes résistances (HT) et les fibres à grandes déformations (figure 2) [EDIE, 93]. La température finale du processus d'élaboration de la fibre ex-PAN est la variable pilote qui détermine le type de fibre (figure 3) [Legendre, 92]. Ce sont ces fibres qui sont les plus usitées dans l'industrie aérospatiale. Les fibres utilisées dans notre cas sont des fibres haute résistance (HT) ex-PAN. Elles sont relativement souples comparativement aux fibres à hauts modules, ce qui rend possible la réalisation de la préforme.

Ces fibres de carbone sont vendues sous forme de fils dans le commerce. A l'état brut, on parle de fil de fibres continues. Les caractéristiques mécaniques de ces fibres sont rassemblées dans le tableau suivant, selon les valeurs données par le fabricant :

| E_l (GPa) | σ_R (MPa) | ϵ_R (%) | α_l ($10^{-6}^{\circ}\text{C}^{-1}$) | α_t ($10^{-6}^{\circ}\text{C}^{-1}$) |
|-------------|------------------|------------------|---|---|
| 220 | 3500 | 1.5 | 0 | 10 |

Tableau 1 : Caractéristiques des fibres HT ex-PAN ; données fournisseur

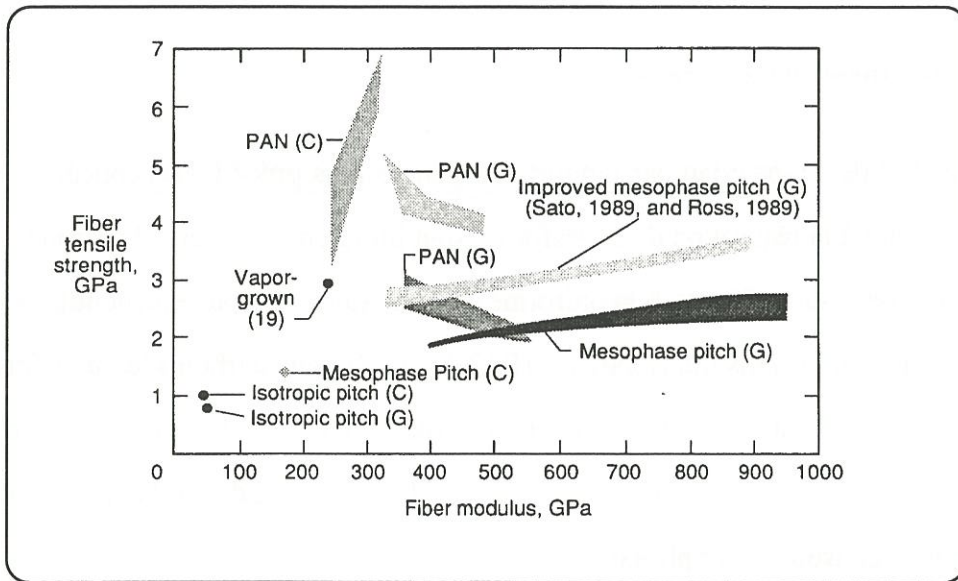


Figure 2 : Resistance en traction et module élastique de différents types de fibres de carbone [Edie, 93]

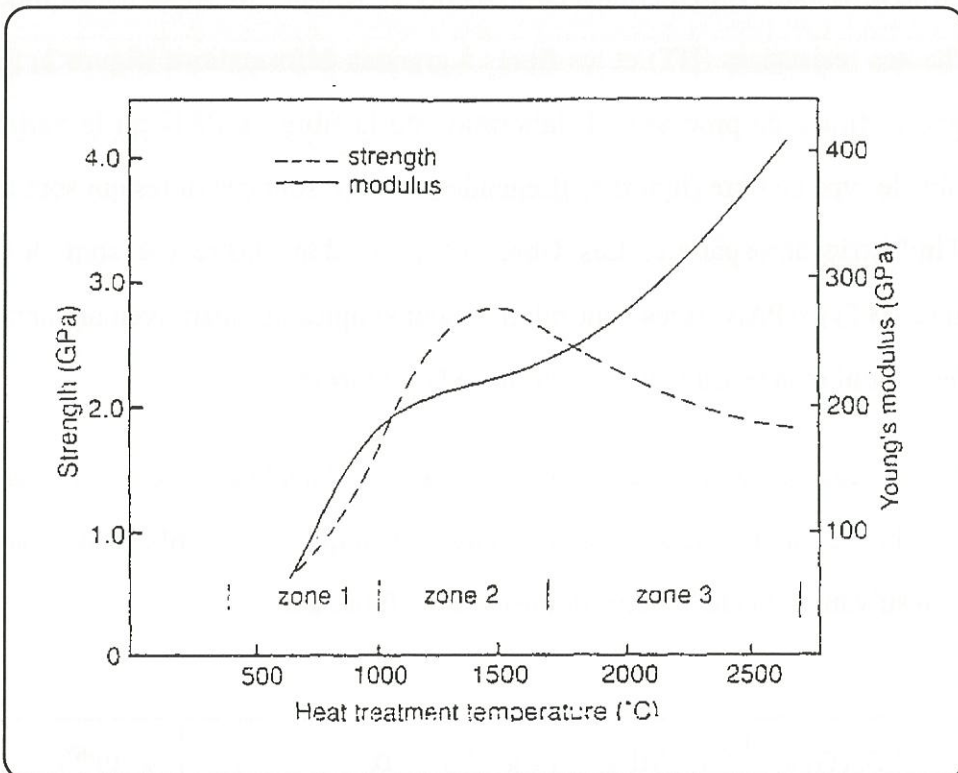


Figure 3 : Evolution du module d'Young et de la contrainte à rupture en fonction de la température de THT pour une fibre de carbone ex-Pan [Legendre, 1992]

Mais pour certaines utilisations, ces fibres de carbone sont craquées par étirage, puis un processus de filage permet de constituer des fils méchés. On parle alors de fils méchés constitués de fibres discontinues. Ces deux types de fils servent à la confection de la préforme.

1.2. Architecture du renfort fibreux

Note : Dans ce mémoire, le repère cylindrique utilisé est décrit à la figure 4. La direction X correspond à la direction circonférencielle, la direction Y à la direction méridienne et la direction Z à la direction radiale du cylindre.

Plusieurs types d'architectures fibreuses sont utilisés dans les composites suivant les performances recherchées. Nous ne traitons ici que des préformes axisymétriques de type stratifié qui constituent le matériau objet de l'étude. Deux matériaux très voisins sont étudiés : Matériau A et B. Les préformes sont constituées d'un empilement de plusieurs couches à renfort unidirectionnel. La séquence d'empilement étant $0^\circ - 90^\circ$, c'est à dire un renfort alternativement dans la direction circonférencielle (X) et dans la direction méridienne (Y) de la pièce.

Parmi ces couches, il existe les unidirectionnels constitués de fils de fibres continues, disposés dans la direction circonférencielle (X). Ces fils sont enroulés autour du cylindre par un procédé qui a la particularité de leur conférer une certaine tension tout au long de la réalisation de la préforme (figure 4 a).

L'autre direction de renfort est assurée par des unidirectionnels confectionnés à partir de fils méchés (fibres discontinues) et disposés dans la direction méridienne (Y) du cylindre. Cet unidirectionnel est enroulé en même temps que les fils continus. On note ici que les fils discontinus constituant la nappe Y ne sont pas tendus au cours de la réalisation de la préforme.

Enfin, dans le but de limiter le délaminage entre les couches auquel ces matériaux sont très sensibles, un procédé d'aiguilletage entraîne une partie des fibres dans la direction normale aux couches. La longueur des faisceaux de fibres n'excède pas 10 mm (figure 4 c).

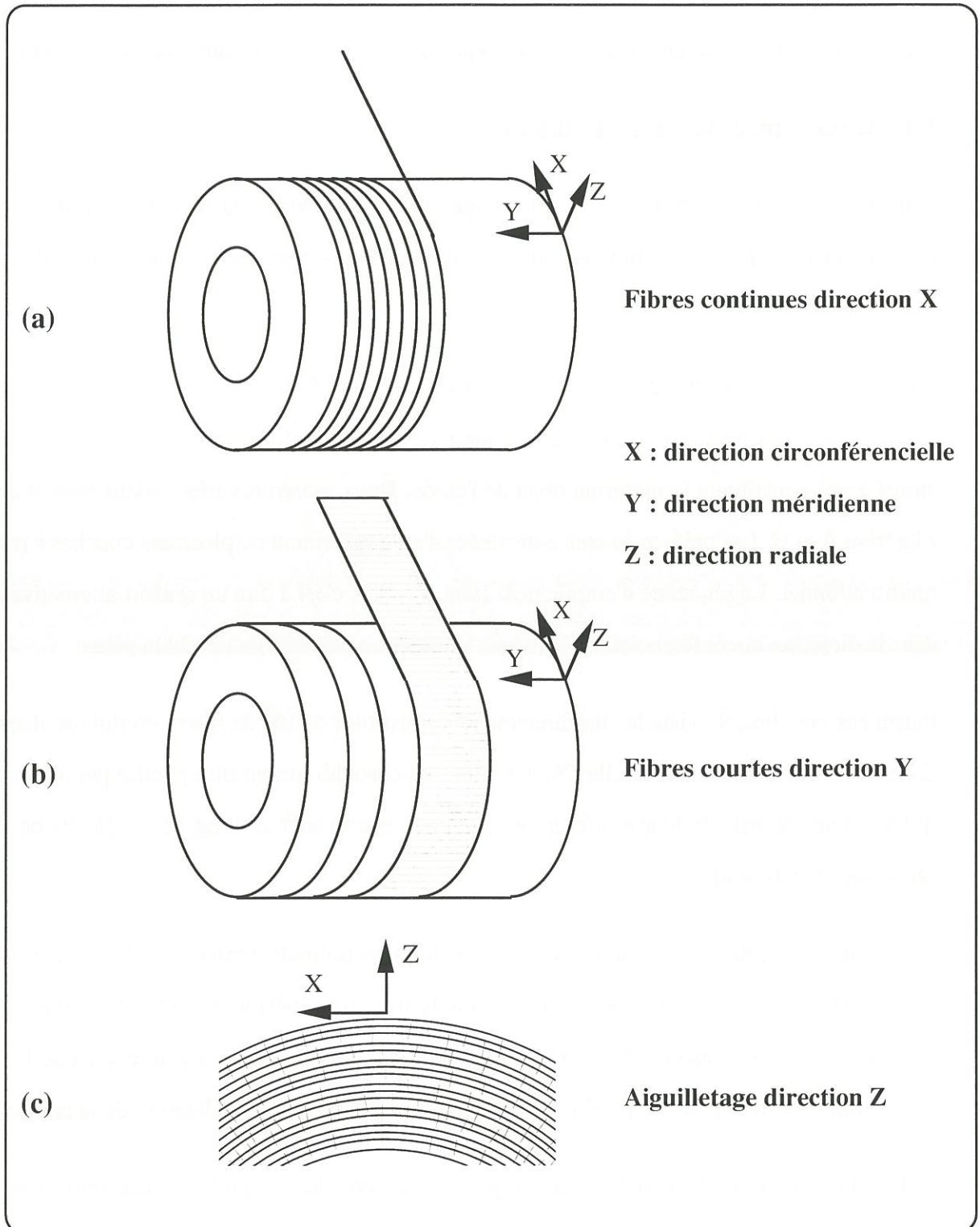


Figure 4 : Définition du repère cylindrique utilisé et principe d'élaboration de la texture

1.3. Taux de fibres

Selon des données du fournisseur, le taux de fibres global est évalué à 34 % du volume pour le matériau A, et à 36,5% du volume pour le matériau B. Le taux de fibre dans les directions X et Y est à peu près équivalent et compris entre 15 et 18 % du volume. Le taux de fibre en z est $\geq 1\%$ du volume pour le matériau A et compris entre 1,1 et 1,3 % du volume pour le matériau B.

1.4. Premier Traitement Haute Température (THT)

Une fois la préforme réalisée, la pièce subit un Traitement à Haute Température à THT1. Les caractéristiques thermomécaniques des fibres sont vraisemblablement modifiées par ce THT. Le tableau suivant expose quelques variations de propriété dues au THT :

| | d (μm) | E (GPa) | ϵ_R (%) | σ_R (MPa) |
|--------|---------------------|---------|------------------|------------------|
| A | 6,9 | 255 | 1,58 | 3992 |
| | (0,3)* | (36) | (0,22) | (630) |
| A-THT1 | 6,7 | 316 | 1,27 | 3995 |
| | (0,3) | (34) | (0,24) | (889) |
| A-THT2 | 6,5 | 398 | 0,84 | 3336 |
| | (0,3) | (13) | (0,13) | (471) |

Tableau 2 : Résultats mécaniques moyens obtenus après traction de fibres de carbone (HT ex-PAN) ayant subi des traitements hautes températures [Trouvat, 96]

* entre parenthèses: écart type

N.B.: A : fibre de carbone ex-PAN sans traitement thermique

THT1, THT2 : traitement thermique à T1 et T2 respectivement (T2>T1)

d : diamètre moyen des fibres

1.5. Densification de la préforme (CVI)

La préforme est densifiée par voie gazeuse (Chemical Vapor Infiltration : CVI). La matrice est un dépôt de Pyrocarbone sur les fibres obtenu par craquage d'hydrocarbures gazeux (méthane, propane ...). Ce dépôt est un empilement de couches graphitiques déposé avec un désordre de rotation. Cette microtexture est plus ou moins bien organisée, un désordre total des plans

atomiques correspondant à un carbone isotrope [Trouvat, 96]. Les pyrocarbones sont classés selon une anisotropie croissante de la façon suivante :

isotrope < laminaire sombre < laminaire lisse < laminaire rugueux

Ces différentes textures sont identifiables par leur pouvoir réflecteur croissant en lumière polarisée [Doux, 89]. Leur densité croît avec l'anisotropie, d'une valeur de 1,5 à 2,2 pour le laminaire rugueux.

1.6. Deuxième Traitement Haute Température

Le traitement thermique effectué après densification affecte directement la liaison fibre/matrice pour un unidirectionnel, et les liaisons inter-strates pour les multicouches. D'après Rellick et Cull [Rellick, 93], le THT n'a aucune influence sur l'allure des courbes de comportement en traction des composites stratifiés tissés C/C. Par contre, le comportement à rupture dépend essentiellement de la liaison fibre matrice. Ainsi, Zaldivar définit trois régimes de rupture pour les unidirectionnels selon la température du traitement thermique [Zaldivar, 93].

- jusqu'à 1000°C, la liaison fibre matrice est forte. La rupture de la matrice entraîne la ruine du composite.

- de 1000°C à 2000°C, la liaison fibre matrice est affaiblie, ce qui entraîne un comportement du composite proche de celui d'un composite inverse idéal. Dans ce cas, la fissuration matricielle est pontée par les fibres du fait d'une faible décohésion fibre-matrice au droit de la fissure.

- au delà de 2000°C, la liaison fibre matrice est très faible, ce qui induit un comportement du composite guidé par les fibres. La rupture s'apparente à celle du fil brut non infiltré.

La figure 5 représente les modes de rupture en fonction de la température atteinte lors du deuxième THT. Le rôle de la liaison interfaciale est prédominant dans le comportement à rupture.

Le Matériau A ne subit pas de THT après densification. Seul le matériau B subit un THT à THT2. Par conséquent, le matériau B présente vraisemblablement des interfaces faibles.

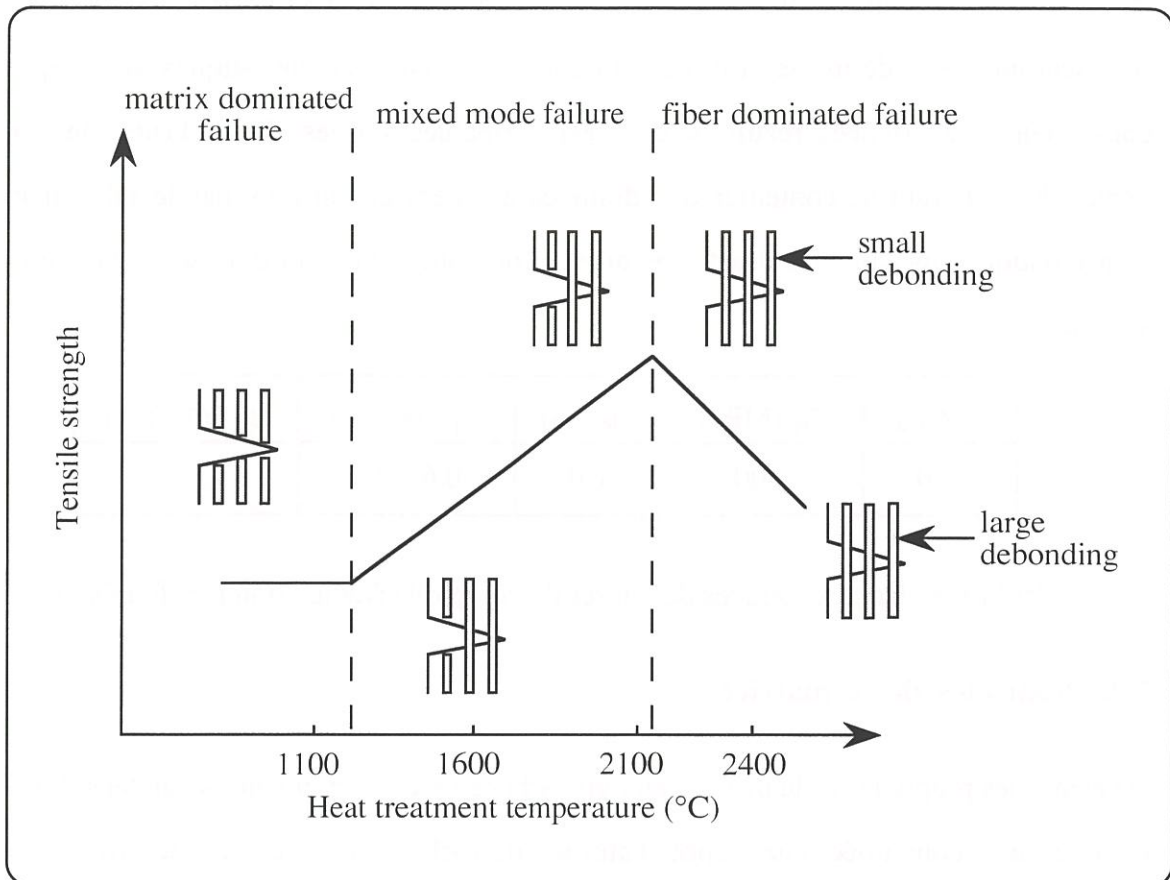


Figure 5 : Représentation schématique des modes de rupture en fonction de la température atteinte lors du deuxième THT [Zaldivar, 93]

2. Propriétés des constituants

2.1. Propriétés des fibres au sein du composite

Les propriétés thermomécaniques des fibres sont très mal connues. Les fibres subissent des traitements thermiques et une exposition à haute température lors de l'infiltration. Elles subissent une perte de masse et des modifications de leurs caractéristiques mécaniques. Par conséquent, les données résultant des tests effectués sur les fibres bruts, ne sont pas exploitables. Il faut se contenter des données estimées et fournies par le fabricant. Les caractéristiques mécaniques des fibres au sein du composite sont exposées dans le tableau suivant :

| E_l (GPa) | σ_R (MPa) | ϵ_R (%) | α_l ($10^{-6}^{\circ}\text{C}^{-1}$) | α_t ($10^{-6}^{\circ}\text{C}^{-1}$) |
|-------------|------------------|------------------|---|---|
| 250 | 2800 | 1.0 | -0.6 ± 0.5 | 12 ± 5 |

Tableau 3 : Caractéristiques des fibres du composite étudié ; données fournisseur.

2.2. Propriétés de la matrice

De même, les propriétés de la matrice en pyrocarbone sont difficilement mesurables. En effet, la matrice étant constituée d'un dépôt d'atomes de carbone à la surface des fibres, elle est indissociable de son support. Par conséquent, il n'est pas possible de déterminer parfaitement ses caractéristiques mécaniques sur des éprouvettes de carbone. Les données estimées par le fabricant sont synthétisées dans le tableau suivant :

| E_l (GPa) | E_t (GPa) | ν_{lt} | ν_{tt} | G_{lt} (GPa) | G_{tt} (GPa) |
|-------------|-------------|------------|------------|----------------|----------------|
| 40 | 10 | 0.15 | 0.3 | 5 | 3 |

Tableau 4 : Caractéristiques de la matrice de pyrocarbone ; données fournisseur.

3. Influence des conditions de fabrication

La structure réelle du matériau est très éloignée de la structure théorique du composite stratifié. D'une part, on observe la présence d'un endommagement du matériau à l'état initial. D'autre part, la pièce, stratifiée en forme de cylindre, présente une ondulation de strate dans la direction méridienne.

3.1. Endommagement initial et contraintes résiduelles

Ce matériau composite est endommagé à l'état initial. Cet endommagement se retrouve à l'échelle des fibres et à l'échelle des plis. Dans le cas des composites tissés, l'endommagement se trouve à l'échelle des fibres et à l'échelle du fil [Falck, 93] [Siron, 96]. Les strates étant renforcées dans les deux directions, elles ont un comportement moins anisotrope que les unidirectionnels.

Pour le matériau étudié, trois types d'endommagement ont été identifiés par microscopie optique sur des échantillons prélevés dans les pièces (figure 6) :

- une décohésion fibre-matrice
- une fissuration intra-strate
- une décohésion inter-strate

Cet endommagement est vraisemblablement causé par des contraintes d'origine thermique qui apparaissent lors du refroidissement après densification et traitement thermique éventuel. La matrice est déposée atome par atome à une température proche de 1000°C. A cette température, les contraintes au sein du matériau sont nulles. Lors du refroidissement de la pièce, des contraintes d'origine thermique apparaissent. Ce phénomène est attribué à une différence de coefficient de dilatation entre fibre et matrice ($\alpha_{\text{fibre}} < \alpha_{\text{matrice}}$) [Sohn, 88]. Ainsi, lors du refroidissement, la matrice a tendance à se rétracter plus que la fibre ($\Delta L = \alpha \cdot \Delta T$), ce qui induit des contraintes résiduelles de compression pour la fibre et de traction pour la matrice. Ces contraintes sont relaxées par rupture locale de la liaison fibre-matrice et de la matrice elle-même.

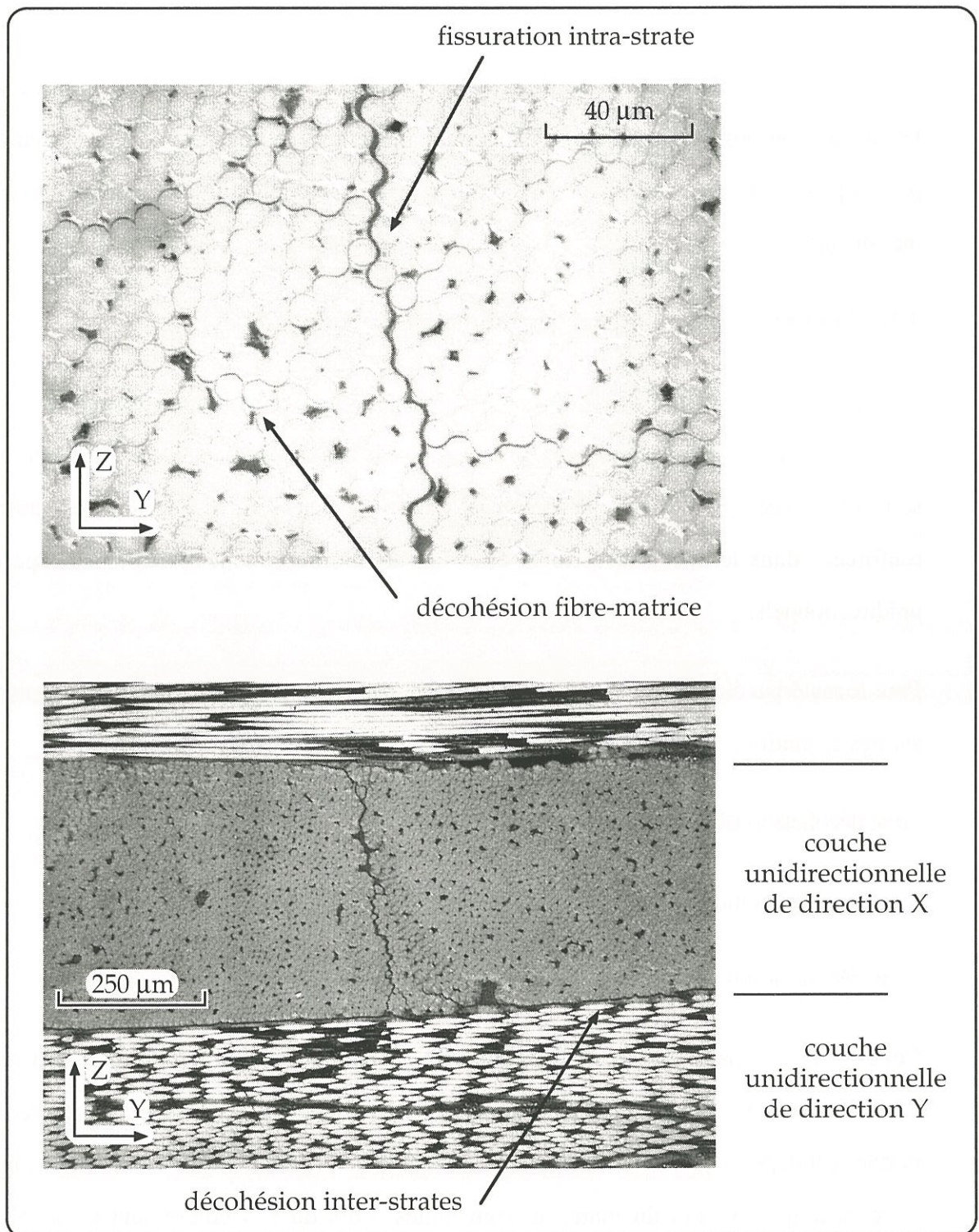


Figure 6 : Endommagement à l'état initial du composite C/C étudié

A l'échelle du stratifié, les unidirectionnels ont un caractère orthotrope. Les coefficients de dilatation α de l'UD vérifient : $\alpha_{\text{longi}} < \alpha_{\text{trans}}$. Sachant que ces unidirectionnels sont empilés selon la séquence 0° - 90° , on a alternativement des strates dans une direction et dans la direction perpendiculaire. Par conséquent, après refroidissement, les unidirectionnels sont soumis à des contraintes résiduelles de compression pour la direction longitudinale, et de traction pour la direction transverse.

Une quantification de ces mécanismes a été effectuée par [Gao, 93] pour une structure tissée 2D. D'autres auteurs [Adams, 76] [Perry, 76] [Robinson, 81] ont étudié ce phénomène pour des structures 3D densifiées par voie liquide. Tallaron a étudié l'état des contraintes résiduelles d'origine thermique au sein d'un composite C/C constitué d'un empilement de strates unidirectionnelles disposées selon la séquence : $[0^\circ -60^\circ +60^\circ]$ [Tallaron, 96]. Dans notre cas, il faudra étudier l'évolution de cet endommagement lors de la mise sous contrainte du matériau.

Cette fissuration à l'état initial a des conséquences sur le comportement mécanique du matériau. L'interface entre les plis est partiellement fissurée, donc affaiblie. D'autre part, la matrice étant sous tension à l'état initial, elle atteindra plus vite sa valeur à rupture. La faible résistance des plis dans la direction transverse en est la conséquence immédiate. Ces remarques concernent uniquement les caractéristiques mécaniques pour des sollicitations à température ambiante.

3.2. Ondulation des couches du stratifié

L'observation des coupes du matériau met en évidence une ondulation des couches dans les plans méridiens du cylindre (plan YZ). La figure 7 montre l'importance de cette ondulation par rapport à la courbure des plis dans les plans XZ due à la forme cylindrique de la pièce. Cette ondulation est significative et il faut donc en tenir compte pour l'étude du matériau.

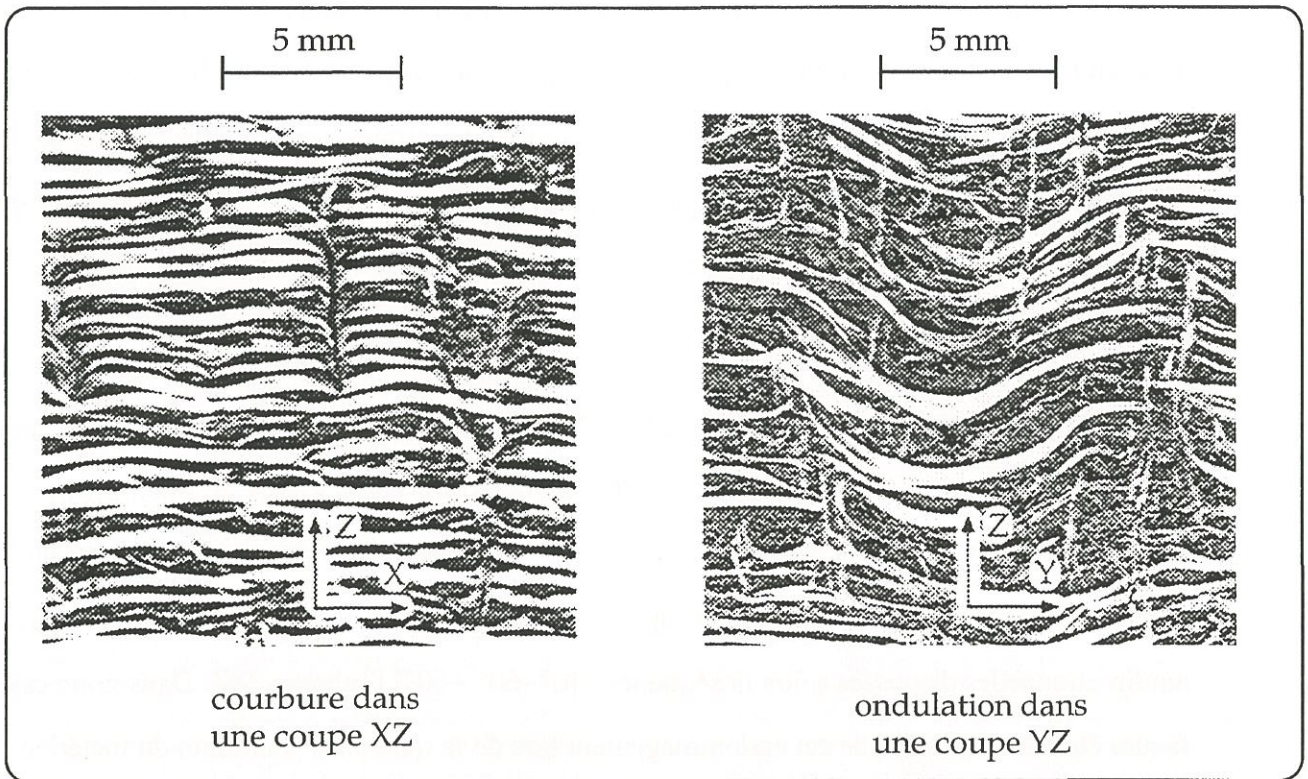


Figure 7 : Photographie du composite C/C dans les plans de coupe XZ et YZ

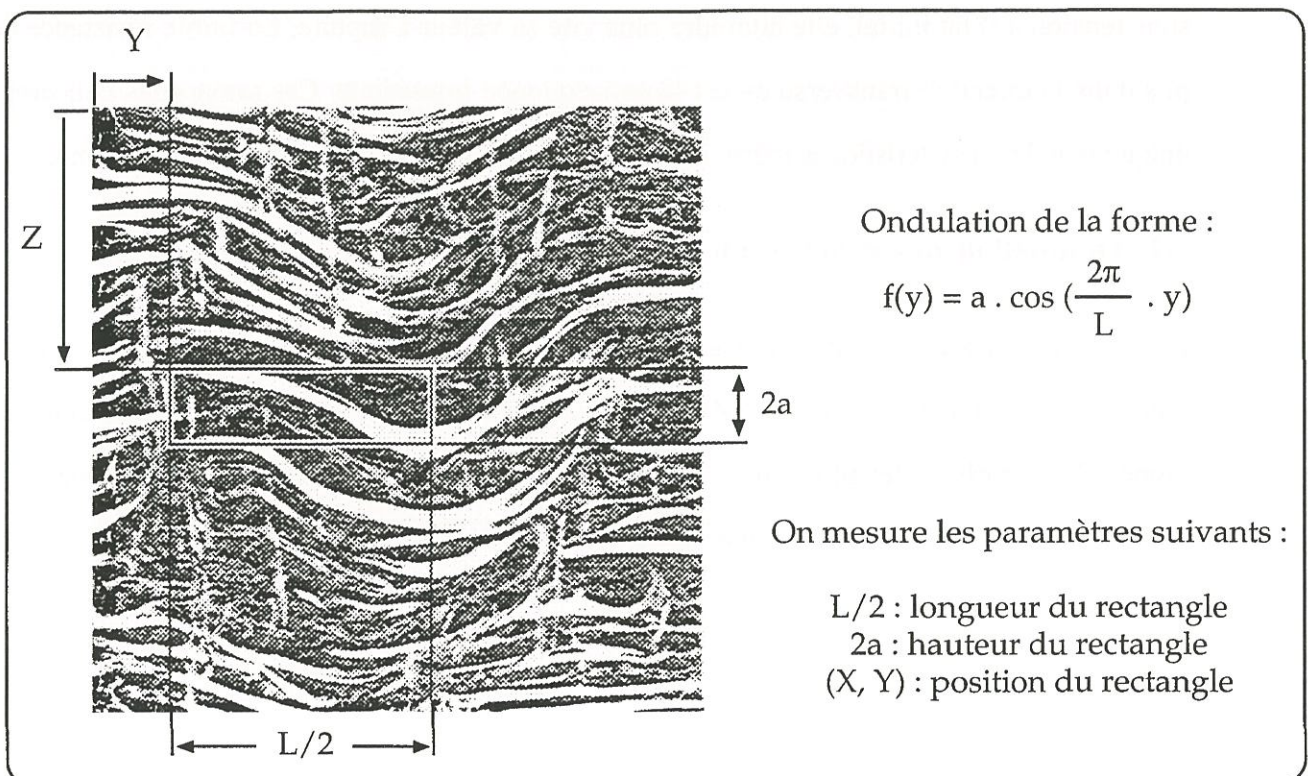


Figure 8 : Principe de mesure de l'ondulation

3.2.1. Analyse quantitative de l'importance de l'ondulation

Compte tenu de l'importance de cette ondulation, il est nécessaire d'évaluer quantitativement ses paramètres. A partir de photographies prises selon des coupes YZ, on se place dans le repère cylindrique habituel, et on considère que l'ondulation est de forme sinusoïdale. La mesure est réalisée de la façon suivante : un rectangle est superposé à la photo selon le principe de la figure 8. On mesure la période T et l'amplitude a en fonction de la position dans le plan YZ.

Ces mesures ont permis d'établir une période et une amplitude moyenne pour l'ensemble du matériau.

| nombre de mesures | période moyenne | amplitude moyenne |
|-------------------|-----------------|-------------------|
| n = 344 | T = 13,6 mm | a = 0,85 mm |

Tableau 5 : Paramètres d'ondulation dans le matériau composite C/C

3.2.2. Conséquences sur le comportement mécanique

L'ondulation des strates génère une désorientation locale des fibres du renfort dans la direction méridienne. Par conséquent, lors d'une sollicitation mécanique de traction ou de compression selon cette direction, le composite est affaibli en terme de module de rigidité et de contrainte à rupture [Hsiao, 96a]. En effet, les composites à renforts multidirectionnels sont à même de supporter des efforts considérables tant que ces efforts sont exercés dans les directions de renforcement. En revanche, dès que la direction de l'effort est désaxée par rapport à ces directions de renfort, des contraintes de cisaillement entraînent rapidement la ruine du composite qui est inapte à supporter ce genre de sollicitation.

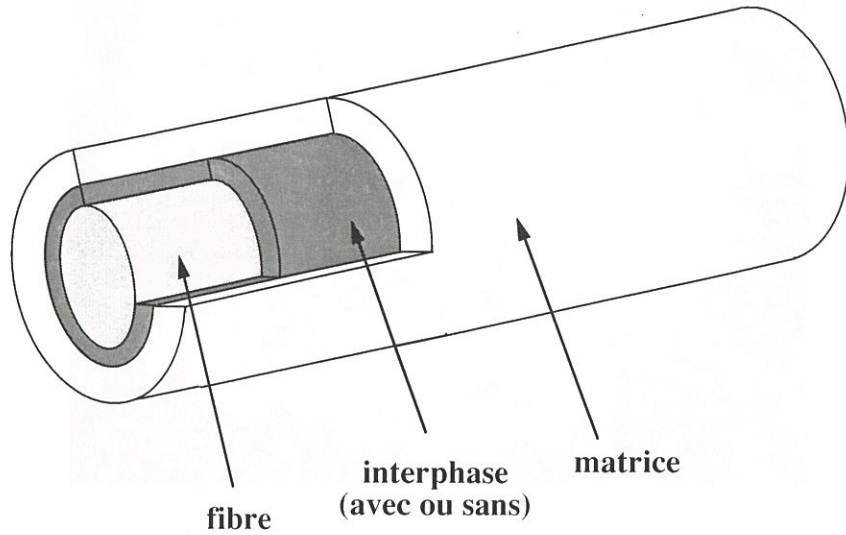
4. Aspect morphologique de l'endommagement des composites C/C

4.1. Les micro- et minicomposites

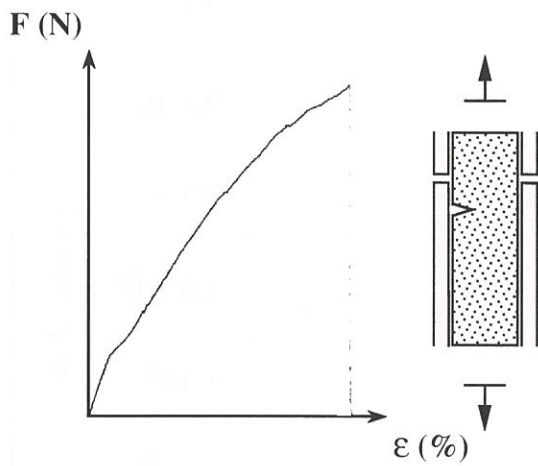
L'étude de l'aspect morphologique de l'endommagement des composites Carbone / Carbone débute à l'échelle du microcomposite (une fibre revêtue de matrice : figure 9 a). Le comportement des microcomposites à base de fibres ex-PAN étudiés par Trouvat [Trouvat, 96] est gouverné par une simple fissuration matricielle, créant peu ou pas de perturbation sur la courbe de traction (figure 9 b), car le module d'élasticité de la matrice est significativement plus faible que celui des fibres $E_m / E_f \approx 1/6$ (figure 9 c). Par conséquent, la majorité de l'effort est supporté par la fibre. Cet état est peu affecté par l'apparition des fissures dans la matrice qui n'entraînent pas une surcharge importante de la fibre.

Les minicomposites (faisceau de fibres infiltrées de matrice : figure 10) ont un comportement extrêmement dépendant de la qualité des interfaces fibres/matrice. Dans la littérature, la non-linéarité en flexion des composites C/C unidirectionnels est due aux décohésions fibre/matrice et aux frottements dans le plan de la fissure interfaciale, donnant des faciès de rupture avec d'importante extraction de fibres [Thomas, 78] [Takano, 93]. Ce mécanisme est commun aux matériaux CMC, à la différence que, dans le cas des C/C, rares sont les auteurs qui démontrent une multifissuration matricielle.

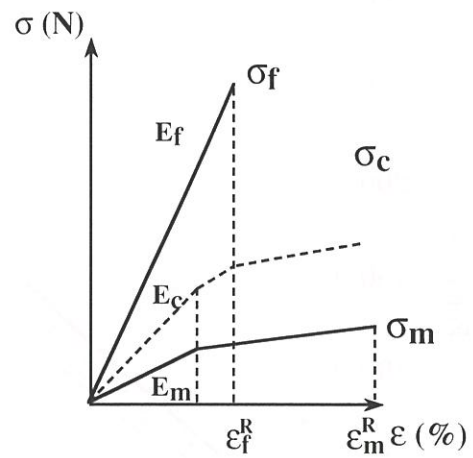
L'étude des minicomposites C/C à base de fibres ex-PAN menée par Trouvat [Trouvat, 96] dévoile des comportements mécaniques élastiques endommageables avec déformations résiduelles (figure 11). Les observations optiques indiquent que l'endommagement de ces composites est dû à des fissures matricielles traversantes et déviées à l'interface fibre/matrice (figure 12). Les fibres, qui ont une déformation à rupture supérieure à celle de la matrice, demeurent intactes et assurent le pontage de la fissure. D'après l'étude des contraintes résiduelles présentes dans ces composites, les fibres sont en compression longitudinale, tandis que la matrice est en tension. Cet état de contrainte initial facilite le mécanisme de multifissuration matricielle décrit précédemment. D'autre part, la relaxation de ces contraintes



(a) Composition d'un microcomposite



(b) Comportement du microcomposite



(c) Modèle de composite inverse

Figure 9 : Micro composite [Trouvat, 96]

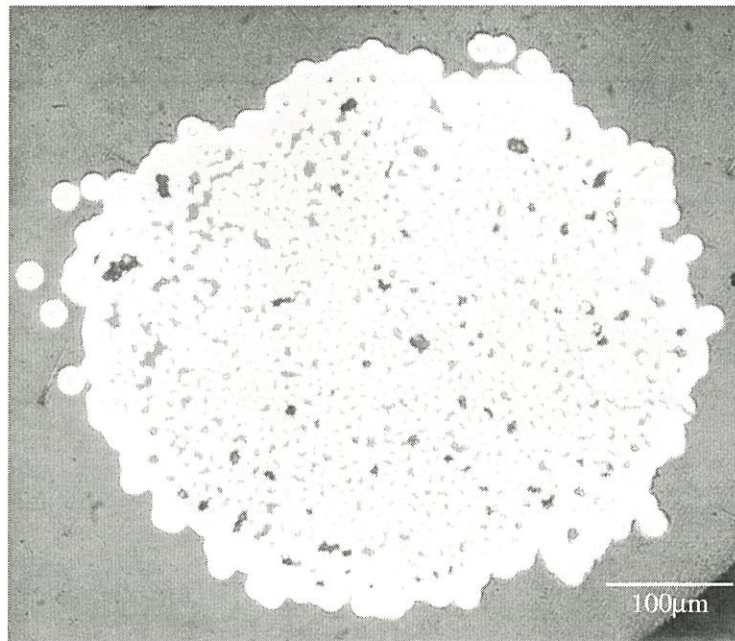


Figure 10 : Coupe transverse polie d'un minicomposite vue en microscopie optique [Trouvat, 96]

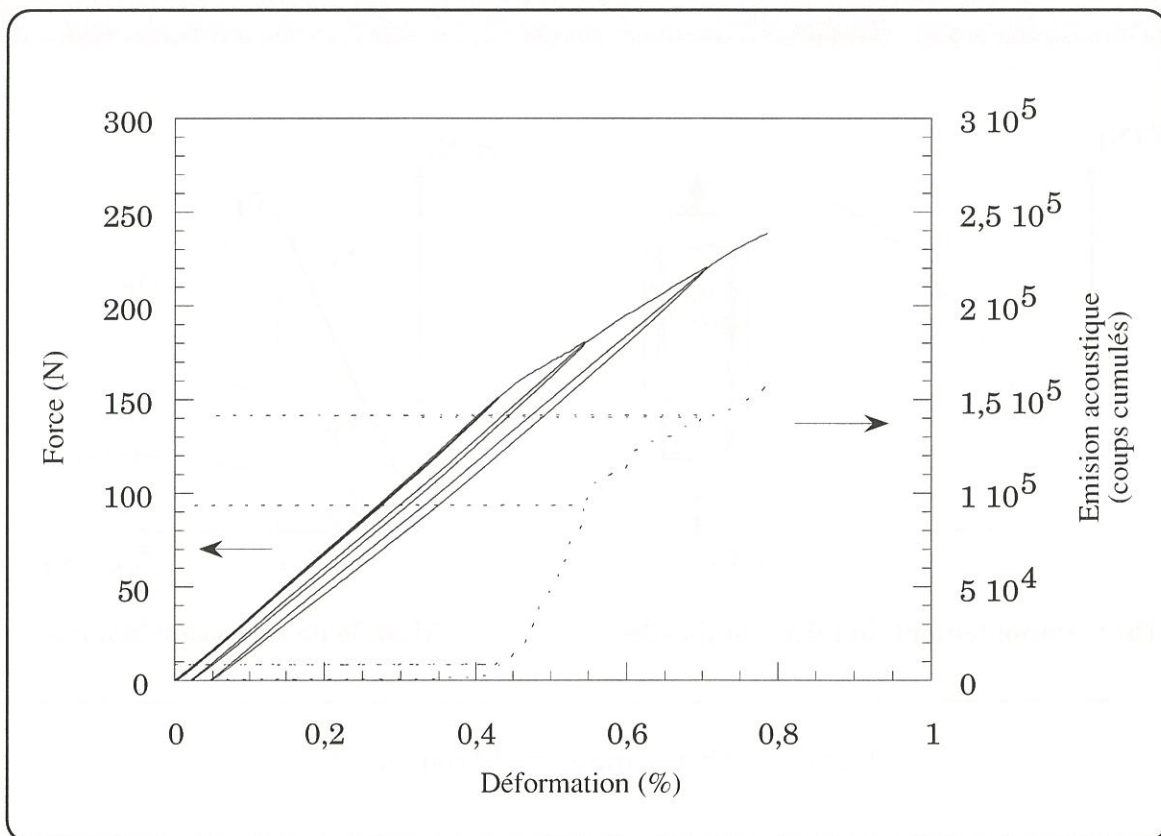


Figure 11 : Courbe force-déplacement avec cycles de charge-décharge et émission acoustique pour un minicomposite à base de fibre haute résistance sollicité en traction [Trouvat, 96]

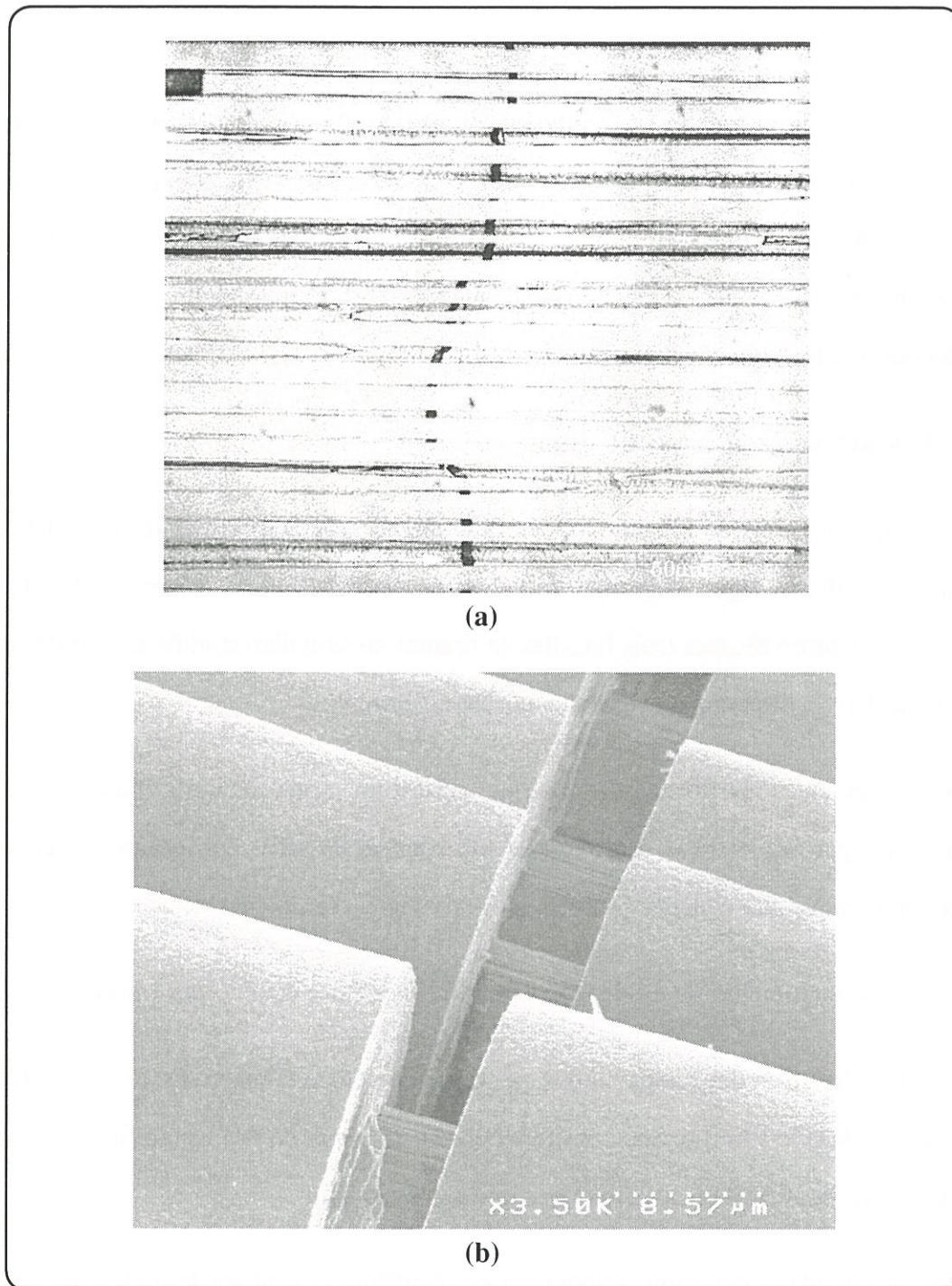


Figure 12: fissuration matricielle [Trouvat, 96]

- (a) vue en microscopie optique d'un minicomposite en coupe longitudinale polie (déviation de la fissure à l'interface fibre/matrice)
- (b) d'un minicomposite vu au MEB à plus fort grandissement (pontage des fissures par les fibres)

résiduelles entraîne des fissures matricielles ouvertes sous charge nulle, qui donnent lieu aux déformations résiduelles mesurées (figure 11).

Selon la force de la liaison fibre/matrice, on change de comportement mécanique pour les composites Carbone/Carbone à l'image des SiC/SiC (figure 13). Lors de la diminution de la contrainte à rupture en cisaillement interfaciale τ , on passe d'un comportement fragile à un comportement tenace par un mécanisme de multifissuration matricielle, puis par un mécanisme de décohésion/frottement [Trouvat, 97].

4.2. Les stratifiés à base de tissus

Les mécanismes d'endommagement au sein des matériaux composites stratifiés C/C à base de tissu (satin de 8 : figure 14) ont fait l'objet de diverses études [Yurgatis, 93] [Gupta, 94] [Anand, 94]. Siron recense trois familles de fissures au sein d'un stratifié à base de satin de 8 et aiguilleté dans la direction normale aux couches [Siron, 96] :

- les fissures entre les fibres et la matrice, qui est un mode intra-fils (mode a) dans les fils transverses par rapport à la direction de sollicitation. Les fils constituant le renfort dans la direction normale aux couches sont des sites privilégiés d'amorçage de ce mode de fissuration.
- les fissures matricielles en mode inter-fils, localisées entre deux torons (mode b).
- le mode c divisé en deux sous modes, qui correspond à de la macro fissuration entre torons se propageant dans le stratifié. Seuls les modes b et c affectent de façon significative les variations de rigidité du stratifié dans les directions principales du tissu.

Les mêmes modes d'endommagement ont été identifiés suivant les deux directions principales du plan du tissu (figure 15). L'orientation des fissures matricielles est déterminée par les directions d'orthotropie du matériau.

Une déformation résiduelle longitudinale est observée dès que le mode a de fissuration a débuté. De plus, les fissures orientées orthogonalement à la traction ne se referment pas totalement à charge nulle. Ainsi les déformations résiduelles observées pendant les cycles de charge-

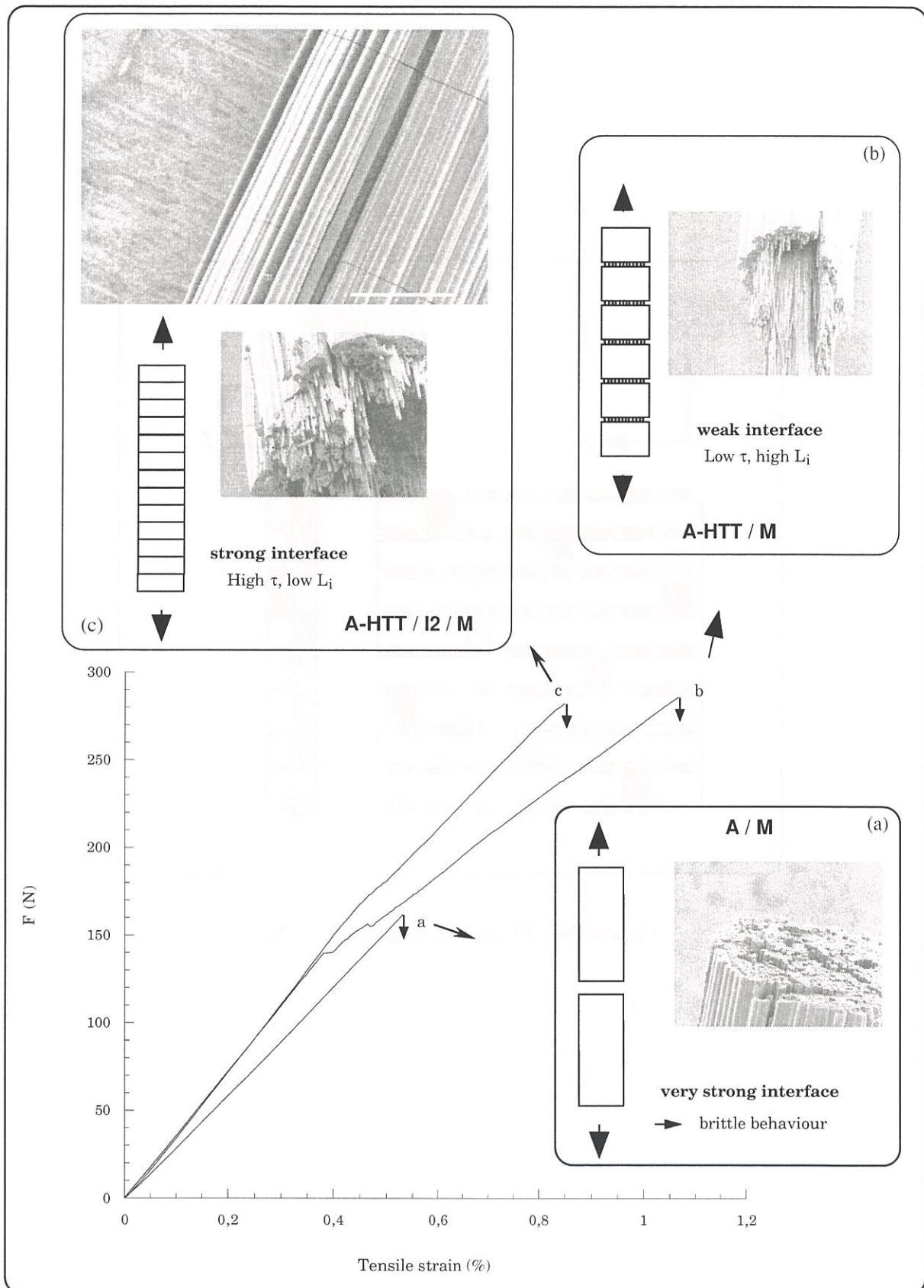


Figure 13 : Courbes de traction typique et endommagement associé obtenus pour les minicomposites C/C selon la force de la liaison interfaciale [Trouvat, 97]

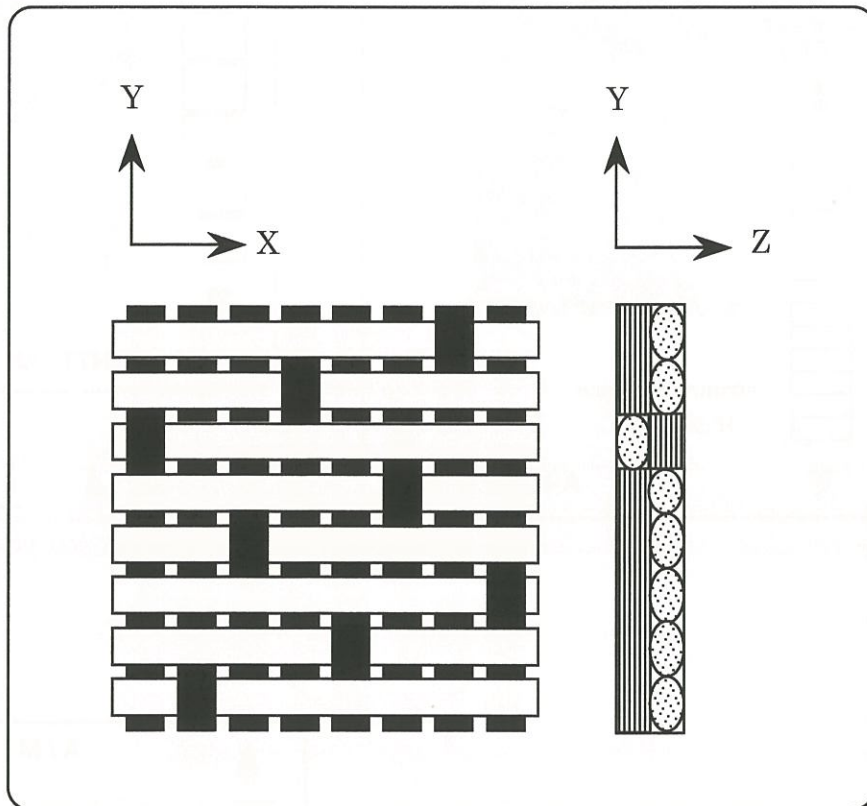


Figure 14 : Tissage de type satin de huit

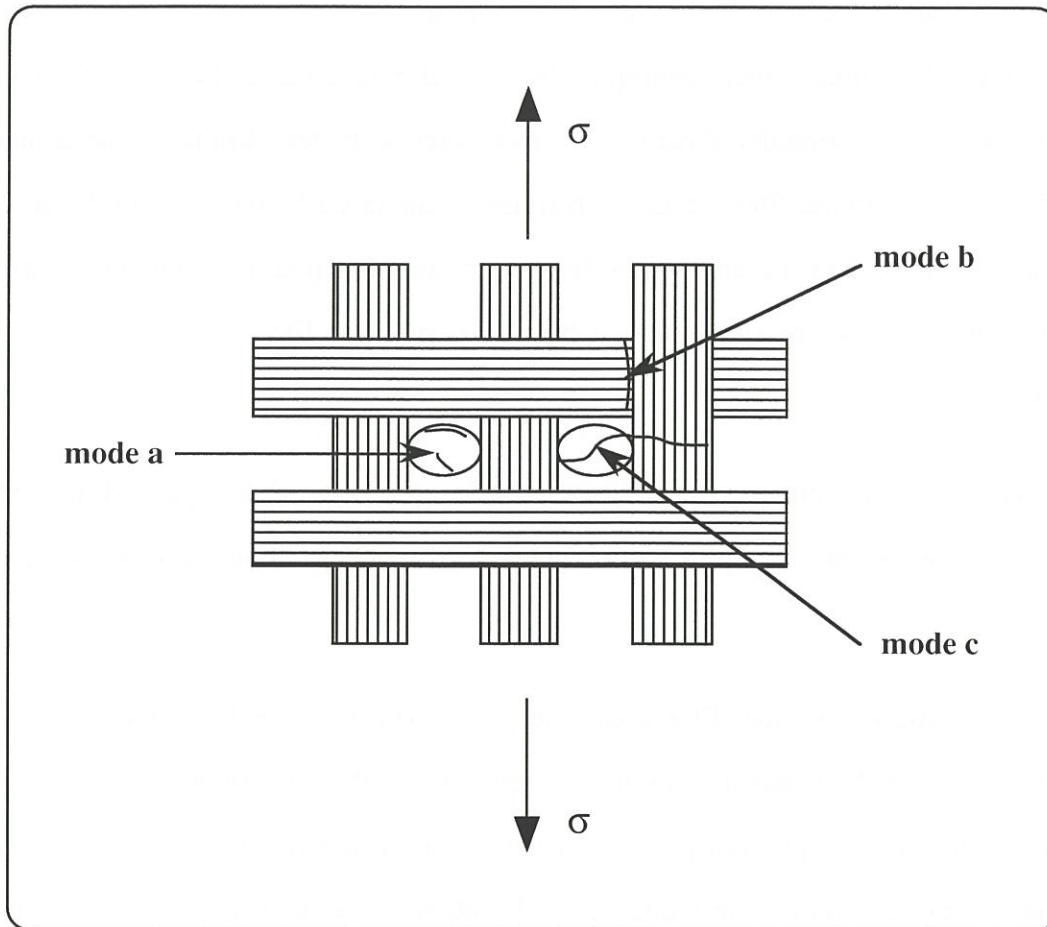


Figure 15 : Modes d'endommagement identifiés sous sollicitation de traction uniaxiale [Siron, 96]

décharge seraient imputables à la résistance à la refermeture des fissures présentes, et au réalignement des fils ondulés [Siron, 98].

4.3. Les stratifiés à base d'unidirectionnels

Tallaron a étudié l'endommagement dans un composite stratifié Carbone/Carbone constitué d'un empilement d'unidirectionnels identiques disposés selon la séquence $[0^\circ -60^\circ +60^\circ]$. Ce stratifié est renforcé dans la direction Z par un réseau de fibres destinées à limiter les délaminages interstrates. L'architecture fibreuse est constituée avant la carbonisation finale des fibres en Polyacrylonitrile. Les mécanismes de fissuration identifiés pour ce composite s'apparentent à ceux identifiés pour les composites à base de tissus. Les fissures sont distinguées à deux échelles :

- L'échelle microscopique, correspondant à des fissures intra-mèche, qui se développent dès le début de la sollicitation et qui ne semblent pas influencer la chute du module de rigidité du matériau.
- L'échelle mésoscopique. Elle concerne les interfaces entre les différents constituants mésoscopiques (fils au sein des unidirectionnels, mèches de direction normale aux couches). La décohésion entre les plis fait partie de cette classe de fissures qui fait intervenir un mode particulier de fissuration : le mode mixte. Le phénomène de délaminage est dû à un effet stratifié, lié aux incompatibilités de déformation entre strates voisines (création de cisaillement antagoniste entre les plis à 60° et -60°)

5. La modélisation du comportement mécanique des composites C/C

Les approches théoriques du comportement thermomécanique des matériaux composites peuvent être classées en deux grandes catégories. La première concerne les approches phénoménologiques qui abordent la modélisation par la description des effets produits (résultats d'essais mécaniques divers) sans se soucier des causes les ayant créés (mécanismes de dégradation) [Hutchinson, 97] [Nguyen, 93]. Mais compte tenu de la complexité du comportement mécanique des composites C/C, de telles approches ne sont plus envisageables dès lors que l'on s'intéresse à des chargements multiaxiaux complexes. La modélisation prend alors en compte les principaux mécanismes d'endommagement à l'échelle macroscopique et/ou mésoscopique. Elle s'inscrit dans le cadre de la mécanique de l'endommagement des milieux continus, où l'endommagement est traité en terme de variables d'état internes au sens de la thermodynamique des processus irréversibles.

Le seconde catégorie repose sur la description physique du comportement mécanique à partir des propriétés des constituants de base du matériau et des perturbations entraînées par la présence des phénomènes d'endommagement (microfissuration, décohésion, glissement ...). Cette catégorie concerne les approches microscopiques de description des phénomènes d'endommagement.

Les paragraphes suivants décrivent plus précisément les études menées à ces deux échelles.

5.1. Approches microscopiques

A l'échelle microscopique, de nombreux travaux s'inspirent des recherches menées par Aveston, Cooper et Kelly sur les composites unidirectionnels à matrice céramique [Aveston, 71]. Ces travaux, qui décrivent le comportement du matériau uniquement à partir des comportements microscopiques des constituants [Evans, 89] ne peuvent strictement être appliqués, d'un point de vue quantitatif, qu'à des systèmes microcomposites.

D'autres approches, moins fines du point de vue de la description des entités physiques responsables de l'endommagement, s'appuient sur des passages micro-macro par des

techniques d'homogénéisation pour en déduire le comportement mécanique du composite résultant [Dvorak, 87] [Netmat-Nasser, 83] [Duvaut, 76].

Turner étudie la modélisation du comportement élastique endommagé d'un composite 2D C/C tissé [Turner, 95]. La détermination des contraintes à rupture dans les fils transversaux et longitudinaux est déduite des caractéristiques élastiques et à rupture des constituants de base (fibre et matrice).

