

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

École Nationale Polytechnique
Département de Génie Mécanique
Laboratoire de Génie Mécanique et Développement

Université du Québec à Trois-Rivières
Département de Génie Mécanique
Laboratoire de Mécanique et Éco-Matériaux



Université du Québec
à Trois-Rivières

Thèse de Doctorat

En Génie Mécanique

Présentée par :

Abderrahmane DJABALI

**Etude expérimentale du comportement mécanique et
de l'endommagement d'un composite stratifié
carbone/époxy épais**

Soutenue le 07 mars 2019 devant le jury composé de :

M. Arezki SMAILI	Professeur, ENP Alger	Président
M. Saïd RECHAK	Professeur, ENP Alger	Directeur
M. Lotfi TOUBAL	Professeur, UQTR Québec	Co-directeur
M. Yacine BELKACEMI	Maître de conférence, ENP Alger	Examineur
M. Krimo AZOUAOUI	Professeur, USTHB Alger	Examineur
M. Rachid TIBERKAK	Maître de conférence, USDB Blida	Examineur
M. Mohamed BOUAZIZ	Professeur, ENP Alger	Examineur

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

École Nationale Polytechnique
Département de Génie Mécanique
Laboratoire de Génie Mécanique et Développement

Université du Québec à Trois-Rivières
Département de Génie Mécanique
Laboratoire de Mécanique et Éco-Matériaux



Université du Québec
à Trois-Rivières

Thèse de Doctorat

En Génie Mécanique

Présentée par :

Abderrahmane DJABALI

**Etude expérimentale du comportement mécanique et
de l'endommagement d'un composite stratifié
carbone/époxy épais**

Soutenue le 07 mars 2019 devant le jury composé de :

M. Arezki SMAILI	Professeur, ENP Alger	Président
M. Saïd RECHAK	Professeur, ENP Alger	Directeur
M. Lotfi TOUBAL	Professeur, UQTR Québec	Co-directeur
M. Yacine BELKACEMI	Maître de conférence, ENP Alger	Examineur
M. Krimo AZOUAOUI	Professeur, USTHB Alger	Examineur
M. Rachid TIBERKAK	Maître de conférence, USDB Blida	Examineur
M. Mohamed BOUAZIZ	Professeur, ENP Alger	Examineur

ملخص

في السنوات الأخيرة، تجاوزت نسبة المواد المركبة المستخدمة في هياكل الطائرات 50٪. وهي في تزايد مستمر مع مرور الوقت. في الواقع، لم يعد استبدال المواد المعدنية بالمواد المركبة في هذا الميدان محصوراً بالهياكل الثانوية، بل امتد ليشمل بعض الهياكل الأساسية، مثل جسم وأجنحة الطائرة إيرباص A350 و Boeing 787. يعتبر هذا التقدم خطوة كبيرة لبلوغ هدف بناء طائرة بأكملها من الألياف والراتنجات. ولكن، خلال هذه المرحلة الانتقالية، زاد سمك الشرائح المركبة المستخدمة في هذا المجال بشكل كبير مما أثار العديد من التساؤلات حول السلوك الميكانيكي وتلف هذه المواد التي لم يرد ذكرها إلا نادراً في المنشورات العلمية. في الواقع، حقق القطاع الصناعي تقدماً كبيراً في هذا الاتجاه، إلا أن معظم الدراسات الغير أكاديمية لا يتم نشرها. وفي هذا السياق، تتناول هذه الأطروحة تحديد وفهم السلوك الميكانيكي وآليات تلف المواد المركبة السميكة المستخدمة في صناعة الطائرات تحت التحميل الثابت والديناميكي، بالإضافة إلى التحديد السريع لحد التحمل الخاص بها عن طريق استخدام التصوير الحراري بالأشعة تحت الحمراء. واحدة من بين ميزات هذه الدراسة تكمن في استخدام خمس تقنيات تحديد وتقييم لا إتلافية، من أجل التحديد الدقيق للسلوك الميكانيكي لهذه المواد التي لم تحض بعدد كبير من الدراسات، وتقديم وصف كامل ودقيق لمختلف الآليات التي تشارك في إتلافها، بالإضافة إلى تقييم إمكانيات وحدود كل من هذه التقنيات. خلال هذه الدراسة تم إجراء التحديد الأولي للخصائص المرنة للمادة المدروسة باستخدام تقنية الإثارة النبضية. كما تم قياس ومراقبة تطور حقل الحرارة والتشوه على سطح المادة المركبة على التوالي بواسطة التصوير الحراري بالأشعة تحت الحمراء وارتباط الصور الرقمية. في حين تم كشف وتعريف وتحديد موقع مختلف آليات تلف المادة ومتابعة تطوراتها باستخدام تقنية الانبعاثات الصوتية والتصوير المقطعي بالأشعة السينية.

الكلمات المفتاحية: مواد مركبة سميكة، سلوك ميكانيكي، تلف، اجهاد، حد التحمل، اثاره نبضية، ارتباط الصور الرقمية، تصوير حراري بالأشعة تحت الحمراء، انبعاثات صوتية، تصوير مقطعي بالأشعة السينية.

Abstract

In recent years, the proportion of composite materials used in aircraft structures has exceeded 50% and continues to grow over time. The substitution of metal materials by composites in aeronautics is no longer reserved for secondary structures, but it was extended to some primary structures, such as the fuselage and wings of the Airbus A350 and Boeing 787. This progress is considered as a major step towards the aim of building a whole aircraft structure from composite materials. However, during this development, the thickness of the composite laminates used in this area has greatly increased and led to several questions about the mechanical and damage behavior of these materials which are little studied in the literature. The industrial research has already made great strides in this sense, nevertheless, the state of the non-academic art is inaccessible. In this context, this thesis deals with the characterization and understanding of the mechanical behavior and damage mechanisms of thick aeronautical composite under static and fatigue loading, as well as the rapid determination of its endurance limit using infrared thermography. One of the originalities of this study lies in the use of five non-destructive characterization and evaluation techniques, in order to better characterize the mechanical behavior of these materials, which are little studied in the literature, and provide a complete and accurate description of the different mechanisms involved during their damage process, as well as to evaluate the potentialities and the limits of each of these techniques. The preliminary characterization of the elastic properties of composite was carried out using the impulse excitation technique. The measurement and monitoring of the evolution of temperature and deformation fields on the material surface were performed using infrared thermography and digital image correlation respectively. The detection, identification, localization and evolution monitoring of different damage mechanisms of material were carried out using acoustic emission and X-ray tomography.

Keywords: Thick composite, Mechanical behavior, Damage, Fatigue, Endurance limit, Impulse excitation technique, Digital image correlation, Infrared thermography, Acoustic emission, X-ray tomography.

Résumé

Au cours de ces dernières années, la proportion des matériaux composites utilisés dans la structure des avions a dépassé les 50% et ne cesse de croître au fil du temps. En effet, le remplacement des matériaux métalliques par les composites dans ce domaine n'est plus réservé aux structures secondaires, mais il a été étendu à certaines structures primaires, tels que le fuselage et les ailes de l'Airbus A350 et le Boeing 787. Ce progrès est considéré comme un grand pas vers l'objectif de construire un avion entier à base de fibres et de résines. Cependant, lors de ce passage, l'épaisseur des stratifiés composites utilisés dans ce domaine a énormément augmenté et soulevé plusieurs questions sur le comportement mécanique et l'endommagement de ces matériaux qui sont peu étudiés dans la littérature. L'industrie a déjà fait de grands progrès dans ce sens, néanmoins l'état de l'art non académique est inaccessible. Dans ce contexte, ce travail de thèse porte sur la caractérisation et la compréhension du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement d'un composite aéronautique épais sous chargement statique et de fatigue, ainsi que la détermination rapide de sa limite d'endurance à l'aide d'une analyse des données thermographiques. L'une des originalités de cette étude réside dans l'utilisation de cinq techniques de caractérisation et d'évaluation non destructives, afin de mieux caractériser le comportement mécanique de ces matériaux, qui sont peu étudiés dans la littérature, et de fournir une description assez complète et précise de différents mécanismes intervenant durant leur processus d'endommagement, ainsi que d'évaluer les potentialités et les limites de chacune de ces techniques. La caractérisation préliminaire des propriétés élastiques du matériau a été effectuée à l'aide de la technique d'excitation impulsionnelle. La mesure et le suivi de l'évolution des champs de température et de déformation à la surface du composite ont été réalisés respectivement par la thermographie infrarouge et la corrélation d'images numériques. La détection, l'identification, la localisation et le suivi de l'évolution des différents mécanismes d'endommagement du matériau ont été effectués à l'aide de l'émission acoustique et de la tomographie à rayons X.

Mots clés : Composites épais, Comportement mécanique, Endommagement, Fatigue, Limite d'endurance, Excitation impulsionnelle, Corrélation d'images numériques, Thermographie infrarouge, Emission acoustique, Tomographie à rayons X.

Remerciement

Je tiens tout d'abord à exprimer mes sincères remerciements à mon directeur de thèse, M. Saïd RECHAK, Professeur à l'École Nationale Polytechnique d'Alger, et mon co-directeur, M. Lotfi TOUBAL, Professeur à l'Université du Québec à Trois-Rivières pour m'avoir soutenu et pour la confiance qu'ils m'ont accordée, leurs disponibilités et leurs conseils avisés, leurs remarques pertinentes qui m'ont guidée tout au long de cette recherche malgré leur emploi du temps bien chargé. Je remercie également M. Redouane ZITOUNE, Professeur à l'Université Toulouse-III-Paul-Sabatier pour son aide et ses conseils enrichissants.

Je voudrais témoigner ma gratitude à M. Arezki SMAILI, Professeur à l'ENP pour avoir présidé mon jury de thèse, ainsi que M. Yacine BELKACEMI Maître de conférences à l'ENP, Krimo AZOUAOUI Professeur à l'USTHB, Rachid TIBERKAK Maître de conférences à l'USDB, et Mohamed BOUAZIZ Professeur à l'ENP, qui ont fait l'honneur d'examiner et de participer au jury de cette thèse. J'en profite également pour exprimer toute ma reconnaissance aux membres du laboratoire de Mécanique et Éco-Matériaux de l'UQTR, et le laboratoire de Génie Mécanique et Développement de l'ENP.

Un très grand merci à tous ceux qui m'ont aidé de près ou de loin et qui ont contribué à la réussite de ce travail, et en particulier mes parents, mes frères et sœurs, mes oncles et tantes.

Mes remerciements vont enfin aux amis qui ne me laisseront que de bons souvenirs de cette période. Sans qu'il n'y ait un quelconque ordre d'importance ou chronologique, je remercie A. KERMICHE, M. GHEBBACHE, Z. BAKA, A. MAHROUK, M.A. MAHDI et encore beaucoup d'autres...

Ce travail a beaucoup enrichi ma carrière tant des points de vue scientifique, pédagogique, qu'humain. Que tous ceux et celles qui ont participé d'une façon ou d'une autre à son accomplissement trouvent ici l'expression de ma profonde gratitude.

Table des matières

Liste des figures

Liste des tableaux

Nomenclature

Introduction générale..... 14

Chapitre 1 : Comportement mécanique et endommagement des composites stratifiés .. 20

1.1. Introduction 20

1.2. Matériaux composites..... 21

1.2.1. Constituants d'un matériau composite 21

1.2.1.1. Matrice..... 21

1.2.1.2. Renforts 22

1.2.1.3. Charges et additifs 23

1.2.2. Structure générale d'un composite..... 23

1.2.3. Procédés de mise en œuvre des composites..... 24

1.2.4. Échelles représentatives des composites stratifiés UD 25

1.3. Comportement mécanique des constituants d'un pli UD carbone/époxy 26

1.3.1. Comportement des fibres de carbone..... 26

1.3.1.1. Fibres de carbone T700GC..... 28

1.3.2. Comportement des résines époxydes 28

1.3.2.1. Résine M21..... 29

1.3.3. L'interface et l'interphase 30

1.3.3.1. Rôle et caractérisation de l'interphase..... 31

1.4. Comportement élastique du pli élémentaire d'un stratifié 32

1.4.1. Comportement élastique d'un pli UD 33

1.4.2. Propriétés et comportement mécanique du pli UD M21/T700GC 34

1.5. Théories des stratifiés 36

1.6. Endommagement des composites stratifiés..... 36

1.6.1. Classement des mécanismes d'endommagement en fonction de l'échelle à laquelle ils se développent 37

1.6.2. Classement des mécanismes d'endommagement en fonction de leur apparition dans l'historique du chargement	39
1.7. Caractérisation et évaluation non destructive des matériaux composites.....	39
1.8. Matériaux composites épais : définition et état de l'art	40
1.8.1. Définition	40
1.8.2. Fabrication des composites épais à matrice thermodurcissable.....	42
1.8.3. Usinage des composites épais	43
1.8.4. Comportement quasi statique et endommagement des composites épais.....	43
1.8.5. Comportement à l'impact des composites épais.....	46
1.8.6. Comportement et endommagement des composites épais en fatigue.....	46
1.8.7. Évaluation non destructive des matériaux composites épais	49
1.9. Bibliographie	50
Chapitre 2 : Caractérisation quasi-statique et endommagement	55
2.1. Introduction	55
2.2. Émission acoustique	55
2.2.1. Généralités	55
2.2.2. Nature des signaux d'EA	56
2.2.3. Chaîne de mesure d'émission acoustique.....	56
2.2.4. Etude de l'endommagement des composites par émission acoustique.....	58
2.2.5. Identification des mécanismes sources d'EA dans les matériaux composites.....	59
2.2.5.1. Analyse mono-paramétrique temporelle	59
2.2.5.2. Analyse fréquentielle.....	60
2.2.5.3. Analyse statistique multiparamétrique temporelle et/ou fréquentielle.....	61
2.3. Corrélation d'images numériques.....	62
2.3.1. Généralités	62
2.3.2. Principe	62
2.3.3. Application de la corrélation d'images numériques en mécanique des matériaux .	64
2.4. Thermographie infrarouge.....	65
2.4.1. Généralités	65
2.4.2. Principe de mesure et appareillage	66
2.4.3. Application à la détection et au suivi de l'endommagement des matériaux	66

2.4.3.1. Thermographie active.....	66
2.4.3.2. Thermographie passive.....	68
2.5. Présentation du matériau de l'étude.....	70
2.6. Caractérisation non destructive	70
2.7. Dispositif expérimental et procédures	72
2.7.1. Essais de flexion trois points.....	72
2.7.2. Instrumentation	73
2.7.2.1. Corrélacion d'images numériques	73
2.7.2.2. Thermographie infrarouge.....	73
2.7.2.3. Emission acoustique	74
2.8. Résultats et discussions	74
2.8.1. Comportement mécanique et endommagement.....	74
2.8.2. Évolution du champ de déplacements et de déformations.....	76
2.8.3. Détection et identification des endommagements	78
2.9. Conclusion.....	83
2.10. Bibliographie	84
Chapitre 3 : Comportement en fatigue et détermination de la limite d'endurance.....	90
3.1. Introduction	90
3.2. Dispositif expérimental et procédures	91
3.3. Résultats et discussions	92
3.3.1. Comportement mécanique et endommagement.....	92
3.3.2. Détection et suivi de l'endommagement par EA.....	93
3.3.3. Identification des mécanismes d'endommagement par EA	94
3.3.4. Évolution des déformations à travers l'épaisseur du stratifié.....	96
3.3.5. Thermographie infrarouge	98
3.3.5.1. Détection et suivi de l'endommagement par TI.....	98
3.3.5.2. Détermination rapide de la limite d'endurance par TI	100
3.4. Conclusions	102
3.5. Bibliographie	104
Chapitre 4 : Caractérisation de l'endommagement par tomographie à rayons X.....	106
4.1. Introduction	106

4.2. Radiographie et tomographie aux rayons X	107
4.2.1. Généralités	107
4.2.2. Rayons X.....	108
4.2.3. Production des rayons X	109
4.2.4. Imagerie par rayons X.....	109
4.2.5. Contrôle non destructif par rayons X.....	110
4.3. Influence de l'orientation des plis sur le mode d'endommagement du stratifié	112
4.3.1. Dispositif expérimental et procédures.....	112
4.3.2. Résultats et discussions.....	112
4.4. Influence du type de chargement sur le mode d'endommagement du stratifié.....	116
4.5. Evolution de l'endommagement du stratifié en fatigue.....	117
4.5.1. Dispositif expérimental et procédures.....	117
4.5.2. Résultats et discussions.....	118
4.5.2.1. Analyse de l'endommagement du stratifié après deux paliers de chargement	118
4.5.2.2. Analyse de l'endommagement du stratifié après quatre paliers de chargement	120
4.5.2.3. Analyse de l'endommagement du stratifié après la rupture en fatigue par paliers	121
4.6. Conclusion	123
4.7. Bibliographie	125
Conclusions & perspectives	126

Liste des figures

<i>Fig. 1. Évolution du nombre de passagers aériens au monde (de 2009 à 2015).....</i>	<i>14</i>
<i>Fig. 2. Évolution de la proportion des matériaux composites utilisés dans la structure des avions</i>	<i>15</i>
<i>Fig. 1.1. Principe du procédé de moulage au sac en autoclave de préimprégné.....</i>	<i>24</i>
<i>Fig. 1.2. Principe du procédé RTM.....</i>	<i>25</i>
<i>Fig. 1.3. Échelles représentatives d'un composite stratifié, (a) échelle microscopique, (b) échelle mésoscopique et (c) macroscopique.....</i>	<i>25</i>
<i>Fig. 1.4. Courbes contrainte-déformation en traction d'une fibre de carbone ex-brai à ultra haut module (K13D), ex-PAN à ultra haute résistance (T1000GB) et ex-brai à haute ductilité (XN-05) [1].....</i>	<i>27</i>
<i>Fig. 1.5. Courbe de traction d'une fibre de carbone unitaire T600S [2].....</i>	<i>28</i>
<i>Fig. 1.6. Courbes contrainte-déformation d'une résine époxy à différentes vitesses de déformation [7]</i>	<i>29</i>
<i>Fig. 1.7. Coupe micrographique d'un stratifié de plis unidirectionnels de M21/T700GC montrant la présence des nodules thermoplastiques dans la matrice thermodurcissable [8].....</i>	<i>30</i>
<i>Fig. 1.8. Principaux essais micromécaniques de caractérisation de l'interface renfort/matrice</i>	<i>31</i>
<i>Fig. 1.9. Schéma des différentes étapes d'un essai d'extraction d'une fibre enchâssée dans une matrice et la courbe charge-déplacement typique de l'essai [10]</i>	<i>32</i>
<i>Fig. 1.10. Élément de volume représentatif de la microstructure d'un composite unidirectionnel.....</i>	<i>33</i>
<i>Fig. 1.11. Courbes contrainte-déformation des essais de traction quasi-statique sur des stratifiés UD M21/T700GC, (a) direction des fibres [0°]8, (b) direction transversale [90°]8 et (c) cisaillement [(±45°)2]s [12].....</i>	<i>35</i>
<i>Fig. 1.12. Différents mécanismes d'endommagement d'un composite stratifié à fibres longues.....</i>	<i>37</i>
<i>Fig. 1.13. (a) Décohésion fibre/matrice, (b) coalescence des décohésions en une fissure [24]</i>	<i>38</i>
<i>Fig. 1.14. (a) Micro délaminage initié en tête de fissure dans un stratifié [0/90], (b) Rupture de fibres (b) [25].....</i>	<i>38</i>
<i>Fig. 1.15. Réseau de fissures transverses [26].....</i>	<i>38</i>
<i>Fig. 1.16. Taux de divergence entre les flèches maximales obtenues par les trois méthodes (TCS-TPT-EF) en fonction de l'épaisseur des éprouvettes.....</i>	<i>41</i>
<i>Fig. 1.17. Flèche maximale calculée par les deux méthodes (TCS-TPT) et taux de divergence entre les flèches en fonction de l'épaisseur des éprouvettes.....</i>	<i>42</i>
<i>Fig. 1.18. Taux de divergence entre les flèches maximales calculée par les deux méthodes (TCS-TPT) en fonction du rapport longueur sur épaisseur (L/e)</i>	<i>42</i>
<i>Fig. 1.19. Courbes contrainte-déformation des stratifiés carbone/époxy de 2 (courbe A), 4 (courbe B) et 8 mm (courbe C) d'épaisseur [50]</i>	<i>45</i>
<i>Fig. 1.20. Résistance résiduelle (a) à la traction et (b) à la compression des éprouvettes découpées des stratifiés impactés en fonction de l'épaisseur du stratifié [33]</i>	<i>46</i>

<i>Fig. 1.21. Evolution du nombre de cycles à la rupture des éprouvettes de 30mm d'épaisseur en fonction de la contrainte maximale appliquée et de la fréquence de sollicitation [64].....</i>	<i>47</i>
<i>Fig. 1.22. Courbes S-N des stratifiés carbone/époxy, a) stratifiés sains, b) stratifiés pré-endommagés par un impact de faible énergie [63].....</i>	<i>48</i>
<i>Fig. 1.23. Influence de l'épaisseur de la couche à 90° sur la densité de fissures des stratifiés carbone/époxy sollicités en traction cyclique [67]</i>	<i>49</i>
<i>Fig. 2.1. Synoptique d'un système d'émission acoustique</i>	<i>57</i>
<i>Fig. 2.2. Principaux paramètres mesurés sur une salve d'émission acoustique.....</i>	<i>58</i>
<i>Fig. 2.3. Effets Kaiser et Felicity.....</i>	<i>58</i>
<i>Fig. 2.4. Principe de la corrélation d'images numériques</i>	<i>63</i>
<i>Fig. 2.5. Illustration de la taille des zones d'intérêt et de la région d'intérêt.....</i>	<i>64</i>
<i>Fig. 2.6. Spectre électromagnétique.....</i>	<i>65</i>
<i>Fig. 2.7. Rayonnement électromagnétique d'un corps noir en fonction de sa température et de la longueur d'onde.....</i>	<i>65</i>
<i>Fig. 2.8. Applications de la thermographie infrarouge active pour la détection de défauts présents au sein d'une plaque stratifiée carbone/époxy, (a) Distribution des défauts artificiels dans la plaque (b) Thermogramme de la surface de la plaque [48].....</i>	<i>67</i>
<i>Fig. 2.9. Applications de la thermographie infrarouge active pour la détection de défauts présents au sein des plaques stratifiées carbone/époxy impactées à 4.4 J, 14.4 J et 24.5 J [48]</i>	<i>67</i>
<i>Fig. 2.10. Variations de la température lors d'un chargement cyclique</i>	<i>68</i>
<i>Fig. 2.11. Évolution de la contrainte et de la température en fonction du temps pour un essai de charge-décharge en traction sur stratification $[(\pm 67,5)2]s$ [56]</i>	<i>69</i>
<i>Fig. 2.12. Évolution de la contrainte et de la température moyenne en fonction de la déformation pour une éprouvette de stratification $[0/90/0/90]s$ soumise à un essai de traction monotone [56].....</i>	<i>69</i>
<i>Fig. 2.13. Dimensions et séquence d'empilement des éprouvettes.....</i>	<i>70</i>
<i>Fig. 2.14. Dispositif expérimental de caractérisation par excitation impulsionnelle</i>	<i>71</i>
<i>Fig. 2.15. Emplacement des nœuds et des anti-nœuds de premier mode de vibration d'une éprouvette : (a) en flexion, (b) en torsion.....</i>	<i>72</i>
<i>Fig. 2.16. Banc d'essai de flexion trois points</i>	<i>72</i>
<i>Fig. 2.17. Dispositif expérimental du système de corrélation d'images numériques.....</i>	<i>73</i>
<i>Fig. 2.18. Caméra infrarouge FLIR A35.....</i>	<i>73</i>
<i>Fig. 2.19. Chaîne d'acquisition des signaux d'émission acoustique.....</i>	<i>74</i>
<i>Fig. 2.20. Courbes contrainte-déformation des essais de flexion trois points</i>	<i>75</i>
<i>Fig. 2.21. Cartographie du champ de déformation à 35% du déplacement à la rupture</i>	<i>75</i>
<i>Fig. 2.22. Courbes contrainte-déformation déduites des déplacements mesurés par corrélation d'images (DIC) et des déplacements de la traverse de la machine</i>	<i>77</i>

<i>Fig. 2.23. Cartographie du champ de déplacement à 50% de la contrainte à la rupture.....</i>	<i>77</i>
<i>Fig. 2.24. Cartographies du champ de déformation : (a) longitudinale ϵ_{xx} à 8,4 mm de déplacement, (b) de cisaillement ϵ_{xy} à 8,7 mm de déplacement</i>	<i>78</i>
<i>Fig. 2.25. Évolution de la déformation longitudinales à travers l'épaisseur du stratifié pour différents niveaux de déplacement.....</i>	<i>78</i>
<i>Fig. 2.26. Corrélation entre la courbe contrainte-déformation et : (a) l'évolution de l'énergie acoustique cumulée, (b) les cartographies du champ de déformation</i>	<i>80</i>
<i>Fig. 2.27. Corrélation entre l'amplitude, le nombre de coups et la durée des évènements d'EA</i>	<i>81</i>
<i>Fig. 2.28. Distribution de l'amplitude des évènements d'EA en fonction du temps d'enregistrement et de la position.....</i>	<i>82</i>
<i>Fig. 2.29. Cartographie du champ de température à la surface d'une éprouvette avant et après la rupture.....</i>	<i>82</i>
<i>Fig. 3.1. Schéma de déplacement imposé pour les essais de fatigue</i>	<i>91</i>
<i>Fig. 3.2. Banc d'essai de fatigue en flexion trois points</i>	<i>92</i>
<i>Fig. 3.3. Évolutions de la résistance résiduelle normalisée en fonction du nombre de cycles</i>	<i>93</i>
<i>Fig. 3.4. Évolution de l'énergie acoustique cumulée et de la résistance résiduelle de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles cumulé pour neuf niveaux de déplacement.....</i>	<i>94</i>
<i>Fig. 3.5. Distribution des évènements acoustiques enregistrés lors d'un essai de fatigue par paliers selon leur nombre de coups, durée et amplitude</i>	<i>95</i>
<i>Fig. 3.6. (a) Distribution de l'amplitude des évènements acoustiques enregistrés durant le cinquième niveau de déplacement (55% δf) en fonction de leur énergie et leur position, (b) Etat de l'éprouvette à la fin de l'essai</i>	<i>96</i>
<i>Fig. 3.7. Évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié pour différents niveaux de déplacement.....</i>	<i>97</i>
<i>Fig. 3.8. Évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié après 104 cycles à 55% δf.....</i>	<i>97</i>
<i>Fig. 3.9. Évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié à 55% δf au cours d'un essai de fatigue et un essai statique</i>	<i>98</i>
<i>Fig. 3.10. Corrélation entre (a) l'évolution de la température moyenne de la surface d'une éprouvette et (b) la dégradation de la résistance résiduelle en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de déplacement.....</i>	<i>99</i>
<i>Fig. 3.11. Températures de stabilisation de trois éprouvettes en fonction du déplacement maximal atteint au cours du chargement, interpolation bilinéaire et détermination de la limite d'endurance.....</i>	<i>100</i>
<i>Fig. 3.12. Évolutions de la résistance résiduelle normalisée en fonction du nombre de cycles</i>	<i>101</i>
<i>Fig. 3.13. Micrographies optiques d'échantillons fatigués : (a) 44.104 cycles à 55% δf, (b) 106 cycles à 45% δf.....</i>	<i>102</i>
<i>Fig. 4.1. Principe de la radiographie aux rayons X.....</i>	<i>107</i>

Fig. 4.2. Principe de la tomographie aux rayons X	108
Fig. 4.3. Représentation d'une onde électromagnétique	108
Fig. 4.4. Production des rayons X (tube à rayons X)	109
Fig. 4.5. Radiographies aux rayons X montrent l'évolution de l'endommagement au voisinage des parois d'un trou dans un assemblage boulonné en graphite/polyamide et graphite/époxy [7].....	110
Fig. 4.6. Radiographies aux rayons X d'un stratifié [0°/90°s T300/914 sollicité en fatigue (60%σ _R , R = 0.1, f = 10 Hz), (a) N = 5 .103 cycles, (b) N = 5 .104 cycles [8]	111
Fig. 4.7. Reconstruction 3D par tomographie X de la zone entaillée d'une éprouvette stratifiée à double entaille (carbone/époxy-M21/T700GC) à 99,9% de sa contrainte de rupture en traction [1].....	111
Fig. 4.8. Évolution de la contrainte normalisée en fonction de la déformation de deux éprouvettes de différentes séquences d'empilement.....	113
Fig. 4.9. Dimensions et orientation des éprouvettes lors de la prise des radiographies	113
Fig. 4.10. Vues en coupe de l'éprouvette S1 selon les plans (YZ) et (XY).....	114
Fig. 4.11. Vues en coupe de l'éprouvette S2 selon les plans (YZ) et (XY).....	115
Fig. 4.12. Vues en coupe selon les plans (YZ) et (XY) de l'état d'endommagement d'une éprouvette rompue en statique	116
Fig. 4.13. Vues en coupe selon les plans (YZ) et (XY) de l'état d'endommagement d'une éprouvette rompue en fatigue.....	117
Fig. 4.14. Évolutions de la résistance résiduelle normalisée des deux éprouvettes qu'ont subies 2 et 4 paliers de chargement en fonction du nombre de cycles.....	118
Fig. 4.15. Vue en coupe selon le plan (YZ) de l'éprouvette qui a subi deux paliers de chargement à 35% et 45% δf.....	119
Fig. 4.16. Vue en coupe selon le plan (XZ) de l'éprouvette qui a subi deux paliers de chargement à 35% et 45% δf.....	119
Fig. 4.17. Vue en coupe selon le plan (YZ) de l'éprouvette qui a subi quatre paliers de chargement à 35%, 45%, 55% et 65% δf.....	120
Fig. 4.18. Vue en coupe selon le plan (XZ) de l'éprouvette qui a subi quatre paliers de chargement à 35%, 45%, 55% et 65% δf.....	121
Fig. 4.19. Vue en coupe selon le plan (XY) de l'éprouvette qui a subi quatre paliers de chargement à 35%, 45%, 55% et 65% δf.....	121
Fig. 4.20. Évolutions de la résistance résiduelle normalisée en fonction du nombre de cycles pour les neuf niveaux de déplacement (de 35% jusqu'à 75% δf) appliqués à la troisième éprouvette.....	122
Fig. 4.21. Vues en coupe selon les plans (YZ) et (XY) de l'éprouvette qui a subi neuf paliers de chargement (de 35% jusqu'à 75% δf).....	123

Liste des tableaux

<i>Tab. 1.1. Propriétés des fibres de carbone T700 GC [6].....</i>	<i>28</i>
<i>Tab. 1.2. Propriétés mécaniques de la résine M21 [8].....</i>	<i>30</i>
<i>Tab. 1.3. Caractéristiques mécaniques d'un pli UD carbone/époxyde M21/T700GC [8]</i>	<i>34</i>
<i>Tab. 1.4. Résumé des résultats de traction [60].....</i>	<i>45</i>
<i>Tab. 1.5. Résumé des résultats de compression [60]</i>	<i>45</i>
<i>Tab. 2.1. Gammes d'amplitude des signaux d'EA associées aux différents mécanismes d'endommagement des composites stratifiés.....</i>	<i>59</i>
<i>Tab. 2.2. Gammes de fréquences des signaux d'EA associées aux différents mécanismes d'endommagement des composites stratifiés.....</i>	<i>60</i>
<i>Tab. 2.3. Caractéristiques des signaux d'EA associées à différents mécanismes d'endommagement identifiées par des analyses simultanées de plusieurs paramètres.....</i>	<i>61</i>
<i>Tab. 2.4. Propriétés mécaniques des éprouvettes</i>	<i>76</i>

Nomenclature

σ	: Contrainte
ε	: Déformation
σ_{max}	: Contrainte à la rupture
ε_{max}	: Déformation à la rupture
E	: Module de Young
G	: Module de cisaillement
G_c	: Ténacité
C	: Rigidité
S	: Souplesse
L	: Longueur
l	: Largeur
e	: Épaisseur
m	: Masse
T	: Température
T_g	: Température de transition vitreuse
T_s	: Température de stabilisation
T_f	: Facteur de correction empirique
K	: Facteur de correction de cisaillement transverse
ν	: Coefficient de Poisson
w	: Fléchissement
F	: Force
I	: Moment d'inertie
E^f	: Rigidité effective en flexion
G^b	: Rigidité effective en cisaillement
D_{11}	: Premier terme de la matrice de rigidité en flexion
F_{55}	: Dernier terme de la matrice de rigidité en cisaillement
R	: Rapport du déplacement
δf	: Déplacement à la rupture en statique
f	: Fréquence
f_f	: Fréquence de résonance fondamentale en flexion
f_t	: Fréquence de résonance fondamentale en torsion

Introduction générale

Face à une croissance du trafic aérien supérieure à 4% par an, comme le montre la figure 1, et une communauté mondiale de plus en plus consciente de l'impact des gaz à effet de serre émis par les avions (dioxyde de carbone, oxydes d'azote) sur l'environnement, ajouté à une raréfaction des énergies fossiles, la réduction de l'émission des gaz à effet de serre dans les nouveaux avions et donc la réduction de la consommation du carburant devient l'un des principaux challenges de l'industrie aéronautique. Ces nouvelles exigences environnementales rejoignent l'intérêt économique des acteurs à diminuer la consommation du carburant pour augmenter leur rentabilité, vu que le coût du carburant représente plus de 25% du coût d'exploitation d'un avion et que leur prix est fortement instable. Dans cette perspective les avionneurs ont visé des réductions conséquentes de la consommation du carburant et des émissions polluantes pour les futurs avions. Cet objectif ne peut être atteint qu'avec un travail simultané sur l'augmentation de l'efficacité énergétique des moteurs, l'amélioration de l'aérodynamisme des appareils et l'allègement de la structure des avions. Du fait que la durée de vie des nouveaux avions est entre 35 et 40 ans, une réduction de la masse de la structure d'un avion de 1 kg permet d'économiser des milliers de kg du carburant et d'éviter l'émission des tonnes de CO₂ dans l'atmosphère. Pour un seul vol de long-courrier l'allègement de la structure d'un avion d'une tonne permet d'économiser plus de 300 kg de carburant et d'éviter l'émission d'environ une tonne de CO₂. Grâce à leur légèreté, leur haute résistance et rigidité, ainsi qu'à leur bonne résistance à la corrosion et à la fatigue, les matériaux composites constituent une excellente alternative aux matériaux métalliques dans l'industrie aéronautique et aérospatiale.

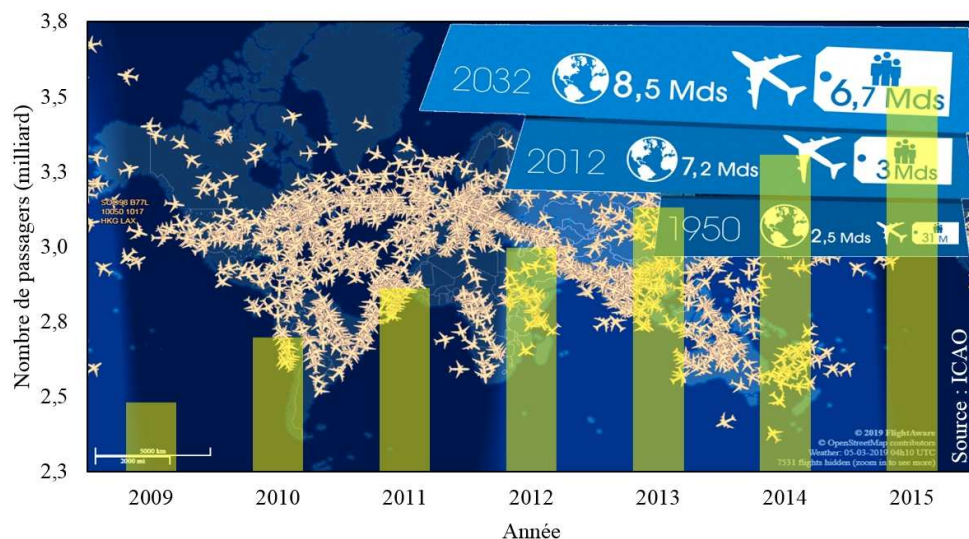


Fig. 1. Évolution du nombre de passagers aériens au monde.

Au cours de ces dernières années, la proportion des matériaux composites utilisés dans la structure des avions a dépassé les 50% et ne cesse de croître au fil du temps, comme l'illustre la figure 2. Le remplacement des matériaux métalliques par les composites dans ce domaine n'est plus réservé aux structures secondaires, mais il a été étendu à certaines structures primaires, tel que le fuselage et les ailes de l'Airbus A350 et le Boeing 787. Ce progrès est

considéré comme un grand pas vers l'objectif de construire un avion entier à base de fibres et de résines. Cependant, lors de ce passage, l'épaisseur des stratifiés composites utilisés dans ce domaine a énormément augmenté et soulevé plusieurs questions sur la fabrication, le comportement mécanique et l'endommagement de ces matériaux qui sont peu étudiés dans la littérature. L'industrie a déjà fait de grands progrès dans ce sens, néanmoins l'état de l'art non académique est inaccessible.

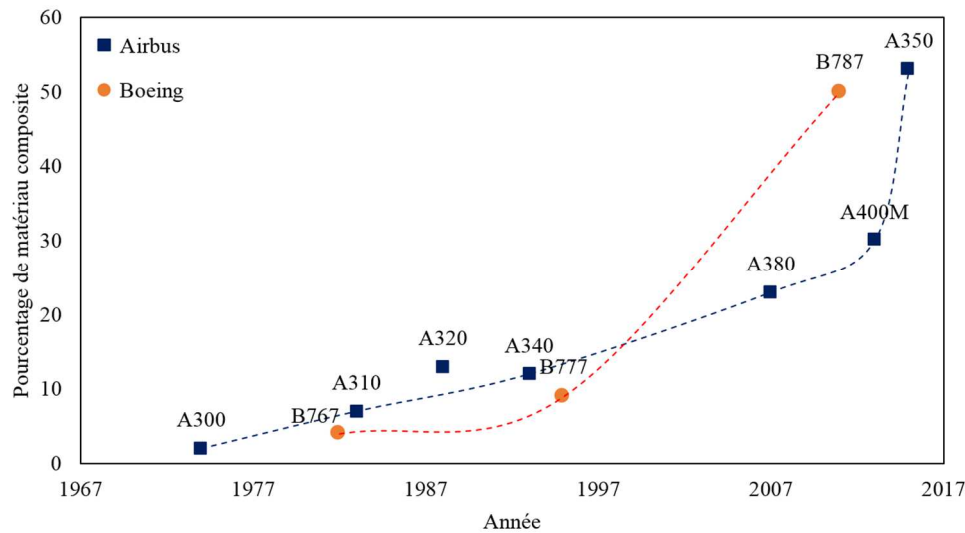


Fig. 2. Évolution de la proportion des matériaux composites utilisés dans la structure des avions.

L'une des principales difficultés rencontrées durant la phase de fabrication des composites épais à matrice thermdurcissable est la gestion de la chaleur générée lors de leur cuisson. En effet, la nature exothermique des réactions de polymérisation des résines thermdurcissables et leur faible conductivité thermique sont à l'origine de l'augmentation rapide de la température interne des composites épais et l'apparition d'un gradient de température à travers leur épaisseur lors de la cuisson. Ces phénomènes s'accroissent avec l'augmentation de l'épaisseur des composites et engendrent une cuisson non-uniforme à travers l'épaisseur de ces derniers, ce qui peut conduire à l'apparition des contraintes résiduelles, des microfissures, des délaminages et des déformations géométriques, qui affectent les propriétés mécaniques du matériau. Il est ainsi difficile d'éviter la présence de porosités, de zones sèches, ou à faible taux volumique de fibres pendant la fabrication des composites épais. En effet, la fabrication de ces composites a fait l'objet de nombreuses études, ces dernières sont principalement consacrées au développement de nouvelles formules de résine et de nouveaux procédés de mise en œuvre. L'étude du comportement mécanique et de l'endommagement des composites épais sous différents types de sollicitations a également fait l'objet de plusieurs travaux de recherche. Cependant, la plupart de ces travaux portent sur l'effet de l'épaisseur sur les propriétés mécaniques du composite et plus particulièrement sur sa résistance à la compression. De plus, le contrôle et l'évaluation non destructifs de ces matériaux n'ont fait l'objet que de très peu de travaux et semblent être relativement immatures comparés à ceux des composites minces. En effet, jusqu'à présent, la modélisation, le dimensionnement et le contrôle non destructif des structures composites

épais sont principalement basés sur les résultats des études menées sur des composites minces.

Le choix d'une utilisation accrue des matériaux composites épais dans l'industrie aéronautique et aérospatiale, exige une parfaite compréhension de leur comportement mécanique et leurs mécanismes d'endommagement. En effet, l'objet principal de la caractérisation et la compréhension du comportement mécanique et de l'endommagement des matériaux est de connaître leur réponse à une sollicitation donnée, ce qui permet une modélisation et un dimensionnement assez précis et fiables des structures ou de certains procédés. Lors de la phase de conception des structures, le dimensionnement de leurs pièces (en vue de l'adapter aux sollicitations qu'elles subiront) est l'étape la plus importante pour s'assurer de leurs performances et leur fiabilité. En outre, les pièces des différentes structures modernes sont de plus en plus fonctionnelles et elles doivent répondre à des exigences dimensionnelles accrues. Cela requiert une bonne connaissance des lois de comportement et d'endommagement des matériaux qui permet la mise au point des outils de modélisation et de dimensionnement des structures. Ainsi, le développement de l'utilisation des matériaux composites en général et des composites stratifiés épais en particulier dans l'industrie aéronautique et aérospatiale nécessite le développement et l'adaptation de ces outils aux besoins actuels de l'industrie. Comme mentionné précédemment, le développement de ces outils doit passer par plusieurs étapes, et l'identification précise du comportement des matériaux de ces structures est la première et l'une des plus importantes étapes.

De plus, dans tous les domaines industriels, la majorité des pièces constitutives des structures en service ne sont pas uniquement sollicitées en statique, mais elles subissent aussi des charges répétées. Ce type de chargement peut conduire à la ruine en fatigue d'une structure pour de faibles charges. Le phénomène de fatigue d'un matériau se caractérise par la rupture de ce dernier après l'application d'un certain nombre de cycles de chargement dont l'amplitude est inférieure à la résistance à la rupture statique du matériau. En effet, la résistance d'un matériau en statique ne prédispose en rien de sa résistance à la fatigue. Dans l'industrie aéronautique les pièces structurelles fabriquées à partir de matériaux composites devraient assurer un bon fonctionnement pendant 35 à 40 ans. C'est pourquoi la tenue en fatigue des structures composites constitue un enjeu majeur pour l'industrie aéronautique. L'utilisation des composites épais dans l'industrie aéronautique pour la fabrication des pièces dites vitales nécessite donc une bonne connaissance de leur comportement mécanique et une compréhension approfondie de leurs mécanismes d'endommagement à long terme. Pour faire face au phénomène de fatigue, le pré-dimensionnement des structures composites en statique doit être confirmé par une étude dynamique afin d'anticiper l'évolution de l'endommagement de ces structures durant leur cycle de vie et déterminer leur limite d'endurance. Cependant, l'anisotropie et l'hétérogénéité de la microstructure des matériaux composites, font que les phénomènes d'endommagement rencontrés dans ces matériaux sont complexes. Cette complexité conduit à une dispersion importante dans les résultats des essais de fatigue et impose la réalisation de nombreux essais afin d'obtenir des résultats représentatifs. La longue durée des

essais de fatigue et leur coût important constituent l'un des principaux obstacles dans l'étude du phénomène de fatigue des matériaux composites.

Dans ce contexte, ce travail de thèse porte sur la caractérisation et la compréhension du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement d'un composite aéronautique épais sous chargement statique et de fatigue, ainsi que la détermination rapide de leur limite d'endurance à l'aide d'une analyse des données thermographiques. L'une des originalités de cette recherche réside dans l'utilisation de cinq techniques de caractérisation et d'évaluation non destructives, afin de mieux caractériser le comportement mécanique de ces matériaux qui sont peu étudiés dans la littérature et de fournir une description assez complète et précise de différents mécanismes intervenant durant leur processus d'endommagement, ainsi que d'évaluer les potentialités et les limites de chacune de ces techniques. La caractérisation préliminaire des propriétés élastiques du matériau a été effectuée à l'aide de la technique d'excitation impulsionnelle (Impulse Excitation Technique - IET). La mesure et le suivi de l'évolution des champs de température et de déformation à la surface du composite ont été réalisés respectivement par la thermographie infrarouge et la corrélation d'images numériques. La détection, l'identification, la localisation et le suivi de l'évolution des différents mécanismes d'endommagement du matériau ont été effectués à l'aide de l'émission acoustique et de la tomographie à rayons X. En fait, nous espérons que cette étude, qui adopte une approche distinctive des travaux similaires dans le domaine, permettra une meilleure compréhension et une évaluation plus rationnelle du comportement et de l'endommagement des composites épais.

Cette thèse s'articule autour de quatre chapitres, le premier chapitre rassemble les principaux éléments de la bibliographie nécessaire à l'étude. Une présentation générale des matériaux composites, leurs composants élémentaires et leurs procédés d'élaboration est faite dans un premier temps. Puis, le comportement mécanique du pli élémentaire d'un stratifié carbone/époxy et de leurs constituants en général et du préimprégné M21/T700GC en particulier sont exposés. Ensuite, une présentation des différents mécanismes d'endommagement et des techniques de caractérisation et d'évaluation non destructive des matériaux composites est faite. A la fin de ce chapitre une définition des composites épais et une synthèse des travaux réalisés antérieurement sur ces matériaux sont données.

Le second chapitre est consacré à la présentation et à la caractérisation quasi-statique du comportement mécanique et du processus d'endommagement du matériau de l'étude. Ce chapitre présente tout d'abord l'ensemble des techniques de caractérisation et d'évaluation non destructives utilisées au cours de ce travail. Ensuite, le matériau de l'étude et le dispositif expérimental sont décrits. Enfin, les résultats obtenus sont présentés et discutés.

Pour le troisième chapitre, le comportement mécanique et l'endommagement du matériau de l'étude sous une sollicitation de fatigue en flexion trois points sont d'abord étudiés. Ensuite, la limite d'endurance du matériau est déterminée à l'aide d'une analyse des données thermographiques. Ce chapitre débute par une présentation du dispositif expérimental et des procédures suivies lors des essais. Sont ensuite présentés les résultats expérimentaux et un bref

état de l'art sur l'utilisation de la thermographie infrarouge pour le suivi de l'endommagement des composites. Enfin la détermination rapide de limite d'endurance du composite étudié et faite.

Le quatrième chapitre est dédié à l'analyse tomographique de l'endommagement des composite stratifiés préalablement testées en statique et en fatigue. L'objet de ce chapitre est double : il s'agit, d'une part, de relier l'endommagement des stratifiés étudiés précédemment par le biais de différents indicateurs, tels que la perte de la rigidité et de la résistance résiduelle, aux mécanismes d'endommagement présents réellement dans les stratifiés. D'autre part, de révéler l'influence du type de chargement et de l'orientation des plis sur le mode d'endommagement du stratifié, et d'analyser l'évolution de l'endommagement du stratifié en fatigue. Dans ce dernier chapitre le principe et l'état de l'art des techniques d'imagerie par rayons X sont présentées dans un premier temps. Puis l'influence du type de chargement et de l'orientation des plis sur le mode d'endommagement du stratifié est illustrée. Enfin, une analyse de l'évolution de l'endommagement du stratifié en fatigue est fournie.

Chapitre 1

Comportement mécanique et
endommagement des
composites stratifiés

1. Comportement mécanique et endommagement des composites stratifiés

1.1. Introduction

L'objet principal de l'identification du comportement des matériaux est de connaître leur réponse à une sollicitation donnée, ce qui permet une modélisation et un dimensionnement assez précis et fiable des structures ou de certains procédés. Lors de la phase de conception des structures, le dimensionnement de leurs pièces (en vue de l'adapter aux sollicitations qu'elles subiront) est l'étape la plus importante pour s'assurer de leurs performances et leur fiabilité. En outre, les pièces des différentes structures modernes sont de plus en plus fonctionnelles et elles doivent répondre à des exigences dimensionnelles accrues. Cela requiert une bonne connaissance des lois de comportement et d'endommagement des matériaux qui permet la mise au point des outils de modélisation et de dimensionnement des structures. La démarche d'identification du comportement d'un matériau consiste généralement à déterminer sa loi de comportement et les valeurs des paramètres associés à l'aide d'essais mécaniques. Cette loi de comportement est destinée à être utilisée principalement pour la prévision du comportement du matériau. Il faut donc revenir au comportement des constituants d'une structure, qui est le résultat d'une analyse et d'une interprétation d'observations expérimentales, pour prédire son comportement.

Ainsi, le développement de l'utilisation des matériaux composites en général et les composites stratifiés épais en particulier dans l'industrie aéronautique et aérospatiale nécessite la mise au point des outils nécessaires à la modélisation et au dimensionnement des structures composites. Comme mentionné précédemment, le développement de ces outils doit passer par plusieurs étapes, et l'identification précise du comportement des constituants de ces structures est l'une des plus importantes étapes. Cependant, le caractère inhomogène, anisotrope et multi-échelle des matériaux composites rend l'identification et la modélisation des lois de comportement et d'endommagement de ces matériaux une tâche complexe et délicate. En effet, les lois de comportement et d'endommagement d'une structure en composite stratifié se construisent à partir de celles de ses différents constituants, à savoir : fibre, matrice, interphase (à l'échelle microscopique), pli (à l'échelle mésoscopique) et stratifié (à l'échelle macroscopique). De manière générale, l'identification et la modélisation du comportement d'une structure en composite stratifié peuvent être réalisées à différentes échelles caractéristiques du composite (micro, méso et macro). À l'aide des méthodes et des théories de changement d'échelles, Il est ainsi possible de modéliser le comportement d'un composite à une échelle supérieure à celle de l'identification et de l'établissement de son comportement.

L'étude du comportement mécanique et de l'endommagement d'un matériau ne peuvent se faire sans une étude bibliographique préalable sur le matériau en question. Ce chapitre rassemble les principaux éléments de la bibliographie nécessaire à l'étude. Une présentation générale des matériaux composites, leurs composants élémentaires et leurs procédés d'élaboration est faite dans un premier temps. Puis, le comportement mécanique du pli

élémentaire d'un stratifié carbone/époxy et de leurs constituants en général et du préimprégné M21/T700GC en particulier sont exposés. Ensuite, une présentation des différents mécanismes d'endommagement et des techniques de caractérisation et d'évaluation non destructive des matériaux composites est faite. A la fin de ce chapitre une définition des composites épais et une synthèse des travaux réalisés antérieurement sur ces matériaux sont données.

1.2. Matériaux composites

Les composites sont des matériaux hétérogènes et généralement anisotropes constitués de l'assemblage de deux ou plusieurs matériaux non miscibles et de nature différente, se complétant et donne lieu à un matériau dont l'ensemble des performances est supérieur à celui des composants pris séparément. Les matériaux composites sont généralement constitués d'une ou plusieurs phases discontinues appelées renforts répartis dans une phase continue appelée matrice. Les propriétés d'un matériau composite ne dépendent que des propriétés de ses composants (matrice et renfort), mais elles dépendent aussi de plusieurs autres paramètres, tels que la distribution géométrique des renforts, le procédé de fabrication et la qualité de l'interface qui assure le transfert des contraintes entre le renfort et la matrice. Ces matériaux possèdent des propriétés mécaniques équivalentes, voire supérieures à celles de matériaux classiques, une faible masse volumique et une bonne résistance à la corrosion et à la fatigue. Les matériaux composites ont une grande variété de domaines d'application (aéronautique, maritime, automobile, ferroviaire, sport, etc.), cette dernière provient non seulement de leurs caractéristiques citées précédemment, mais aussi du nombre quasi illimité de combinaisons possibles entre renforts et matrices.

1.2.1. Constituants d'un matériau composite

1.2.1.1. Matrice

La matrice a pour rôle de lier les renforts entre eux, transférer les charges mécaniques aux renforts, protéger les renforts de l'environnement extérieur et donner la forme désirée au produit final. Il existe plusieurs types de matrices qui peuvent être regroupées en quatre grandes catégories :

- **Matrices thermodurcissables** : Les matrices thermodurcissables (polyester, vinylester, époxyde, phénolique, etc.) sont les plus utilisées dans l'industrie, elles possèdent la propriété de passer de façon irréversible d'un état liquide à un état solide. Ces matrices détiennent des propriétés thermomécaniques et d'adhésion avec le renfort supérieures à celles des matrices thermoplastiques, notamment celles des matrices époxy qui sont les plus utilisées pour les applications aéronautiques. Cependant, les matrices thermodurcissables ne sont pas recyclables et possèdent une faible résistance à l'impact, et leur polymérisation nécessite un laps de temps très long ;
- **Matrices thermoplastiques** : Les matrices thermoplastiques (polychlorure de vinyle, polyéthylène, polypropylène, polystyrène, polyamide, polycarbonate, etc.) présentent la

propriété de passer de façon réversible de l'état solide à l'état pâteux ce qui est particulièrement intéressant pour les réparations ou le recyclage. Ces matrices ne nécessitent pas de stockage à basse température et leur mise en œuvre se fait par thermoformage. Néanmoins, les matrices thermoplastiques sont généralement caractérisées par de faibles propriétés thermomécaniques ;

- **Matrices thermostables** : Les matrices thermostables (bismaléimide, polyimide, polyétheréthercétone, polysulfure de phénylène, etc.) sont développées principalement dans les domaines de l'aéronautique et de l'aérospatiale. Ces dernières présentent de bonnes propriétés mécaniques pour des températures qui dépassent les 200°C. Néanmoins, ces matrices sont fragiles et leur prix est très élevé ;
- **Matrices métalliques et céramiques** : Les matrices métalliques (alliages d'aluminium, alliages de titane, etc.) sont utilisées pour des applications de hautes températures (entre 300 °C et 500 °C). Ces dernières permettent d'associer les bonnes propriétés thermomécaniques et la ductilité des métaux aux matériaux composites. Cependant, la densité de ce type de matrice est plus élevée que celle des résines et le coût de fabrication des composites à matrice métallique est très élevé. Du fait de leur caractère réfractaire, les matrices céramiques sont réservées aux applications de très haute température (freinage, spatial, nucléaire), elles sont principalement utilisées dans la fabrication des pièces qui doivent subir sans dommage de très hautes températures. Cependant, ces matrices ont une très faible résistance à la rupture en traction.

1.2.1.2. Renforts

Les renforts confèrent aux composites leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, dureté, résistance à la rupture, etc. De plus, ils permettent d'améliorer certaines propriétés physiques du composite tels que le comportement thermique, la résistance à l'abrasion et les propriétés électriques. Ces renforts se présentent sous différentes formes (fibres longues, fibres courtes, fibres broyées, microbilles, poudre, etc.). Les renforts les plus utilisés se présentent sous forme de fibres (filament fin) ou formes dérivées, sous cette forme les propriétés d'un matériau sont beaucoup plus proches des valeurs théoriques que toute autre forme. Les fibres peuvent aussi se présenter sous différentes formes : linéique (fils, mèches), tissus surfaciques (mats, tissus) et multidirectionnels (tresses, préformes, tissus multidirectionnels 3D et 4D). Il existe plusieurs types de fibres, dont les plus utilisées sont :

- **Fibres de carbone** : Les fibres de carbone sont produites par pyrolyse de fibres précurseurs qui sont généralement élaborées à partir de polyacrylonitrile, de la rayonne ou de brai. Le diamètre de ces fibres est de 5 à 10 µm. Les fibres de carbone présentent d'excellentes caractéristiques spécifiques et mécaniques, et elles sont principalement utilisées avec des matrices thermodurcissables dans les structures composites fortement sollicitées. Cependant, le coût de fabrication de ces fibres est élevé et leur résistance aux chocs et à l'abrasion est limitée ;

- **Fibres de verre** : Les fibres de verre sont fabriquées à partir d'un verre filable (composé de silice, alumine, chaux, magnésie, etc.) fusionné et extrudé à travers des filières de 3 à 25 μm . On distingue différents types de fibre de verre de propriétés différentes selon la composition du mélange de préparation : verre E ou D (bonnes propriétés diélectriques), verre C (haute résistance chimique), verre R ou S (haut module d'élasticité). Ces fibres présentent une haute sensibilité aux endommagements superficiels et une faible rigidité par rapport aux autres renforts. Cependant, grâce à leur excellent rapport qualité/prix et leur faible masse volumique, les fibres de verre sont le renfort le plus utilisé actuellement dans les matériaux composites ;
- **Fibres d'aramide** : Les fibres d'aramide, qui sont plus connues sous leurs noms commerciaux (Kevlar, Nomex, Twaron, etc.) sont produites par polymérisation de polyamides. Ces fibres sont les moins denses et les plus résistantes à l'impact. Elles sont utilisées pour des applications bien ciblées, telles que la protection balistique (blindage) et la fabrication des réservoirs souples de carburant. Cependant, leur résistance en compression est très faible et leur reprise d'humidité est importante ;
- **Fibres céramiques** : Les fibres céramiques sont généralement élaborées par le dépôt chimique en phase vapeur d'un matériau réfractaire ou céramique (carbures, borures, nitrures, etc.) sur un fil support (tungstène ou carbone). Ces fibres sont principalement utilisées avec des matrices métalliques ou des matrices céramiques et présentent une bonne stabilité des propriétés à des températures pouvant aller de 500 à 1600°C. Du fait de leur coût de fabrication très élevé, l'utilisation de ces fibres est limitée ;
- **Fibres végétales** : Les fibres végétales (lin, chanvre, coton, palmier, coco, bois, sisal, etc.) sont des structures biologiques assimilables à un matériau composite (une matrice principalement composée d'hémicellulose et de lignine renforcée par des fibrilles de cellulose). Ces fibres présentent une variabilité naturelle de formes et de propriétés. Leurs propriétés mécaniques sont faibles et peuvent au maximum atteindre celles des fibres de verre. Cependant, grâce à leur faible densité et leur biodégradabilité ces fibres sont de plus en plus utilisées dans divers domaines de l'industrie pour des applications présentant un fort aspect écologique.

1.2.1.3. Charges et additifs

Les charges et les additifs sont généralement des produits d'origine naturelle, synthétique ou minérale, qui peuvent être incorporés aux résines afin d'améliorer leurs propriétés mécaniques et physiques, de faciliter leur mise en œuvre, ou bien de réduire leur prix de revient.

1.2.2. Structure générale d'un composite

Les structures stratifiées et sandwichs constituent les deux grandes familles des structures composites, les autres structures des composites peuvent être classées en plastiques renforcés et composites volumiques. Les stratifiés sont des structures généralement minces constituées d'une superposition de plusieurs plis (couches) de renforts imprégnés de résine. Un pli est dit

unidirectionnel si toutes les fibres de ce dernier sont disposées dans la même direction. Lorsque les fibres d'un pli sont disposées suivant deux directions différentes, appelées sens chaîne et sens trame, le pli est dit tissé. Les sandwichs sont des structures composites formées de deux peaux, de faibles épaisseurs, constituées de matériaux de bonnes caractéristiques en traction, collées sur une âme épaisse possédant de bonnes propriétés en compression et une faible masse volumique.

1.2.3. Procédés de mise en œuvre des composites

Il existe de nombreux procédés de mise en œuvre des matériaux composites, dans cette partie on se limitera aux procédés qui nous permet d'obtenir des composites à matrice thermodurcissable de qualités aéronautiques. La majorité des procédés de mise en œuvre de ces composites comprennent les principales étapes suivantes : L'imprégnation du renfort par la résine, le compactage pour l'enlèvement des bulles d'air et l'augmentation du taux de fibres, et l'échauffement du mélange (cuisson) pour le déclenchement de la polymérisation de la résine. Parmi les procédés les plus utilisés en aéronautique, on peut citer :

- **Le moulage au sac de préimprégné**, dans lequel les plis sont antérieurement imprégnés avec un pourcentage bien déterminé de résine. Le drapage de ces plis se fait sur un moule en donnant les directions des fibres à chaque pli afin d'obtenir les propriétés mécaniques désirées. Ensuite, à l'aide d'une pompe à vide et d'une bâche, un vide relatif est obtenu permettant de réaliser le compactage (Fig. 1.1). Finalement, la consolidation est effectuée en autoclave en contrôlant la température et la pression de la pièce ;

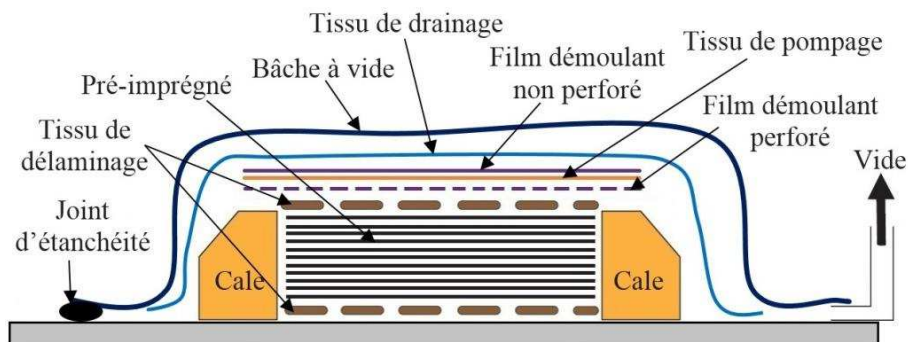


Fig. 1.1. Principe du procédé de moulage au sac en autoclave de préimprégné.

- **L'infusion de résine liquide (Liquid Resin Infusion – LRI)** : ce procédé consiste à disposer les plis de renfort secs selon la séquence d'empilement ou la disposition souhaitée entre un moule rigide et une bâche à vide et d'injecter la résine par dépression au moyen d'une pompe à vide. Une fois que les plis sont complètement imprégnés, la consolidation est ensuite effectuée en étuve ;
- **L'injection de résine sous pression (Resin Transfer Moulding – RTM)** : ce procédé consiste à placer la préforme fibreuse entre un moule et un contre-moule rigides chauffant et à injecter la matrice qui doit avoir une faible viscosité afin de faciliter

l'écoulement de celle-ci au sein de la préforme (Fig. 1.2). La principale différence entre le procédé LRI et le RTM est l'utilisation d'un contre-moule rigide dans ce dernier afin de résister aux pressions mises en jeu (généralement 3 bars). Il existe de nombreux procédés dérivés de ce procédé, tels que le VA-RTM (Vacuum Assisted RTM) et le RTM light ;

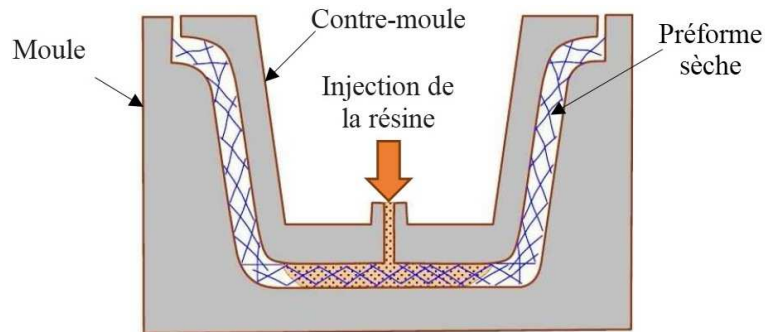


Fig. 1.2. Principe du procédé RTM.

- **L'infusion par film de résine (Resin Film Infusion RFI) :** ce procédé consiste à disposer les plis de renfort secs selon la séquence d'empilement ou la disposition souhaitée au-dessus d'un film de résine préalablement déposé dans un moule. Ensuite, une bâche est apposée sur le moule et un vide relatif est créé à l'aide d'une pompe à vide. Finalement, l'imprégnation du renfort par la résine est effectuée en autoclave en contrôlant la température et la pression de la pièce.

1.2.4. Échelles représentatives des composites stratifiés UD

Les composites stratifiés UD sont constitués d'un empilement de plusieurs plis UD, eux-mêmes sont constitués de fibres parallèles disposées dans une matrice époxy. Pour l'identification ou la modélisation du comportement des structures constituées de tels matériaux, il est très important de choisir au préalable l'échelle à laquelle on se place. Dans le cas des composites stratifiés UD, on distingue généralement trois échelles (Fig. 1.3) :

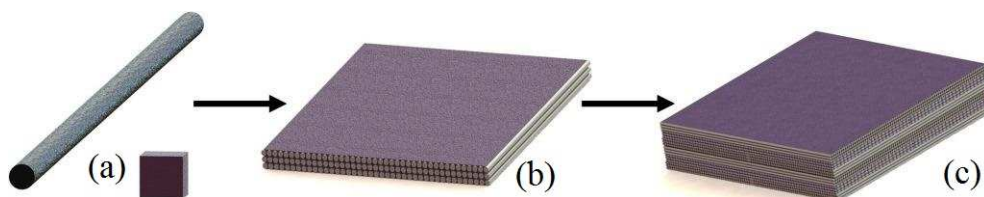


Fig. 1.3. Échelles représentatives d'un composite stratifié, (a) échelle microscopique, (b) échelle mésoscopique et (c) macroscopique.

- L'échelle microscopique : c'est l'échelle des constituants élémentaires du stratifié (fibres, matrice), sa taille caractéristique est de l'ordre de quelques μm . À cette échelle les fibres et la matrice sont considérées comme des matériaux homogènes ;
- L'échelle mésoscopique : c'est l'échelle des constituants intermédiaires du stratifié (plis UD ou renfort de fibres noyé dans la matrice), sa taille caractéristique est de l'ordre de

quelques dixièmes de millimètre. À cette échelle le pli UD est considéré comme un matériau homogène isotrope transverse ;

- L'échelle macroscopique : c'est l'échelle du stratifié (structure), sa taille caractéristique est généralement de l'ordre de quelques millimètres, voire beaucoup plus. À cette échelle le stratifié est considéré comme un matériau homogène orthotrope.

Le choix de l'échelle adaptée pour caractériser ou reconstruire le comportement du stratifié dépend généralement de la nature de l'étude et des résultats attendus. Or, la plupart des travaux qui se sont intéressés à la caractérisation et/ou à la modélisation du comportement des composites stratifiés ont été établis à l'échelle du pli élémentaire (mésoscopique). Cette échelle intermédiaire est souvent la plus pertinente, car, après l'identification du comportement d'un pli élémentaire d'un stratifié, la prédiction du comportement d'une structure stratifiée quelconque constituée à partir du même pli élémentaire à une sollicitation donnée devient possible à l'aide d'une théorie des stratifiés adaptée.

1.3. Comportement mécanique des constituants d'un pli UD carbone/époxy

1.3.1. Comportement des fibres de carbone

À température ambiante les fibres de carbone présentent généralement un comportement élastique linéaire jusqu'à la rupture qui est de type fragile. Les propriétés de ces fibres dépendent du type de précurseur utilisé, du procédé de fabrication et du diamètre et de la longueur des fibres. Elles sont principalement produites à partir de trois types de précurseurs : le polyacrylonitrile (PAN), la rayonne (cellulose reconstituée) et les brais de houille de pétrole ou synthétiques. La plupart des fibres de carbone produites à partir de ces trois types de précurseurs sont constituées d'empilements de plans de graphène dont la taille, la disposition, la distance inter-plan et l'orientation de ces plans par rapport à l'axe de la fibre déterminent les propriétés de la fibre (Fig. 1.4).