Cependant, compte tenu des architectures et des mécanismes d'endommagement très complexes des composites C/C étudiés et surtout de la connaissance imparfaite et incomplète des propriétés des constituants, la modélisation du comportement uniquement à partir des caractéristiques des constituants n'a guère été réalisée et pose encore des problèmes.

5.2. Approches macroscopiques et mésoscopiques

Ces approches sont fondées sur la mécanique de l'endommagement des milieux continus, l'endommagement du matériau étant décrit par l'évolution de variables d'état internes, en se plaçant dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles. [Lemaitre, 92] [Chaboche, 95] [Germain, 83].

On distingue deux grandes tendances pour décrire ces variables internes :

La première, s'inspirant de l'évolution microstructurale du matériau, utilise comme variables internes des densités de fissure [Allen, 89] [Talreja, 91]

La seconde, qui est la plus usitée et la plus fructueuse, décrit ces variables internes à partir des variations des composantes du tenseur d'élasticité. Cette dernière s'inspire des travaux de Katchanov et Rabotnov [Katchanov, 58] [Rabotnov, 68], qui emploient un indicateur d'endommagement lié à la variation du module d'Young, avec un modèle isotrope à une variable d'endommagement. Mais dans le cas des matériaux composites, ce modèle simple est insuffisant pour décrire correctement le comportement, l'endommagement ayant un caractère anisotrope. Pour tenir compte de cette anisotropie, certains auteurs introduisent une variable

d'endommagement sous la forme d'un tenseur d'ordre 2 ou plus [Cordebois-Sidoroff, 82] [Baste, 87]

Ladevèze introduit une théorie de l'endommagement anisotrope fondée sur la construction de cinématique d'endommagement. L'état d'endommagement du matériau est défini par deux surfaces d'endommagement, et la construction d'une cinématique d'endommagement revient à approximer géométriquement ces surfaces. L'évolution de l'état d'endommagement du matériau est décrit par des relations liant les variables d'endommagement aux forces associées [Ladevèze, 83] [Ladevèze, 86]. Cette théorie est appliquée aux composites 3D C/C [Remond, 84] et aux multicouches [Ladevèze, 92].

Concernant les composites C/C stratifiés, deux échelles sont abordées. Siron aborde la modélisation d'un matériau 3D C/C à l'échelle macroscopique [Siron, 96]. Ce matériau étant constitué d'un empilement régulier de tissus 2D et renforcé dans la troisième direction par un aiiuilletage, il n'est pas nécessaire d'étudier le comportement à l'échelle des strates. L'identification des mécanismes d'endommagement permet d'orienter le choix des variables d'endommagement à utiliser. L'endommagement anisotrope est alors décrit par des variables scalaires reliées aux composantes du tenseur d'élasticité macroscopique.

En revanche, pour l'étude de stratifié constitué par des empilements variables d'unidirectionnel il est préférable de se placer à une échelle intermédiaire, dite mesoscopique. Les entités élémentaires considérées dans ce cas comme homogènes sont les strates et les interfaces entre ces strates. Les strates ont un comportement homogénéisé et susceptible de se dégrader. Les interfaces, qui sont des entités surfaciques assurant le transfert des efforts entre les strates voisines, sont elles aussi modélisées par des lois de comportement endommageable [Cluzel, 92] [Gornet, 96] [Allix, 92].

5.3. Modélisation de la rupture

L'étude de la rupture des matériaux composites fait l'objet de nombreuses études à l'échelle des constituants ou à celle du matériau. Ainsi, la mécanique de la rupture a été appliquée à la détermination de l'énergie à rupture nécessaire au développement de la fissuration matricielle au sein d'un composite unidirectionnel C/C [Miyajima, 91].

Des études micromécaniques fondées sur la théorie de Weibull [Weibull, 51], permettent de comprendre la dispersion des contraintes à rupture à partir des propriétés des constituants dans les CMCs, la rupture étant intimement liée à la répartition des défauts dans les fibres [Lissart, 94] [Lebrun, 96] [Calard, 98].

Siron utilise un critère de rupture macroscopique, de type Tsai-Wu, déterminant la rupture du composite 3D C/C dans le plan des strates à partir des valeurs à rupture dans les axes et de termes de couplage [Siron, 96] [Siron, 98].

Conclusion

Les paragraphes précédents mettent en évidence la complexité de la texture du matériau composite C/C étudié. D'une part, la courbure due à la forme cylindrique de la pièce rend délicate la caractérisation du matériau dans la direction circonférencielle. D'autre part, les ondulations parasites selon la direction méridienne modifient vraisemblablement les propriétés mécaniques du stratifié. Enfin, le composite est endommagé à l'état initial en raison des contraintes résiduelles dues au refroidissement après élaboration et au traitement à haute température.

L'objectif de la présente étude est d'établir les "relations de comportement mécanique axées sur le rôle des constituants élémentaires dans les matériaux C/C". Il faut donc dans un premier temps identifier les phénomènes physiques d'endommagement et de rupture à partir des constituants élémentaires, puis représenter ces mécanismes afin de simuler le comportement mécanique du composite.

Les travaux précédemment réalisés au LCTS sur ce thème dans les CMCs [Guillaumat, 94] ou dans les C/C [Siron, 96] exploitent les observations optiques effectuées sur un composite sous charge pour identifier les mécanismes d'endommagement en corrélation avec la courbe de comportement mesurée pendant l'essai. Ces observations permettent de guider le choix des hypothèses à poser pour simplifier les modèles de comportement des composites.

Mais dans notre cas, les observations ont montré que la courbure et les ondulations modifient le comportement du stratifié, et de plus perturbent les mesures de déformation du matériau. Par conséquent, les résultats des observations optiques microscopiques ne peuvent pas être fidèlement corrélées au comportement mécanique macroscopique. Il a donc fallu trouver un moyen pour établir cette corrélation de façon fiable. Pour cela, on a cherché à développer un dispositif de mesure qui permettent d'accéder aux déformations locales à une échelle très fine, compte tenu de la structure hétérogène du composite. Ces recherches ont débouché sur la mise au point d'un dispositif optique de déformation qui a permis d'avancer dans la compréhension des mécanismes d'endommagement du matériau. Le principe de ce dispositif est présenté dans le chapitre suivant.

CHAPITRE II

**Dispositif de mesures optiques de déformation
et application à divers matériaux**

CHAPITRE II : Dispositif de mesures optiques de déformation et applications

| | |
|---|----|
| 1. Bibliographie sur les méthodes optiques de mesure de déformation..... | 2 |
| 1.1. Rappels sur les mesures classiques de déformation..... | 2 |
| 1.2. Les méthodes de mesures optiques..... | 3 |
| 1.2.1. La photoélasticité..... | 3 |
| 1.2.2. L'holographie interférométrique..... | 4 |
| 1.2.3. La méthode des grilles..... | 4 |
| 1.2.4. La thermographie infrarouge..... | 6 |
| 1.2.5. Techniques d'intercorrélation d'image..... | 6 |
| 2. Principe du dispositif de mesure optique de déformation utilisé..... | 6 |
| 2.1. Détermination des déplacements..... | 8 |
| 2.1.1. Mesure du déplacement..... | 8 |
| 2.1.2. Optimisation de l'algorithme..... | 11 |
| 2.2. Détermination du champ de déformation..... | 13 |
| 2.2.1. Critères sélectifs de choix des points de mesure..... | 14 |
| 2.2.2. A propos d'une technique d'évaluation du champ de déformation..... | 16 |
| 2.2.3. Calcul des déformations en utilisant un logiciel de calcul EF..... | 16 |
| 3. Dispositif expérimental..... | 18 |
| 3.1. Essai de caractérisation mécanique..... | 18 |
| 3.2. Dispositif optique d'observation de la microstructure sous charge..... | 18 |
| 3.2.1. Objectif macro-photographique..... | 21 |
| 3.2.2. Microscope optique..... | 21 |
| 3.3. Dispositif d'acquisition d'image numérique..... | 23 |
| 3.4. Pilotage et saisie d'images expérimentales..... | 23 |
| 3.4.1. Mise au point automatique..... | 24 |
| 3.4.2. Principe de cartographie de l'éprouvette et saisie d'image..... | 26 |
| 3.5. Calculs des déformations..... | 28 |
| 3.5.1. Calculs des champs de déformation..... | 28 |
| 3.5.2. Histogramme des déformations..... | 30 |

| | |
|--|-----------|
| 4. Résultats et applications | 32 |
| 4.1. Originalité de la méthode | 32 |
| 4.2. Précision des mesures de déformation | 34 |
| 4.2.1. Facteurs influençant la qualité de l'image..... | 34 |
| 4.2.2. Evaluation de l'erreur systématique de mesure..... | 35 |
| 4.2.3. Validation sur un matériau homogène..... | 35 |
| 4.3. Caractérisation du matériau C/C dans la direction X | 37 |
| 4.3.1. Définition d'une géométrie d'éprouvette..... | 40 |
| 4.3.2. Mesures classiques de déformation..... | 42 |
| 4.3.3. Mesures optiques..... | 44 |
| 4.3.4. Résultats mécaniques..... | 44 |
| 4.4. Application à l'analyse de l'endommagement de divers matériaux | 46 |
| 4.4.1. Etude d'un matériau C/C d'empilement $90^{\circ}\pm 45^{\circ}$ | 46 |
| 4.4.2. Etude d'un composite Carbone/phénolique..... | 49 |

Introduction

Dans le cadre d'une approche micro/macro du comportement mécanique et de la rupture, l'identification et la caractérisation des mécanismes de dégradation et des champs de déformation associés est indispensable (Chapitre I). Compte tenu du caractère hétérogène du matériau (ondulations et courbure du stratifié), les mesures classiques de déformation sont insuffisantes pour exploiter les observations optiques de la surface des échantillons en cours d'essai.

Un dispositif de mesures optiques des déformations permet de suivre les mécanismes de fissuration et de déterminer le champ de déformation local à partir d'un même support photographique. La corrélation entre la microstructure, la répartition des constituants, l'évolution de la fissuration et la courbe de comportement est alors plus facile.

Dans une première partie, nous présentons les techniques actuelles de mesure sans contact de la déformation des matériaux. Compte tenu du récent développement des outils informatiques de traitements d'images, de nouvelles techniques jusque là inenvisageables, car trop lourdes en temps de calculs et en stockage d'informations, ont vu le jour.

Puis, le principe de la méthode de mesure de champ de déplacements utilisée est décrit dans une deuxième partie. L'algorithme de base de cette méthode utilise le principe d'intercorrélation d'images numériques pour mesurer des déplacements relatifs entre deux images prises à des états de déformation différents.

Une troisième partie décrit le dispositif expérimental mis au point au LCTS pour les besoins de l'étude. Ce dispositif effectue l'acquisition des images numériques à la surface du matériau sous contrainte pour différentes échelles. Il analyse ces images pour évaluer les champs de déplacement locaux, et il calcule les déformations du composite. Les résultats de ces calculs sont présentés soit par des champs de déformation, permettant une analyse spatiale, soit par des histogrammes de déformation, pour une analyse globale de la structure.

Enfin, la dernière partie expose les résultats de la caractérisation mécanique du composite C/C 3D selon la direction X, ainsi que des mesures effectuées sur d'autres matériaux.

1. Bibliographie sur les méthodes optiques de mesure de déformation

La mesure sans contact et non perturbatrice des déplacements et des déformations constitue l'avantage majeur des méthodes optiques par rapport aux méthodes classiques utilisant des extensomètres mécaniques ou des jauges de déformation. Elles fournissent des informations bi-voire tridimensionnelles sur l'état de déformation local de la zone observée.

1.1. Rappels sur les mesures classiques de déformation

L'**extensomètre** mesure la déformation moyenne de la zone comprise entre deux points distincts de la surface étudiée. Il en existe une grande diversité, tant par leur principe de fonctionnement que par leur technologie, ceci afin de s'affranchir des difficultés expérimentales (extensométrie de contact par couteaux, extensométrie laser...). L'avantage de ce dispositif est sa facilité d'emploi, et la mesure instantanée et précise des déformations. Il est utilisé pour le pilotage en déformation des machines d'essai mécanique. En revanche, il a l'inconvénient de ne mesurer des déformations que dans une seule direction, et ne permet donc pas d'évaluer un champ global de déformation. Enfin, il ne donne qu'une valeur de la déformation moyenne de la zone étudiée.

Le **jauge de déformation** est un élément résistif, collé à la surface du matériau, dont on utilise la variation de résistance électrique au cours d'un allongement pour quantifier la déformation locale de la zone instrumentée. En utilisant des jauges de déformation orientées dans trois directions bien définies du plan de la surface, on peut obtenir la valeur et les directions principales de déformation. Ces mesures sont très précises, et permettent une étude très locale de l'état de déformation d'une structure. Cependant, le collage de ces jauges est toujours délicat, et les résultats sont fortement tributaires de la liaison avec la zone étudiée. Leur utilisation sur des matériaux poreux et hétérogènes tels que les composites C/C pose des problèmes de décollement et de modification de la structure locale du composite par infiltration de la colle dans les porosités.

Par ailleurs, l'utilisation de ces dispositifs de mesure rend impossible les observations optiques in-situ de la surface instrumentée. En effet, la surface étant masquée à l'endroit de la mesure, l'observation ne peut se faire que dans d'autres zones de l'éprouvette. L'état de déformation de la zone observée ne peut qu'être déduite des mesures réalisées dans un voisinage voire sur les autres faces de l'éprouvette. Dans le cas des matériaux hétérogènes, les champs de déformations sont complexes, ce qui rend cette opération délicate et même impossible dans certains cas.

1.2. Les méthodes de mesures optiques

Diverses méthodes existent actuellement pour réaliser des mesures optiques de champ de déformation. Un état de l'art est présenté dans le compte rendu du colloque Photomécanique 1998 [Berthaud et al, 98].

1.2.1. La photoélasticité.

Cette technique, très prisée dans l'industrie aéronautique, est la seule qui permettent l'analyse directe de l'état de contrainte d'une pièce, sous réserve d'une hypothèse de comportement élastique. Elle consiste à utiliser les propriétés optiques de certains matériaux, afin de caractériser les contraintes internes. Il existe deux types d'étude des contraintes par élasticimétrie : soit en fabriquant une pièce de forme identique à la pièce réelle, dans un matériau photoélastique. Soit en déposant une fine couche de matière aux propriétés photoélastique à la surface de la pièce réelle. On a ainsi accès aux valeurs et à la direction principale des contraintes.

De nouveaux instruments permettent d'analyser la photoélasticité en temps réel [Patterson, 98], qui autorisent l'étude d'événements dynamiques. Des techniques d'analyses non-destructives tridimensionnelles des contraintes sont proposées, elles devraient permettre à terme le calcul du tenseur des contraintes [Zemina, 98].

Ce moyen d'analyse est attrayant, car il donne directement accès au champ des contraintes, mais il s'applique davantage à l'étude de la géométrie des pièces qu'à l'étude des matériaux.

1.2.2. L'holographie interférométrique.

Cette technique optique, réservée aux spécialistes fortunés, a toujours fait fuir les mécaniciens, car trop complexe et lourde à mettre en oeuvre. Bref, elle ne sortait que rarement des laboratoires. Toutefois, les plaques holographiques ayant cédé la place aux capteurs CCD permettant l'acquisition numérique des hologrammes, la procédure devient plus simple (figure 1), et le développement de logiciels performants rend cette technique plus accessible [Charnoz, 98].

Un hologramme enregistre non seulement l'intensité lumineuse, mais aussi l'information sur la phase de la lumière, ce qui rend l'acquisition bien plus riche. Dès lors, en utilisant des phénomènes d'interférence avec le faisceau de référence, il est possible de mesurer des petits déplacements de point d'une surface dans les trois directions de l'espace.

Cette technique très performante, aujourd'hui assez rapide à mettre en oeuvre, nécessite néanmoins un gros investissement matériel. Elle est à présent utilisée dans l'industrie automobile et aéronautique pour valider des codes de calcul et étudier des systèmes statiques ou dynamiques (figure 2).

1.2.3. La méthode des grilles

La méthode des grilles consiste à déposer un motif sur le matériau et à suivre l'évolution de sa déformation en utilisant les phénomènes d'interférence ou de diffraction. Avec l'avènement du numérique, des méthodes fondées sur l'étude des variations de phase donnent des résultats très satisfaisants. L'image de la grille ou du motif périodique est numérisée par une caméra CCD avant et après l'application de la charge. La grille joue le rôle de porteuse spatiale [Surrel, 94], et les champs de déformation sont déduits des variations de phase du signal. Surrel effectue une numérisation multiple de la zone en décalant légèrement la caméra CCD suivant la direction du motif périodique. Ainsi, en raffinant la prise d'information, la sensibilité de la méthode est de l'ordre de $1/500^\circ$ du pas de la grille [Surrel, 96]. Cette méthode de grille est appliquée à l'étude du contact boulon-trou dans une pièce composite [Cerisier, 98].

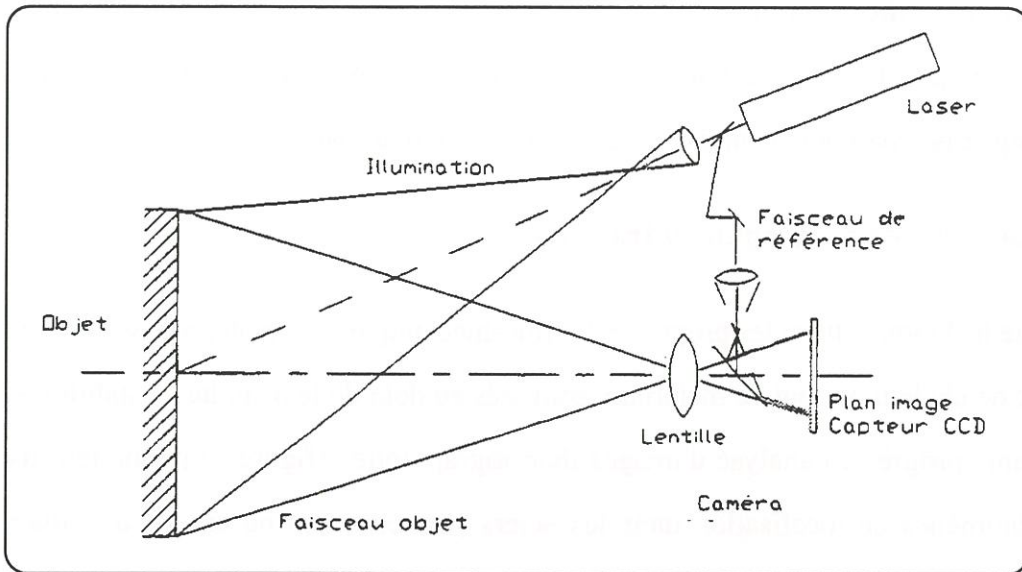


Figure 1 : Principe de l'ESPI ou la TV-Holographie [Charnoz, 98]

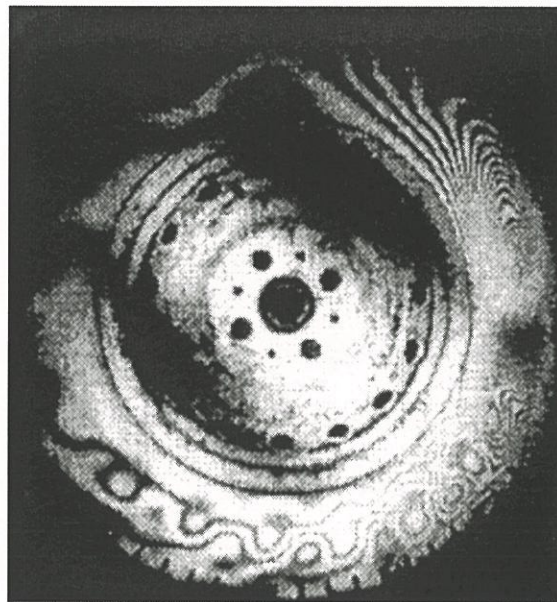


Figure 2 : Résultat expérimental d'étude dynamique en 3D [Charnoz, 98]

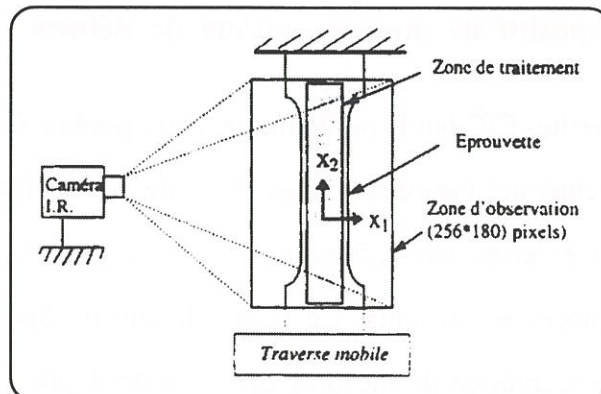


Figure 3 : Dispositif expérimental d'analyse d'image par thermographie infra-rouge [Louche, 98]

Les microgrilles sont aussi utilisées pour l'étude des grandes déformations [Gaspérini, 98]. Mais, en général, cette technique est lourde à mettre en oeuvre, et la grille a l'inconvénient de masquer la répartition naturelle des constituants du matériau.

1.2.4. La thermographie infrarouge

Cette technique utilise les propriétés thermo-mécaniques des matériaux solides, en étudiant les flux de chaleur au sein de matériaux sollicités au delà de leur limite de stabilité élastique. Les récents progrès en analyse d'images thermographiques (figure 3) permettent d'observer des phénomènes de localisation dans les aciers [Louche, 98] ou encore d'évaluer des limites d'endurance en fatigue [Bousseau, 98]. Elle permet de caractériser divers matériaux métalliques [Chrysochoos, 95] et non métalliques [Luong, 93].

1.2.5. Techniques d'intercorrélation d'image

Compte tenu des récents progrès en imagerie numérique (qualité de numérisation et puissance des plates-formes de traitement d'image) des techniques utilisant le principe d'intercorrélation d'image sont aujourd'hui envisageables. Elles sont précises, faciles à mettre en oeuvre et le temps de traitement des données est relativement court. Elles permettent d'obtenir des précisions très acceptables [Thésing, 96]. De plus elles se limitent à un dispositif optique simple, ce qui rend l'installation du système peu onéreuse.

Cependant, chaque utilisateur a des besoins spécifiques, et lui seul peut faire le choix de la méthode la mieux adaptée à ses besoins.

2. Principe du dispositif de mesure optique de déformation utilisé

Les matériaux composites C/C ont la particularité d'être poreux. Cette particularité est un atout dès qu'il s'agit d'effectuer des mesures optiques par intercorrélation d'image. En effet, quand la surface est polie et éclairée par réflexion, elle est parsemée d'une multitude de points alternativement sombres et brillants. Ce genre de motif (Speckle : figure 4-a) convient parfaitement à cette technique de mesures optiques de déplacements, car une fois l'image numérisée par une caméra numérique (figure 4-b), il est possible de repérer des petites zones et

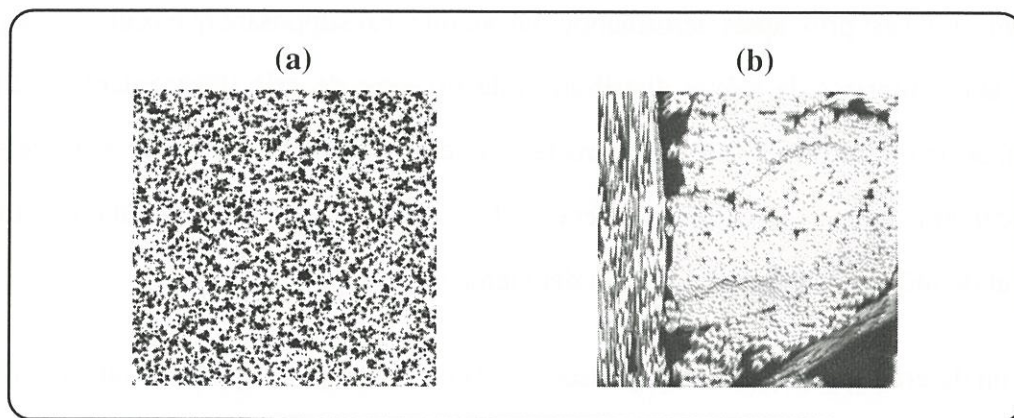


Figure 4 : Motif de Speckle (a) et photographie de la surface polie d'un composite C/C (b)

de les retrouver sur des prises de vue ultérieures, grâce à leur signature optique. Numérisée en 256 niveaux de gris, chaque petite zone de l'image est décrite par une répartition de pixels qui lui est propre. Cette signature optique est repérable sur des prises de vue successives par des algorithmes utilisant le principe de corrélation croisée (figure 5) [Gonzales et Woods, 92].

2.1. Détermination des déplacements

Une image numérique du matériau est prise à l'état initial. Cette image sert de référence pour déterminer les déplacements locaux lors de la mise sous charge du matériau. Une autre image de la même zone est prise après déformation mécanique. En supposant que seuls des déplacements plans sont autorisés, la même distribution de niveaux de gris (légèrement modifiée par la déformation du matériau) se trouve dans la deuxième image, mais décalée. Pour déterminer les déplacements locaux, on extrait une fenêtre dans l'image de référence et une fenêtre de même taille et de mêmes coordonnées dans la deuxième image (figure 6).

Puis, on détermine par corrélation croisée de ces deux fenêtres la position où leur similitude est la plus élevée. Ainsi, on affecte un vecteur déplacement moyen (en pixels) pour chaque fenêtre de l'image (figure 7). Le déplacement est représenté par un vecteur placé au centre de chaque fenêtre. Cette carte de vecteurs constitue la carte de déplacement propre à la zone photographiée pour un état de contrainte donné.

2.1.1. Mesure du déplacement

Il existe une technique rapide pour calculer la fonction de corrélation de deux images [Thesing, 96]. Elle utilise la transformée de Fourier rapide à deux dimensions (FFT). Cette méthode est plus rapide en temps de calcul que les méthodes directes et permet d'obtenir une bonne résolution si la taille des fenêtres de calcul est suffisante (exemple 64x64 pixels : cf. § 3.4.3).

On note $f(x,y)$, la fonction discrète bidimensionnelle représentant la répartition des niveaux de gris de la fenêtre de référence, et $g(x,y)$ celle de la deuxième fenêtre. La fonction de corrélation est déterminée de la façon suivante :

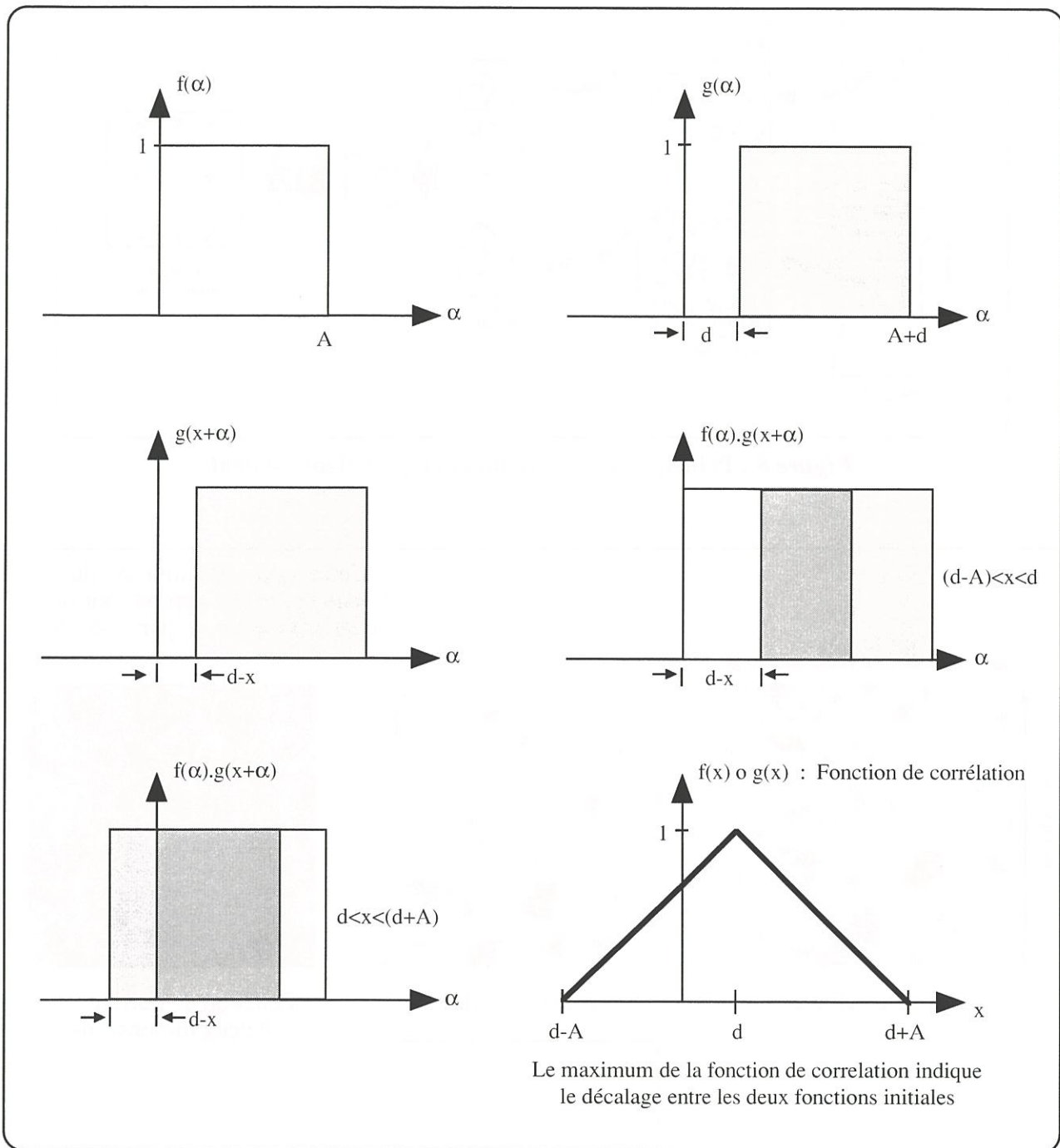


Figure 5 : Corrélation croisée de deux fonctions semblables décalées (Exemple à 1 dimension) [Gonzales et Woods, 92]

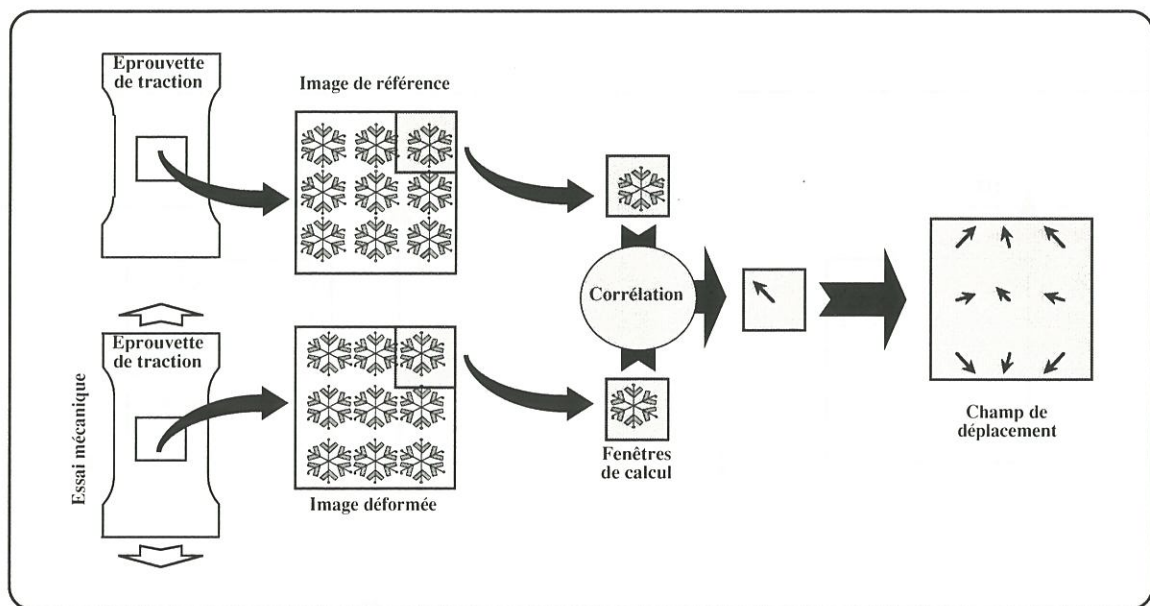


Figure 6 : Principe de mesure du champ de déplacement

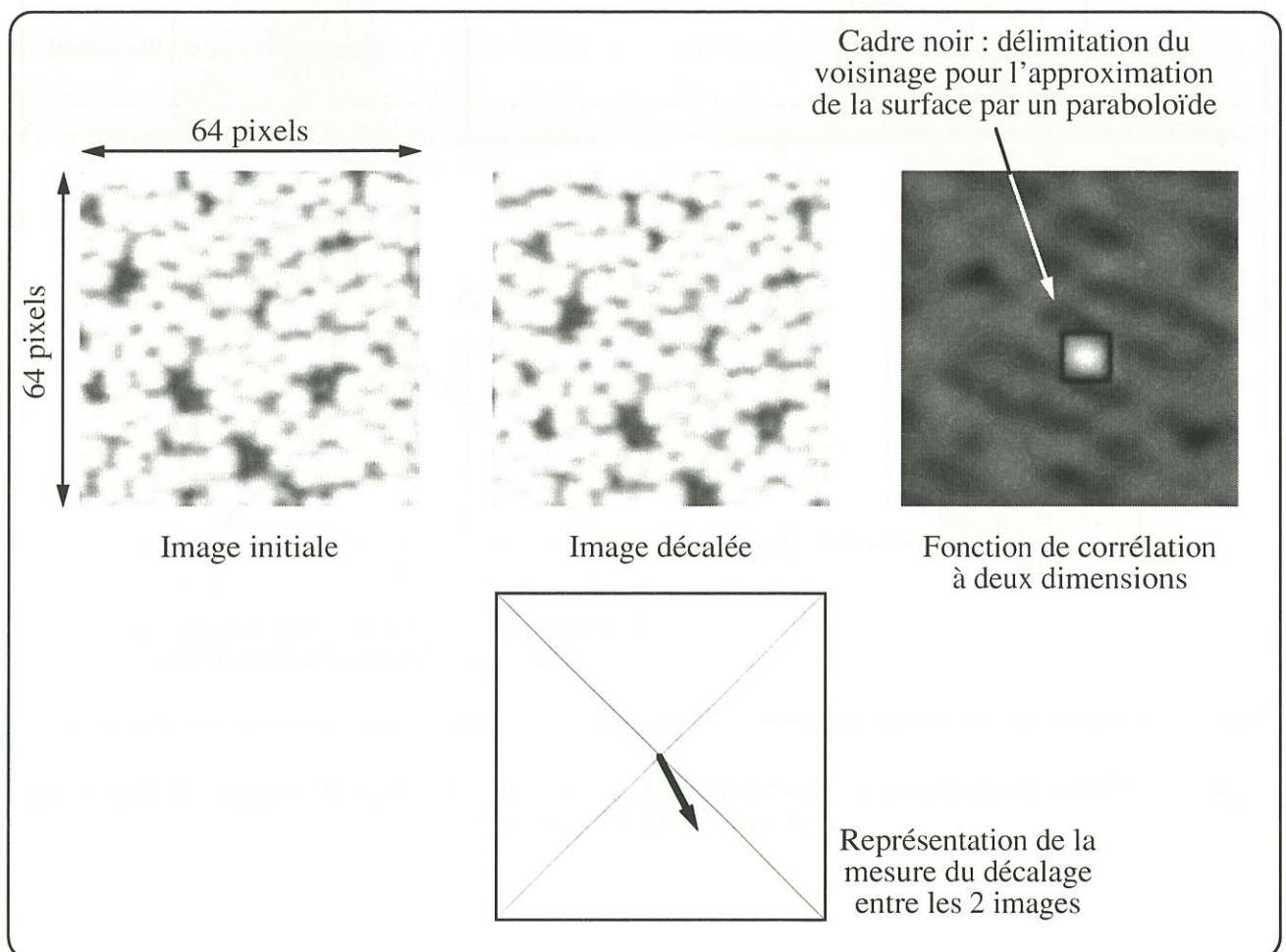


Figure 7 : Principe de corrélation croisée de deux images

$$f(x,y) \circ g(x,y) = \text{FFT}^{-1} (\text{FFT} (f(x,y)) \cdot \overline{\text{FFT} (g(x,y)) })$$

$\text{FFT} (f(x,y))$: Transformée de Fourier Rapide de $f(x,y)$

FFT^{-1} : Transformée inverse

$\overline{\text{FFT}}$: complexe conjugué de FFT

En faisant la corrélation sur l'intensité lumineuse des deux fenêtres, on obtient une image ayant un sommet lumineux bien distinct (figure 7). La position de ce sommet par rapport au centre de l'image indique le déplacement relatif entre les deux images corrélées.

Pour obtenir une mesure très précise de ce déplacement, on ne peut pas se contenter d'une valeur entière de pixel. Il faut faire une approximation de la fonction discrète par un paraboloïde pour mesurer les déplacements sub-pixels.

Ce calcul suppose que le motif élémentaire est aléatoire. Dans le cas de notre matériau, nous verrons que l'existence de fibre peut modifier la forme de la fonction de corrélation et rendre inopérant la procédure numérique.

Le principe de cette technique est détaillée en annexe I.

2.1.2. Optimisation de l'algorithme

Lors de la corrélation de deux images décalées, seule une partie de la deuxième image possède le motif de l'image de référence. Par conséquent, de nombreux pixels de la deuxième image sont étrangers à la première, ce qui induit une erreur lors de la création de la fonction de corrélation. On a recours à l'utilisation d'un calcul itératif afin d'optimiser l'algorithme.

Dans un premier temps, on extrait de l'image de référence et de l'image déformée des fenêtres de taille deux fois supérieure à la taille de la fenêtre de corrélation choisie (figure 8). Puis, une fois le vecteur de déplacement calculé avec la méthode précédente, on décale la deuxième image de la valeur du déplacement sub-pixel trouvée. Pour cela, on utilise une propriété de la transformée de Fourier qui permet de décaler une image d'une valeur non-entière de pixel [Gonzales et Woods, 92].

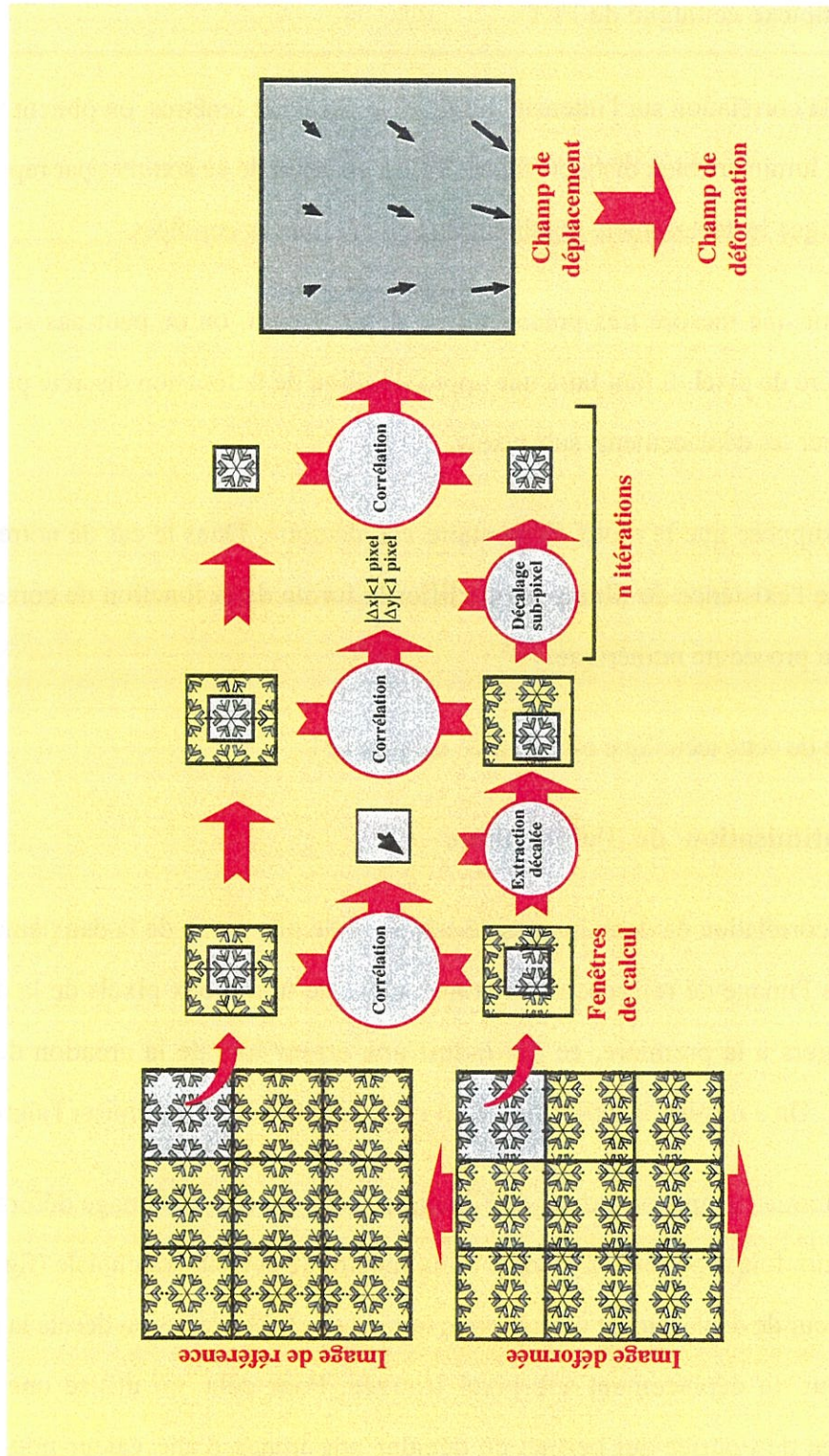


Figure 8 : Principe de l'algorithme amélioré pour une plus grande précision de mesure

$$f(x - x_0, y - y_0) \Leftrightarrow F(u, v) \cdot e^{-\frac{j 2\pi (u x_0 + v y_0)}{N}}$$

avec :

$$F(u, v) = \text{FFT} (f(x, y))$$

N : taille de l' image en pixels

REMARQUE. : Pour effectuer la transformée de Fourier rapide d'une image numérique, il est nécessaire que cette image soit un carré de coté 2^n pixels. Par conséquent, les fenêtres de corrélation et d'extraction devant respecter cette règle, la taille de la fenêtre d'extraction doit être au moins deux fois égale à celle de la fenêtre de corrélation.

Une fois ce décalage effectué, on effectue de nouveau le calcul précédent entre l'image de référence et cette nouvelle image, mais en se limitant à la zone commune aux deux images (aucun pixel étranger dans la fenêtre de corrélation). On ajoute le déplacement ainsi déterminé à la valeur précédente. En répétant ainsi plusieurs fois, on obtient une grande précision de mesure.

Des essais réalisés sur des images artificielles [Thésing, 96] montrent que cet algorithme permet de déterminer une mesure de déplacement avec une précision inférieure au $1/100^{\circ}$ de pixel. Les mesures de validation effectuées sur un matériau homogène montrent que l'on obtient une grande précision pour des déformations comprises entre 0 et 1% (§ 3.4.3.).

2.2. Détermination du champ de déformation

Ayant ainsi la carte des déplacements pour un réseau régulier de points de l'image, il faut à présent exploiter ces mesures. Dans un premier temps, il est nécessaire de sélectionner les mesures à prendre en compte et d'éliminer les mauvaises, puis il faut évaluer les champs de déformation correspondants.

2.2.1. Critères sélectifs de choix des points de mesure

Deux cas délicats peuvent se présenter lors de mesures sur un matériau composite C/C.

Le premier intervient si la fenêtre de corrélation est située sur une porosité. Il y a alors impossibilité de trouver des points de repère : la mesure ne peut pas être effectuée (figure 9). Par conséquent, il faut introduire dans l'algorithme un critère de sélection ("critère lumière") défini de la façon suivante :

Soit X le pourcentage de pixel de la fenêtre de corrélation dont la valeur est inférieure à un seuil d'intensité lumineuse : I_{lum} ($0 < I_{lum} < 255$)

Soit X_{crit} le pourcentage critique de proportion de la fenêtre au delà duquel le repérage est défini comme impossible.

Si $X > X_{crit}$, alors le point de mesure n'est pas pris en compte.

Le second cas de non-sélection du point de mesure intervient si le motif local est fortement orienté dans une des deux directions principales (X ou Y). Dans ce cas, la fonction de corrélation est très allongée et l'approximation parabolique est délicate (figure 9). Un second critère de sélection ("critère parabolique") est introduit dans l'algorithme. Il est défini de la façon suivante.

Soit (a, b, c, d, e) les paramètres du parabolique trouvés lors du calcul du déplacement (§ 2.1.2.)

Soit C_{crit} une valeur critique des coefficients d'ordre deux du parabolique (a et c).

Si $a < C_{crit}$ ou $c < C_{crit}$, alors le point de mesure n'est pas pris en compte.

Ainsi, lors du calcul d'un champ de déplacement sur une image, certaines zones d'extraction ne vérifient pas les critères, les mesures en ces zones ne sont donc pas retenues. Il apparaît alors des lacunes dont il faudra tenir compte lors du calcul des déformations.

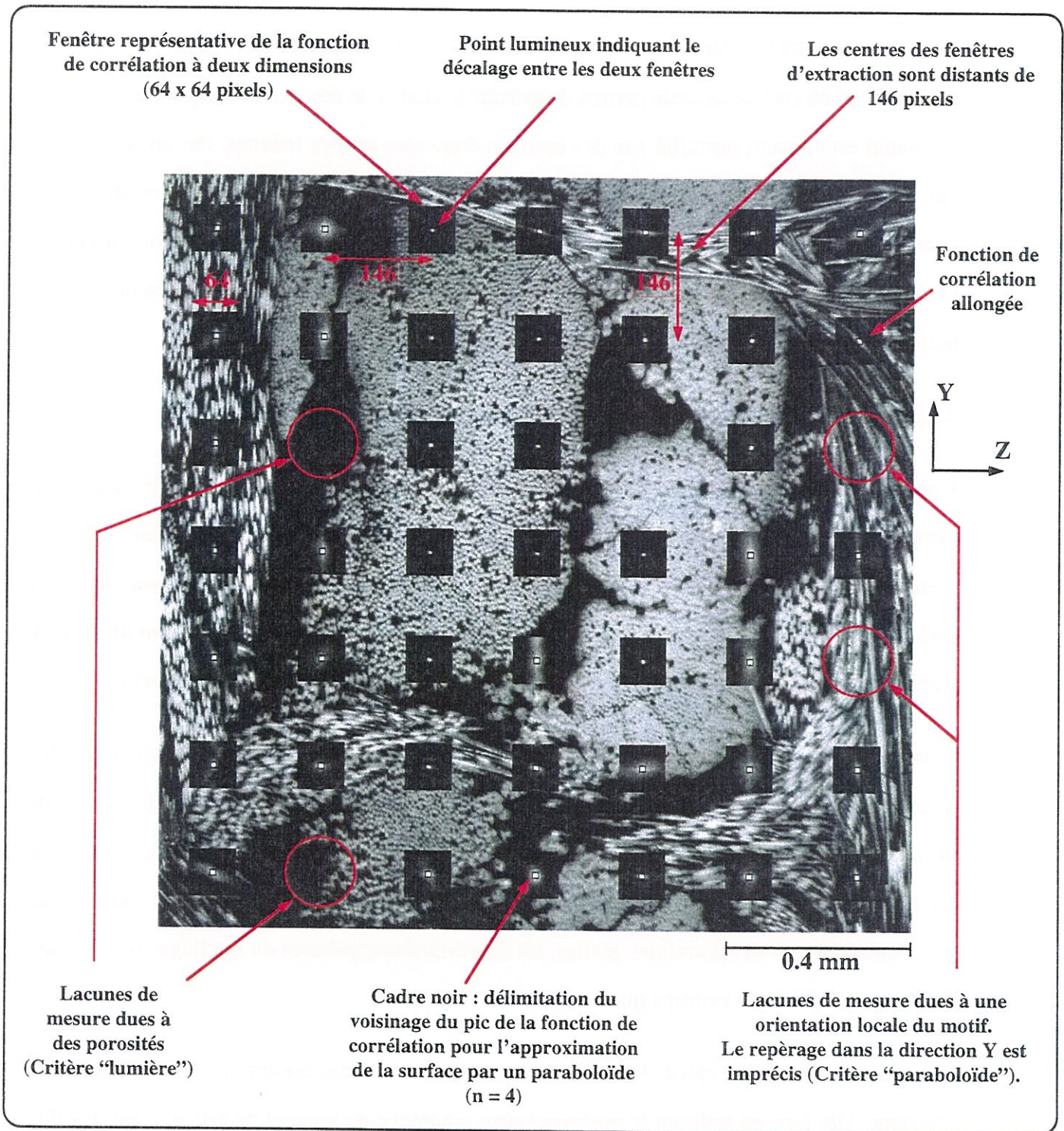


Figure 9 : Répartition du réseau régulier de points sur l'image, ici étudiée en 7x7 points et présence de lacunes de mesure.

2.2.2. A propos d'une technique d'évaluation du champ de déformation

A partir de la carte des déplacements locaux (U_x , U_y) pour l'ensemble de l'image, une méthode de dérivation de surface discrète permet de calculer le champ de déformation expérimental. Mais ce champ est souvent perturbé par des mesures douteuses ou des lacunes. Par conséquent, il faut d'abord extrapoler la carte de déplacement afin de combler les lacunes de mesure, puis lisser cette nouvelle surface discrète en utilisant par exemple une approximation polynomiale. Dès lors la dérivation qui en découle est bien plus homogène, tout en restant représentative des mesures physiques effectuées sur le matériau.

2.2.3. Calcul des déformations en utilisant un logiciel de calcul EF

Une autre méthode utilisant un calcul par éléments finis permet d'obtenir un champ complet de déformation à partir d'un réseau régulier de points de mesures de déplacement. Cette méthode prend en compte le cas de lacunes dans le réseau. Le calcul par éléments finis sert uniquement à déduire le champ de déformation à partir de la carte des déplacements. **En aucun cas** on n'effectue un calcul de structure intégrant les caractéristiques mécaniques du composite.

Cette méthode consiste à réaliser un maillage régulier d'éléments plans quadrilatéraux dont les noeuds correspondent aux points de mesure du réseau expérimental (exemple : deux noeuds voisins sont distants de 146 pixels ; figure 9 et 10). On affecte à chacun des noeuds du maillage un déplacement imposé de la valeur mesurée au point du réseau correspondant. Puis on effectue un calcul élastique en contraintes planes, les éléments rectangulaires du maillage sont affectés d'une rigidité élastique isotrope quelconque.

Ce calcul ne sert qu'à évaluer les déformations, les valeurs des contraintes n'ont aucun sens physique. Dès lors, en utilisant le postprocesseur graphique du logiciel de calcul, il est possible de visualiser les valeurs des déformations longitudinales, transverses et de cisaillement.

Le cas des lacunes est pris en compte par le calcul élastique. En effet, si le déplacement n'est pas connu en un point, aucun déplacement n'est imposé au noeud correspondant. Les déformations dans le voisinage d'une lacune sont déduites des déplacements imposés aux

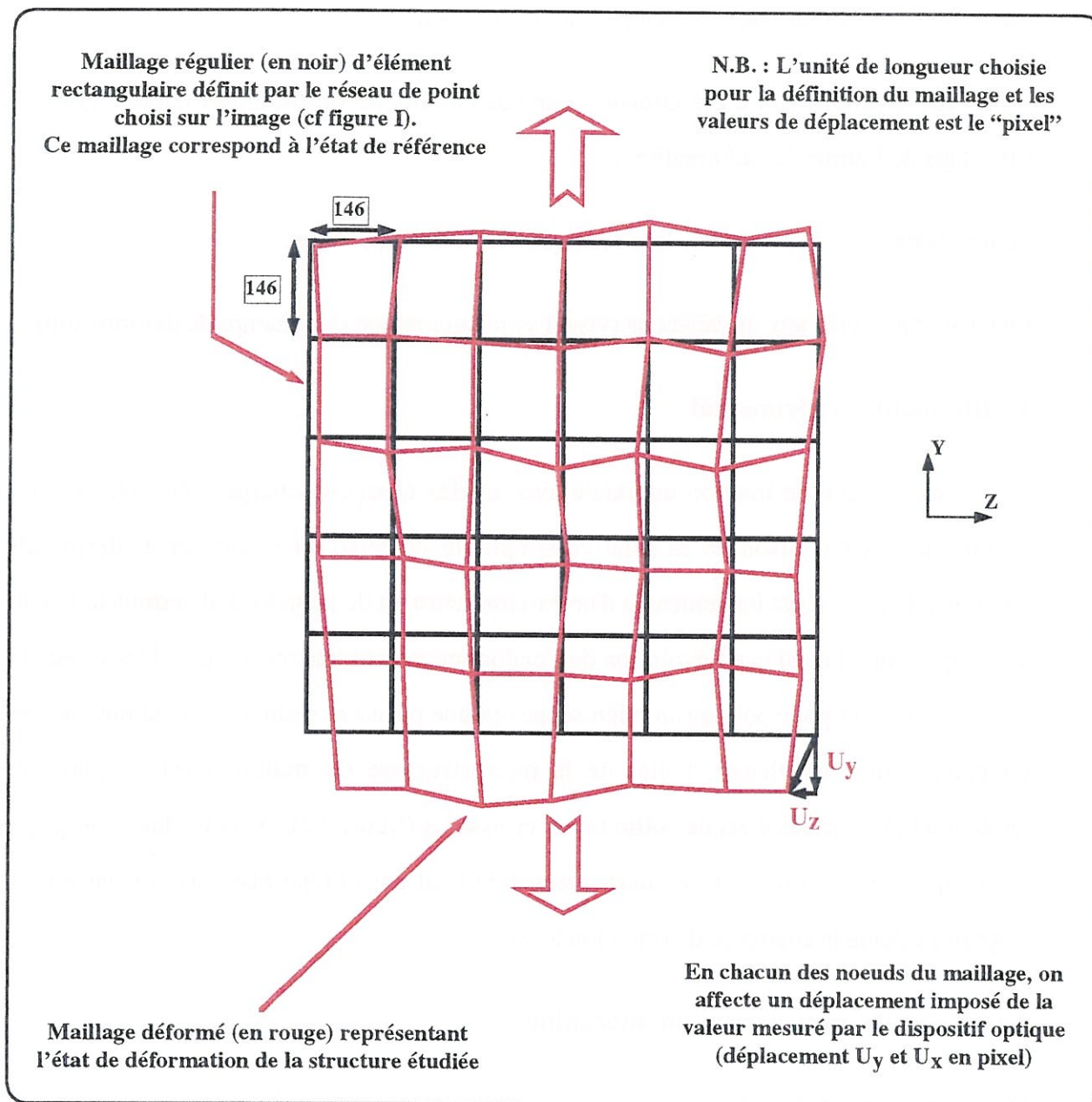


Figure 10 : Principe d'utilisation d'un maillage d'éléments finis pour évaluer l'état de déformation d'une structure à partir de mesures optiques de déplacement sur un réseau régulier de points.

noeuds voisins. La valeur de ces déformations est représentative de la réalité physique, sauf dans le cas où la lacune est située en périphérie du réseau.

C'est cette méthode qui a été choisie pour nos calculs de déformation (figure 11). Elle a l'avantage de fournir des information :

- qui respectent les hypothèse de la mécanique des milieux continus,
- qui sont familières aux mécaniciens (visualisation graphique des champs de déformation).

3. Dispositif expérimental

L'essai mécanique de traction uniaxiale avec cycles charge-décharge a été retenu dans un premier temps en raison de sa relative simplicité de mise en oeuvre et d'interprétation. L'éprouvette en C/C est instrumentée d'un extensomètre ou de jauges qui déterminent la courbe de comportement ainsi que l'évolution de l'endommagement macroscopique. Une de ses faces est préalablement polie pour qu'un microscope optique puisse examiner in situ la microstructure du composite sous charge. L'état de la microstructure du matériau est soigneusement photographié pour des états de sollicitation croissants (figure 12). A partir des photographies numériques prises à un état de chargement donné, et par comparaison avec l'état initial, le dispositif calcule le champ de déformation local.

3.1. Essai de caractérisation mécanique

Dans notre cas, seuls des essais de caractérisation mécanique uniaxiaux sont effectués. Ces essais sont réalisés sur une machine d'essai mécanique (INSTRON 8501), équipée de mors hydrauliques. Ce type de mors est nécessaire afin d'éviter toute torsion parasite lors du serrage. Ils sont parfaitement alignés pour s'assurer de la pureté des essais. Les éprouvettes sont systématiquement équipées d'un extensomètre permettant de piloter l'essai mécanique.

3.2. Dispositif optique d'observation de la microstructure sous charge

L'observation de la surface polie de l'éprouvette se fait à plusieurs échelles, suivant le dispositif optique employé. Un objectif macro-photographique est utilisé pour les faibles grossissements,

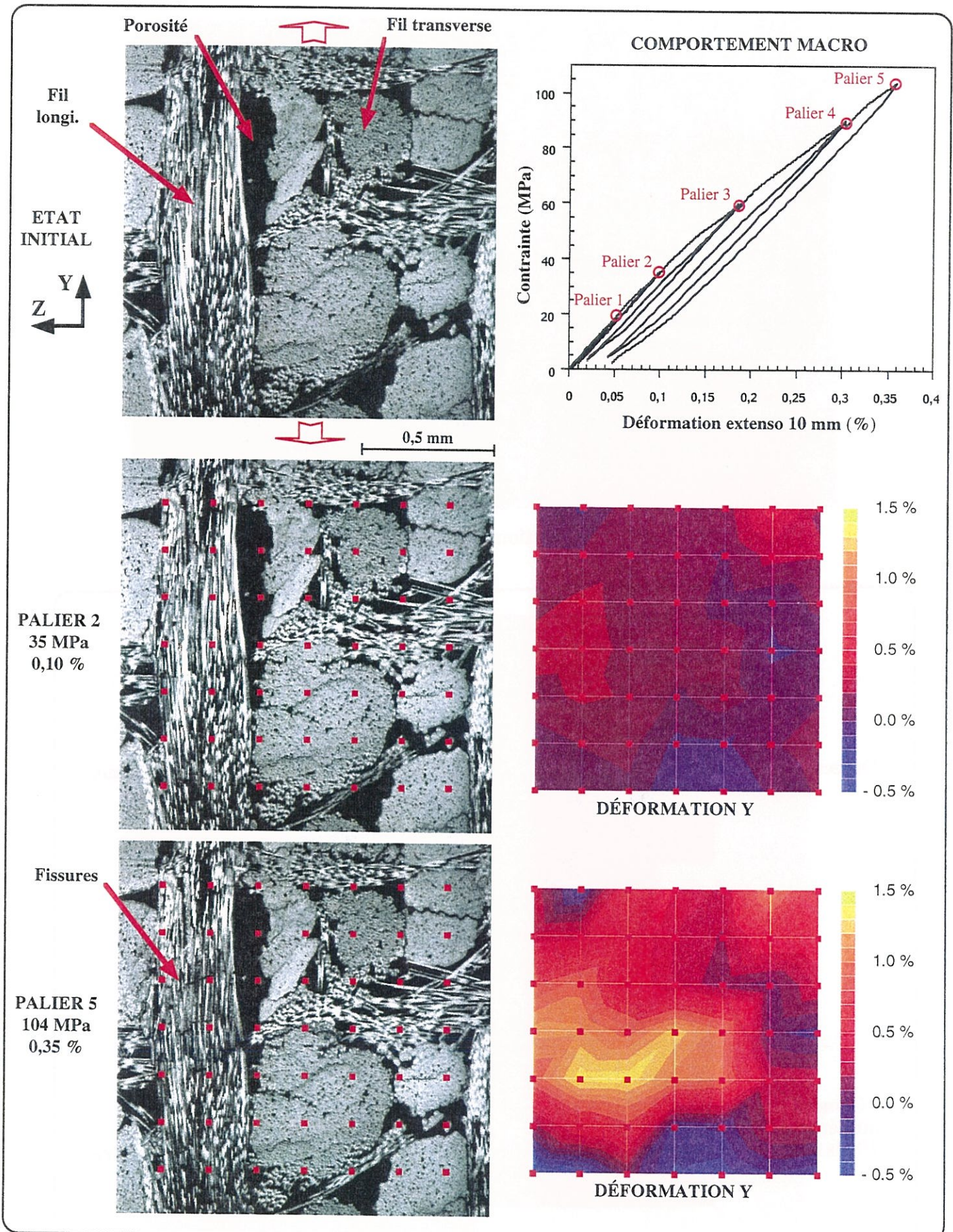


Figure 11 : Illustration du principe d'évaluation d'un champ de déformation à partir de mesures optiques de déplacement effectuées sur un réseau régulier de points. Mise en évidence de l'hétérogénéité du champ de déformation d'un composite C/C soumis à un essai de traction dans la direction Y.

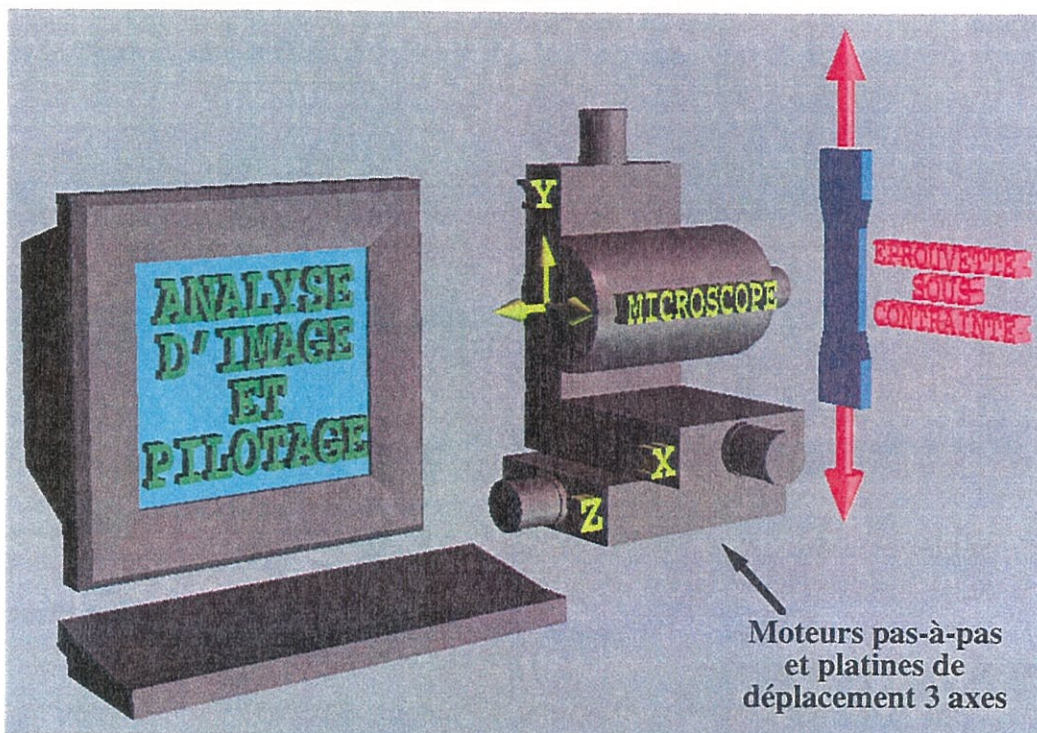


Figure 12 : Principe de fonctionnement du dispositif expérimental

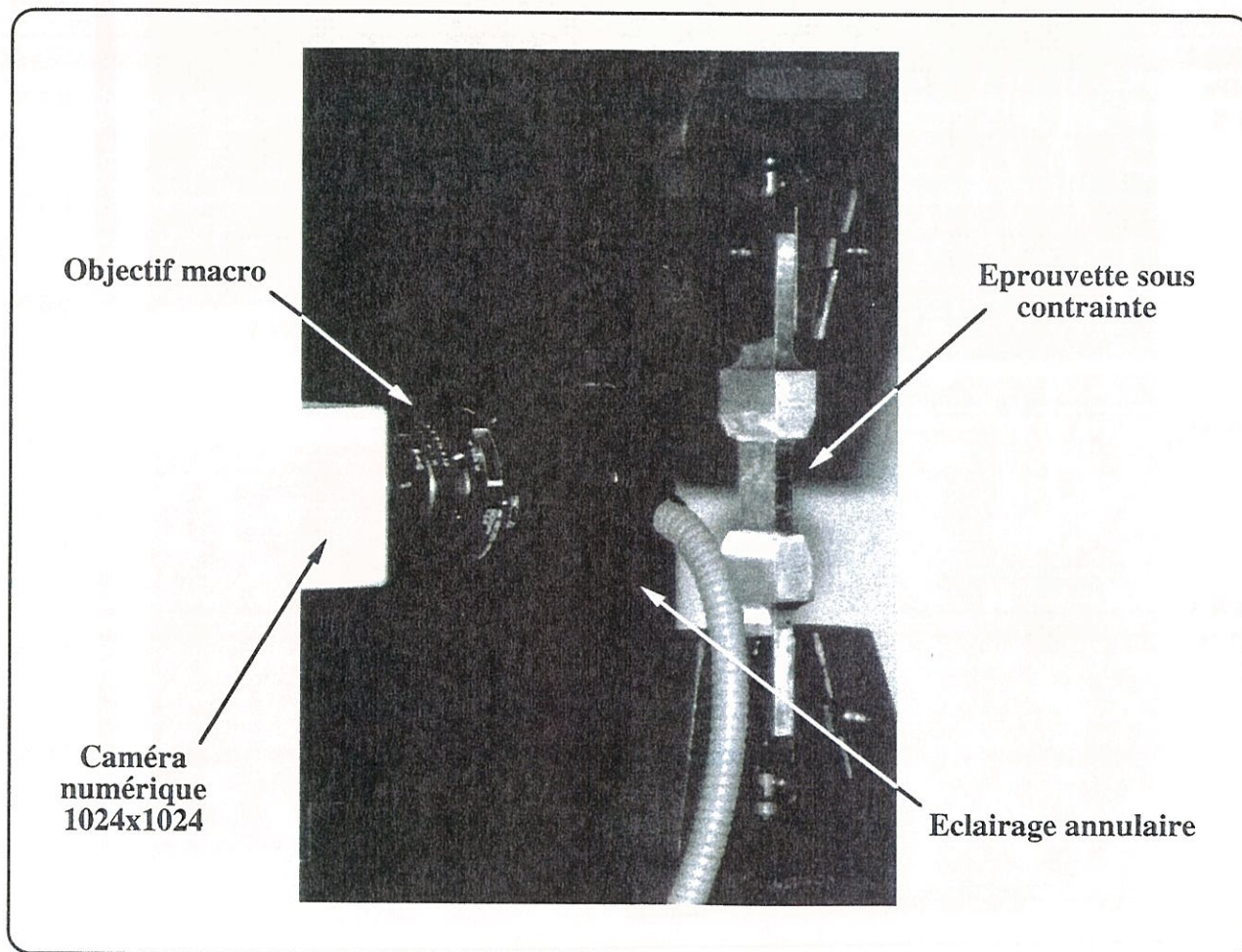


Figure 13 : Observation avec l'objectif macrophotographique

et un microscope optique muni de divers objectifs pour les observations plus fines. Pour des raisons d'accessibilité à l'éprouvette, les objectifs doivent avoir une assez grande distance d'observation (frontale au moins 5 mm).