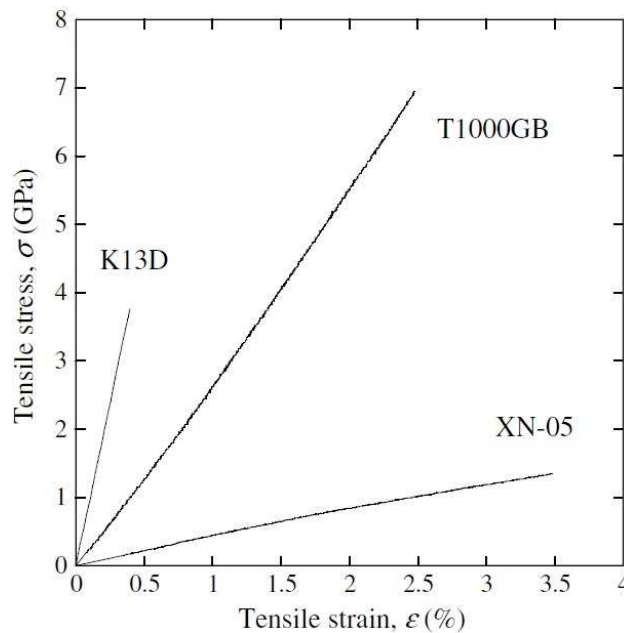


Fig. 1.4. Courbes contrainte-déformation en traction d'une fibre de carbone ex-brai à ultra haut module (K13D), ex-PAN à ultra haute résistance (T1000GB) et ex-brai à haute ductilité (XN-05) [1].

Les fibres et les filaments précurseurs subissent généralement quatre traitements successifs : une oxydation à environ 300 °C, une carbonisation à environ 1100°C, une graphitisation à des températures de l'ordre de 3000 °C et un traitement de surface. Les fibres obtenues après ces traitements sont des fibres à haut module HM ayant typiquement un module compris entre 300 et 600 GPa pour une résistance à la rupture comprise entre 2000 et 3000 MPa. Alors que sans graphitisation les fibres obtenues après ces traitements sont des fibres à haute résistance ou à haute ténacité (HR ou HT) ayant typiquement une résistance comprise entre 3000 et 4500 MPa pour un module allant de 200 à 300 GPa.

La dépendance des propriétés mécaniques des fibres de carbone au diamètre et à la longueur des fibres a déjà été évoquée dans la littérature. En effet, la résistance à la rupture des fibres tend à diminuer avec l'augmentation de leur diamètre et leur longueur. Cette dépendance résulte de la distribution de défauts dans les fibres, ceci explique que « plus le diamètre et la longueur d'une fibre sont importants, plus la probabilité qu'elle contienne un défaut est élevée, et donc plus sa résistance à la rupture est faible ». C'est pourquoi l'analyse de la rupture d'une fibre, qui est par conséquent contrôlée par la distribution aléatoire de défauts, nécessite un traitement statistique [2]. De plus, la diminution du diamètre des fibres entraîne une augmentation de leur déformation à rupture, ce qui permet d'augmenter leur capacité à absorber l'énergie de déformation et améliorer leur résistance à l'impact [3]. Néanmoins, cette diminution entraîne également une dégradation de la résistance de l'interface fibre/matrice [4].

Les propriétés mécaniques des fibres sont généralement déterminées à partir des essais de traction sur fibre unitaire. L'analyse des données issues de ces essais permet de caractériser le comportement mécanique globale des fibres et de déterminer leur déformation et leur contrainte à la rupture ainsi que leur module d'élasticité en traction.

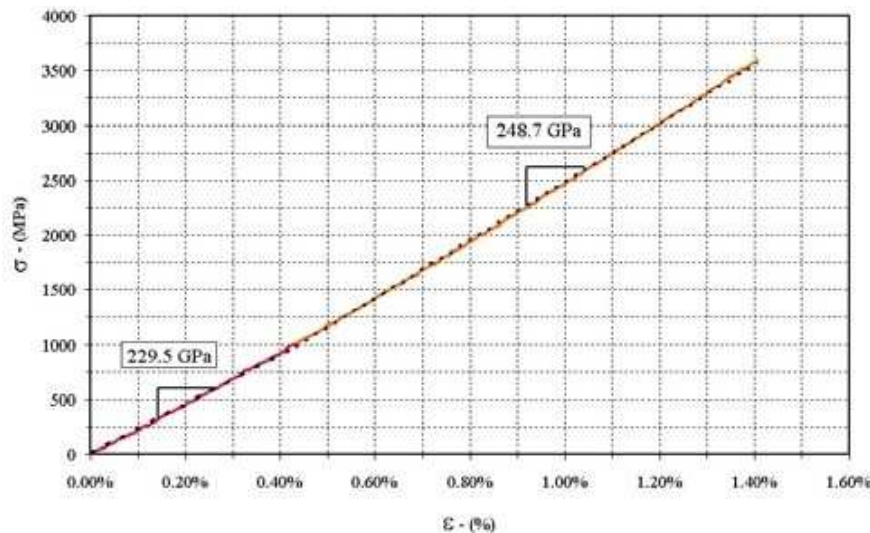


Fig. 1.5. Courbe de traction d'une fibre de carbone unitaire T600S [2].

On rapporte dans la littérature qu'au cours de ces essais, un raidissement de la fibre est souvent observé (Fig. 1.5). Ce phénomène se traduit généralement par l'apparition d'une légère augmentation du module d'Young dans la courbe contrainte-déformation de la fibre. Le raidissement des fibres observé lors des essais de traction a été expliqué par divers auteurs qui ont mis en évidence les relations qui existent entre la structure des fibres et leurs propriétés, et plus particulièrement la distribution angulaire des « cristallites » par rapport à l'axe des fibres et l'évolution du module d'Young [5].

1.3.1.1. Fibres de carbone T700GC

Les fibres de carbone des plis préimprégnés utilisés dans le cadre de cette étude sont des fibres Torayca T700GC. Il s'agit de fibres Ex-pan qui ont un diamètre d'environ $7\mu\text{m}$ et appartiennent au groupe des fibres dites "haute résistance (HR)". Les propriétés physiques et les caractéristiques mécaniques de ce type de fibres sont résumées dans le Tableau 1.1.

Tab. 1.1. Propriétés des fibres de carbone T700 GC [6].

Fibres	Type	σ_{max} (GPa)	E(GPa)	Allongement à la rupture (%)	Coeff dilatation (10 ⁻⁶ /°C)	Précurseur
T700 GC	HR	4.9	240	2	-0.38	PAN

1.3.2. Comportement des résines époxydes

Les matrices utilisées dans les matériaux composites à fibres longues ont pour rôle de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et de les protéger de l'environnement extérieur. Elles doivent par conséquent être suffisamment, légères, résistantes et déformables et présenter une bonne compatibilité avec les fibres. Les résines époxydes appartiennent à la classe des polymères thermodurcissables. Elles résultent d'une réaction de polycondensation à chaud entre les monomères et un durcisseur pour former les ponts chimiques (réticulation) nécessaires à la formation d'un réseau tridimensionnel, non cristallin et infusible.

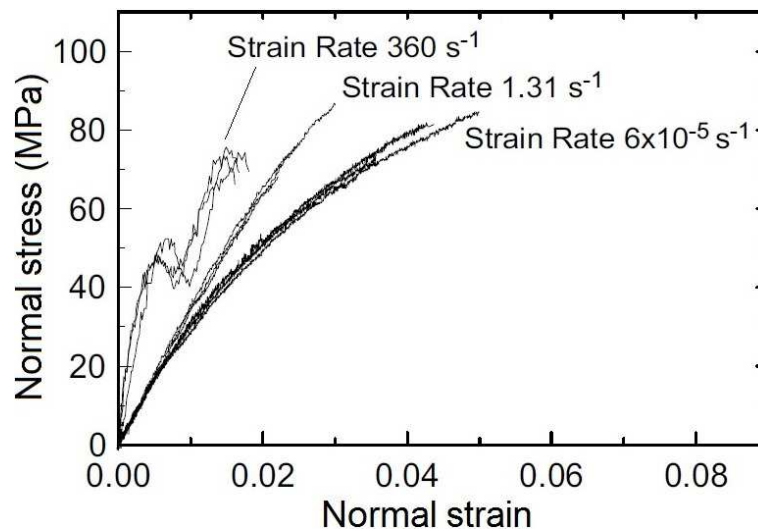


Fig. 1.6. Courbes contrainte-déformation d'une résine époxy à différentes vitesses de déformation [7].

A température ambiante ces résines ont généralement un comportement viscoélastique fragile (Fig. 1.6). Elles confèrent aux composites un comportement viscoélastique qui est souvent peu visible macroscopiquement, mais son effet sur la réponse dynamique et la tenue en fatigue du composite est très prononcé. En effet, il joue un rôle déterminant dans le soulagement des concentrations de contraintes et le report de charges différées des fibres rompues aux fibres voisines [2]. Ainsi, l'identification des paramètres de la loi de comportement viscoélastique des matrices époxy nécessite généralement la réalisation des essais de traction, de fluage et de relaxation.

1.3.2.1. Résine M21

La matrice utilisée pour la préimprégnation des fibres de carbone des plis utilisé dans cette étude est la résine M21. Il s'agit d'une résine thermodurcissable dite de 3^{ème} génération qui a la particularité d'être chargée par des nodules thermoplastiques ont un diamètre moyen d'environ 20 μm (Fig. 1.7). Cette résine est constituée d'une matrice époxyde bi fonctionnelle (bisphenol F diglycidyl ether, 15 à 20% en masse), une matrice époxyde trifonctionnelle (triglycidyl méta aminophénol, 20 à 30% en masse), d'une amine tétrafonctionnelle (paraglycidyl, 5 à 15% en masse) et d'un agent réticulant (diaminodiphenylsulphone, 15 à 20% en masse) [6]. Les propriétés mécaniques de la résine M21 sont reportées dans le Tableau 1.2.

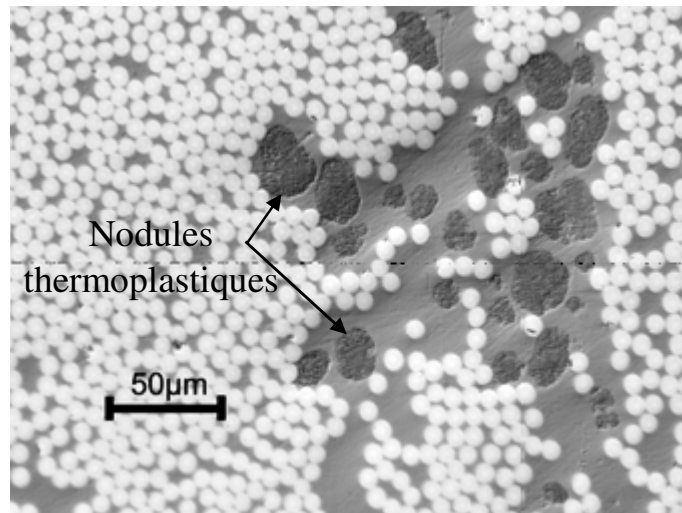


Fig. 1.7. Coupe micrographique d'un stratifié de plis unidirectionnels de M21/T700GC montrant la présence des nodules thermoplastiques dans la matrice thermodurcissable [8].

Tab. 1.2. Propriétés mécaniques de la résine M21 [8].

Résine	T _g [°C]	Flexion		Ténacité [J/m ²]	
		Module [GPa]	Contrainte [MPa]	G _{Ic}	G _{IIc}
M21	203	3.5	147	350	1200-1600

La présence des nodules thermoplastiques dans la matrice des composites permet à ces derniers, lors de sollicitations importantes, d'emmagasiner de l'énergie en déformation plastique et d'atténuer la propagation des fissures, ce qui améliore leurs propriétés mécaniques et en particulier leur tenue en fatigue et à l'impact. De plus, Il a été rapporté que lors de l'usinage de ces composites, les nodules thermoplastiques viennent colmater les défauts d'usinage et réduisent ainsi la rugosité des surfaces usinées [9]. Il est aussi à noter que les nodules thermoplastiques présents dans le préimprégné utilisé dans cette étude (M21/T700GC) ne fondent pas lors de la cuisson du stratifié avec le cycle de cuisson recommandé par le producteur, à 180 °C. Cependant, la cuisson de ces préimprégnés à une température supérieure à la température de fusion des nodules engendre potentiellement une baisse de leurs propriétés mécaniques [8].

1.3.3. L'interface et l'interphase

Par définition, l'interface représente une surface frontière séparant deux milieux non miscibles dont les propriétés physico-chimiques et mécaniques sont différentes. Alors que l'interface se réfère à une zone bidimensionnelle (une surface) où les propriétés changent de manière abrupte, l'interphase est relative à une zone tridimensionnelle (un volume) où les propriétés changent graduellement. Les propriétés de cette zone frontière, qui est en réalité une zone tridimensionnelle d'interactions entre les constituants des deux milieux, sont généralement différentes de celles des deux milieux.

1.3.3.1. Rôle et caractérisation de l'interphase

Il est bien connu aujourd'hui que l'interphase fibre-matrice joue un rôle important dans le comportement mécanique et l'endommagement des composites. Néanmoins, la caractérisation de cette région, qui s'avère indispensable pour une meilleure compréhension du comportement des composites, demeure une tâche relativement délicate. En effet, la mise en évidence du comportement de l'interphase requière généralement de la considérer comme un matériau à part entière, et nécessite souvent le recours à des essais micromécaniques spécifiques qui la sollicitent séparément, tels que l'essai de déchaussement d'une fibre enchâssée dans une matrice, l'essai de déchaussement d'une microgoutte de résine, l'essai de fragmentation et les essais de micro et nano indentation (Fig. 1.8). Un schéma des différentes étapes d'un essai d'extraction d'une fibre enchâssée dans une matrice et la courbe charge-déplacement typique de l'essai sont présentés sur la figure 1.9.

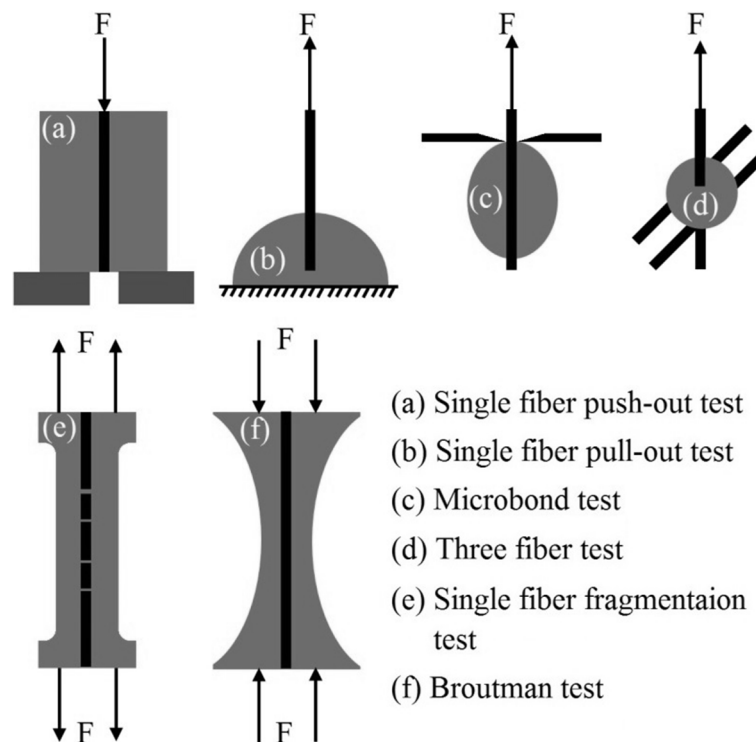


Fig. 1.8. Principaux essais micromécaniques de caractérisation de l'interface renfort/matrice.

Il faut néanmoins retenir que l'amélioration de l'adhésion entre les fibres et la matrice d'un composite ne garantit pas l'obtention d'un transfert de charge optimal ou l'amélioration des propriétés mécaniques du composite. En effet, une interphase très cohésive permet effectivement l'obtention de composite à haute rigidité et haute résistance statique. Cependant, elle permet également aux fissures de se propager perpendiculairement à l'axe des fibres et rend le composite plus fragile et sensible aux chocs, ce qui diminue leur ténacité et leur tenue en fatigue. Alors qu'une interphase moins résistante ou souple peut permettre de dévier la fissure vers l'interphase et accroître l'absorption d'énergie du composite, mais elle diminue leurs performances en résistance. Le choix du type d'interphase est donc lié aux conditions d'utilisation du matériau composite en question.

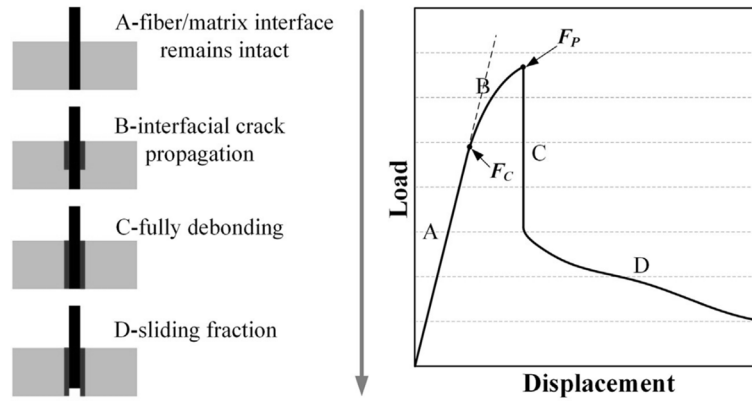


Fig. 1.9. Schéma des différentes étapes d'un essai d'extraction d'une fibre enchâssée dans une matrice et la courbe charge-déplacement typique de l'essai [10].

1.4. Comportement élastique du pli élémentaire d'un stratifié

Dans le cadre de l'élasticité linéaire, le comportement d'un pli élémentaire considéré continu peut être décrit par la loi de HOOKE généralisée qui permet de relier le tenseur des contraintes σ_{ij} à celui des déformations ε_{ij} par le tenseur des rigidités élastiques C_{ijkl} , symétrique. Elle s'écrit en notation indicielle :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad (1.1)$$

En inversant cette relation, on obtient :

$$\varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \sigma_{kl} \quad (1.2)$$

Où S_{ijkl} représente le tenseur des souplesses (complaisance).

Dans le cas le plus général d'un matériau continu, élastique et anisotrope le tenseur des rigidités C_{ijkl} et des souplesses S_{ijkl} (symétriques) dépendent de 21 coefficients indépendants :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} & S_{16} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} & S_{26} \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & S_{34} & S_{35} & S_{36} \\ S_{14} & S_{24} & S_{34} & S_{44} & S_{45} & S_{46} \\ S_{15} & S_{25} & S_{35} & S_{45} & S_{55} & S_{56} \\ S_{16} & S_{26} & S_{36} & S_{46} & S_{56} & S_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \quad (1.3)$$

Dans le cas précédent, avec 21 coefficients indépendants, le matériau n'a aucune propriété de symétrie. Cependant, la plupart des matériaux composites possèdent une structure avec des propriétés de symétrie, ce qui diminue le nombre de ces coefficients indépendants.

1.4.1. Comportement élastique d'un pli UD

Si on se place à l'échelle mésoscopique, chaque pli d'un composite stratifié à plis unidirectionnels peut se considérer comme étant constitué d'un matériau homogène. En effet, un pli unidirectionnel est constitué de fibres parallèles disposées dans une matrice. Cependant, à l'échelle mésoscopique l'élément de volume représentatif de la microstructure d'un tel matériau peut être considéré comme une fibre entourée d'un cylindre de matrice (Fig. 1.10).

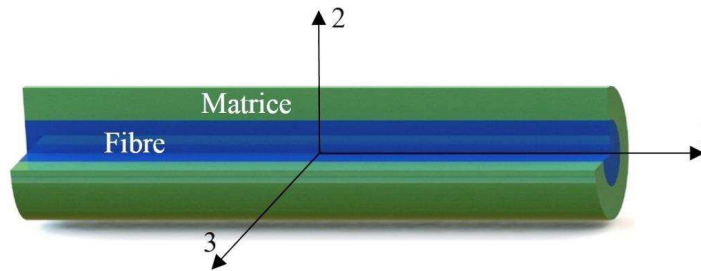


Fig. 1.10. Élément de volume représentatif de la microstructure d'un composite unidirectionnel.

Cet élément possède un axe de révolution parallèle aux fibres, la direction de cet axe est appelée direction longitudinale et toute direction normale à cette direction est appelée direction transversale. À cette échelle, un pli UD peut donc être considéré comme étant un matériau homogène isotrope transverse (orthotrope de révolution). Cela se traduit au niveau de la relation contrainte-déformation par :

$$C_{13} = C_{12}, \quad C_{33} = C_{22}, \quad C_{55} = C_{66}, \quad \text{et} \quad C_{44} = \frac{1}{2}(C_{22} - C_{23}) \quad (1.4)$$

Dans ce cas, la matrice de rigidité s'écrit :

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(C_{22} - C_{23}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad (1.5)$$

Et finalement, la loi de comportement d'un pli unidirectionnel s'écrit :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu_{23})}{E_2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \quad (1.6)$$

Nous remarquons que le comportement élastique d'un composite unidirectionnel est caractérisé par cinq constantes d'élasticité indépendantes. Ces constantes peuvent être calculées à partir de : deux modules de Young, deux coefficients de Poisson et un module de cisaillement (E_1 , E_2 , ν_{12} , ν_{23} , G_{12}). Ces modules et coefficients sont généralement identifiés à partir des essais simples de traction et de cisaillement réalisés sur des plis UD.

1.4.2. Propriétés et comportement mécanique du pli UD M21/T700GC

Le pli élémentaire du matériau composite utilisé dans cette étude est le préimprégné unidirectionnel M21/35%/ 268/T700GC. Ce pli UD est constitué de fibres de carbone T700GC imprégnées de résine M21. Le taux de résine dans le pli après cuisson est de 35% en masse pour une masse surfacique de fibres de 268g/m². Les propriétés standards du pli ont été déjà identifiées dans plusieurs études. Les valeurs moyennes des résultats de caractérisation obtenus par quatre laboratoires (EADS, LGMT, Onera, ENSICA) au cours du programme AMERICO et les valeurs issues des travaux de Prombut [11] sont résumées dans le Tableau 1.3.

Tab. 1.3. Caractéristiques mécaniques d'un pli UD carbone/époxyde M21/T700GC [8].

Propriétés		Grandeurs	Unités	Valeurs
Traction	Module	E_{11} / E_{22}	GPa	130 / 8.5
	Contrainte à rupture	$\sigma_{11} / \sigma_{22}$	MPa	2126 / 68
Compression	Module	E_{11}	GPa	114
	Contrainte à rupture	σ_{11}	MPa	-1409
Cisaillement	Module	G_{12}	GPa	4.4
	Contrainte à rupture	τ_{12}	MPa	89
Coefficient de Poisson		ν_{12}	/	0.32
Ténacité (interface 0°/0°) [11]	Mode I	G_{Ic}	J/m ²	350
	Mode II	G_{IIc}		1250
Ténacité (interface 0°/45°) [11]	Mode I	G_{Ic}	J/m ²	300
	Mode II	G_{IIc}		1600

La figure 1.11 montre des courbes contrainte-déformation obtenues lors des essais de traction quasi-statique sur des stratifiés UD M21/T700GC. Les courbes des essais de traction longitudinale (dans le sens des fibres) du stratifié $[0^\circ]_8$ (Fig. 1.11a) montrent que la relation contrainte déformation n'est pas parfaitement linéaire, et se caractérise par une légère augmentation de la rigidité du stratifié. Ce comportement est souvent observé dans le cas des matériaux composites à fibres longues soumis à une traction dans le sens des fibres. L'augmentation de la rigidité du stratifié est due principalement aux propriétés intrinsèques des fibres de carbone, qui montrent une augmentation de la rigidité au cours du chargement, et à la réorientation des fibres dans l'axe de sollicitation au cours du chargement. Dans les essais de traction transverse aux fibres (Fig. 1.11b), le stratifié $[90^\circ]_8$ montre un comportement élastique quasi linéaire. La figure 1.11c présente les courbes contrainte-déformation du stratifié $[(\pm 45^\circ)_2]_s$ sollicité en traction. Ces dernières mettent en évidence le comportement fortement non-linéaire de ce type de stratifié croisé.

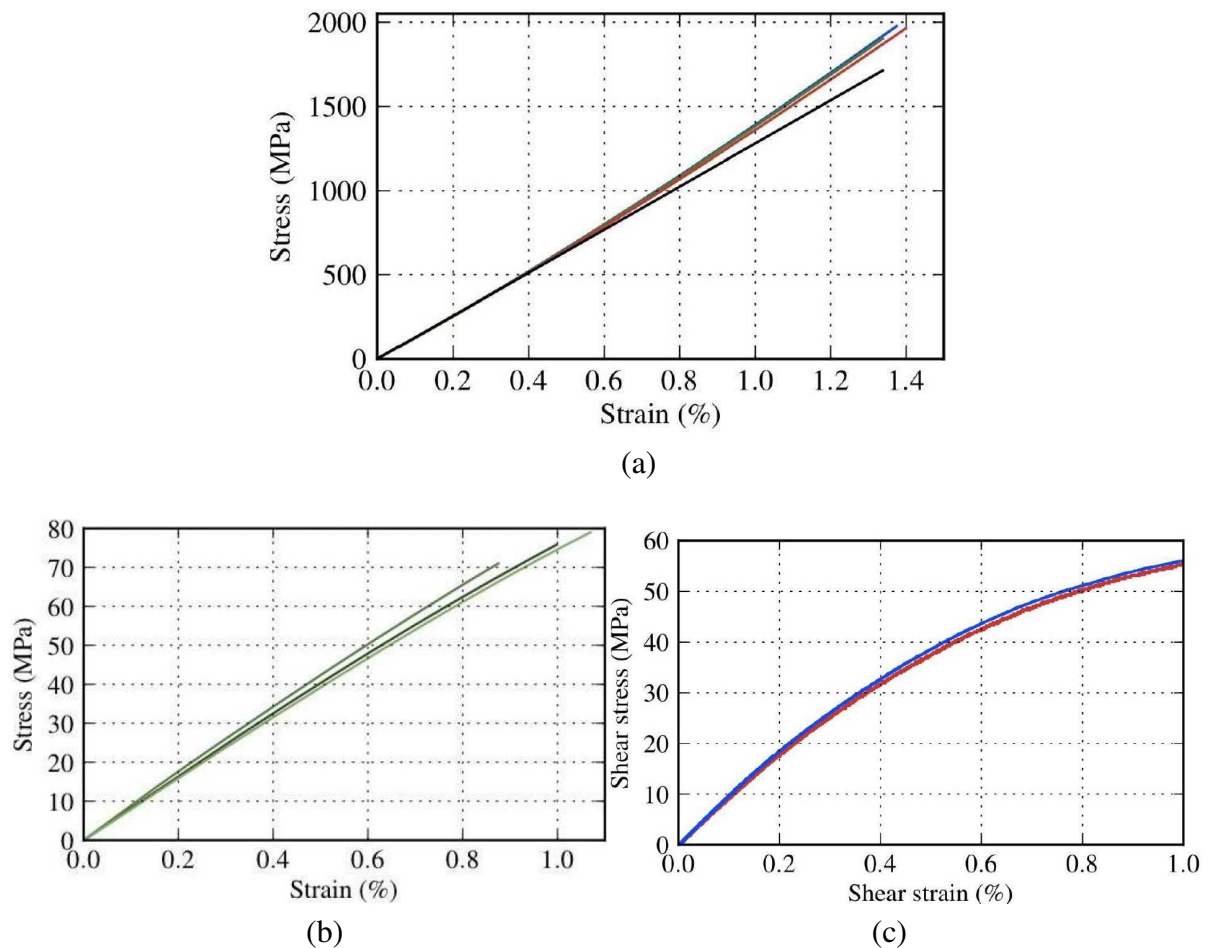


Fig. 1.11. Courbes contrainte-déformation des essais de traction quasi-statique sur des stratifiés UD M21/T700GC, (a) direction des fibres $[0^\circ]_8$, (b) direction transversale $[90^\circ]_8$ et (c) cisaillement $[(\pm 45^\circ)_2]_s$ [12].

D'une manière générale, dans le domaine élastique, un pli UD M21/T700GC sollicité en traction dans les directions longitudinale et transversale aux fibres présente un comportement

élastique quasi linéaire. Alors que, leur comportement en cisaillement, qui est gouverné par le comportement viscoélastique de la matrice, est fortement non-linéaire.

1.5. Théories des stratifiés

Selon l'approche adoptée, les différentes théories des stratifiés peuvent être généralement divisées en deux grandes catégories : la catégorie des théories dites de couche unique équivalente (Equivalent Single Layer - ESL) et la catégorie des théories dites « par couche » (layerwise - LW).

Parmi les principales théories appartenant à la première catégorie on cite la théorie classique des plaques stratifiées (Classical Laminated Plate Theory - CLPT), la théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (First-order Shear Deformation Theory - FSDT), la théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé (Higher-order Shear Deformation Theory - HSDT) et la théorie de déformation en cisaillement d'ordre variable p (Variable p - order Shear Deformation Theory – PSDT). Pour chacune de ces théories, qui sont les plus fréquemment utilisées, le matériau composite stratifié est homogénéisé complètement. Ces théories sont parmi les premières théories des stratifiés proposées. Elles sont généralement des extensions des théories utilisées initialement pour l'étude des structures métalliques, telles que la CLPT de Stavsky [13], qui reprend les hypothèses de la théorie classique de Kirchhoff-Love [14] et la FSDT de Whitney et al [15], qui est une extension de la théorie de Mindlin-Reissner [16-17]. La seconde catégorie des théories écarte l'hypothèse d'homogénéisation complète du matériau stratifié et décrit indépendamment chaque pli. De telles théories se basent généralement sur une approximation polynomiale linéaire ou cubique du déplacement à l'intérieur de chaque pli.

L'utilisation des théories ESL pour la détermination de la réponse globale (déflexion, charges critiques de flambage, fréquences et modes propres) d'une structure en composite stratifié donne généralement d'excellents résultats. Alors que, la détermination précise des réponses locales, tel que les contraintes interlaminaires au voisinage des interfaces entre les plis d'une telle structure ou l'étude des phénomènes tel que la délamination, nécessite généralement le recours à des théories LW. Cependant, ces théories peuvent, pour certaines stratifications, être très lourdes, car la quantité d'inconnues utilisées pour décrire le champ de déplacement global d'un stratifié est proportionnelle au nombre de plis qui le constituent [18].

1.6. Endommagement des composites stratifiés

De par leur composition, leur nature hétérogène et leur caractère anisotropie, l'endommagement des composites stratifiés à fibres longues est extrêmement complexe. En chargements statique ou cyclique les composites stratifiés sont sujets à différents types d'endommagements au niveau de la matrice (fissuration matricielle), des fibres (ruptures de fibres), ou encore au niveau des interfaces fibre/matrice (décohésions fibre/matrice) ou des interfaces inter-plis (délaminage) (Fig. 1.12). La rupture finale de ces matériaux résulte de la somme de ces différents mécanismes d'endommagement qui interviennent à différentes

échelles et qui peuvent interagir entre eux. Ces mécanismes sont depuis longtemps étudiés à travers de nombreuses études expérimentales, notamment par Payan [19], Masmoudi [20], Talreja [21]. Les mécanismes de dégradation d'un stratifié peuvent être classés en fonction de l'échelle à laquelle ils se développent ou en fonction de leur apparition dans l'historique de chargement. Nous donnons ci-après une brève présentation des différents mécanismes d'endommagement apparaissant lors de la dégradation d'un composite stratifié à fibres longues.

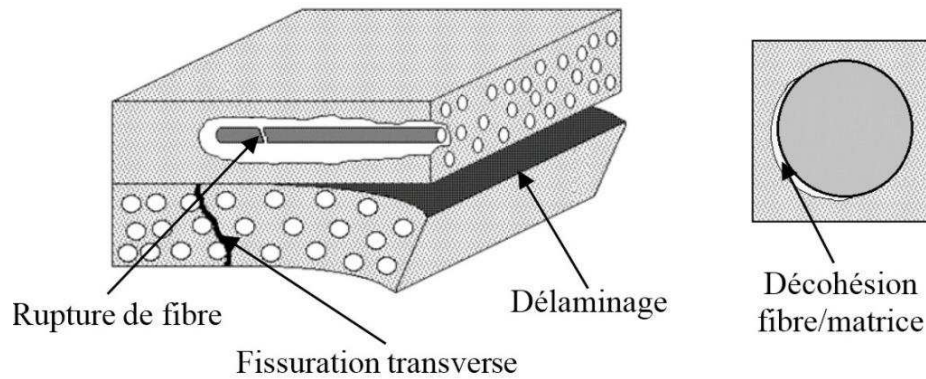


Fig. 1.12. Différents mécanismes d'endommagement d'un composite stratifié à fibres longues.

1.6.1. Classement des mécanismes d'endommagement en fonction de l'échelle à laquelle ils se développent

Dégradations à l'échelle de la fibre ($\approx 10 \mu\text{m}$) :

- La décohésion entre les fibres et la matrice, c'est généralement le premier type d'endommagement qui apparaît au sein des matériaux composites (Fig. 1.13). Mis en évidence dans différents travaux [22-23], ce mécanisme d'endommagement est réparti de manière plus ou moins homogène dans les plis unidirectionnels et son influence sur le comportement du matériau reste toutefois difficile à évaluer. La décohésion s'initie généralement dans les zones de concentration de contraintes et les zones où il existe des micro-défauts dans la matrice. Les zones de décohésion entre les fibres et la matrice sont des lieux privilégiés pour l'amorçage de la fissuration intra-laminaire ;
- Le délaminage diffus, ce type d'endommagement se produit à petite échelle au niveau de l'interface entre plis, il correspond à l'apparition de microfissures dans les zones riches en résine entre deux plis ;
- La rupture de fibres, ce type d'endommagement intervient généralement à un stade avancé de l'endommagement des stratifiés et conduit généralement à la ruine complète du matériau (Fig. 1.14b).

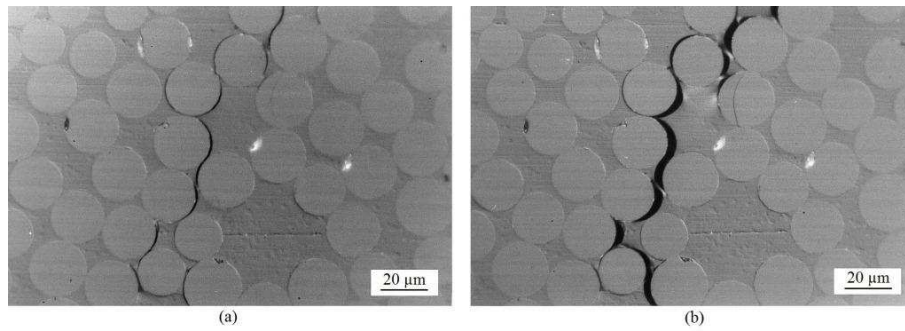


Fig. 1.13. (a) Décohésion fibre/matrice, (b) coalescence des décohésions en une fissure [24].

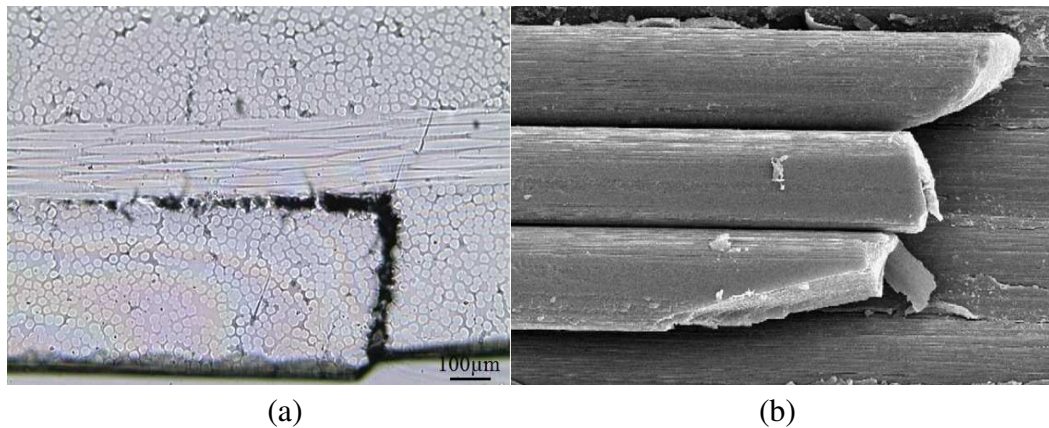


Fig. 1.14. (a) Micro délaminage initié en tête de fissure dans un stratifié [0/90], (b) Rupture de fibres [25].

Dégradations à l'échelle du pli ($\approx 100 \mu\text{m}$) :

- La fissuration transverse, elle correspond à la création de fissures matricielles qui traversent complètement l'épaisseur des plis ayant les fibres les plus désorientées par rapport à l'axe de sollicitation (Fig. 1.15). Elles se propagent sur une longueur plus ou moins grande dans la largeur du stratifié, parallèlement à la direction des fibres. Ces fissures sont principalement générées par la coalescence des décohésions fibres /matrice et les concentrations de contrainte dues aux irrégularités géométriques.

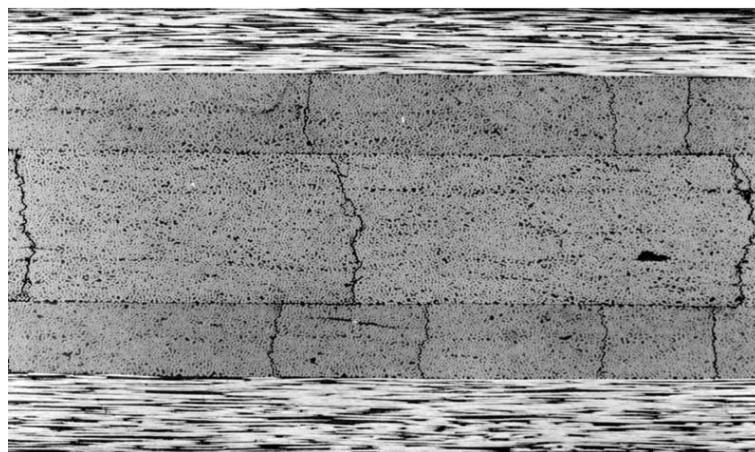


Fig. 1.15. Réseau de fissures transverses [26].

- Le délaminage, il correspond à un décollement entre deux plis d'un stratifié. Ce type d'endommagement se produit principalement dans les stratifiés croisés du fait des différences de module entre les plis qui sont à l'origine de contraintes interlaminaires [21]. Ce décollement entre plis s'amorce généralement en tête des fissurations transversales, aux bords libres des structures et près des discontinuités géométriques [27] (Fig. 1.14a).

1.6.2. Classement des mécanismes d'endommagement en fonction de leur apparition dans l'historique du chargement

L'apparition et le développement des mécanismes d'endommagement mentionnés précédemment dépendent de plusieurs paramètres : le procédé de fabrication [28], la vitesse et la direction de chargement [29], le mode de sollicitation [11], etc. Cependant, l'ordre et la localisation de leur apparition restent notablement les mêmes pour une large gamme de matériaux et de chargements.

Généralement lors de la mise en œuvre des composites, des contraintes résiduelles dues aux contractions thermiques différentielles entre la résine et les renforts et au retrait de polymérisation peuvent entraîner de l'endommagement diffus et même de créer des fissures dans les plis. Pendant le chargement, ces endommagements se développent et coalescent jusqu'à la formation des fissures à l'échelle mésoscopique. Ces fissures entraînent l'apparition du délaminage localisé (micro-délaminage), ce dernier s'amorce en pointe de fissures ou au niveau des bords libres. Ces mécanismes se développent jusqu'à atteindre la saturation de densité de fissures et conduisent enfin à une redistribution des contraintes dans les plis. Après cette phase, la charge ne sera plus supportée que par certains plis, ce qui conduit à leur surchargement et à la rupture des fibres. C'est généralement à cet instant-là que le matériau est considéré comme complètement détruit.

1.7. Caractérisation et évaluation non destructive des matériaux composites

L'étude et la compréhension du comportement mécanique et de l'endommagement des matériaux composites, font appel à des techniques de caractérisation et d'évaluation non destructives. Ces techniques sont indispensables pour la bonne compréhension des phénomènes d'endommagement et la caractérisation précise des propriétés mécanique des matériaux. Elles permettent de détecter et de suivre l'évolution des différents mécanismes d'endommagement intervenant durant le processus d'endommagement des matériaux sans altérer ni modifier leurs propriétés physico-chimiques et mécaniques. La plupart de ces techniques sont fondées sur la mesure du champ d'une grandeur physique. Selon le principe physique de la technique, on distingue généralement trois catégories de techniques les plus utilisées dans l'étude des matériaux composites :

- La mesure de champs acoustiques, qui comprend l'émission acoustique et les ultrasons ;
- La mesure de champs densimétriques, incluant la radiographie et la tomographie à rayons X ;
- La mesure de champ thermiques par thermographie infrarouge.

Dans ce travail de thèse, les mesures de champs acoustiques, densimétriques et thermiques ainsi que de champs de déplacements ont été effectuées respectivement à l'aide de l'émission acoustique, la tomographie à rayons X, la thermographie infrarouge et la corrélation d'images numériques. Le principe, la base théorique et l'état de l'art de ces différentes techniques sont reportés au début du deuxième et du quatrième chapitre.

1.8. Matériaux composites épais : définition et état de l'art

1.8.1. Définition

Dans la littérature, il n'existe pas un accord sur la définition ou l'épaisseur de ce qu'on peut appeler un composite stratifié épais. Néanmoins, la majorité des travaux antérieurs portant sur l'étude des composites stratifiés, considèrent les stratifiés de plus de 6 mm d'épaisseur comme des composites épais [30-35]. Étant donné que le principal phénomène apparaissant lors de la sollicitation d'un composite stratifié relativement épais est la déformation en cisaillement transverse du stratifié, qui dans ce cas devient importante et introduit un champ de déplacement non linéaire et non négligeable dans l'épaisseur du matériau. D'un point de vue statique, l'épaisseur de ce qu'on peut appeler un composite stratifié épais, qui dépend principalement de la longueur du stratifié, peut être définie en calculant le taux de divergence entre les flèches d'une série de stratifiés de différentes épaisseurs et longueurs, avec et sans la prise en compte du cisaillement transverse.

À cet égard, la flèche maximale d'une série d'éprouvettes en composites stratifiés quasi-isotropes ($[0^\circ/90^\circ]_n$) soumis à un chargement en flexion trois points a été calculée en utilisant deux méthodes analytiques différentes et une méthode numérique, la théorie classique des stratifiés (TCS) et la théorie des poutres de Timoshenko (TPT) pour le calcul analytique et la méthode des éléments finis pour le calcul numérique (EF). Les éprouvettes ont été constituées d'un empilement de 4 à 77 plis unidirectionnels M21/T700GC pour une épaisseur totale qui varie entre 1 et 20mm. La charge appliquée aux éprouvettes est de 3000 N. Une valeur de 5/6 a été attribuée au facteur de correction de cisaillement transverse K dans la TPT [36]. Les éprouvettes ont été modélisées par des éléments Shell pour la simulation numérique sous Patran/Nastran. La flèche des éprouvettes a été calculée analytiquement avec les deux équations suivantes [18] :

$$w(x) = -\frac{F_0 L L^3}{48 E_{xx}^f I_{yy}} \left[3 \left(\frac{x}{L} \right) - 4 \left(\frac{x}{L} \right)^3 \right], \text{ TCS} \quad (1.7)$$

$$w(x) = -\frac{F_0 l L^3}{48 E_{xx}^f I_{yy}} \left[3 \left(\frac{x}{L} \right) - 4 \left(\frac{x}{L} \right)^3 \right] - \frac{F_0 L}{2 K G_{xx}^b} \left(\frac{x}{L} \right), \quad \text{TPT} \quad (1.8)$$

Avec, $E_{xx}^f = \frac{12}{e^3 D_{11}}$, $G_{xx}^c = \frac{1}{e F_{55}}$, F_0 la force appliquée, L , l et e représentent respectivement la longueur, la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette, K le facteur de correction de cisaillement transverse, I_{yy} le moment d'inertie, E_{xx}^f la rigidité effective en flexion, D_{11} le premier terme de la matrice de rigidité en flexion, G_{xx}^b rigidité effective en cisaillement et F_{55} le dernier terme de la matrice de rigidité en cisaillement.

Dans un premier temps, le taux de divergence entre les résultats obtenus par les trois méthodes (TCS-TPT-EF) a été calculé pour une série d'éprouvettes de différentes épaisseurs et d'une longueur constante de 150 mm (Fig. 1.16). Ensuite, le taux de divergence a été calculé pour une série d'éprouvettes d'un rapport longueur sur épaisseur (L/e) constant de 16 (Fig. 1.17).

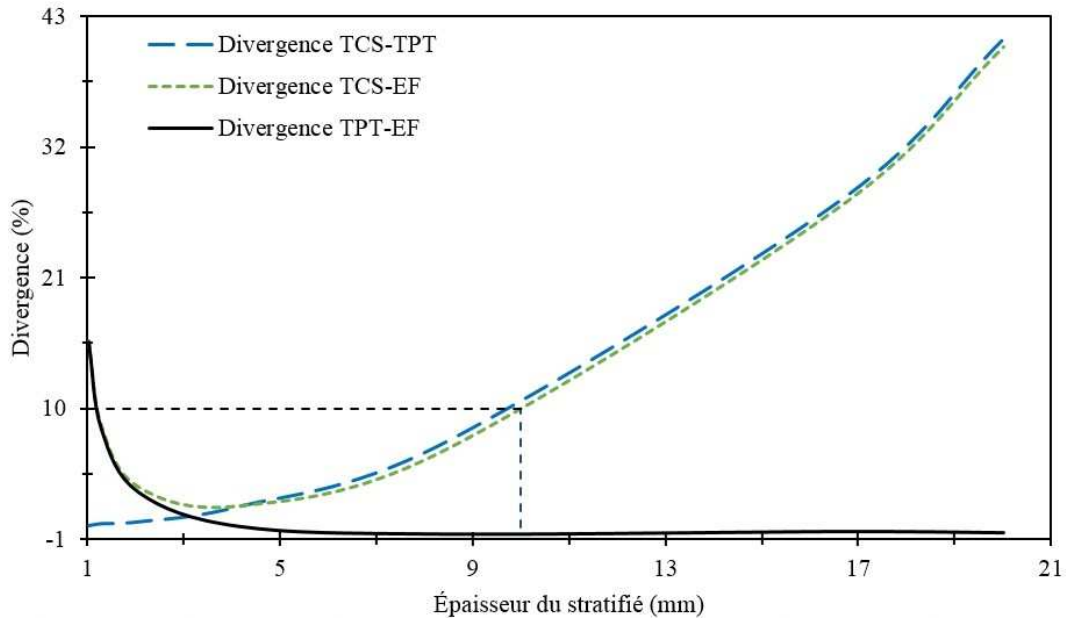


Fig. 1.16. Taux de divergence entre les flèches maximales obtenues par les trois méthodes (TCS-TPT-EF) en fonction de l'épaisseur des éprouvettes.

La figure 1.16 montre qu'à partir de 1 jusqu'à 4mm d'épaisseur les flèches calculées par les deux méthodes analytiques (TCS et TPT) sont presque identiques, et qu'une différence varie entre 15% et 0% existe entre ces dernières et la flèche calculée par la méthode numérique. Alors qu'à partir de 4 jusqu'à 20mm d'épaisseur la flèche calculée par la TPT et la flèche calculée par la méthode d'EF deviennent presque identiques et la différence entre ces dernières et la flèche calculée par la TCS devient plus importante avec l'augmentation de l'épaisseur des éprouvettes. Pour des épaisseurs d'éprouvettes supérieures à 9.5 mm ou un rapport $L/e < 16$ cette différence est de plus de 10%. La figure 1.17 montre que, pour un rapport L/e de 16 et une épaisseur de plus de 5mm, le taux de divergence entre les flèches calculées par les deux méthodes analytiques ne dépasse pas les 10 %.

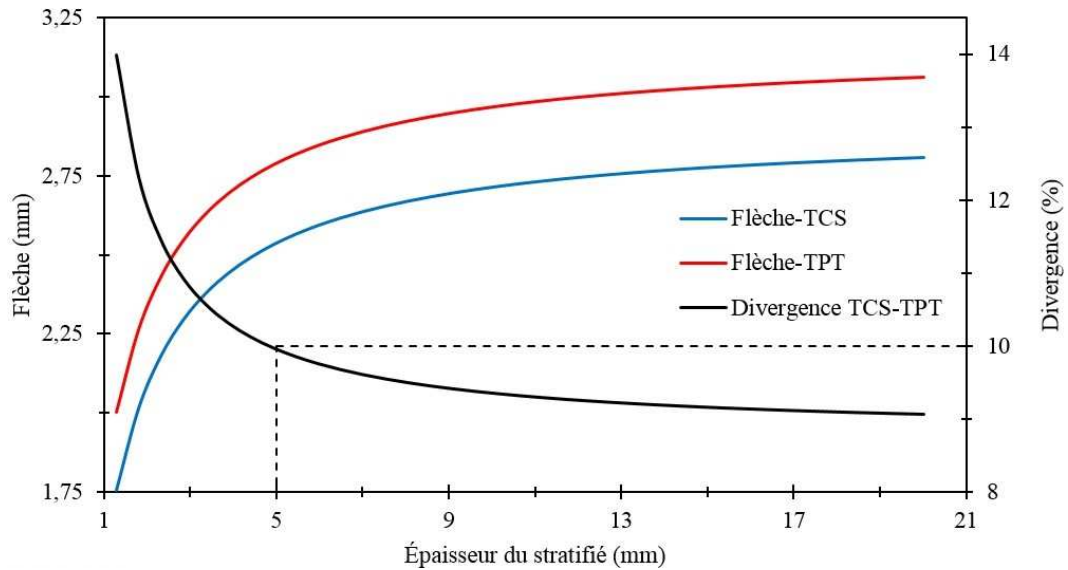


Fig. 1.17. Flèche maximale calculée par les deux méthodes (TCS-TPT) et taux de divergence entre les flèches en fonction de l'épaisseur des éprouvettes.

À partir de ces résultats, on peut dire que pour un rapport longueur-épaisseur <15 , le cisaillement transverse a une influence significative sur le comportement mécanique des stratifiés, et que ces stratifiés sont épais (Fig. 1.18). De plus, un rapport L/e de 16 est généralement recommandé dans les normes afin d'éviter les effets de cisaillement transverse sur le comportement mécanique des composites [37].

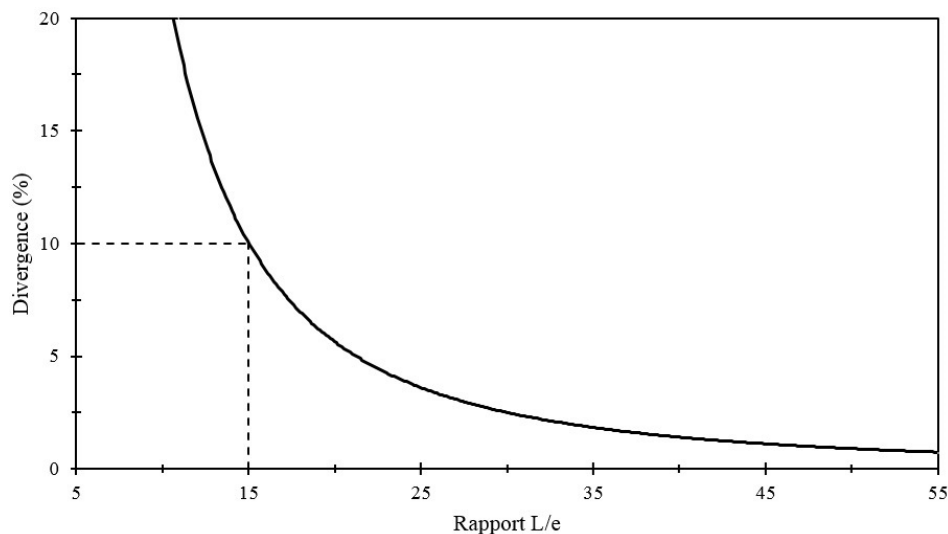


Fig. 1.18. Taux de divergence entre les flèches maximales calculée par les deux méthodes (TCS-TPT) en fonction du rapport longueur sur épaisseur (L/e).

1.8.2. Fabrication des composites épais à matrice thermodurcissable

La définition d'un composite épais n'est pas basée seulement sur son comportement mécanique face aux sollicitations extérieures, mais aussi sur son comportement durant la phase de fabrication. La principale difficulté rencontrée durant la phase de fabrication des composites épais à matrice thermodurcissable est la gestion de la chaleur générée lors de leur cuisson. En

effet, la nature exothermique des réactions de polymérisation des résines thermodurcissables et leur faible conductivité thermique sont à l'origine de l'augmentation rapide de la température interne des composites épais et l'apparition d'un gradient de température à travers leur épaisseur lors de la cuisson. Ces phénomènes s'accroissent avec l'augmentation de l'épaisseur des composites et engendrent une cuisson non-uniforme à travers l'épaisseur de ces derniers, ce qui peut conduire à l'apparition des contraintes résiduelles, des microfissures, des délaminages et des déformations géométriques, qui affectent les propriétés mécaniques du matériau. Il est ainsi difficile d'éviter la présence de porosités, de zones sèches, ou à faible taux volumique de fibres pendant la fabrication des composites épais. En effet, la fabrication de ces composites a fait l'objet de nombreuses études [38-45], ces dernières sont principalement consacrées au développement de nouvelles formules de résine et de nouveaux procédés de mise en œuvre, tels que le durcissement par étapes [38], la cuisson par faisceaux d'électrons [39-40], la cuisson par micro-ondes [41-42], l'utilisation des tissus et des préimprégnés pré-catalysés [43-44] et l'ajout de catalyseurs et de ralentisseurs à la résine [45].

1.8.3. Usinage des composites épais

Peu de travaux se sont intéressés à l'usinage des matériaux composites épais. Parmi lesquels on cite celui de Rahme [46] qui a étudié l'effet des procédés de perçage sur l'apparition du délaminage dans des structures composites épaisses en carbone/époxy. Dans cette étude, l'auteur a montré que le phénomène de délaminage pendant le perçage est le principal défaut, et que le défaut à la sortie du trou est le défaut majeur durant le perçage. Ce défaut a été directement lié à la vitesse d'avance et à la géométrie de la partie active de l'outil. L'auteur a également montré que les défauts de dégradation de la matrice sont liés à l'augmentation importante de la température dans le matériau au cours du perçage. Afin d'éviter ou de minimiser l'apparition de ces défauts, plusieurs solutions ont été proposées dans cette étude, parmi lesquelles : le perçage avec une cale d'appui, qui réduit le délaminage à la sortie ; l'introduction d'un tissu de verre, qui limite fortement la propagation des fissures ; une sélection réfléchie de la géométrie de l'outil et de la vitesse d'avance, qui améliore la qualité du trou et l'utilisation d'un lubrifiant, qui réduit l'augmentation de la température du matériau au cours du perçage.

1.8.4. Comportement quasi statique et endommagement des composites épais

L'étude du comportement mécanique et de l'endommagement des composites épais a fait l'objet de plusieurs travaux de recherche [47-56]. Cependant, la plupart de ces travaux porte sur l'effet de l'épaisseur sur les propriétés mécaniques du composite et plus particulièrement sur leur résistance à la compression. Dans la plupart de ces travaux, il a été constaté que la résistance des composites stratifiés diminue en augmentant leur épaisseur. Selon ces travaux, cette diminution est due à l'influence de la configuration des essais qui ne sont pas conçus pour les composites épais [47-49], à l'apparition de gradients de température à travers l'épaisseur lors de la cuisson [51-53], au cisaillement interlaminaire et aux défauts de fabrication [54-56]. D'autre

part, certains auteurs ont étudié l'endommagement des composites épais sous un chargement de compression [57-58], les auteurs ont rapporté que le premier mécanisme d'endommagement intervenant durant le processus d'endommagement de ces composites est la rupture de la matrice en cisaillement, et que cette rupture est précipitée par le désalignement des fibres. Ils ont aussi rapporté, que les bandes de pliage « Kink bands » et les délaminages sont les mécanismes d'endommagement prédominants dans ce cas de chargement.

Une revue de littérature extensive sur l'effet de la taille des éprouvettes sur la résistance des matériaux composites renforcés de fibres continues est donnée dans la référence [59]. Les résultats des différentes études présentées dans cet article par Wisnom montrent que l'augmentation de la taille des échantillons a un effet significatif sur la résistance de ces matériaux à la traction, à la compression et à la flexion, de sorte que l'augmentation de la taille des éprouvettes entraîne une diminution de leur résistance. L'auteur a également souligné l'importance de la prise en compte de cette diminution de résistance, qui est principalement attribuée aux défauts de fabrication, lors de la conception des structures.

Camponeschi [47] a étudié l'effet de l'épaisseur sur la réponse en compression des composites stratifiés carbone/époxy et verre/époxy de 6.4, 12.7 et 25.4 mm d'épaisseur. Les éprouvettes ont été respectivement constituées d'un empilement de 48, 96 et 192 plis. L'auteur a constaté que le module en compression et les coefficients de Poisson ainsi que le mode d'endommagement de ces matériaux sont insensibles à l'augmentation de l'épaisseur des éprouvettes. Cependant, une diminution d'environ 22% a été observée entre la résistance des éprouvettes de 6.4mm et de 25.4 mm d'épaisseur.

Lee et Soutis [30, 50] se sont intéressés aux effets de taille sur la contrainte et le mode de rupture d'un stratifié carbone/époxy en compression. De dimensions 10×10×2 mm, les éprouvettes ont été affectés d'un facteur d'échelle de 2 et 4. Dans tous les cas, les auteurs ont constaté que la contrainte à rupture diminue significativement (jusqu'à un maximum de 45%) avec l'augmentation de la taille des éprouvettes, alors que le module en compression reste relativement inchangé, comme on peut le constater sur la figure 1.19. Ils ont également noté qu'avec les essais normalisés, cette rupture s'initiait systématiquement aux talons de l'éprouvette.

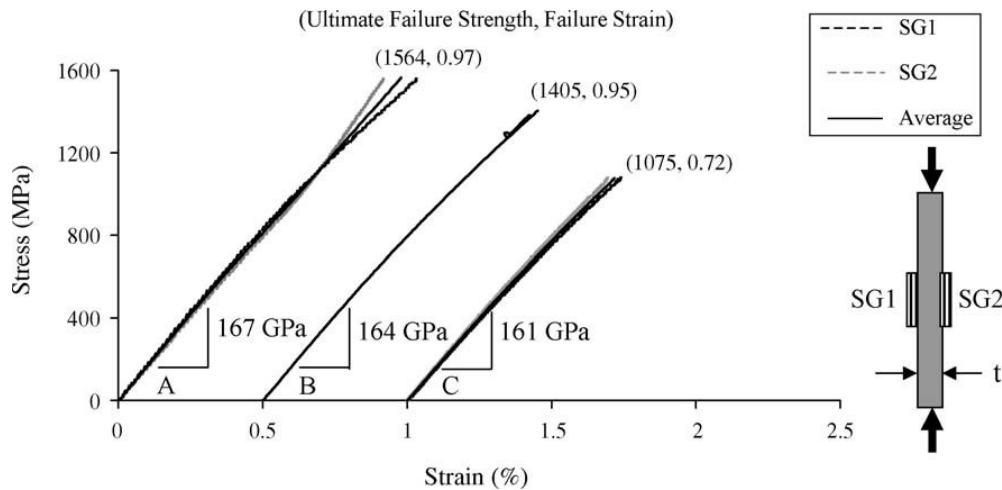


Fig. 1.19. Courbes contrainte-déformation des stratifiés carbone/époxy de 2 mm (courbe A), 4 mm (courbe B) et 8 mm (courbe C) d'épaisseur [50].

En 2011, un rapport sur le développement d'essais de caractérisation en traction et en compression des composites épais à matrice polymère a été publié par le laboratoire national de physique (National Physics Laboratory – NPL) [60]. Dans ce rapport une évaluation de l'effet d'échelle et de regroupement de plusieurs plis de la même orientation sur les propriétés mécanique d'un composite stratifié (carbone/époxy) a été effectuée. Les résultats obtenus dans cette étude sont résumés dans le tableau 1.4 et le tableau 1.5. Ces résultats montrent que, lorsque l'empilement des plis du composite épais est effectué en suivant la même séquence d'empilement du composite mince, les propriétés mécaniques des deux matériaux sont relativement les mêmes. Cependant, lorsque plusieurs plis de la même orientation sont regroupés, afin de ressembler la séquence d'empilement du composite épais à celle du composite mince, la résistance à la compression et à la traction du composite épais, ainsi que leur module de traction diminué d'une manière significative.

Tab. 1.4. Résumé des résultats de traction [60].

Lay-up details		Nominal Thickness (mm)	Modulus (GPa)	Poisson's ratio	Strength (MPa)
Standard (thin)	$[+45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_s$	2.5	44.2 ± 0.6	0.35 ± 0.03	551 ± 22
Distributed (thick)	$[+45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{8s}$	20	45.6 ± 0.5	0.33 ± 0.01	540 ± 44
Blocked (thick)	$[+45^\circ_8/0^\circ_8/-45^\circ_8/90^\circ_8]_s$	20	34.6 ± 5.7	0.52 ± 0.10	392 ± 25

Tab. 1.5. Résumé des résultats de compression [60].

Lay-up details		Nominal Thickness (mm)	Modulus (GPa)	Poisson's ratio	Strength (MPa)
Standard (thin)	$[+45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{2s}$	5	44.0 ± 2.4	-	454 ± 12
Distributed (thick)	$[+45^\circ/0^\circ/-45^\circ/90^\circ]_{8s}$	20	42.6 ± 0.8	0.28 ± 0.01	446 ± 7
Blocked (thick)	$[+45^\circ_4/0^\circ_4/-45^\circ_4/90^\circ_4]_{2s}$	20	41.8 ± 0.4	0.30 ± 0.01	336 ± 17

1.8.5. Comportement à l'impact des composites épais

Breen et al. [33], ont étudié l'influence des dommages d'impact sur les propriétés mécaniques des composites stratifiés épais. Dans cette étude, des éprouvettes en composite stratifié carbone/époxy d'une épaisseur de 4, 8 et 12 mm ont été soumises à des impacts d'énergie variable au centre et près du bord. Ensuite, la géométrie des dommages et la résistance résiduelle à la traction et à la compression des éprouvettes ont été mesurées. Les résultats de cette étude sont résumés dans la figure 1.20 et montrent qu'un impact au bord des éprouvettes entraîne une réduction importante dans leur résistance à la compression, alors qu'un impact au centre des éprouvettes entraîne une réduction importante dans leur résistance à la traction. Il a été également mentionné dans cette étude que le délaminage engendré par un impact près du bord des éprouvettes est plus sévère que celui engendré par un impact au centre des éprouvettes, et que la densité des fibres rompues après un impact au centre est plus importante que celle des fibres rompues après un impact près du bord. Guillaud et al. [61] se sont intéressés à la réponse à l'impact de plaques composites stratifié carbone/époxy épais soumises à un préchargement en traction uniaxiale. Dans cet article les auteurs ont rapporté que, la zone de délaminage cumulée et la rigidité des plaques étudiées augmentent lorsqu'elles sont préchargées.

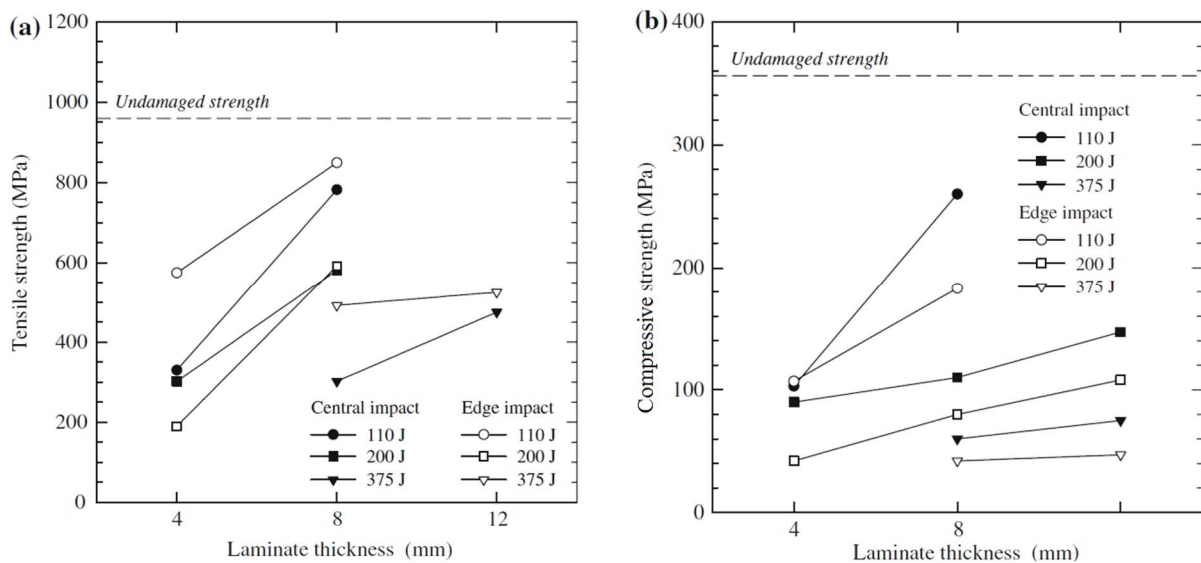


Fig. 1.20. Résistance résiduelle (a) à la traction et (b) à la compression des éprouvettes découpées des stratifiés impactés en fonction de l'épaisseur du stratifié [33].

1.8.6. Comportement et endommagement des composites épais en fatigue

La fatigue des composites épais n'a fait l'objet que d'un nombre très limité d'études. La majorité de ces études ont porté sur l'effet de l'épaisseur [62, 63, 64], des dommages d'impact [63], des cycles de cuisson [53] et de l'auto échauffement [64] sur le comportement en fatigue de ces matériaux.

Lahuerta et al. [64] ont étudié l'influence de l'auto échauffement sur le comportement en fatigue des stratifiés verre/époxy épais lors d'un chargement cyclique. Des essais de fatigue en

compression sur des éprouvettes de 10, 20 et 30 mm d'épaisseur dans différentes conditions de charge et d'environnement ont été réalisés dans cette étude. L'analyse des résultats a montré (Fig. 1.21) que l'augmentation de l'épaisseur et de la fréquence de sollicitation des échantillons ont entraîné une augmentation significative de la température à la surface des éprouvettes (jusqu'à un maximum de 40° pour l'éprouvette de 30 mm d'épaisseur), ce qui a affecté leur résistance à la fatigue et réduit leur durée de vie. Des résultats similaires ont été obtenus dans une autre étude menée par Lahuerta et al. [62] sur l'effet de taille sur le comportement en compression des composites unidirectionnels renforcés de fibres de verre.