3.2.1. Objectif macro-photographique

Un objectif macrophotographique NIKON (AF-MICRO-NIKKOR 60 mm) permet d'observer une zone carrée de 7 mm de côté au grossissement maximum (figure 13). La distance d'observation est de l'ordre de 5 cm à ce grossissement. La surface observée est illuminée par un éclairage annulaire placé sur l'objectif et relié à une source lumineuse par une fibre optique. Cette source lumineuse est alimentée par une tension stabilisée pour ne pas subir de variation d'intensité.

3.2.2. Microscope optique

Un microscope optique Nacet MS 98 est équipé d'objectifs travaillant à distance infinie (figure 14). Ceci permet l'utilisation de bagues rallonges placées entre l'objectif et le microscope afin d'accéder plus facilement à l'éprouvette. Les deux objectifs couramment utilisés sont des objectifs plans semi-apochromatiques. L'objectif de grossissement 4 permet l'observation d'une zone de 1,6 mm de côté, et celui de grossissement 20 de 0,3 mm de côté. L'éclairage est assuré par un illuminateur épiscopique qui transmet la lumière au travers de l'objectif et éclaire ainsi la surface par réflexion selon le principe de l'éclairage de Köhler (figure 15). Une cage de lampe réglable, équipée d'une ampoule halogène de 50 Watt alimentée par une tension stabilisée, assure un éclairage uniforme et constant.

Cet illuminateur est équipé de diaphragmes de champ et d'ouverture. Le diaphragme de champ permet de limiter l'éclairage de l'éprouvette à la zone observée, ceci afin de s'affranchir des phénomènes parasites de diffraction. Le diaphragme d'ouverture est, quant à lui, toujours utilisé en ouverture maximale afin de limiter la profondeur de champ à celle inhérente à l'objectif. Sachant qu'il est nécessaire d'effectuer une mise au point automatique afin de positionner l'objectif à distance constante de l'éprouvette (§ 3.4.1), et que la zone observée est suffisamment plane pour obtenir une image nette sur l'étendue de la photo, l'utilisation d'un

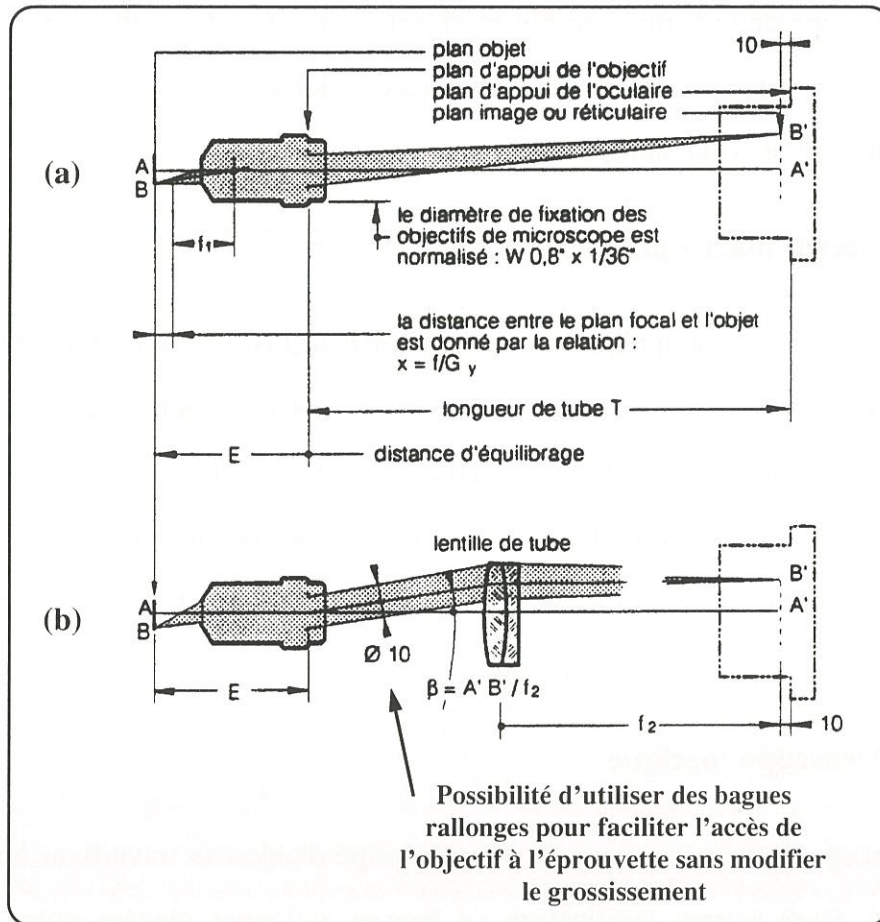


Figure 14 : Principe de fonctionnement des objectifs d'un microscope travaillant à distance finie (a) et à distance infinie (b)

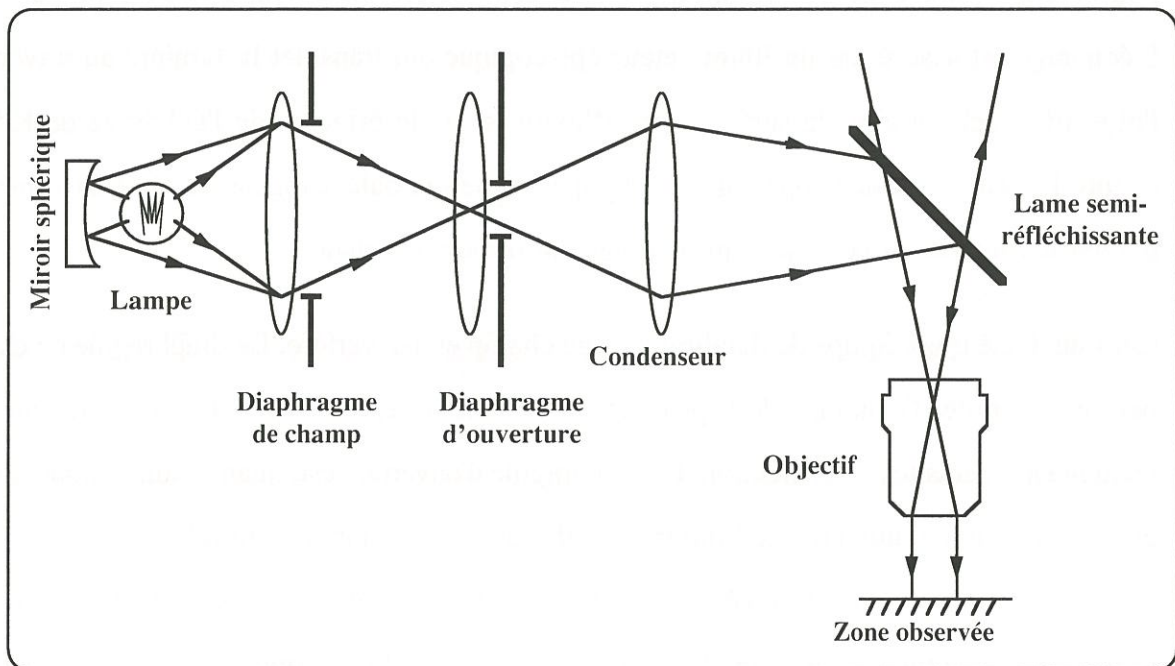


Figure 15 : Principe de l'éclairage de Köhler dans un microscope en lumière réfléchi

diaphragme d'ouverture n'est pas nécessaire. C'est même au contraire un inconvénient, car le principe de mise au point automatique utilise les variations de la netteté de l'image dans la profondeur de champ pour se positionner au point le plus net. Par conséquent, vu que la fermeture du diaphragme d'ouverture augmente la profondeur de champ, il est nécessaire que celui-ci reste grand ouvert, afin d'augmenter la précision du positionnement. Ce positionnement est moins précis si le diaphragme est fermé.

3.3. Dispositif d'acquisition d'image numérique

Une caméra numérique Hamamatsu C4742-95 haute résolution (1024x1024 pixels) effectue l'acquisition numérique au niveau du plan focal image du dispositif optique. La caméra numérise l'image sur 1024 niveaux de gris. Puis, cette image est directement transmise au PC par une carte d'acquisition 8 bits (256 niveaux de gris) Imaging Technology. Le temps d'exposition du capteur CCD est piloté par un obturateur électronique, et est réglable par l'utilisateur entre 0,2 ms et 111,2 ms. Ce temps d'exposition est préalablement optimisé pour étendre au maximum le spectre des niveaux de gris de l'image et limiter les saturations (blanche ou noire). Puis cette valeur est conservée tout au long de l'essai pour homogénéiser l'éclairage.

3.4. Pilotage et saisie d'images expérimentales

Le dispositif d'acquisition d'images est monté sur des platines de déplacement micrométrique actionnées par des moteurs pas-à-pas (figure 12). Ceci permet de piloter son déplacement dans les trois directions de l'espace. Ainsi, on peut observer toute la face de l'éprouvette au cours de l'essai mécanique. Ces platines sont pilotées à partir d'un ordinateur central (PC Gateway 2000 fonctionnant à une cadence de 200 MHz). De même, le paramétrage de la caméra et l'acquisition d'images sont pilotés par cet ordinateur qui permet aussi le post-traitement des images jusqu'à l'obtention des champs de déplacement.

Une série de programmes a été développée à partir du logiciel de programmation Labview, d'une bibliothèque spécifique à l'analyse d'image (Imaq Vision) et des "drivers" adaptés aux

différents appareils. Ces programmes réalisent une mise au point automatique et reproductible de l'image, et effectuent une cartographie rigoureuse de toute la zone étudiée à chaque palier.

3.4.1. Mise au point automatique

Compte tenu d'un risque de déplacement hors plan de l'éprouvette pendant l'essai, il est nécessaire de faire une mise au point reproductible avant chaque cartographie.

En effet, un objectif possède une certaine profondeur de champ dans laquelle la netteté est bonne. En d'autres termes, l'image reste nette pour l'observateur dans un voisinage du plan photographié, la longueur de manoeuvre étant appelée la profondeur de champ (quelques dizaines de micromètres pour un objectif classique). Dans notre cas, la zone observée est "parfaitement" plane, et lors de la prise photo, ce plan est positionné aléatoirement dans la profondeur de champ. Or le grandissement est susceptible de varier dans l'étendue de la profondeur de champ comme l'indique la figure 16. Cette variation de grandissement entraîne une erreur maximale de l'ordre de 5.10^{-5} sur la mesure de déformation. Par conséquent, il est nécessaire d'effectuer une mise au point reproductible afin de positionner le plan focal objet de façon très précise dans la plage de netteté de l'objectif.

Pour réaliser cette mise au point, on effectue une série focale en faisant une évaluation de la netteté de l'image en fonction de la position de l'objectif suivant l'axe perpendiculaire à la face observée. Le dispositif optique se déplace suivant cet axe et il saisit une dizaine de photos régulièrement espacées sur l'étendue de la profondeur de champ. La netteté de chacune des photos est évaluée par la valeur du gradient moyen de l'image (dérivation de l'image numérique). Cet ensemble de valeurs de netteté en fonction de la position sur l'axe constitue la série focale. On en fait une approximation par un polynôme du 3^e degré afin de déterminer la position de netteté maximum (figure 17). Dès lors, le dispositif optique se positionne à la distance optimale de l'éprouvette, et l'image définitive est saisie. Ainsi, pour un objectif ayant une profondeur de champ de 40 μm , on peut se positionner systématiquement au même endroit avec une précision de $\pm 1 \mu\text{m}$. L'erreur due aux variations de grandissement est alors négligeable. Ce dispositif fonctionne très correctement quel que soit l'objectif utilisé.

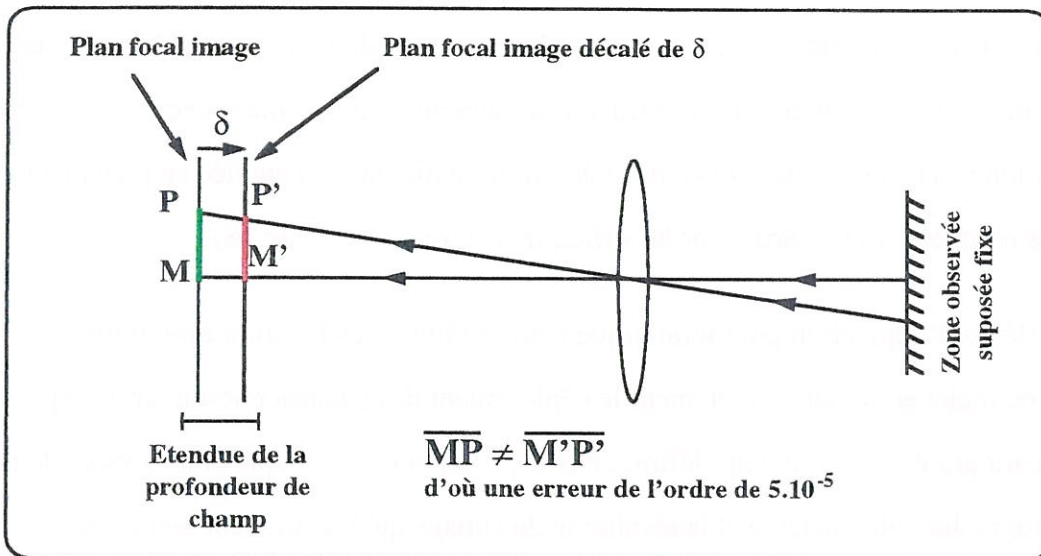


Figure 16 : Variation du grossissement du système optique sur l'étendue de la profondeur de champ.

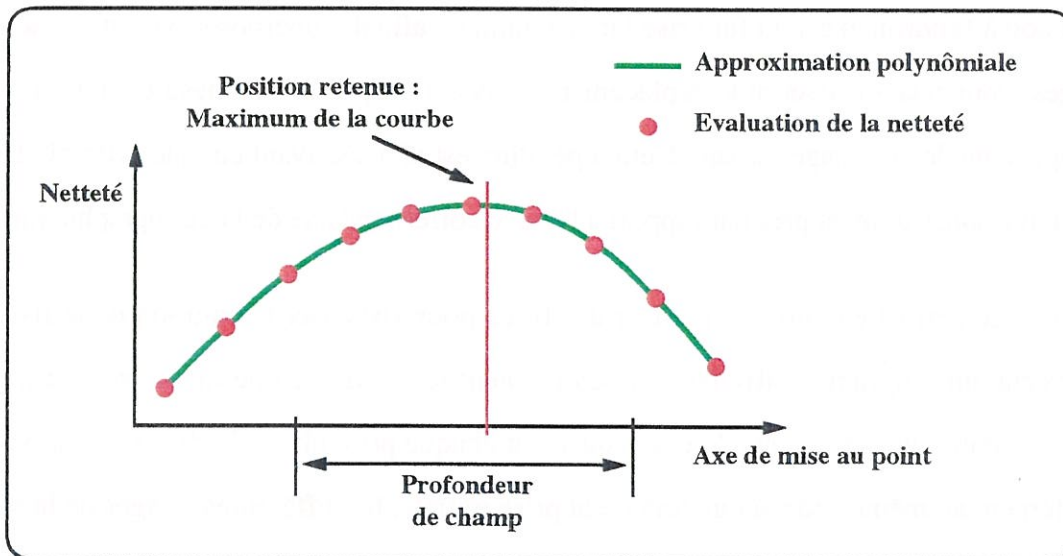


Figure 17 : Principe de mise au point automatique. Positionnement dans la profondeur de champ par approximation polynômiale de la série focale.

3.4.2. Principe de cartographie de l'éprouvette et saisie d'image

Lors de l'étude d'un phénomène microscopique, on ne peut pas se contenter d'une seule photo, il faut pouvoir inspecter une grande zone de la surface de l'éprouvette. Une inspection plus vaste peut se faire par diminution du grossissement optique, mais ceci au détriment de la résolution de l'image. Le seul moyen est de cartographier la zone étudiée en prenant une série de photos régulièrement réparties sur la surface de l'éprouvette (figure 18).

Le système d'acquisition photographique étant mobile dans les trois directions de l'espace, il suffit de régler et piloter correctement le déplacement des platines micrométriques pour réaliser cette cartographie. L'utilisateur définit alors le grossissement optique et le nombre de photos de la cartographie selon la taille et la résolution de l'image qu'il désire pour son étude.

Sachant que le champ de déformation ne peut pas être calculé sur le bord d'une photo, il est nécessaire que chaque image élémentaire chevauche ses voisines afin d'assurer la continuité du champ de déformation sur l'étendue de la zone observée.

D'autre part, avant chaque prise photo, il convient de se positionner avec la plus grande précision à l'endroit exact où fut prise l'image initiale, afin de superposer parfaitement les deux images. Pour cela, on asservit le déplacement du système optique à la mesure du décalage entre l'image actuelle et l'image initiale. Cette opération est réalisée avant chaque prise photo. On se positionne ainsi au pixel près par rapport à l'image correspondante de la cartographie initiale.

Ce procédé permet en outre de réaliser des films pour visualiser l'évolution de la fissuration. Pour cela, un programme affiche consécutivement les images d'une même zone prises à des états de contraintes croissants. Sachant qu'avant chaque prise photo, le dispositif se positionne exactement au même endroit que lors de la prise initiale, les différentes images de la séquence animée sont stables lors de l'affichage. Ces films permettent une identification dynamique des mécanismes de fissuration.

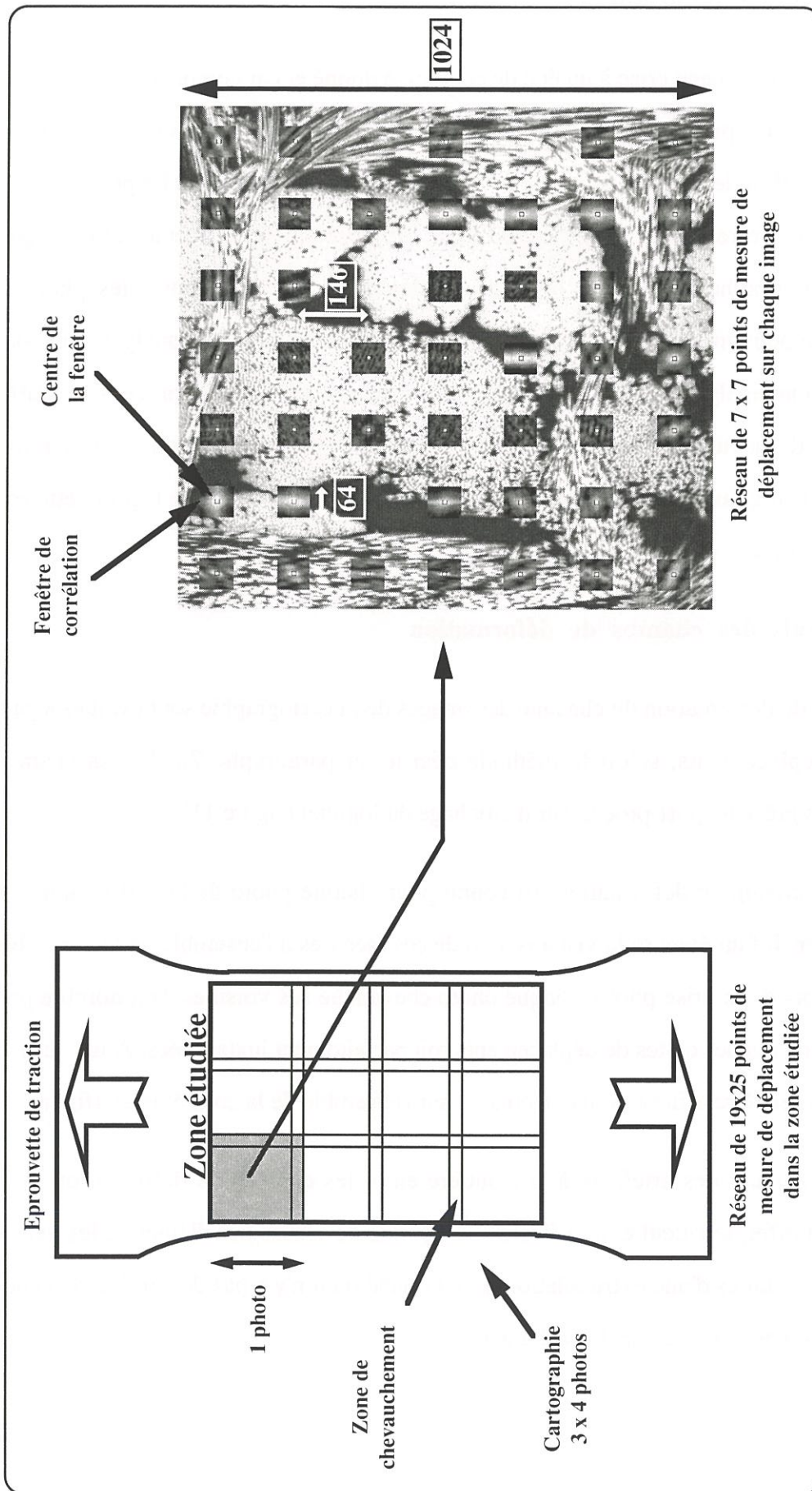


Figure 18 : Principe de cartographie de la zone étudiée lors de l'acquisition d'image. Cette technique permet d'étudier les déformations d'une grande zone tout en conservant une bonne résolution optique et une bonne finesse de grille d'étude des déformations.

3.5. Calculs des déformations

A partir de chaque image prise à un état de contrainte donné et par comparaison avec l'image de cette même zone prise à l'état initial, un programme évalue la carte des déplacements. L'utilisateur définit le nombre de points de mesure qu'il désire par photo. Le programme extrait alors les zones correspondantes et le calcul des déplacements est effectué selon l'algorithme décrit au paragraphe 2.1. Ayant la carte des déplacements pour toutes les photos, il est nécessaire de pouvoir les analyser pour chaque palier. Deux méthodes d'analyse sont possibles. D'une part, une analyse spatiale des déformations en utilisant le post-processeur d'affichage d'un logiciel de calcul par élément finis. D'autre part, une analyse quantitative des déformations à l'aide de l'histogramme des déformations déterminées sur l'ensemble de l'éprouvette pour une contrainte donnée.

3.5.1. Calculs des champs de déformation

Les champs de déformation de chacune des images de la cartographie sont évalués à partir des cartes de déplacements, selon la méthode décrite au paragraphe 2.2.3. Ces champs sont visualisables grâce au post-processeur d'affichage du logiciel (figure 11).

Dès lors, le champ de déformation est connu pour chaque photo de la cartographie et pour chaque palier. Il faut étendre la visualisation de ces mesures à l'ensemble de la zone observée. Pour cela, lors de la prise photo, chaque photo chevauche ses voisines d'un nombre précis de pixel, de façon que les cartes de déplacements soit parfaitement juxtaposées. Ainsi, le champ de déformation peut être affiché de façon continu sur l'ensemble de la zone étudiée (figure 19).

Il existe cependant des artefacts à la frontière entre les champs de déformation de photos voisines. En effet, le calcul étant effectué aux points de Gauss des éléments, les valeurs aux noeuds sont déduites d'une extrapolation. Etant donné qu'il n'y a pas de continuité d'une photo à l'autre, il ne peut pas y avoir de prolongement.

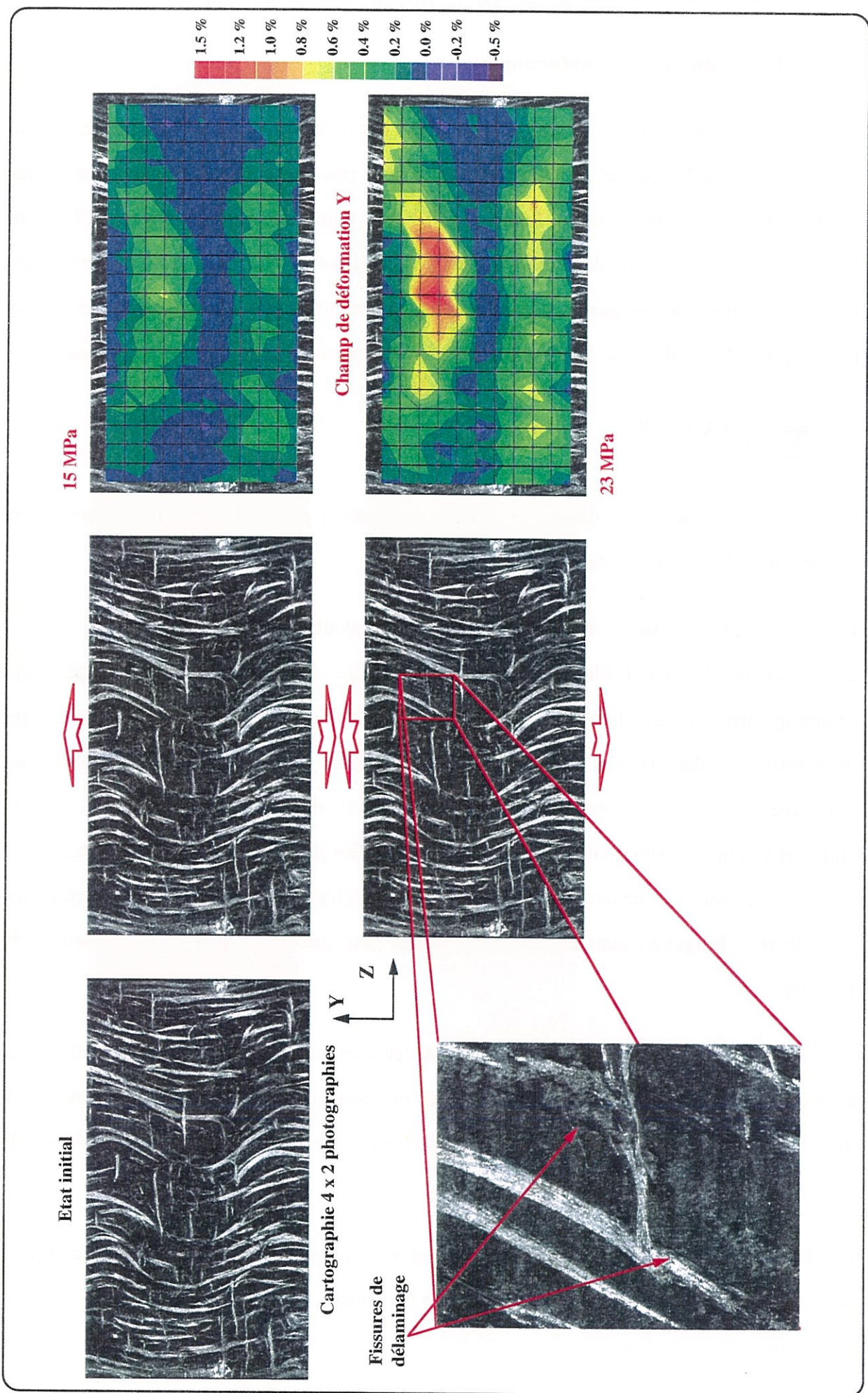


Figure 19 : Juxtaposition des cartographies de déformation et de photographie afin d'avoir une vue globale sur l'ensemble de la zone étudiée pour plusieurs états de contrainte.

3.5.2. Histogramme des déformations

Une autre méthode permet une analyse quantitative des déformations sur l'étendue de la zone observée. Il s'agit de calculer la déformation entre deux points voisins directement à partir des valeurs de déplacement mesurées. Sachant qu'il y a 49 points de mesure par image (7x7), on obtient donc 42 valeurs de déformation dans chaque direction du plan. Puis, en prenant en compte l'ensemble des images de la cartographie, on obtient un grand nombre de valeurs pour chaque palier. Ces valeurs de déformation sont visualisées par un histogramme en fréquence :

$$f_i = \left(\frac{N_i}{\sum N_i} \right) \text{ (figure 20)}$$

Cet histogramme décrit la distribution des déformations pour une contrainte donnée sur l'ensemble de la zone observée.

D'après ce principe, chaque valeur de déformation est calculée entre deux points voisins. Mais dans le cas où il existe des lacunes de mesure (repérage impossible - § 2.2.1), on perd une grande quantité d'information. En effet, pour une lacune dans le réseau, on perd deux valeurs de déformation dans chaque direction du plan. En outre, l'information de déformation au voisinage de cette lacune n'est pas prise en compte. Or si l'on mesure la déformation, non pas entre deux points voisins, mais entre deux points plus éloignés, on résout ce problème, car les mesures "sautent" les lacunes. Par conséquent, il est préférable de calculer les histogrammes pour diverses longueurs dans le cas des matériaux susceptibles de présenter des lacunes de mesures.

Par exemple, pour un quadrillage 7x7 points distants les uns des autres de 146 pixels, on a, dans chaque direction du plan, 42 valeurs de déformation évaluées entre deux points voisins, 35 valeurs pour une distance de 2 x 146 pixels, 28 pour 3 x 146 pixels, 21 pour 4 x 146 pixels ...etc...

Dès lors, ayant une distribution de valeurs de déformation pour une contrainte donnée et pour une longueur fixée, on en trace l'historgramme en fréquence :

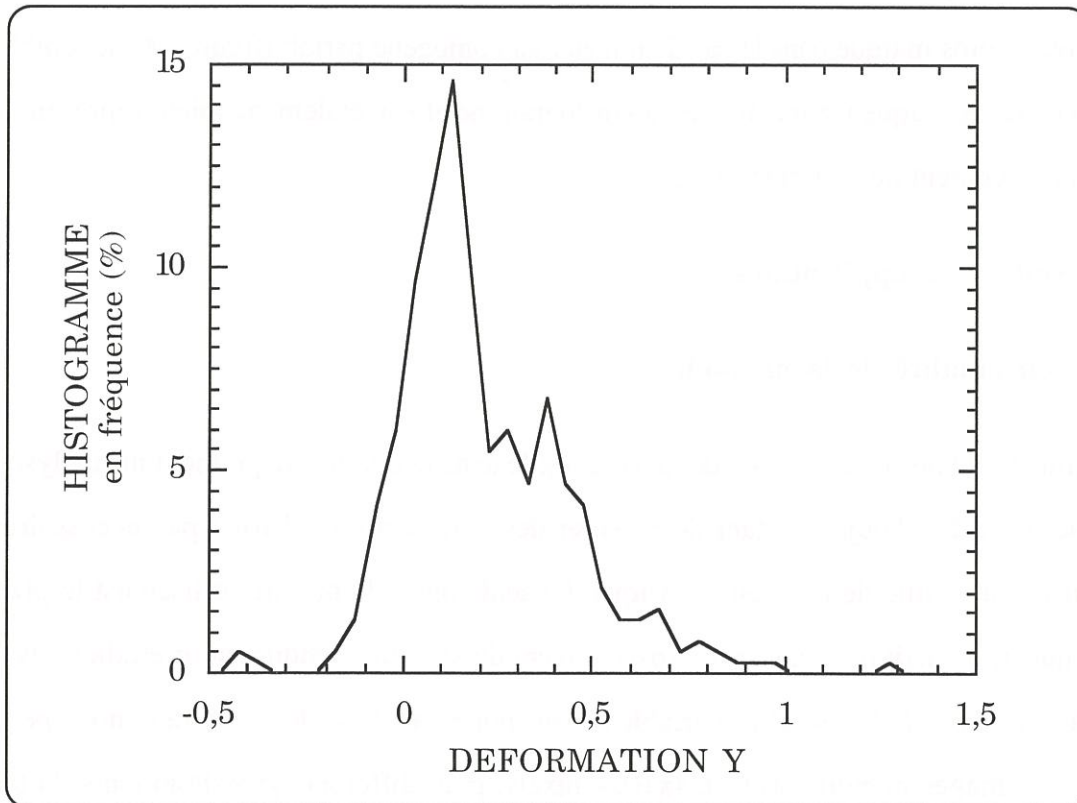


Figure 20 : Histogramme des déformations mesurées sur un composite C/C soumis à une contrainte moyenne de 90 MPa. L'histogramme est exprimé en fréquence d'apparition et il est défini par un ensemble de 380 valeurs de déformation. Ces déformations sont mesurées sur une longueur de 3 x 146 pixels et à partir d'une cartographie constituée de 20 photos (5 x 4)

La figure 21 montre les histogrammes en fréquence des déformations mesurées sur un matériau composite C/C endommageable pour des contraintes croissantes. Les déformations sont évaluées sur des distances de 3×146 pixels. Au total, sur la cartographie (20 photos), 380 mesures sont prises en compte par palier, et dans chaque direction, pour calculer les histogrammes. Ces histogrammes ont la particularité de s'étaler au fur et à mesure que la sollicitation augmente, ce qui induit une chute de la fréquence maximale. Ce phénomène est beaucoup moins marqué dans le cas d'un matériau homogène parfait (figure 28). Il semble donc que la chute de fréquence maximale de l'histogramme et son étalement soient représentatifs de l'endommagement du matériau (§ 4.3.1).

4. Résultats et applications

4.1. Originalité de la méthode

La particularité de cette méthode de mesure réside dans le fait qu'elle permet une analyse multi-échelle. En effet, l'objectif étant de mesurer des déformations, il n'est pas nécessaire de se ramener à une unité de longueur métrique. La seule unité de mesure utilisée est le pixel. Par conséquent, il suffit de changer le grossissement du système optique, pour étudier l'évolution des déformations à des échelles variables. Dans notre cas, le système optique nous permet de saisir des images numériques (1024×1024 pixels) pour différents grossissements, la taille de l'image observée variant entre 0,3 mm et quelques centimètres de côté. De plus, en effectuant des cartographies constituées de plusieurs photos prises côte-à-côte, on peut étendre l'étude à une zone plus vaste de l'éprouvette tout en conservant le même grossissement, donc la même résolution.

Ainsi, sachant que chaque image possède un réseau allant de 4 à 49 points d'analyse des déplacements, et qu'une cartographie comprend autant de photographies qu'on le désire, on peut créer une grille fictive ayant la taille et la résolution qui convient le mieux à l'étude.

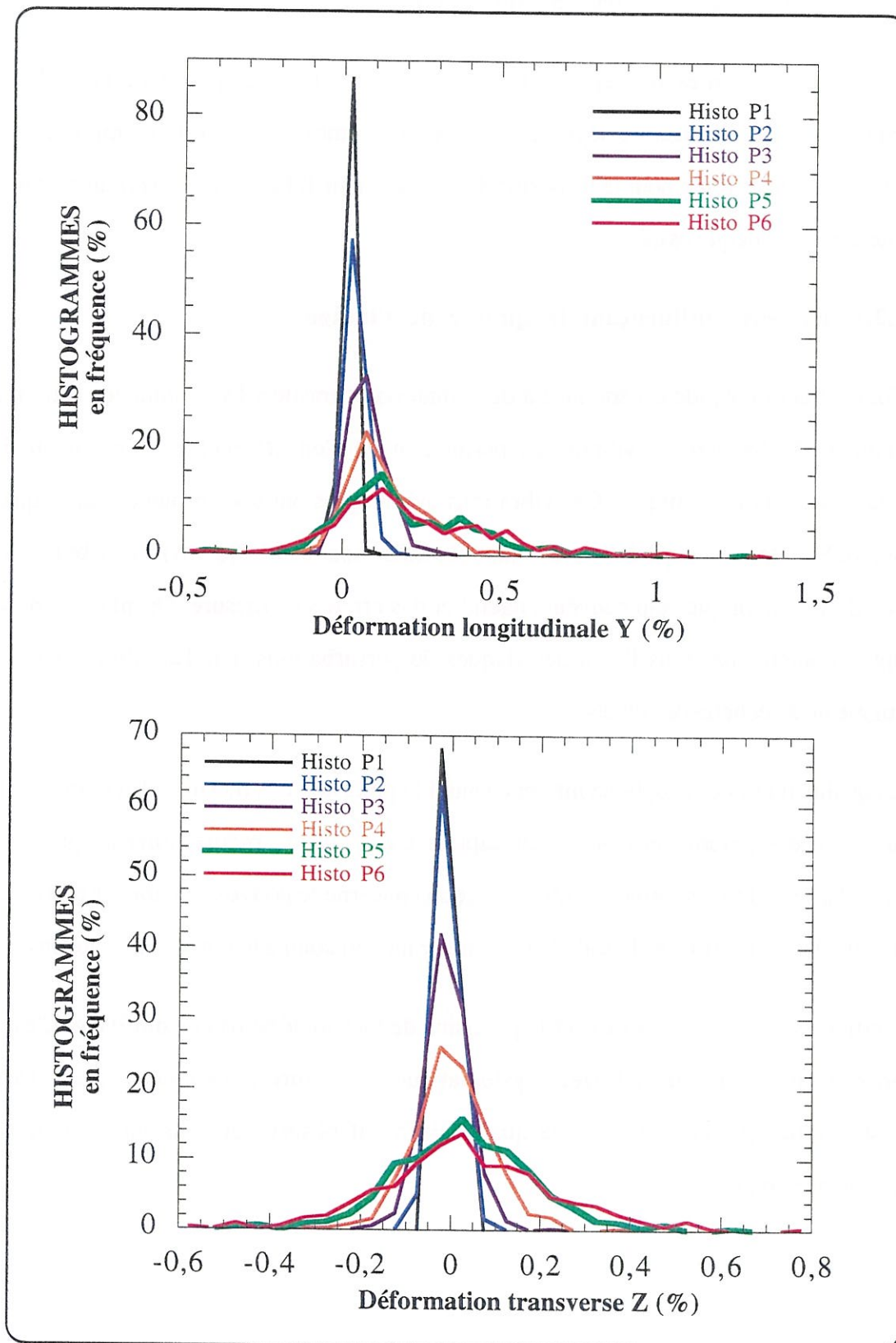


Figure 21 : Histogrammes des déformations d'un composite C/C pour des sollicitations croissantes :
P1 = 10 MPa; P2 = 20 MPa; P3 = 35 MPa
P4 = 60 MPa; P5 = 90 MPa; P6 = 100 MPa
(380 mesures - 5 x 4 photos par palier - longueur 3x146 pixels)

4.2. Précision des mesures de déformation

La précision des mesures dépend du grossissement optique employé, de la qualité du motif (Speckle), et de la distance séparant deux points de mesure. Il est donc impossible d'évaluer une précision absolue pour le dispositif de mesure, mais il faut évaluer l'erreur systématique de mesure pour chaque essai.

4.2.1. Facteurs influençant la qualité de l'image

Toute structure rigide est soumise à des vibrations parasites. Des montages filtrant certaines gammes de fréquences vibratoires permettent de s'en affranchir en partie, mais jamais totalement (dalle sismique). Ces vibrations mécaniques ont une influence sur la qualité de la photo. En effet, le temps de pause n'étant pas infiniment court (qq. ms), ces vibrations génèrent des flous dynamiques qui peuvent engendrer des erreurs de mesure. Or, plus le grossissement optique augmente, plus il y a des risques de perturbations, car l'amplitude des vibrations augmente à l'échelle des pixels.

La qualité du système optique influence aussi la précision des mesures. En pratique, il faut que la distance séparant deux pixels du capteur CCD soit du même ordre de grandeur que la granularité de l'image projeté. Cette condition concerne le pouvoir séparateur de l'objectif, et la qualité du motif observé, l'idéal étant d'obtenir un bon contraste entre pixels voisins.

L'influence de ces paramètres sur la précision de mesure n'est pas quantifiable. C'est pourquoi on se contente d'évaluer l'erreur systématique de mesure pour chaque essai. Cette erreur systématique prend en compte la qualité du motif observé et celle du système optique et mécanique employé.

4.2.2. Evaluation de l'erreur systématique de mesure

Lors de la prise de vue initiale, on enregistre, non pas une seule photo de la zone étudiée, mais une série de trois clichés pris à des instants différents. Compte tenu des vibrations de la structure, ces photos sont numérisées avec un certain décalage les unes des autres. Sachant que le matériau n'a subi aucune déformation entre ces différents clichés, mais seulement un mouvement solide, l'erreur systématique spécifique à l'essai peut être évaluée en calculant les déformations entre ces photos. L'écart type calculé à partir de la distribution des valeurs de déformation mesurées permet d'évaluer l'erreur systématique du dispositif. Cette erreur est spécifique à l'éprouvette testée (environ $\pm 1.10^{-4}$ en déformation pour le C/C utilisé).

4.2.3. Validation sur un matériau homogène

Pour valider le système de mesure, il est nécessaire d'effectuer des mesures optiques sur un matériau dont on peut mesurer mécaniquement la déformation de façon fiable. Pour cela, des essais sont effectués sur un polymère (Polyacétal). Ce matériau est considéré comme parfaitement homogène à l'échelle d'observation choisie (1 cm). En utilisant une peinture noire en aérosol, on projette un léger dépôt de particules noires sur la surface blanche du polyacétal. On forme ainsi un motif de fine granularité et très contrasté (figure 22). L'observation se fait avec l'objectif macro-photographique qui permet d'analyser une zone carrée d'un centimètre de côté. Une image de la surface est saisie régulièrement au cours d'un essai de traction simple. Avant chaque prise photo, on s'assure de la superposition exacte avec la photo numérisée à l'état initial et on effectue une mise au point automatique. Deux types d'essai ont permis de valider le système de mesure.

D'une part, un barreau en polyacétal est équipé de trois jauges longitudinales (figure 23). Ce dispositif de mesure tient compte des phénomènes parasites de flexion et de non-coaxialité des mors. Il permet d'avoir une bonne approximation de la déformation de la zone photographiée Z4 (figure 24) à partir des mesures réalisées par les jauges J1, J2 et J3. Pour cela, on découple les deux phénomènes en analysant les différences (J3 - J1) et (J2 - J1). En première approximation, si (J3 - J1) est nul, c'est qu'il n'y a pas de flexion, et si (J2 - J1) est nul, c'est

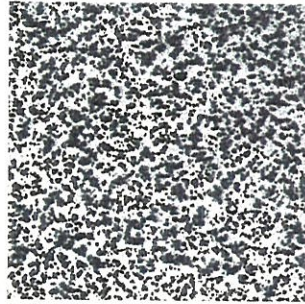


Figure 22 : Motif très contrasté réalisé par dépôt de fine particules noires sur la surface blanche du polyacétal

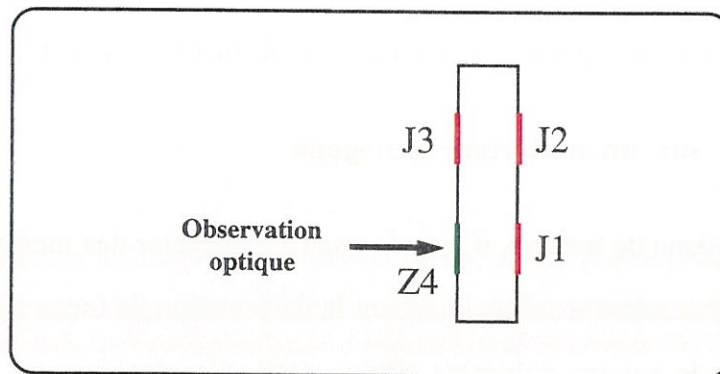


Figure 23 : Schéma du barreau en polyacétal équipé de trois jauges de déformation

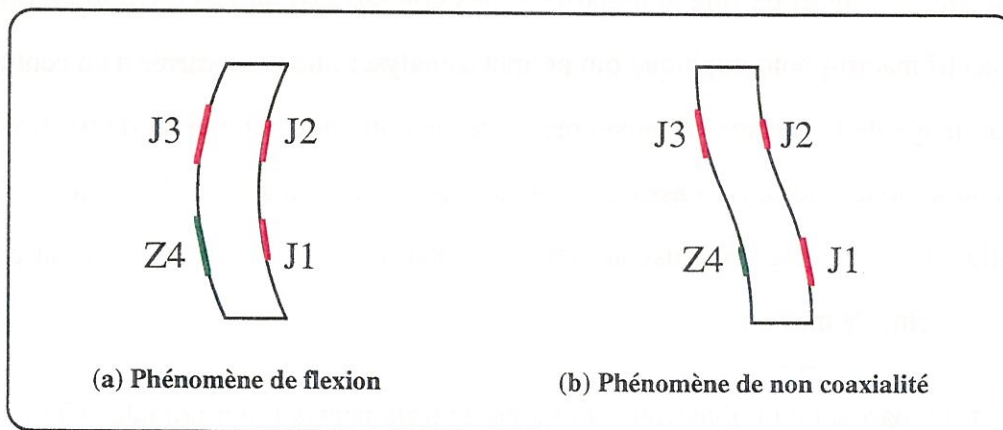


Figure 24 : Représentation des phénomènes parasites dus à un mauvais alignement des mors. Le dispositif constitué des trois jauges (J1, J2 et J3) permet d'évaluer la déformation de la zone observée (Z4)

qu'il n'y a pas de non-coaxialité. Dans notre cas, $(J3 - J1) \approx 0$, seul un phénomène de non-coaxialité intervient. On peut donc considérer que la déformation de la zone observée ($Z4$) est équivalente à la déformation de la jauge $J2$.

On calcule la moyenne et l'écart type des déformations mesurées sur l'image pour chaque état de contrainte. La figure 25 propose une comparaison entre la moyenne des déformations optiques de l'image et la déformation du matériau évaluée en $Z4$ à partir des jauges ($Z4 \approx J2$). La superposition des deux courbes est satisfaisante.

Puis, on calcule l'erreur de mesure par différence entre la déformation optique moyenne et la déformation évaluée par les jauges (supposée exacte). On trace cette erreur et l'écart type des mesures optiques en fonction de la déformation atteinte (figure 26). Ces courbes montrent que l'erreur reste inférieure à la dispersion des mesures effectuées sur l'image. On remarque aussi que l'écart type croît avec la déformation atteinte. Ceci est vraisemblablement dû au fait que les fenêtres de corrélation sont de plus en plus déformées, donc le repérage du motif est d'autant plus délicat. Toutefois, l'erreur de mesure reste tolérable jusqu'à 1 % de déformation, en restant inférieure à 10^{-4} . Ce résultat montre la fiabilité du dispositif de mesure.

Une autre expérience de validation consiste à équiper un barreau de traction en polyacétal d'un extensomètre transverse et d'un extensomètre longitudinal. La mesure optique est faite sur la face opposée. La superposition des mesures optiques et des mesures extensométriques est tout à fait satisfaisante à la fois dans la direction longitudinale et dans la direction transversale (figure 27). On trace sur la figure 28 les histogrammes des déformations optiques obtenus pour quelques états de contraintes. On remarque que ces histogrammes sont bien condensés autour de la mesure extensométrique correspondante (représentée par une droite verticale de même couleur sur la figure 28).

4.3. Caractérisation du matériau C/C dans la direction X

Le matériau composite C/C objet de l'étude sert à la réalisation de pièces à géométrie de révolution. Dans le cas des matériaux A et B, les éprouvettes de caractérisation sont prélevées dans des cylindres ayant des diamètres relativement faibles (figure 29). Par conséquent, la

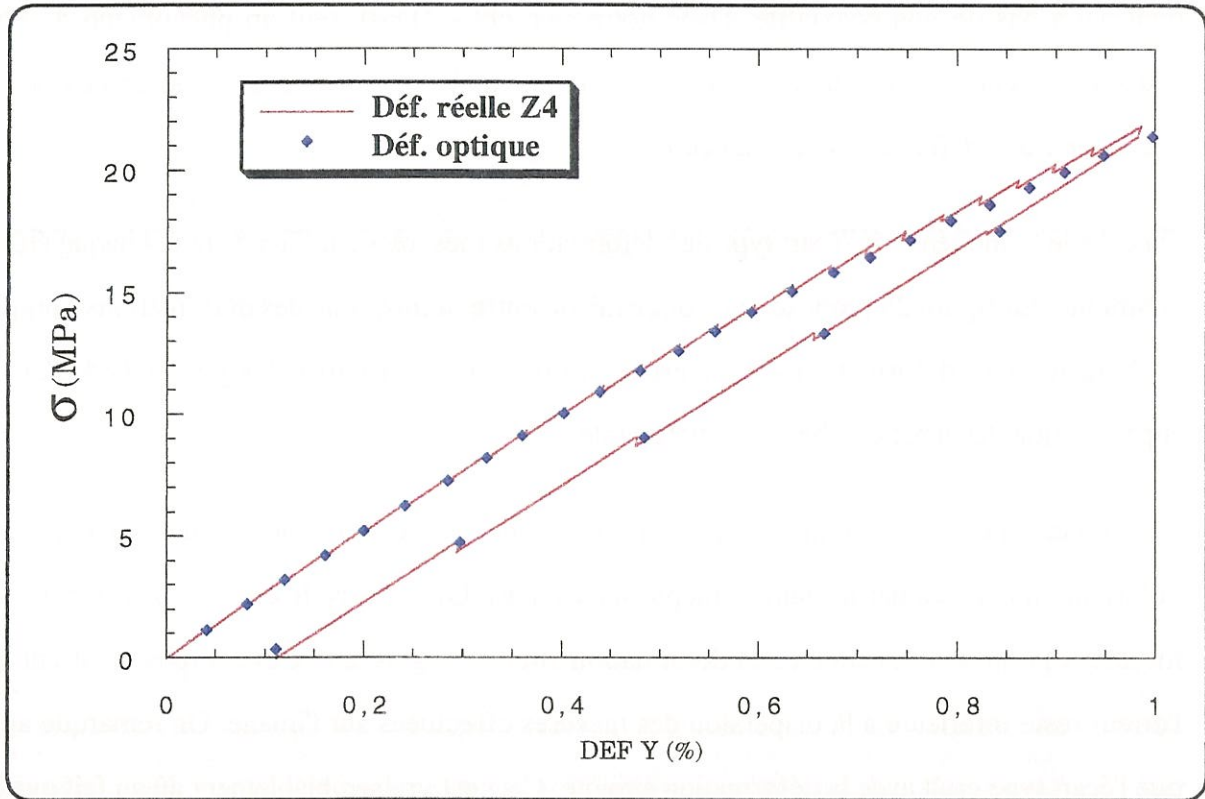


Figure 25 : Comparaison entre la mesure optique de déformation et la déformation réelle évaluée par les jauges

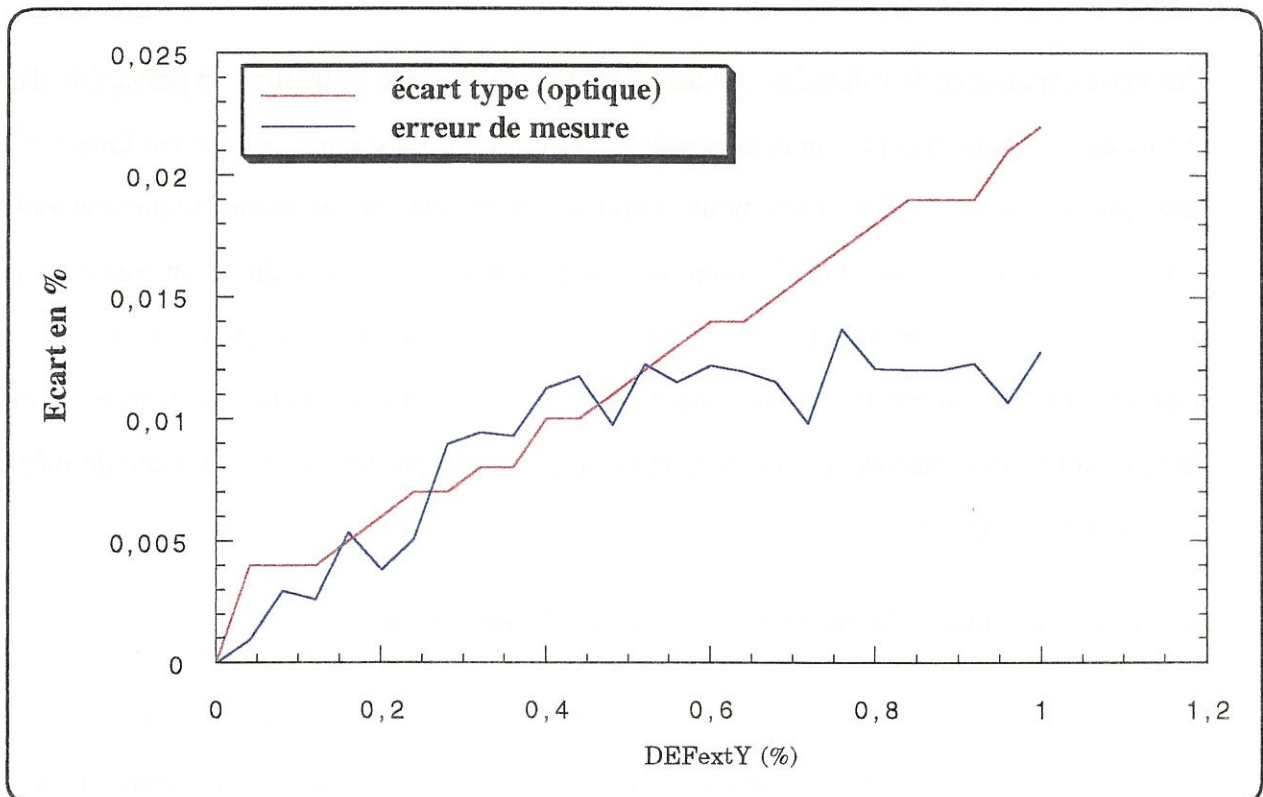


Figure 26 : Comparaison entre l'erreur de mesure et l'écart type des

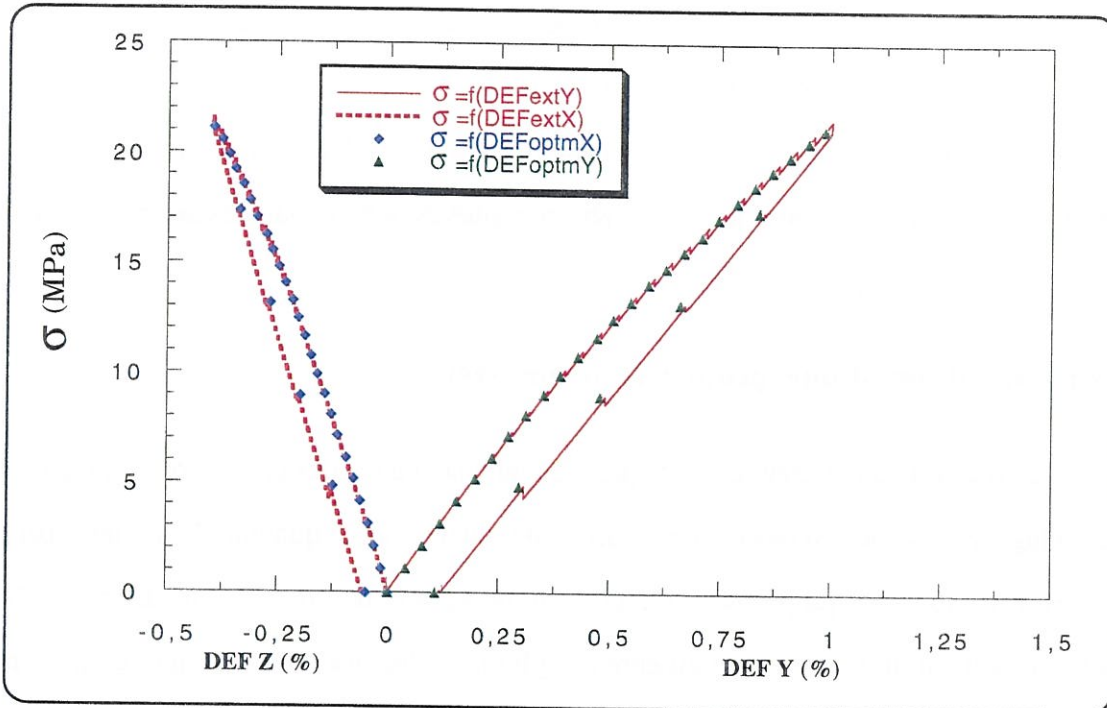


Figure 27 : Comparaison entre mesures optique et extensométrique

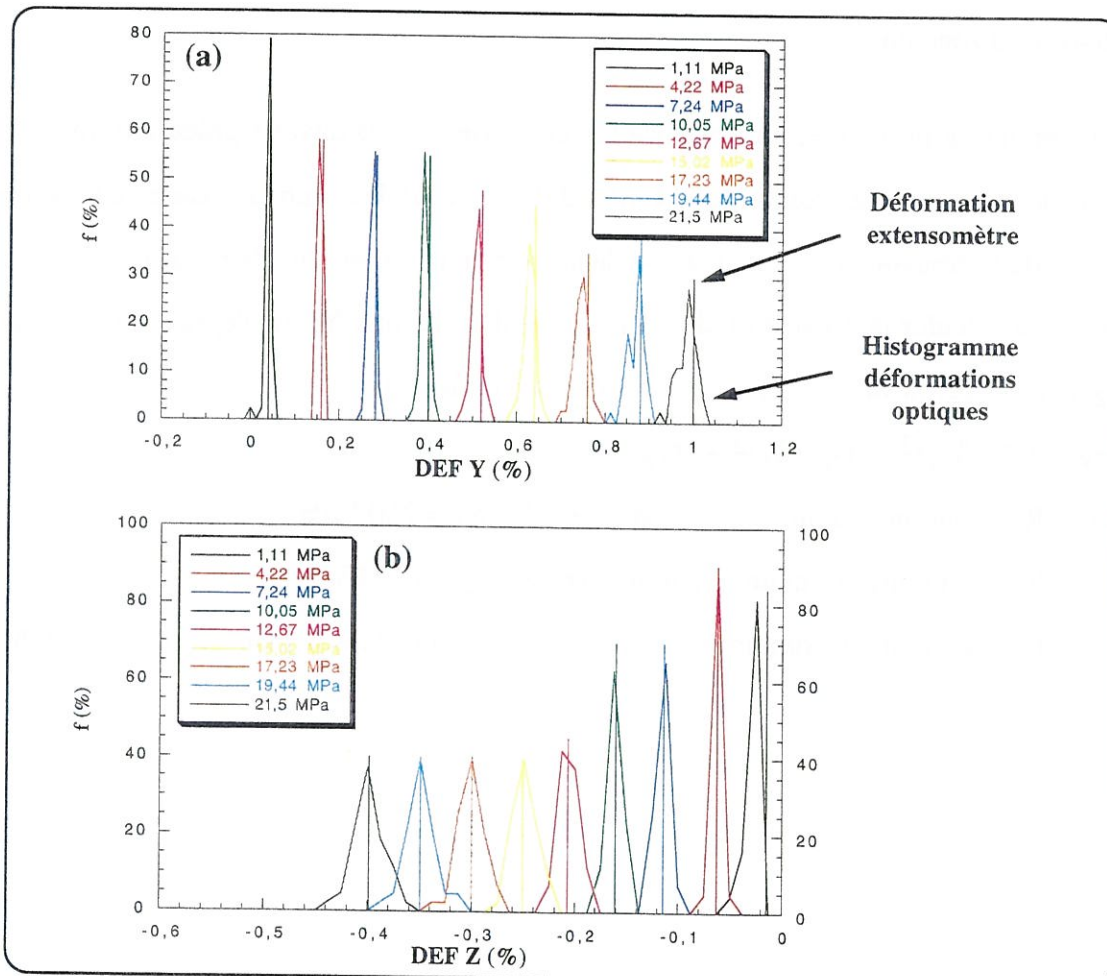


Figure 28 : Histogramme des déformations optiques d'un matériau homogène
 (a) Déformations longitudinales
 (b) Déformations transversales

caractérisation de ces matériaux dans la direction circonférencielle est délicate, car les strates sont courbées et ne peuvent donc pas être sollicitées en traction pure (à moins de réaliser un essai sur anneau ou tube en pression interne). Il est donc fondamental d'optimiser la géométrie des éprouvettes afin de limiter les contraintes parasites dues à la courbure des plis, et de mesurer les déformations très précisément.

4.3.1. Définition d'une géométrie d'éprouvette

La caractérisation du matériau est faite préférentiellement avec des éprouvettes de type "haltère". L'avantage de ces éprouvettes est de ne nécessiter qu'une faible quantité de matière (par rapport à un essai sur tube, ce qui permet d'effectuer un plus grand nombre d'essais. En revanche, étant prélevées suivant une direction tangente au cylindre, elles ont l'inconvénient de présenter une courbure matériau (figure 30). Cette désorientation locale des plis induit des contraintes parasites de cisaillement et de traction qui entraînent la rupture prématurée de l'éprouvette en dehors de la zone utile.

Pour limiter ce problème, on optimise la géométrie de l'éprouvette grâce aux résultats d'un calcul de répartition des contraintes [Tardif, 95]. Ce calcul détermine la valeur de la contrainte à rupture de l'éprouvette et la localisation de la zone où la probabilité de rupture est maximale. Il consiste à calculer la répartition des contraintes dans le plan YZ de l'éprouvette (σ_{XX} , σ_{ZZ} et τ_{XZ}) et à évaluer la valeur du critère de rupture simplifié de type Tsai-Wu :

$$C_{TW} = (\sigma_{XX}/R_X)^2 + (\sigma_{ZZ}/R_Z)^2 + (\tau_{XZ}/R_{XZ})^2$$

avec R_X : contrainte à rupture théorique sens X ($R_X \approx 200$ MPa)

R_Z : contrainte à rupture théorique sens Z ($R_Z \approx 11$ MPa)

R_{XZ} : contrainte à rupture théorique en cisaillement dans le plan XZ. ($R_{XZ} \approx 20$ MPa)

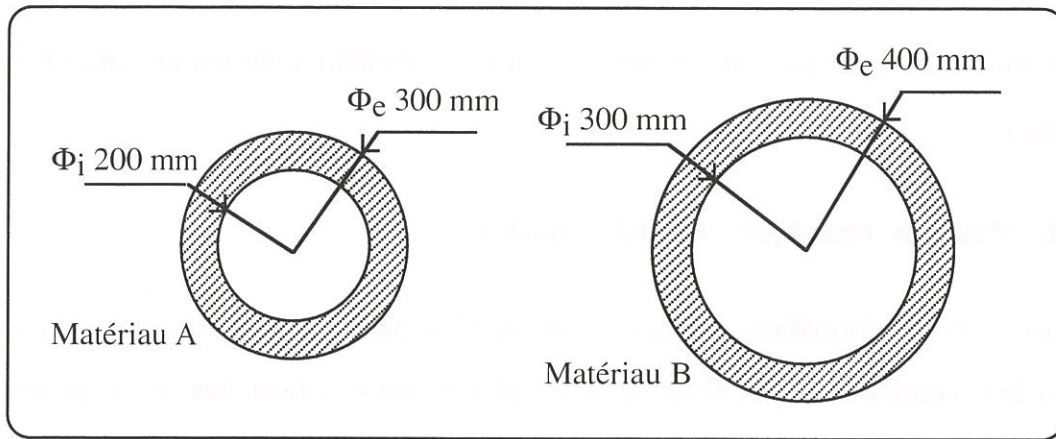


Figure 29 : Diamètres des cylindres d'origine des matériaux A et B

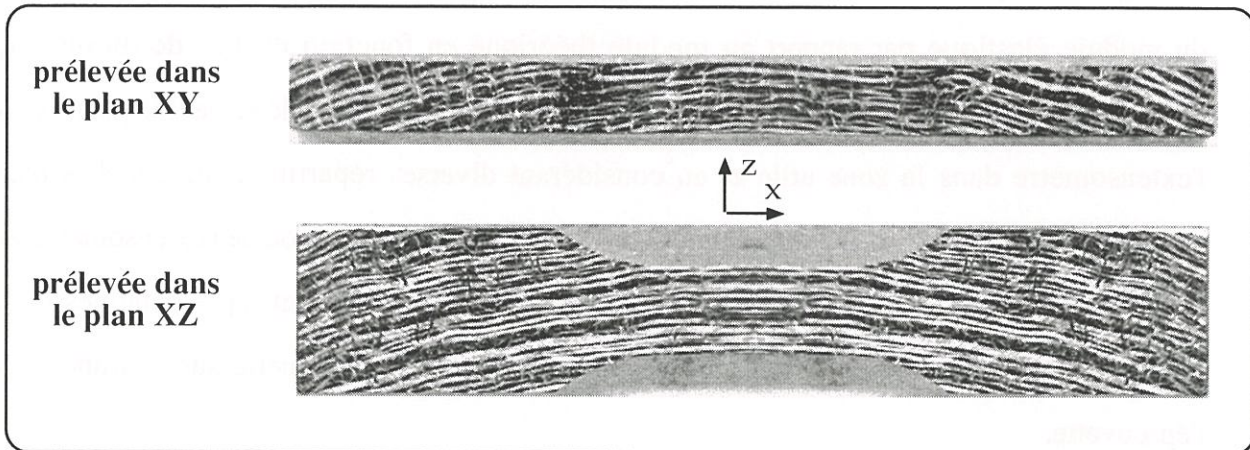


Figure 30 : Eprouvettes de traction présentant une courbure matériau (Matériau A)

Ainsi, plusieurs géométries sont testées, l'éprouvette retenue étant celle qui permet d'obtenir le meilleur compromis entre :

- une rupture sens X la plus pure possible, les termes $(\sigma_{ZZ}/R_Z)^2$ et $(\tau_{XZ}/R_{XZ})^2$ étant minimisés.
- une zone utile suffisamment grande pour être représentative du comportement moyen du matériau.

4.3.2. Mesures classiques de déformation

La mesure des déformations par extensométrie n'est pas adaptée à ce genre d'éprouvette en raison de la courbure des plis. En effet, deux phénomènes entraînent des erreurs de mesure.

D'une part, le choix de la face d'appui de l'extensomètre est primordial (figure 31). Pour évaluer les écarts de mesure suivant l'emplacement de l'extensomètre, la zone utile de l'éprouvette comprise entre les couteaux, est maillée par éléments finis. On se limite à un calcul élastique, et l'aspect multicouche du composite est pris en compte. On évalue l'erreur de mesure du module élastique par rapport au module théorique en fonction du lieu de mesure sur l'éprouvette. La figure 32 représente la dispersion des mesures du module suivant la position de l'extensomètre dans la zone utile et en considérant diverses répartitions de couches dans l'épaisseur. Les résultats de ce calcul montrent l'importance de la position de l'extensomètre sur l'éprouvette. Seules les mesures effectuées dans la zone centrale sont représentatives de la déformation moyenne : il est donc nécessaire de placer l'extensomètre sur la tranche de l'éprouvette.

D'autre part, les sections initialement droites de l'éprouvette s'inclinent progressivement avec l'augmentation de l'effort dans les zones les plus désorientées par la courbure. Ceci est dû aux contraintes parasites de cisaillement qui tendent à réaligner le stratifié. Par conséquent, sachant que les couteaux de l'extensomètre ne sont pas prévus pour supporter une telle rotation, les mesures de déformation sont entachées d'erreur.

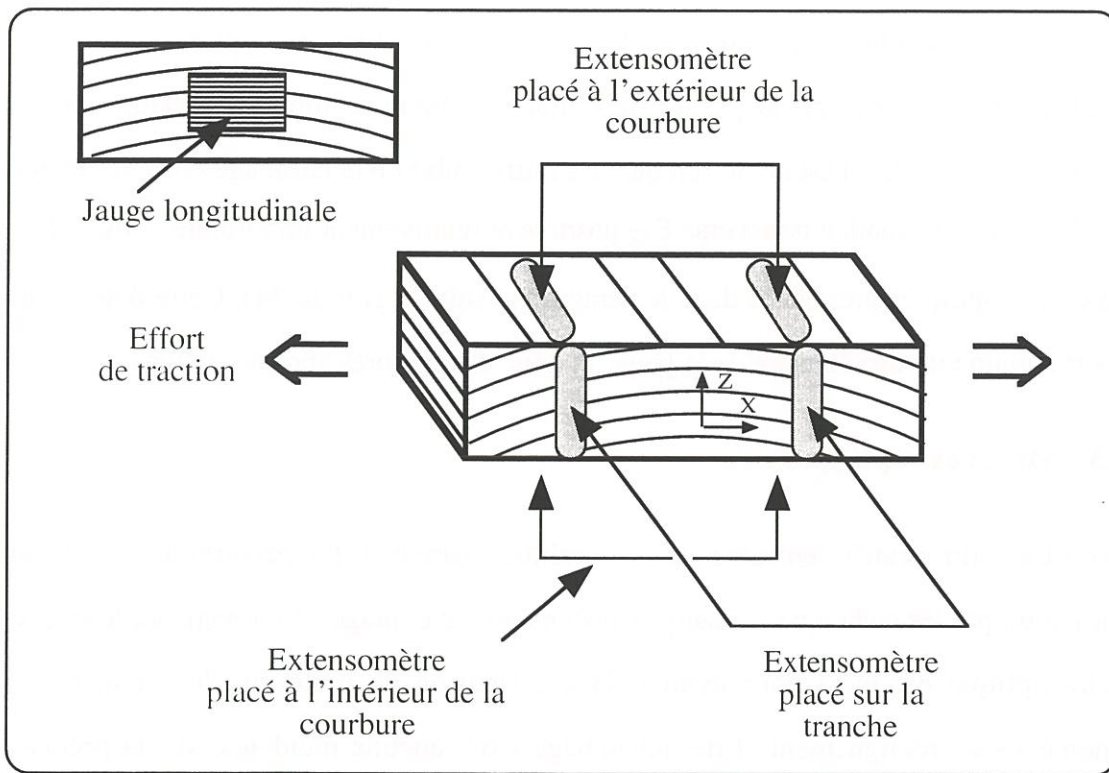


Figure 31 : Positions possibles d'un extensomètre sur une éprouvette de traction

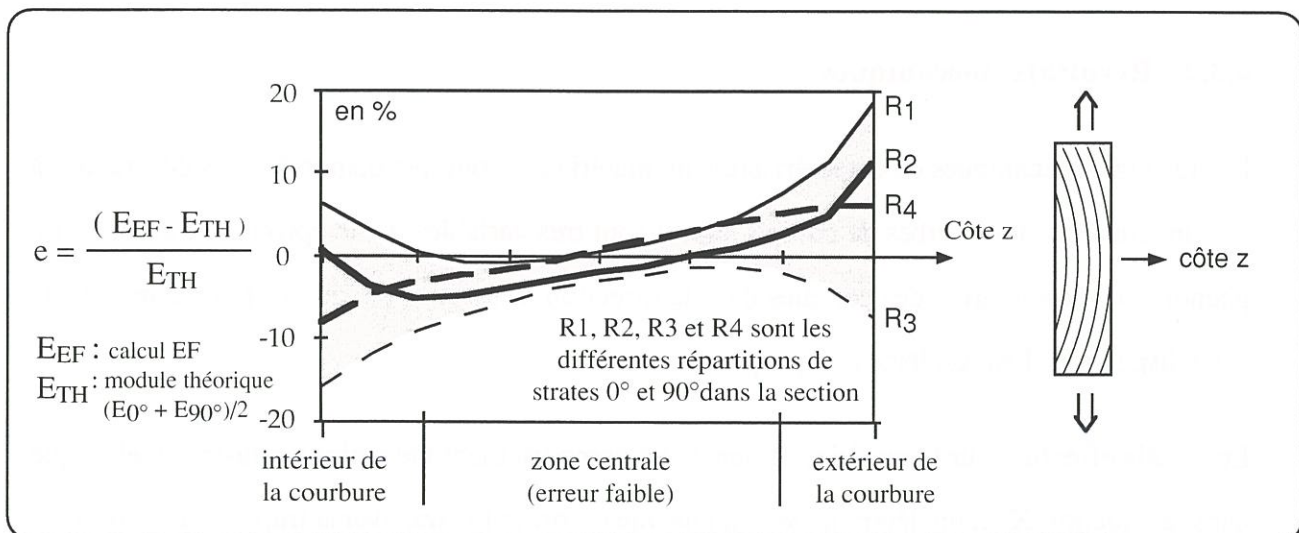


Figure 32 : Incertitude sur la mesure de E par extensométrie pour diverses répartitions

Enfin, les mesures par jauges de déformation placées sur la tranche et au centre de l'éprouvette (figure 31) sont plus localisées et donc moins sensibles aux phénomènes énoncés précédemment. Cependant, la plupart des courbes obtenues sont très perturbées pour les contraintes élevées. Ceci est dû au fait que le stratifié subit un délaminage entre les couches, ce qui induit une déformation transverse ϵ_{ZZ} positive et relativement importante comme le montre les mesures optiques présentées dans le paragraphe suivant (figure 34). Cette détérioration du support entraîne un décollement de la jauge, et donc des mesures approximatives.

4.3.3. Mesures optiques

La courbure du stratifié entraîne des contraintes parasites qui perturbent les mesures de déformation par les techniques classiques (extensomètre et jauge). En revanche, le dispositif de mesure optique est idéal pour évaluer la déformation du matériau de façon fiable. Les phénomènes de réalignement et de délaminage n'ont aucune incidence sur la précision des mesures. La figure 33 montre la déformée de l'éprouvette qui a tendance à se courber. La figure 34 montre les courbes de comportement obtenues sur le matériau B, qui a un comportement quasiment élastique. On remarque l'importance de la déformation ϵ_{ZZ} positive qui résulte du délaminage interstrate.

4.3.4. Résultats mécaniques

Les résultats mécaniques de caractérisation du matériau A sont très dispersés. Les contraintes à rupture ainsi que les courbes de comportement sont très variables d'une éprouvette à l'autre. Le phénomène d'ondulation des couches dans la direction Y est sans aucun doute responsable de cette dispersion. Les résultats sont proposés en annexe.

Les essais effectués sur le matériau B dénote un comportement mécanique quasiment élastique dans la direction X, et un délaminage entraîne une déformation transverse importante et positive dans la direction Z. Le module élastique est évalué à 77 GPa, et la contrainte à rupture moyenne est de l'ordre de 228 MPa. Ce comportement est fidèle aux prévisions, ce matériau ayant subi un deuxième THT a effectivement des interfaces faibles.

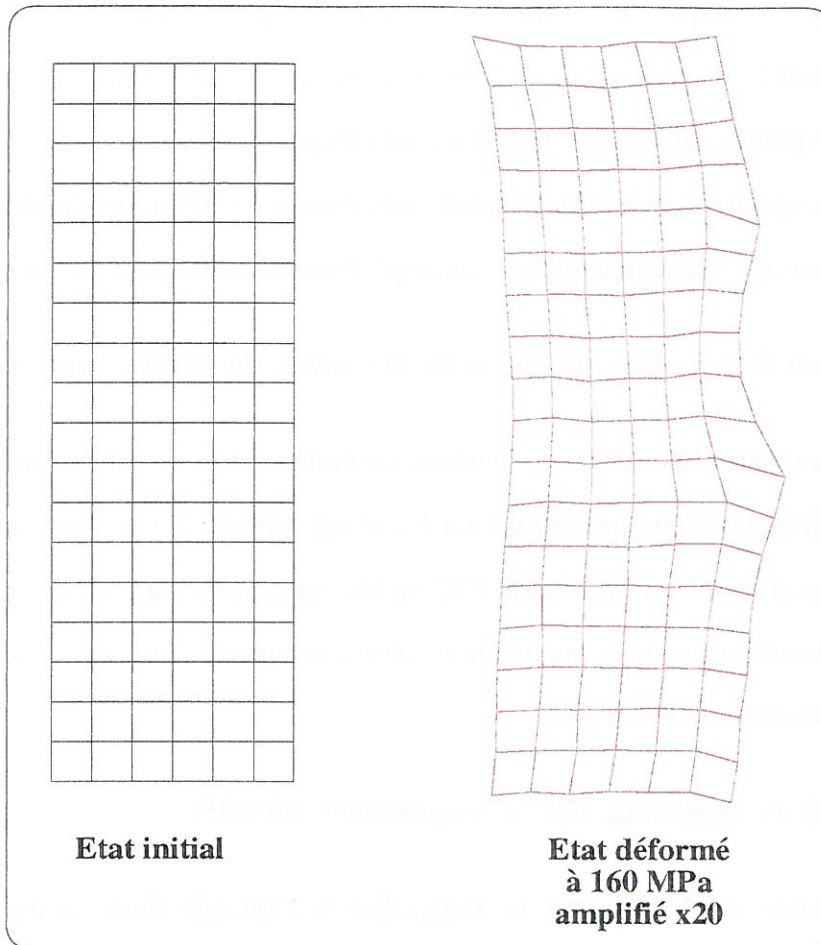


Figure 33 : Déformée d'un éprouvette présentant une courbure matériau

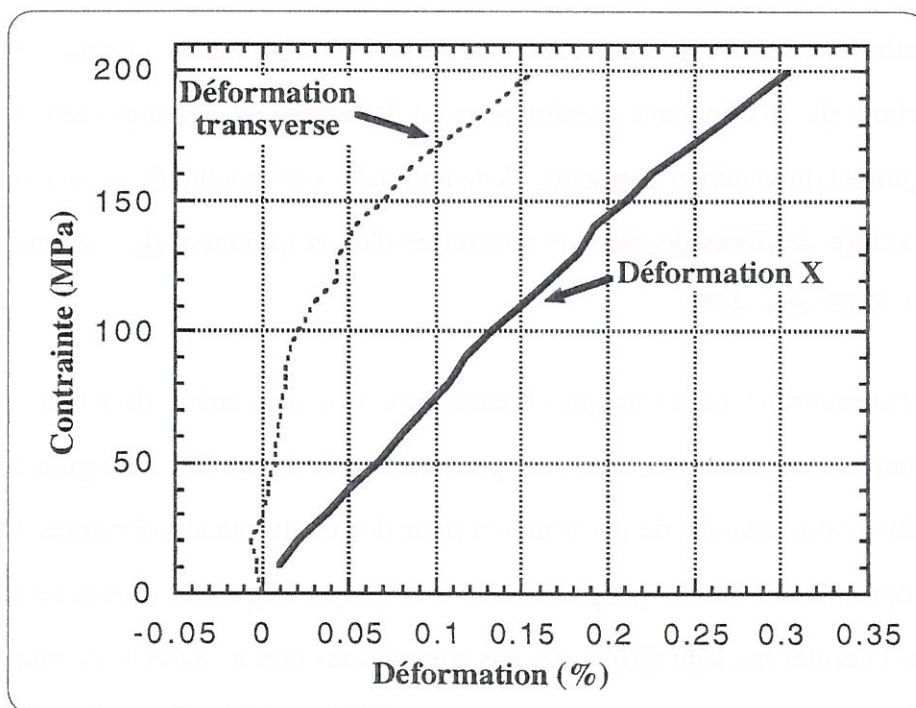


Figure 34 : Courbes de comportement représentative du comportement du composite dans la direction X. Les déformations sont obtenues par mesures optiques

Bien que le dispositif expérimental ait été optimisé, les résultats de caractérisation sont trop dispersés pour établir un comportement moyen du composite. Les unidirectionnels renforcés par des fibres continues dans la direction X ont un comportement quasiment élastique. De plus, les observations optiques ne dévoilent pas de mécanisme de fissuration particulier, à part un délaminage interstrate, vraisemblablement causé par les contraintes parasites dues à la courbure.

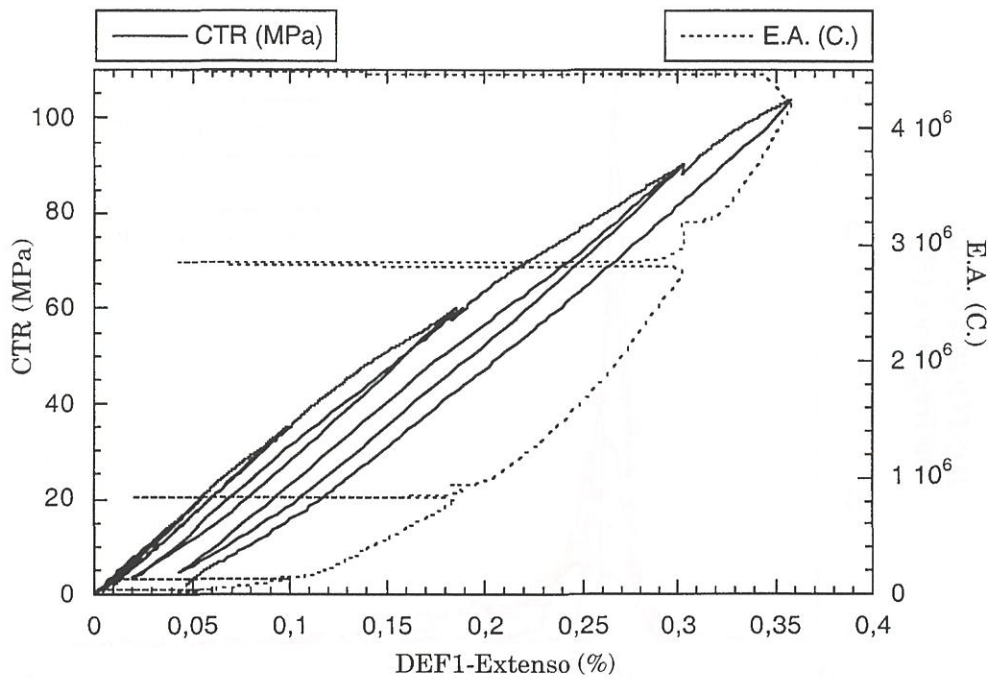
4.4. Application à l'analyse de l'endommagement de divers matériaux

Les résultats des essais effectués sur le matériau composite objet de l'étude sont présentés dans les chapitres suivants. Nous présentons ici les essais effectués sur deux autres matériaux composites, tout d'abord un composite C/C endommageable, caractérisé par l'analyse des histogrammes des déformations, ensuite un matériau composite constitué de fibres de carbone imprégnées d'une résine phénolique.

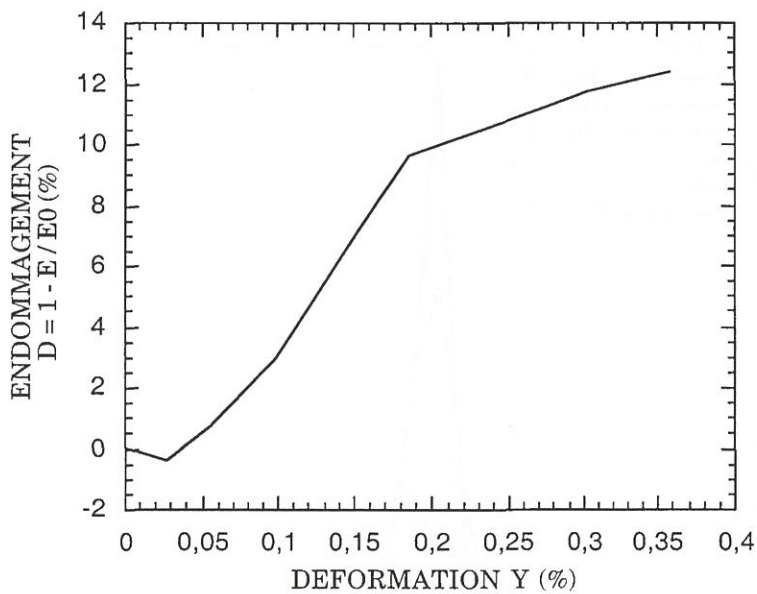
4.4.1. Etude d'un matériau C/C d'empilement $90^\circ \pm 45^\circ$.

Une étude, menée au LCTS, sur la sensibilité à l'entaille d'un composite C/C plan [Lavaud, 98], a utilisé la méthode de mesures optiques pour établir les histogrammes de déformation dans une éprouvette entaillée, et montrer que la présence de l'entaille n'entraîne pas de concentrations des déformations. L'analyse de ces histogrammes, exprimés en fréquence, révèle une chute de la fréquence maximale et un étalement de l'histogramme lorsque l'état d'endommagement du matériau augmente. Cette approche a été appliquée à un composite C/C, à base d'une texture de fibres de carbone constituée d'un empilement de plis unidirectionnels disposés à 90° à 45° et à -45° .

La courbe de comportement mécanique obtenue avec un extensomètre de 10 mm et l'évolution de l'endommagement macroscopique sont présentées à la figure 35. La figure 36 représente l'évolution des histogrammes de déformation pour des contraintes croissantes. On remarque que ces histogrammes s'évalent progressivement et que la fréquence maximale diminue. Les déformations latérales qui sont différentes des contractions mises en évidence pour un matériau homogène, dénotent des délaminations qui entraînent le gonflement du matériau.

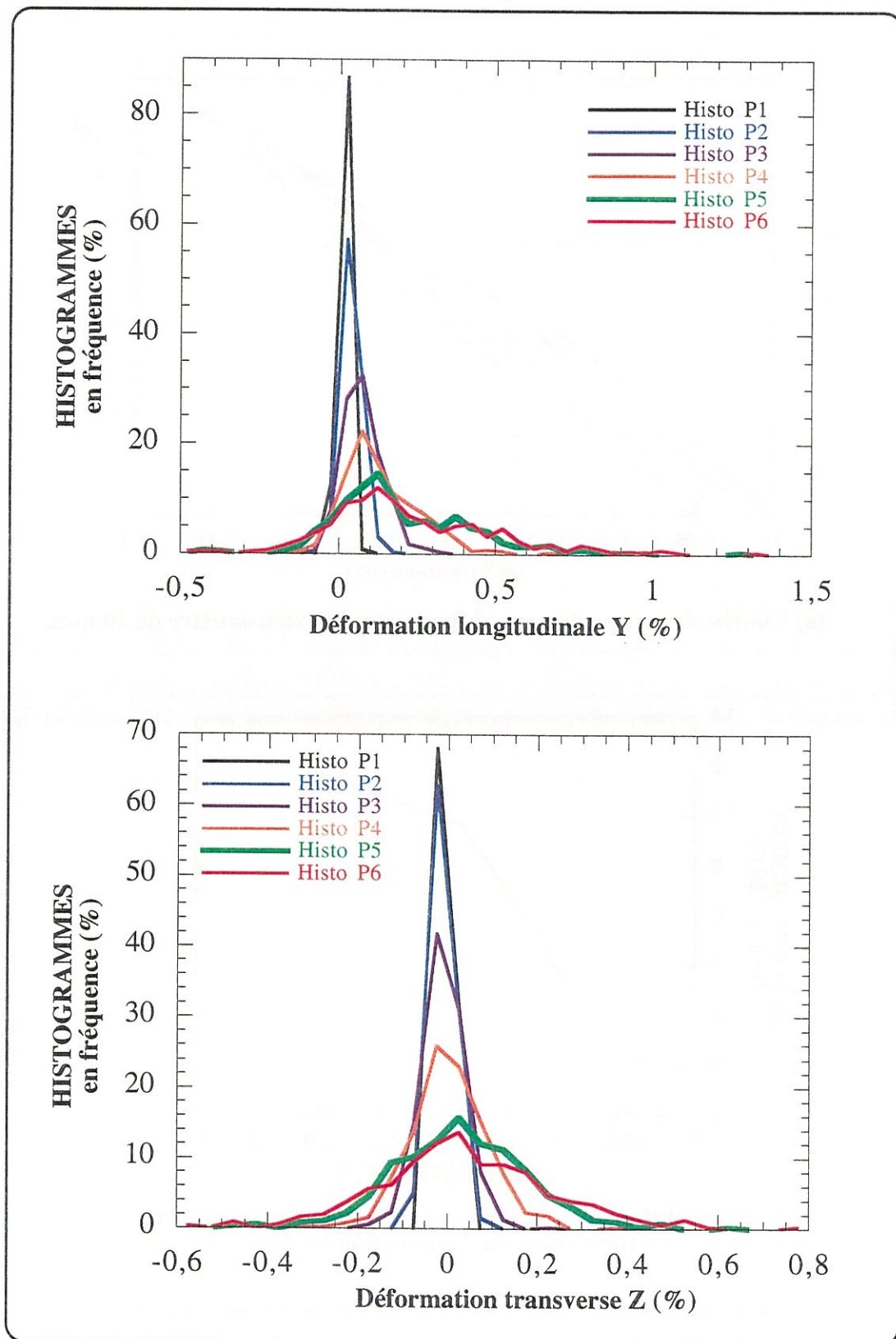


(a) Courbe de comportement obtenue par un extensomètre de 10 mm.



(b) Evolution de l'endommagement macroscopique en fonction de la déformation totale

Figure 35 : Comportement mécanique du composite C/C ($90^\circ \pm 45^\circ$)



**Figure 36 : Histogrammes des déformations d'un composite C/C pour des sollicitations croissantes :
 P1 = 10 MPa; P2 = 20 MPa; P3 = 35 MPa
 P4 = 60 MPa; p5 = 90 MPa; P6 = 100 MPa
 (380 mesures - 5 x 4 photos par palier - longueur 3x146 pixels)**

Par analogie avec les histogrammes obtenus pour un matériau homogène et continu (figure 28) qui présentent une faible dispersion des déformations, même quand les déformations imposées augmentent, on peut analyser les histogrammes du composite C/C comme indiqué sur la figure 37. Les histogrammes peuvent être scindés en deux zones caractéristiques :

- Un domaine (zone a) où les déformations présentent une faible dispersion : la fréquence correspondante diminue quand la sollicitation augmente, indiquant que la région du matériau où les déformations sont dispersées s'agrandit.
- Un domaine où les déformations sont très différentes de la valeur moyenne, et reflétant l'endommagement du matériau. La proportion de cette zone augmente avec la sollicitation. L'augmentation de la surface correspondante témoigne de la présence de microfissures, qui induisent de grandes déformations locales, compensées par des contractions à leur voisinage (figure 38). Certaines zones du matériau sont déformées à l'état initial par des contraintes d'origine thermiques inhérentes au processus d'élaboration du composite. Par conséquent, dans une zone initialement en traction, l'apparition d'une fissure à proximité entraîne de grandes valeurs de déformation et des contractions dues aux relaxations des contraintes.

Cette analyse ainsi que la comparaison avec l'évolution des histogrammes obtenus sur un matériau homogène (figure 28) permet de conclure à une sensibilité de l'histogramme à l'état d'endommagement d'un matériau. La chute de la fréquence maximale et l'étalement de l'histogramme de déformation témoignent de l'état d'endommagement d'un matériau. Une étude approfondie complémentaire permettrait de montrer que la microstructure affecte également les histogrammes. Pour cela il suffirait de comparer l'histogramme obtenu sous faibles déformations et pour un endommagement limité, avec l'histogramme obtenu pour un matériau homogène et continu, tel que le matériau du § 4.2.3.

4.4.2. Etude d'un composite Carbone/phénolique

Des essais sur des éprouvettes en composite à base de fibres de carbone et de résine phénolique ont été réalisés dans le cadre d'une étude spécifique de ce matériau. Comme précédemment, des paliers à contraintes constantes effectués au cours de la sollicitation permettent de cartographier

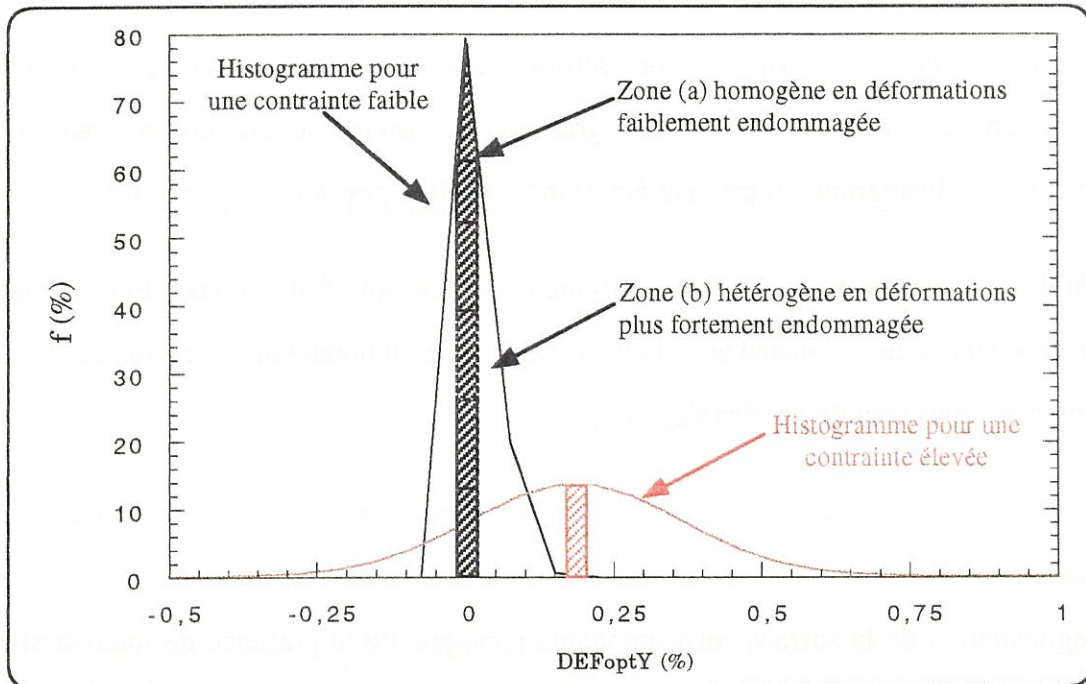


Figure 37 : Schématisation de l'histogramme des déformations pour une contrainte faible et pour une contrainte plus élevée. Définition de deux zones caractéristiques de l'histogramme [Lavaud, 98]

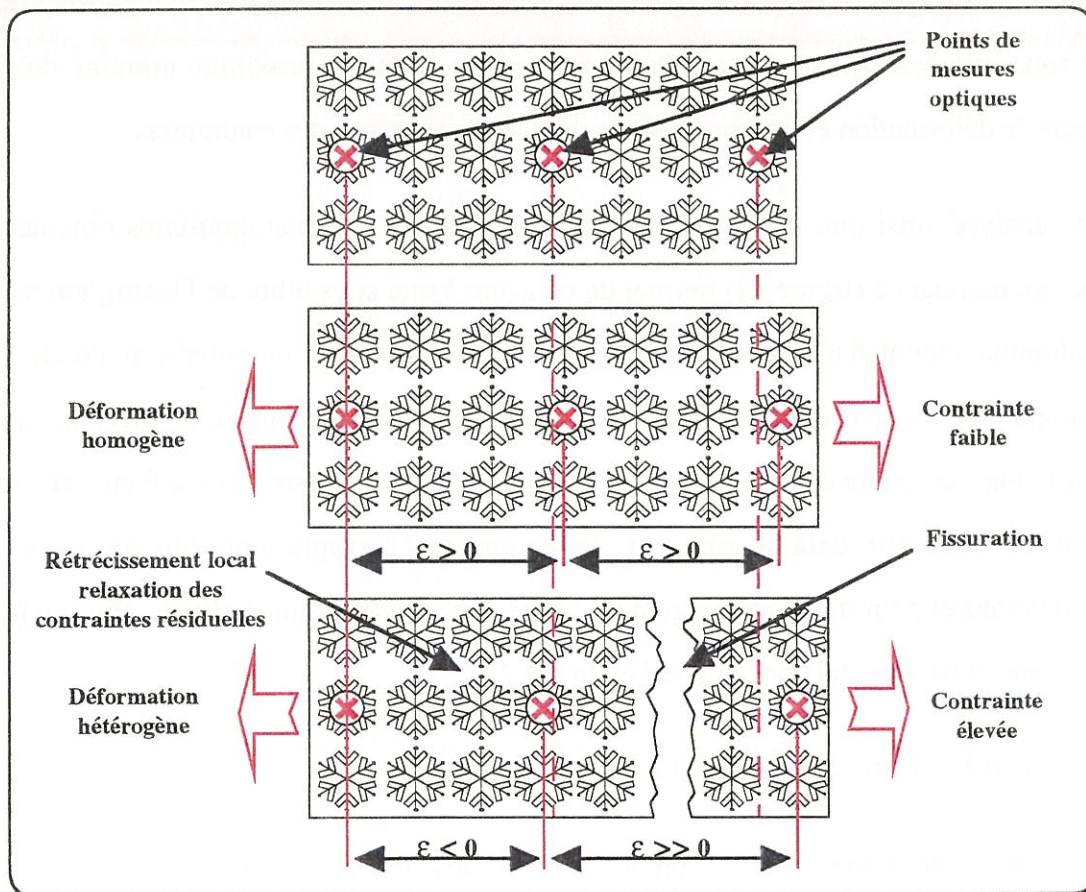


Figure 38 : Proposition d'explication de l'étalement de l'histogramme lorsque le matériau s'endommage. Le rétrécissement peut aussi être dû à des rotations suite à des réalignements de la structure.

une grande zone de l'éprouvette (4 x 12 photos par palier). L'acquisition d'image est faite par le microscope optique ce qui permet de numériser des images carrées de 1,6 mm de côté sur la surface du composite.

Les observations optiques révèlent un seuil de déformation au-delà duquel la matrice se fissure régulièrement jusqu'à saturation, le pas de fissuration étant régulier. Les mesures optiques permettent d'évaluer la déformation seuil, à partir de laquelle apparaissent les premières fissures entre les fils transverses. La figure 39 représente la microstructure du composite pour différents états de contrainte et les champs de déformation correspondants.

Ainsi, connaissant précisément le seuil d'apparition et le pas de la multi-fissuration, il est possible de modéliser le comportement du composite. Cela prouve l'intérêt du dispositif.

Conclusion

Cette nouvelle technique de mesures optiques des déformations a été développée au laboratoire avec succès. En effet, les résultats des essais de validation sur matériau homogène sont concluants, la précision des mesures étant suffisante pour l'analyse des déformations des composites thermostructuraux. D'autre part, ce dispositif a montré son efficacité à mesurer des déformations sur des matériaux très hétérogènes tels que les composites C/C. En outre, compte tenu du nombre important de mesures effectuées, il est possible d'établir des histogrammes de déformation, représentatifs de l'état d'endommagement du matériau.

Ce dispositif permet de mesurer des valeurs seuils de déformation jusque là difficile à identifier expérimentalement. Ce genre d'information est fondamentale pour l'étude des matériaux composites thermostructuraux, dont les constituants élémentaires ont des caractéristiques qui sont modifiées au cours de l'élaboration. Il est ainsi possible de mesurer des valeurs de déformation à rupture in-situ des constituants.

En outre, cette technique fournit une mesure spatiale de l'état de déformation d'une structure. Ainsi, couplée à une étude par éléments finis, elle peut être utilisée selon deux optiques différentes :

D'une part, si les caractéristiques mécaniques des constituants élémentaires d'une structure sont connues, il est possible d'évaluer le champ des contraintes à partir du champ de déformation mesuré expérimentalement. Ce type d'investigation n'a pas été réalisé ici, mais la technique le permet.

D'autre part, effectuer le recalage de modèles de comportement. En effet, dans le cas où ce sont les lois de comportement des constituants qu'il s'agit de déterminer et de modéliser, l'identification des paramètres des modèles est souvent délicate. Les seules informations mesurables lors d'un essai mécanique sont l'effort total exercé sur l'éprouvette, et les champs de déformation locaux. Les champs de contrainte n'étant pas mesurables on ne peut pas évaluer immédiatement les modules locaux. Pour résoudre ce problème, un maillage d'éléments finis reproduisant la microstructure locale d'un volume élémentaire du matériau peut être réalisé. Les modèles de comportement des constituants élémentaires sont intégrés dans la définition des éléments. Dès lors, il est possible de calculer les déformations de la cellule représentative pour une contrainte donnée, et donc de les comparer avec les champs mesurés expérimentalement par le dispositif optique précédent. Ainsi, par des méthodes itératives, les différents paramètres des modèles sont affinés, afin de décrire au mieux le comportement du matériau.

Concernant l'identification des mécanismes de dégradation du composite 3D C/C, l'étude du comportement dans la direction X n'a pas permis d'identifier un comportement moyen. Bien que la procédure expérimentale ait été optimisée, les caractéristiques du matériau sont trop dispersées pour identifier correctement son comportement à l'échelle des strates. Toutefois, il semble que les unidirectionnels de direction X, constitués de fibres continues, aient un comportement quasiment élastique.

En revanche, ce dispositif a permis de mieux comprendre les mécanismes de fissuration responsables de l'endommagement du stratifié selon la direction méridienne du cylindre, présentant une ondulation de pli. De plus, les mesures de champs couplées à une étude par éléments finis ont débouché sur l'identification d'un modèle d'endommagement. Ces résultats sont proposés dans le chapitre suivant.

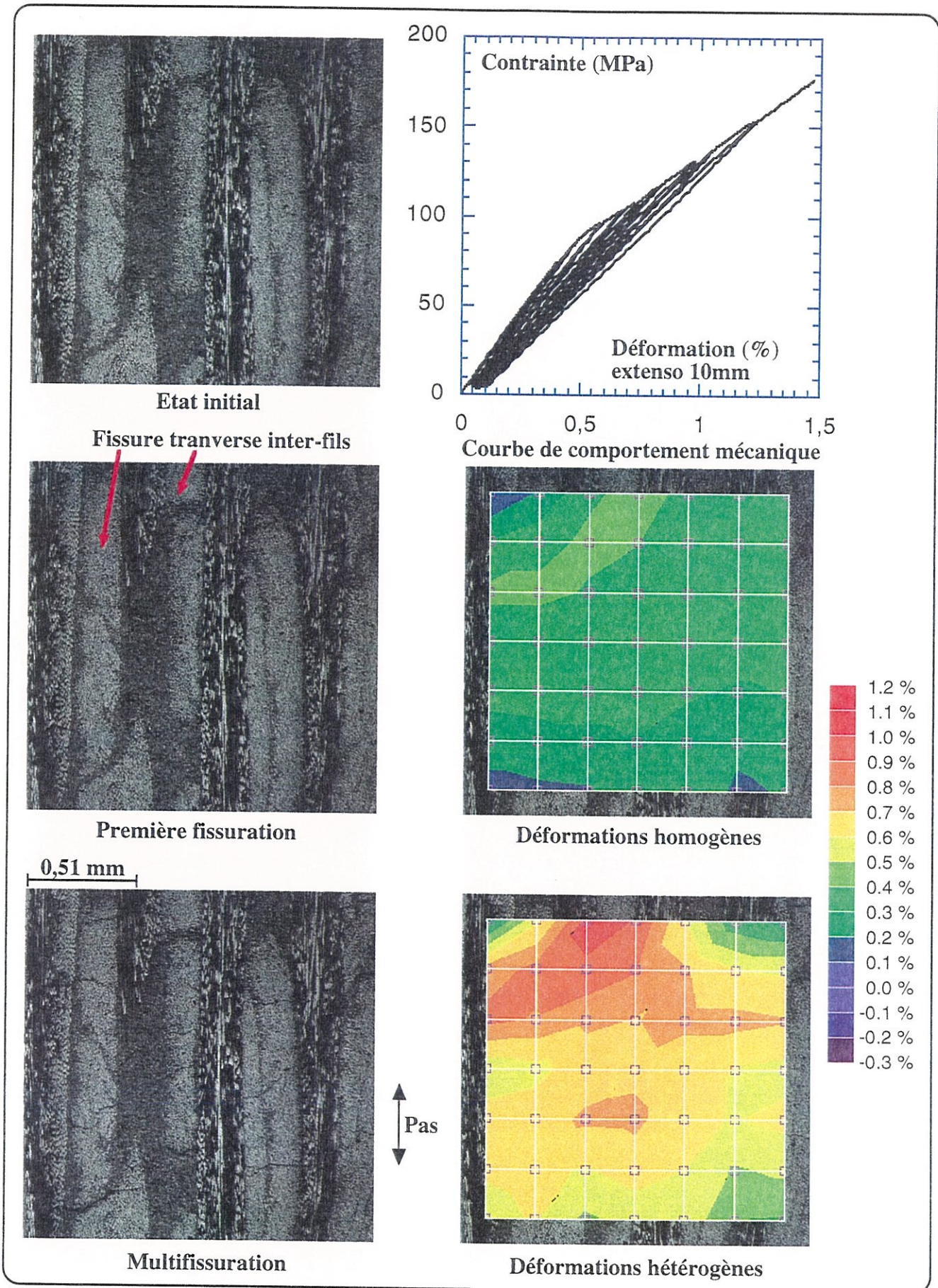


Figure 39 : Représentation de l'état de fissuration d'un composite Carbone/Phénolique pour divers états de contraintes. Calcul des champs de déformation associés

CHAPITRE III

**Etude de l'influence de l'ondulation des plis sur le
comportement mécanique d'un composite stratifié**

CHAPITRE III : Etude de l'influence de l'ondulation des plis sur le comportement mécanique d'un composite stratifié

| | |
|---|----|
| 1. Etude expérimentale..... | 2 |
| 1.1. Aspect morphologique..... | 3 |
| 1.2. Définition d'une géométrie d'éprouvette..... | 5 |
| 1.3. Procédure expérimentale..... | 7 |
| 1.3.1. Essai de caractérisation mécanique dans la direction Y..... | 9 |
| 1.3.2. Essai d'identification de l'endommagement..... | 11 |
| 1.3.3. Identification du comportement du matériau non ondulé..... | 17 |
| 1.4. Résultats de la caractérisation mécanique..... | 22 |
| 1.5. Observation des mécanismes de dégradation..... | 24 |
| 2. Limites de l'étude et hypothèses de calculs..... | 28 |
| 2.1. Limites de l'étude..... | 28 |
| 2.2. Synthèse bibliographique..... | 29 |
| 2.3. Hypothèses de calcul..... | 30 |
| 3. Définition et maillage de la cellule représentative..... | 32 |
| 3.1. Analyse morphologique du matériau..... | 32 |
| 3.2. Maillage de la cellule représentative..... | 33 |
| 3.2.1. Condition de stabilité de l'ensemble..... | 36 |
| 3.2.2. Conditions de non-pénétration des couches entre elles..... | 38 |
| 3.2.3. Conditions de périodicité et de symétrie dans la direction (Y)..... | 38 |
| 3.2.4. Déplacement aux bords de la cellule..... | 38 |
| 3.2.5. Conditions de périodicité dans la direction radiale du cylindre..... | 38 |
| 3.3. Validation des conditions limites imposées à la cellule..... | 40 |

| | |
|---|-----------|
| 4. Modélisation des phénomènes physiques de dégradation..... | 44 |
| 4.1. Comportement élastique de la cellule..... | 44 |
| 4.1.1. Influence des caractéristiques des plis sur la rigidité de la cellule.... | 48 |
| 4.1.2. Influence de la rigidité de l'interface sur la rigidité de la cellule..... | 48 |
| 4.1.3. Définition des modes d'endommagement retenus..... | 48 |
| 4.2. Modèle de dégradation de l'interface..... | 49 |
| 4.2.1. Description du modèle d'évolution utilisé..... | 49 |
| 4.2.2. Identification des paramètres du modèle..... | 52 |
| 4.3. Influence des paramètres d'ondulation sur le comportement du stratifié..... | 54 |

Introduction

L'analyse morphologique du matériau composite C/C objet de l'étude (Chapitre I) a mis en évidence une ondulation des strates dans la direction méridienne du cylindre (Y). Les fibres étant désorientées par rapport à la direction d'application de l'effort, les caractéristiques mécaniques du composite en sont affaiblies. Les essais effectués sur le matériau A, présentés dans ce chapitre, dévoilent une rigidité et une limite à rupture très inférieures à celles d'un matériau équivalent, mais non-ondulé (donnée S.E.P). De plus, ce composite s'endommage beaucoup au cours d'une sollicitation mécanique, la rigidité macroscopique dans cette direction s'affaiblissant lors de l'application de l'effort.

L'objectif de ce chapitre est de déterminer le rôle des constituants élémentaires dans les mécanismes de dégradation responsables de cet endommagement. Et, une fois ces mécanismes identifiés, on cherche à les représenter au sein d'une cellule de calculs régie par des modèles de comportement de matériau. Ainsi, il serait possible de prévoir le comportement mécanique d'un matériau quel que soit son état d'ondulation, et donc de définir un seuil de sollicitation au delà duquel l'influence de cette ondulation est catastrophique.

Dans une première partie, nous présentons l'étude expérimentale qui a permis d'identifier les mécanismes de dégradation du stratifié ondulé. Cette étude a nécessité la définition d'une géométrie d'éprouvette spécifique à la présence de l'ondulation. De plus, le dispositif de mesures optiques présenté précédemment (Chapitre II) s'est révélé très efficace pour caractériser le comportement du composite ondulé.

La deuxième partie énonce les limites et les hypothèses de l'étude du comportement du matériau par éléments finis. Le mécanisme choisi, supposé avoir un rôle prédominant sur l'endommagement, est une fissuration de délaminage qui apparaît entre les strates principales.

Puis dans une troisième partie, les principes de maillage de la cellule de calcul représentative sont exposés. La cellule définie pour l'étude a le mérite d'être maillée par une procédure automatique à partir des paramètres de l'ondulation.

Enfin, la dernière partie présente le modèle d'endommagement utilisé, son identification, et les résultats des calculs.

1. Etude expérimentale

Compte tenu d'ondulations des plis dans la direction Y, la caractérisation du matériau composite C/C dans cette direction est délicate. En effet, les plis étant inclinés par rapport à la direction de sollicitation, le composite est peu rigide, très endommageable et sa rupture est prématurée. De plus, l'ondulation induit des effets de bord qui entraînent la ruine de l'éprouvette si sa section utile n'est pas suffisamment grande par rapport à l'amplitude de l'ondulation. Par conséquent, l'utilisation d'une géométrie d'éprouvette adaptée à la présence d'une ondulation s'impose pour effectuer une caractérisation mécanique correcte.

D'autre part, la mesure de la déformation du matériau pose de grandes difficultés. La mesure par extensométrie nécessite une distance entre couteaux adaptée à la période de l'ondulation locale, et un positionnement précis sur l'éprouvette. Les mesures par jauges de déformation sont aussi confrontées à des difficultés de positionnement.

C'est pourquoi, l'utilisation du dispositif de mesure optique de déformation est tout à fait adaptée à ce type de problème. L'observation optique renseigne sur les mécanismes de dégradation mis en jeu et les mesures optiques fournissent des données sur les champs de déplacement locaux.

Les paragraphes suivants exposent la procédure expérimentale et les résultats obtenus sur le matériau A (chapitre I - § 1.2).

1.1. Aspect morphologique

Lors de l'étude morphologique du matériau, des ondulations importantes dans la direction Y (méridienne du cylindre) sont observées (Chapitre I). Une première série d'éprouvettes de traction Y a été prélevée sans tenir compte de l'ondulation des couches dans cette direction (importance de l'ondulation non connue avant découpe). Les essais ont révélé des propriétés mécaniques très faibles, la contrainte à rupture ne dépassant pas 25 MPa (figure 1).

Ces éprouvettes ne sont pas représentatives du comportement mécanique du matériau, car elles ne sont pas assez larges (suivant la direction Z). Il faut raisonner en terme de Volume Élémentaire Représentatif (V.E.R), qui doit intégrer le phénomène d'ondulation des couches. La figure 2 représente les dimensions du V.E.R.

Mais pour que ce V.E.R. soit représentatif du comportement du matériau, il faut pouvoir négliger les effets de bord. Dans le cas de l'éprouvette représentée sur la figure 3, une grande quantité de strates sont coupées aux bords libres de l'éprouvette, et par conséquent, les effets de bord sont considérables.

Les caractéristiques locales de l'ondulation de cette éprouvette sont :

- double amplitude $2.a = 2,3$ mm
- demi-période $L/2 = 5,9$ mm

La largeur de l'éprouvette selon la direction Z étant de 6 mm, elle contient moins de trois V.E.R. Les effets de bord sont considérables et faussent la mesure, plus de la moitié des strates contenues dans la section étant coupées aux bords libres de l'éprouvette. Il est donc nécessaire de définir une nouvelle géométrie d'éprouvette afin d'atténuer ces effets de bord.

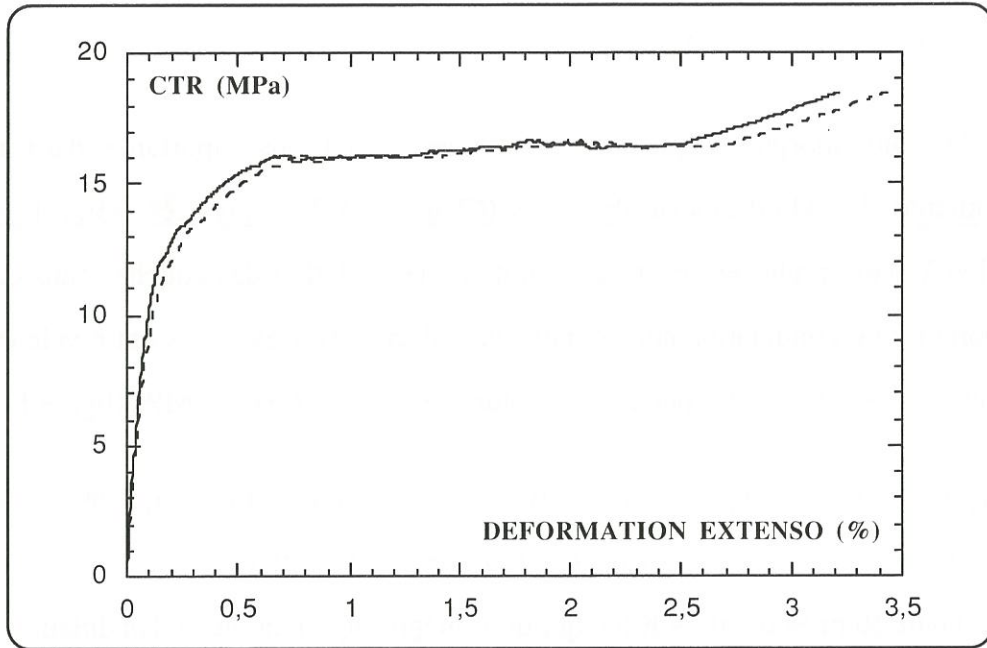


Figure 1 : Courbe contrainte/déformation non représentative du comportement macroscopique du composite (effets de bord)

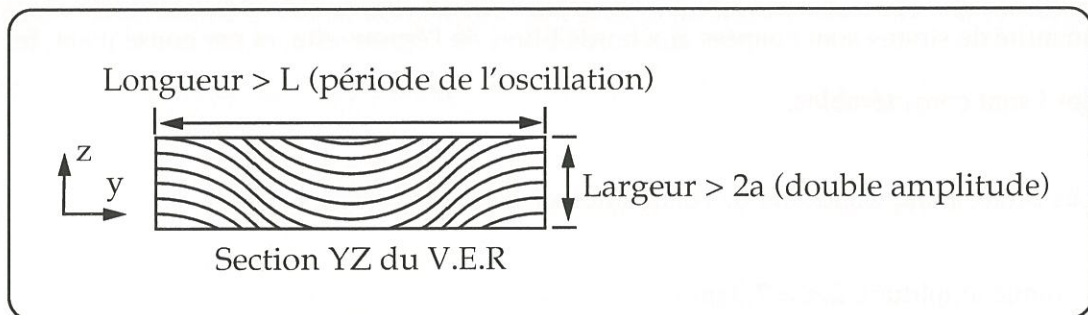


Figure 2 : Dimensions minimales du V.E.R.

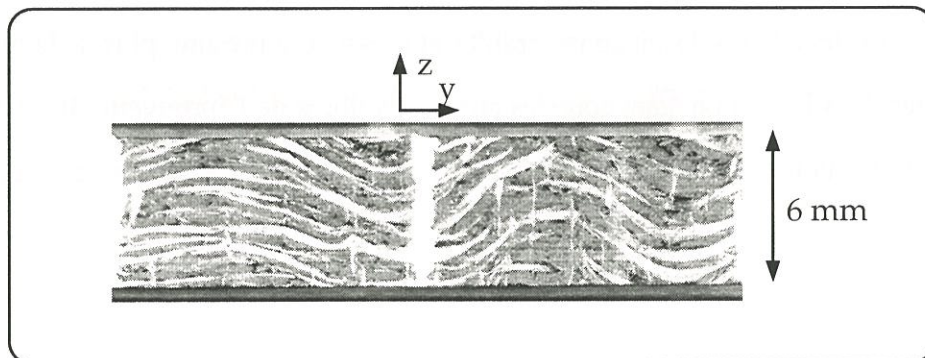


Figure 3 : Section d'une éprouvette de traction sous-dimensionnée comptes tenus de l'importance de l'ondulation

1.2. Définition d'une géométrie d'éprouvette

L'étude du comportement mécanique du matériau dans cette direction nécessite l'utilisation d'une géométrie d'éprouvette adaptée à la présence de l'ondulation.

D'une part, il faut que sa dimension selon la direction normale aux strates (Z) soit suffisante pour pouvoir négliger les effets de bord. Sachant que la valeur moyenne de l'amplitude dans la pièce est de 0,9 mm, en prenant une largeur de 25 mm, l'éprouvette contient une quinzaine de V.E.R selon la direction Z. Ainsi, la proportion de strates influencées par les effets de bord est alors inférieure à 13 %.

D'autre part, pour pouvoir effectuer une mesure de déformation par extensométrie significative, il faut que la longueur séparant les deux points de contact de l'extensomètre soit multiple de la période de l'ondulation. La période moyenne vaut 13,6 mm. Un extensomètre de 25 mm permettra de faire une mesure de déformation sur environ deux périodes. Pour pouvoir effectuer ces mesures, la longueur utile du fût de l'éprouvette est prise égale à 30 mm (figure 4). Une série d'éprouvettes ayant cette géométrie ont été usinées.

Il faut ensuite s'assurer que ce phénomène ondulatoire est homogène dans l'épaisseur de l'éprouvette. Pour cela, les deux faces principales opposées de l'éprouvette sont photographiées après découpe. Une de ces deux photographies est inversée par symétrie afin de comparer l'ondulation des deux faces (figure 5). On vérifie ainsi une bonne reproductibilité de l'ondulation dans l'épaisseur de l'éprouvette. Ceci est dû au fait que les fils continus de direction X sont enroulés avec une certaine tension, ce qui bloque toute possibilité de désorientation des plis dans cette direction. En outre, les paramètres de l'ondulation locale mesurés sur ces photos sont comparables aux valeurs moyennes mesurées sur la pièce (Chapitre I - § 3.2.2).

Enfin, des mesures par jauges longitudinales placées dans des zones où les plis sont parfaitement alignés renseignent sur l'état de déformation des plis sollicités en traction suivant leur plan principal de renfort (figure 6).

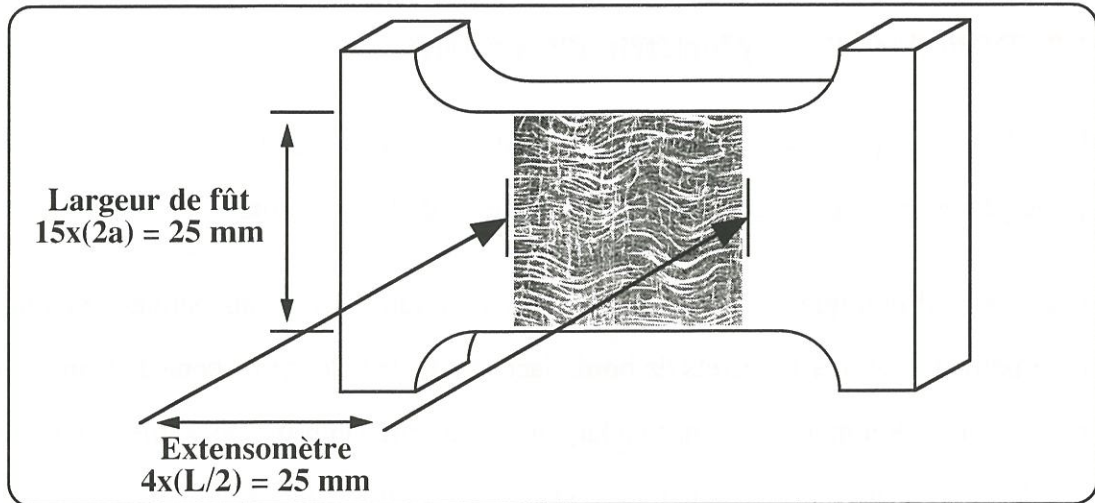


Figure 4 : Nouvelle géométrie d'éprouvette de traction Y

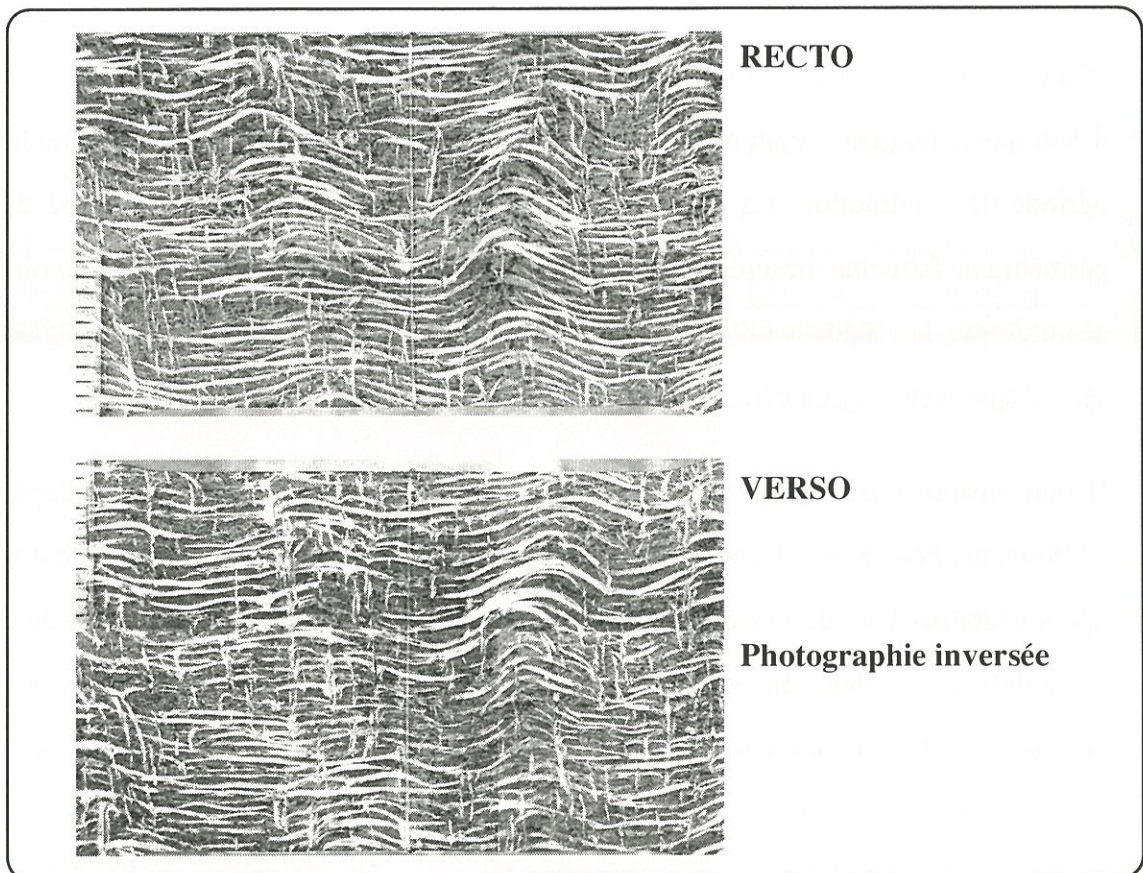


Figure 5 : Comparaison de l'ondulation sur les faces opposées de l'éprouvette

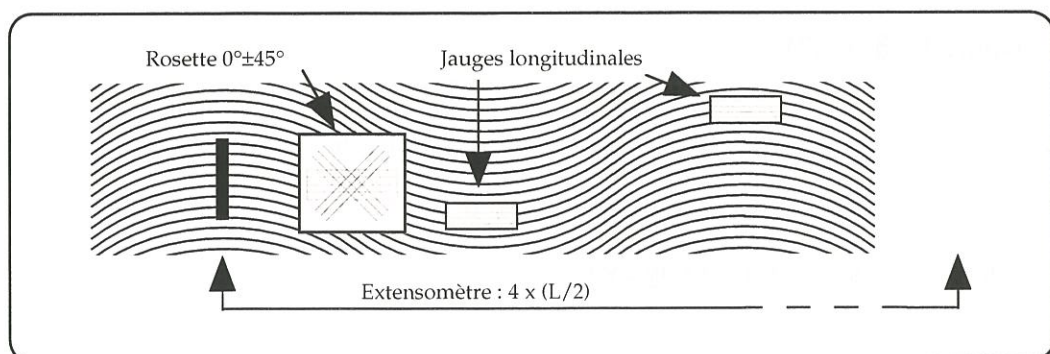


Figure 6 : Dispositif de mesure de déformation par jauges

Un outil d'analyse d'image, développé par M. Donias au L.A.P (Bordeaux) [Donias, 98], permet l'identification de l'orientation locale d'un motif par l'analyse des gradients d'une texture. Cela consiste à étudier les variations des niveaux de gris afin de déterminer, en tous points de l'image, la direction selon laquelle cette variation est la plus importante. On en déduit l'orientation du motif local pour une échelle donnée, ce qui permet de déterminer la courbure. Cette courbure locale est calculée en tous points de l'image, et ainsi, par intégration, il est possible de tracer les courbes représentatives du motif. Ce dispositif s'utilise à n'importe quelle échelle (prospection pétrolière, analyse des textures de pyrocarbone...). Dans notre cas, ce dispositif sert d'une part à localiser les zones où l'ondulation est régulière afin de guider le choix des zones à suivre avec le dispositif optique (figure 7). D'autre part, il permet aussi de mesurer les paramètres locaux de l'ondulation, qui servent à la définition de la cellule de calcul par éléments finis.

1.3. Procédure expérimentale

Les essais sont des essais de traction uniaxiale, avec des cycles de décharge pour mesurer l'endommagement macroscopique. Toutes les éprouvettes sont collées dans des rallonges afin d'appliquer la sollicitation mécanique sans serrage de l'éprouvette dans les mors (figure 8). Les mors utilisés sont des mors rigides à serrage hydraulique. Les éprouvettes sont toutes instrumentées avec au moins un extensomètre ayant une distance entre couteaux égale à 25 mm, soit environ deux fois la période de l'ondulation. Cette mesure de déformation sert au pilotage de l'essai.