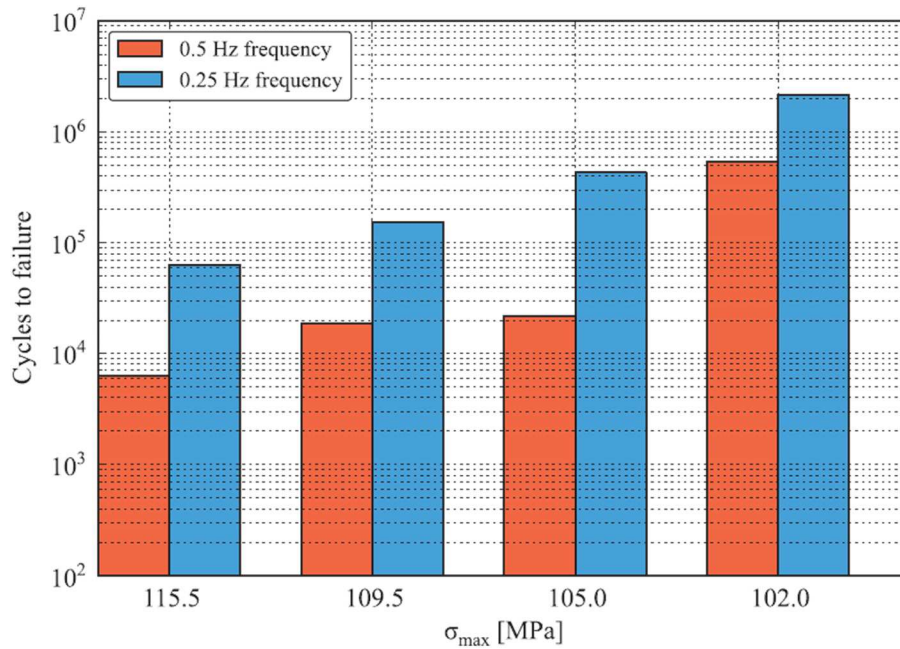


Fig. 1.21. Evolution du nombre de cycles à la rupture des éprouvettes de 30mm d'épaisseur en fonction de la contrainte maximale appliquée et de la fréquence de sollicitation [64].

Tai et al. [63] ont étudié les effets de l'épaisseur sur le comportement en fatigue des stratifiés carbone/époxy sains et pré-endommagés par un impact de faible énergie. Les auteurs ont conclu qu'un impact à basse énergie a une grande influence sur la diminution de la résistance à la traction des stratifiés minces, et que pour tous les stratifiés, impactés ou non, il existe une relation linéaire entre le niveau de contrainte appliqué et la durée de vie en fatigue. Ils ont également conclu que, pour un niveau de contrainte donné, les stratifiés les plus épais sont plus fiables en fatigue et cela même après un impacte de faible énergie, comme le montre la figure 1.22.

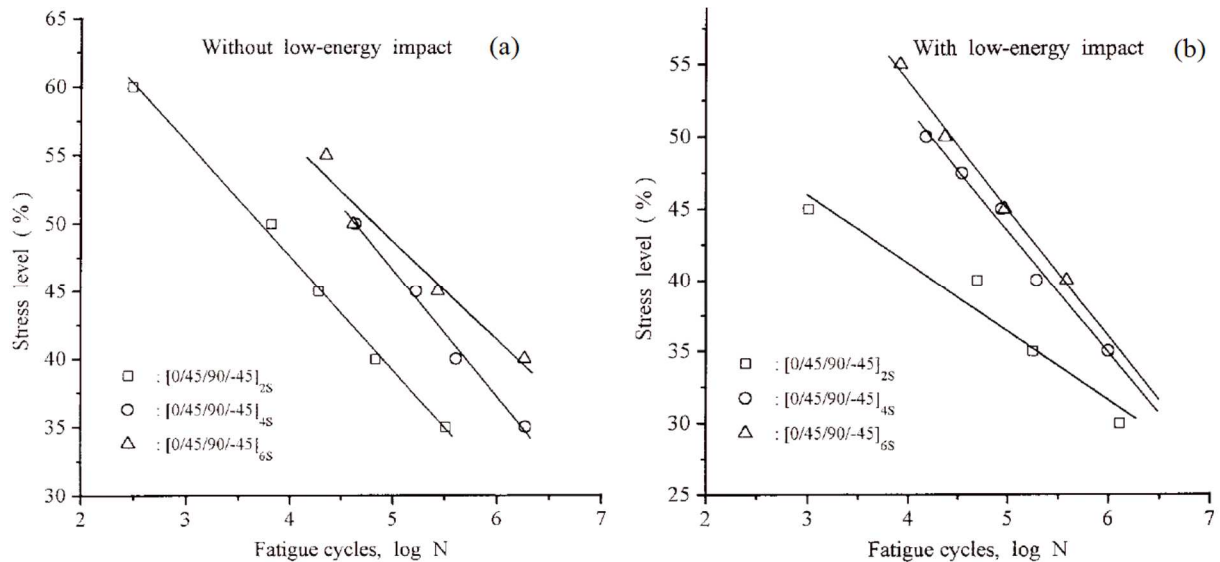


Fig. 1.22. Courbes S-N des stratifiés carbone/époxy, a) stratifiés sains, b) stratifiés pré-endommagés par un impact de faible énergie [63].

Chowdhury et al. [65-66] ont étudié la résistance statique et à la fatigue des assemblages boulonnés, collés et hybrides en carbone/époxy épais. Les résultats des essais statiques ont montré que la rigidité des assemblages collés est plus grande que celle des assemblages hybrides, et que les assemblages hybrides ont une bonne résistance aux charges statiques par rapport aux assemblage collé. Concernant les essais de fatigue, les résultats ont montré que les assemblages hybrides ont la plus grande durabilité, suivis par les assemblages boulonnés et enfin les assemblages collés.

Revest [67] a analysé l'influence de l'épaisseur des plis sur la fissuration intra-laminaire des stratifié carbone/époxy soumis à des sollicitations quasi-statiques et cycliques. Il a constaté que l'endommagement créé par les deux types de chargement sont similaires, et que les fissures sont identiques dans les deux cas et se présentent sous la forme d'un réseau quasi-périodique de fissures qui se propagent dans la direction des fibres qui leur servent de guide. Il a montré également que dans les deux types de chargement, la densité de fissures est inversement proportionnelle à l'épaisseur du pli fissuré, comme l'illustre la figure 1.23. Reifsnider [68] et Garret et al. [69] sont les premiers à étudier l'influence de l'épaisseur des plis sur la fissuration intra-laminaire des composites stratifiés. Ils montrent dans ces études que, la cinétique d'apparition des fissures, leur nombre et la distance inter-fissures dépendent de l'épaisseur du pli fissuré.

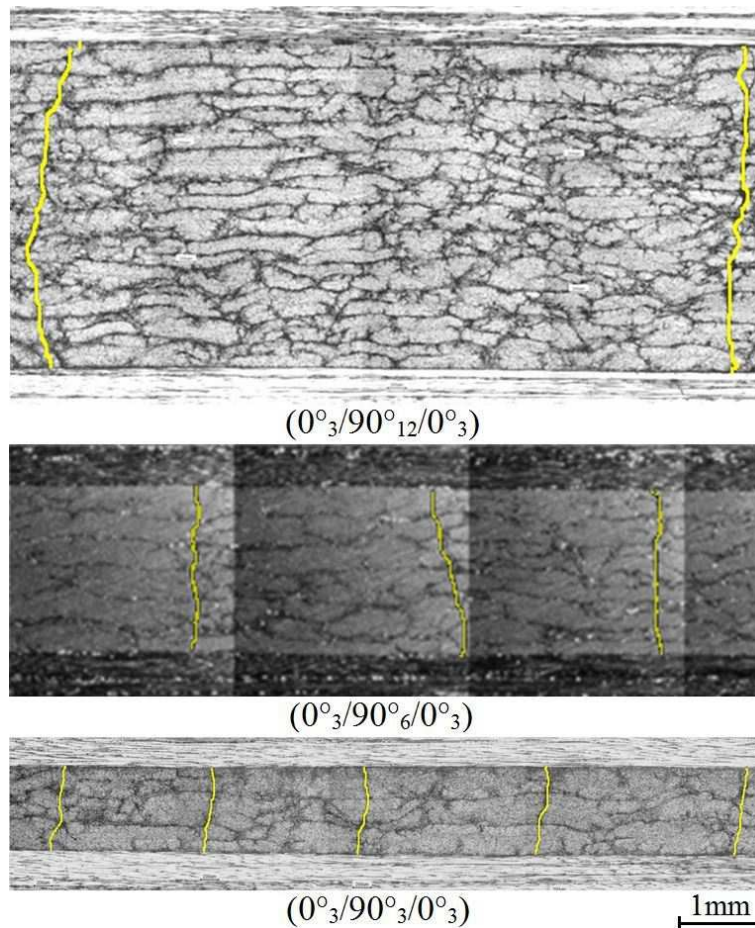


Fig. 1.23. Influence de l'épaisseur de la couche à 90° sur la densité de fissures des stratifiés carbone/époxy sollicités en traction cyclique [67].

1.8.7. Évaluation non destructive des matériaux composites épais

La détection et la caractérisation de l'endommagement des composites épais, font appel à des techniques de contrôle et d'évaluation non destructifs. Ces techniques sont indispensables pour l'étude et le contrôle en service de ces composites qui sont principalement utilisés pour la fabrication des structures vitales. Cependant, une revue de littérature sur l'évaluation non destructive (END) des structures composites épaisses réalisée par Ibrahim [70], montre que l'END des matériaux composites épais semble relativement immature comparée à celle des composites minces. L'auteur a également noté, qu'il n'y a aucune référence dans la littérature sur la fiabilité de l'inspection ou les critères d'acceptation des structures composites épaisses.

1.9. Bibliographie

- [1] Naito K, Tanaka Y, Yang JM, Kagawa Y. Tensile properties of ultrahigh strength PAN-based, ultrahigh modulus pitch-based and high ductility pitch-based carbon fibers. *Carbon* 2008;46(2):189-195.
- [2] Blassiau S. Modélisation des phénomènes microstructuraux au sein d'un composite unidirectionnel carbone/époxy et prédiction de durée de vie : contrôle et qualification de réservoirs bobinés. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris 2005.
- [3] Cantwell WJ, Morton J. The impact resistance of composite materials – A review. *Composites* 1991;22:347-360.
- [4] Troussset E. Prédiction des dommages d'impact basse vitesse et basse énergie dans les composites à matrice organique stratifiées. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers 2014.
- [5] Pailler R et al. Les fibres céramiques non oxydes. Relations entre nanostructure ou composition et propriétés. *Ann. Chim. Sci. Mat* 2005 ;30(6):565-578.
- [6] Paris C. Etude et modélisation de la polymérisation dynamique de composites à matrice thermodurcissable. Thèse de doctorat, Université de Toulouse 2011.
- [7] Gilat A, Goldberg RK, Roberts GD. Experimental study of strain-rate dependent behavior of carbon/epoxy composite. *Compos Sci Technol* 2002;62:1469-76.
- [8] Hautier M. Analyse des réparations des matériaux composites : mise en œuvre d'un procédé par infiltration et étude du comportement mécanique. Thèse de doctorat, Université de Toulouse 3 Paul Sabatier 2010.
- [9] Haddad M. Etude de l'impact des défauts d'usinage des structures composites par détournage sur leur comportement mécanique. Thèse de doctorat, Université de Toulouse 2013.
- [10] Zhou J, Li Y, Li N, Hao X, Liu C. Interfacial shear strength of microwave processed carbon fiber/epoxy composites characterized by an improved fiber-bundle pull-out test. *Composites Science and Technology* 2016;133:173-183.
- [11] Prombut P. Caractérisation de la propagation de délaminage des stratifiés composites multidirectionnels. Thèse de doctorat, Université Toulouse III - Paul Sabatier 2007.
- [12] Berthe J, Deletombe E, Brieu M, Portemont G, Paulmier P. Dynamic characterization of CFRP composite materials – toward a pre-normative testing protocol – application to T700GC/M21 material. *Procedia Eng* 2014;80:165-182.
- [13] Strav SY. Bending and stretching of laminated aeolotropic plates. *Journal of Engineering Mechanics, ASCE* 1961;87:31-56.
- [14] Kirchhoff G. Über das gleichgewicht und die bewegung einer elastischen schreibte. *Reine Angew Math* 1850;40:51-58.
- [15] Whitney JM, Pagano NJ. Shear deformation in heterogeneous anisotropic plates. *Journal of Applied Mechanics* 1970;37:1031-1036.
- [16] Reissner E. The effect of transverse shear deformation on the bending of elastic plates. *JAM* 1945;12:69-77.

- [17] Mindlin RD. Influence of Rotatory Inertia and Shear on Flexural Motions of Isotropic, Elastic Plates. *Journal of Applied Mechanics* 1951;18: 32-38.
- [18] Reddy J N. *Mechanics of Laminated Composite Plates : Theory and Analysis*, CRC Press 1997.
- [19] Payan j. Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue. Thèse de doctorat, Université d'Aix-Marseille II. Faculté des Sciences 2004.
- [20] Masmoudi S. Comportement mécanique et caractérisation par implant piézoélectrique ultrasonore intégré d'un matériau composite. Thèse de doctorat, Université du Maine, Université de Sfax 2013.
- [21] Talreja R. Assessment of the fundamentals of failure theories for composite materials. *Composites Science and Technology* 2014 ;105:190-201.
- [22] Violeau D. Une stratégie de calcul pour l'analyse à l'échelle "micro" des endommagements jusqu'à rupture des composites stratifiés. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan 2007.
- [23] Hoover J, Kujawski D, Ellyin F. Transverse cracking of symmetric and unsymmetric glass-fibre/epoxy-resin laminates. *Composites Science and Technology* 1997;57:1513-1526.
- [24] Gamstedt E, Sjören B. (1999). Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies. *Composites Sciences and Technology* 1999; 59:167-178.
- [25] Okabe T, Nishikawa M, Takeda N. Numerical modelling of progressive damage in fiber reinforced plastic cross-ply laminates. *Composites Science and Technology* 2008;68(10- 11) :2282-2289.
- [26] Thionnet A, Chambon L, Renard J. A theoretical and experimental stud to point out the notion of loading mode in damage mechanics - Application to the identification and validation of a fatigue damage modeling for laminates composites. *International Journal of Fatigue* 2002;24:147-154.
- [27] Berthelot JM. Transverse cracking and delamination in cross-ply glass-fiber and carbon-fiber reinforced plastic laminates: Static and fatigue loading. *Applied Mechanics Reviews* 2003 ;56(1):111-147.
- [28] Lebel F. Contrôle de la fabrication des composites par injection sur renforts. Thèse de doctorat, Université de Montréal 2012.
- [29] Dzenis YA, Qian J. Analysis of microdamage evolution histories in composites. *International Journal of Solids and Structures* 2001 ;38(10-13):1831-1854.
- [30] Lee J, Soutis C. A study on the compressive strength of thick carbon fibre-epoxy laminates. *Composites Science and Technology* 2007;67(10):2015-2026.
- [31] Revest N, Thionnet A, Renard J, Boulay L, Castaing P. Comportement en fatigue de structures épaisses en matériaux composites. JNC 16, Toulouse 2009.
- [32] Galea SC, Deirmendjian GK, Saunders DS. Damage states around fastener holes in thick graphite/epoxy composite laminates. DTIC Document 1993.
- [33] Breen C, Guild F, Pavier M. Impact damage to thick carbon fibre reinforced plastic composite laminates. *Journal of Materials Science* 2006;41(20):6718-6724.
- [34] Duchaine F. Behaviour Study of Thick Laminated Composites: Experimentation and Finite Element Analyses. Thèse de doctorat, Ecole de Technologie Supérieure, Université du Québec 2014.

- [35] Mouritz A, Townsend C, Khan MS. Non-destructive detection of fatigue damage in thick composites by pulse-echo ultrasonics. *Composites Science and Technology* 2000;60(1):23-32.
- [36] Zenkour AM. Transverse shear and normal deformation theory for bending analysis of laminated and sandwich elastic beams. *Mechanics of Composite Materials and Structures* 2010;6(3):267-283.
- [37] ASTM. Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials », ASTM D790-03 2003.
- [38] White SR, Kim YK. Staged curing of composite materials. *Compos A Appl Sci Manuf* 1996;27(3):219-27.
- [39] Guasti F, Rosi E. Low energy electron beam curing for thick composite production. *Compos A Appl Sci Manuf* 1997;28(11):965-69.
- [40] Glauser T, Johansson M, Hult A. Electron-beam curing of thick thermoset composite matrices. *Polymer* 1999;40:5297-302.
- [41] Thostenson ET, Chou TW. Microwave-accelerated curing of thick composite laminates. Thirteenth technical conference of the American Society for composites (13th ASC), Baltimore 1998.
- [42] Yusoff R, Aroua MK, Nesbitt A, Day RJ. Curing of polymeric composites using microwave resin transfer moulding (RTM). *J Eng Sci Technol* 2007;2:151-63.
- [43] Reuss JD, Fowler AJ, Kim YK, Lewis A. Manufacture of thick cross-section composites using a precatalyzed fabric technique. *J Compos Mater* 2002;36:1367-79.
- [44] Jiang Y, Hoa SV. A novel method for the manufacturing of thick composites. *J Compos Mater* 2006;40:433-53.
- [45] Juska TD, Dexter HB, Seemann WH. Pushing the limits of VARTM. International SAMPE Symposium and Exhibition (Proceedings) 1998 ;43(1):33-43.
- [46] Rahme P. Contribution à l'Etude de l'Effet des Procédés de Perçage-Alésage sur l'Apparition du Délaminage dans les Structures Composites Epaissees. Thèse de doctorat, Université Toulouse III – Paul Sabatier 2008.
- [47] Camponeschi ETJR. Compression testing of thick-section composite materials. *Composite materials: fatigue and fracture. Am Soc Test Mater* 1991;3:439–56.
- [48] Hsiao HM, Daniel IM, Wooh SC. A new compression test methods for thick composites. *J Compos Mater* 1995;29(13):1789–806.
- [49] Daniel IM, Hsiao HM. Is there a thickness effect on compressive strength of unnotched composite laminates. *Int J Fract* 1999;95(1):143–58.
- [50] Lee J, Soutis C. Thickness effect on the compressive strength of T800/924C carbon fibre–epoxy laminates. *Compos A Appl Sci Manuf* 2005;36(2):213–27.
- [51] Olivier P, Cavarero M. Comparison between longitudinal tensile characteristics of thin and thick thermoset composite laminates: influence of curing conditions. *Compos Struct* 2000;76(1):125–37.
- [52] Esposito L, Sorrentino L, Penta F, Bellini C. Effect of curing overheating on interlaminar shear strength and its modelling in thick FRP laminates. *Int J Adv Manuf Technol* 2016;87:1–8.
- [53] Lahuerta F, Nijssen RPL, Van Der Meer FP, Sluys LJ. The influence of curing cycle and through thickness variability of properties in thick laminates. *J Compos Mater* 2017;51(4):563–75.

- [54] Liu G, Luo C, Zhang D, Li X, Qu P, Sun X, et al. Mechanical performance and failure mechanism of thick-walled composite connecting rods fabricated by resin transfer molding technique. *Appl Compos Mater* 2015;22:423–36.
- [55] Wisnom MR. Size effects in tensile, compressive and interlaminar failure of unidirectional composites. *Proc ASME Aerospace Div* 1997;55:67–77.
- [56] Wisnom MR, Jones MI. Size effects in interlaminar tensile and shear strength of unidirectional glass fibre-epoxy. *J Reinf Plast Compos* 1996;15:2–15.
- [57] Daniel IM, Hsiao HM, Wooh SC. Failure mechanisms in thick composites under compressive loading. *Compos B Eng* 1996;27(6):543–52.
- [58] Camponeschi ET, Gillespie JW, Wilkins DJ. Kink-band failure analysis of thick composites in compression. *J Compos Mater* 1993;27:471–90.
- [59] Wisnom MR. Size effects in the testing of fibre-composite materials. *Composites Science and Technology* 1999; 59:1937-1957.
- [60] Gower MRL, Shaw RM. Development of Test Methods for Measuring Thick Section Tensile and Compression Properties of Polymer Matrix Composites. NPL Report MN 06 (2) 2011.
- [61] Guillaud N, Froustey C, Dau F, Viot P. Impact response of thick composite plates under uniaxial tensile preloading. *Compos Struct* 2015;121:172–81.
- [62] Lahuerta F, Nijssen RPL, Van Der Meer FP, Sluys LJ. Thickness scaled compression tests in unidirectional glass fibre reinforced composites in static and fatigue loading. *Compos Sci Technol* 2016;123:115–24.
- [63] Tai N, Ma C, Lin J, Wu G. Effects of thickness on the fatigue-behavior of quasiisotropic carbon/epoxy composites before and after low energy impacts. *Compos Sci Technol* 1999;59(11):1753–62.
- [64] Lahuerta F, Nijssen RPL, Van Der Meer FP, Sluys LJ. Experimental–computational study towards heat generation in thick laminates under fatigue loading. *Int J Fatigue* 2015;80:121–7.
- [65] Chowdhury NM, Wang J, Chiu WK, Chang P. Static and fatigue testing bolted, bonded and hybrid step lap joints of thick carbon fibre/epoxy laminates used on aircraft structures. *Composite Structures* 2016;142:96-106.
- [66] Chowdhury NM, Chiu WK, Wang J, Chang P. Experimental and finite element studies of bolted, bonded and hybrid step lap joints of thick carbon fibre/epoxy panels used in aircraft structures. *Composites Part B: Engineering* 2016;100:68-77.
- [67] Revest N. Comportement en fatigue de pièces épaisses en matériaux composites. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines 2011.
- [68] Reifsnider K. Some fundamental aspects of fatigue and fracture response of composite materials. In *Proceedings of the 14th Meeting of Society of Engineering Science* 1977;373-84.
- [69] Garret K, Bailey J. Multiple transverse fracture in 90° cross-ply laminates of a glass fiber-reinforced polyester. *Journal of Composite Materials* 1977;12:157-68.
- [70] Ibrahim ME. Nondestructive evaluation of thick-section composites and sandwich structures: a review. *Compos A Appl Sci Manuf* 2014;64:36–48.

Chapitre 2

Caractérisation quasi-statique et endommagement

2. Caractérisation quasi-statique et endommagement

2.1. Introduction

L'un des principaux avantages des matériaux composites est leurs propriétés mécaniques ajustables, cela permet de concevoir des structures légères avec des hautes propriétés mécaniques dans une direction bien précise, ce qui justifie leur utilisation accrue dans l'industrie aéronautique et spatiale. Cependant, l'utilisation de ces matériaux et plus particulièrement les composites épais dans ce domaine nécessite une caractérisation précise de leur comportement mécanique et leur processus d'endommagement. Dans ce contexte et afin de mener à bien l'étude, une bonne caractérisation du matériau de l'étude s'avère très intéressante et indispensable.

L'objectif de ce chapitre est de déterminer les propriétés élastiques, caractériser le comportement quasi-statique et évaluer le processus d'endommagement du matériau de l'étude. La détermination des constantes élastiques du matériau a été effectuée à l'aide de la technique d'excitation impulsionnelle et des essais de flexion trois points selon les normes ASTM (1876) et ASTM (D790-03), respectivement. Ces constantes nous permettront de déterminer les paramètres des essais de fatigue et d'évaluer le potentiel de la technique d'excitation impulsionnelle à déterminer les propriétés élastiques d'un composite épais, ainsi que d'évaluer la fiabilité des procédés de fabrication et de découpage des éprouvettes. L'identification, la localisation et le suivi de l'évolution des différents mécanismes d'endommagement du stratifié ont été obtenus par émission acoustique. Les champs de température et de déplacement à la surface du stratifié ont été mesurés respectivement à l'aide de la thermographie infrarouge et de la corrélation d'Images numériques.

Ce chapitre présente tout d'abord l'ensemble des techniques de caractérisation et d'évaluation non destructives utilisées au cours de ce travail. Ensuite, le matériau de l'étude et le dispositif expérimental sont décrits. Enfin, les résultats obtenus sont présentés et discutés.

2.2. Émission acoustique

2.2.1. Généralités

La norme AFNOR NF A 09-350 définit l'émission acoustique (EA) comme « un phénomène de libération d'énergie élastique sous forme d'ondes élastiques transitoires au sein d'un matériau ayant des processus dynamiques de déformation ». Ces ondes élastiques générées au sein du matériau résultent de l'évolution, la déformation ou l'endommagement de la matière sous l'effet d'une sollicitation ou d'une transformation interne. La technique de l'émission acoustique consiste à détecter et enregistrer ces ondes par des capteurs piézo-électriques qui convertissent le signal acoustique en signal électrique pour en extraire des informations en temps réel sur le comportement du matériau. L'une des premières applications de cette technique à la détection d'endommagements est le contrôle des enveloppes de propulseur des

fusées dans les années 1960. Puis dans les années 1980, elle s'est étendue à de nombreux domaines, tels que l'énergie nucléaire, l'industrie mécanique et le secteur pétrolier et gazier. L'utilisation de la technique d'EA dans le milieu industriel a donné lieu à des procédures de contrôle et des normes ASTM, AFNOR, SPI, etc. Cette technique a été développée principalement pour le contrôle non destructif des pièces et des structures en service. Par ailleurs de nombreux laboratoires l'utilisent comme un moyen pour étudier les phénomènes physiques et les mécanismes d'endommagement des matériaux. Les résultats de leurs études montrent que, la technique d'EA permet de détecter, quantifier et localiser de manière non intrusive et en temps réel l'endommagement des matériaux soumis à des sollicitations mécaniques. Étant donné que, tous les mécanismes d'endommagement rencontrés dans les matériaux composites (décohésion fibres/matrice, fissuration de la matrice, délaminage, rupture de fibres...) génèrent des ondes élastiques, cette technique apparaît donc comme une technique très intéressante pour suivre et étudier le processus d'endommagement de ces matériaux.

2.2.2. Nature des signaux d'EA

Il existe deux types de signaux d'EA qu'on distingue généralement par la nature du signal capturé. Le premier type est l'émission pseudo-continue qui correspond à l'augmentation ponctuelle d'un bruit de fond comme, par exemple, les signaux émis par un matériau en rupture ductile. Le deuxième type est l'émission discrète qui est constituée de signaux transitoires aléatoires de fortes énergies et de courte durée provenant, par exemple, d'un matériau en rupture fragile. Dans le cas des matériaux composites unidirectionnels soumis à une sollicitation mécanique, tous les signaux d'EA émis par les différents mécanismes d'endommagement sont de type discret [1].

2.2.3. Chaîne de mesure d'émission acoustique

La chaîne de mesure d'EA comprend des capteurs, des préamplificateurs et une unité d'acquisition et de traitement du signal. De nombreux phénomènes physiques peuvent être à l'origine d'émission d'ondes acoustiques au sein d'un matériau. Ces ondes se propagent à travers le matériau jusqu'aux capteurs piézoélectriques situés à la surface du matériau (Fig. 2.1). Le couplage entre la surface du matériau et les capteurs est assuré soit par une pression de maintien avec un fluide de couplage, soit par un couplage solide ou un guide d'onde. Ces capteurs convertissent les ondes élastiques en un signal électrique. A la sortie des capteurs, le signal est conditionné par des préamplificateurs et des filtres puis il est transmis à l'unité d'acquisition pour le traitement et l'analyse. Au bout de la chaîne d'émission acoustique les ondes captées se présentent sous la forme de salves et se caractérisent par des paramètres de forme (dans le domaine temporel) et des paramètres fréquentiels (dans le domaine spectral). A partir de ces paramètres (descripteurs) il est possible de faire différents types d'analyses.

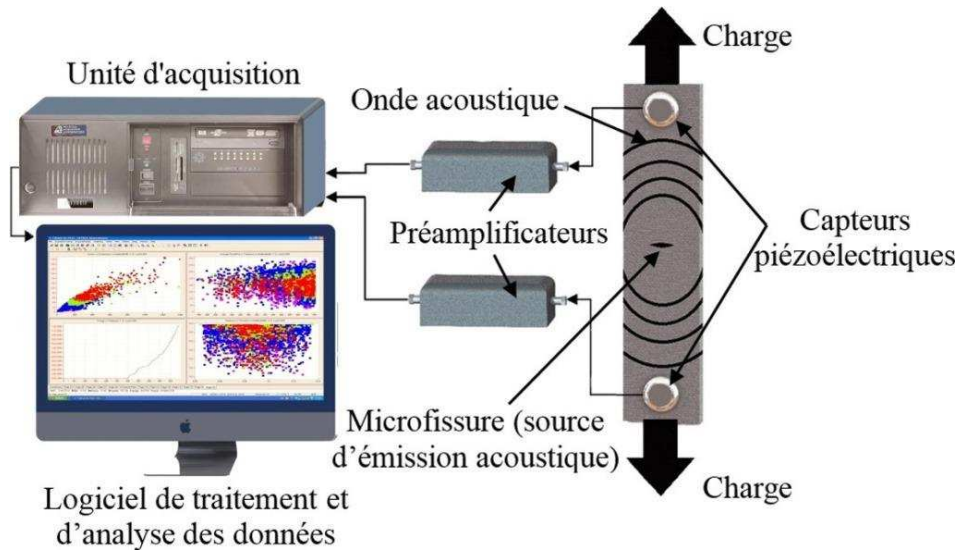


Fig. 2.1. Synoptique d'un système d'émission acoustique.

Les principaux paramètres mesurés sur une salve d'émission acoustique sont les suivants :

- Durée (μs) : temps écoulé entre le premier et le dernier dépassement de seuil de la salve ;
- Amplitude (dB) : amplitude maximale atteinte sur la durée de la salve ;
- Temps de montée (μs) : temps écoulé entre le premier dépassement de seuil et l'amplitude maximale ;
- Nombre de coups : nombre de dépassement de seuil sur la durée de la salve ;
- Nombre de coups au pic : nombre de coups entre le premier dépassement de seuil et le pic d'amplitude maximum ;
- Energie (J) : intégrale du signal au carré sur la durée de la salve ;
- Fréquence moyenne : $f_{\text{moy}} = \frac{\text{nombre de coups}}{\text{durée}}$;
- Fréquence d'initiation : $f_{\text{ini}} = \frac{\text{nombre de coups au pic}}{\text{temps de montée}}$;
- Fréquence de réverbération : $f_{\text{rév}} = \frac{\text{nombre de coups} - \text{nombre de coups au pic}}{\text{durée} - \text{temps de montée}}$.

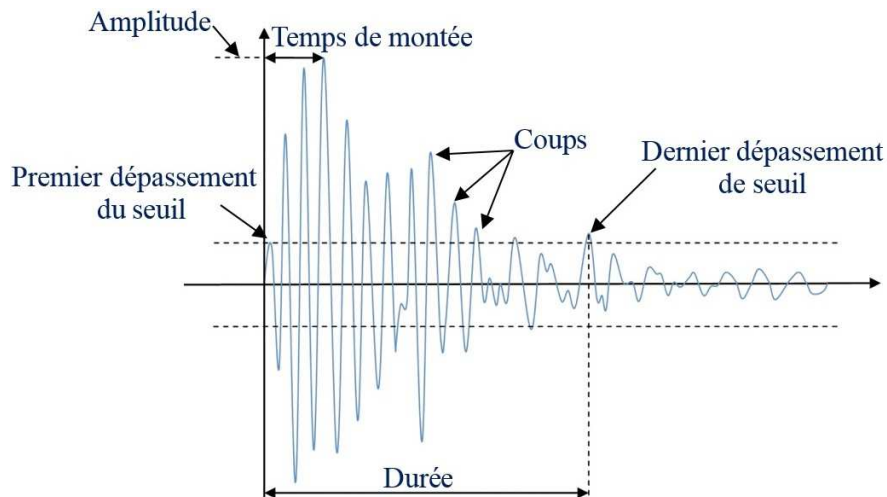


Fig. 2.2. Principaux paramètres mesurés sur une salve d'émission acoustique.

2.2.4. Etude de l'endommagement des composites par émission acoustique

L'analyse de l'activité acoustique des matériaux composites soumis à des sollicitations mécaniques ou thermiques, permet généralement d'obtenir des informations concernant l'initiation et l'évolution des endommagements au sein de ces derniers. La technique d'EA a été largement utilisée comme un outil pour l'étude de l'endommagement des matériaux composites. Cette technique a été principalement utilisée pour l'identification des différents mécanismes d'endommagement des composites, mais elle a été aussi utilisée comme aide à la détermination et le suivi de l'évolution de quelques paramètres d'endommagement de ces matériaux, tels que la détermination de seuil d'endommagement [2], la détermination de l'initiation du délaminage en mode I et II [3] et le suivi de l'endommagement sous sollicitations thermiques [4]. Comme la majorité des phénomènes générateurs, l'émission acoustique est un phénomène irréversible. L'effet Kaiser traduit la propriété d'irréversibilité des phénomènes à l'origine de la génération des ondes d'EA. Pour une structure déjà sollicitée avec une charge P_1 , aucune activité acoustique ne sera détectée tant que le niveau de charge ne dépasse pas le niveau de charge P_1 atteint précédemment (Fig. 2.3) partie ABC. Si on détecte une activité acoustique avec une charge $P_2 < P_1$ (Fig. 2.3) partie DEF, on parle alors d'effet Felicity. L'effet Kaiser est généralement observé dans les matériaux métalliques alors que l'effet Felicity est plus souvent observé dans les matériaux composites.

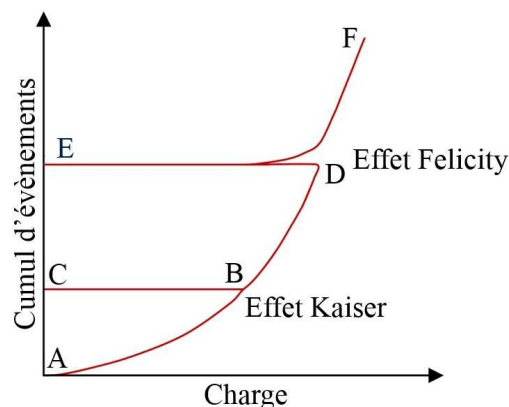


Fig. 2.3. Effets Kaiser et Felicity.