L'activité acoustique est enregistrée au cours de l'essai par l'intermédiaire d'un capteur piézo-électrique. Lors de la sollicitation mécanique d'un matériau (métallique, composite, céramique...), des modifications internes apparaissent. Tous ces remaniements internes correspondent en fait à une dissipation d'énergie qui se traduit, lorsqu'il s'agit d'une discontinuité brutale, par la création d'une onde élastique qui se propage dans le matériau. Une synthèse bibliographique des diverses méthodes d'analyse de ces ondes de contrainte est faite par A. Mauchin [Mauchin, 97]. Quand ces ondes atteignent la surface, elles provoquent de micro-déplacements détectables par un capteur piézo-électrique. Le signal acoustique enregistré

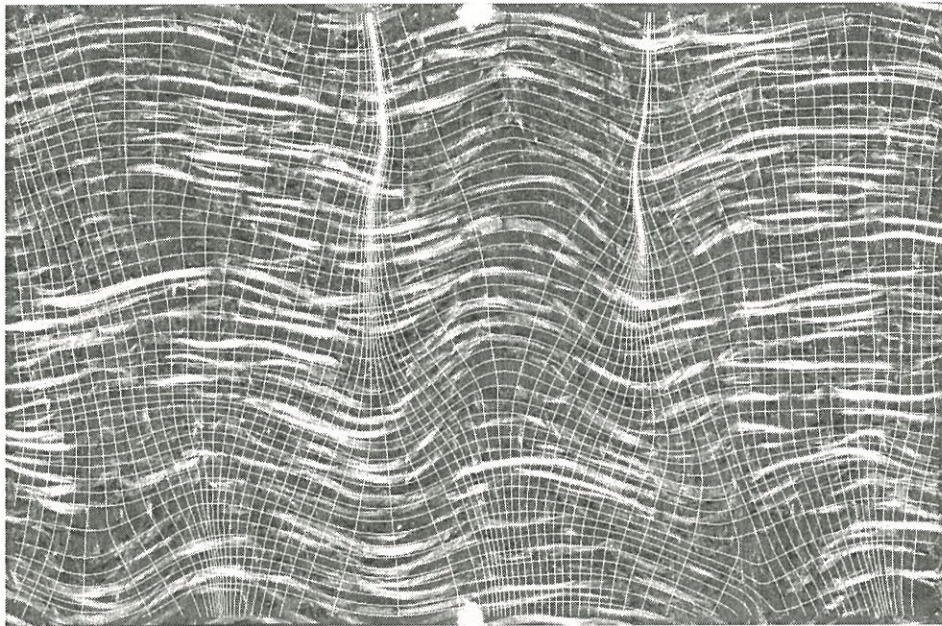


Figure 7 : Identification de la courbure locale et représentation de l'ondulation [Donias, 98]

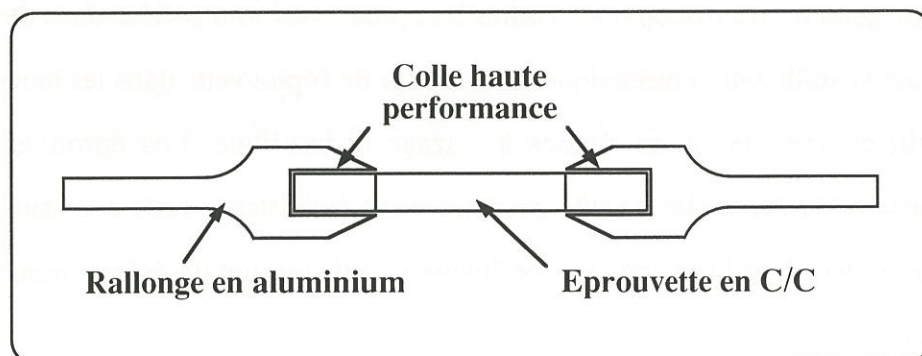


Figure 8 : Principe de collage de l'éprouvette dans des rallonges pour éviter de l'endommager lors du serrage en mors

par ce capteur indique entre autres une suite d'événements discrets, de faibles durées mais d'énergie importante. Ce type d'émission témoigne de la présence d'un phénomène de fissuration du matériau, preuve de son endommagement. Afin de sélectionner cette gamme de signaux, une chaîne d'acquisition enregistre l'émission en coups cumulés. La chaîne d'acquisition présente les caractéristiques suivantes :

Bande passante 2 MHz-20KHz, gain 0-60 dB, seuil 1V ; un préamplificateur : bande passante 20-1200 KHz, gain 40 dB ; et un capteur : bande passante 100-300 KHz.

Les objectifs étant de mesurer le comportement macroscopique du matériau, d'identifier les mécanismes d'endommagement et de connaître le comportement du stratifié non ondulé, on procède à trois types d'essai.

1.3.1. Essais de caractérisation mécanique dans la direction Y

Une première éprouvette est équipée de deux extensomètres de 25 mm, positionnés sur les deux faces opposées de l'éprouvette. Les courbes de comportement obtenues sont assez comparables, seule une flexion parasite semble perturber l'essai (figure 9). Cette flexion est sans doute due à un mauvais alignement de l'éprouvette lors du collage dans les rallonges.

Les courbes de comportement révèlent une contrainte à rupture et un module élastique qui sont faibles par rapport aux résultats connus sur un matériau équivalent, plan et non ondulé (données S.E.P). D'autre part, le module élastique mesuré pendant les six cycles de déchargement diminue considérablement (voir § 1.3.2), ce qui prouve que le matériau s'endommage au cours de la sollicitation mécanique. Ceci est confirmé par une croissance régulière de l'émission acoustique (figure 10).

Ce matériau est très endommageable, il faut par conséquent identifier les causes de cet endommagement macroscopique. Pour cela, des essais sont menés en utilisant le dispositif de suivi optique in-situ afin d'observer les mécanismes de fissuration.

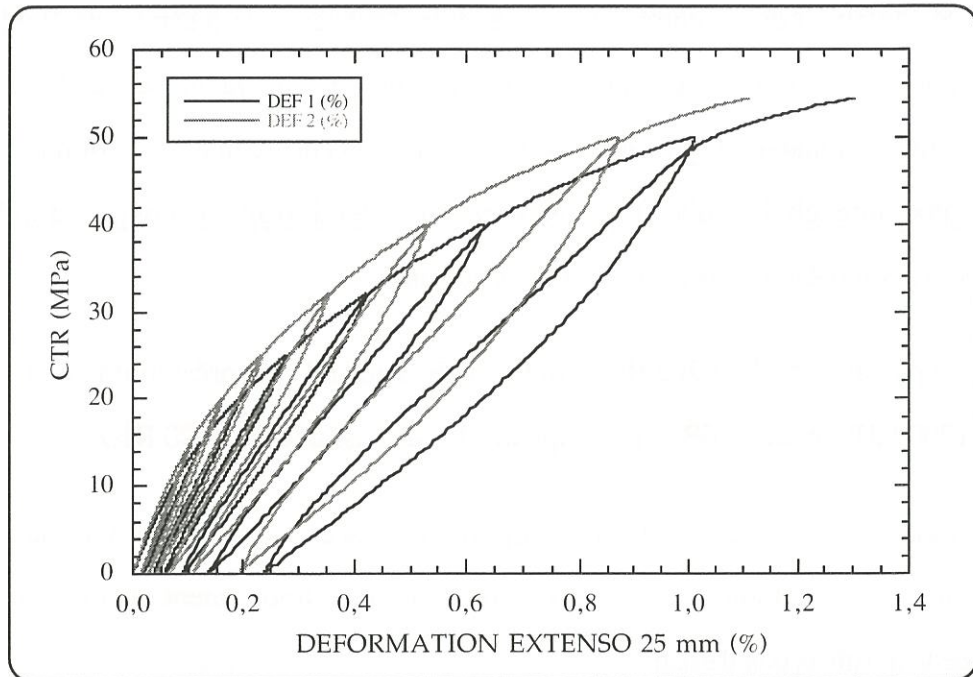


Figure 9 : Courbes de comportement obtenues par mesure de déformation avec deux extensomètres positionnés sur des faces opposées

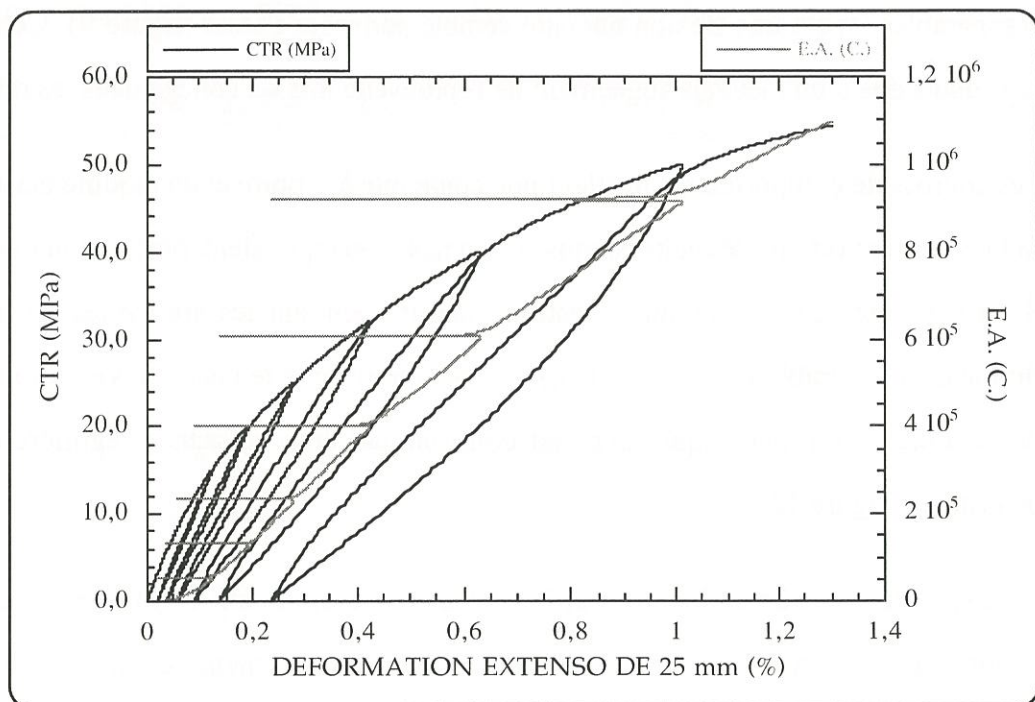


Figure 10 : Croissance de l'émission acoustique lors de la sollicitation

1.3.2. Essais d'identification de l'endommagement

Une première éprouvette ayant une face préalablement polie est testée en traction cyclée, avec un suivi in-situ par microscopie optique. L'observation est faite dans une zone très ondulée. L'autre face de l'éprouvette est équipée d'un extensomètre de 25 mm et de deux jauges de déformation longitudinales placées dans les zones non ondulées. La figure 11 présente les courbes de comportements ainsi mesurées. On notera la différence de comportement entre la courbe obtenue par un extensomètre mesurant la déformation sur deux périodes d'ondulation (élastique endommageable avec déformation anélastique) et les courbes obtenues par jauges de déformation placées dans les zones non ondulées (quasiment élastique). On déduit de la courbe obtenue par extensométrie l'évolution de l'endommagement macroscopique représenté par l'évolution de la variable $\mathbf{d} = \mathbf{1} - \mathbf{E}/\mathbf{E}_0$ (figure 12). Cet endommagement n'est pas à proprement parler l'endommagement du stratifié, il s'agit de l'endommagement à l'échelle macroscopique du matériau composé d'une structure stratifiée et ondulée. La variable \mathbf{d} atteint 70% avant rupture de la structure.

Lors de la sollicitation, et après chaque cycle décharge-recharge, un palier est effectué à contrainte constante. Pendant ce palier, toute la zone étudiée est photographiée par le dispositif optique (6 x 11 photos). Toutes les photographies prises à une contrainte donnée sont ensuite assemblées, et les mécanismes de fissuration peuvent être identifiés par comparaison avec le cliché pris à l'état initial (figure 13). L'analyse des mécanismes de fissuration est proposée au paragraphe 1.5. ci-après.

On effectue un deuxième essai sur une éprouvette ayant une face simplement rectifiée en planéité et légèrement poncée pour éliminer les traces d'usinage. Ainsi, les propriétés mécaniques de la surface sont moins affectées que par le polissage effectué sur l'éprouvette précédente, qui peut engendrer un écrouissage de surface.

Après identification de la géométrie de l'ondulation par le dispositif d'analyse de courbure (§ 1.2.), la zone centrale de l'éprouvette est sélectionnée (figure 14). L'observation se fait en utilisant l'objectif macrophotographique, ce qui permet de cartographier une zone qui couvre

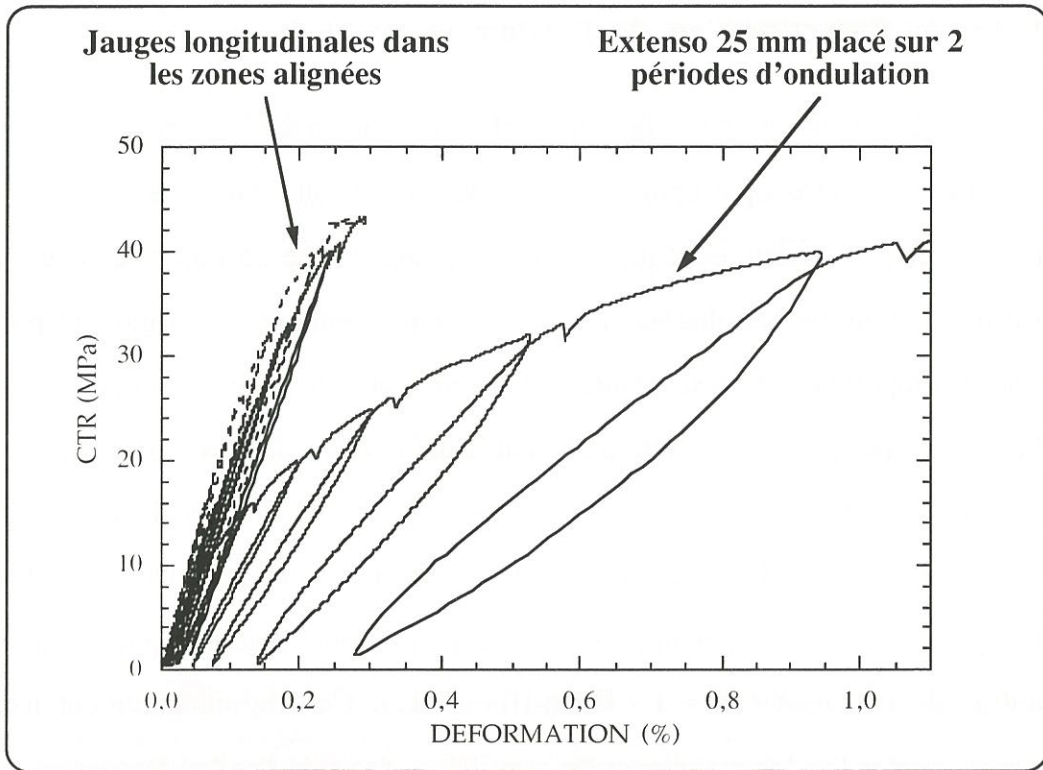


Figure 11 : Courbes de comportement (Extensio 25 mm et jauges longi)

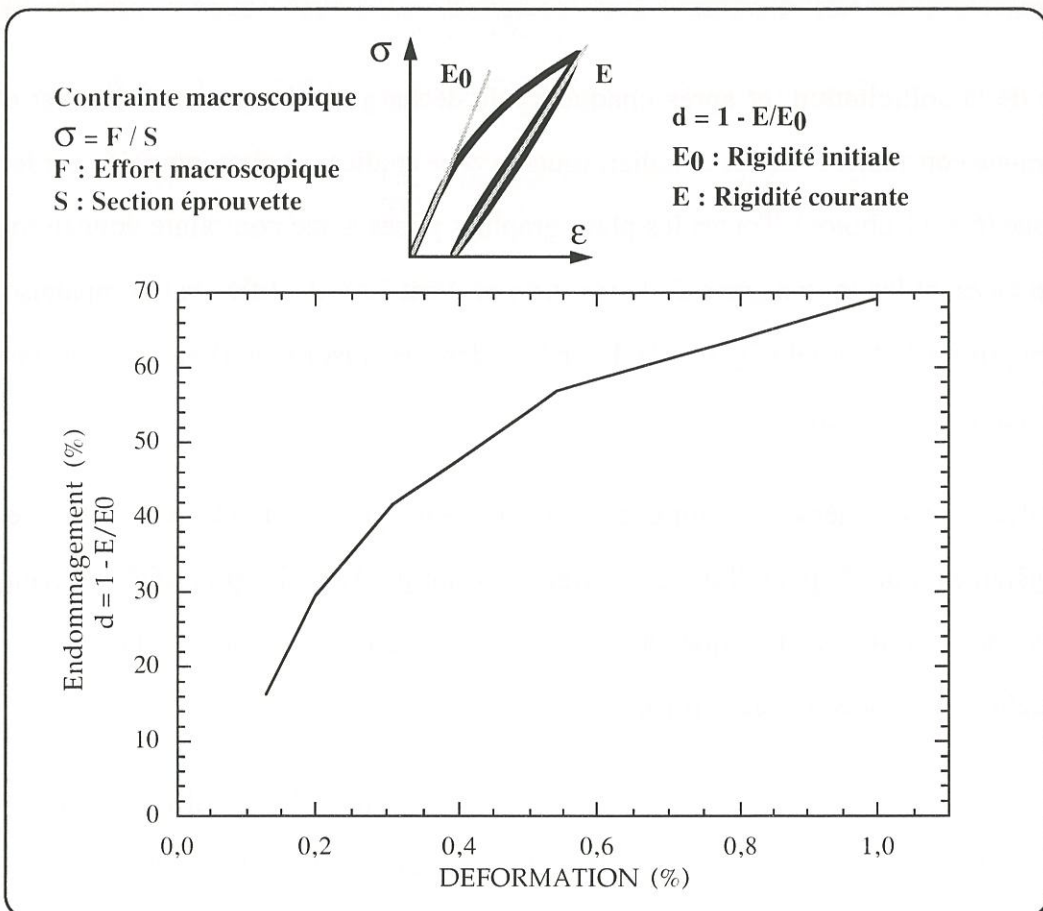


Figure 12 : Evolution de l'endommagement macroscopique d'une éprouvette ondulée

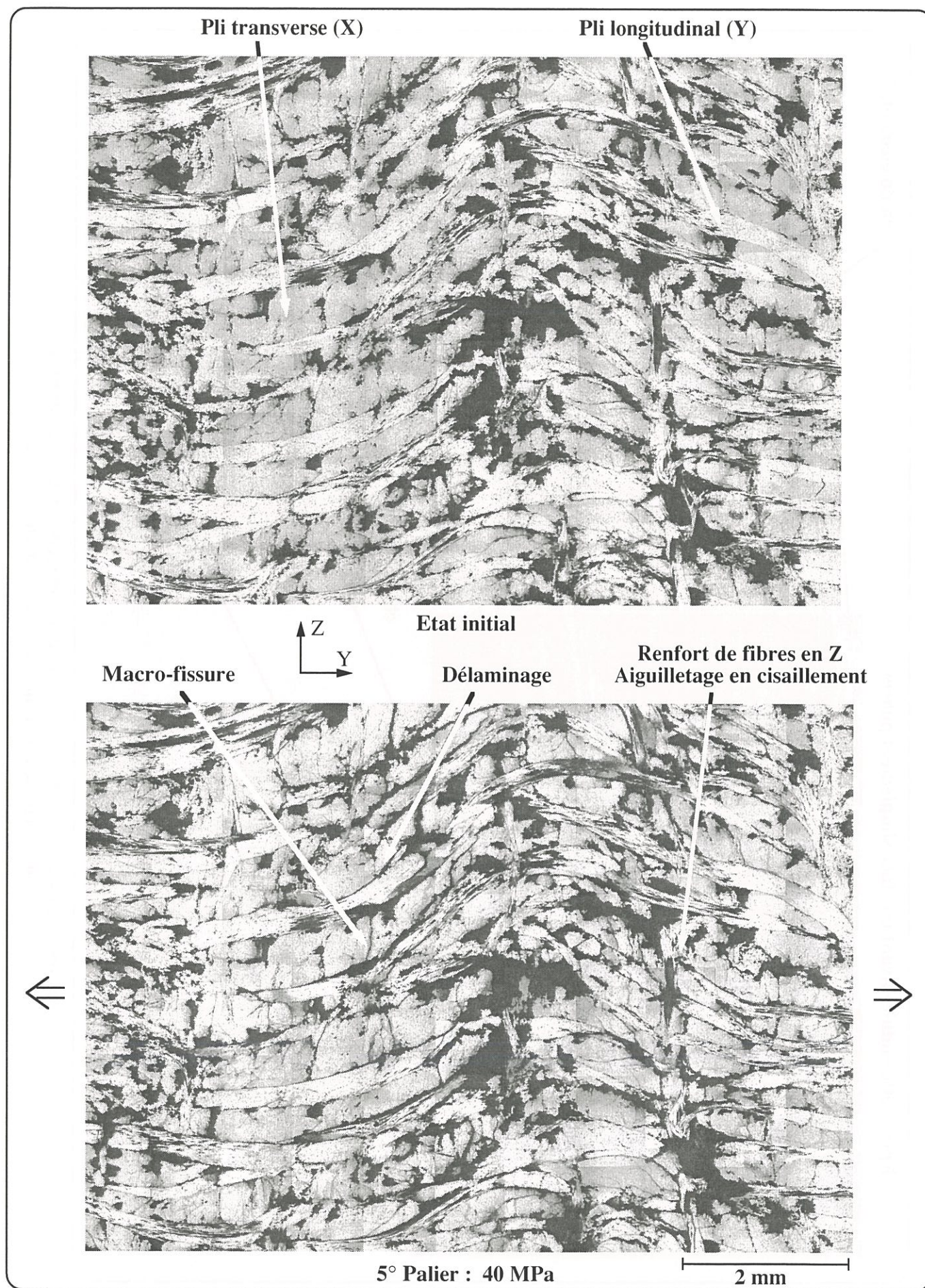


Figure 13 : Evolution de la fissuration dans une zone fortement ondulée (6 x 11 photos)

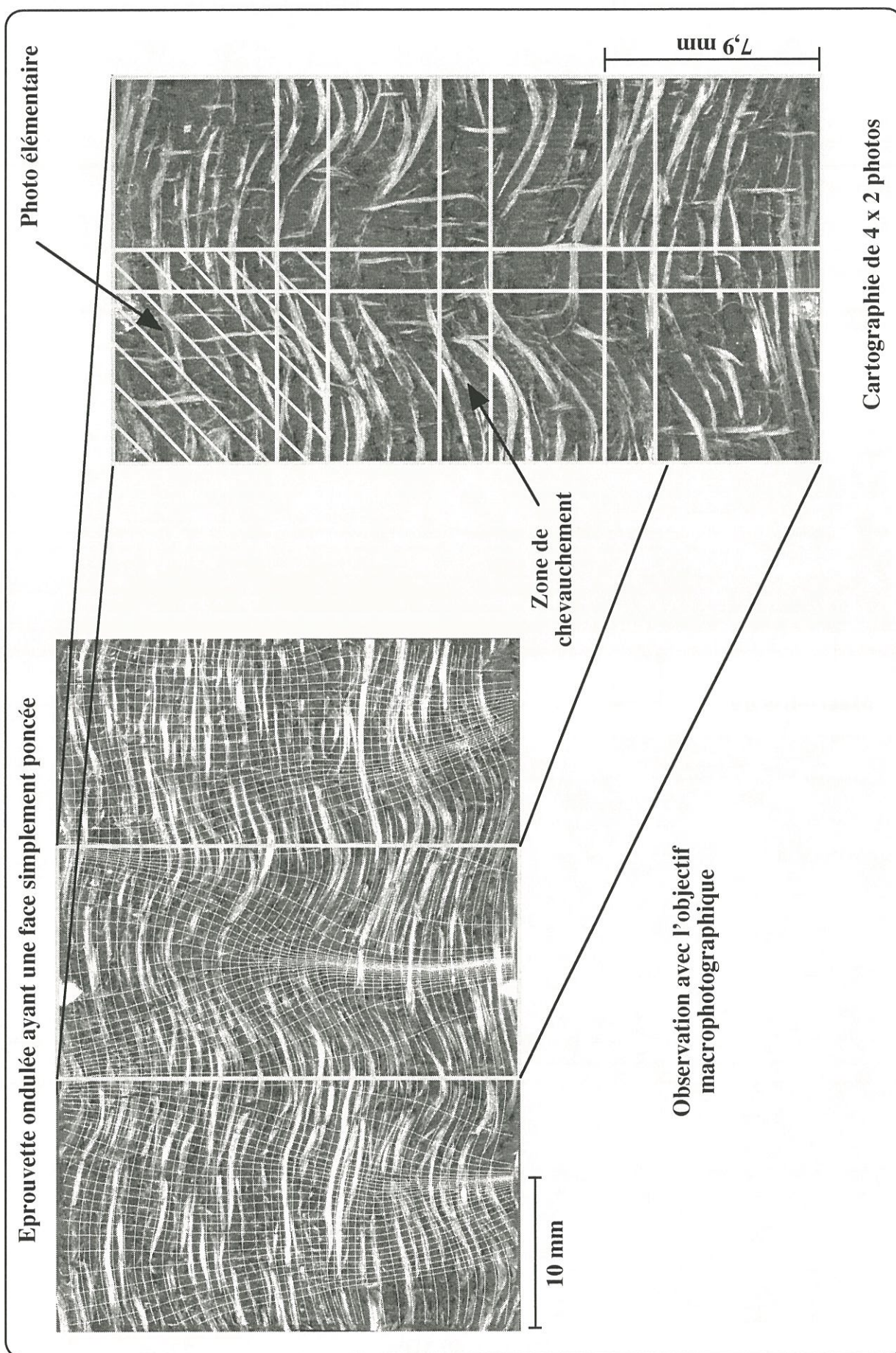


Figure 14 : Essai d'identification de l'endommagement. Cartographie d'une zone fortement ondulé sous sollicitation croissante

toute la largeur de l'éprouvette, sur une longueur d'une période. Un extensomètre de 25 mm est placé sur la face opposée aux observations.

Pour cet essai, quarante paliers à effort constant sont effectués très régulièrement, comme l'indique la figure 15. Au cours de ces paliers, la zone étudiée est cartographiée dans son intégralité (4 x 2 photos). On s'arrange pour que chaque photo contienne exactement une demi-période d'ondulation.

Des paliers sont effectués pendant les cycles de décharge, afin de visualiser les refermetures de fissure et mesurer les déformations locales. Les mécanismes de fissuration observés confirment les scénarios déduits de l'essai précédent.

Les mesures optiques des champs de déformation ne permettent pas de tracer les courbes de comportement locales. En effet, il n'est pas possible d'identifier les contraintes locales, car, compte tenu de l'hétérogénéité des ondulations dans une même section de l'éprouvette, ces contraintes sont irrégulières. Les contraintes supportées par le stratifié sont supérieures dans les zones les moins ondulées, car la rigidité de la structure décroît lorsque l'amplitude de l'ondulation augmente. Par conséquent, la répartition des contraintes étant hétérogène dans une même section, on ne peut pas prétendre mesurer les comportements locaux.

En revanche, connaissant la valeur des déplacements plans à la périphérie de l'image, il est possible de mesurer le réalignement partiel des strates en suivant l'évolution de la variable **F** définie par :

$$F = \frac{2 \cdot a}{L / 2} \quad (\text{figure 16})$$

Ce réalignement est en quelque sorte une réponse du matériau à la sollicitation imposée. Il faut remarquer, que ce réalignement ne correspond pas au terme courant de la littérature. Ces mesures serviront à identifier les paramètres du modèle d'interface décrit dans les paragraphes suivants.

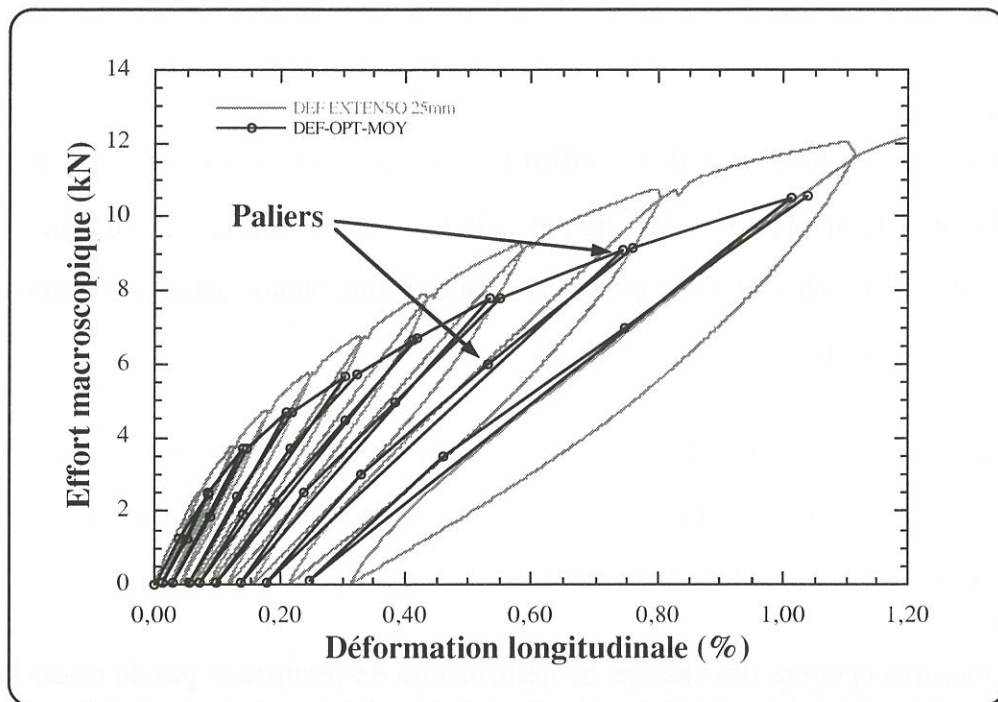


Figure 15 : Principe de l'essai de caractérisation au cours duquel sont effectués quarante paliers à contraintes constantes pour permettre la cartographie de toute la zone étudiée. La déformation optique est la moyenne des déformations mesurées sur la photo.

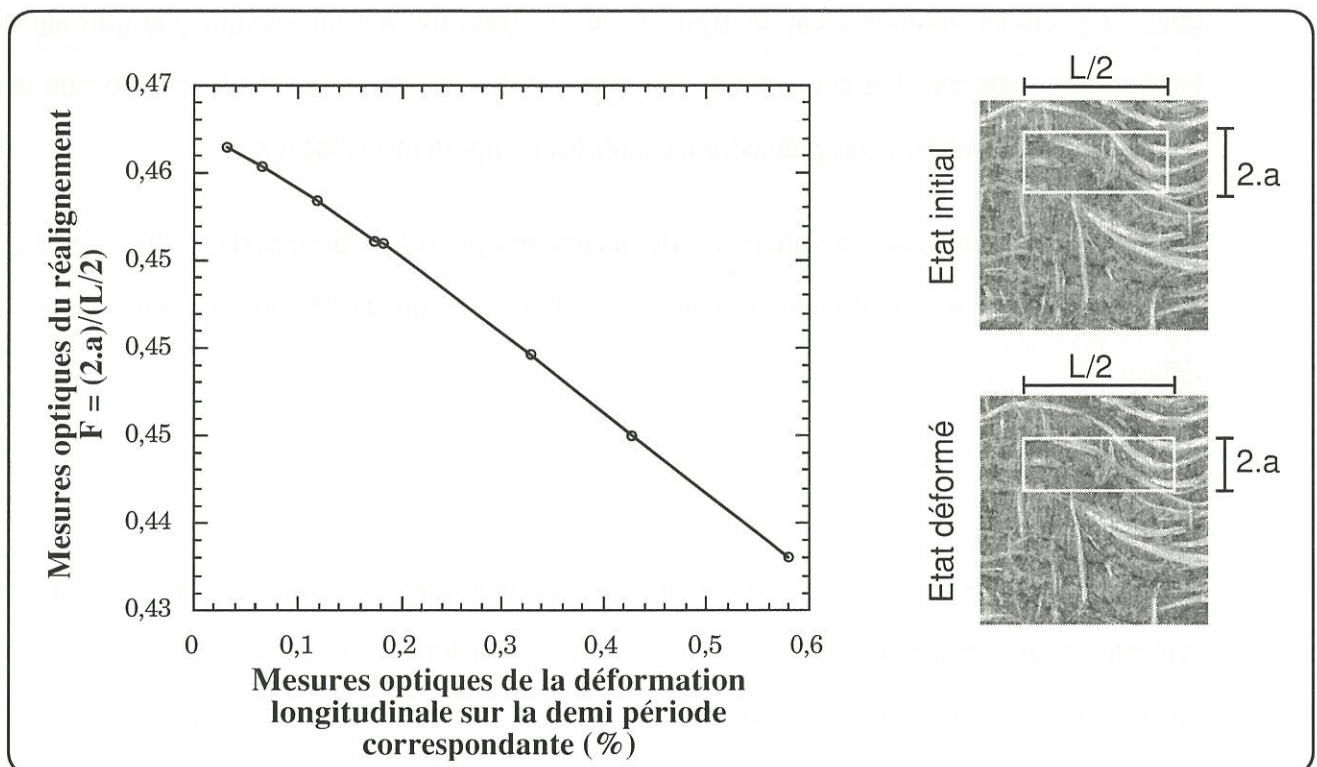


Figure 16 : Evolution de la variable F , représentative du réalignement du composite. Les mesures optiques du réalignement et de la déformation sont réalisées sur une demi-période d'ondulation ($L/2$).

On remarque que les courbes de comportement obtenues par extensométrie et par mesures optiques sont différentes (figure 15). D'une part, les cycles d'hystérésis dévoilés par l'extensomètre ne sont pas visibles sur l'autre courbe, car aucune mesure optique n'est effectuée lors de la diminution de la charge. D'autre part, la déformation mesurée par le système optique est toujours supérieure à celle mesurée par l'extensomètre. Ceci provient du fait que les mesures optiques sont concentrées dans une zone fortement ondulée, tandis que l'extensomètre mesure la déformation d'une zone plus étalée et en moyenne moins ondulée (figure 14).

1.3.3. Identification du comportement du matériau non ondulé

Une quatrième éprouvette présentant une zone plane relativement vaste est testée de la même façon que précédemment. Seule la zone non ondulée est suivie par le dispositif optique (figure 17), elle s'étend sur toute la largeur de l'éprouvette (5 x 1 photos). Des paliers à contraintes constantes sont effectués régulièrement pendant l'essai, et en particulier au cours des cycles de décharge comme l'indique la figure 18. Au cours de ces paliers, toute la zone est cartographiée.

Les mesures optiques de déformation, effectuées à partir de ces photographies, permettent d'obtenir les courbes locales de comportement du stratifié non ondulé. En effet, dans ce cas les strates sont relativement bien réparties et planes dans toute la section de l'éprouvette. Par conséquent, on peut supposer que les contraintes sont réparties uniformément dans le stratifié. On évalue alors la contrainte macroscopique égale à l'effort appliqué à l'éprouvette divisé par sa section. On peut ainsi tracer les courbes de comportement du stratifié à partir des mesures optiques et de la contrainte moyenne (figure 19). On trace une courbe pour chaque photo élémentaire de la cartographie. La valeur de déformation retenue pour une photo est la moyenne des déformations calculées d'un bord à l'autre de l'image (figure 18). L'analyse des photographies prises dans cette zone pendant l'essai mécanique ne dévoile aucune fissuration au sein du composite non ondulé (figure 20).

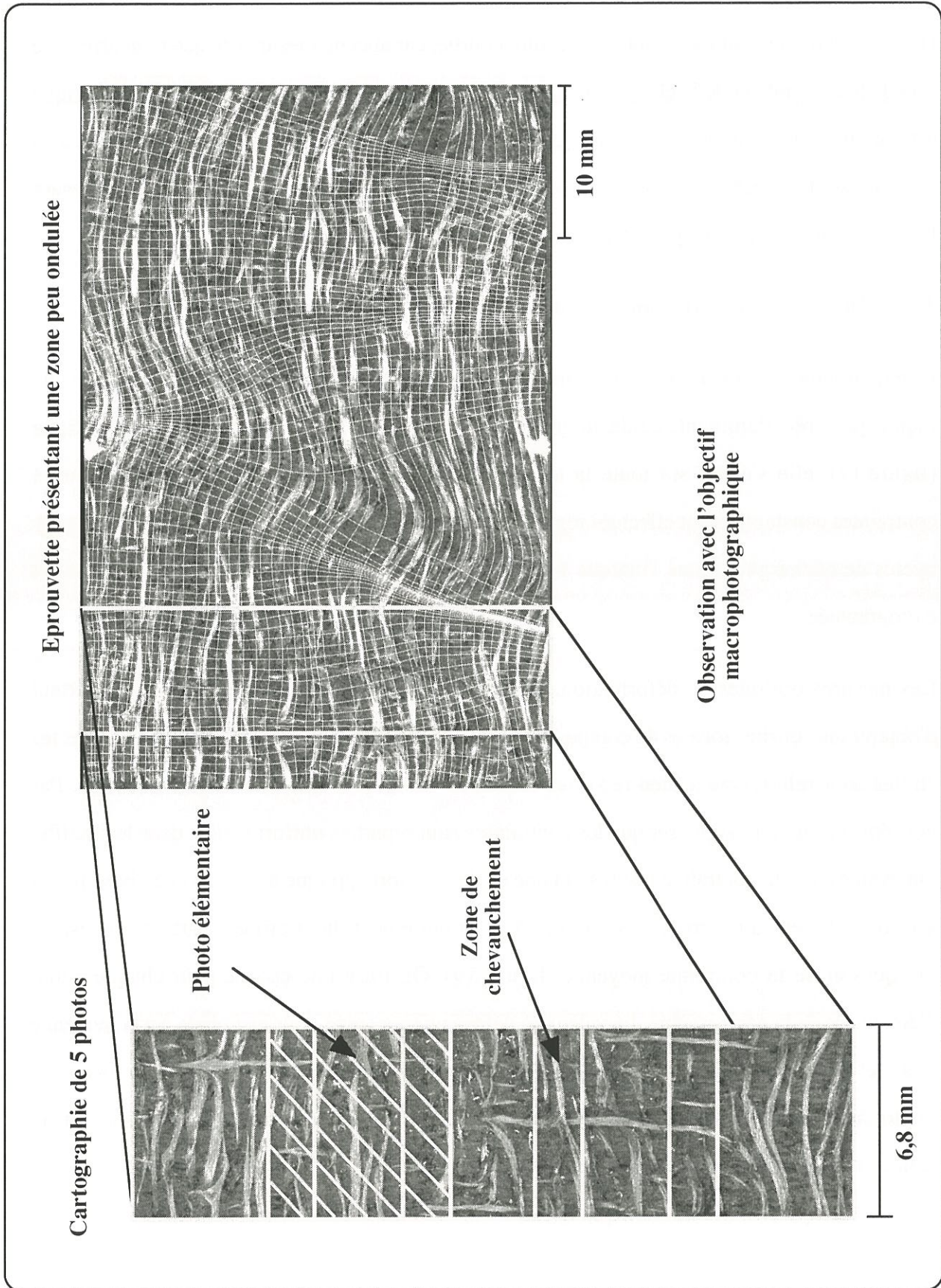


Figure 17 : Essai d'identification du comportement du matériau non ondulé.
Cartographie d'une zone peu ondulée sous sollicitation croissante

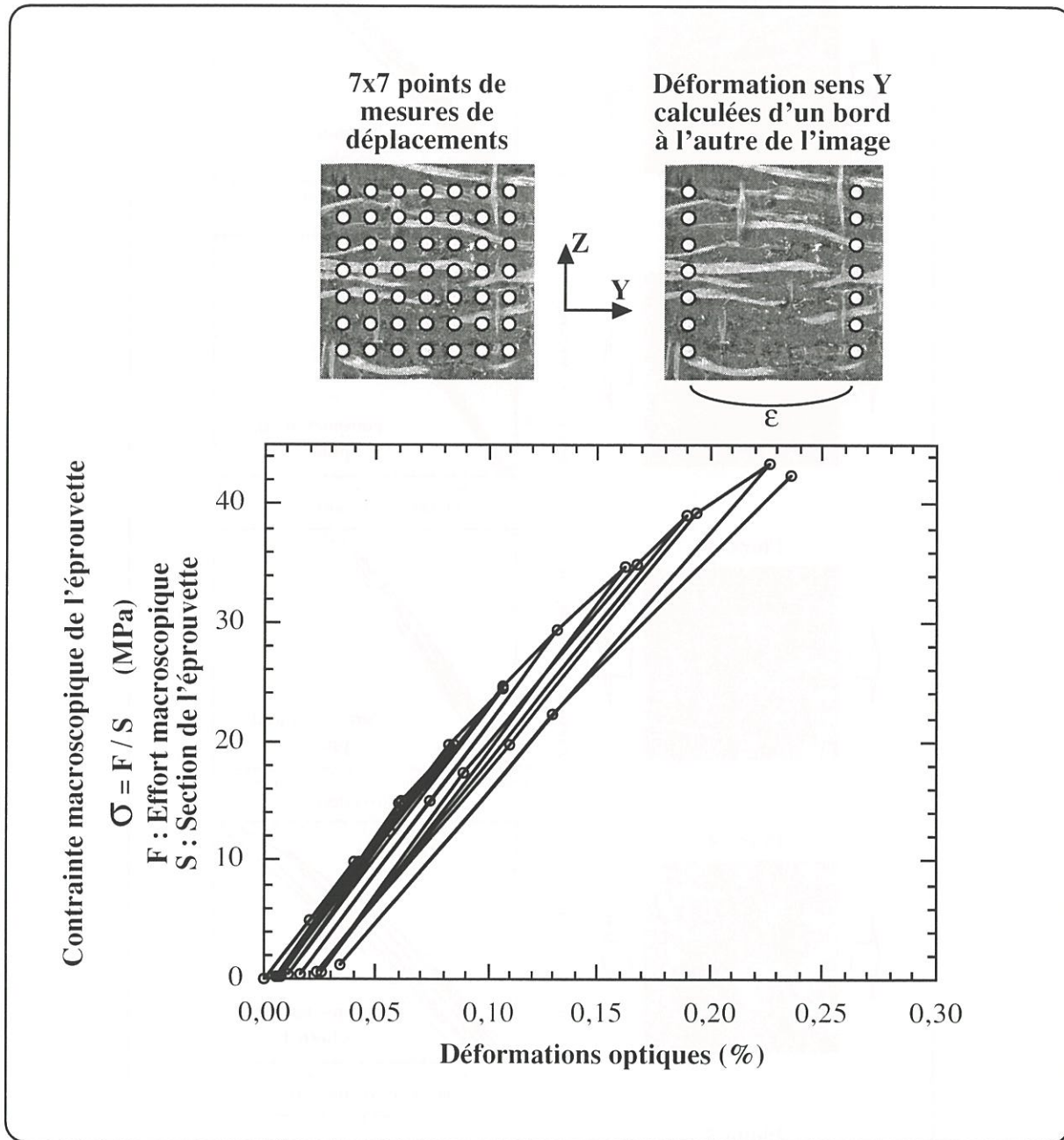


Figure 18 : Courbe de comportement du matériau peu ondulé.
 La déformation indiquée est la moyenne des mesures optiques effectuées sur l'ensemble de la cartographie. Toute la zone est cartographiée au cours des 32 paliers.

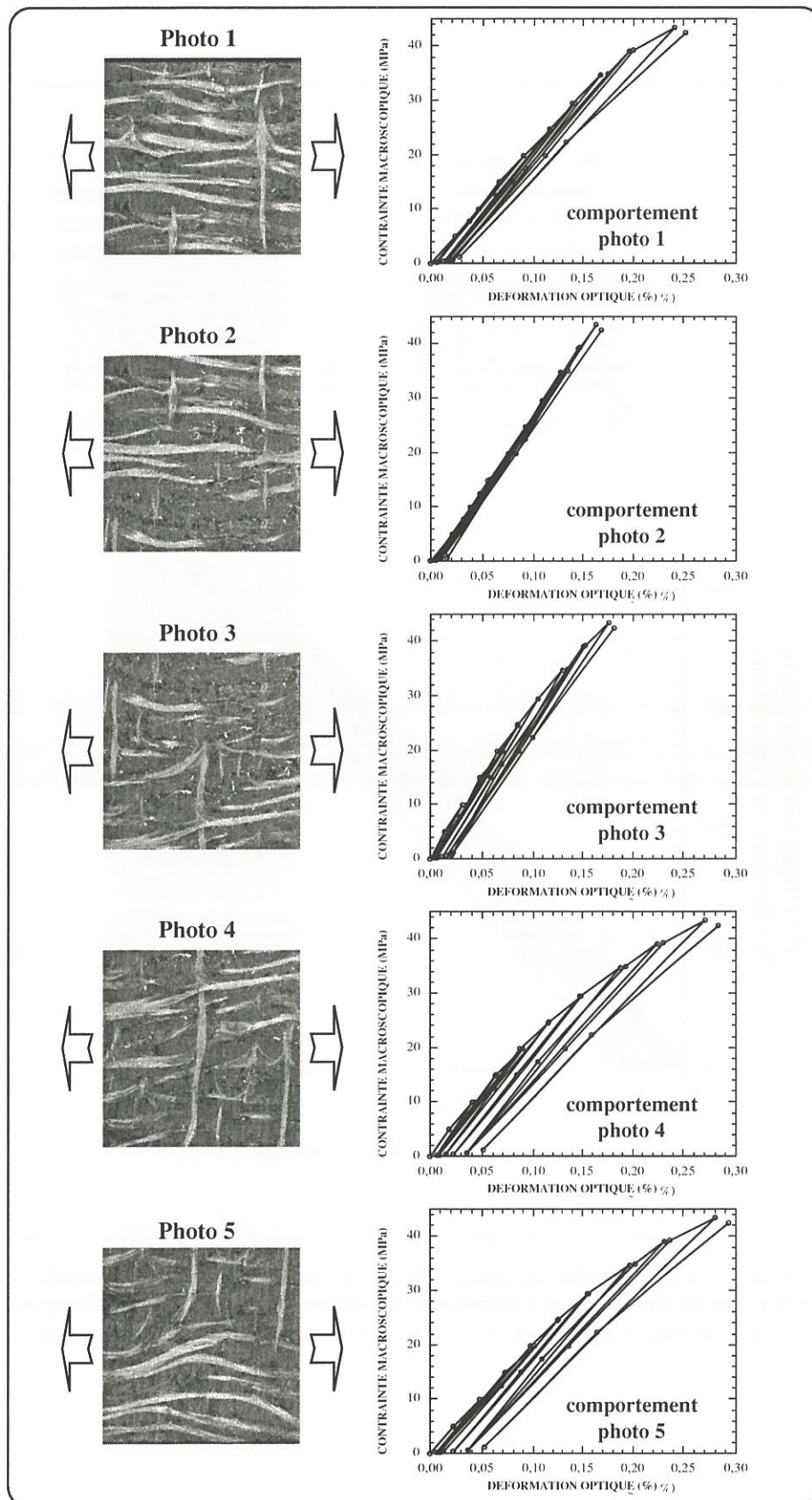


Figure 19 : Courbes de comportement locales du stratifié peu ondulé évaluées en plusieurs zones de l'image. Les déformations sont obtenues par mesures optiques d'un bord à l'autre des photos. La contrainte macroscopique représente l'effort global appliqué à l'éprouvette divisé par sa section.

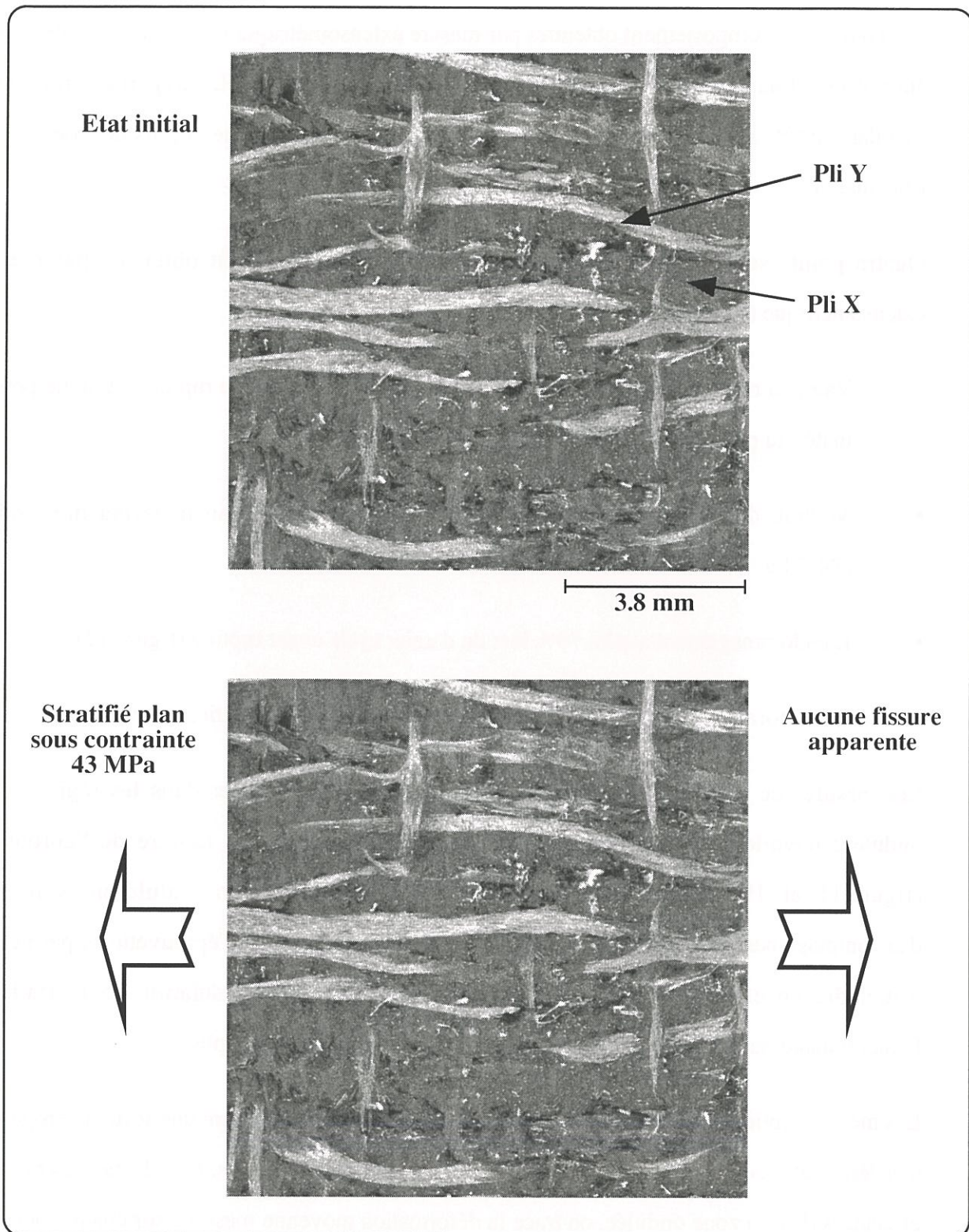


Figure 20 : Visualisation d'une zone non ondulée du stratifié à l'état initial et sous contrainte de 43 MPa. Aucune fissuration n'est apparente.

1.4. Résultats de la caractérisation mécanique

Les courbes de comportement obtenues par mesure extensométrique sont reproductibles d'une éprouvette à l'autre, et d'une face à l'autre d'une même éprouvette. La plupart des ruptures a lieu dans le fût, entre les couteaux de l'extensomètre, et dans la zone la plus désorientée par l'ondulation.

Quatre points sont à souligner sur les courbes de comportement obtenues par mesure extensométrique (figure 9,11 ou 15) :

- Valeur à rupture faible (40 - 50 MPa) par rapport au niveau de rupture attendue pour le matériau plan non-ondulé (80 MPa - données S.E.P).
- Module de rigidité initiale faible (17 GPa) par rapport au matériau non-ondulé (34 GPa - données S.E.P).
- L'endommagement atteint 70% lors du dernier cycle avant rupture (figure 12).
- Les déformations anélastiques représentent 30 % de la déformation avant rupture.

Les mesures de déformation (Jauges longi. et optiques) effectuées dans les régions non-ondulées dévoilent un comportement quasiment linéaire jusqu'à rupture de l'éprouvette (figure 11 et 19). Ceci laisse supposer que le matériau non ondulé ne subit pas d'endommagement jusqu'à ce niveau de chargement. La structure de l'éprouvette ne permet pas d'atteindre un effort supérieur, car les zones présentant une ondulation sont affaiblies. L'endommagement mesuré n'est donc causé que par l'ondulation des plis.

Les mesures optiques effectuées sur la plupart des éprouvettes dévoilent une forte hétérogénéité des déformations. Ne pouvant pas appréhender les contraintes locales, dans le cas des mesures effectuées dans la zone ondulée, on trace la déformation moyenne mesurée sur chaque photo en fonction de l'effort macroscopique exercé sur l'éprouvette (figure 21).

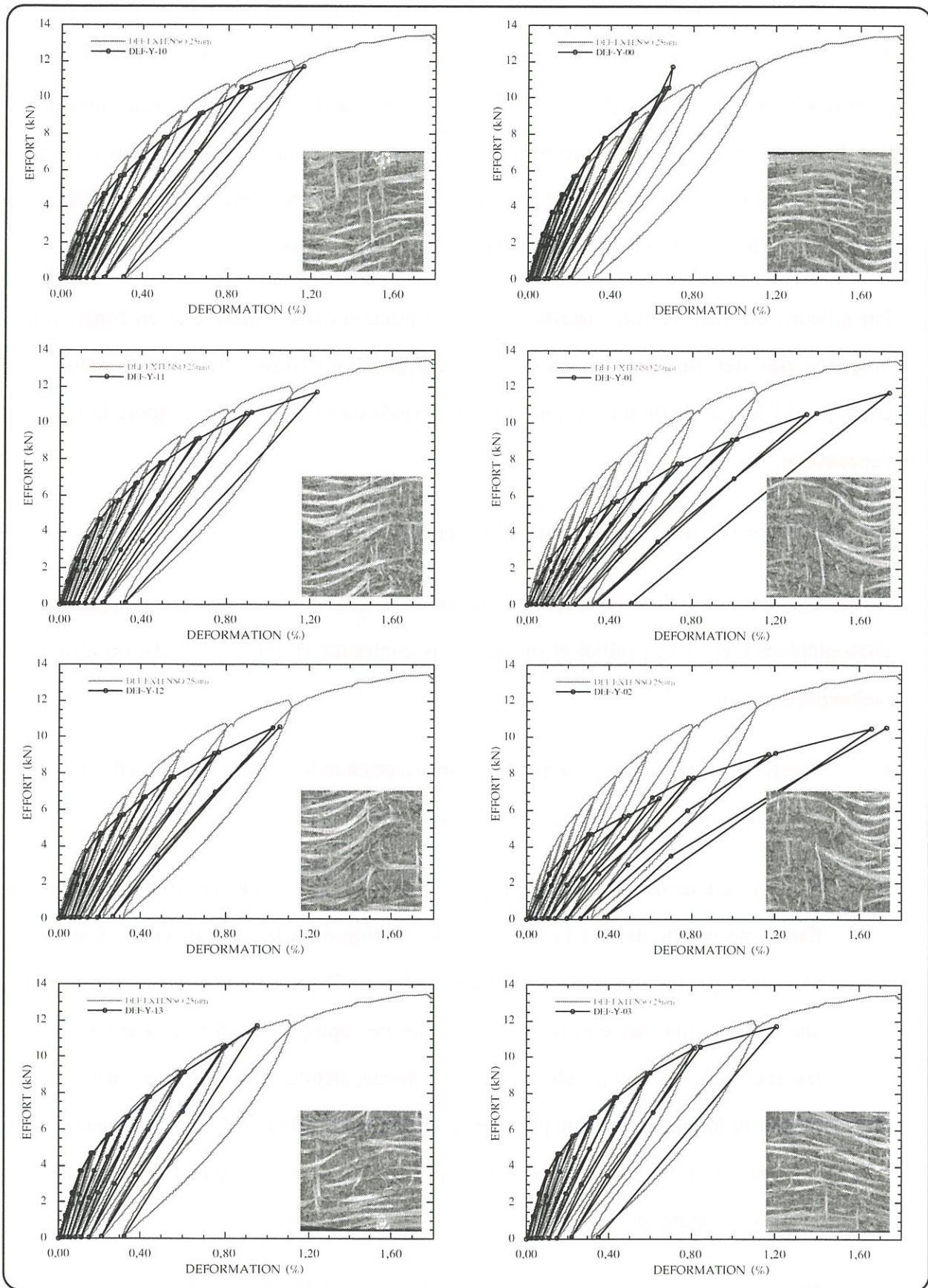


Figure 21 : Mise en évidence de l'hétérogénéité des déformations en fonction de l'importance de l'ondulation au sein d'une même éprouvette. Il ne s'agit pas des courbes de comportement locales, mais de la déformation locale en fonction de l'effort appliqué à l'éprouvette.

Bien entendu, ces courbes sont à **exploiter avec prudence**, car la variable portée sur l'axe des ordonnées n'est pas la contrainte locale correspondant à la mesure locale de déformation, mais représente l'effort appliqué à l'éprouvette. Les contraintes locales sont vraisemblablement très dispersées au sein d'une même section et ne sont pas calculables. Ces courbes sont tracées à titre indicatif et confirment la forte hétérogénéité des comportements au sein de l'éprouvette, les zones les plus ondulées se déformant davantage que les autres.

Par ailleurs, on trace l'effort macroscopique de traction dans l'éprouvette en fonction de la moyenne des déformations mesurées sur chaque photo (figure 15). Cette déformation correspond à la déformation moyenne sur une période d'ondulation et pour toute la section de l'éprouvette.

1.5. Observation des mécanismes de dégradation

En suivant l'évolution de la fissuration dans une zone fortement ondulée, par comparaison des photographies entre l'état initial et un état sous contrainte (figure 13 et 23), on observe les phénomènes suivants :

- Une fissure de délaminage apparaît à l'interface entre les couches les plus désorientées et se propage lors de l'augmentation de la sollicitation.
- Cette fissure de délaminage se propage d'une interface* à l'autre en créant une macro-fissure perpendiculaire à la direction de traction dans le pli transverse. Ces fissures n'existent que dans les zones fortement ondulées. Ces macro-fissures apparaissent pour une déformation locale évaluée par les mesures optiques à 0,5 % . Leur naissance est favorisée par des hétérogénéités locales (porosité, aiguilletage). Dès leur apparition, elles traversent immédiatement le pli transverse dans son épaisseur. Elles n'évoluent pas mais s'ouvrent progressivement au cours de l'essai. Elles témoignent du comportement fragile de la matrice.
- On mesure aussi un réalignement partiel des plis ondulés (figure 16).

- Aucune fissuration n'apparaît dans les couches renforcées dans la direction de l'effort, ni dans les zones non ondulées.
- Lors d'un essai, on a suivi un faisceau de fibres en Z traversant les plis dans une zone ondulée. On remarque que l'interface est sollicitée en cisaillement entre les couches (figure 22).

Deux points importants sont à retenir de ces observations. **D'une part, les mécanismes de fissuration apparaissent de préférence dans les zones les plus ondulées (figure 23). D'autre part, les interfaces* de ces zones sont sollicitées en cisaillement, ce qui induit une fissure de délaminage qui évolue tout au long de la sollicitation.** Il s'agit maintenant de déterminer comment ces fissures peuvent être à l'origine d'une perte de rigidité du matériau.

****N.B.:** Dans ce document, on entend par interface l'entité surfacique qui assure le transfert des déplacements et des contraintes entre deux plis adjacents. En réalité, il s'agit d'une fine couche continue de pyrocarbone situé entre les strates, mais du fait de sa faible épaisseur, elle est assimilée à une surface.*

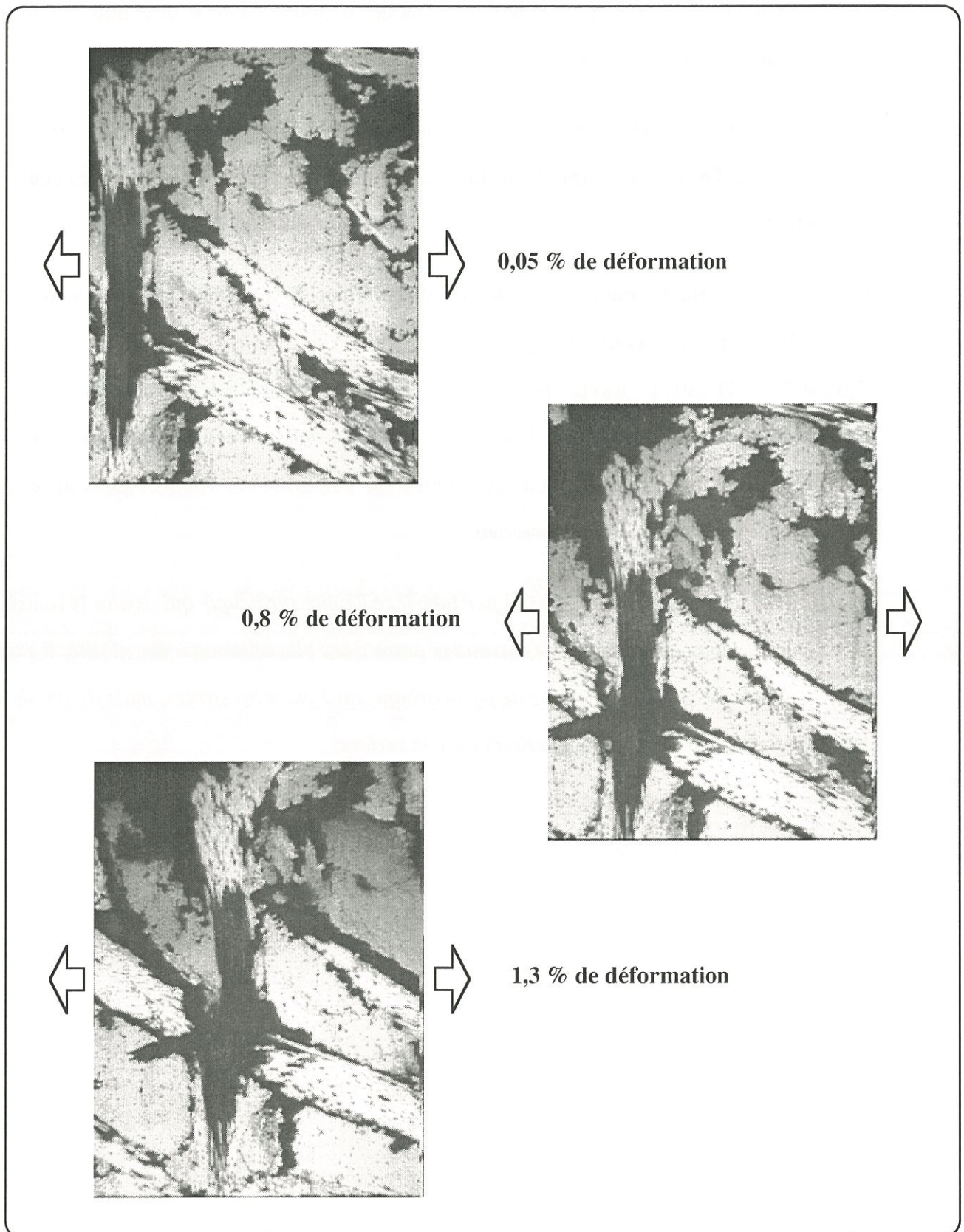


Figure 22 : Suivi optique d'une interface en cisaillement pendant un essai de traction. Ceci montre le genre de sollicitation auquel est soumis un aiguilletage. Celui de la photo a été en partie détruit lors de l'usinage de l'éprouvette, il ne reste qu'un faible pourcentage de fibres.

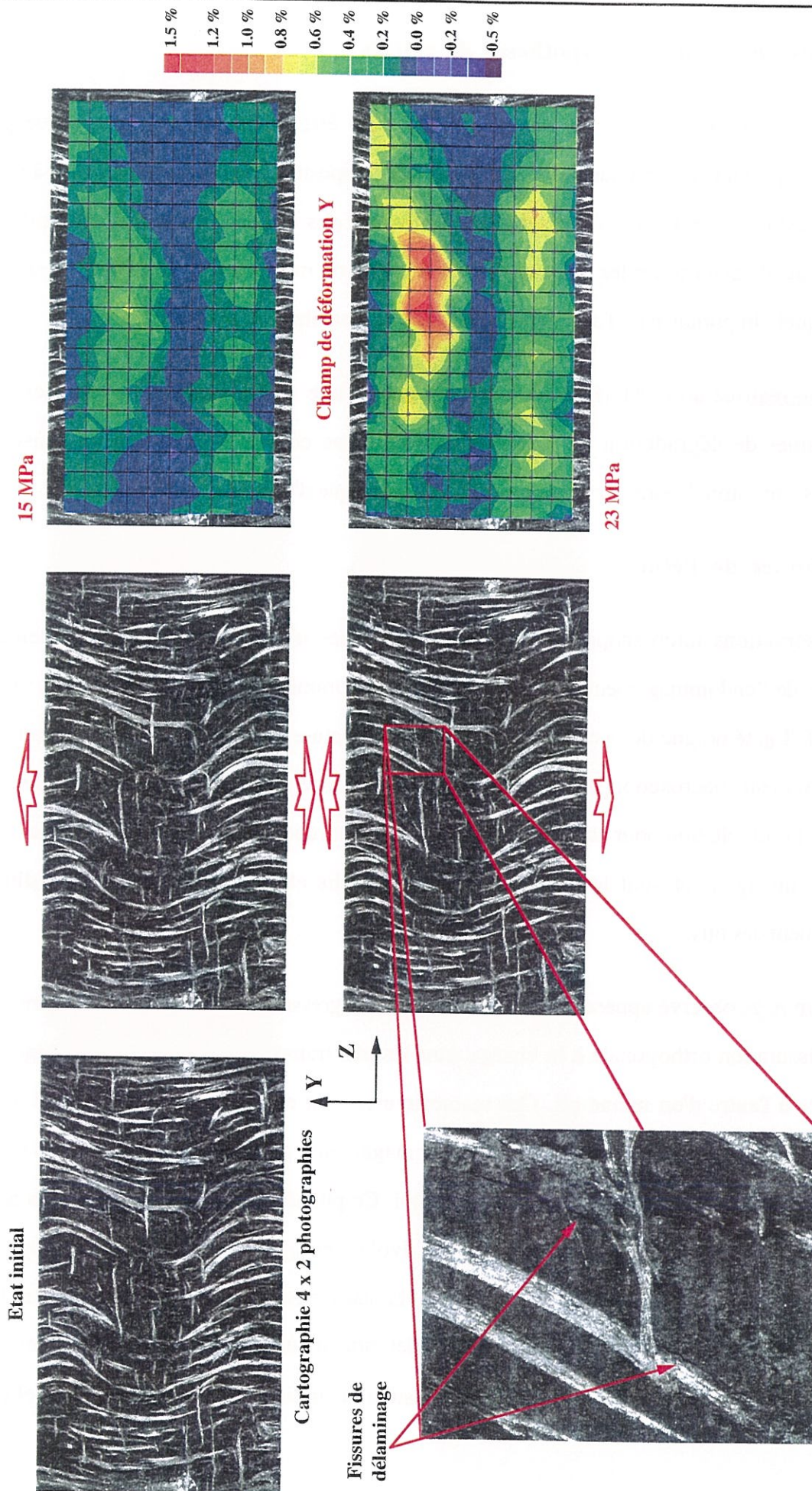


Figure 23 : Juxtaposition des cartographies de déformation et de photographie afin d'avoir une vue globale sur l'ensemble de la zone étudiée pour plusieurs états de contrainte. La fissure de délaminage est responsable de l'endommagement.

2. Limites de l'étude et hypothèses de calculs

L'ondulation identifiée dans ce composite C/C peut être présente dans ce type de pièce axisymétrique en C/C ainsi que dans la majorité des composites comme les composites à renfort tissé. Il est donc nécessaire de déterminer l'influence des ondulations sur le comportement mécanique, de déterminer les mécanismes de dégradation mis en jeu et de définir un seuil au-delà duquel l'importance de l'ondulation n'est plus acceptable.

En partie réalisée au LMT (ENS de Cachan), cette étude a pour objectif de représenter les mécanismes de dégradation du matériau au sein d'une cellule élémentaire modélisée par éléments finis, afin de simuler le comportement mécanique d'une zone ondulée.

2.1. Limites de l'étude

Les observations microscopiques in situ montrent des mécanismes vraisemblablement à l'origine de l'endommagement macroscopique. Cet endommagement, représenté par la variable $d = 1 - E/E_0$, témoigne de la chute de rigidité de la structure de l'éprouvette, représentative du comportement macroscopique du matériau ondulé. Cette variable évolue progressivement pendant la sollicitation pour atteindre près de 70 % avant rupture. Les causes vraisemblables de cet endommagement sont le délaminage entre les plis et la dégradation des rigidités de cisaillement des plis.

Le délaminage observé apparaît relativement tôt, et progresse au cours de l'essai. Il génère une macrofissuration orthogonale à la charge dans les plis transverses lorsqu'il se propage d'une interface à l'autre d'un même pli. Ces macrofissures sont considérées comme ayant un rôle mineur dans le phénomène global d'endommagement, car elles apparaissent de façon instantanée, et n'évoluent pas au cours de l'essai. Ce phénomène discret n'est pas en accord avec l'endommagement macroscopique qui évolue progressivement tout au long de la sollicitation. De plus, sachant que la rigidité de la matrice est très inférieure à celle des fibres ($E_m \ll E_f$), les fissures orthogonales ont un effet mineur sur la rigidité globale. En revanche, le délaminage observé est progressif et est considéré comme la cause majeure de la chute de rigidité.

D'autre part, le réalignement des strates, qui suppose que les plis sont sollicités en cisaillement, est susceptible d'affecter la rigidité en cisaillement des plis. Ce phénomène affecte certainement l'endommagement macroscopique, en parallèle des fissures de délaminage. Mais le couplage entre ces deux mécanismes étant difficilement identifiable, ce dernier sera négligé.

Dans le cadre de cette étude, on se limite à représenter le mécanisme de délaminage au sein d'une cellule plane contenue dans un plan méridien du cylindre. On cherche à décrire, par calcul par éléments finis, l'évolution de l'endommagement de cette cellule ondulée en fonction des paramètres locaux de l'ondulation et de ce mécanisme de délaminage. On limite l'étude de ces mécanismes au cas simple d'un essai de traction unidirectionnelle dans la direction Y. L'objectif se limite à mettre au point un outil de calcul capable de donner les tendances du comportement mécanique d'un composite stratifié ondulé.

2.2. Synthèse bibliographique

Quelques approches de ce problème existent dans la littérature, mais très peu abordent l'étude à l'échelle des strates. Une présentation très succincte est faite ci-dessous.

En général, l'ondulation des composites stratifiés est étudiée dans le cas des problèmes de compression où son influence est encore plus critique [Hsiao, 96a]. En effet, elle facilite le flambage local des plis et engendre des ruptures prématurées. Les structures stratifiées sont homogénéisées, et l'ondulation est représentée par une variation locale du repère d'orthotropie [Kuo, 88] [Hsiao, 96a] et [Hsiao, 96b].

Bogetti et al. introduisent une dégradation du module de cisaillement dans le plan normal aux couches [Bogetti, 94]. Cette dégradation est à l'origine de la non-linéarité et de l'endommagement macroscopique. La désorientation locale des plis, due à l'ondulation, induit des contraintes parasites de cisaillement et de traction normale, qui détériorent le matériau inapte à subir ce genre de sollicitation.

Les observations microscopiques in situ montrent l'apparition et l'évolution d'un délaminage inter-strates dans les zones les plus ondulées qui est vraisemblablement à l'origine de la perte de rigidité macroscopique. La modélisation des interfaces a fait l'objet d'étude [Allix,92] [Cluzel, 92] et fut intégrée au sein de logiciels d'analyse destinés au bureau d'étude [Daudeville, 94]. L'introduction de ce modèle d'interface couplé à un mésomodèle de pli dans un code éléments finis a donné lieu à un outil informatique (Endo-Strat-EF) permettant de simuler l'évolution du délaminage dans un stratifié [Gornet, 96]. L'adaptation de cet outil à un calcul plan sert à l'étude du délaminage des structures stratifiées ondulées.

2.3. Hypothèses de calcul

Afin de simplifier le calcul, on pose les hypothèses suivantes :

- Pour éviter de faire un calcul en 3D, on se place en contraintes planes dans le plan YZ. Cette hypothèse est un peu forte, car l'épaisseur de l'éprouvette est de 10 mm (selon la direction X) et la demi-période moyenne est d'environ 7 mm. Mais ramenée à la taille de l'éprouvette, cette épaisseur est faible.
- Sachant que l'amplitude de l'ondulation ($\approx 0,8$ mm) est faible devant la largeur de l'éprouvette (25 mm) (cf. § 1.2. et figure 4), on considère que l'endommagement macroscopique mesuré n'est pas dû aux effets de bord, mais aux mécanismes de dégradation internes au matériau. Cette hypothèse est validée par les observations qui montrent clairement la naissance des fissures au sein du matériau, indépendamment des effets de bord (figure 24).
- De plus, le composite est un stratifié composé d'un empilement périodique de couches à 0° et à 90° . Ceci permet de restreindre la taille de la cellule élémentaire représentative à deux épaisseurs de strate dans la direction Z en posant des conditions de périodicité dans cette direction. Cependant, les observations montrent une légère variation de l'amplitude selon la direction Z (figure 14). En première approximation, cette variation est négligée.

Ces diverses hypothèses permettent de définir le maillage de la cellule représentative.

ETAT SOUS-CONTRAINTE (48 MPa)



Macrofissuration

Délaminage

Figure 24 : Mise en évidence de l'apparition de la fissuration interne indépendamment des effets de bord

Mais il est nécessaire de faire des hypothèses supplémentaires sur les caractéristiques des constituants afin de simplifier les calculs. En effet, les mesures des déformations réalisées dans les zones où les plis sont bien alignés montrent un comportement élastique non endommageable du stratifié (figure 11 et 19). Et l'observation microscopique in-situ ne dévoile aucune fissuration dans les plis longitudinaux (plis à 90°). Cela permet de faire l'hypothèse que les plis conservent un comportement élastique au cours de l'essai et que seul le délaminage est la cause de la non-linéarité et de l'endommagement. Dans un premier temps, on fait les hypothèses suivantes :

- Les plis transverses (plis à 0°) conservent un comportement élastique au cours de l'essai.
- Les plis longitudinaux (plis à 90°) conservent un comportement élastique au cours de l'essai. La sollicitation en cisaillement pourrait endommager ces plis. Mais on suppose que le module de rigidité en cisaillement YZ reste constant.
- Seule l'interface interlaminaire aura un comportement endommageable.

3. Définition et maillage de la cellule représentative

3.1. Analyse morphologique du matériau

L'outil d'analyse d'image développé au LCTS pour déterminer les paramètres moyens de l'ondulation est basé sur une approximation visuelle. Cela s'avère insuffisant dès qu'il s'agit d'étudier le comportement très local du composite. Il faut donc pouvoir identifier l'ondulation locale de façon plus précise.

L'outil d'analyse d'image, développé par M. Donias, permet, par l'analyse des gradients d'une texture, l'identification de l'orientation locale d'un motif [Donias, 98]. Les paramètres de l'ondulation locale ainsi identifiés servent de base au maillage de la cellule éléments finis.

Connaissant les épaisseurs locales des plis ($30 \mu\text{m}$ - donnée S.E.P.) et les paramètres locaux de l'ondulation, on peut mailler une cellule.

Les constituants élémentaires du stratifié sont :

- Les plis renforcés par des fibres longues dans la direction circonférencielle : plis X.
- Les plis renforcés par des fibres courtes dans la direction méridienne : plis Y.
- Une fine couche de pyrocarbone située entre les plis précédents. Elle est assimilée à un entité surfacique (interface) qui transmet les sollicitations mécaniques d'un pli à l'autre. Cette couche est amenée à se rompre si les efforts sont trop importants.

3.2. Maillage de la cellule représentative

D'après les hypothèses du § 2.3., la périodicité de l'empilement des couches permet de restreindre la taille de la cellule à deux épaisseurs de strate. De plus la quasi-périodicité de l'ondulation dans la direction méridienne, et la symétrie du motif périodique permet de réduire la taille de la cellule dans cette direction à une demi-période. Mais sachant que les plis sont ondulés, la cellule doit intégrer ce phénomène, et sa dimension selon la direction Z doit vérifier :

$$\mathbf{T}_z = \mathbf{n} \cdot 2 \cdot \mathbf{e} \geq 2 \cdot \mathbf{a} \quad \text{avec :}$$

\mathbf{T}_z : taille de la cellule selon Z

\mathbf{e} : épaisseur d' une strate

\mathbf{a} : amplitude de l' ondulation

\mathbf{n} : entier naturel

Classiquement, la cellule se représente selon le schéma de la figure 25. Mais compte tenu du motif ondulé des strates, la réalisation de ce genre de maillage présente des inconvénients :

- La représentation des plis aux caractéristiques mécaniques différentes nécessite un maillage éléments finis fidèle à la géométrie du matériau. Les éléments doivent être disposés de façon à définir les frontières et les orientations des différents milieux. Or les plis étant ondulés, de nombreuses strates sont coupées aux bords libres de la cellule. Il est donc nécessaire d'utiliser des éléments triangulaires en plus des éléments rectangulaires, et de raffiner le maillage dans

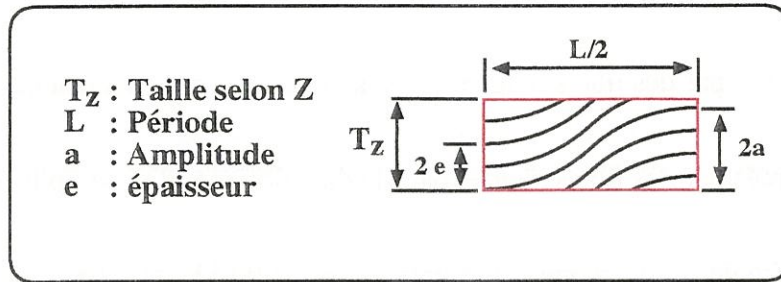


Figure 25 : Représentation d'une cellule classique

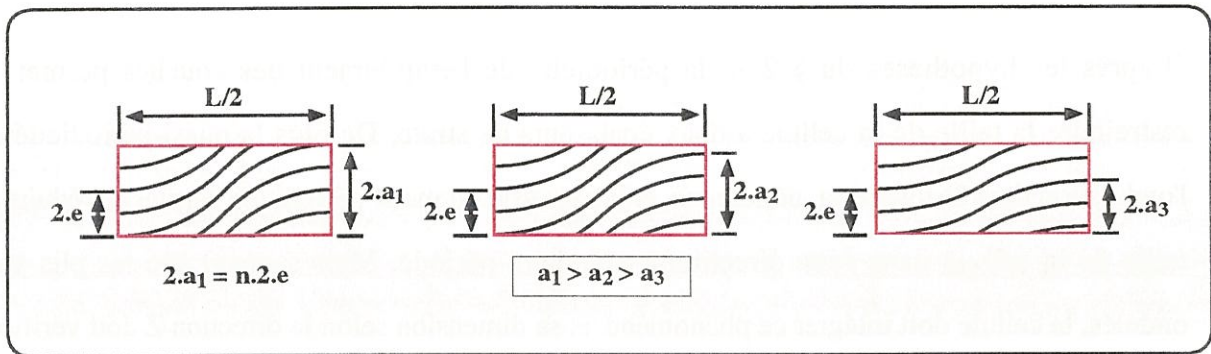


Figure 26 : Mise en évidence de la difficulté d'établir une procédure de maillage automatique pour ce genre de cellule. Ici, la période et l'épaisseur sont constantes. Une modification de l'amplitude entraîne de grandes modifications du maillage.

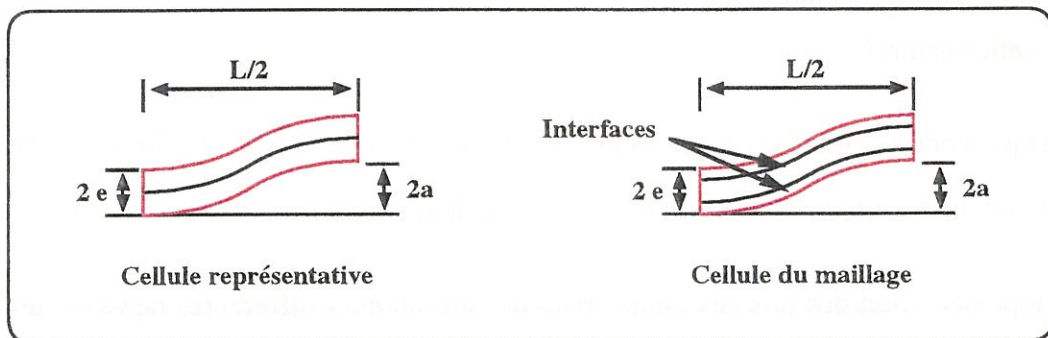


Figure 27 : Principe de maillage de la cellule de calcul

certaines zones. Ceci entraîne des problèmes de compatibilité entre éléments qui rend les maillages plus lourds à manipuler.

- De plus, sachant que les paramètres de l'ondulation sont variables dans l'éprouvette, et d'une éprouvette à l'autre, il est nécessaire de paramétrer le maillage et d'utiliser une procédure automatique pour le réaliser. Or pour ce genre de cellule, une telle procédure est très difficile à mettre en oeuvre, voire impossible. En effet, suivant la valeur de l'amplitude de l'ondulation, la discrétisation en éléments finis est très différente, ce qui rend la procédure de maillage délicate. La figure 26 expose le genre de difficultés rencontrées.

Par conséquent, pour s'affranchir de ces difficultés, la géométrie de la cellule choisie pour l'étude représente exactement deux épaisseurs de strates sur une demi-période d'ondulation. Et dans le but de visualiser correctement l'interface interlaminaire dans le maillage, on "découpe" la cellule au milieu de deux plis identiques consécutifs et on impose des conditions de périodicité d'un bord à l'autre du maillage (figure 27).

Une telle géométrie est particulière, car les bords de la cellule ne sont pas droits. Les avantages de cette géométrie sont les suivants :

- Le maillage est simple, il nécessite peu d'éléments, et peut être effectué par une procédure automatique à partir des paramètres locaux de l'ondulation (a , L , épaisseur...).
- Toute la cellule est maillée avec les mêmes types d'élément (rectangle à quatre noeuds).
- Les éléments d'interface sont moins nombreux, ce qui réduit considérablement le temps de calcul.

En revanche, cette cellule n'étant pas classique, la validité des conditions limites et de périodicité doit être justifiée (§ 3.3.)

Le maillage est plan et est constitué de trois types de matériau (figure 28):

- Les plis à 90°, ici sollicités dans le sens des fibres (matériau orthotrope).
- Les plis à 0°, ici sollicités suivant la direction transverse (matériau orthotrope).

Le maillage prend en compte les variations du repère d'orthotropie du matériau en suivant les directions d'ondulation pour ces deux types de pli.

- L'interface entre ces plis (liaison définie par une raideur normale K_N et une raideur de cisaillement K_S). Cette interface matérialise le chemin futur de la fissure de délaminage (figure 29).

Le maillage est généré automatiquement à partir des paramètres de l'ondulation. Ces paramètres sont déterminés expérimentalement par analyse d'image. Les éléments utilisés sont des éléments plans quadrilatéraux à quatre noeuds pour les strates. L'interface entre les plis est représentée par des éléments de raccord à deux noeuds.

Dans ce qui suit, le repère (X, Y, Z) est le repère global du cylindre. On se limite au plan méridien YZ. On note les déplacements du point P_i de la façon suivante :

$\Delta Y (P_i) = Y_{\text{final}} - Y_{\text{initial}}$ représente l'évolution de la côte du point P_i selon la direction Y.

$\Delta Z (P_i) = Z_{\text{final}} - Z_{\text{initial}}$ représente l'évolution de la côte du point P_i selon la direction Z.

Les conditions limites imposées à la cellule sont décrites dans les paragraphes suivants.

3.2.1. Condition de stabilité de l'ensemble

La condition de blocage des mouvements rigides de translation s'écrit par :

$$\Delta Z (A_0) = 0 \text{ et } \Delta Y (A_0) = 0$$

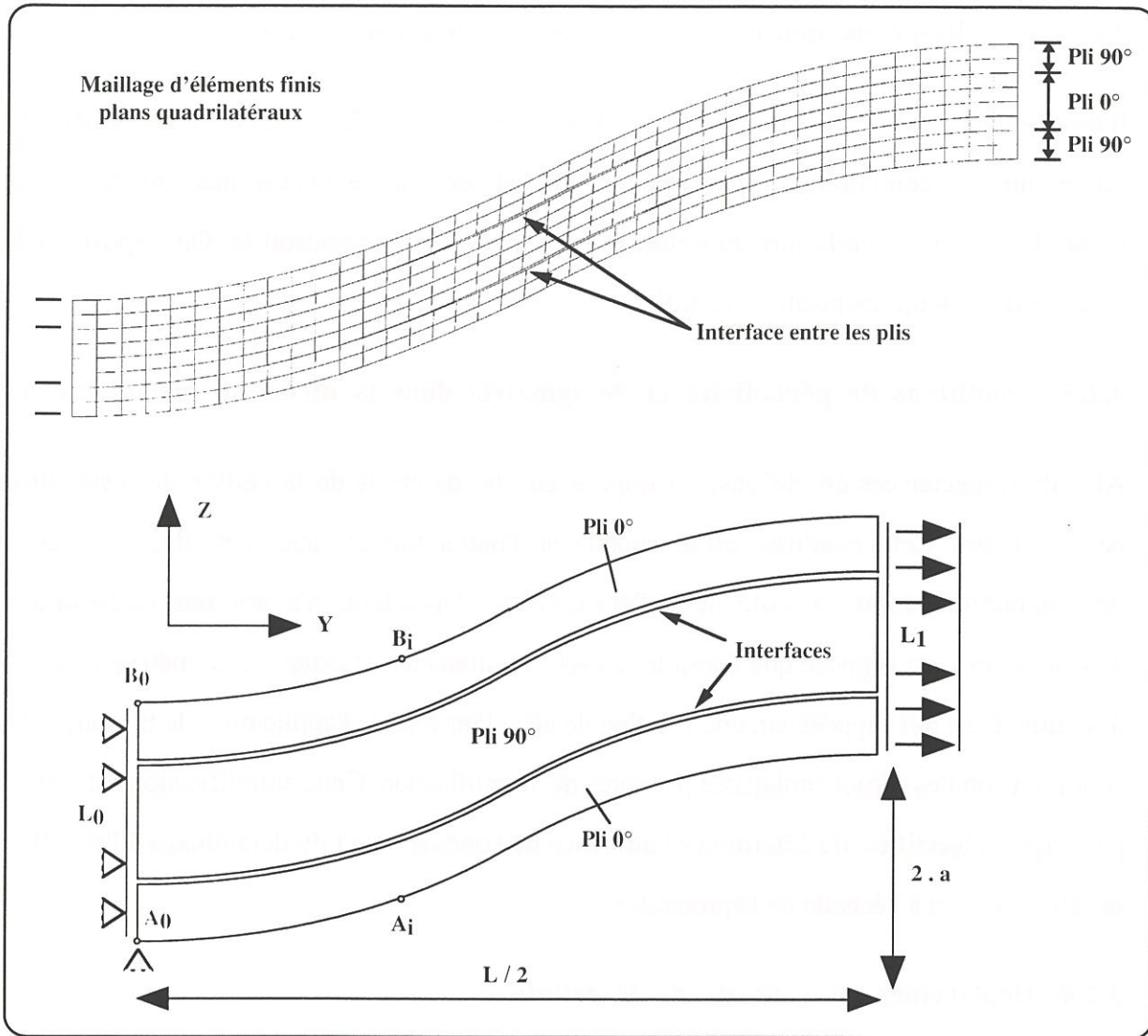


Figure 28 : Maillage de la cellule et conditions limites du calcul

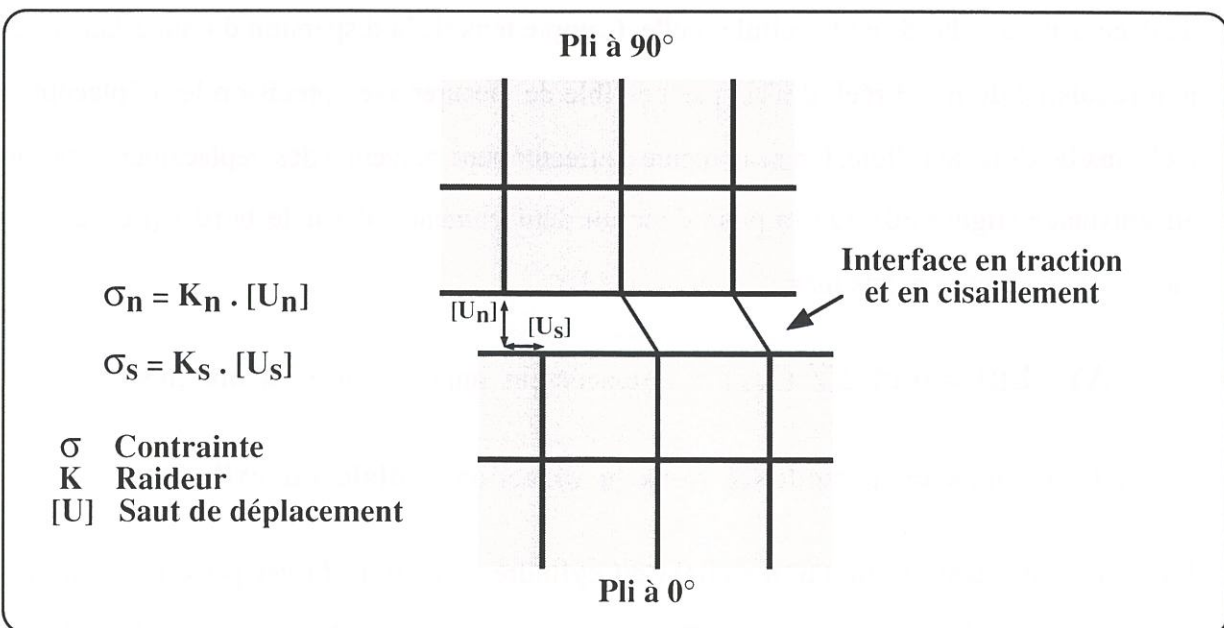


Figure 29 : Définition des éléments d'interface

3.2.2. Conditions de non-pénétration des couches entre elles

Il est physiquement impossible que les couches s'interpénètrent. En revanche, numériquement il faut ajouter des conditions complémentaires. On calcule pour cela la distance qui sépare deux points frontaliers selon la direction normale aux couches à cet endroit là. On impose à cette distance d'être toujours positive ou nulle.

3.2.3. Conditions de périodicité et de symétrie dans la direction méridienne (Y)

Afin de respecter ces conditions, on impose aux bords droits de la cellule de rester droits pendant l'essai. Cette condition est discutable car l'ondulation est quasi-périodique, la période de l'ondulation étant variable dans l'éprouvette. Cependant, n'ayant pas suffisamment d'informations, on suppose que l'ondulation est parfaitement périodique et symétrique selon la direction Y, ce qui suppose aucune rotation de ces plans lors de l'application de la charge. Ces conditions limites seront appliquées par souci de simplification. Cette simplification est justifiée parce que l'objectif est de déterminer l'influence de l'ondulation et du délaminage à l'échelle de la cellule, et non à l'échelle de l'éprouvette.

3.2.4. Déplacement aux bords de la cellule

Le dispositif de mesures optiques de déformation, permet de mesurer la valeur moyenne des déplacements aux bords de la cellule réelle. Compte tenu de la dispersion du matériau et de la non-régularité du motif réel, il n'est pas possible de mesurer avec précision les déplacements réels aux bords de la cellule. On se contente d'effectuer une moyenne des déplacements mesurés au voisinage (figure 30). On impose donc un déplacement nul sur le bord L_0 et la valeur moyenne des déplacements mesurés sur le côté L_1 .

$$\Delta Y (L_0) = 0 \text{ et } \Delta Y (L_1) = \text{Déplacement imposé (mesures optiques)}$$

3.2.5. Conditions de périodicité dans la direction radiale du cylindre

La périodicité dans la direction radiale du cylindre (direction Z) est prise en compte en considérant que deux points distants d'une période ont le même déplacement relatif. D'autre

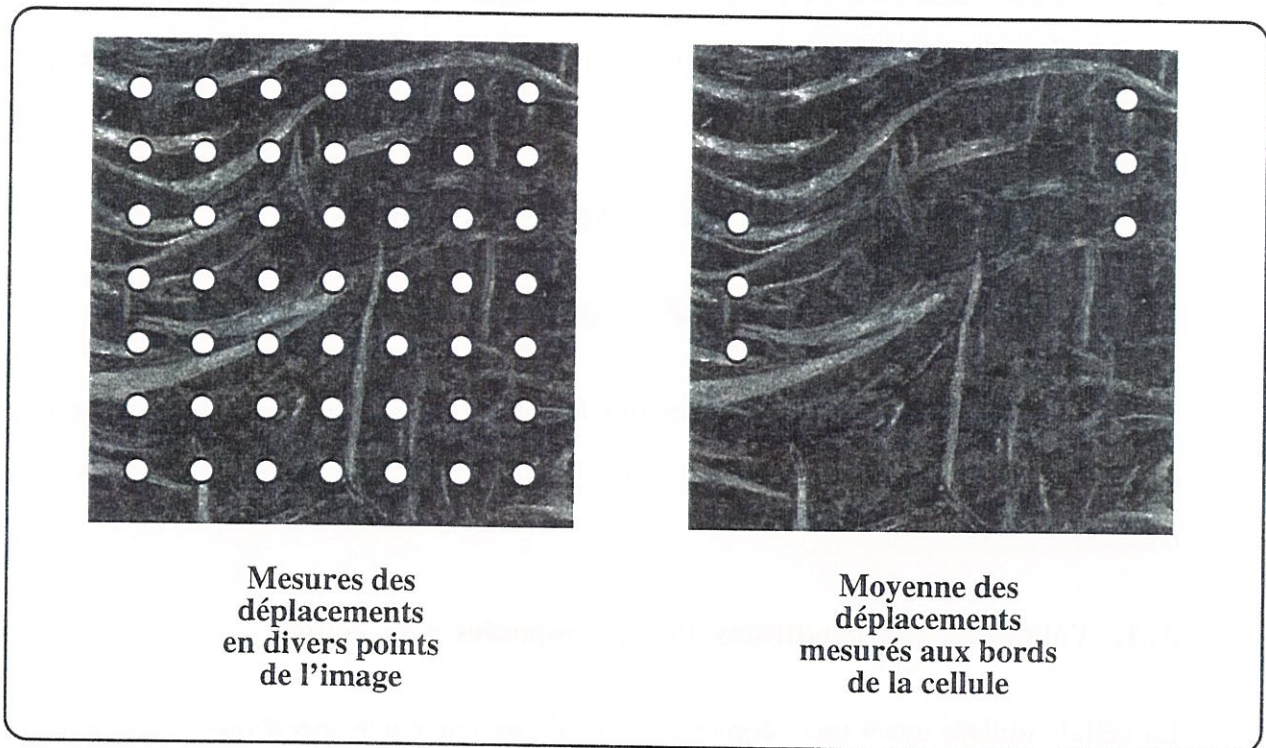


Figure 30 : Principe de mesure des déplacements aux bords de la cellule. Moyenne des déplacements mesurés au voisinage

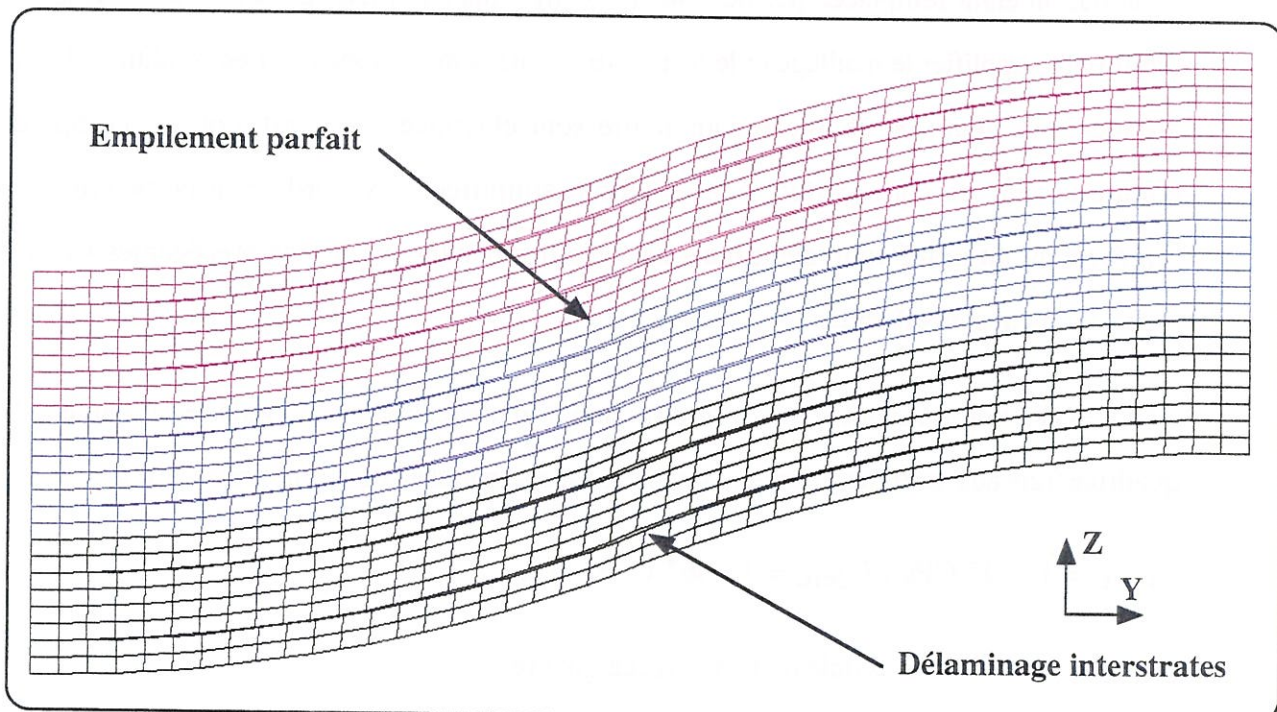


Figure 31 : Empilement de 3 cellules identiques déformées. Ceci permet de valider les conditions de périodicité dans la direction Z

part, pour libérer l'effet "Poisson", on choisit deux points de références (ici \mathbf{A}_0 et \mathbf{B}_0) et on considère que l'ensemble de la cellule subit la même déformation, sans quoi les cellules déformées ne seraient pas superposables (figure 31). Ces conditions sont représentées par les relations suivantes :

$$\Delta Y (\mathbf{A}_i) - \Delta Y (\mathbf{B}_i) = \Delta Y (\mathbf{A}_0) - \Delta Y (\mathbf{B}_0) = 0$$

$$\Delta Z (\mathbf{A}_i) - \Delta Z (\mathbf{B}_i) = \Delta Z (\mathbf{A}_0) - \Delta Z (\mathbf{B}_0)$$

A partir de ces conditions, on considère que la cellule est confinée au sein du matériau. Les conditions de périodicité imposées à la cellule sont vérifiées en superposant plusieurs cellules déformées (figure 31).

3.3. Validation des conditions limites imposées à la cellule

La cellule utilisée ayant une géométrie particulière, une étude spécifique de la validité des conditions limites s'impose. La validation de ces conditions est faite dans le cas d'un comportement élastique du matériau. De plus, le motif périodique (figure 32 - a) est simplifié, l'ondulation étant remplacée par des chevrons (b). Puis on utilise la propriété de symétrie du motif pour simplifier le maillage et le restreindre à une demi-période (c). Les conditions limites à affecter à ce genre de cellule rectangulaire sont classiques. Il s'agit alors de comparer le comportement de cette cellule à une cellule simplifiée, aux bords non-perpendiculaires, représentant un motif équivalent mais affectée des conditions limites précédentes (d). Deux types de calcul sont effectués :

- Une évaluation du module selon la direction Y d'une cellule rectangulaire, et d'une cellule quadrilatérale aux cotés non perpendiculaires. La comparaison de ces modules donne :

$$E_{\text{rect.}} = 14.997 \text{ GPa} ; E_{\text{cell.}} = 15.063 \text{ GPa avec,}$$

$E_{\text{rect.}}$ = Module de la cellule de forme rectangulaire

$E_{\text{cell.}}$ = Module de la cellule aux bords non-perpendiculaires

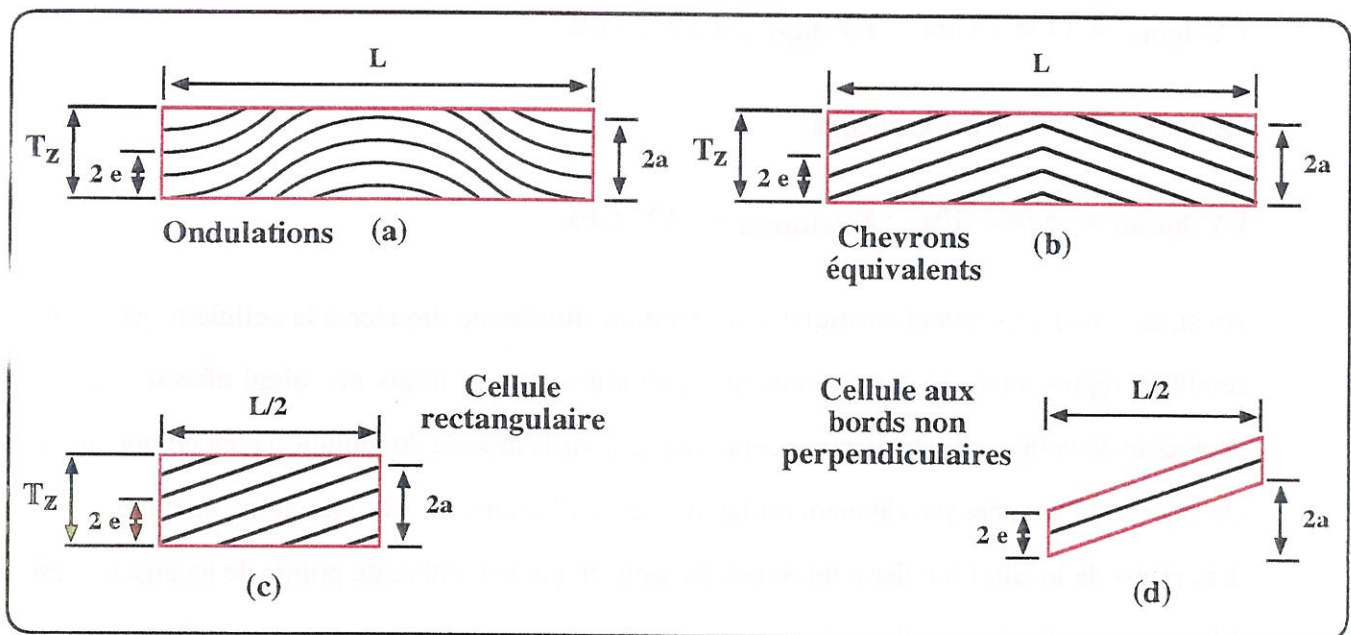


Figure 32 : Maillage utilisé pour la validation des conditions limites imposées à la cellule

Les champs de contrainte sont tout à fait comparable d'une cellule à l'autre pour une contrainte macroscopique donnée (figure 33)

- Les modules homogénéisés de ces deux types de cellule sont évalués par une méthode de développement asymptotique. Les modules homogénéisés ainsi calculés sont :

Cellule rectangulaire :

$$E_{Y\text{-homo}} = 14,997 \text{ GPa} \quad ; \quad E_{Z\text{-homo}} = 3,623 \text{ GPa}$$

Cellule au bords non perpendiculaires :

$$E_{Y\text{-homo}} = 15,044 \text{ GPa} \quad ; \quad E_{Z\text{-homo}} = 3,627 \text{ GPa}$$

Ainsi, sur un simple calcul élastique, les conditions limites appliquées à la cellule trapézoïdale semblent représentatives des phénomènes physiques. Les résultats de calcul effectués sur la géométrie de cellule classique et sur celle choisie pour l'étude de l'ondulation sont comparables. De légères différences proviennent du fait que le motif choisi est très anguleux, ce qui entraîne des erreurs de localisation des contraintes. Et sachant que le nombre de points de localisation est différent entre les deux cellules, les légers écarts sur les modules peuvent être expliqués par ce phénomène. Toutefois, ces écarts restent négligeables.

L'avantage de cette cellule est d'être simple, ce qui permet de réaliser une procédure de maillage automatique, paramétrée par les caractéristiques de l'ondulation.

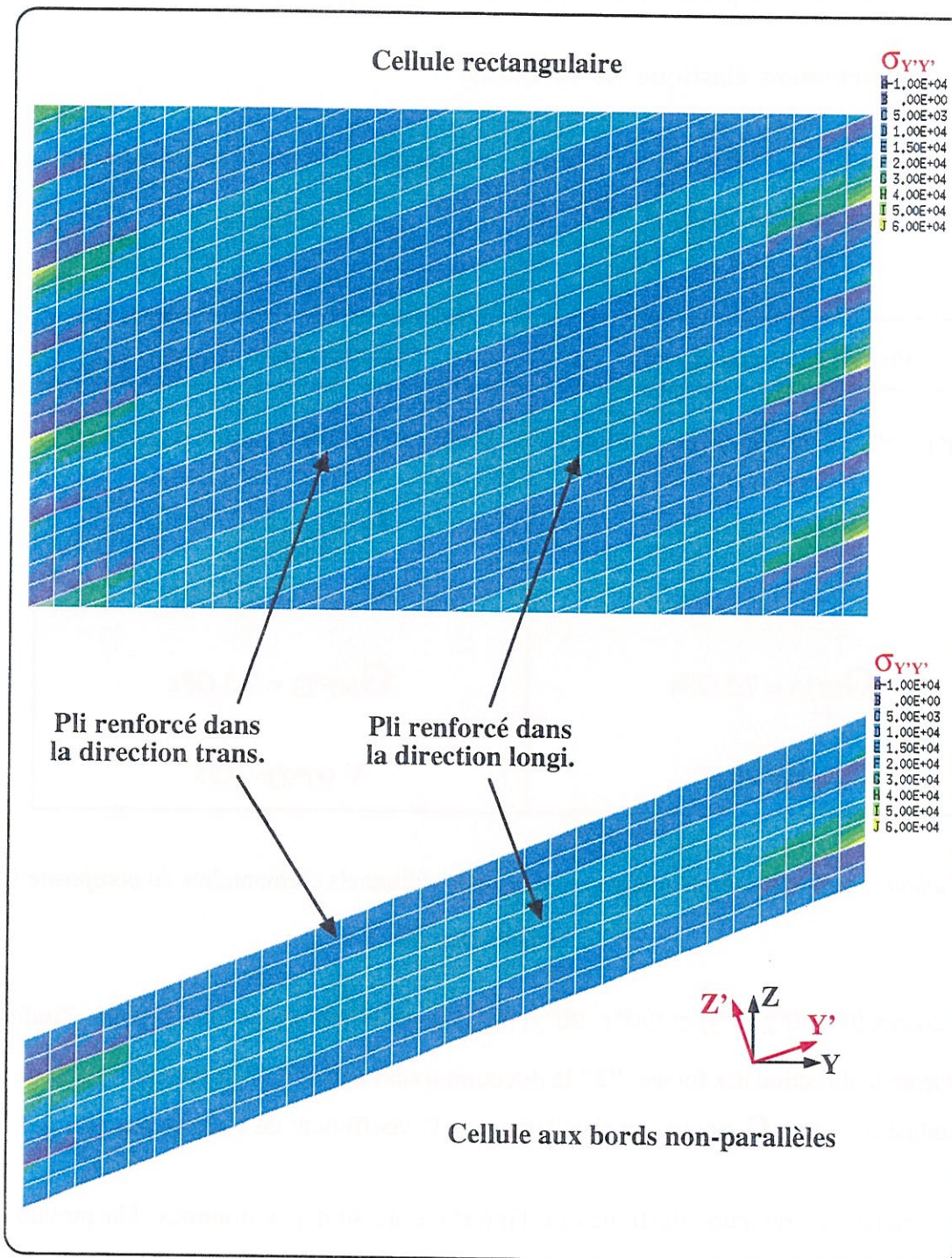


Figure 33 : Comparaison de la contrainte longitudinale, ramenée au repère des plis, pour les deux types de cellule

4. Modélisation des phénomènes physiques de dégradation

4.1. Comportement élastique de la cellule

Les caractéristiques élastiques des plis qui sont implantées dans le calcul sont les suivantes [Cluzel-Ladevèze-Périé, 97] :

| Pli à 0° (fibres continues) | Pli à 90° (fibres courtes) |
|--|---|
| $E_{0^{\circ}1} = 92,5 \text{ GPa}$ (Hyp. Cont. Plan.) | $E_{90^{\circ}1} = 52 \text{ GPa}$ (Hyp. Cont. Plan.) |
| $E_{0^{\circ}2} = 16,7 \text{ GPa}$ | $E_{90^{\circ}2} = 16,7 \text{ GPa}$ |
| $E_{0^{\circ}3} = 16,7 \text{ GPa}$ | $E_{90^{\circ}3} = 16,7 \text{ GPa}$ |
| $G_{0^{\circ}23} = 7,5 \text{ GPa}$ | $G_{90^{\circ}23} = 7,5 \text{ GPa}$ |
| $V_{0^{\circ}23} = 0,35$ | $V_{90^{\circ}23} = 0,35$ |

Tableau 1 : caractéristiques élastiques des unidirectionnels élémentaires du composite C/C

[Cluzel-Ladevèze-Périé, 97]

Les repères $(0^{\circ}1, 0^{\circ}2, 0^{\circ}3)$ et $(90^{\circ}1, 90^{\circ}2, 90^{\circ}3)$ sont les repères locaux des plis, l'indice "1" représente la direction des fibres, "2" la direction transverse et "3" la direction normale au pli. E module d'Young, G rigidité en cisaillement et V coefficient de Poisson des plis.

En revanche, les raideurs élastiques de l'interface ne sont pas connues. Un moyen de les identifier consiste à les évaluer en fonction du module élastique macroscopique mesuré expérimentalement sur l'éprouvette et des paramètres locaux de l'ondulation. Mais il faut pour cela supposer que les raideurs K_N (normale) et K_S (cisaillement) sont égales, car on ne peut pas les identifier séparément, à moins de lancer une campagne de caractérisation spécifique.

Ces coefficients (\mathbf{K}_n^0 et \mathbf{K}_s^0) sont identifiés à partir des essais effectués sur les éprouvettes régulièrement ondulées (§ 1.3.1). Pour cela, la zone comprise entre les couteaux de l'extensomètre est divisée en quatre tronçons, séparés par des plans perpendiculaires à la direction Y. Ces plans sont distants d'une demi-période d'ondulation. Les valeurs moyennes de l'amplitude et de la période sont évaluées pour chaque tronçon (figure 34).

Afin d'exploiter au mieux les données expérimentales, on prend en compte les légères variations d'amplitude et de période des quatre tronçons compris entre les couteaux de l'extensomètre. On utilise la cellule précédente, ainsi que ses conditions limites, mais on décompose le calcul en quatre problèmes indépendants. On considère que les faibles variations d'amplitude et de période ont un effet négligeable sur l'hypothèse que les plans P0, P1, P2, P3 et P4 restent parallèles au cours de l'essai.

L'extensomètre mesure la déformation sur quatre demi-périodes (figure 4), ce qui permet de mesurer le module élastique macroscopique (\mathbf{E}_M) pour quatre tronçons consécutifs, chacun étant défini par une période et une amplitude spécifique.

Dès lors, connaissant les paramètres de l'ondulation de ces quatre tronçons, on peut identifier le comportement élastique de l'ensemble par quatre cellules placées en série. Chacune de ces cellules est définie par l'amplitude et la période du tronçon correspondant.

Ainsi, sachant que les paramètres de forme (amplitude, période, épaisseur) et les caractéristiques matériaux (pli X, Pli Y) sont fixés, la rigidité élastique de ce système de cellules ne dépend que des raideurs d'interface (\mathbf{K}_n^0 et \mathbf{K}_s^0).

Par conséquent, on calcule la rigidité \mathbf{E}_c de l'ensemble pour une gamme de valeur de la raideur $\mathbf{K}_n^0 = \mathbf{K}_s^0$. On en déduit $\mathbf{E}_c = \text{fonction}(\mathbf{K}_n^0 = \mathbf{K}_s^0)$. Par comparaison avec le module macroscopique (\mathbf{E}_M) mesuré sur quatre demi-périodes, on identifie les raideurs élastiques de l'interface (figure 35).

$$\mathbf{K}_n^0 = \mathbf{K}_s^0 = 8,5.10^3 \text{ N/mm} .$$

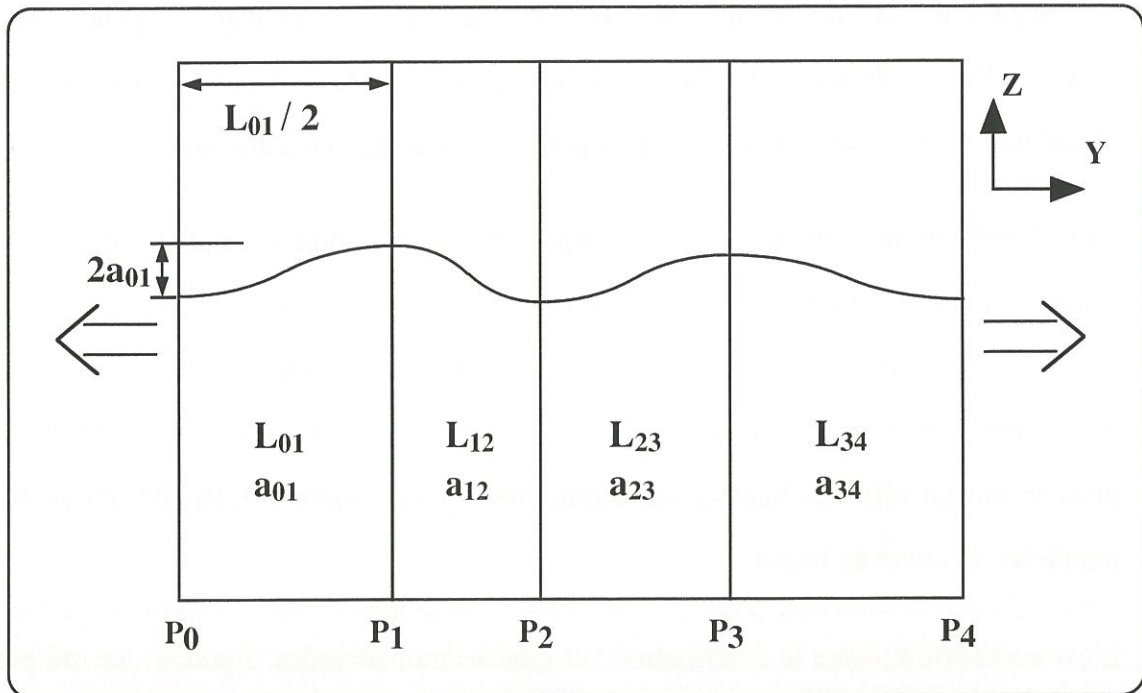


Figure 34 : Partition de la zone de l'éprouvette comprise entre les points de contact de l'extensomètre. Les valeurs moyennes de la période et de l'amplitude sont calculées pour chaque tronçon ($P_i P_{i+1}$).

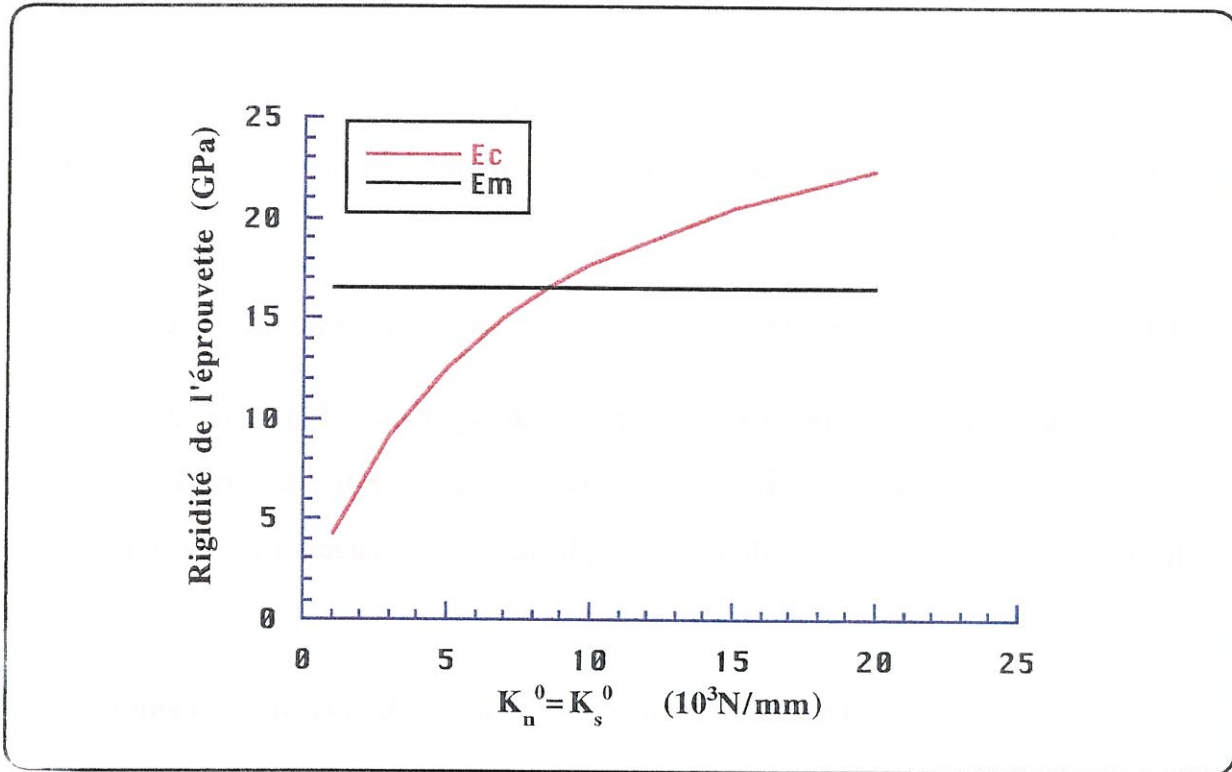


Figure 35 : Evaluation des raideurs initiales de l'interface K_n et K_s supposées égales

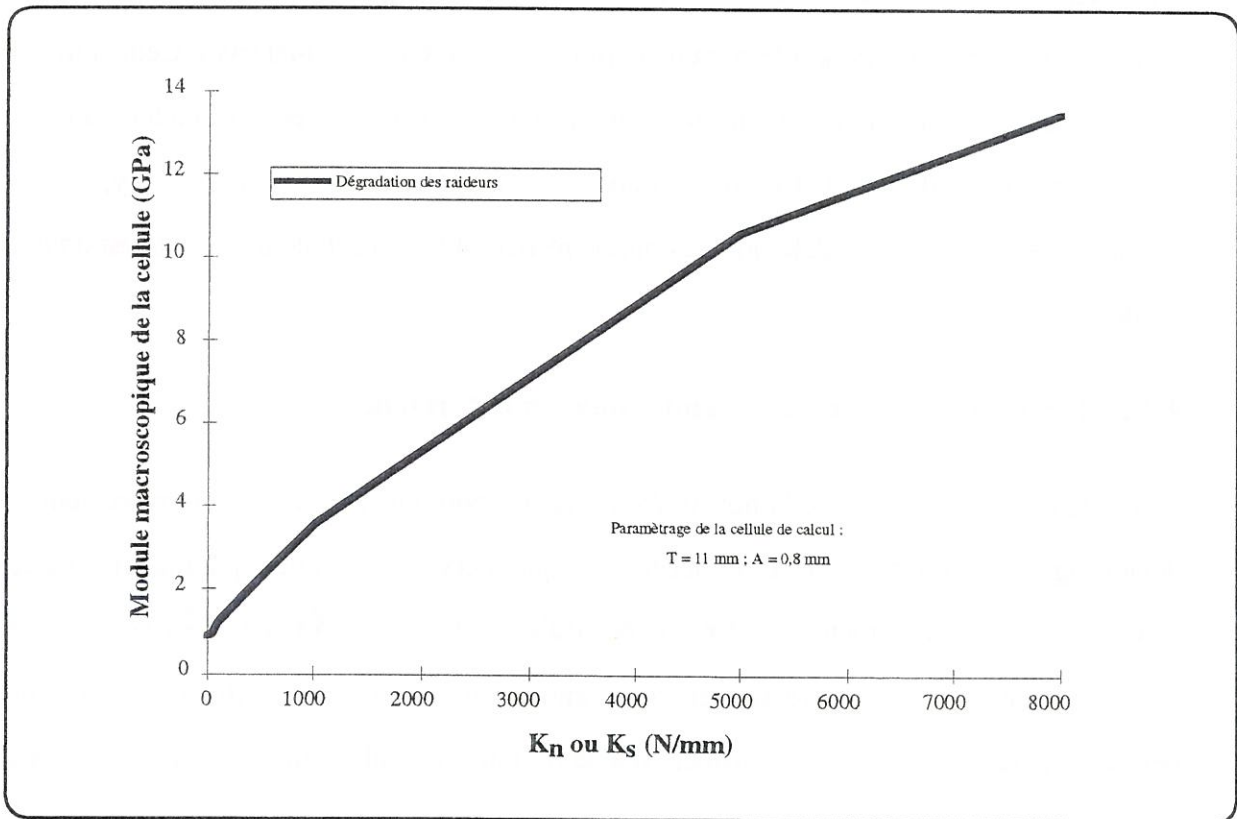


Figure 36 : Evolution du module de rigidité de la cellule lors d'une dégradation de l'interface

Bien entendu, nous n'avons pas la prétention de déterminer de façon rigoureuse ces raideurs d'interface, mais l'objectif ici est simplement d'estimer ces valeurs afin d'avancer dans la démarche. Une caractérisation rigoureuse de ces paramètres n'entre pas dans le cadre de la présente étude.

4.1.1. Influence des caractéristiques des plis sur la rigidité de la cellule

La diminution des modules d'Young ($E_{90^\circ 1}$, $E_{0^\circ 2}$, $E_{90^\circ 3}$, $E_{0^\circ 3}$) ou des rigidités en cisaillement des plis ($G_{90^\circ 23}$, $G_{0^\circ 23}$) induit une chute de la rigidité de la cellule. Mais d'après les hypothèses posées, on considère que les plis ne s'endommagent pas, les rigidités restent constantes.

4.1.2. Influence de la rigidité de l'interface sur la rigidité de la cellule

On simule une dégradation de l'interface en affaiblissant simultanément les raideurs K_n^0 et K_s^0 de la totalité de l'interface (figure 36). Elles évoluent linéairement de la valeur déterminée précédemment à une valeur très faible (rupture de l'interface). Ces valeurs limites sont arbitraires et leur choix est guidé par une certaine connaissance du matériau. Cette simulation permet de constater que la rigidité macroscopique de la cellule chute très vite et atteint une valeur très faible (moins d'1 GPa) lors de la détérioration globale de l'interface. L'hypothèse de considérer le mécanisme de délaminage comme responsable de la chute de rigidité est donc bien fondée.

4.1.3. Définition des modes d'endommagement retenus

Le mécanisme responsable de la non-linéarité du comportement et de l'endommagement est le délaminage interlaminaire. Un autre mécanisme, qui intervient sans doute parallèlement à celui-ci, est la dégradation du module de rigidité en cisaillement des plis ($G_{90^\circ 23}$, $G_{0^\circ 23}$). Ceci est dû à une sollicitation parasite excessive en cisaillement. On se limite dans cette étude à une simple dégradation de l'interface, et on considère que la rigidité en cisaillement des plis reste constante.

4.2. Modèle de dégradation de l'interface

4.2.1. Description du modèle d'évolution utilisé

La sollicitation croissante en traction normale et en cisaillement de l'interface interlaminaire entraîne un délaminage progressif. Mais il faut tenir compte du fait que ces composites stratifiés sont renforcés dans la direction normale aux plis par un aiguilletage. De plus, il existe des forces de frottement des plis entre eux qui ont pour effet de freiner aussi ce délaminage. Par conséquent, pour représenter les interactions entre les plis transversaux et longitudinaux et la propagation du délaminage, notre choix de modèle s'est orienté vers un modèle d'évolution d'interface élastique endommageable [Allix, 92]. L'avantage de ce modèle est le nombre limité de paramètres qu'il comporte. Ce modèle est implanté par L. Gornet dans un logiciel de calcul par éléments finis utilisé ici en contraintes planes [Gornet, 96].

L'interface est une entité surfacique qui assure le transfert des déplacements et des contraintes entre deux plis adjacents. Cette interface est définie par les raideurs élastiques \mathbf{K}_n et \mathbf{K}_s . La modélisation des dégradations de l'interface fait intervenir deux variables d'endommagement \mathbf{d}_n et \mathbf{d}_s , associées aux deux modes d'ouverture des micro-fissures de la zone d'interface (mode 1 et mode 2 - figure 37).

Les forces thermodynamiques \mathbf{Y}_{d_n} et \mathbf{Y}_{d_s} conjuguées respectivement aux variables \mathbf{d}_n et \mathbf{d}_s au sens du second principe de la thermodynamique gouvernent l'évolution des endommagements.

L'énergie surfacique de déformation du matériau endommagé s'écrit :

$$E_D = \frac{1}{2} \left[\frac{\langle -\sigma_{33} \rangle_+^2}{\mathbf{K}_n^0} + \frac{\langle \sigma_{33} \rangle_+^2}{\mathbf{K}_n^0 (1 - d_n)} + \frac{\sigma_{32}^2}{\mathbf{K}_s^0 (1 - d_s)} \right]$$

On se limite aux contraintes dans le plan YZ. Les raideurs initiales \mathbf{K}_n^0 et \mathbf{K}_s^0 sont déterminées à partir des essais et du calcul élastique précédent. En première approximation, ces raideurs sont égales ($\mathbf{K}_n^0 = \mathbf{K}_s^0$).

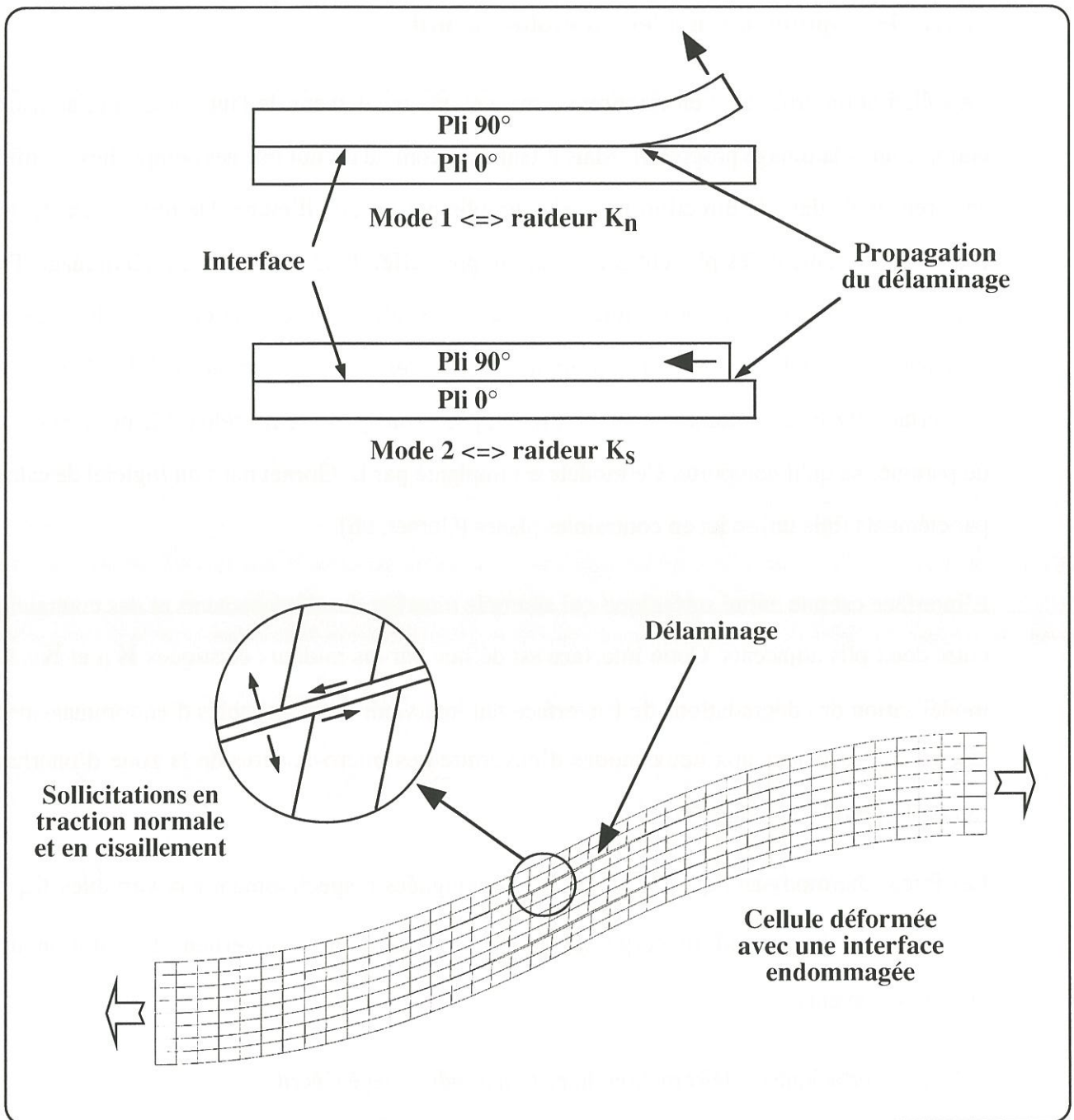


Figure 37 : Modes de propagation du délaminage associés aux variables d'endommagement d_n et d_s

Les forces thermodynamiques s'écrivent :

$$Y_{d_n} = \left(\frac{\partial E_D}{\partial d_n} \right)_{|\sigma} = \frac{1}{2} \frac{\langle \sigma_{33} \rangle_+^2}{K_n^0 (1 - d_n)^2}, \text{ et } Y_{d_s} = \left(\frac{\partial E_D}{\partial d_s} \right)_{|\sigma} = \frac{1}{2} \frac{\langle \sigma_{32} \rangle_+^2}{K_s^0 (1 - d_s)^2}$$

Le modèle d'évolution de l'endommagement en statique est gouverné par la relation :

$$Y = Y_{d_n} + \gamma_s Y_{d_s} \quad \gamma_s \text{ est un terme de couplage (dans notre cas, } \gamma_s = 1 \text{)}.$$

$$\text{Soit } \underline{Y} = \sup_{\tau \leq t} Y$$

Les lois d'évolution sont :

$$d_n = w(\underline{Y}) \quad \text{si } d_n < 1 \quad \text{sinon } d_n = 1$$

$$d_s = \gamma_s w(\underline{Y}) \quad \text{si } d_s < 1 \text{ et } d_n < 1 \quad \text{sinon } d_s = 1$$

La fonction $w(\underline{Y})$ caractéristique de l'évolution de l'endommagement est de la forme :

$$w(\underline{Y}) = \left\langle \frac{\underline{Y} - Y_0}{Y_c - Y_0} \right\rangle_+^m \quad [\text{Daudeville, 94}]$$

où Y_0 , Y_c et m sont les paramètres à identifier pour le matériau considéré. Dans la pratique, m est toujours pris égal $0,5$ et dans notre cas, le seuil d'endommagement Y_0 est choisi nul, car l'endommagement débute dès le début de l'essai. En effet, l'enregistrement de l'activité acoustique du matériau lors de l'essai montre que l'émission apparaît dès le début, et progresse régulièrement jusqu'à la rupture.