2.2.5. Identification des mécanismes sources d’EA dans les matériaux composites

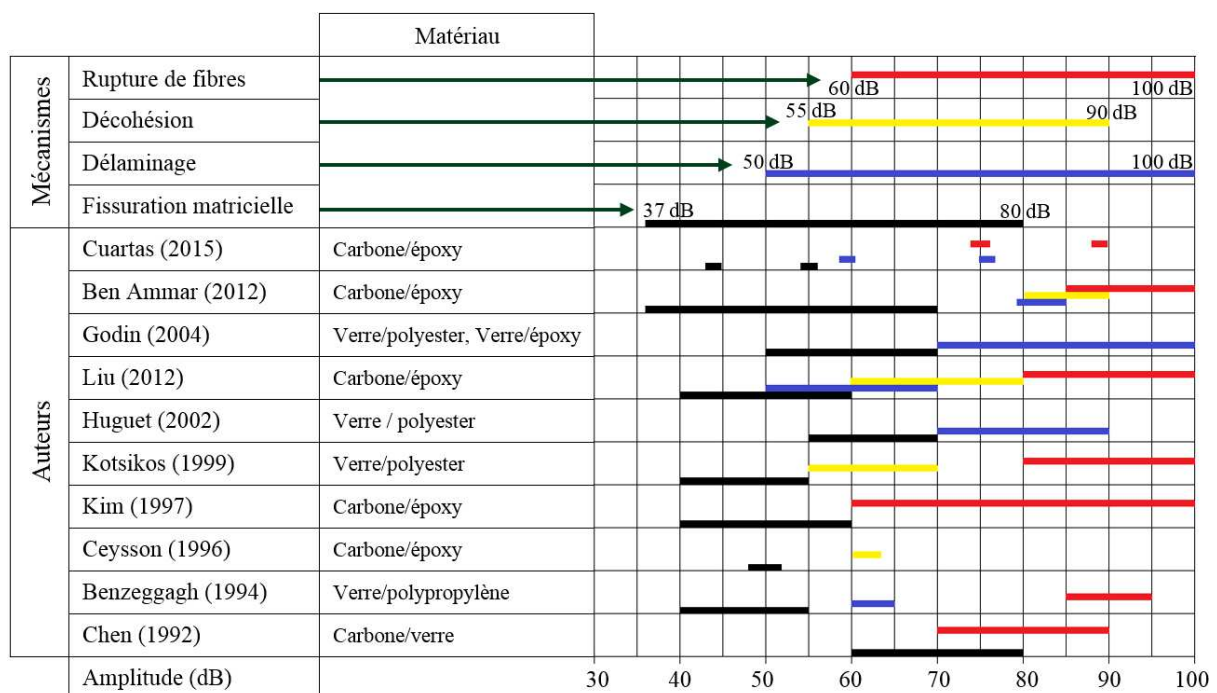
Chaque signal d’EA généré au sein d’un matériau composite contient des informations utiles sur le mécanisme d’endommagement source. Le grand défi qui se pose lors de l’utilisation de cette technique pour l’étude de l’endommagement des matériaux composites est de pouvoir discriminer les différents mécanismes d’endommagement à partir des signaux d’EA. En effet, c’est de pouvoir associer aux signaux acoustiques créés par les différents mécanismes d’endommagement, des valeurs particulières des descripteurs acoustiques (amplitude, durée, fréquence...). Les travaux effectués dans ce sens peuvent se diviser en trois grandes catégories selon le type des données analysées :

- Analyse mono-paramétrique temporelle (ex : l’amplitude des signaux d’EA) ;
- Analyse fréquentielle (ex : fréquence des signaux d’EA) ;
- Analyse statistique multiparamétrique temporelle et/ou fréquentielle.

2.2.5.1. Analyse mono-paramétrique temporelle

De nombreux travaux ont tenté de discriminer les mécanismes sources des signaux d’émission acoustique dans les composites par l’analyse d’un seul descripteur d’EA. La plupart d’entre eux ont porté sur l’amplitude des signaux d’émission acoustique [5-10]. Pour résumer et comparer les résultats obtenus dans ces travaux, nous avons construit le tableau ci-dessous qui présente les gammes d’amplitude associées aux différents mécanismes d’endommagement pour différents types de composites soumis à diverses sollicitations mécaniques.

Tab. 2.1. Gammes d’amplitude des signaux d’EA associées aux différents mécanismes d’endommagement des composites stratifiés.

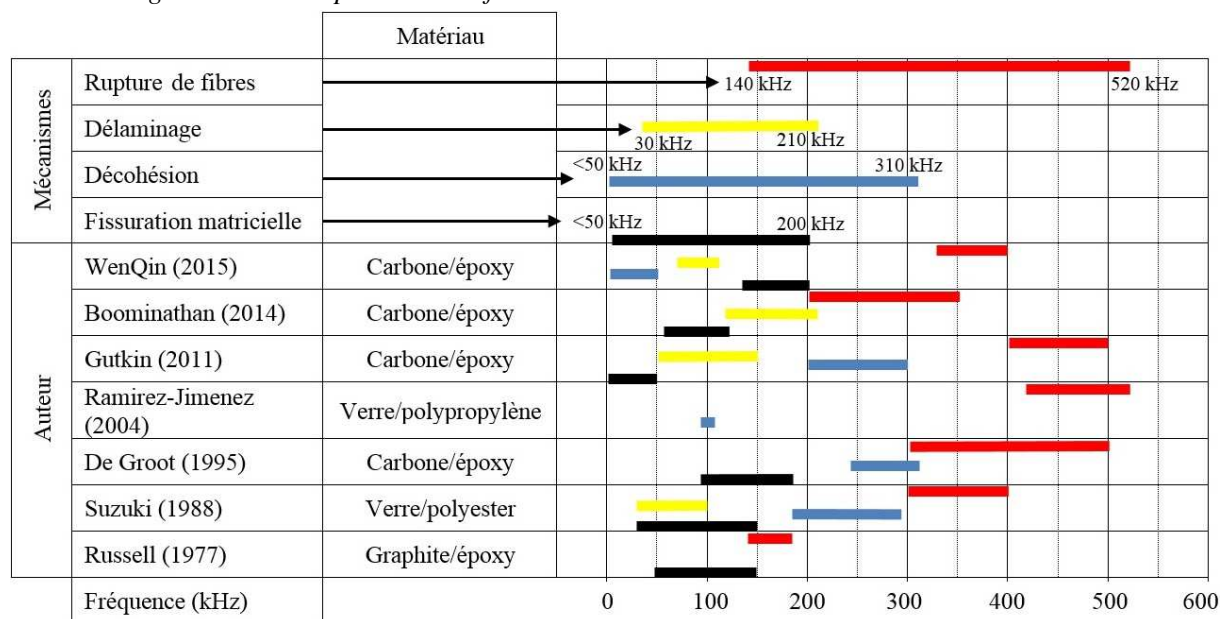


Ces études montrent que l’amplitude est un paramètre discriminant pour les différents mécanismes d’endommagement rencontrés au sein des composites. Cependant, il semble que dans la plupart de ces études, les résultats sont très dépendants des conditions de l’essai, et les distributions d’amplitude entre les différents mécanismes d’endommagement présentent des recouvrements, ce qui rend incertaine l’attribution d’un signal à un endommagement, lorsque son amplitude se trouve dans ces zones de recouvrement.

2.2.5.2. Analyse fréquentielle

D’autres travaux ont porté sur le contenu fréquentiel des salves d’EA afin de pouvoir relier les différents mécanismes d’endommagements sources aux salves d’EA. Ces travaux sont fondés sur l’hypothèse que des phénomènes d’endommagements différents produisent des signaux dont le contenu fréquentiel est différent. Le tableau ci-dessous résume les résultats obtenus par quelques études.

Tab. 2.2. Gammes de fréquences des signaux d’EA associées aux différents mécanismes d’endommagement des composites stratifiés.



Ces études montrent que pour une échelle de fréquences croissantes, on peut associer aux événements acoustiques la fissuration matricielle, puis la décohésion fibre-matrice, ensuite le délaminage et enfin la rupture de fibres. Néanmoins, les gammes de fréquences obtenues pour les différents mécanismes d’endommagement présentent des zones de recouvrement et varient selon le matériau étudié ou le type d’essai. En revanche, du fait du caractère multimodal et dispersif des ondes émises par un défaut sous contrainte, dans les structures composites, ce type d’analyse n’a fait l’objet d’aucune application pratique dans le domaine du CND par EA.

2.2.5.3. Analyse statistique multiparamétrique temporelle et/ou fréquentielle

Afin d'améliorer la caractérisation des mécanismes sources d'EA, des études ont porté sur l'analyse simultanée de plusieurs paramètres. Dans ce type d'analyse, chaque événement d'émission acoustique est représenté par un vecteur dont les coordonnées sont les différents paramètres de la salve. La classification de ces vecteurs peut être effectuée selon une méthode supervisée ou non, ou selon une combinaison entre les deux méthodes ([1], [13]). Les méthodes supervisées, tels que les k-plus proches voisins et les techniques de l'analyse de Fisher, s'appuient sur un apprentissage qui nécessite des données d'apprentissage. Cependant, les méthodes non supervisées, tels que les k-moyennes et le réseau de neurone de Kohonen, ne nécessitent pas d'apprentissage et la classification est basée sur la structure propre des données. Le Tableau 2.3 résume les résultats de quelques études.

Tab. 2.3. Caractéristiques des signaux d'EA associées à différents mécanismes d'endommagement identifiées par des analyses simultanées de plusieurs paramètres.

Références	Godin (2004)	Ben Ammar (2012)	Cuartas (2015)	
Composites	Verre/polyester et Verre/époxy	Carbone/époxy	Carbone/époxy	
Sollicitations	Traction	Traction	Fatigue 0.65 R _m	Traction
Paramètres analysés (Descripteurs)	Amplitude, temps de montée, durée et énergie.	Amplitude, durée, énergie, temps de montée et nombre de coups.	Amplitude, temps de montée, énergie et durée.	
Fissuration matricielle	Amplitude : 50dB-70dB Temps de montée : faible Durée : courte Énergie : faible	Amplitude : 37-70dB Énergie : faible	Les valeurs moyennes Amplitude : 55 dB Temps de montée : 88 µs Durée : 273 µs Énergie : 10 aJ	Les valeurs moyennes Amplitude : 44 dB Temps de montée : 33 µs Durée : 139 µs Énergie : 0.6 aJ
Décohésion	Amplitude : 70dB-100dB Durée : assez courte Énergie : élevée	Amplitude : 79-85dB Nombre de coups : important Temps de montée : courts Énergie : importante	Les valeurs moyennes Amplitude : 76 dB Temps de montée : 1650 µs Durée : 4210 µs Énergie : 120 aJ	Les valeurs moyennes Amplitude : 59 dB Temps de montée : 147 µs Durée : 890 µs Énergie : 14.2 aJ
Délaminage	Amplitude : une large gamme Temps de montée : lent Durée : très longue Énergie : élevée	Amplitude : 81-90dB		
Rupture de fibres	Temps de montée : court Amplitude : élevée Énergie : élevée	Amplitude : >85dB Énergie : élevée	Les valeurs moyennes Amplitude : 88 dB Temps de montée : 56 µs Durée : 4240 µs Énergie : 1440 aJ	Les valeurs moyennes Amplitude : 75 dB Temps de montée : 22 µs Durée : 3390 µs Énergie : 102 aJ

Les résultats obtenus à l'aide des trois types d'analyses de données d'EA précédentes montrent que les paramètres d'EA sont fortement dépendants des propriétés du matériau, de la géométrie des éprouvettes et du système d'acquisition, ce qui rend difficile l'établissement des corrélations universelles entre les paramètres d'émission acoustique et les différents mécanismes sources.

2.3. Corrélation d'images numériques

2.3.1. Généralités

La corrélation d'images numériques (Digital Image Correlation - DIC) est l'une des techniques optiques qui permettent de réaliser des mesures sans contact des champs de déplacements surfaciques d'un objet déformé ou déplacé. Les champs de déformations à la surface de l'objet peuvent être aussi obtenus par filtrage et dérivation des champs de déplacements. Le concept de cette technique est connu depuis longtemps, et il est appliqué aux images numériques depuis les années 1970 [22]. Dès les années 1980, cette méthode a été employée par un certain nombre de chercheurs en sciences des matériaux pour la mesure des champs de déplacement et la détermination des champs de déformations [23-24]. De nos jours, la technique de corrélation d'images numériques est largement appliquée dans plusieurs domaines. Cette dernière présente de nombreux atouts par rapport aux méthodes de mesures conventionnelles, telles que la mesure de déformation à l'aide des jauges de déformation ou des extensomètres. Elle se caractérise par son pouvoir de mesurer les champs de déplacements sur l'ensemble de la surface observée, sa facilité de mise en œuvre et sa grande souplesse d'utilisation.

2.3.2. Principe

La corrélation d'images numériques 2D (2D-DIC) consiste à mettre en correspondance deux images numériques d'une surface plane munie de marqueurs, qui peuvent être naturels ou déposés artificiellement, capturées à deux instants différents (une image à l'état de référence et une image après le déplacement ou la déformation de la surface). La détermination des pixels homologues de la première image dans la seconde est basée sur la mesure de la ressemblance entre les couples de pixels en maximisant un coefficient de corrélation sur leur voisinage. Cela permet de localiser les marqueurs dans les deux images et de mesurer leur déplacement durant l'intervalle de temps qui sépare les deux prises de vue. Ensuite, les champs de déformations peuvent être déduits par dérivation des champs de déplacements (Fig. 2.4).

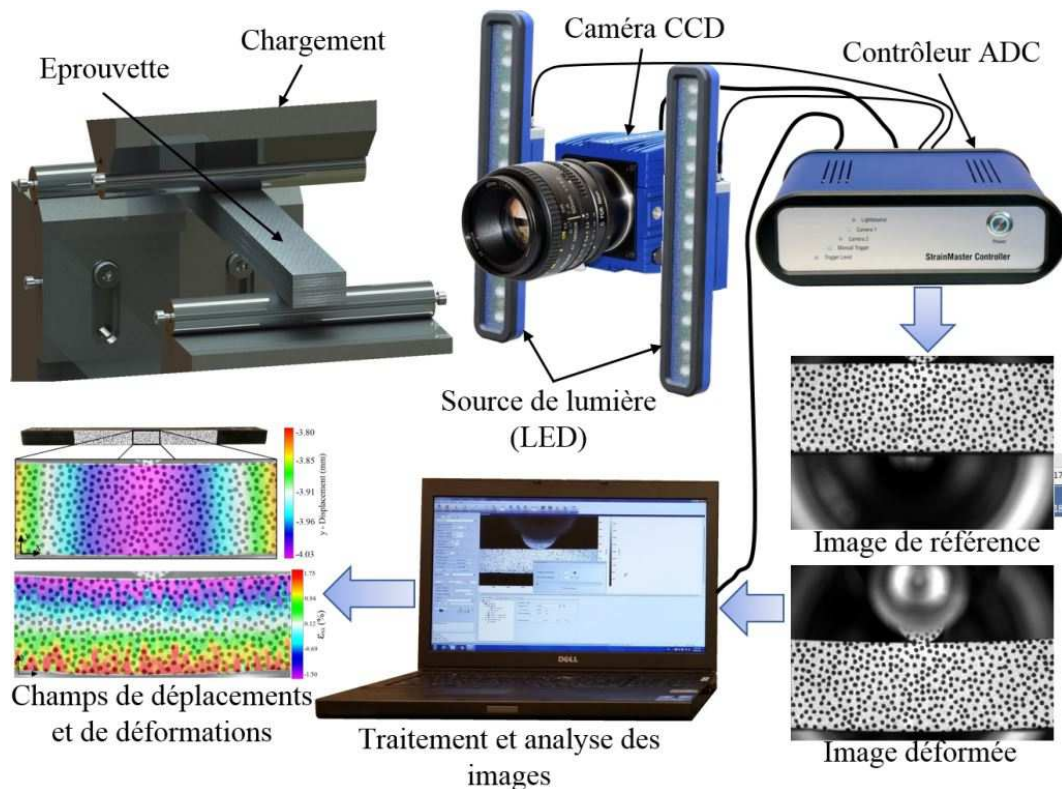


Fig. 2.4. Principe de la corrélation d'images numériques.

La mise en œuvre de la technique DIC comprend généralement les trois étapes successives suivantes : la préparation de l'éprouvette et du dispositif expérimental, l'enregistrement des images d'une surface plane de l'éprouvette avant et après la déformation et le traitement des images acquises.

De façon à améliorer la qualité des résultats et diminuer les temps de calcul, la surface de l'éprouvette doit avoir une distribution aléatoire de niveaux de gris. Elle doit également être plane et parallèle au plan de la matrice CCD de la caméra. De plus, le système d'imagerie ne doit pas avoir des distorsions optiques, qui sont principalement liées aux imperfections des appareils et de leurs optiques.

Après l'enregistrement des images de la surface de l'éprouvette avant et après la déformation, la détermination du champ de déplacement se fait généralement à l'aide des méthodes de corrélation d'images dites locales. Ces méthodes, qui sont utilisées par la plupart des logiciels commerciaux, ont apparues depuis les années 1980 [23-26]. Elles consistent à appliquer une fonction de corrélation à des fenêtres de corrélation (imassettes), qui sont des portions de la région d'intérêt (Region Of Interest - ROI), et de calculer le coefficient de corrélation entre une imasette de référence et une imasette déformée (Fig. 2.5). La détection de coefficient de corrélation approprié permet de déterminer l'imasette homologue à celle de référence dans l'image déformée. La différence entre la position du centre des deux imassettes donne le vecteur déplacement au centre de l'imasette. Le déplacement en chaque point de la région d'intérêt correspond à la valeur moyenne du déplacement d'une imasette (Zone Of Interest - ZOI).

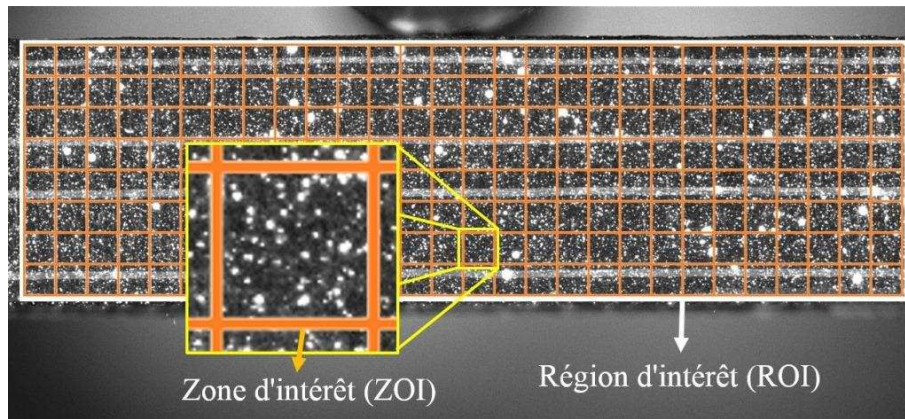


Fig. 2.5. Illustration de la taille des zones d'intérêt et de la région d'intérêt.

Il existe d'autres méthodes de corrélation d'images dites globales. Ces méthodes, qui sont moins courantes, ont été développées dans les années 2000 comme alternatives aux méthodes locales [27-30]. Dans ces méthodes, au lieu d'analyser chaque imagerie indépendamment de ses voisines, l'analyse s'effectue sur l'image complète. Pour ce faire, une augmentation des degrés de liberté cinématiques est nécessaire. La corrélation d'images basée sur les éléments finis est parmi les méthodes globales les plus répandues [28-29], [31-32]. Dans cette approche les déplacements de la surface observée sont supposés continus et chaque élément (imagerie) est par définition relié à ses voisins par les nœuds qu'ils ont en commun. La précision de cette approche est généralement plus élevée que celle des approches locales où chaque imagerie est analysée indépendamment.

2.3.3. Application de la corrélation d'images numériques en mécanique des matériaux

Depuis son apparition, il y a une trentaine d'années, la corrélation d'images n'a cessé de se développer et constitue de nos jours une technique optique efficace, flexible et très largement utilisée dans le domaine de la mécanique des matériaux. Certes, son succès dans ce domaine est dû à sa capacité de déterminer plusieurs propriétés d'un matériau en un seul essai. En effet, à partir des données obtenues à l'aide de cette technique, toutes les propriétés d'un matériau ayant une influence sur son comportement mécanique dans le plan d'observation peuvent être potentiellement déterminées par une identification inverse. Les trois principales méthodes utilisées pour l'identification inverse des propriétés mécaniques sont la méthode de recalage par éléments finis, la méthode des champs virtuels et la méthode dite de l'écart à l'équilibre [33].

Dans la littérature, la corrélation d'image numérique a été appliquée sur de nombreux matériaux et pour différents types de sollicitations de façon à déterminer quantitativement leur champ de déformation et caractériser leur mécanisme de déformation [34-37]. De plus, elle permet d'identifier leurs propriétés mécaniques, tels que le module de Young et le coefficient de Poisson [38-39], le facteur d'intensité de contrainte [40 et 41], la contrainte résiduelle [42] et le coefficient de dilatation thermique [43], ou encore à valider des modèles EF et des analyses théoriques [33], [44-46].

2.4. Thermographie infrarouge

2.4.1. Généralités

La thermographie infrarouge est une technique de mesure sans contact qui permet l'obtention d'une cartographie spatio-temporelle de la température à la surface de l'objet examiné. Plus précisément, cette technique consiste en un relevé 2D des rayonnements électromagnétiques émis par la surface de l'objet examiné et qui dépendent de leur température. Le principe de cette technique repose sur le fait que tout corps à une température supérieure au zéro absolu émet un rayonnement électromagnétique dont l'intensité et la gamme de longueurs d'onde dépendent de sa température. L'intensité du rayonnement électromagnétique émis par un objet et sa distribution spectrale peut être décrite graphiquement par une courbe d'émission spectrale comme dans la figure 2.7. La gamme de longueurs d'onde de rayonnement thermique est comprise entre $0,1 \mu\text{m}$ (ultra-violet) et $100 \mu\text{m}$ (infrarouge lointain) (Fig.2.6).

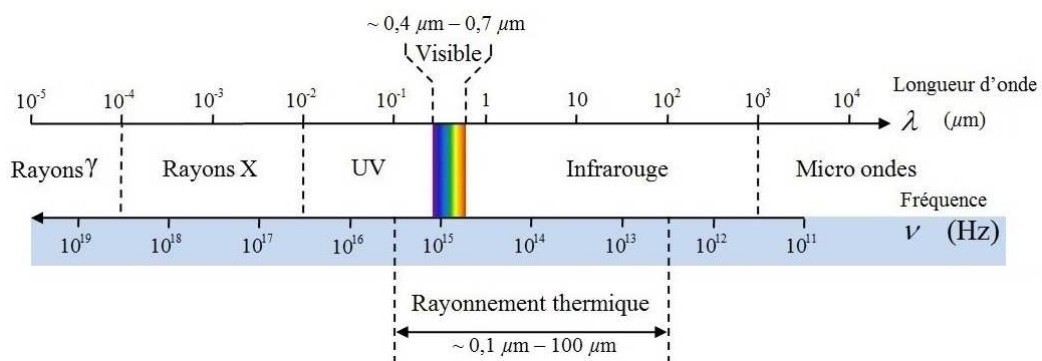


Fig. 2.6. Spectre électromagnétique.

L'association de l'infrarouge à la chaleur vient du fait qu'en dessous de $3\,500 \text{ }^\circ\text{C}$, le pic de rayonnement électromagnétique d'un corps noir se situe dans la plage de longueurs d'onde du rayonnement infrarouge (entre $0,75$ et $1000 \mu\text{m}$) (Fig. 2.7).

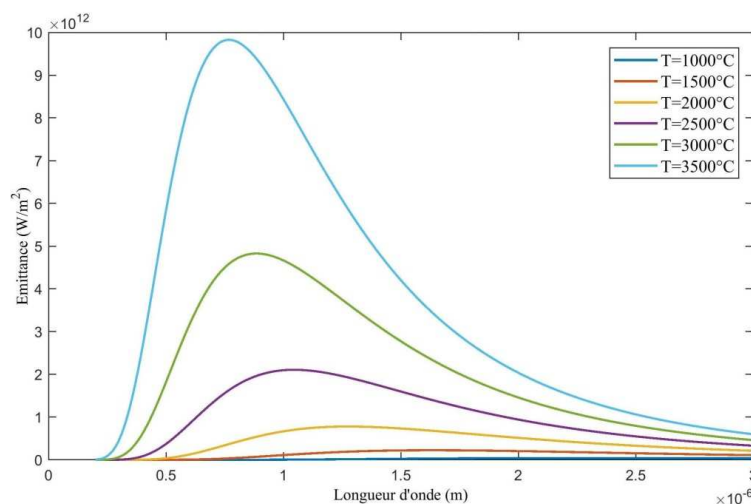


Fig. 2.7. Rayonnement électromagnétique d'un corps noir en fonction de sa température et de la longueur d'onde.

L'émissivité d'un matériau est le rapport entre leur luminance spectrale et celle d'un corps noir à la même température, c'est un nombre sans dimension compris entre 0 (réflecteur parfait : miroir) et 1 (émetteur parfait : corps noir). Ce rapport varie en fonction de l'angle d'incidence et de la nature et l'état de surface du matériau.

2.4.2. Principe de mesure et appareillage

Le rayonnement thermique de la surface d'un objet peut être mesuré par différents appareillages, tels que les scanners infrarouges, les radiomètres, les caméras infrarouges et les thermocouples. Cependant, les caméras infrarouges, qui permettent de donner une cartographie des luminances de la scène visée, sont l'un des appareillages les plus couramment utilisés dans ce domaine.

Ces caméras sont généralement composées des mêmes éléments que les caméscopes numériques (objectif, matrice de détecteurs, cartes électroniques). Cependant, l'objectif des caméras IR est fabriqué à partir des matériaux spécifiques à l'infrarouge, tels que le germanium (Ge) ou le sélénure de zinc (ZnSe). En outre, les détecteurs qui constituent la matrice des caméras IR sont différents de ceux des caméscopes numériques. On distingue deux grandes familles de détecteurs dans les caméras IR : les détecteurs quantiques (ou photoniques) et les détecteurs thermiques. Dans les détecteurs thermiques, l'échauffement induit par le flux de photons incidents sur une membrane fait varier un paramètre physique du matériau la constituant. Alors que, dans les détecteurs quantiques qui nécessitent généralement d'être refroidis, l'absorption d'un photon induit une transition électronique. De façon à obtenir une cartographie spatio-temporelle de la température à la surface d'un objet, chacun des détecteurs élémentaires de la matrice fournit une mesure indépendante correspondant à chaque pixel de la cartographie thermique.

2.4.3. Application à la détection et au suivi de l'endommagement des matériaux

La thermographie infrarouge a été largement utilisée pour étudier le comportement mécanique et l'endommagement des matériaux et des structures. En fonction de la façon dont la variation thermique au sein du matériau est induite, on distingue deux catégories : les techniques de thermographie dites actives et les techniques passives.

2.4.3.1. Thermographie active

Les différentes techniques de la thermographie active, qui peuvent s'appliquer en transmission ou en réflexion, sont principalement utilisées pour la détection de défauts dans les structures [47]. Elles consistent à exciter thermiquement la structure via une source externe, d'origine optique (des lampes halogènes, des flashes, des lasers), mécanique (des ondes ultrasonores) ou électrique (courants de Foucault), et d'analyser le champ thermique résultant pour révéler d'éventuels défauts (Fig. 2.8).

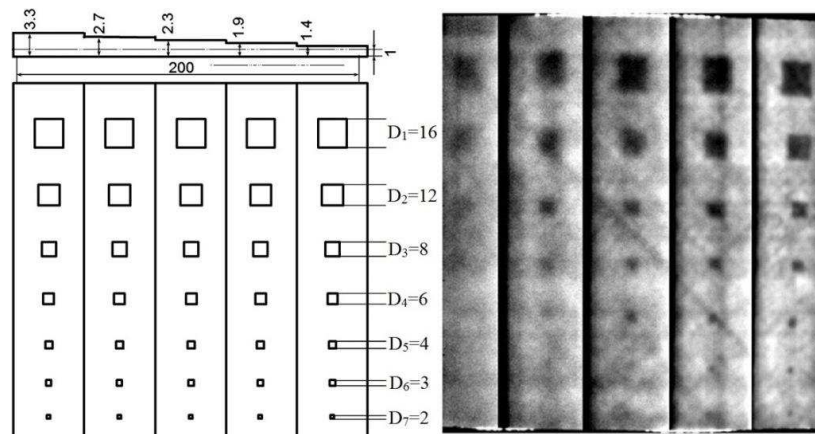


Fig. 2.8. Applications de la thermographie infrarouge active pour la détection de défauts présents au sein d'une plaque stratifiée carbone/époxy, (a) Distribution des défauts artificiels dans la plaque (b) Thermogramme de la surface de la plaque [48].

Les deux techniques les plus utilisées pour l'inspection des défauts dans les composites sont la thermographie IR modulée et la thermographie IR pulsée [49]. En effet, le contrôle des matériaux composites avec ces techniques permet de détecter et de caractériser de nombreux types de défauts tels que les délaminages, les porosités, les inclusions et les fissures (Fig. 2.9). La première technique (TIRM) est caractérisée par l'utilisation d'un signal périodique sinusoïdal comme source d'excitation thermique. Elle conduit à l'acquisition des cartographies du module et de phase, qui permettent de déterminer la taille et la profondeur des défauts présents dans la pièce ou la structure contrôlée [Wu1998] [50]. Quant à la seconde technique (TIRP) qui est caractérisée par l'utilisation d'un signal impulsionnel de type Dirac comme source d'excitation thermique, les défauts présents au sein de la structure inspectée sont généralement mis en évidence à partir des variations locales de champs de diffusivité ou de conductivité [51].

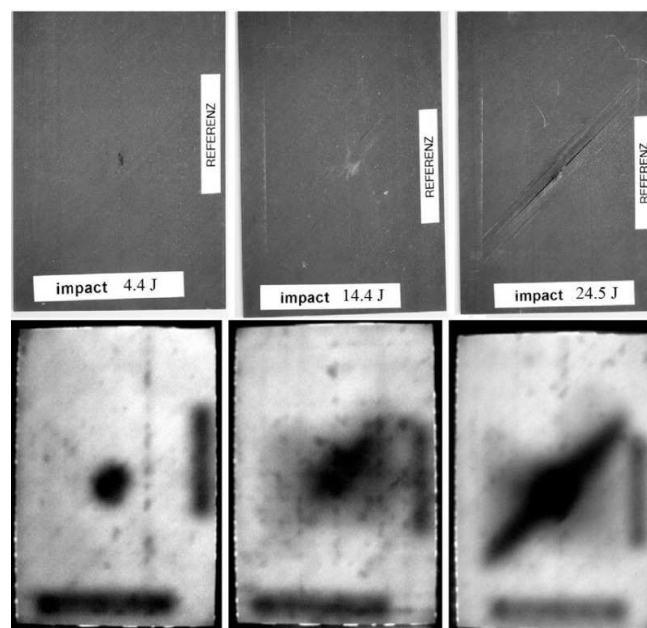


Fig. 2.9. Applications de la thermographie infrarouge active pour la détection de défauts présents au sein des plaques stratifiées carbone/époxy impactées à 4.4 J, 14.4 J et 24.5 J [48].

2.4.3.2. Thermographie passive

Les techniques de thermographie dites passives utilisent comme source d'excitation des sollicitations mécaniques. Elles sont généralement utilisées pour le suivi des essais mécaniques, où les variations de températures induites par les sollicitations mécaniques servent de source pour analyser les phénomènes thermomécaniques du matériau et détecter des mécanismes irréversibles tels que la plasticité ou l'endommagement. Cette technique est basée sur le fait que toute déformation d'un matériau solide s'accompagne presque toujours de dégagements d'un flux de chaleur. Ces sources de chaleur sont liées à la dissipation intrinsèque et les différents couplages thermomécaniques (Fig. 2.10).

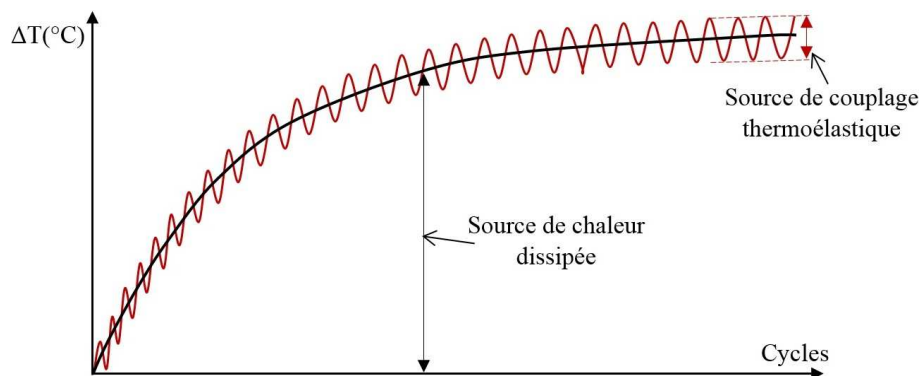


Fig. 2.10. Variations de la température lors d'un chargement cyclique.

La thermoélasticité se traduit par le fait qu'un matériau thermoélastique se réchauffe lorsqu'on le comprime ou se refroidit lorsqu'on l'étire. Elle est associée à des transformations structurales réversibles. Lors d'un essai cyclique, ce phénomène se traduit par une oscillation de la température à la même fréquence que celle de la sollicitation (Fig. 2.11). Ce phénomène a été observé dès 1830 par W. Weber lors d'essais sur des fils de fer [52]. La variation de température due à ce phénomène a été utilisée depuis de nombreuses années afin d'analyser le champ des contraintes de structures sollicitées mécaniquement. Cette analyse fût sûrement le premier type d'analyse quantitative des champs de température. Parmi les premiers travaux qui portent sur ce type d'analyse, on peut citer ceux de M. H. Belgen [53] sur l'étude des champs de température thermoélastiques dans une structure sollicitée en dynamique. Ces travaux sont considérés comme les débuts de la technique appelée TSA (Thermoelastic Stress Analysis), qui est aujourd'hui une technique standard utilisée dans l'industrie pour l'analyse du champ des contraintes. Reifsnider et Williams 1974 [54] et Charles, et al. 1975 [55] ont montré dans leurs travaux, de nature principalement basée sur l'observation qualitative, qu'il est possible de détecter les zones de concentration de contrainte et les lieux d'apparition des fissures les plus probables de divers matériaux sollicités en dynamique via l'analyse de la variation du champ de température à la surface des éprouvettes.

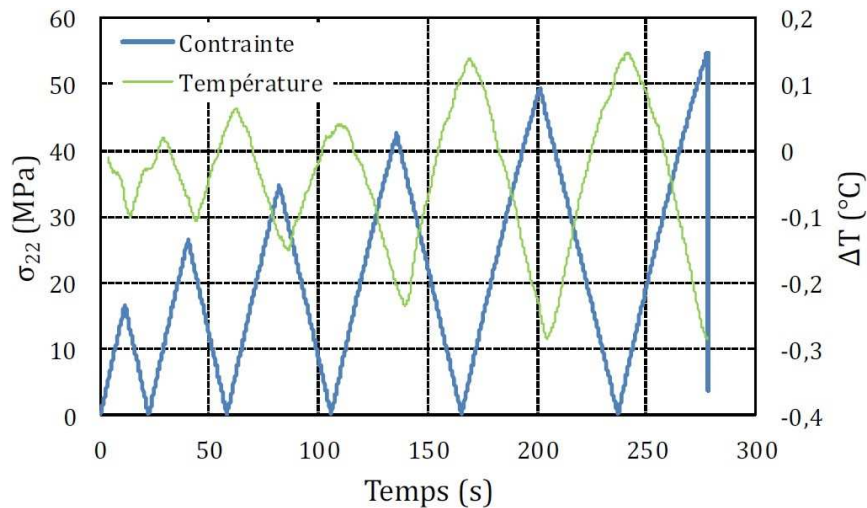


Fig. 2.11. Évolution de la contrainte et de la température en fonction du temps pour un essai de charge-décharge en traction sur stratification $[(\pm 67,5)_2]_s$ [56].

Lorsque le comportement d'un matériau est viscoélastique, plastique, viscoplastique ou lorsqu'il s'endommage, une partie de l'énergie nécessaire à la déformation est transformée de façon irréversible en chaleur. Cette dissipation intrinsèque, qui a été observée dès 1921 par Moore et Kommers, est associée à des transformations structurales irréversibles et conduit à une augmentation progressive de la température (Fig. 2.12). Ces variations de température ont été utilisées par plusieurs auteurs comme indicateurs d'endommagement dans des structures métalliques et composites soumises à différents types de chargement. Au début du XX^e siècle, ces effets d'auto-échauffement ont été également utilisés pour l'évaluation empirique de la limite d'endurance de certains métaux et composites [57-61].

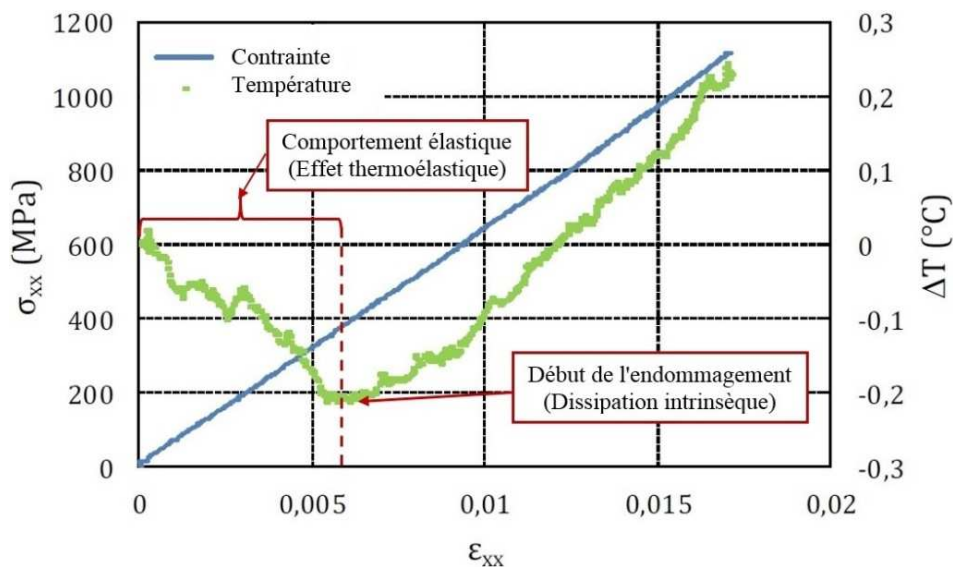


Fig. 2.12. Évolution de la contrainte et de la température moyenne en fonction de la déformation pour une éprouvette de stratification $[0/90/0/90]_s$ soumise à un essai de traction monotone [56].

2.5. Présentation du matériau de l'étude

Le matériau utilisé dans cette étude est un préimprégné unidirectionnel en carbone/époxy M21/T700GC (référence : M21/35%/268/T700GC) produit par l'entreprise Hexcel Composites et commercialisé sous le nom HexPly® M21. Les fibres Toray T700GC sont des fibres longues à haute résistance, leur diamètre est d'environ 7 μm . La résine M21 est une résine thermodurcissable qui contient des nodules thermoplastiques. Ces nodules permettent au composite d'emmagasiner de l'énergie en déformation plastique et d'augmenter leur résistance à l'impact. Les caractéristiques mécaniques du pli élémentaire (préimprégné) sont résumées dans le Tableau 1.3. Ce préimprégné est utilisé dans l'industrie aéronautique, pour la fabrication des pièces de structures primaires et secondaires de quelques avions, tels que l'A380 et l'A400M.

Le matériau final se présente sous la forme d'une plaque stratifiée fortement orientée de 9.4 mm d'épaisseur, 300 mm de longueur et 250 mm de largeur, réalisé par empilement de 36 plis unidirectionnel, dont la séquence d'empilement est $[45^\circ/135^\circ/90^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ/90^\circ/135^\circ/90^\circ/90^\circ/135^\circ/90^\circ/90^\circ/45^\circ/0^\circ/90^\circ/135^\circ/45^\circ]_s$. Après le drapage des plis la polymérisation de leur résine en autoclave a eu lieu selon le cycle de cuisson recommandé par le fabricant. Des éprouvettes rectangulaires de 182 mm de longueur et 15 mm de largeur ont été découpées conformément à la norme ASTM (D790-03) [62] (Fig. 2.13). La découpe des éprouvettes a été réalisée à l'aide d'une machine à jet d'eau.

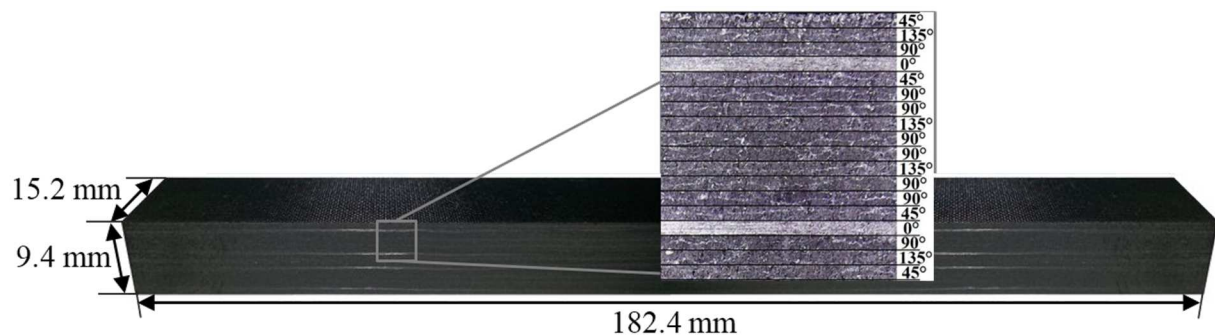


Fig. 2.13. Dimensions et séquence d'empilement des éprouvettes.

2.6. Caractérisation non destructive

Afin de déterminer les propriétés élastiques de chaque éprouvette d'une manière non destructive, des mesures de la fréquence de résonance fondamentale en flexion et en torsion des éprouvettes ont été effectuées à l'aide d'un système de caractérisation par excitation impulsionnelle (RFDA Professional de IMCE) (Fig. 2.14). Etant donné que la mesure des propriétés élastiques d'un matériau avec cette technique est liée directement à la masse et aux dimensions des éprouvettes, la norme ASTM (E1876) [63] exige une précision d'au moins 0.1 % dans leurs mesures. Les dimensions et la masse des éprouvettes ont été mesurées à l'aide d'un micromètre de 1 μm de résolution et une balance digitale de 1 mg de précision.

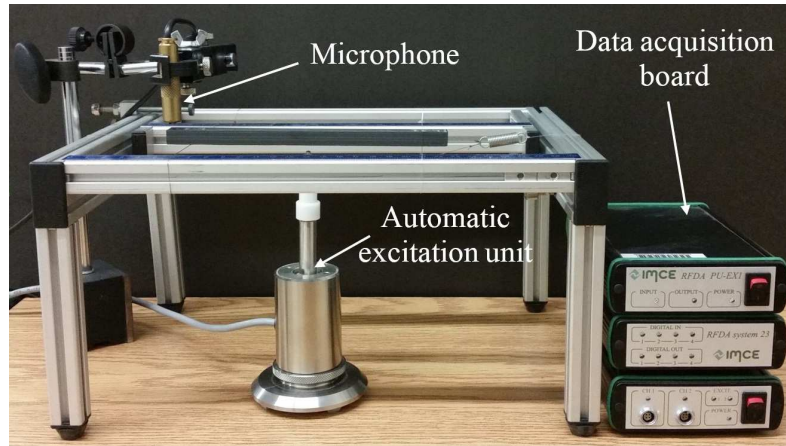


Fig. 2.14. Dispositif expérimental de caractérisation par excitation impulsionnelle.

Pour les mesures, chaque éprouvette a été placée sur deux fils attachés à des ressorts, fixés à leur tour à un support de fil universel. Les deux fils sont positionnés aux nœuds de premier mode de vibration de l'éprouvette (Fig. 2.15). Ensuite l'éprouvette est excitée par une unité d'excitation automatique (l'impact doit être d'une faible amplitude et dans l'emplacement d'un anti-nœud de vibration). Le son émis est capturé par un microphone placé au-dessus d'un anti-nœud de vibration et analysé avec le logiciel RFDA (Resonance Frequency and Damping Analyser). À partir des fréquences de résonance fondamentales trouvées après le traitement des signaux de vibration avec le logiciel RFDA, les modules E et G ont été calculés selon la norme ASTM (1876) [63] par les deux équations suivantes :

$$E = 0.9465 \left(\frac{mf_f^2}{l} \right) \left(\frac{L^3}{e^3} \right) T_f \quad (2.1)$$

$$G = \frac{4Lmf_t^2}{el} \left[\frac{B}{(1+A)} \right] \quad (2.2)$$

Où m , L , l et e , sont respectivement la masse, la longueur, la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette, f_f et f_t sont respectivement les fréquences de résonance fondamentale en flexion et en torsion, T_f est un facteur de correction qui dépend de coefficient de Poisson et de rapport épaisseur/longueur, il est exprimé par l'équation suivante :

$$T_f = 1 + 6.585(1 + 0.0752\nu + 0.8109\nu^2)(e/L)^2 - 0.868 (e/L)^4 - \left[\frac{8.340(1 + 0.2023\nu + 2.173\nu^2)(e/L)^4}{1 + 6.338(1 + 0.1408\nu + 1.536\nu^2)(e/L)^2} \right] \quad (2.3)$$

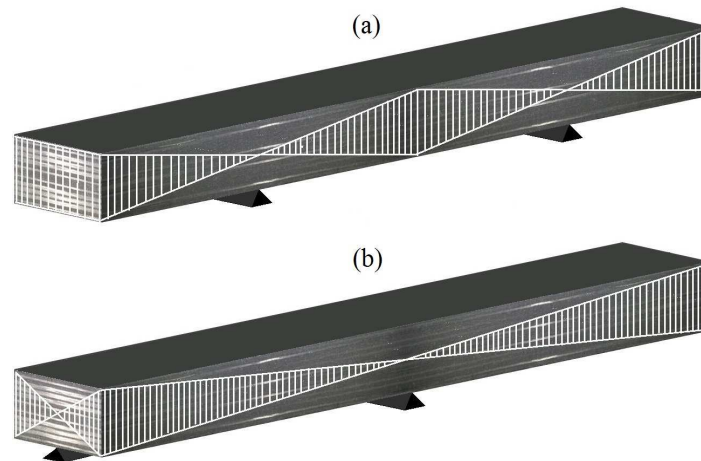


Fig. 2.15. Emplacement des nœuds et des anti-nœuds de premier mode de vibration d'une éprouvette : (a) en flexion, (b) en torsion.

2.7. Dispositif expérimental et procédures

2.7.1. Essais de flexion trois points

Des essais de flexion trois points ont été effectués selon la norme ASTM (D790-03) [62] à une température ambiante, sur une machine Instron LM-U150 équipée d'une cellule de charge de 150 kN. Les éprouvettes possèdent une section rectangulaire de $9.4 \times 15.2 \text{ mm}^2$ et la distance entre les deux appuis est de 150.4 mm. La charge est appliquée jusqu'à la rupture des éprouvettes avec une vitesse de chargement de 1 mm/min. Les essais ont été instrumentés par un système d'émission acoustique, une caméra infrarouge et un système de corrélation d'images (Fig. 2.16).

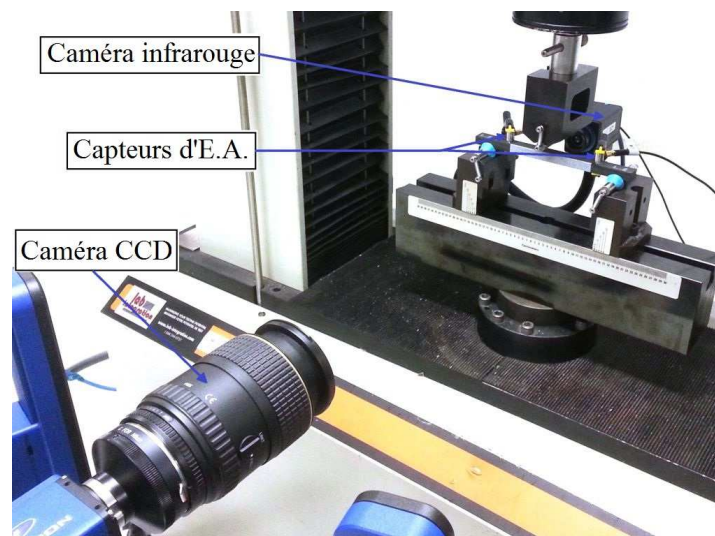


Fig. 2.16. Banc d'essai de flexion trois points.

2.7.2. Instrumentation

2.7.2.1. Corrélation d'images numériques

Un système de corrélation d'images numériques (Digital Image correlation - DIC) StrainMaster de LaVision a été mis en place (Fig. 2.17), pour mesurer les champs de déplacements et déduire les déformations à la surface des éprouvettes durant les essais de flexion. Les caméras CCD de ce système possèdent un capteur de $7.2 \times 5.4 \text{ mm}^2$, avec une résolution de 1628×1236 pixels et une fréquence d'acquisition de 14 images par seconde. Un mouchetis aléatoire fourni par le fabricant du système est déposé sur la surface des éprouvettes. Un pas de balayage de 9 pixels et une jauge numérique de 16 pixels ont été utilisés pour la mesure du champ de déplacements. Le post traitement des résultats et le calcul des déformations ont été réalisés avec le logiciel DaVis 8.2.3.

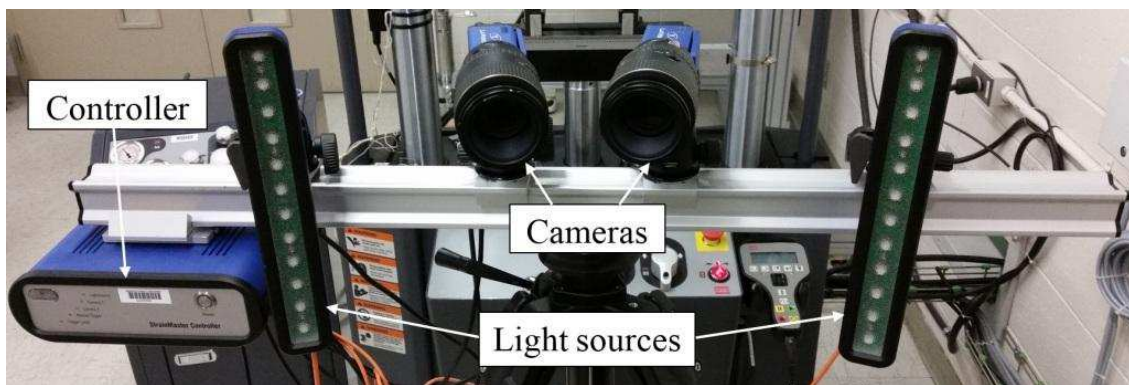


Fig. 2.17. Dispositif expérimental du système de corrélation d'images numériques.

2.7.2.2. Thermographie infrarouge

L'évolution du champ de température à la surface des éprouvettes durant les essais a été enregistrée avec une caméra infrarouge FLIR A35 (Fig. 2.18), la résolution thermique de la caméra est de 50 mK, son plan focal est de 320×256 pixels, et sa température de fonctionnement est comprise entre -25 et $+135^\circ\text{C}$. L'émissivité est prise égale à 0.98 [64].



Fig. 2.18. Caméra infrarouge FLIR A35.

2.7.2.3. Emission acoustique

Un système d'acquisition de données MISTRAS-PAC de 4 voies fourni par Physical Acoustics Corporation a été utilisé pour l'enregistrement de l'activité acoustique des éprouvettes durant les essais (Fig. 2.19). Le système d'acquisition de données est composé d'un ordinateur équipé d'une carte PCI4, sur laquelle sont branchés deux préamplificateurs de 40 dB suivis par deux capteurs piézo-électriques à large bande (de 100 kHz à 1 MHz) de type Micro 80. Les capteurs sont couplés à la surface des éprouvettes avec une mince couche de graisse silicone et fixés avec deux pinces. La distance entre les deux capteurs est de 85 mm. Le traitement des signaux a été réalisé à l'aide du logiciel AEwin. Un seuil d'enregistrement de 35dB est fixé pour le filtrage du bruit de fond. Le temps au pic (PDT), le temps d'une salve (HDT) et le temps d'aveuglement (HLT), sont fixés à 50, 150 et 300 μ s respectivement. Avant le lancement de chaque essai, trois tests de casse de mine sont réalisés pour optimiser la localisation des endommagements et vérifier la qualité du couplage entre l'éprouvette et les capteurs.

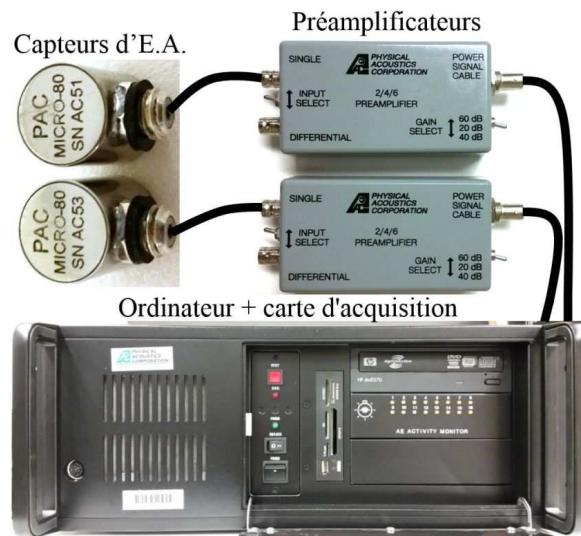


Fig. 2.19. Chaîne d'acquisition des signaux d'émission acoustique.

2.8. Résultats et discussions

2.8.1. Comportement mécanique et endommagement

Les résultats expérimentaux des essais quasi-statiques en flexion trois points sont reportés dans la Figure 2.20. Cette figure présente l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation de trois éprouvettes. La contrainte et la déformation des éprouvettes sont calculées selon les formules de la norme ASTM (D790-03) [62] à partir de la force mesurée par la cellule de charge de la machine et le déplacement réel des éprouvettes, respectivement. Ce dernier est mesuré en utilisant la technique de corrélation d'images numériques. Le point choisi pour la mesure du déplacement réel est situé au milieu de l'axe neutre des éprouvettes. La première partie des courbes montre un comportement élastique linéaire. Après une déformation d'environ

1%, les courbes commencent à s'écarter de la droite élastique et le comportement du matériau devient non linéaire jusqu'à la rupture quasi fragile.

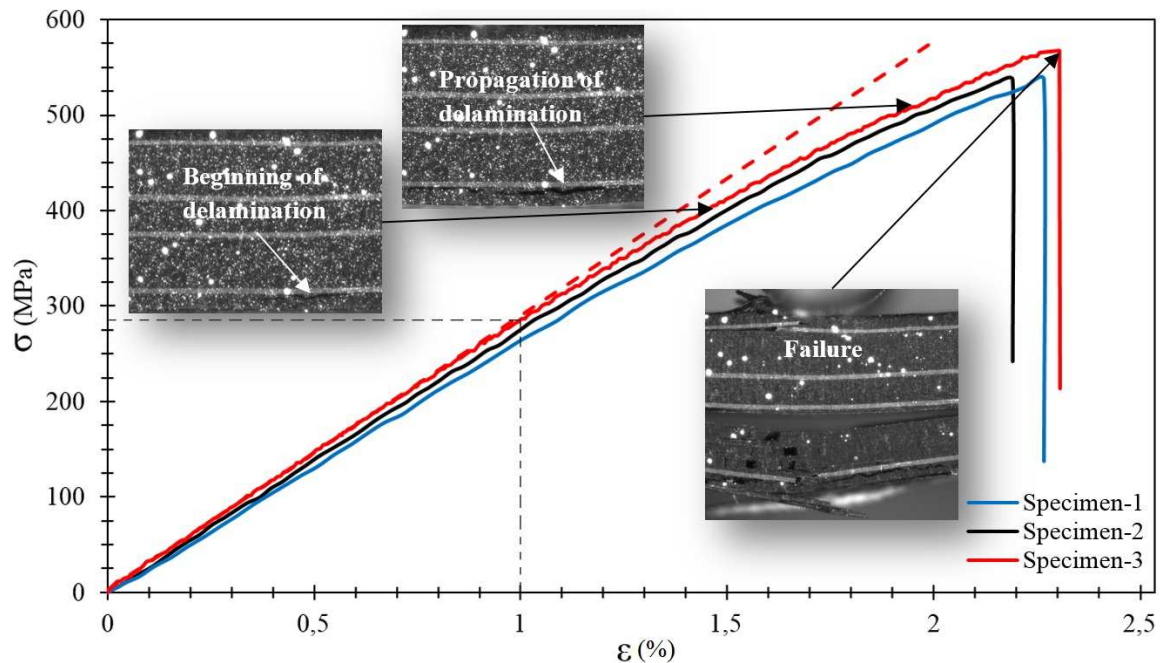


Fig. 2.20. Courbes contrainte-déformation des essais de flexion trois points.

Lors des essais quasi-statiques, la rupture finale du stratifié est survenue brutalement lors de la rupture de quelques plis sollicités en compression et en traction au même temps. Bien que, la résistance en traction des composites stratifiés carbone/époxy est supérieure à leur résistance en compression, le nombre de plis rompus en traction lors des essais statiques est plus important que celui des plis qui sont rompus en compression. Il est évident que l'état du champ de déformations à la surface d'une éprouvette reflète l'état de son champ de contraintes. D'après la cartographie du champ de déformation présenté sur la Figure 2.21, le nombre important des plis rompus en traction par rapport à celui des plis qui sont rompus en compression est probablement due à la répartition asymétrique des contraintes de traction et de compression par rapport au plan médian horizontal de l'éprouvette, et au niveau élevé de la contrainte de traction par rapport au niveau de la contrainte de compression.

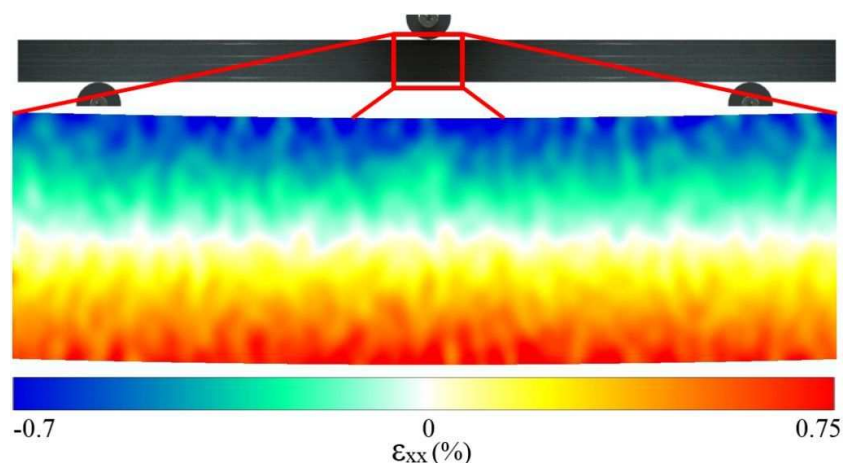


Fig. 2.21. Cartographie du champ de déformation à 35% du déplacement à la rupture.

Les résultats obtenus à partir des essais de flexion et de la technique d'excitation impulsionnelle (IET) sont résumés dans le Tableau 2.4. Ces résultats révèlent une très faible variabilité dans les propriétés mécanique des éprouvettes, ce qui apporte une crédibilité supplémentaire aux procédés de fabrication et de découpage des éprouvettes.

Tab. 2.4. Propriétés mécaniques des éprouvettes.

Éprouvettes	E (GPa)		σ_{\max} (MPa)	ε_{\max} (%)
	IET	Essais de flexion		
1	29.50	27.13	537.04	2.27
2	30.37	27.76	536.47	2.19
3	30.22	28.72	567.29	2.30
Moyenne	30.03	27.87	546.93	2.25
Ecart type	0.46	0.80	17.63	0.06
Cv.	0.015	0.029	0.032	0.025

Comme illustré dans le Tableau 2.4, les modules élastiques mesurés par la technique d'excitation impulsionnelle sont d'environ 5 à 9 % supérieurs aux modules mesurés par les essais de flexion quasi-statique. La principale raison de cette légère divergence entre les résultats des deux méthodes est la différence fondamentale qui existe entre les bases théoriques et les conditions pratiques des deux méthodes. En effet, l'excitation impulsionnelle est une méthode de caractérisation non destructive et dynamique, basée sur une analyse vibratoire. Alors que, l'essai de flexion est une méthode de caractérisation quasi-statique et destructive, basée sur l'analyse du comportement mécanique des éprouvettes sous sollicitation mécanique.

2.8.2. Évolution du champ de déplacements et de déformations

La Figure 2.22 présente la différence qui existe entre deux courbes contrainte-déformation d'un essai de flexion lorsque la déformation est calculée à partir du déplacement réel de l'éprouvette (mesuré par la technique de corrélation d'images) et lorsqu'elle est calculée à partir du déplacement de la traverse de la machine. Cette différence est principalement attribuée aux erreurs de mesure de la machine et à la déformation locale au point de réaction [65]. L'utilisation de la technique de corrélation d'images dans cette étude, pour la mesure des déplacements, nous a donc permis d'éliminer ces erreurs de mesure et de fournir une caractérisation précise du comportement mécanique du matériau.

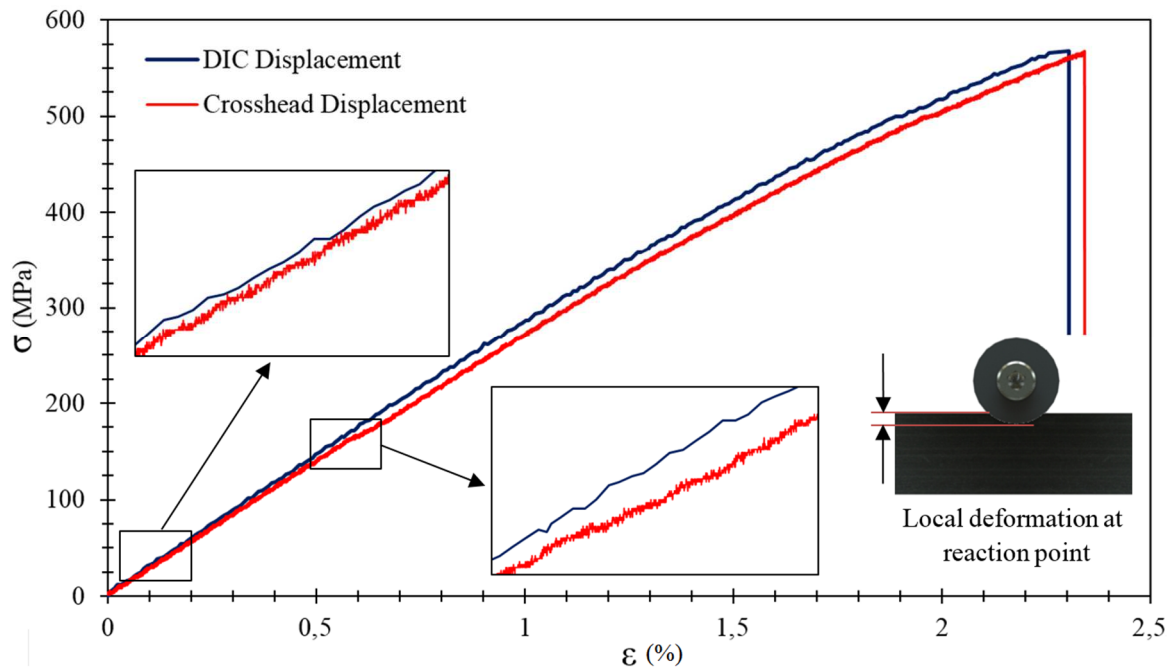


Fig. 2.22. Courbes contrainte-déformation déduites des déplacements mesurés par corrélation d'images (DIC) et des déplacements de la traverse de la machine.

Au cours des essais statiques, la mesure de champs de déplacements et le calcul de champs de déformations par la technique de corrélation d'images ont été effectués sur l'épaisseur des éprouvettes. Le champ de déplacement d'une éprouvette à 50% de la contrainte à la rupture est présenté sur la Figure 2.23. On observe nettement dans cette figure que le champ de déplacement est symétrique par rapport à la ligne médiane de l'éprouvette tout au long de la zone de mesure, cette observation précise du champ de déplacement permet de valider le montage et assurer la bonne répartition de la charge durant les essais.

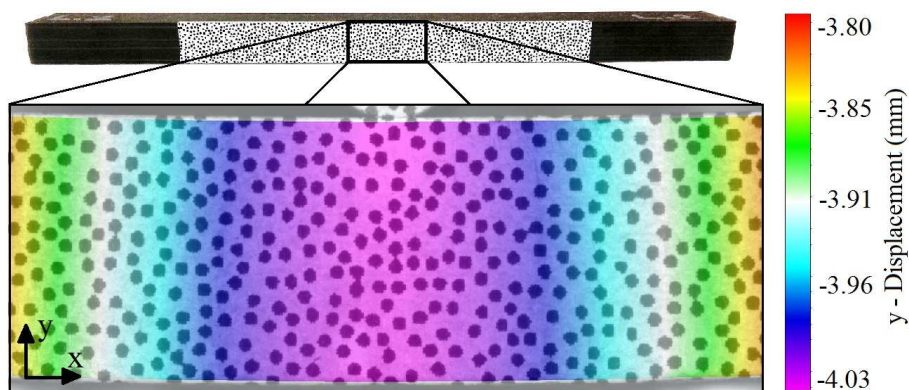


Fig. 2.23. Cartographie du champ de déplacement à 50% de la contrainte à la rupture.

La technique de corrélation d'images nous a permis de déterminer et de bien comprendre la nature et la répartition des déformations en tout point de la surface étudiée. Les cartographies du champ de déformation longitudinal ϵ_{xx} et le champ de déformation de cisaillement ϵ_{xy} sont représentées respectivement sur la Figure 2.24a et 2.24b. On constate sur la Figure 2.24a que la répartition des déformations de compression et de traction n'est pas symétrique par rapport au plan médian horizontal de l'éprouvette et que la superficie et la valeur de la déformation de

traction sont supérieures à celles de la déformation de compression. Le champ de déformation de cisaillement est divisé en bandes longitudinales symétrique au plan médian horizontal (Fig. 2.24b). La présence de l'effet de cisaillement provient probablement de la grande épaisseur du stratifié et des effets de bord libre [66].

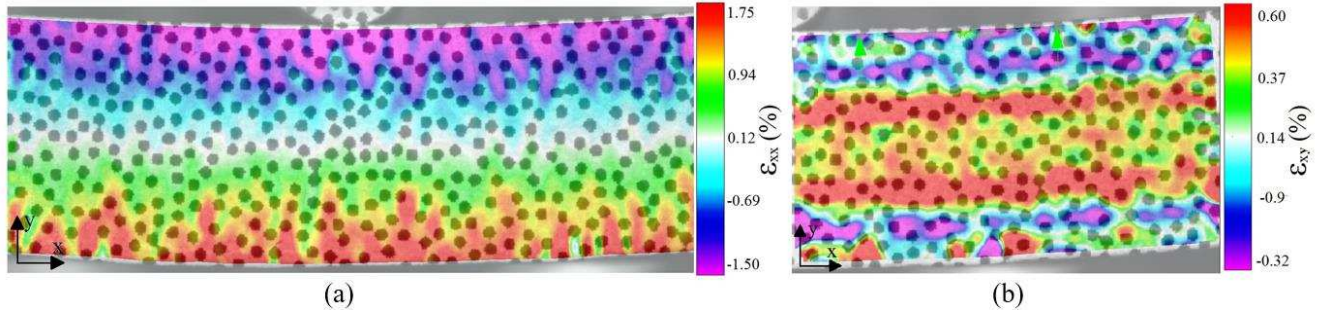


Fig. 2.24. Cartographies du champ de déformation : (a) longitudinale ϵ_{xx} à 8,4 mm de déplacement, (b) de cisaillement ϵ_{xy} à 8,7 mm de déplacement.