Le paramètre γ_s est choisi égal à 1 , le comportement d'interface étant supposé identique en cisaillement et en traction normale. Par conséquent, seul le paramètre Y_c est à déterminer pour identifier le modèle.

La modélisation de l'interface élastique endommageable est développée dans le cadre des éléments finis classiques. La modélisation de l'interface est introduite dans le logiciel prototype "Endo-strate-EF". Cet outil informatique est basé sur le code Eléments Finis Castem 2000, développé par le CEA. Une adaptation à la version Castem96 et à une utilisation en contraintes planes a été mise au point.

4.2.2. Identification des paramètres du modèle

L'identification de l'ensemble des paramètres est déjà réalisée hormis le paramètre Y_c , paramètre qui décrit le caractère plus ou moins endommageable de l'interface. La ténacité de l'interface diminue avec la valeur de Y_c .

L'identification de ce paramètre passe par une confrontation entre résultats expérimentaux et résultats de calculs par éléments finis. En ce qui concerne les mesures expérimentales, le dispositif de mesures optiques renseigne sur les champs de déplacement aux bords des cellules réelles. Mais compte tenu de l'hétérogénéité de la structure, il n'est pas possible de déduire les contraintes locales à partir de l'effort macroscopique. Par conséquent, la confrontation classique qui consiste à appliquer, aux bords de la cellule, les déplacements mesurés expérimentalement et à comparer les valeurs des contraintes mesurées et calculées n'est pas applicable. Il faut donc trouver un paramètre mesurable, et représentatif de l'état d'endommagement du matériau.

Les mesures optiques effectuées par l'intermédiaire de l'objectif macrophotographique permettent de mesurer le réalignement d'une cellule réelle. La variable $F = ((2a) / (L/2))$ est représentative de l'état d'endommagement du matériau. En effet, si on considère que l'interface a un comportement élastique, l'évolution du réalignement est quasiment linéaire au cours de la sollicitation (figure 38, courbe $Y_c = 100$). En revanche, plus l'interface s'endommage, plus le réalignement est important (figure 38, courbe Y_c faible). On remarque que la courbe expérimentale est comprise entre les courbes extrêmes des calculs.

Une méthode d'identification consiste à déterminer la valeur de Y_c pour laquelle l'écart entre les mesures optiques et la simulation est le plus faible. Pour cela, on trace l'évolution de la

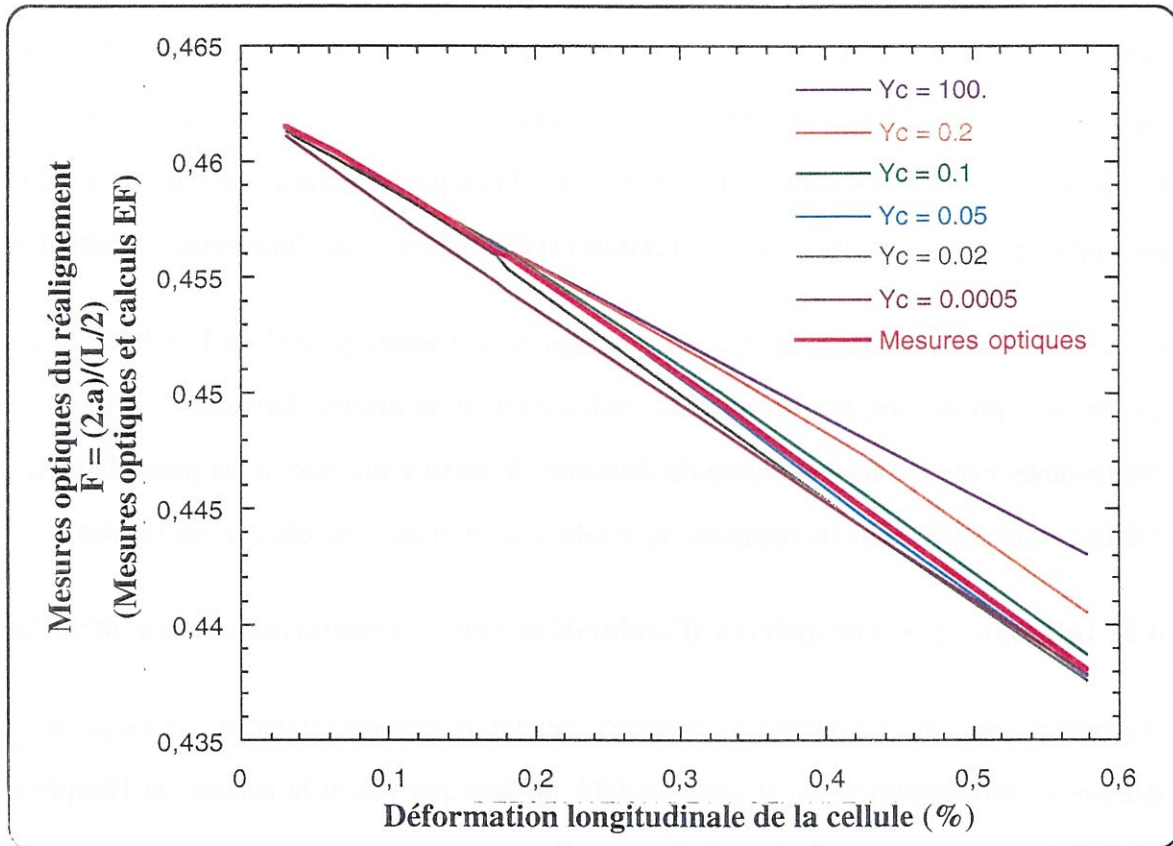


Figure 38 : Evolution du réalignement de la cellule en fonction de la déformation imposée. Cette évolution varie en fonction du paramètre Y_c du modèle. La superposition de ces courbes avec la courbe expérimentale est satisfaisante.

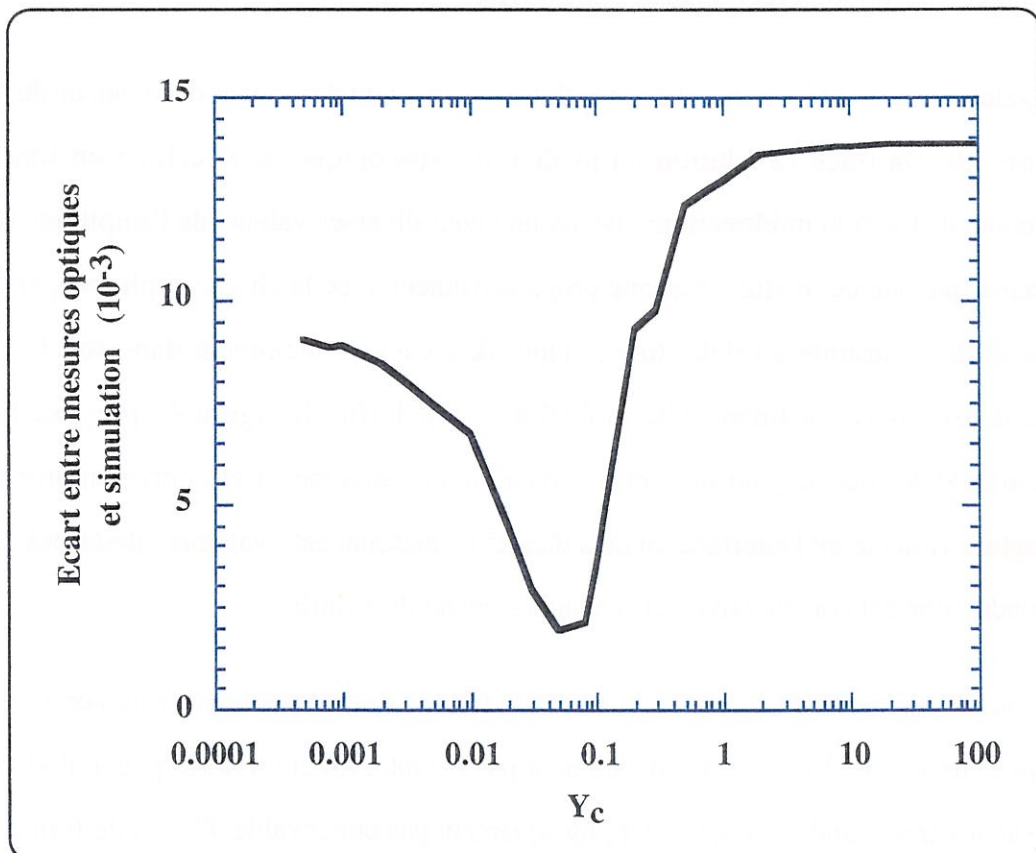


Figure 39 : Identification du paramètre Y_c du modèle d'endommagement d'interface.

valeur moyenne de l'écart entre $F_{réel}$ et F_{calcul} en fonction de Y_c (figure 39). La valeur ainsi déterminée est : $Y_c = 0,065$. L'identification n'a été effectuée que sur une seule cellule localisée au centre d'une zone où l'ondulation est à peu près régulière. Le reste de l'éprouvette est trop irrégulier pour supposer que la cellule est confinée au sein d'une structure périodique.

Compte tenu du peu d'éprouvettes disponibles et de l'hétérogénéité de l'ondulation dans la largeur des éprouvettes, la validation du modèle n'est pas réalisable. Cependant, la démarche est intéressante, car par l'intermédiaire du dispositif de mesure optique, il est possible de faire de l'identification de modèle de comportement sans avoir à évaluer les contraintes locales

4.3. Influence des paramètres d'ondulation sur le comportement du stratifié

Ayant à présent défini et identifié un modèle d'endommagement d'interface, il est possible d'en déduire le comportement du stratifié ondulé, quelles que soient la période et l'amplitude de l'ondulation. Le maillage de la cellule est réalisé automatiquement à partir des paramètres de l'ondulation : par conséquent, on peut tracer le comportement de la cellule en fonction de l'amplitude de l'ondulation (la période étant fixée).

Le module macroscopique initial de la cellule est fortement dépendant de la valeur de l'amplitude (figure 40). On trace l'évolution du module macroscopique de la cellule en fonction de la contrainte de traction unidirectionnelle atteinte pour diverses valeurs de l'amplitude (figure 41). On remarque que ce module diminue progressivement avec la charge appliquée, et qu'il existe un seuil de contrainte au delà duquel l'interface casse violemment dans son intégralité, le stratifié est alors totalement détérioré (figure 43). Enfin, la figure 42 propose les courbes contrainte/déformation pour des cellules d'amplitudes diverses. Ces courbes montrent un seuil de rupture violente de l'interface au delà duquel le matériau est totalement détérioré. L'influence de l'ondulation est considérable sur le comportement du stratifié.

Dans le cas où l'amplitude de l'ondulation est faible, il faut tenir compte de l'endommagement des plis eux même. En effet, si on n'en tient pas compte, les contraintes peuvent alors atteindre des valeurs très grandes, ce qui n'est physiquement pas concevable. Ce cas de figure n'a pas été étudié numériquement, mais il est envisageable.

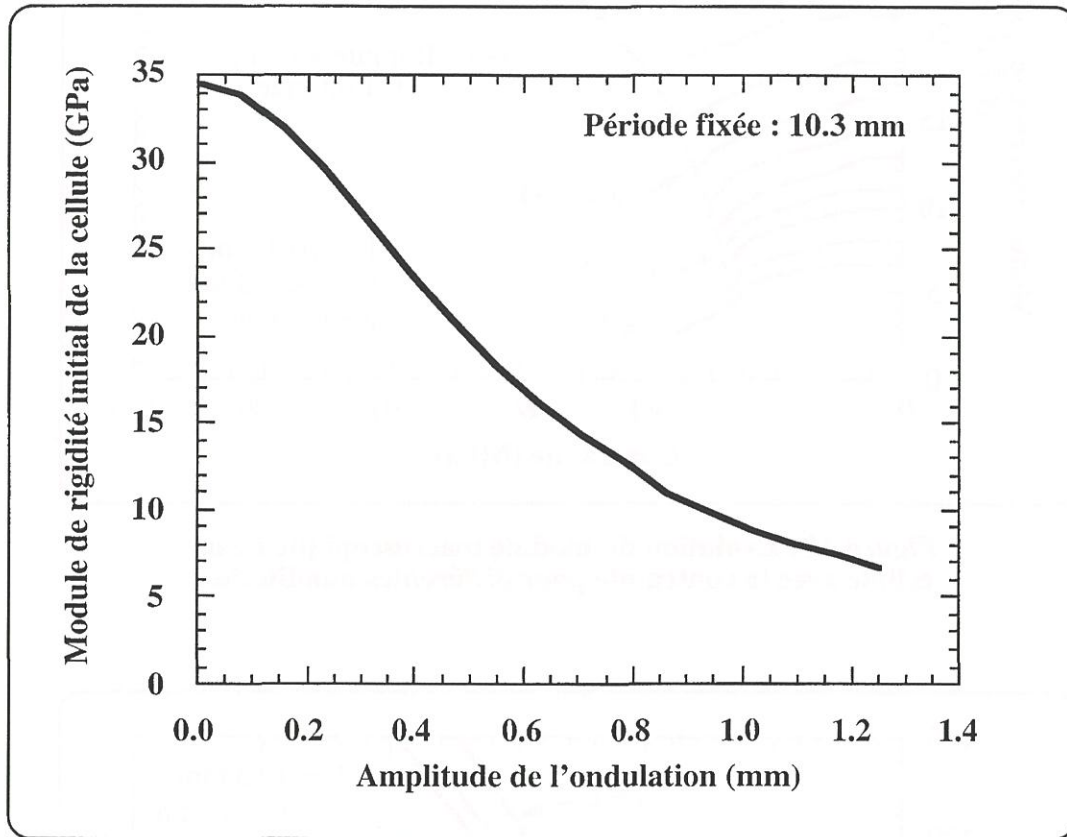


Figure 40 : Evolution du module de rigidité initial de la cellule en fonction de l'amplitude de l'ondulation pour une période fixée

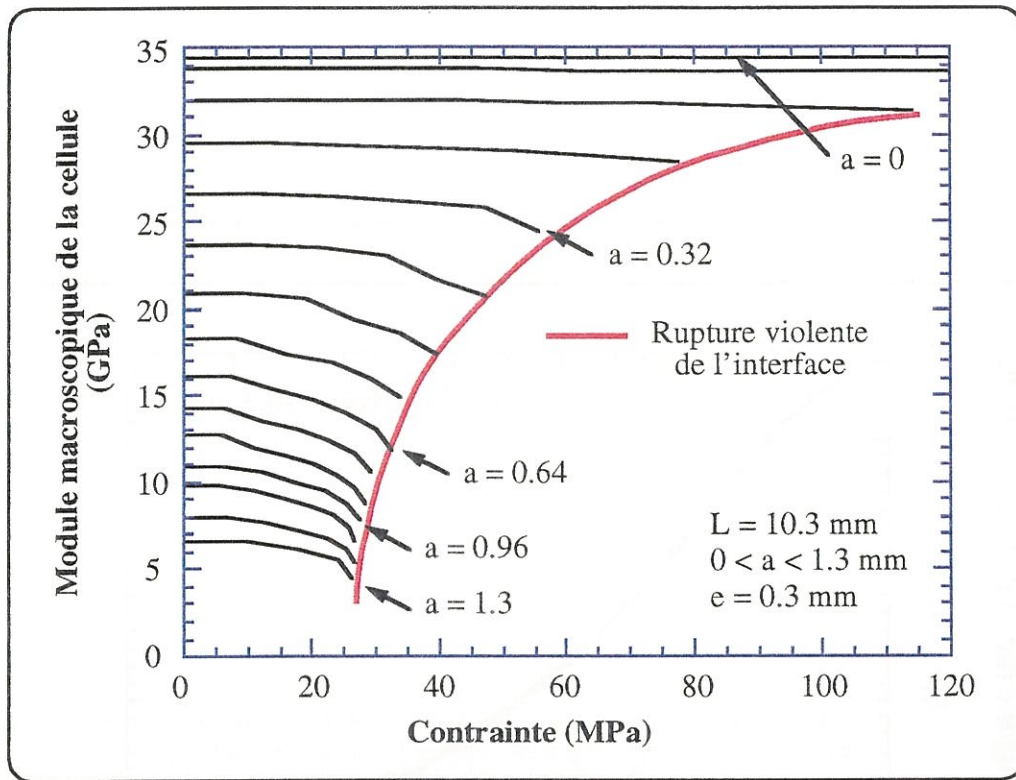


Figure 41 : Evolution du module macroscopique de la cellule avec la contrainte pour différentes amplitudes

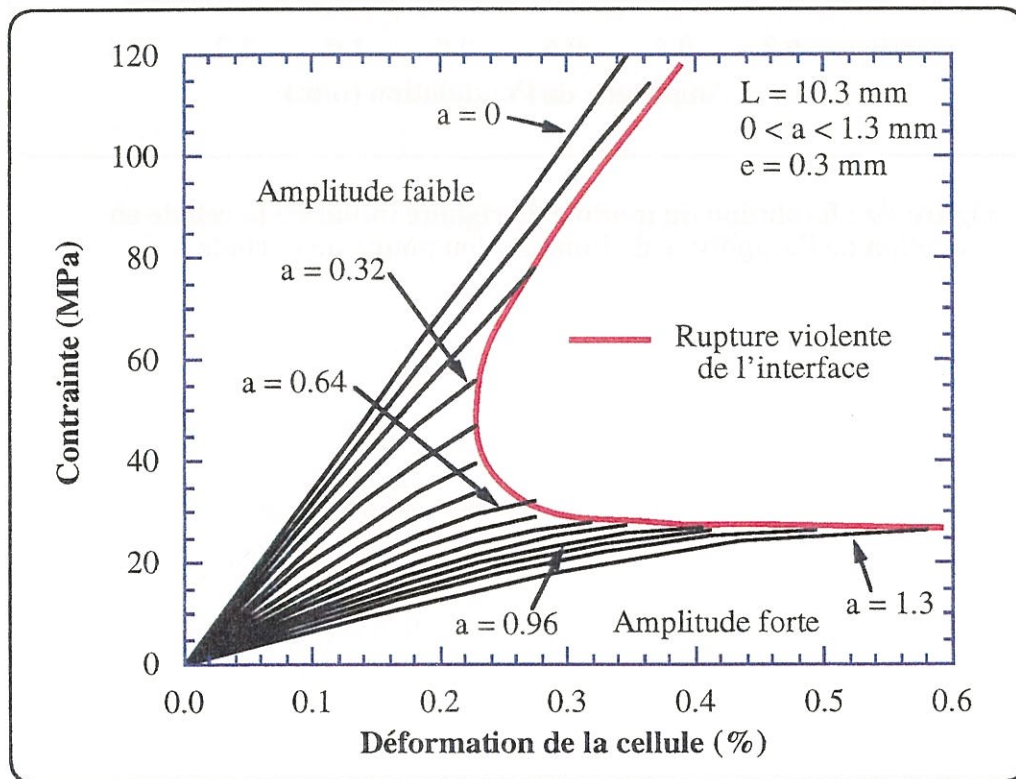


Figure 42 : Courbes de comportement de la cellule pour des amplitudes variables

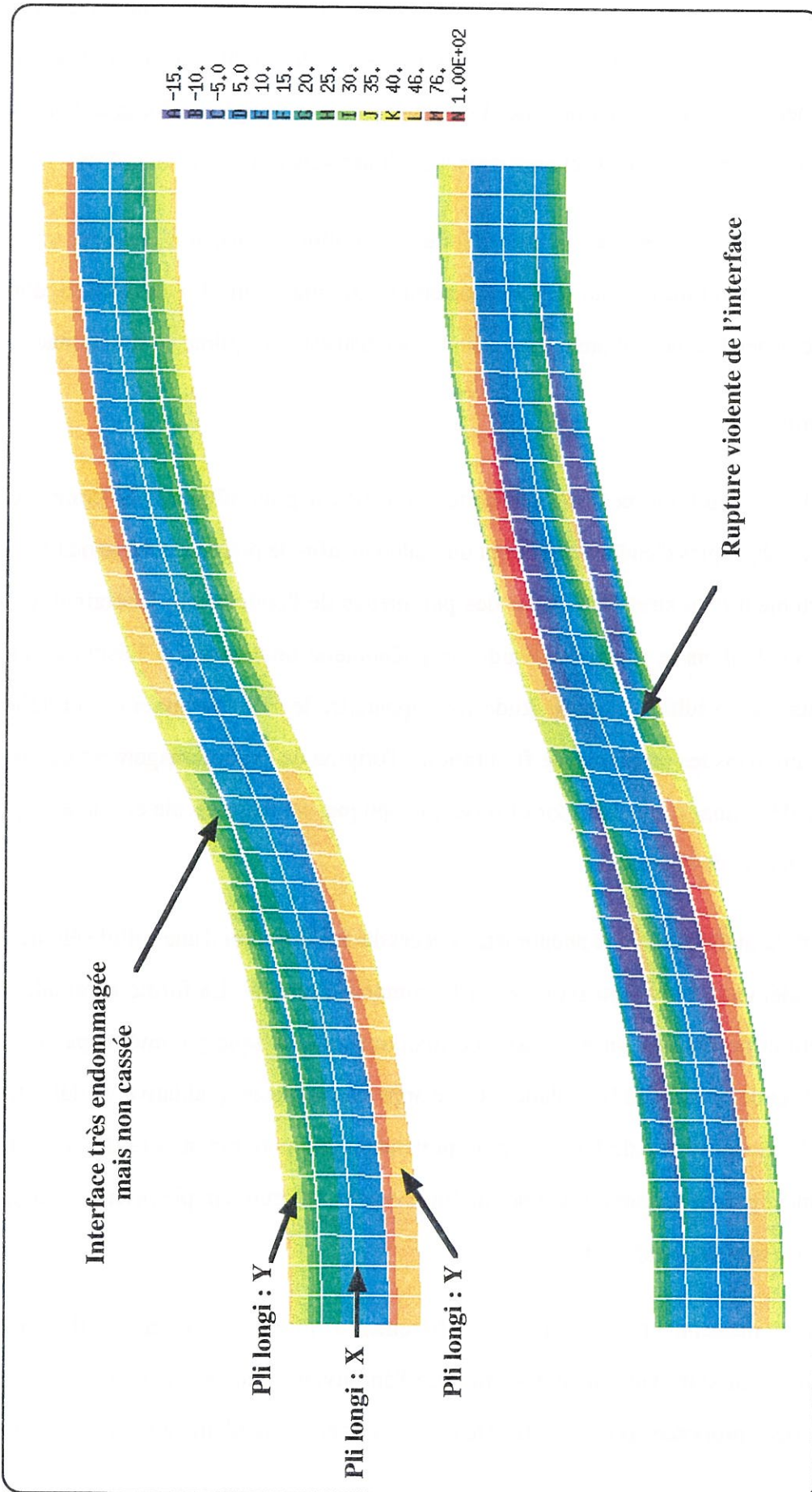


Figure 43 : Visualisation des contraintes selon la direction Y ramenées au repère local des plis. La rupture violente de l'interface engendre une mise en flexion des plis et une perte de la rigidité globale de la cellule.

Cependant, ces courbes ne sont en aucun cas comparables avec celles obtenues expérimentalement par mesures extensométriques, car les paramètres de l'ondulation ne sont pas constants dans une même section de l'éprouvette. Par conséquent, une rupture violente d'interface est atténuée par une répartition de la charge dans les cellules voisines, moins ondulées.

Toutefois, les calculs effectués sur ces cellules d'amplitudes variables donnent une idée de l'influence de l'ondulation sur le comportement du matériau. La définition d'un seuil d'amplitude dépend de la contrainte à laquelle le matériau est susceptible de fonctionner.

Conclusion

Cette étude de l'ondulation des composites stratifiés a pour objectif de comprendre les phénomènes physiques d'endommagement du matériau, afin de pouvoir prédire qualitativement le comportement d'un stratifié à partir des paramètres de l'ondulation. L'originalité de cette approche réside dans le fait qu'on étudie le phénomène ondulatoire à l'échelle des méso-constituants. Les résultats de cette étude font apparaître le rôle fondamental du délaminage interlaminaire dans les processus de fissuration à l'origine de l'endommagement du composite ondulé. Ce délaminage, identifié par observation optique, est responsable en majeure partie de la perte de rigidité du matériau.

D'autre part, la modélisation du phénomène a nécessité la définition d'une cellule élémentaire de calcul par éléments finis pour représenter le composite ondulé. La forme originale de cette cellule permet de réaliser un processus de maillage automatique paramétré par les valeurs d'amplitude et de période de l'ondulation. Cette approche demeure qualitative, la définition de la cellule et la modélisation de l'interface ne prétendent pas pouvoir prédire de façon fiable le comportement exacte du composite ondulé. En revanche, cet outil simple permet de dégager les grandes tendances du comportement.

Cependant, le matériau étudié n'est pas régulièrement ondulé. Les paramètres de l'ondulation sont variables au sein d'une même section de l'éprouvette. Par conséquent, les hypothèses simplificatrices proposées pour effectuer le calcul ne sont pas réellement validées. D'autre part,

compte tenu du peu d'éprouvettes disponibles, l'identification du modèle d'interface n'a pas pu être validée, notamment pour un même matériau présentant des ondulations différentes.

Toutefois, la démarche exposée dans ce chapitre est originale, car elle propose une identification d'un modèle de comportement uniquement à partir de résultats de mesures optiques.

CONCLUSION GÉNÉRALE

L'objectif de ce travail, qui entre dans le cadre de l'étude d'une nouvelle génération de composite C/C, était d'identifier les mécanismes d'endommagement afin de modéliser le comportement mécanique du matériau en fonction de ces constituants. Compte tenu de l'hétérogénéité et de la complexité de l'architecture du renfort fibreux, les mécanismes de dégradation prépondérants se situent à l'échelle interstrate, et non au sein des strates, par opposition aux CMCs.

En effet, sous des sollicitations orientées selon la direction circonférentielle, les unidirectionnels supportant l'effort ont un comportement linéaire, mais la courbure engendre des contraintes parasites qui favorisent le délaminage. De même, selon la direction méridienne, l'ondulation modifie considérablement le comportement mécanique. Une fissure de délaminage apparaissant entre les strates engendre une chute de la rigidité du composite et les plis ne sont pas sollicités suivant leur direction principale pour provoquer d'éventuels mécanismes d'endommagement au sein du pli.

Les mesures classiques de déformation (jauges et extensomètre) ne suffisent pas pour déterminer l'état de déformation local du composite correspondant à un mécanisme de fissuration donné à une échelle pertinente. Ce travail a donc nécessité le développement d'une technique nouvelle de mesures optiques de déformations qui s'est avérée très performante. Elle permet d'accéder au champ local des déformations à une échelle très fine à partir d'une simple image du matériau.

Les déformations sont évaluées à partir d'une grille fictive qui ne nécessite aucune préparation spéciale de la surface du matériau, la finesse de la grille dépend seulement du grossissement de l'objectif utilisé. L'analyse peut être effectuée à diverses échelles, avec une précision de l'ordre de $\pm 1.10^{-4}$, pour une gamme de déformation allant jusqu'à 1%. L'exploitation des résultats de mesure peut être effectuée de diverses façons. L'affichage des champs de déformation (image graphique) permet une analyse spatiale des phénomènes et les histogrammes représentant la densité des déformations évaluent de façon quantitative l'état de déformation de l'ensemble de la zone étudiée. La signification précise de ces histogrammes et leur capacité à caractériser le

matériau méritent des approfondissements. Cependant, ils semblent offrir de nombreuses perspectives.

Si cette technique de mesure est couplée à un calcul par éléments finis, elle peut être utilisée selon deux optiques différentes :

D'une part, si les propriétés mécaniques des constituants élémentaires d'une structure sont connues, il est possible d'évaluer les contraintes internes à partir de la carte des déplacements mesurés expérimentalement et intégrée dans un maillage d'éléments finis.

D'autre part, elle permet d'identifier les paramètres des modèles de comportement. Dans ce cas, il s'agit de déterminer les lois de comportement des constituants et de les modéliser. Pour cela, un maillage d'éléments finis représentant la microstructure d'un volume élémentaire représentatif est réalisé. L'identification peut être effectuée par itérations successives, en corrélant les mesures expérimentales avec les déformations calculées pour une contrainte macroscopique donnée. Ainsi, les paramètres des modèles sont affinés afin de décrire au mieux le comportement du matériau.

Toutefois, le champ d'application de cette méthode n'est pas limité à ces matériaux, son utilisation est très vaste. Les seules contraintes à respecter sont la planéité de la surface observée, la reproductibilité de la saisie d'image et un motif granulaire très contrasté en surface. Ce dispositif peut être étendu à l'étude de nombreux matériaux.

Concernant l'identification des mécanismes d'endommagement du composite 3D C/C, l'étude du comportement dans la direction X ne permet pas de conclure sur le comportement du composite jusqu'à rupture. Le composite semble avoir un comportement linéaire selon cette direction de renfort.

En revanche, les observations in-situ effectuées selon la direction méridienne ont permis de mieux comprendre les mécanismes responsables de l'endommagement du stratifié. L'étude par éléments finis de l'ondulation des plis a montré l'influence significative du délaminage, associé aux ondulations, sur la rigidité.

L'originalité de cette approche de la modélisation des composites ondulés est d'aborder le problème de l'ondulation à l'échelle des plis, en considérant les propriétés de l'interface entre les plis. Ainsi, en posant quelques hypothèses simplificatrices, et en utilisant un modèle d'interface endommageable avec peu de paramètres, il est possible de créer une cellule de calcul reproduisant les mécanismes de dégradation au sein de la microstructure. Cette cellule a le mérite d'être maillée automatiquement à partir des paramètres de l'ondulation. De plus, le maillage est simple et limite le nombre de calculs nécessaires.

L'identification du modèle de comportement d'interface est réalisée à l'aide du dispositif de mesure optique. Lors d'un essai mécanique, le système optique suit la déformation d'une cellule réelle comprenant une demi ondulation de plis. Ainsi, en évaluant le réalignement réel de cette cellule, on identifie les paramètres du modèle de comportement d'interface.

Cependant, la forme de la cellule n'étant pas classique (non rectangulaire), la validation des conditions limites de périodicité selon la direction radiale est délicate, seule une validation sur une cellule simplifiée est réalisée. Une étude particulière de ce type de cellule serait nécessaire pour prévoir le comportement mécanique d'une éprouvette ou d'une structure. Dans notre cas, l'étude de la cellule permet uniquement de dégager les tendances du comportement d'un stratifié ondulé. Cette approche ne se limite pas aux composites C/C, elle concerne l'ensemble des composites présentant des interfaces faibles et possédant des plis ondulés.

Le dispositif de mesure optique présenté dans ce mémoire est d'un intérêt capital pour l'étude des matériaux hétérogènes. Les principaux avantages de ce système sont sa simplicité de mise en oeuvre, son faible coût et son grand domaine d'application. La possibilité de pouvoir réaliser un tel dispositif découle des récents progrès dans les domaines des plate-formes de travail informatiques et d'acquisition d'images numériques. Les puissances de calcul et la qualité de numérisation d'image permettent de réaliser des dispositifs jusque là inenvisageables. Le domaine d'application des mesures optiques ne se limite pas à l'étude des matériaux composites ou aux mesures des petites déformations. Tout est envisageable, et l'essor actuel de cette discipline en est la preuve. Ce dispositif de mesure devrait permettre des progrès dans les approches micro-macro du comportement mécanique des matériaux hétérogènes.

BIBLIOGRAPHIE

BIBLIOGRAPHIE

[ADAMS, 76]

ADAMS D.F., "Micro-analysis of the behavior of a three-dimensionally-reinforced Carbon/Carbon composite Material"
Material Science and Engineering, Vol. 23, P 55-58, 1976.

[ALLEN, 89]

ALLEN D.H., HARRIS C.E., LEE J.W., "Internal state variable approach for predicting stiffness reduction in fibrous laminated composites with matrix cracks"
J. Comp. Mat., 23, p.1273-1291, 1989.

[ALLIX, 92]

ALLIX O., LADEVEZE P., "Interlaminar interface modelling for the prediction of laminates delamination", Composite Structure, 22, p.235-242, 1992.

[ANAND, 94]

ANAND K., GUPTA V., DARTFORD D., "Failure mechanisms of laminated Carbon/Carbon composites-II : under shear loads", Acta. metall. mater., 42, 3, p 797-809, 1994.

[AVESTON, 71]

AVESTON J., COOPER G.A., KELLY A., "Single and multiple fracture"
Conference Proceedings of National Physical Laboratory, Teddington, London, Sciences and Technology, p 15-26, 1971.

[BASTE, 87]

BASTE S., GERARD, A., "Endommagement anisotrope des composites à matrice céramique"
C. R. Académie des Sciences Paris, B305, p.1511-1516, 1987.

[BERTHAUD et AL, 98]

BERTHAUD Y., COTTRON M., MORESTIN F., MOUCHERONT P., TARONI M., Comptes rendus du colloque 'Photomécanique 98', "Etude du comportement des matériaux et des structures", ed. GAMAC, 14-16 Avril 1998, Marne-la-Vallée, 1998.

[BOGETTI, 94]

BOGETTI T.A., GILLESPIE J. W., LAMONTIA M. A., "The influence of ply waviness with nonlinear shear on the stiffness and strength reduction of composite laminates."
J. Thermoplast. Comp. Mater., 7 ,p.76-90, 1994.

[BOUSSEAU, 98]

BOUSSEAU M., "Application de la thermographie infrarouge au suivi de l'endommagement en fatigue", Comptes rendus du colloque 'Photomécanique 98', "Etude du comportement des matériaux et des structures", p.199-206, 1998.

[CALARD, 98]

CALARD V., "Approches statistiques-probabilistes du comportement mécanique des composites à matrice céramique", Thèse de doctorat à l'Université de Bordeaux I, 1998.

[CERISIER, 98]

CERISIER F., DUFORT L., PIERRON F., SURREL Y., "Application d'une méthode de grille à l'étude du contact boulon-trou dans une pièce composite"
Comptes rendus du colloque 'Photomécanique 98', "Etude du comportement des matériaux et des structures", p.97-104, 1998.

[CHABOCHE, 95]

CHABOCHE J.L., LESNE P.M., MAIRE J.F., " Macroscopic modelling and damage processes in CMCs", *Ceram. Trans.*, 57, p.65-75, 1995.

[CHARNOZ, 98]

CHARNOZ F., "Etat de l'art des techniques holographiques interférométriques"
Comptes rendus du colloque 'Photomécanique 98', "Etude du comportement des matériau et des structures", p.157-164, 1998.

[CHRYSOCHOOS, 95]

CHRYSOCHOOS A., "Analyse du comportement des matériaux par thermographie infrarouge"
Comptes rendus du colloque 'Photomécanique 95', éd. Eyrolles, p.203-211, 1995.

[CLUZEL, 92]

CLUZEL C., ALLIX O., LADEVEZE P., PERES P., "Damage meso-modelling of 3D evolutive composite", in *Developments in the Science and Technology of composite materials, ECCM5*, edited by A.R. Bunsell, J.F. Jamet and A. Massiah, European Association for composite materials, Bordeaux, p.591-596, 1992.

[CLUZEL-LADEVEZE-PERIE, 97]

CLUZEL C., LADEVEZE P., PERIE J.N. "Méso-modélisation des composites carbone/carbone à texture Multirex", Rapport d'avancement L.M.T de juin 1997, Convention de recherche SEP n°535198.

[CORDEBOIS-SIDOROFF, 82]

CORDEBOIS J.P., SIDOROFF F., "Endommagement anisotrope en élasticité et plasticité"
J. de Mécanique Théorique et Appliquée, numéro spécial, p.45-60, 1982.

[DAUDEVILLE, 94]

DAUDEVILLE L., LADEVEZE P., "Une méthode simplifiée pour l'analyse du délaminage auprès d'un bord droit", *Revue européenne des éléments finis*, 3 (1), p.127-150, 1994.

[DONIAS, 98]

DONIAS M., "Estimation de l'orientation de texture par analyse en composantes principales des champs de gradient", Thèse de doctorat à l'Université de Bordeaux I, L.A.P, à paraître en 1999

[DUVAUT, 76]

DUVAUT G., "Functional analysis and continuum mechanics. Application to the study of elastic composite materials with periodic structures", in french, *Theoretical and applied mechanics*, edited by W.T. Koiter, North-Holland, p.119-132, 1976.

[DVORAK, 87]

DVORAK G.L., LAWS N., "The effect of fiber breaks and aligned penny-shaped cracks on the stiffness and energy release rates in unidirectional composites"
Int. J. Solids Struct., 23, p.1269-1283, 1987.

[EDIE, 93]

EDIE D.D., BUCKLEY J.D., "Carbon-Carbon Materials and Composites"
Noyes Publication, New Jersey, p.19-39, 1993.

[EVANS, 89]

EVANS A.G., MARSHALL D.B., "The mechanical behavior of ceramic matrix composites"
Metall., 37, p.2567-2583, 1989.

[FALK, 93]

FALK D.C., YURGARTIS S.W., "Quantification of fiber-matrix cracking in C/C composites"
Conference extended abstracts, 21 st biennial conference on carbon, American Carbon Society, Buffalo, p.134-135, 1993.

[GAO, 93]

GAO F., PATRICK J.W., WALKER A., "The characterisation of cracks and voids in two-dimensional carbon-carbon composites", Carbon, 31, 1, p.103-108, 1993.

[GASPERINI, 98]

GASPERINI M., RAZAKANAIVO A., MOREL M., TEODOSIU, C. "Mesures par microgrilles des déformations en étirage plan dans l'épaisseur de tôle minces d'alliage d'aluminium", Comptes rendus du colloque 'Photomécanique 98', "Étude du comportement des matériaux et des structures", p.269-280, 1998.

[GERMAIN, 83]

GERMAIN P., NGUYEN Q.S., SUQUET P., "Continuum Thermodynamics" J. Appl. Mech., 50, p.1010-1020, 1983.

[GERMAIN, 95]

GERMAIN J., "Contribution à l'étude du champ de déformations par granularité laser en élastoplasticité grandes déformations", Thèse de doctorat à l'Université de Montpellier II, 1995.

[GONZALES et WOODS, 92]

GONZALES R.C., WOODS R., "Digital Imaging Processing" Addison-Wesley, Reading, Mass., 1992.

[GORNET, 96]

GORNET L. "Simulation des endommagements et de la rupture dans les composites stratifiés" Thèse de doctorat à l'Université de Paris VI, 1996.

[GUILLAUMAT, 94]

GUILLAUMAT L. "Microfissuration des CMC : relation avec la microstructure et le comportement mécanique", Thèse de doctorat de l'université de Bordeaux I, 1994.

[GUPTA, 94]

GUPTA V., ANAND K., KRYSKA M., "Failure mechanisms of laminated Carbon/Carbon composite-I : under uniaxial compression", Acta. metall. mater., 42, 3, p 781-795, 1994.

[HSIAO, 96a]

HSIAO H.M., DANIEL I.M. "Effect of fiber waviness on stiffness and strength reduction of unidirectional composites under compressive loading" Composite Science & technology, 56, p.581-593, 1996.

[HSIAO, 96b]

HSIAO H.M., DANIEL I.M. "Elastic properties of composites with fiber waviness" Composites Part A 27A, p.931-941, 1996.

[HUTCHINSON, 97]

HUTCHINSON J.W., GENIN G.M., "Composite laminate in plane stress : constitutive modeling and stress redistribution due to matrix cracking" J. Am. Ceram. Soc., 80 [5], p.1245-1255, 1997.

[KATCHANOV, 58]

KATCHANOV L.M., "Time of the rupture process under creep conditions" Teckh Nauk, n°8, p 26-31, 1958.

[KUO, 88]

KUO C.M., TAKAHASHI K., CHOU T.W., "Effect of fiber waviness on nonlinear elastic behavior of flexible composites.", J. Comp. Mater., 22, p.1004-1025, 1988.

[LADEVEZE, 83]

LADEVEZE P., "Sur une théorie de l'endommagement anisotrope"
rapport interne n°34, LMT Cachan, 1983.

[LADEVEZE, 86]

LADEVEZE P., "Sur la mécanique de l'endommagement des composites"
JNC 5, p667-683, Paris, Sept. 1986.

[LADEVEZE, 92]

LADEVEZE P., "A damage computational method for composite structure"
Computers & Structures, Vol. 44, n°1/2, p.79-87, 1992.

[LAVAUD, 98]

LAVAUD M., "Détermination des champs de déformation locaux. Etude de la sensibilité à l'entaille dans un matériau composite C/C 2.5 D"
Stage de fin d'étude - DEA, Rapport interne LCTS, 1998.

[LEBRUN, 96]

LEBRUN G.A., "Comportement thermomécanique et durée de vie des composites à matrice céramique : Théorie et expérience", Thèse de doctorat à l'Université Bordeaux I, 1996.

[LEGENDRE, 92]

LEGENDRE A., "Le matériau Carbone" Eyrolles, p.198, 1992.

[LEMAITRE, 88]

LEMAITRE J., CHABOCHE J.L., "Mécanique des matériaux solides"
Ed. Dunod, p 343-349, 1988.

[LEMAITRE, 92]

LEMAITRE J., "A course on damage mechanics", Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 1992.

[LISSART, 94]

LISSART N., "Probabilité de rupture et fiabilité des composites à matrice céramique", Thèse de doctorat à l'Université Bordeaux I, 1994.

[LOUCHE, 98]

LOUCHE H., CHRYSOCHOOS A., "Analyse thermodynamique de la localisation de la déformation dans des aciers par thermographie infrarouge"
Comptes rendus du colloque 'Photomécanique 98', "Etude du comportement des matériau et des structures", p.207-216, 1998.

[LUONG, 93]

LUONG M.P., "Infrared thermographic observations of rock failure"
Comprehensive Rock Engineering, Pergamon Press, 4(26), 715-730, 1993.

[MAUCHIN, 97]

MAUCHIN A., "Comportement mécanique à haute température de composites Carbone/Carbone", Thèse de doctorat de l'université de Bordeaux I, 1997.

[MIYAJIMA, 91]

MIYAJIMA T., SAKAI M., "The fracture toughness for first matrix cracking of a unidirectionally reinforced Carbon/Carbon composite material"
J. Mater. Res., 6, 11, p 2312-2317, 1991

[NETMAT-NASSER, 83]

NETMAT-NASSER S., HORII H., "Overall moduli of solids with microcracks : load induced anisotropy", J. Mech. & Phys. Solids, 31, p.155-171, 1983.

[NGUYEN, 93]

NGUYEN B.N., LASCHET G., PERES P., "Comparison between numerical strength prediction and experimental results from the tests on tridimensional evolutive C/C specimens under axial loading"

In High Temperature Ceramic Matrix Composites HTCMC I, edited by R. Naslain, J. Lamon and D. Doumeingts, Woodhead Publishing limited, Abington Hall, p.573-581, 1993.

[PATTERSON, 98]

PATTERSON E., WANG Z.F., "Un nouvel instrument pour la photoélasticité de réflexion" Comptes rendus du colloque 'Photomécanique 98', "Etude du comportement des matériaux et des structures", p.37-48, 1998.

[PERIE, 99]

PERIE J.N. "Méso-modélisation des mécanismes d'endommagement dans les matériaux C/C à texture multidirectionnelle", Thèse de l'Université Paris 6, LMT Cachan, à paraître en 1999.

[PERRY, 76]

PERRY J.L., ADAMS D.F., "Mechanical tests of a three dimensionally reinforced Carbon/Carbon composite Material" Carbon, Vol. 14, p 61-70, 1976.

[QUENISSET, 88]

QUENISSET J.M., "Mécanismes d'endommagement des matériaux composites" 23^e colloque GFR, "Endommagement et rhéologie des solides", Bordeaux 1988.

[RABOTNOV, 68]

RABOTNOV Y.N., "Creep rupture" Proc. XII, Int. Cong. App., Mech. Stranford. Springer, 1968.

[RELLICK, 93]

RELLICK G.S., CULL A.D., "Effects of Heat Treatment on Mechanical and Thermal Properties of CVD Densified Novolox Carbon/Carbon Composites" Aerospace Report n°TOR-92 (2647)-1, 1993.

[REMOND, 84]

REMOND Y., "Sur la reconstruction du comportement mécanique d'un matériau composite 3D à partir de ces constituants", Thèse de doctorat à l'Université de Paris VI, 1984.

[ROBINSON, 81]

ROBINSON C.T., FRANCIS P.H., "Damage Initiation in a three dimensional Carbon/Carbon composite material" Fatigue of fibrous composite material, A.S.T.M. (STP 723), p 85-100, 1981.

[SIRON, 96]

SIRON O., "Approche micro-macro du comportement mécanique et de la rupture d'un composite Carbone-Carbone à architecture fibreuse multidirectionnelle", Thèse de doctorat de l'université de Bordeaux I, 1996.

[SIRON, 98]

SIRON O., LAMON J. "Damage and failure mechanisms of a 3D Carbon/Carbon composite under uniaxial tensile and shear loads", Acta Met., sous presse, 1998.

[SOHN, 88]

SOHN K.Y., OH S.M., LEE J.Y., "Failure behavior of Carbon/Carbon Composites Prepared by Chemical Vapor Deposition", Carbon, Vol. 26, p 157-162, 1988.

[SURREL, 94]

SURREL Y., "Moiré and grid methods : a 'signal processing' approach" Photomechanics, comptes rendus du congrès "interferometry 94" Varsovie, vol. SPIE 2342, p.118-127, 1994.

[SURREL, 96]

SURREL Y., "Design of algorithms for phase measurements by the use of phase-stepping"
Applied Optics, vol. 35, n°1, p.51-60, 1996.

[TAKANO, 93]

TAKANO S., URUNO T., KINJO T., TLOMAK P., C.P. Ju, Journal of Materials Science, 28, p 5610-5619, 1993.

[TALLARON, 96]

TALLARON C., "Comportement Thermomécanique en présence ou non d'une entaille, sous régime statique et dynamique, d'un composite multidirectionnel Carbone-Carbone"
Thèse de doctorat à l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1996.

[TALREJA, 91]

TALREJA R., "Continuum modelling of damage in ceramic matrix composites"
Mech. Mat., 12, p.165-180, 1991.

[THESING, 96]

THESING J., BERTHAUD Y., "Mesure par corrélation des déplacements et des rotations à partir de figures granulaires", Projet de fin d'étude, LMT Cachan, 1996.

[THOMAS, 78]

THOMAS C.R., WALKER E.J., Proceedings 5th Conf. on industrial Carbon and Graphite, Soc. Cem. Ind. London, 1, p 520-531, 1978.

[TARDIF, 95]

TARDIF F., ABBE F., "Caractérisation sens X de matériaux composites orthotropes à géométrie axisymétrique", Stage de fin d'étude - DEA, rapport interne S.E.P, 1995.

[TROUVAT, 96]

TROUVAT B., "Analyse et optimisation des interfaces dans les composites Carbone/Carbone à renfort fibreux", Thèse de doctorat de l'université de Bordeaux I, 1996.

[TROUVAT, 97]

TROUVAT B., BOURRAT X., NASLAIN R., "Toughening mechanisms in C/C minicomposites with interface control"
23rd Biennial Conference on Carbon, Vol II, p536-537, 1997.

[TURNER, 95]

TUNER K.R., SPECK J.S., EVANS A.G., "Mechanisms of deformation and failure in carbon-matrix composites subject to tensile and shear loading"
J. Am. Ceram. Soc., 78, 7, p1841-1848, 1995.

[WEIBULL, 51]

WEIBULL R., "A statistical distribution of wide applicability"
J. of Applied Mechanics, vol 18, p.293-297, 1951.

[YURGATIS, 93]

YURGATIS S.W., McGIBBON B.S., WALLSH J., MOOSBRUGGER J.C., "Evolution of damage during tensile and shear loading of Carbon/Carbon composites"
Conference extended abstracts, 21st biennial conference on Carbon, American Carbon Society, Buffalo, p 36-37, 1993.

[ZEMINA, 98]

ZEMINA A., DUPRE J.C., LAGARDE A., "Schématisation d'un milieu photoélastique tridimensionnel. Application à la métrologie optique des contraintes"
Comptes rendus du colloque 'Photomécanique 98', "Etude du comportement des matériau et des structures", p.57-64, 1998.

ANNEXES

ANNEXE I

**Principe de mesure des déplacements
par intercorrélation d'image**

DETERMINATION DES DEPLACEMENTS PAR INTER CORRELATION D'IMAGE

Une image numérique du matériau est prise à l'état initial. Cette image sert de référence pour déterminer les déplacements locaux lors de la mise sous charge du matériau. Une autre image de la même zone est prise après déformation mécanique. En supposant que seuls des déplacements plans sont autorisés, la même distribution de niveaux de gris (légèrement modifiée par la déformation du matériau) se trouve dans la deuxième image, mais décalée. Pour déterminer les déplacements locaux, on extrait une fenêtre dans l'image de référence et une fenêtre de même taille et de mêmes coordonnées dans la deuxième image (figure 1).

Puis, on détermine par corrélation croisée de ces deux fenêtres la position où leur similitude est la plus élevée. Ainsi, on affecte un vecteur déplacement moyen (en pixels) pour chaque fenêtre de l'image (figure 2). Le déplacement est représenté par un vecteur placé au centre de chaque fenêtre. Cette carte de vecteur constitue la carte de déplacement propre à la zone photographiée pour un état de contrainte donné.

1. Création d'une fonction de corrélation

Il existe une technique rapide pour calculer la fonction de corrélation de deux images [Thesing, 96]. Elle utilise la transformée de Fourier rapide à deux dimensions (FFT). Cette méthode est plus rapide en temps de calcul que les méthodes directes et permet d'obtenir une bonne résolution si la taille des fenêtres de calcul est suffisante (exemple 64x64 pixels).

On note $f(x,y)$, la fonction discrète bidimensionnelle représentant la répartition des niveaux de gris de la fenêtre de référence, et $g(x,y)$ celle de la deuxième fenêtre. La fonction de corrélation est déterminée de la façon suivante :

$$f(x,y) \circ g(x,y) = \text{FFT}^{-1} (\text{FFT} (f(x,y)) \cdot \overline{\text{FFT} (g(x,y)) })$$

$\text{FFT} (f(x,y))$: Transformée de Fourier Rapide de $f(x,y)$

FFT^{-1} : Transformée inverse

$\overline{\text{FFT}}$: complexe conjugué de FFT

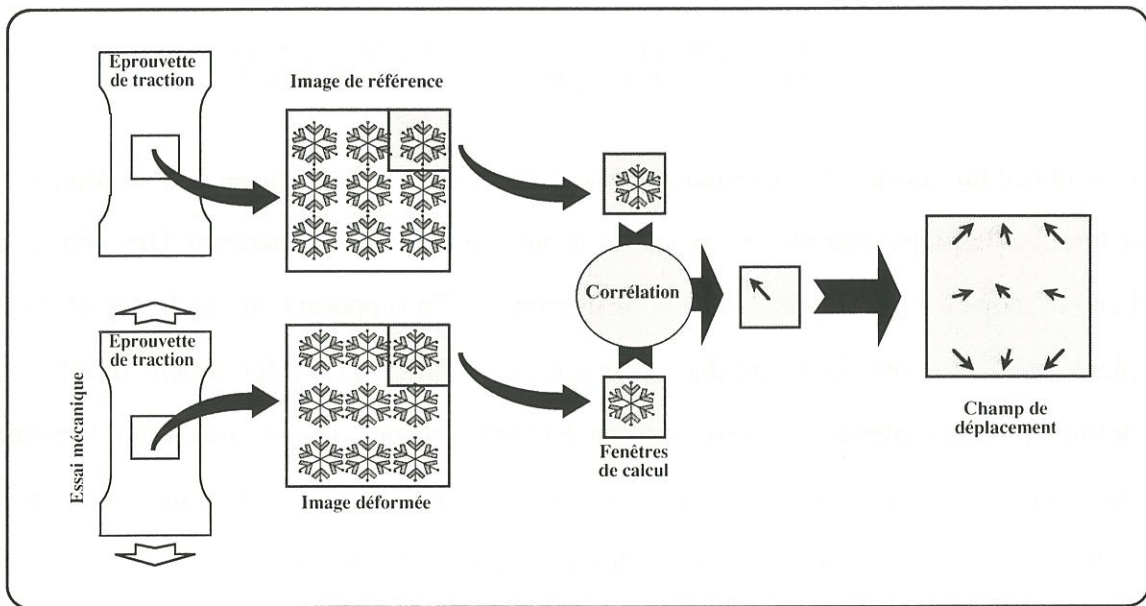


Figure 1 : Principe de mesure du champ de déplacement

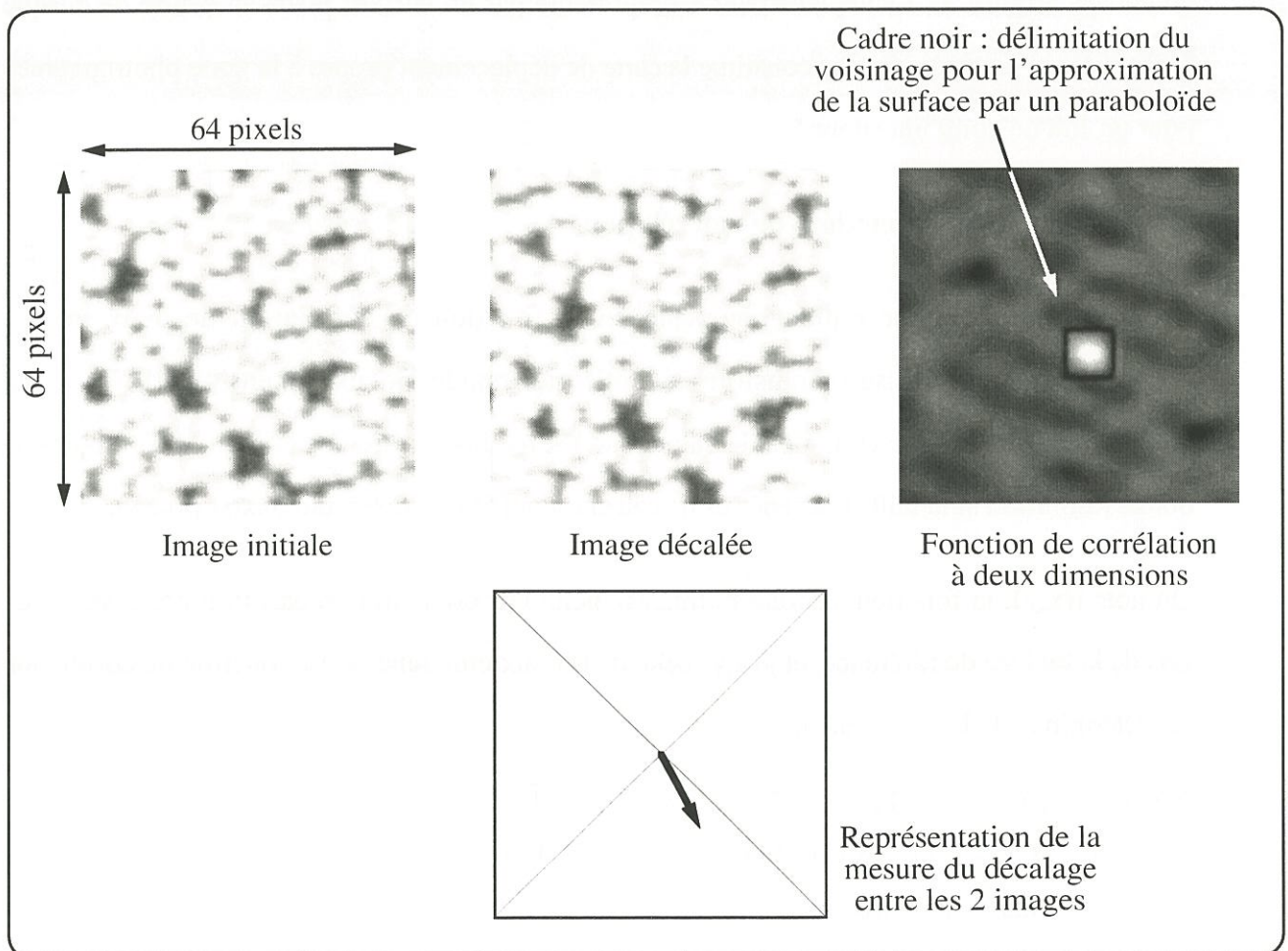


Figure 2 : Principe de corrélation croisée de deux images

En faisant la corrélation sur l'intensité lumineuse des deux fenêtres, on obtient une image ayant un sommet lumineux bien distinct (figure 2). La position de ce sommet par rapport au centre de l'image indique le déplacement relatif entre les deux images corrélées.

Pour obtenir une mesure très précise de ce déplacement, on ne peut pas se contenter d'une valeur entière de pixel. Il faut faire une approximation de la fonction discrète par un parabolöide pour mesurer les déplacements sub-pixels.

Ce calcul suppose que le motif élémentaire est aléatoire. Dans le cas de notre matériau, nous verrons que l'existence de fibre peut modifier la forme de la fonction de corrélation et rendre inopérant la procédure numérique.

2. Mesure du déplacement

On cherche le maximum d'une surface expérimentale que nous connaissons de façon discrète. Pour cela il faut d'abord trouver les coordonnées (x_0, y_0) du pixel le plus lumineux. Puis, on extrait un voisinage de ce pixel, et on utilise une fonction parabolöide (fonction continue) pour représenter au mieux l'image (fonction discrète) (figure 2) :

$$h(x, y) = a \cdot x^2 + b \cdot x + c \cdot y^2 + d \cdot y + e$$

En pratique, on effectue un changement de repère :

$$s_i = x_i - x_0 \quad \text{et} \quad t_j = y_j - y_0 \quad \text{avec} \quad -n \leq (i, j) \leq n,$$

où n détermine la taille du voisinage ($n=1$ correspond à 3×3 pixels, $n=2$ à 5×5 pixels...)

La fonction parabolöide s'écrit alors :

$$h(s, t) = a \cdot s^2 + b \cdot s + c \cdot t^2 + d \cdot t + e$$

On obtient ainsi une équation pour chaque point du voisinage. Or avec $n=1$, on obtient déjà 9 équations, alors qu'il n'en faut que 5 pour déterminer les cinq coefficients du parabolöide. Il s'agit d'un problème linéaire qui, pour le cas $n=1$, s'écrit de la façon suivante :

$$y = A \cdot x$$

avec

$$y = \begin{pmatrix} g(-1,-1) \\ g(-1,0) \\ g(-1,1) \\ g(0,-1) \\ \dots \\ g(1,1) \end{pmatrix}, \quad A = \begin{pmatrix} 1 & -1 & 1 & -1 & 1 \\ 1 & -1 & 0 & 0 & 1 \\ 1 & -1 & 1 & 1 & 1 \\ 0 & 0 & 1 & -1 & 1 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \\ & & \dots & & \\ 1 & 1 & 1 & 1 & 1 \end{pmatrix}, \quad x = \begin{pmatrix} a \\ b \\ c \\ d \\ e \end{pmatrix}.$$

Le vecteur de coefficients x qui donne l'erreur minimale d'approximation correspond à la solution du système :

$$A^T \cdot A \cdot x = A^T \cdot y$$

Dès lors, on calcule le maximum du parabolöide, avec les relations :

$$s_{\max} = -\frac{1}{2} \frac{b}{a} \quad t_{\max} = -\frac{1}{2} \frac{d}{c}$$

Puis en se ramenant au repère initial, on obtient le déplacement global avec :

$$x_{\max} = s_{\max} + x_0 \quad \text{et} \quad y_{\max} = t_{\max} + y_0$$

Par ce procédé, la valeur du déplacement est déterminée avec une précision sub-pixel.

ANNEXE II

Résultats des essais de caractérisations

RÉSULTATS DES ESSAIS DE CARACTÉRISATION

1. Essais de caractérisation sens X

Deux matériaux composites C/C ont été étudiés : le matériau A et le matériau B.

Les éprouvettes, prélevées dans des cylindres de diamètres différents (Chapitre II - figure 29), présentent une courbure matériau.

Les essais sur le matériau A n'ont pas été concluants, les courbes de comportement étant très dispersées d'une éprouvette à l'autre et d'une face à l'autre d'une même éprouvette. Seules quelques valeurs numériques sont synthétisées dans le tableau suivant :

| Eprouvette | Densité en g/cc | Rayon de courbure en mm | Module élastique en GPa | Contrainte de rupture en MPa |
|------------|-----------------|-------------------------|-------------------------|------------------------------|
| TXY-A-1 | 1,55 | 108 | 55 | 210 |
| TXY-A-2 | 1,52 | 116 | 59 | 180 |
| TXY-A-4 | 1,58 | 132 | 54 | 229 |
| TXZ-A-1 | 1,70 | 113 | 50 | 160 |
| TXZ-A-2 | 1,55 | 113 | 48 | 126 |
| TXZ-A-3 | 1,6 | 130 | 63 | 214 |

tableau 1 : résultats des essais sens X sur matériau A

Les essais sur le matériau B ont été effectués avec le dispositif optique de déformation. Trois éprouvettes ont été testées, les résultats sont présentés dans le tableau suivant :

| Eprouvette | Densité en g/cc | Rayon de courbure en mm | Module élastique en GPa | Contrainte de rupture en MPa |
|------------|-----------------|-------------------------|-------------------------|------------------------------|
| TXZ-B-1 | 1,66 | environ 175 | 81 | 224 |
| TXZ-B-2 | 1,63 | environ 175 | 77 | 248 |
| TXZ-B-3 | 1,66 | environ 175 | 74 | 213 |

tableau 2 : résultats des essais sens X sur matériau B

2. Essais de caractérisation sens Y

Ces essais de caractérisation sont effectués uniquement sur des éprouvettes prélevées dans le matériau A. Ce matériau possède une ondulation des plis suivant cette direction qui a une forte influence sur le comportement mécanique. Quatre éprouvettes ont été testées, les résultats principaux sont synthétisés dans le tableau suivant :

| Eprouvette | densité (g/cc) | Rigidité (GPa) | | | Contrainte à rupture (MPa) |
|------------|----------------|----------------|---------|-------|----------------------------|
| | | Extenso | optique | jauge | |
| TYZ-A-1 | 1,55 | 17 | | | 54 |
| TYZ-A-2 | 1,54 | 17 | | 24 | 43 |
| TYZ-A-3 | 1,53 | 15 | 13 | | 54 |
| TYZ-A-4 | 1,53 | 28 | 26 | | 45 |

tableau 3 : résultats des essais sens Y sur matériau A

3. Essai de caractérisation d'un composite Carbone / Phénolique

Cet essai, effectué par V. Travers, à l'occasion d'un stage au LCTS, consiste à observer les mécanismes de fissuration d'un composite constitué de fibres de carbone enrobées d'une résine Phénolique. Le matériau s'endommage dès que la multifissuration apparaît.

Les pages suivantes présentent les résultats détaillés des essais suivants :

| | |
|------------------|----|
| • TXZ-B-1..... | 3 |
| • TXZ-B-2..... | 7 |
| • TXZ-B-3..... | 9 |
| • TYZ-A-1..... | 11 |
| • TYZ-A-2..... | 14 |
| • TYZ-A-3..... | 17 |
| • TYZ-A-4..... | 20 |
| • CarbPheno..... | 22 |

FICHE D'ESSAI

EPROUVETTE

Nom : TXZ-B-1

Type : Traction sens X - plan XZ

Matériau : MATERIAU B - Cylindre (300-400)

Densité : 1,66 g/cc

INSTRUMENTATION

Mesure de déformation

Extenso : Ø $L_0 = \emptyset$

Optique : OUI (3 photos)

Jauge : Ø

Cartographie

Objectif : Macro Taille d'une photo : 8,1 mm

Grossissement : 1 pixel \approx 7,87 mm

N horizontal (axe Z) : 1

P vertical (axe X) : 3

Chevauchement : 146 pixel

Série focale (n et pas) : 10 x 30 μ m

ESSAI MECANIQUE

Description : Essai de traction cyclé - mesures optiques de déformation

Contrainte max : 223,6 MPa

Nombre de cycle : 7

Nombre de palier : 51

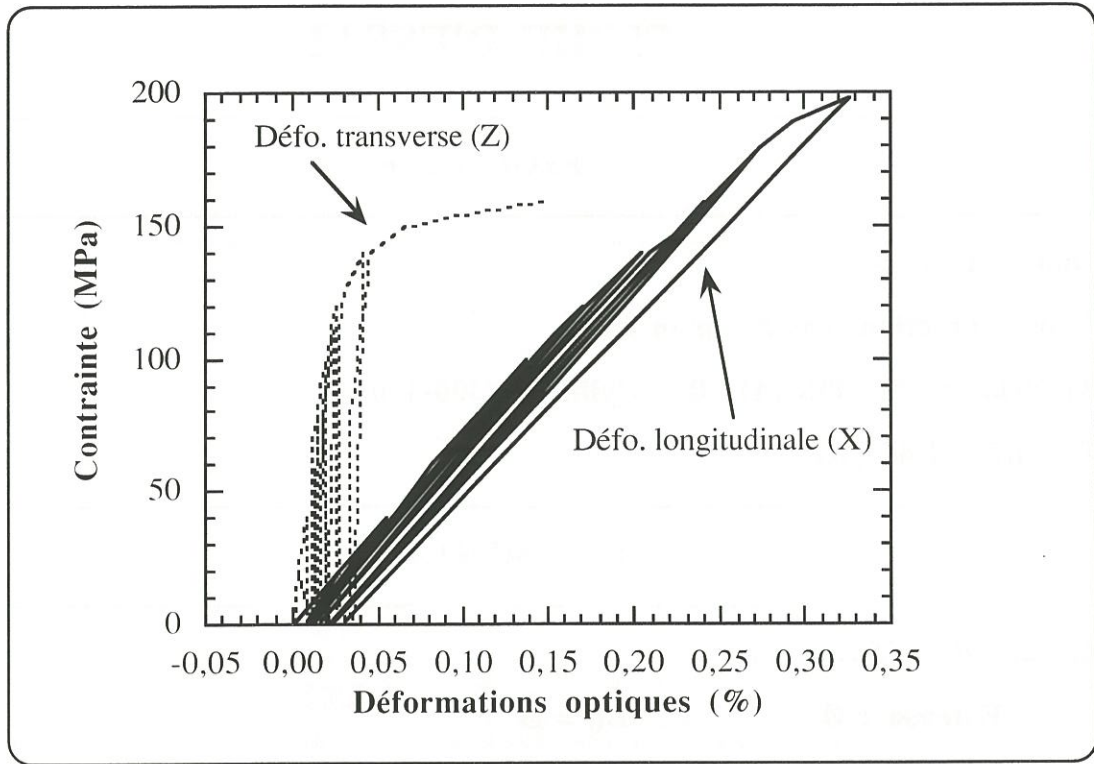


Figure 1 : Courbes de comportement obtenue par mesures optiques à partir d'une cartographie de 3 photos

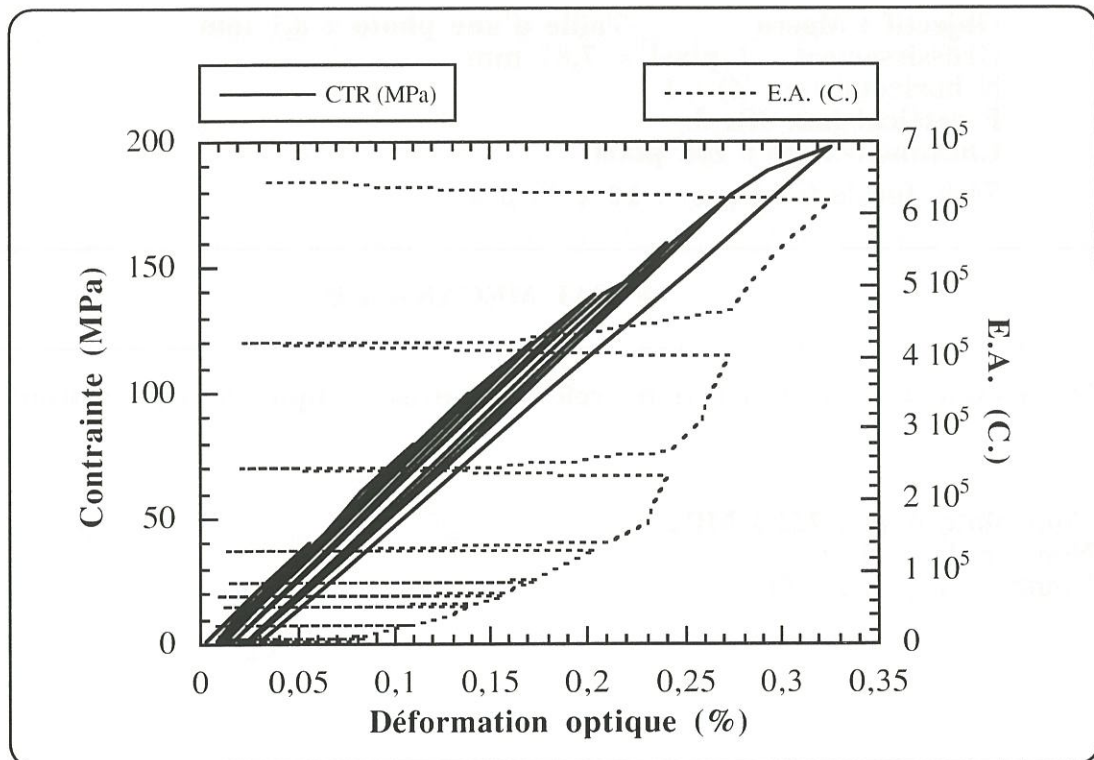


Figure 2 : Courbe de comportement obtenue par mesures optiques et émission acoustique

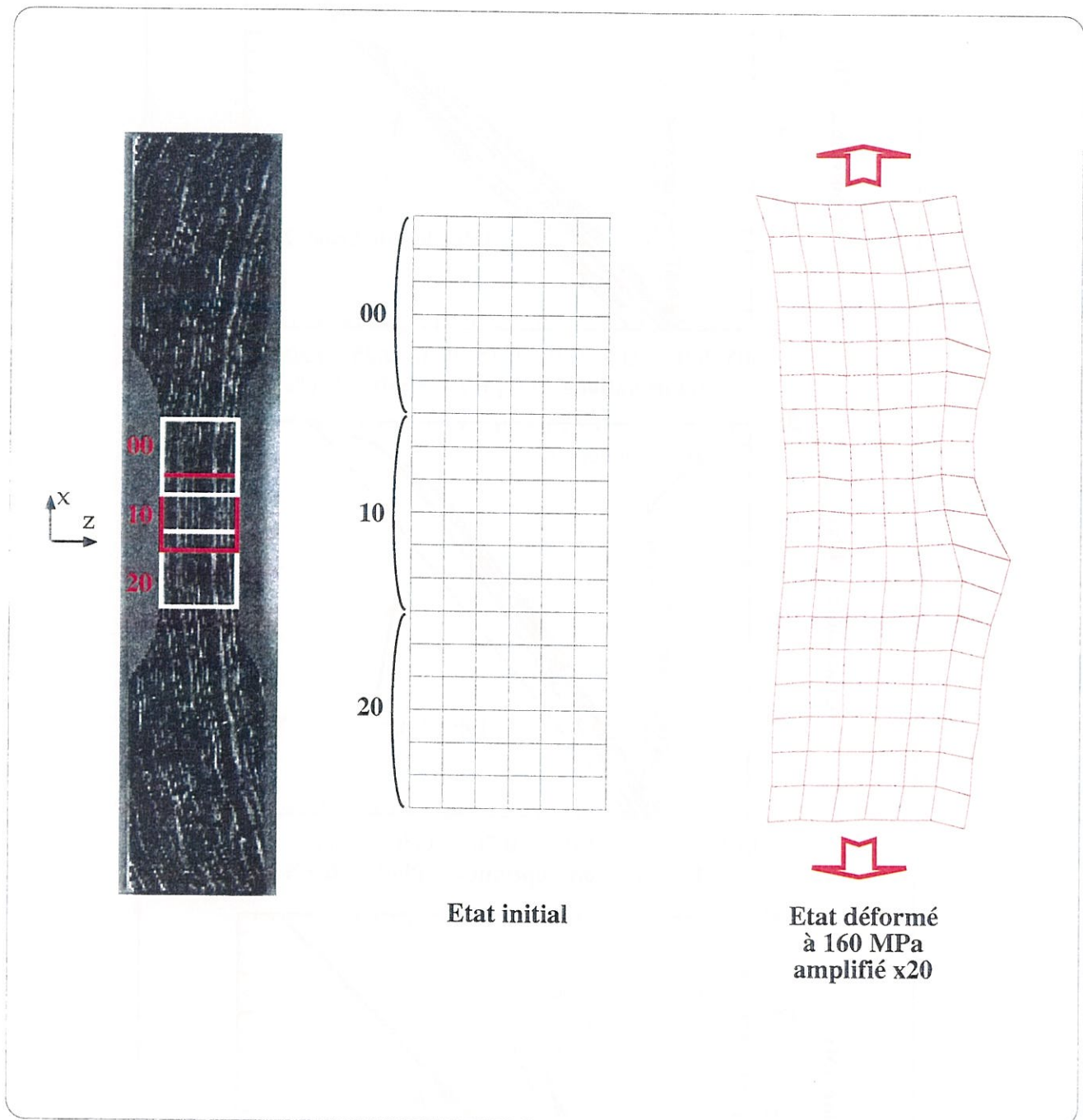


Figure 3 : Déformée de l'éprouvette obtenue à partir des mesures de déplacements sur les trois photos de la cartographie

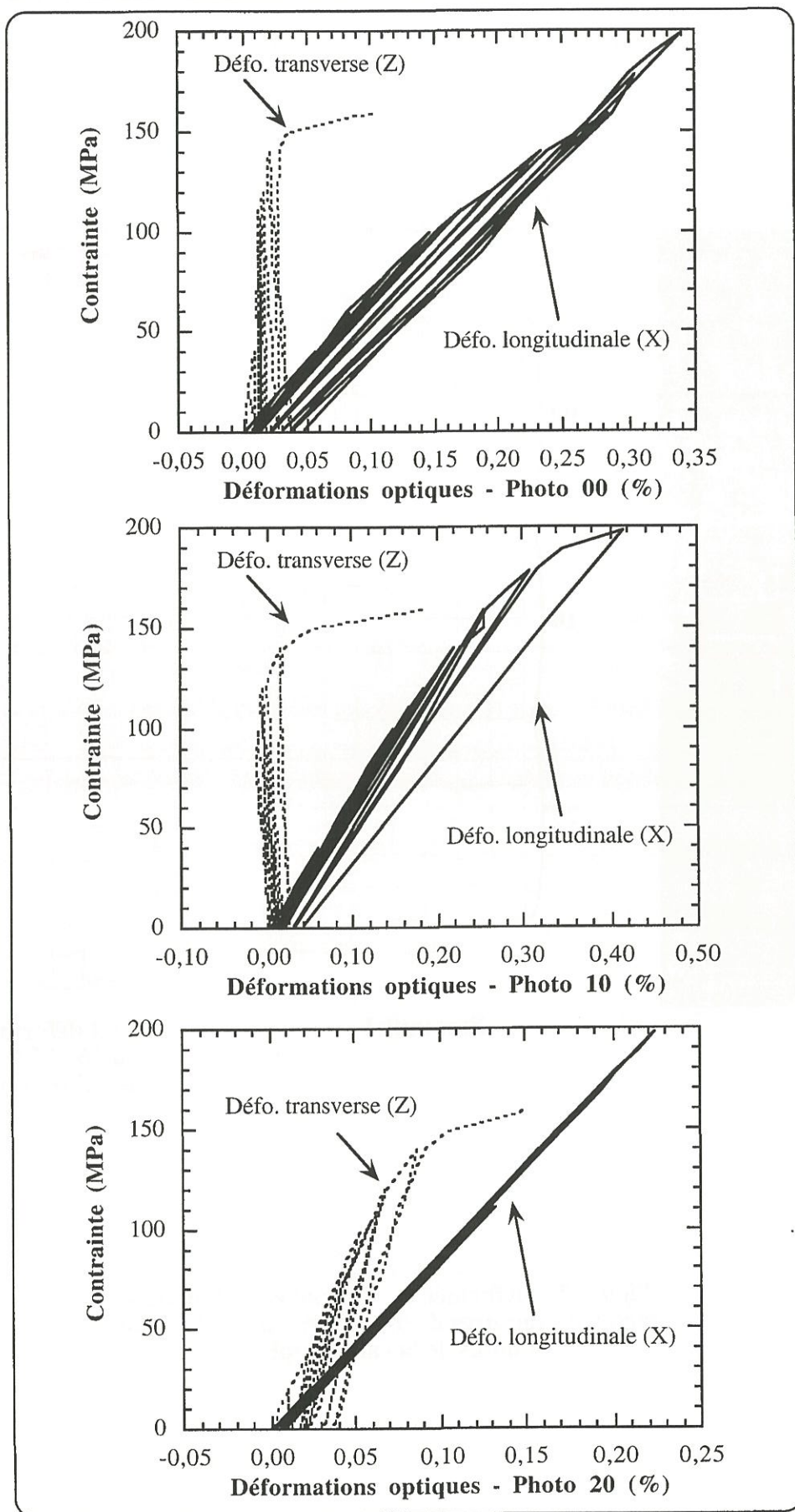


Figure 4 : Courbes de comportement obtenue par mesures optiques sur les trois photos de la cartographie

FICHE D'ESSAI

EPROUVETTE

Nom : TXZ-B-2

Type : Traction sens X - plan XZ

Matériau : MATERIAU B - Cylindre (300-400)

Densité : 1,63 g/cc

INSTRUMENTATION

Mesure de déformation

Extenso : Ø $L_0 = \emptyset$

Optique : OUI (1 photo)

Jauge : Ø

Cartographie

Objectif : Macro Taille d'une photo : 8,1 mm

Grossissement : 1 pixel \approx 7,87 mm

N horizontal (axe Z) : 1

P vertical (axe X) : 1

Chevauchement : Ø

Série focale (n et pas) : 10 x 30 μ m

ESSAI MECANIQUE

Description : Essai de traction monotone - mesures optiques de déformation sur une photo.

Contrainte max : 248,1 MPa

Nombre de cycle : 0

Nombre de palier : 30

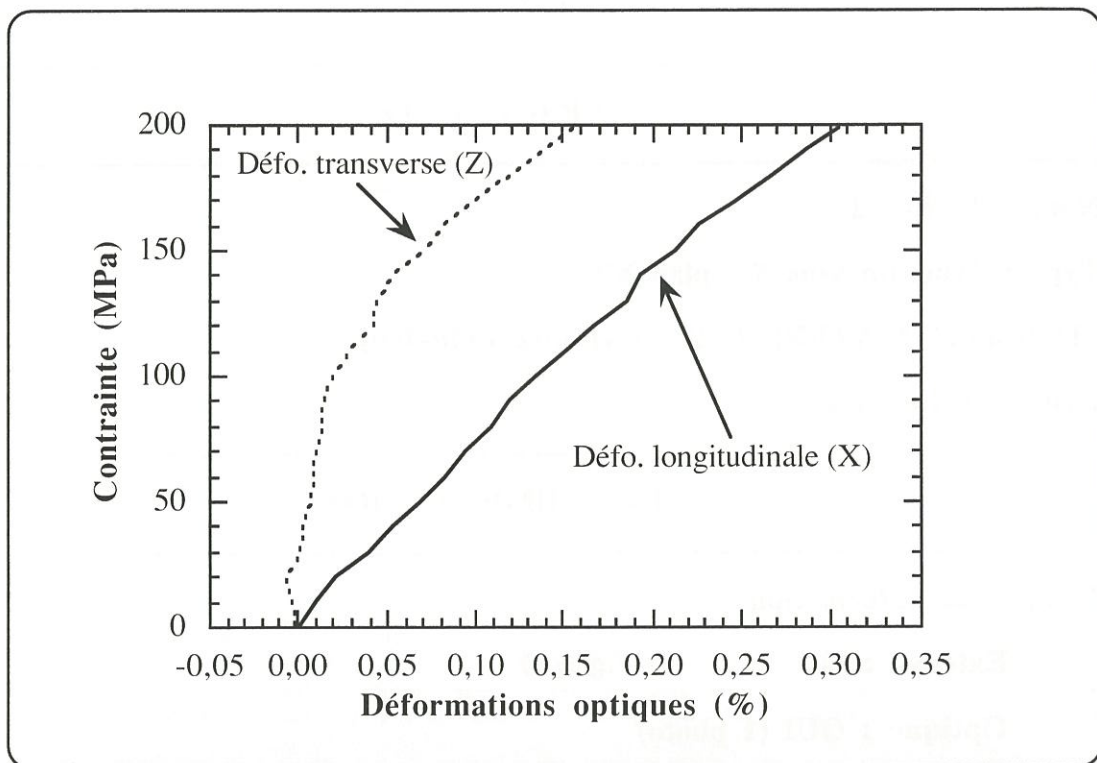


Figure 1 : Courbes de comportement obtenues par mesures optiques

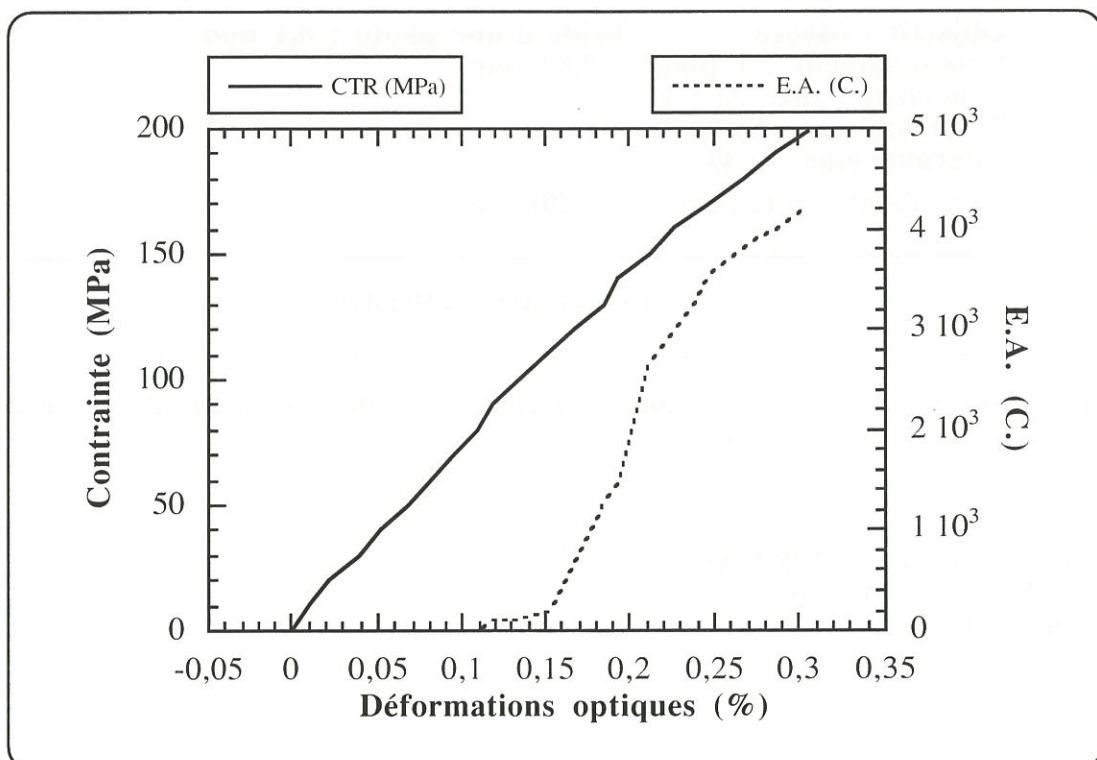


Figure 2 : Courbe de comportement obtenue par mesures optiques et émission acoustique

FICHE D'ESSAI

EPROUVETTE

Nom : TXZ-B-3

Type : Traction sens X - plan XZ

Matériau : MATERIAU B - Cylindre (300-400)

Densité : 1,66 g/cc

INSTRUMENTATION

Mesure de déformation

Extenso : Ø $L_0 = \emptyset$

Optique : OUI (1 photo)

Jauge : Ø

Cartographie

Objectif : Macro Taille d'une photo : 8,1 mm

Grossissement : 1 pixel \approx 7,87 mm

N horizontal (axe Z) : 1

P vertical (axe X) : 1

Chevauchement : Ø

Série focale (n et pas) : 10 x 30 μ m

ESSAI MECANIQUE

Description : Essai de traction monotone - mesures optiques de déformation sur une photo.

Contrainte max : 213 MPa

Nombre de cycle : 0

Nombre de palier : 30

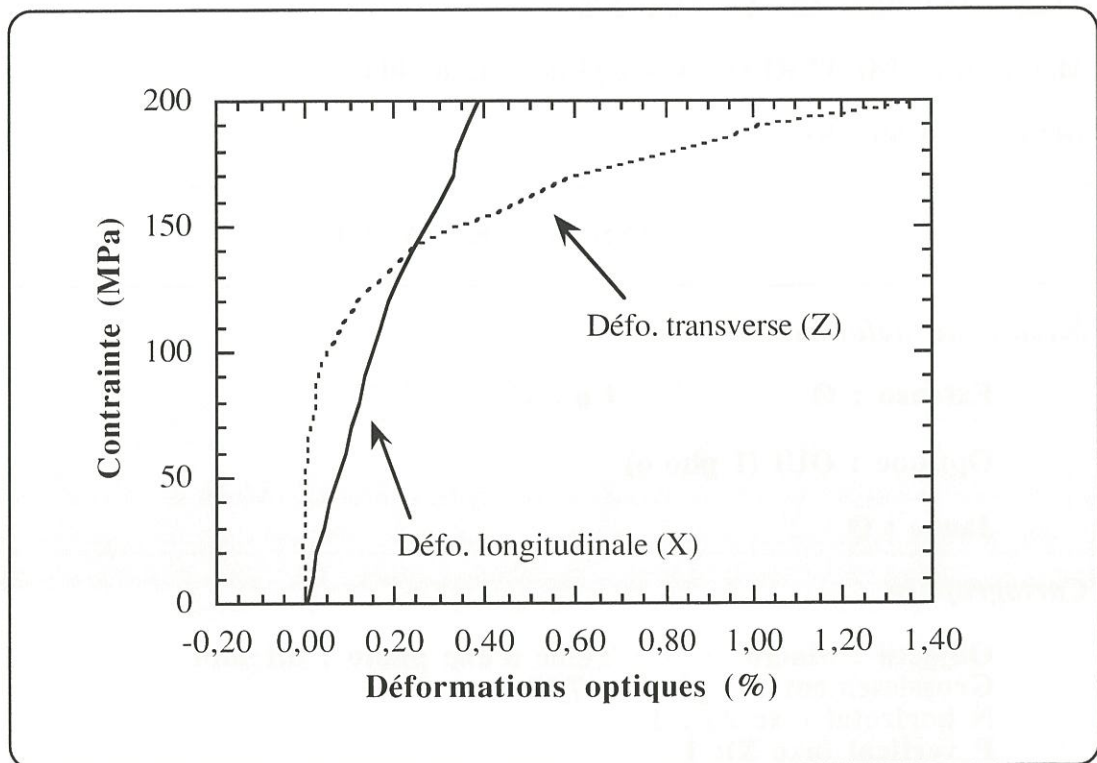


Figure 1 : Courbes de comportement obtenues par mesures optiques

FICHE D'ESSAI

EPROUVETTE

Nom : TYZ-A-1

Type : Traction sens Y - plan YZ - fût : 30x25x10 mm

Matériau : MATERIAU A - Cylindre (200-300)

Densité : 1,55 g/cc

INSTRUMENTATION

Mesure de déformation

Extenso : 2 - faces opposées $L_0 = 25$ mm

Optique : Ø

Jauge : Ø

Cartographie

Objectif : Ø Taille d'une photo : Ø

Grossissement : Ø

N horizontal (axe Z) : Ø

P vertical (axe X) : Ø

Chevauchement : Ø

Série focale (n et pas) : Ø

ESSAI MECANIQUE

Description : Essai de traction cyclée sur éprouvette ondulée

Contrainte max : 54,4 MPa

Nombre de cycle : 6

Nombre de palier : Ø

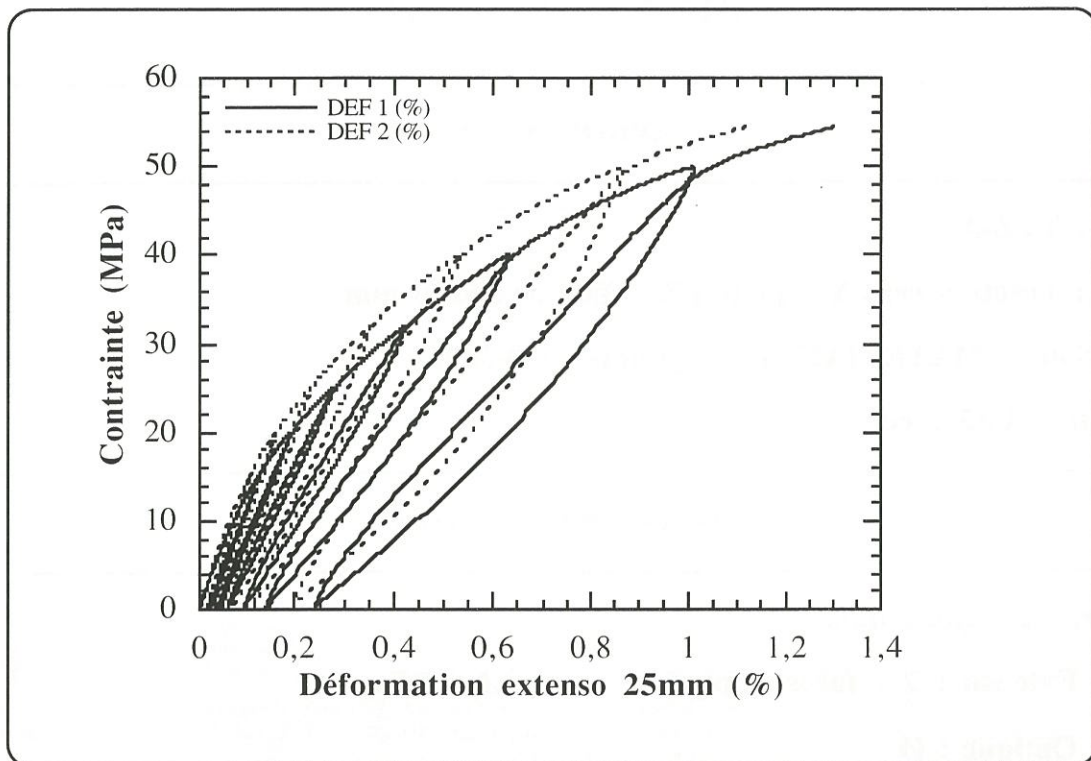


Figure 1 : Courbes de comportement obtenues par mesures extensométriques avec deux extensomètres de 25 mm placés sur des faces opposées

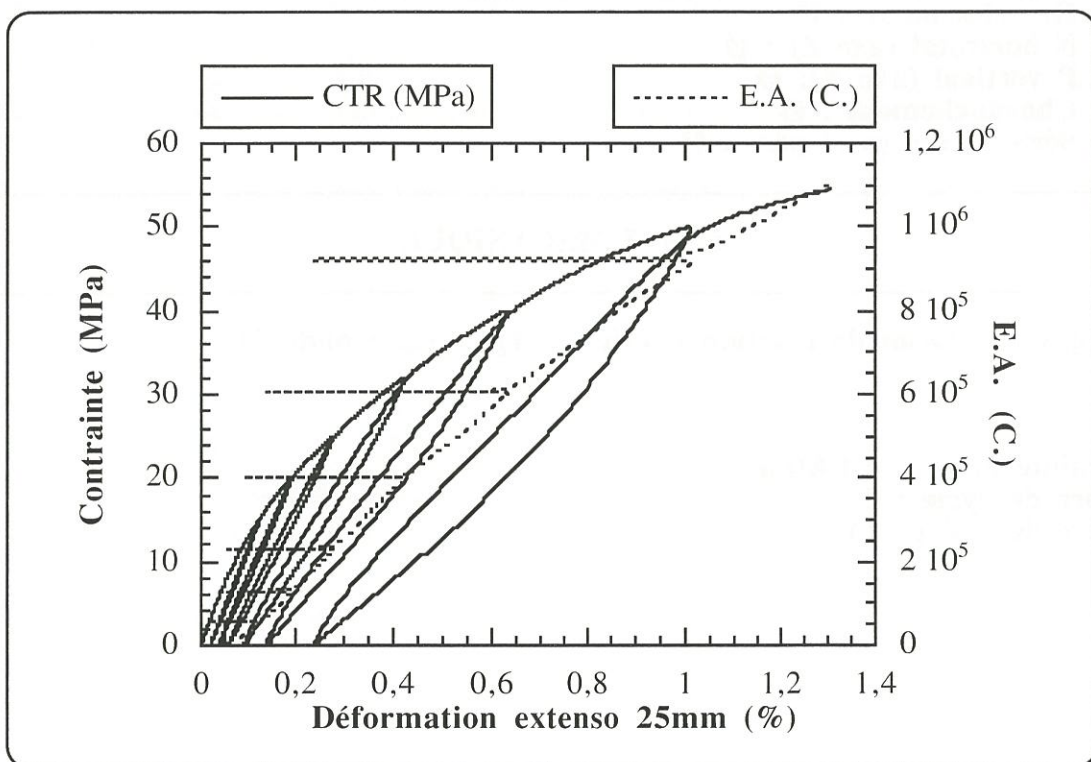


Figure 2 : Courbe de comportement obtenue par mesure extensométrique et émission acoustique

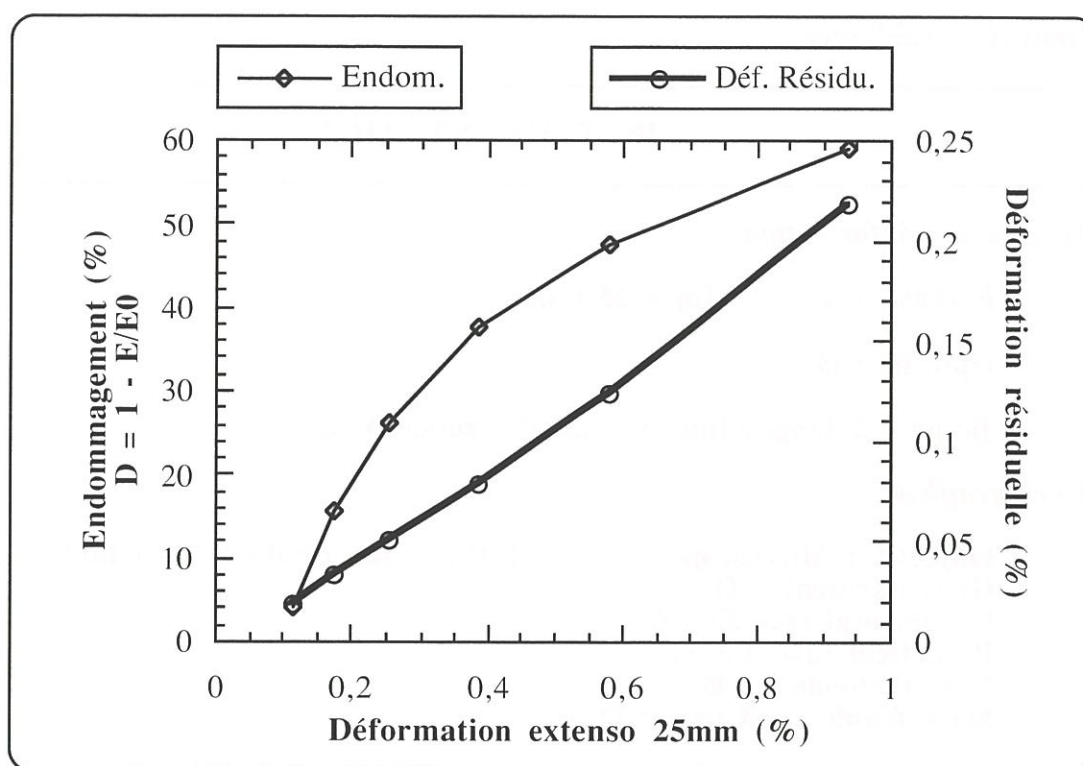


Figure 3 : Evolution de l'endommagement et de la déformation résiduelle en fonction de la déformation globale mesurée par extensométrie

FICHE D'ESSAI

ÉPROUVETTE

Nom : TYZ-A-2

Type : Traction sens Y - plan YZ - fût : 30x25x10 mm

Matériau : MATERIAU A - Cylindre (200-300)

Densité : 1,54 g/cc

INSTRUMENTATION

Mesure de déformation

Extensio : 1 $L_0 = 25$ mm

Optique : Ø

Jauge : 2 longitudinales sens Y - zones planes

Cartographie

Objectif : Microscope

Taille d'une photo : $\approx 0,7$ mm

Grossissement : Ø

N horizontal (axe Z) : 6

P vertical (axe Y) : 11

Chevauchement : Ø

Série focale (n et pas) : Ø

ESSAI MECANIQUE

Description : Essai de traction cyclée sur éprouvette ondulée - Observation microscope sur face polie.

Contrainte max : 43,4 MPa

Nombre de cycle : 6

Nombre de palier : 5

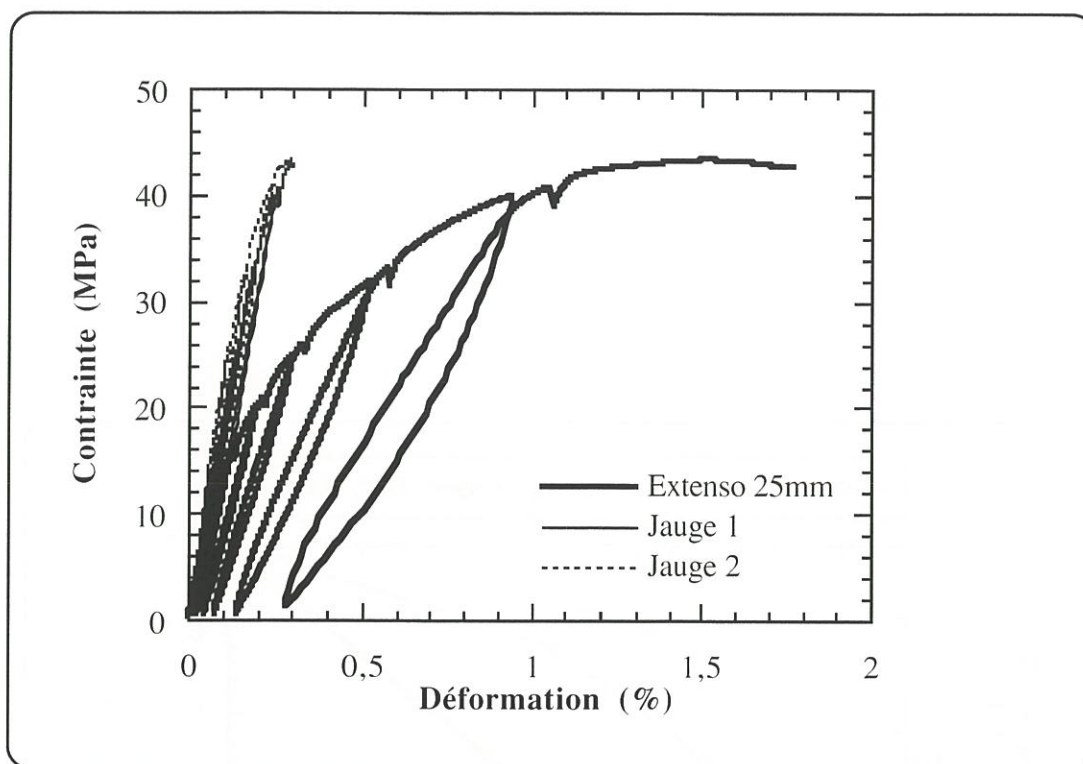


Figure 1 : Courbes de comportement obtenues par mesure extensométrique sur deux période d'ondulation et par deux jauges longitudinales placées dans des zones non-ondulées

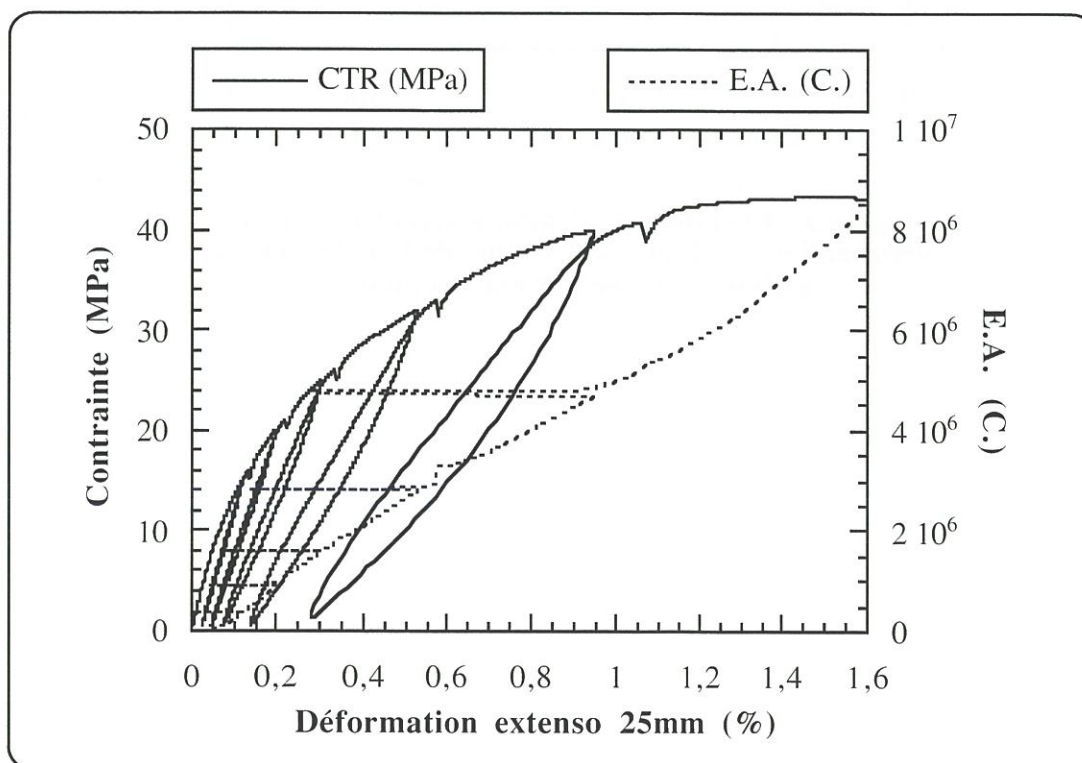


Figure 2 : Courbe de comportement obtenue par mesure extensométrique et émission acoustique

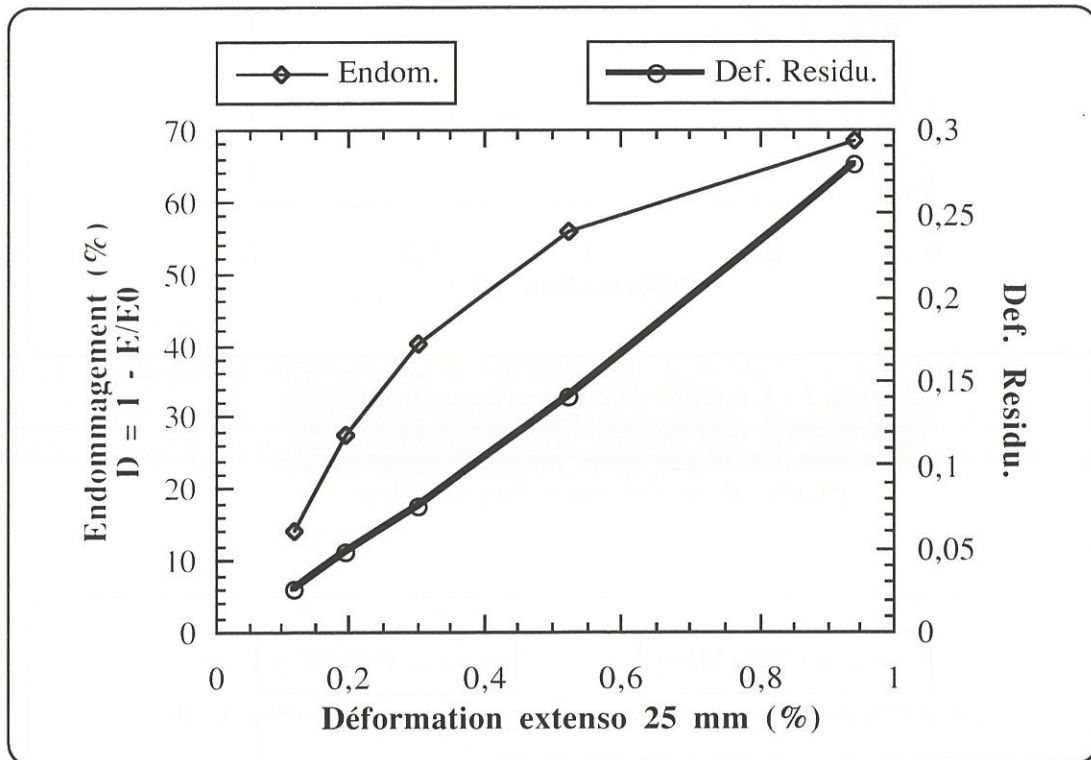


Figure 3 : Evolution de l'endommagement et de la déformation résiduelle en fonction de la déformation globale mesurée par extensométrie

FICHE D'ESSAI

EPROUVETTE

Nom : TYZ-A-3

Type : Traction sens Y - plan YZ - fût : 30x25x10 mm

Matériau : MATERIAU A - Cylindre (200-300)

Densité : 1,53 g/cc

INSTRUMENTATION

Mesure de déformation

Extensio : 1 $L_0 = 25$ mm

Optique : OUI (4x2 photos)

Jauge : Ø

Cartographie

Objectif : Macro Taille d'une photo : $\approx 8,1$ mm

Grossissement : 1 pixel $\approx 7,9$ μm

N horizontal (axe Z) : 4

P vertical (axe Y): 2

Chevauchement : 300 pixels

Série focale (n et pas) : 10 x 30 μm

ESSAI MECANIQUE

Description : Essai de traction cyclée sur éprouvette ondulée - Cartographie
4x2 photos étendue sur toute la largeur de l'éprouvette.
Nombreux paliers de saisie photos

Contrainte max : 54 MPa

Nombre de cycle : 9

Nombre de palier : 45

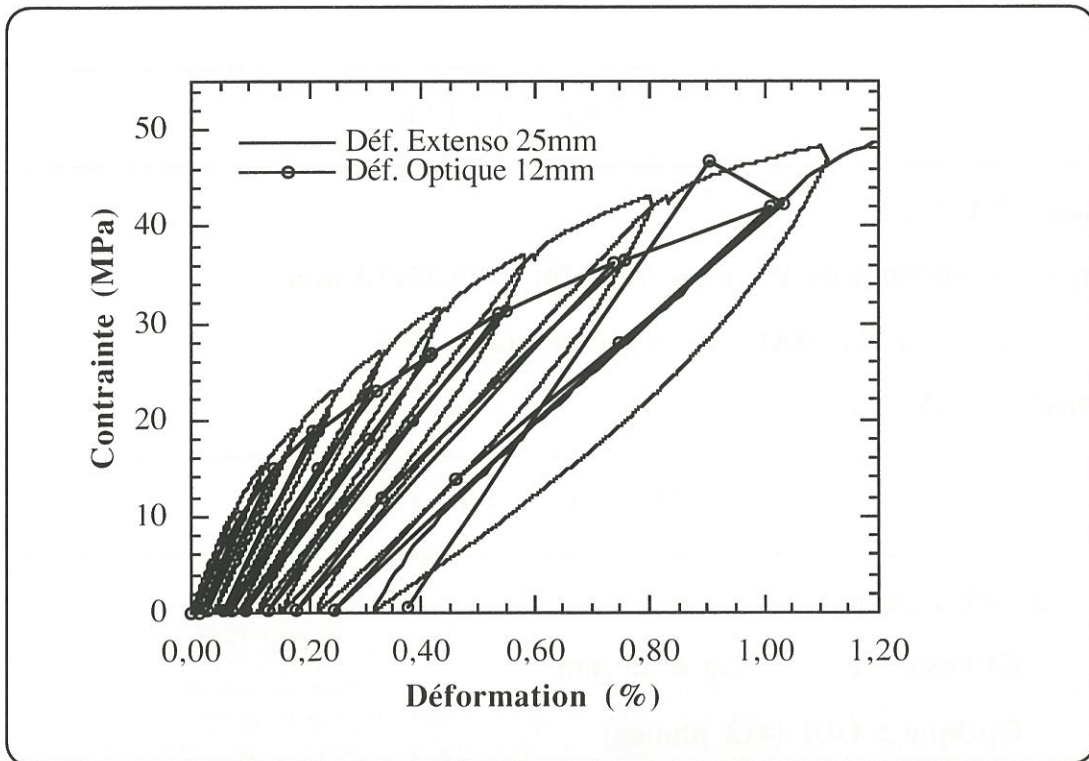


Figure 1 : Courbes de comportement obtenues par mesure extensométrique et par mesures optiques à partir d'une cartographie de 4x2 photos

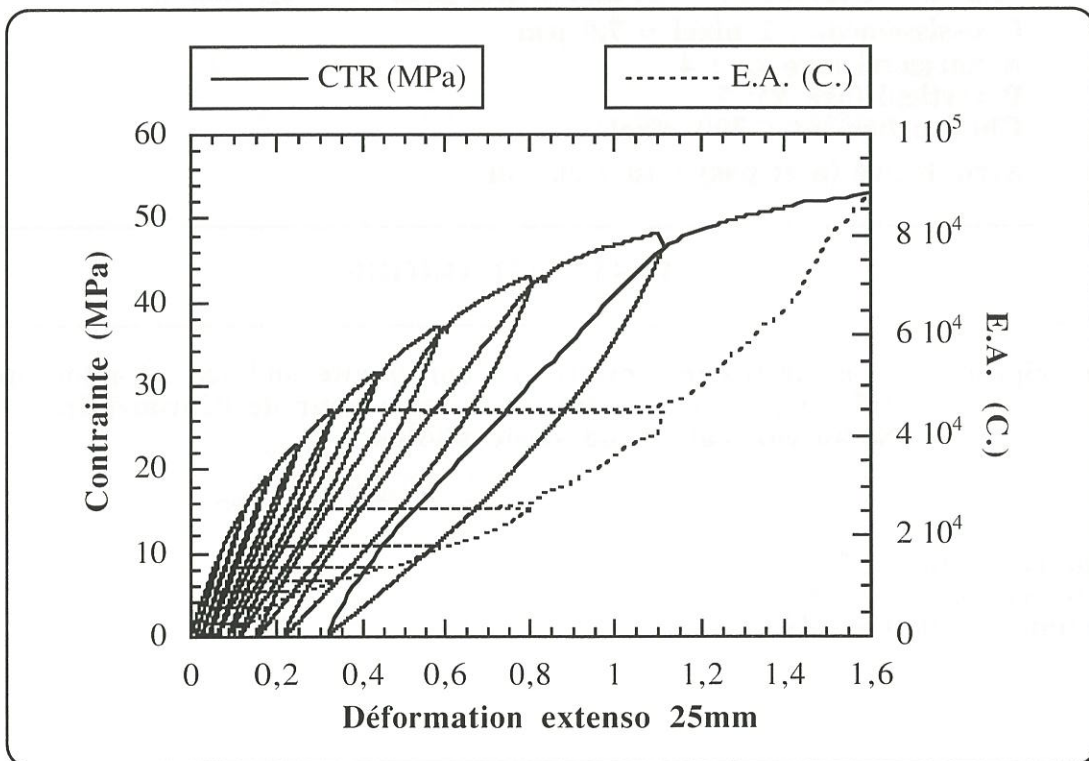


Figure 2 : Courbes de comportement obtenue par mesure extensométrique et émission acoustique

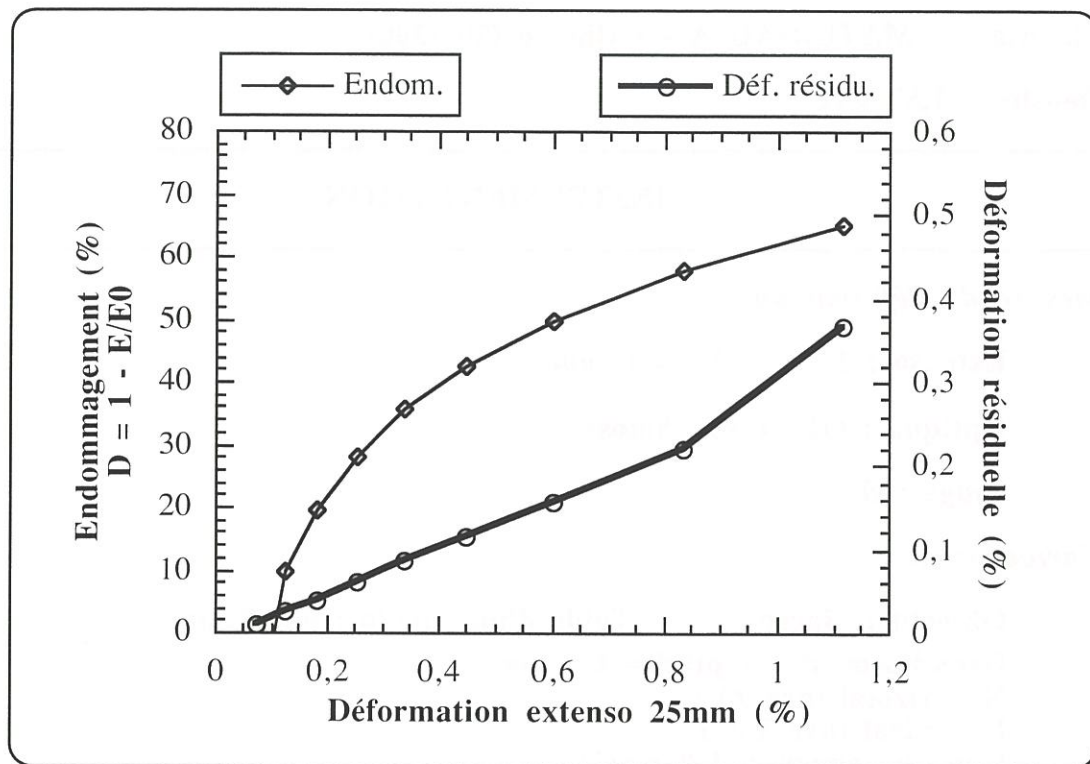


Figure 3 : Evolution de l'endommagement et de la déformation résiduelle en fonction de la déformation globale mesurée par extensométrie

FICHE D'ESSAI

EPROUVETTE

Nom : TYZ-A-4

Type : Traction sens Y - plan YZ - fût : 30x25x10 mm

Matériau : MATERIAU A - Cylindre (200-300)

Densité : 1,53 g/cc

INSTRUMENTATION

Mesure de déformation

Extenso : 1 $L_0 = 10$ mm

Optique : OUI (5x1 photos)

Jauge : Ø

Cartographie

Objectif : Macro Taille d'une photo : $\approx 6,8$ mm

Grossissement : 1 pixel $\approx 6,6$ μ m

N horizontal (axe Z) : 5

P vertical (axe Y) : 1

Chevauchement : 330 pixels

Série focale (n et pas) : 10 x 40 μ m

ESSAI MECANIQUE

Description : Essai de traction cyclée sur éprouvette partiellement ondulée
Cartographie 5x1 photos étendue sur toute la largeur de l'éprouvette dans une zone ne présentant pas d'ondulation.
Nombreux paliers de saisie photos

Contrainte max : 45,3 MPa

Nombre de cycle : 7

Nombre de palier : 32

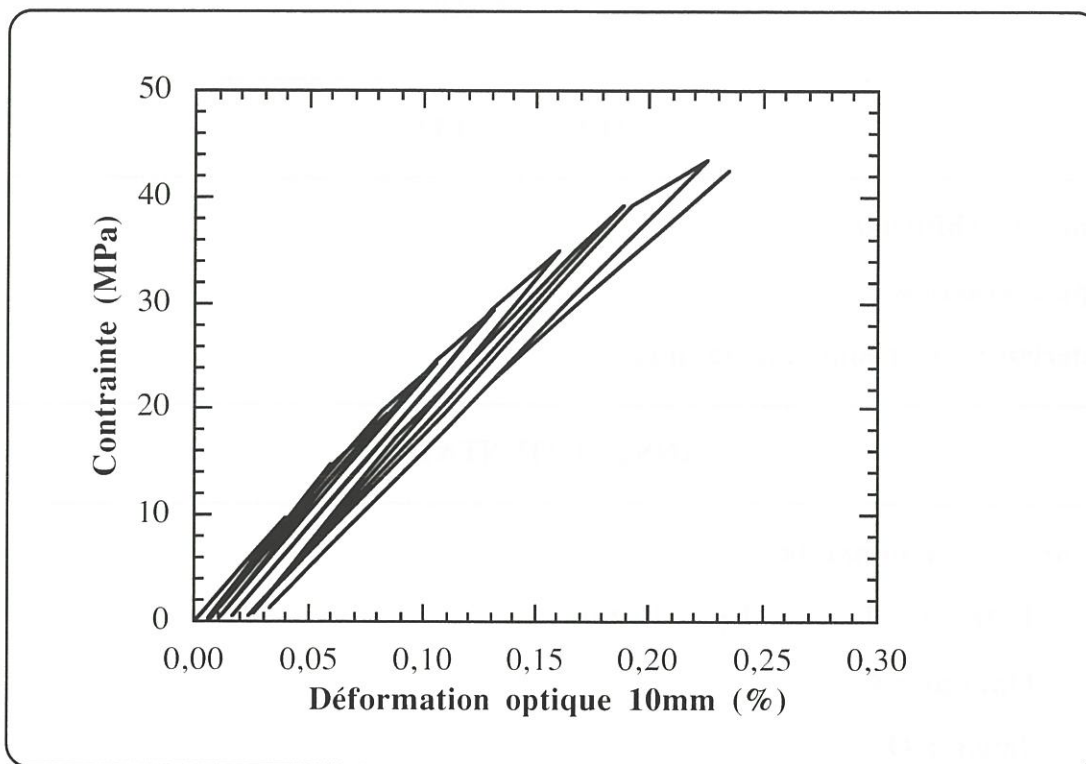


Figure 1 : Courbe de comportement obtenue par mesures optiques à partir d'une cartographie de 5x1 photos

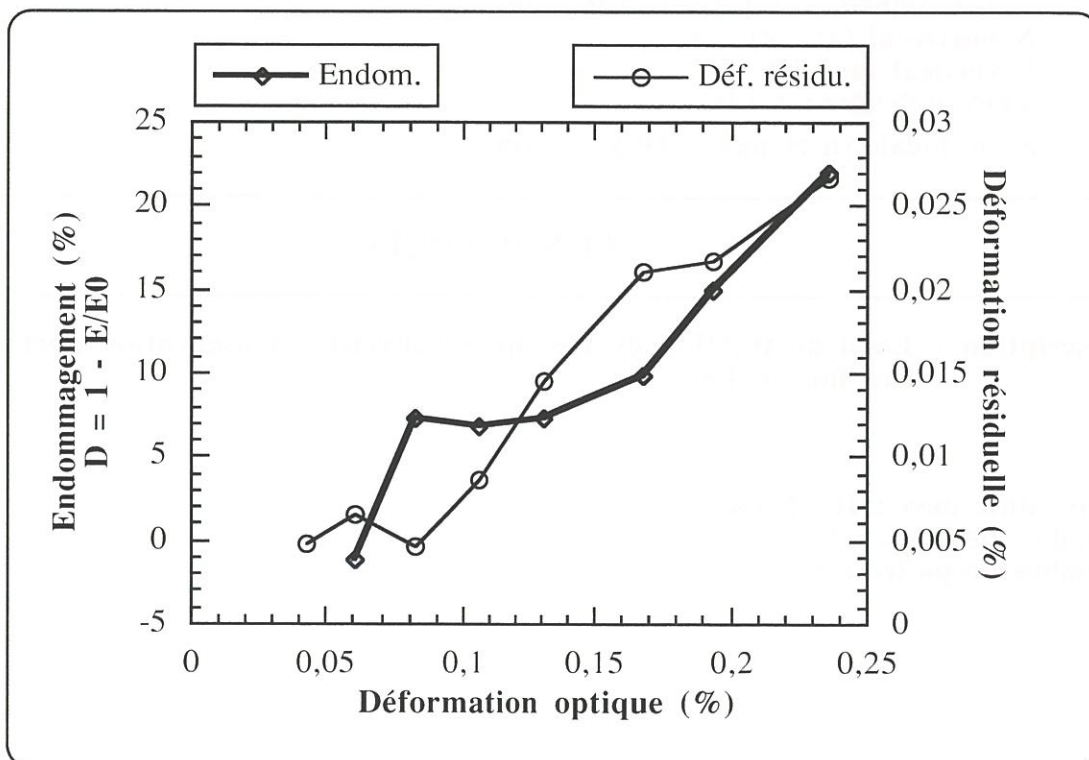


Figure 2 : Evolution de l'endommagement et de la déformation résiduelle en fonction de la déformation moyenne de la zone étudiée

FICHE D'ESSAI

EPROUVETTE

Nom : CarbPhenol

Type : Traction

Matériau : Carbone Phénolique

INSTRUMENTATION

Mesure de déformation

Extenso : 1 $L_0 = 10 \text{ mm}$

Optique : Ø

Jauge : Ø

Cartographie

Objectif : Microscope Taille d'une photo : $\approx 1,6 \text{ mm}$

Grossissement : 1 pixel $\approx 1,63 \mu\text{m}$

N horizontal (axe Z) : 4

P vertical (axe Y) : 8

Chevauchement : 146

Série focale (n et pas) : 10 x 12 μm

ESSAI MECANIQUE

Description : Essai de traction cyclée sur éprouvette - Observation microscope sur face polie.

Contrainte max : 167 MPa

Nombre de cycle : 9

Nombre de palier : 5

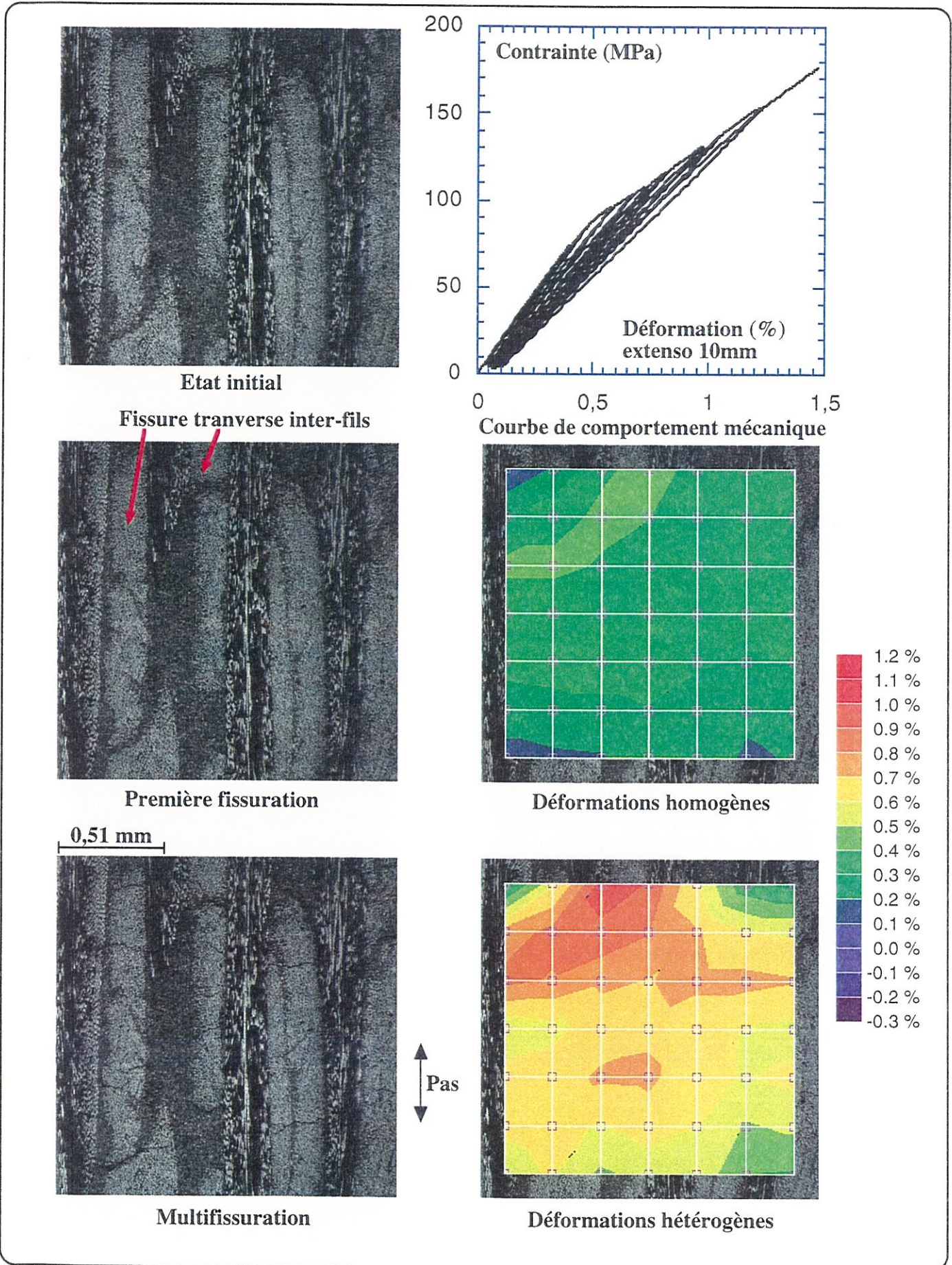


Figure 1 : Représentation de l'état de fissuration d'un composite Carbone/Phénolique pour divers états de contraintes. Calcul des champs de déformation associés

RÉSUMÉ

La connaissance des mécanismes de dégradation, à l'échelle de la microstructure du matériau, qui gouvernent le comportement mécanique macroscopique permet d'orienter et de simplifier les modèles de comportement. Il faut pour cela établir une corrélation entre la courbe de comportement, la microstructure, les modes de fissuration et le champ de déformation local.

Des essais mécaniques de traction ont été effectués avec un suivi optique in situ sur un composite C/C à renfort multidirectionnel 3D. Le dispositif optique analyse la surface de l'éprouvette. Puis, par comparaison avec la cartographie réalisée à l'état initial, un algorithme utilisant le principe de corrélation d'image dresse les champs de déformation locaux à chaque palier de chargement. Cette technique permet de révéler l'hétérogénéité des champs de déformation, de déterminer les critères locaux de rupture de la matrice.

Une application à l'étude de l'influence d'une ondulation de pli sur le comportement mécanique d'un composite stratifié a permis la mise au point d'une procédure d'identification de modèle de comportement d'interface. La ruine de l'interface est supposée être dans ce cas le principal mécanisme d'endommagement du matériau.

ABSTRACT

The determination of the damage mechanisms in the microstructure that control the composite mechanical behavior, is helpful to develop the sound models of the mechanical behavior. For this purpose, it is necessary to correlate the mechanical behaviour with features of the microstructure, the damage modes and the strain field.

Tensile tests were conducted on a 3D C/C composite. An optical acquisition system was set up on the tensile frame in order to investigate the surface of the test specimen under loaded. Then, an algorithm using image correlation determines the strain field. This method allows description of the heterogeneity of strain field, determination of the failure properties of constituents.

This method is applied to study the influence of ply waviness on the mechanical behavior of a laminated composite. We can identify the material parameters involved in an interface model. The delamination is supposed to be the principal mechanism of damage.

MOTS-CLÉS

CARACTERISATION MECANIQUE - DEFORMATIONS - ENDOMMAGEMENT C/C -
APPROCHE MICRO-MACRO - CORRELATION D'IMAGE

MECHANICAL CHARACTERISATION - STRAIN FIELD - DAMAGE - C/C -
MICROSTRUCTURE/PROPERTIES RELATIONS - IMAGE CORRELATION