À l'aide de la technique de corrélation d'images, cinq jauges de déformation virtuelles ont été installées sur l'épaisseur des éprouvettes. La Figure 2.25 montre le positionnement des jauges et l'évolution des déformations longitudinales à travers l'épaisseur du stratifié pour différents niveaux de déplacement. Le point d'intersection des courbes est situé sur l'axe neutre de l'éprouvette. Les déformations longitudinales augmentent de façon non linéaire avec l'augmentation du déplacement et de la distance par rapport à l'axe neutre.

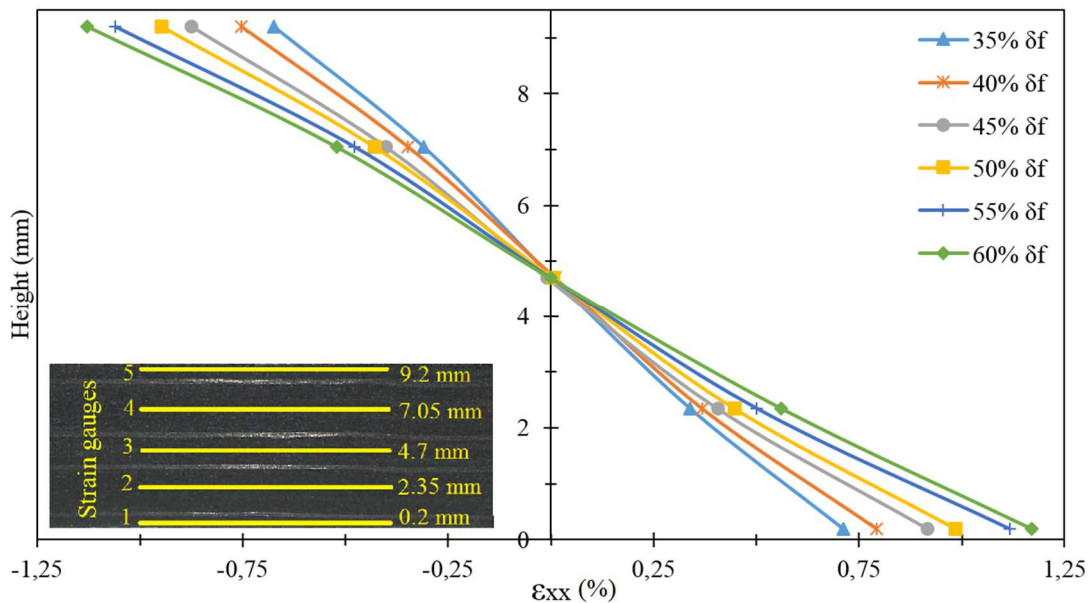
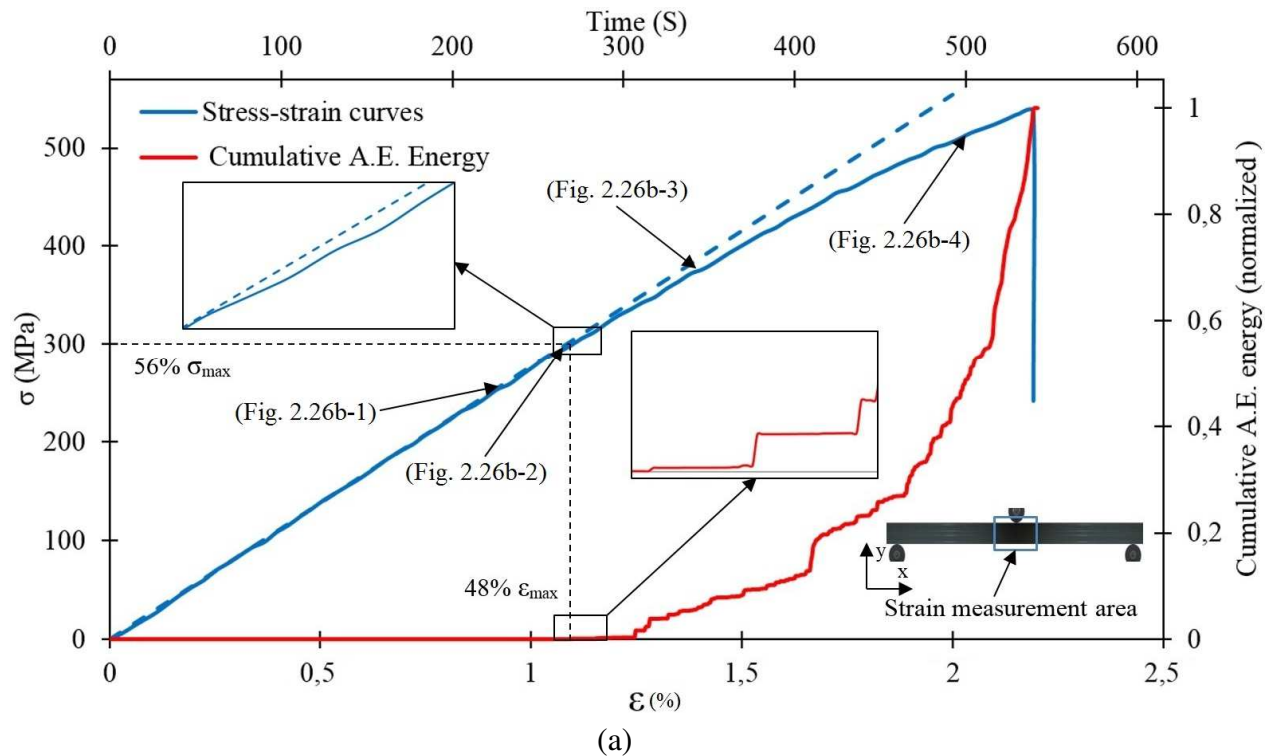


Fig. 2.25. Évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié pour différents niveaux de déplacement.

2.8.3. Détection et identification des endommagements

La corrélation entre la courbe contrainte-déformation et l'évolution de l'énergie d'EA cumulée durant les essais de flexion quasi-statique est illustrée dans la Figure 2.26a. Il apparaît

clairement dans cette figure qu'une bonne corrélation existe entre ces deux courbes. Au début de l'essai, jusqu'à la fin du domaine élastique de la courbe contrainte-déformation l'activité acoustique était nulle, ce qui montre l'absence d'endommagement durant cette phase. A partir d'environ 56% de la contrainte à la rupture, la pente de la courbe commence à diminuer progressivement, et en parallèle l'énergie des signaux d'EA commence à augmenter jusqu'à la rupture totale du matériau. La corrélation entre ces deux courbes a permis de confirmer l'absence d'endommagement dans le domaine élastique et d'estimer le seuil d'endommagement.



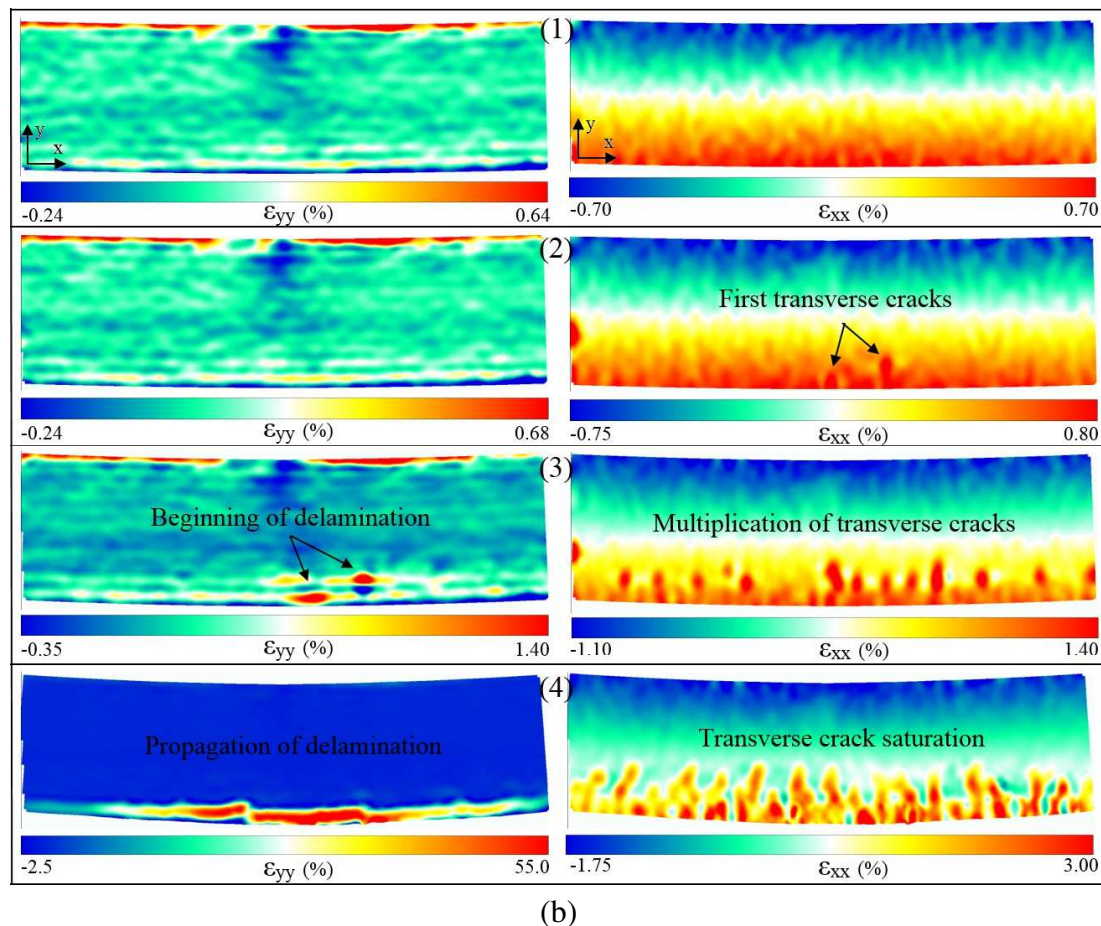


Fig. 2.26. Corrélation entre la courbe contrainte-déformation et : (a) l'évolution de l'énergie acoustique cumulée, (b) les cartographies du champ de déformation.

La Figure 2.26b montre la corrélation entre la courbe contrainte-déformation et les cartes de champs de déformations mesurés par corrélation d'images. Il est évident que la présence d'une fissure transversale ou d'un délaminage dans la zone de mesure des déformations est reflétée par l'apparition d'une zone de concentration de déformation dans les cartographies du champ de déformation. La Figure 2.26.b-1 montre qu'aucun endommagement n'est présent dans la zone de mesure tout au long de la partie linéaire de la courbe contrainte-déformation. Après cette phase, les premières fissures transversales apparaissent dans la direction xx et la pente de la courbe contrainte-déformation commence à diminuer (Fig. 2.26.b-2). Après la propagation et le développement du réseau de fissures transversales, les premiers délaminages amorcent au même emplacement des premières fissures transversales (Fig. 2.26.b-3). Cette dernière phase est suivie par une propagation et une multiplication rapide de l'endommagement (Fig. 2.26.b-4), ce qui entraîne une diminution significative de la rigidité de l'éprouvette. Cette diminution se poursuit jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette.

La Figure 2.27 présente la distribution des évènements d'EA enregistrés durant l'essai selon leur nombre de coups, durée et amplitude. Cette figure montre l'existence d'au moins trois différentes sources d'évènements d'EA. Les trois différents types d'évènements d'EA enregistrés ont été associés à trois mécanismes d'endommagement selon leur amplitude. Le choix des filtres appliqués et la vérification des mécanismes d'endommagement détectés sont

basés sur les résultats des autres technique utilisées dans cette étude et quelques travaux antérieurs [67-68]. L'amplitude des événements qui sont liés à la fissuration matricielle, le délaminage et la rupture des fibres est respectivement d'environ 40 à 60 dB, 60 à 70 dB et 70 à 100 dB.

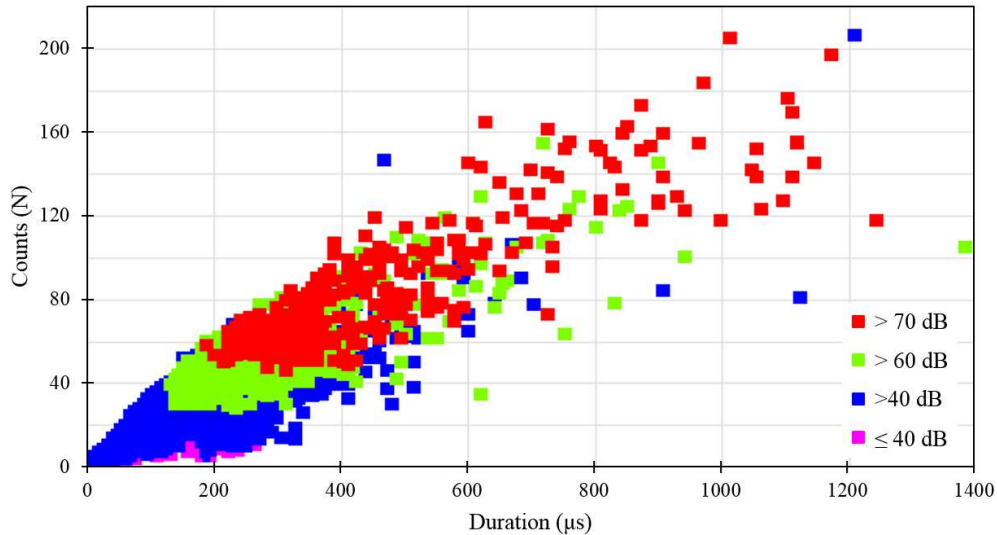


Fig. 2.27. *Corrélation entre l'amplitude, le nombre de coups et la durée des évènements d'EA.*

Après l'application des filtres, une simple distribution des évènements d'EA selon leur amplitude, position et temps d'enregistrement a fourni de nombreuses informations sur les différents mécanismes intervenant durant le processus d'endommagement du stratifié. L'activité acoustique au cours des essais peut se diviser en trois phases (Fig. 2.28) : dans la première phase qui dure jusqu'à 250 secondes (50% de la contrainte à la rupture), l'activité acoustique est presque nulle, cette phase correspond à une initiation de quelques microfissures de la matrice et l'amplitude de ces évènements est comprise entre 35 dB et 40dB. Dans la deuxième phase, on observe une augmentation importante de l'activité acoustique qui s'étend jusqu'à 500 secondes (97% de la contrainte à la rupture), cette augmentation est due à la propagation et la multiplication des microfissures de la matrice ainsi que l'initiation de quelques délaminages et la rupture de quelques fibres, la majorité des évènements de cette phase ont une amplitude comprise entre 40 dB et 60 dB. Enfin, au cours de la dernière phase, l'activité acoustique devient très importante et l'amplitude des évènements de cette phase est entre 35 dB et 100 dB. Durant cette phase les évènements enregistrés sont dus à la propagation rapide des microfissures et des délaminages qui entraînent la rupture des fibres et la ruine finale de l'éprouvette.

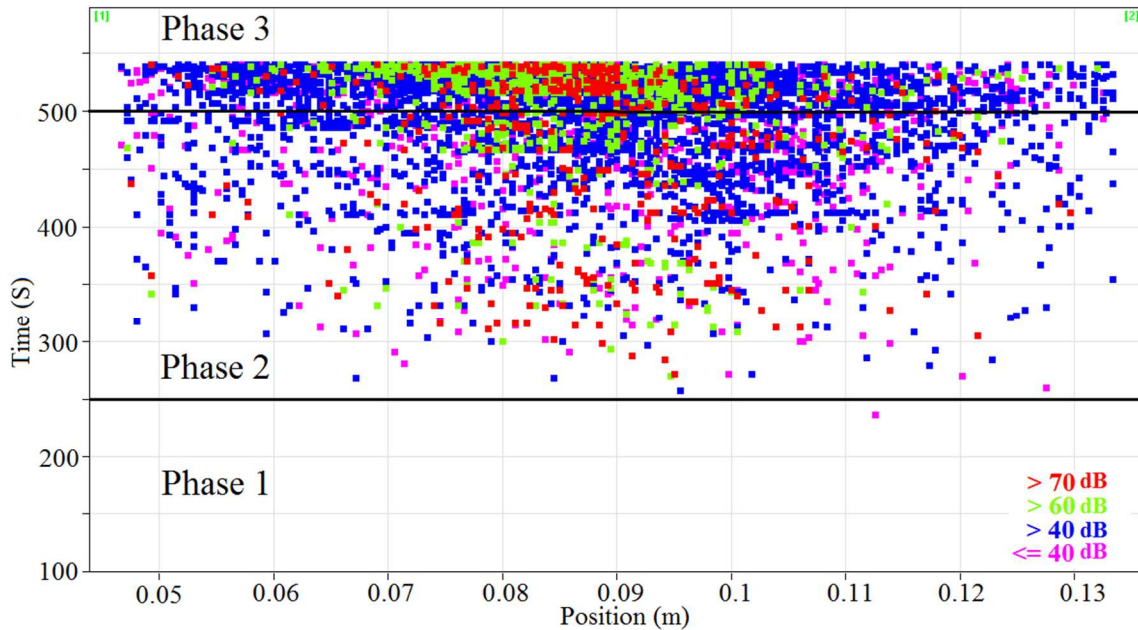


Fig. 2.28. Distribution de l'amplitude des événements d'EA en fonction du temps d'enregistrement et de la position.

La Figure 2.29 présente une cartographie du champ de température à la surface d'une éprouvette juste avant et après sa rupture. Cette figure montre que la température de la surface de l'éprouvette est restée constante pendant toute la durée de l'essai. Cependant une très grande quantité de chaleur est dégagée juste après la rupture de l'éprouvette. Bien qu'au cours des essais, une grande partie de l'énergie qui provient de l'endommagement du stratifié est dissipée sous forme de chaleur, la faible conductivité thermique de la résine, ajoutée à la grande épaisseur du stratifié et la courte durée de l'essai, ont empêché cette dernière d'atteindre la surface de l'éprouvette avant sa rupture.

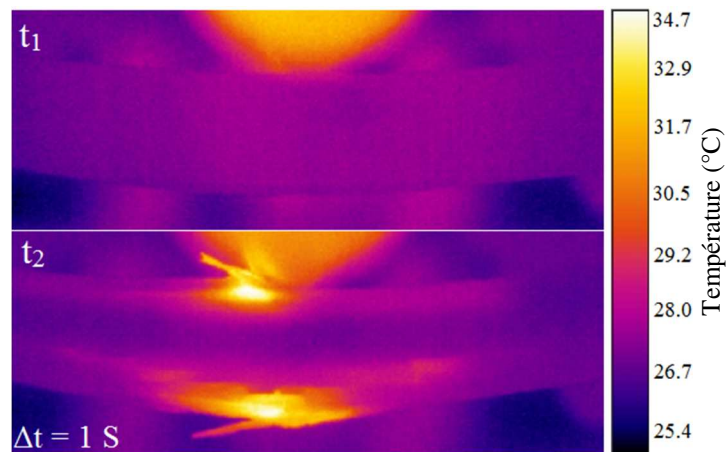


Fig. 2.29. Cartographie du champ de température à la surface d'une éprouvette avant et après la rupture.

2.9. Conclusion

L'objectif principal de ce chapitre était de caractériser et de comprendre le comportement mécanique et le processus d'endommagement d'un composite aéronautique épais sous chargements quasi-statiques. L'évaluation de l'efficacité de l'ensemble des techniques de caractérisation et d'évaluation non destructives utilisées au cours de ce travail, pour la caractérisation du comportement mécanique et de l'endommagement d'un composite épais, était le second objectif de ce chapitre. Les résultats expérimentaux de ce chapitre nous amènent à formuler les conclusions suivantes :

- L'IET est une technique de caractérisation non destructive simple et rapide qui nous a permis de déterminer les propriétés élastiques de toutes les éprouvettes avant la réalisation des essais destructifs. Les résultats obtenus à l'aide de cette technique révèlent une très faible variabilité dans les propriétés élastiques des éprouvettes, ce qui a apporté une crédibilité supplémentaire aux procédés de fabrication et de découpage des éprouvettes ;
- L'utilisation de la technique de corrélation d'images lors des essais nous a permis de mesurer le champ de déplacements réel des éprouvettes, et de calculer le champ de déformation à travers l'épaisseur du stratifié. Ces données nous ont permis de fournir une caractérisation précise du comportement mécanique du matériau et de déterminer et bien comprendre la nature et la répartition des déformations à travers l'épaisseur du stratifié. En outre, les cartographies du champ de déformation nous ont permis de détecter et de suivre l'évolution des endommagements à la surface des éprouvettes ;
- L'analyse des données de l'EA a fourni de nombreuses informations sur l'évolution, l'identification et la localisation des différents mécanismes d'endommagement intervenant durant le processus d'endommagement du stratifié. Cette technique nous a aussi permis de déterminer le seuil d'endommagement ;
- Dû à la faible conductivité thermique de la résine, la grande épaisseur du stratifié et la courte durée de l'essai, la température à la surface des éprouvettes est restée constante pendant toute la durée de l'essai. Cela a rendu les données de la thermographie infrarouge inexploitable.

L'analyse des résultats obtenus par les différentes techniques utilisées, couplée au comportement mécanique et aux observations optiques nous ont permis de proposer le scénario d'endommagement suivant : Au début de l'essai, le comportement du stratifié est linéaire élastique jusqu'à environ 56% de la contrainte à la rupture à partir de laquelle les premières fissures de la matrice apparaissent dans les plis à 90° au centre de la partie inférieure des éprouvettes (sollicitée en traction). Cette phase est accompagnée d'une diminution progressive de la rigidité du stratifié. Après la propagation et le développement du réseau de fissures matricielles dans les plis à 90° et 45°, les premiers délaminages amorcent dans les interfaces 90°/0 et 45°/-45° en tête des premières fissures de la matrice. Enfin, cette dernière phase est suivie par une propagation et une multiplication rapide de l'endommagement, ce qui entraîne une diminution significative de la rigidité de l'éprouvette, qui se poursuit jusqu'à sa rupture totale.

2.10. Bibliographie

- [1] Huguet S. Application de classificateurs aux données d'émission acoustique : identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon 2002.
- [2] Krawczak P, PABIOT J. Acoustic emission characteristics of GFRP composites as a function of the interface quality and its aging. Fifth International Symposium on Acoustic Emission from Composite Material, AECM-5 Sweden 1995:71-90.
- [3] Benzeggagh M L, Gong XL, Gong XJ, Roelandt JM. Evolution de la participation du mode II dans le cas d'un délaminage en mode mixte I+II d'un composite stratifié verre/époxy. Comptes rendus des 7èmes Journées Nationales sur les Composites, JNC- 7 1990:509-518.
- [4] Raud C. Fissuration des composites carbone à matrice thermostable en traction isotherme et cyclage thermique. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan 1993.
- [5] Liu PF, Chu JK, Liu Y L, Zheng JY. A Study on the Failure Mechanisms of Carbon Fibre/Epoxy Composite Laminates Using Acoustic Emission. Journal of Materials and Design 2012;37:228-235.
- [6] Kotsikos G, Evans JT, Gibson AG, Hale J. Use of acoustic emission to characterize corrosion fatigue damage accumulation in glass fiber reinforced polyester laminates. Polymer Composites 1999;20:689-696.
- [7] Kim ST, Lee YT. Characteristics of damage and fracture process of carbon fiber reinforced plastic under loading-unloading test by using AE method. Materials Science and Engineering 1997;234-236:322-326.
- [8] Ceysson O, Salvia M, Vincent L. Damage mechanisms characterisation of carbon fibre/epoxy composite laminates by both electrical resistance measurements and acoustic emission analysis. Scripta Materialia 1996;34:1273-1280.
- [9] Benzeggagh ML, Barre S. On the use of acoustic emission to investigate damage mechanisms in glass-fiber-reinforced polypropylene. Composites Science and Technology 1994;52:369-376.
- [10] Chen O, Karandikar P, Takeda N, Kishi T. Acoustic emission characterization of a glass-matrix composite. Nondestructive Testing and Evaluation 1992;8-9:869-878.
- [11] Cuartas VAM. Identification de Mécanismes d'Endommagement de Stratifiés Carbone-Epoxyde par Couplage de l'Emission Acoustique et de la Thermographie Infrarouge. Thèse de doctorat, Université Toulouse 2015.
- [12] Ammar IB, El Mahi A, Karra C, El Guerjouma R, EL Haddar M. Acoustic Emission Analysis of a Laminate Under a Different Loading Rate. Société Française d'Acoustique, Nantes 2012.
- [13] Godin N, Huguet S, Gaertner R, Salmon L. Clustering of acoustic emission signals collected during tensile tests on unidirectional glass/polyester composite using supervised and unsupervised classifiers. NDT&E International 2004;37:253-264.
- [14] Huguet S, Godin N, Gaertner R, Salmon L, Villard D. Use of acoustic emission to identify damage modes in glass fibre reinforced polyester. Composites Science and Technology 2002;62(10-11):1433-1444.

- [15] WenQin H, Ying L, AiJun G, Yuan FG. Damage Modes Recognition and Hilbert-Huang Transform Analyses of CFRP Laminates Utilizing Acoustic Emission Technique. *Applied Composite Materials* 2016;23(2):155-178.
- [16] Boominathan R, Arumugam V, Santulli C, Sidharth AAP, Sankar RA, Sridhar BTN. Acoustic emission characterization of the temperature effect on falling weight impact damage in carbon/epoxy laminates. *Compos Part B-Eng* 2014;56:591–598.
- [17] Gutkin R, Green CJ, Vangrattanachai S, Pinho ST, Robinson P, Curtis PT. On acoustic emission for failure investigation in CFRP: pattern recognition and peak frequency analyses. *Mech Syst Signal Proc* 2011;25(4):1393–407.
- [18] Ramirez-Jimenez C, Papadakis N, Reynolds N. Identification of failure modes in glass/polypropylene composites by means of the primary frequency content of the acoustic emission events. *Composites Science and Technology* 2004;64:819-27.
- [19] De Groot PJ, Wijnen PAM, Janssen RBF. Real time frequency determination of acoustic emission for different fracture mechanisms in carbon/epoxy composites. *Composites Science and Technology* 1995;55:405-412.
- [20] Suzuki M, Nakanishi H, Iwamoto M, Jinen E. Application of static fracture mechanisms to fatigue fracture behavior of class A-SMC composite. *Proc. 4th Japan-US Conf. on Composite Materials* 1988:297-306.
- [21] Russell SS, Henneke EG. Signature analysis of acoustic emission from graphite/epoxy composites. Interim report, NASA Grant NSG 1238, Report No.VPI-E-77-22, 1977.
- [22] Keating TJ, Wolf PR, Scarpace FL. An improved method of digital image correlation. *American Society for Photogrammetry and Remote Sensing* 1975;41(8).
- [23] Peter WH, Ranson WF. Digital imaging techniques in experimental stress analysis. *Optical Engineering* 1982;21(3):427-432.
- [24] Sutton MA, Wolters WJ, Peters WH, Ranson WF, McNeill SR. Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Im. Vis. Comp* 1983;1(3):133-139.
- [25] Chu TC, Ranson WF, Sutton MA. Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics. *Exp Mech* 1985;25(3):232-244.
- [26] Sutton MA, Cheng M, Peters WH, Chao YJ, McNeill SR. Application of an optimized digital correlation method to planar deformation analysis. *Im. Vis. Comp* 1986;4(3):143-150.
- [27] Wagne B, Roux S, Hild F. Spectral approach to displacement evaluation from image analysis. *Eur. Phys. J. AP* 2002;17:247-252.
- [28] Broggiato GB. Adaptive image correlation technique for full-field strain measurement. *Proc. 12th Int. Conf. Exp. Mech., Bari, Italy* 2004;420-421.
- [29] Sun Y, Pang J, Wong C, Su F. Finite-element formulation for a digital image correlation method. *Appl. Optics* 2005;44(34):7357-7363.
- [30] Hild F, Roux S. Digital image correlation : From measurement to identification of elastic properties - A review. *Strain* 2006;42:69-80.

- [31] Besnard G, Hild F, Roux S. “Finite-element” displacement fields analysis from digital images: Application to Portevin-Le Châtelier bands. *Exp. Mech* 2006;46:789-803.
- [32] Tomicevic Z, Hild F, Roux S. Mechanics-aided digital image correlation. *J. Strain Analysis* 2013;48:330-343.
- [33] Avril S, Bonnet M, Bretelle AS, Grédiac M, Hild F et al. Overview of identification methods of mechanical parameters based on full-field measurements *Exp. Mech* 2008;48:381-402.
- [34] Wattrisse B, Chrysochoos A, Muracciole JM, Némoz-Gaillard JM. Analysis of strain localization during tensile tests by digital image correlation. *Exp. Mech* 2001;41(1):29-39.
- [35] Xiang GF et al. Time-resolved deformation measurements of the Portevin–Le Chatelier bands. *Scr. Mater* 2007;56(8):721-724.
- [36] Chiang FP. Micro-/nano-speckle method with applications to materials, tissue engineering and heart mechanics. *Strain* 2008;44(1):27-39.
- [37] Caggegi C, Chevalier L, Pensée V, Cuomo M. Strain and shear stress fields analysis by means of Digital Image Correlation on CFRP to brick bonded joints fastened by fiber anchors. *Constr. Build. Mater* 2016;106:78-88.
- [38] Zhang DS, Luo M, Arola DD. Displacement/strain measurements using an optical microscope and digital image correlation. *Optical Engineering* 2006;45(3):033605.
- [39] Cho SW et al. Young’s modulus, Poisson’s ratio and failure properties of tetrahedral amorphous diamond-like carbon for MEMS devices. *J. Micromech. Microeng* 2005;15:728-35.
- [40] Roux S, Hild F. Stress intensity factor measurements from digital image correlation: post-processing and integrated approaches. *Int. J. Fract* 2006;140:141-57.
- [41] Yoneyama S, Morimoto Y, Takashi M. Automatic evaluation of mixed-mode stress intensity factors utilizing digital image correlation. *Strain* 2006;42:21-29.
- [42] Sabate N et al. Residual stress measurement on a MEMS structure with high-spatial resolution. *J. Microelectromecha. Sys.* 2007;16(2):365-372.
- [43] Pan B, Xie HM, Hua T, Asundi A. Measurement of coefficient of thermal expansion of films using digital image correlation method. *Polymer Testing* 2009;28:75-83.
- [44] Sun YF, Pang JHL. Experimental and numerical investigations of near-crack-tip deformation in a solder alloy. *Acta Mater* 2008;56:537-548.
- [45] Toubal L, Karama M, Lorrain B. Stress concentration in a circular hole in composite plate. *Composite Structures* 2005;68:31-36.
- [46] Grédiac M. The use of full-field measurement methods in composite material characterization: interest and limitations. *Composites Part A* 2004;35(7-8):751-761.
- [47] Bagavathiappan S, Lahiri BB, Saravanan T, Philip J, Jayakumar T. Infrared thermography for condition monitoring - a review. *Infrared Physics & Technology* 2013;60(0):35-55.
- [48] Maierhofer C, Myrach P, Reischel M, Steinfurth H, Röllig M, Kunert M. Characterizing damage in CFRP structures using flash thermography in reflection and transmission configurations. *Composites Part B: Engineering* 2014;57(0):35-46.

- [49] Larbi WB. Comparaison expérimentale de la thermographie modulée et de la thermographie pulsée pour l'évaluation non destructive des matériaux employés en aérospatial, Thèse de master, Université de LAVAL 2010.
- [50] Wu D, Busse G. Lock-in thermography for nondestructive evaluation of materials. *Revue Générale de Thermique* 1998 ;37(8):693-703.
- [51] Peronnet E. Identification expérimentale du comportement d'un fuselage composite : détection de défauts par mesures de champs. Thèse de Doctorat, INP Toulouse 2012.
- [52] Weber W. Über die spezifische Wärme fester Körper insbesondere der Metalle. *Annalen der Physik und Chemie* 1830 ;96(10):177-213.
- [53] Belgen MH. Structural stress measurement with an infrared radiometer. *ISA Transactions* 1967;6:49-53.
- [54] Reifsnider KL, Williams RS. Determination of fatigue-related heat emission in composite materials. *Experimental Mechanics* 1974;14(12):479-485.
- [55] Charles JA, Appl FJ, Francis JE. Using the scanning infrared camera in experimental fatigue studies". *Experimental Mechanics* 1975 ;15(4):133- 138.
- [56] Westphal O. Analyse thermomécanique de l'endommagement en fatigue de stratifié carbone/époxy : détermination de la limite d'endurance par essais d'auto-échauffement. Thèse de Doctorat, Ecole Centrale Nantes 2014.
- [57] Saleem M, Toubal L, Zitoune R, Bougherara H. Investigating the effect of machining processes on the mechanical behavior of composite plates with circular holes. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2013;55:169-177.
- [58] Toubal L, Karama M, Lorrain B, Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading. *International Journal of Fatigue* 2006;28:1867-1872.
- [59] Steinberger R, Valadas Leitao TI, Ladstätter E, Pinter G, Billinger W, Lang R.W. Infrared thermographic techniques for non-destructive damage characterization of carbon fibre reinforced polymers during tensile fatigue testing. *International Journal of Fatigue* 2006;28:1340-1347.
- [60] Goidescu C et al. Damage investigation in CFRP composites using full-field measurement techniques: combination of digital image stereo-correlation, infrared thermography and X-ray tomography. *Composites: Part B* 2013;48: 95-105.
- [61] Montesano J, Fawaz Z, Bougherara H. Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite. *Compos Struct* 2013;97:76-83.
- [62] ASTM D790-03. Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials, 2003.
- [63] ASTM E1876-09. Standard Test Method for Dynamic Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio by Impulse Excitation of Vibration, 2009.
- [64] Sekii Y, Hayashi T. Measurements of reflectance and thermal emissivity of a black surface created by electrostatic flocking with carbon-fiber piles. *IEEE Trans Dielectrics Elect Insulation* 2009;16(3): 649-654.

- [65] Caprino G, Iaccarino P, Lamboglia A. The effect of shear on the rigidity in the three-point bending of unidirectional CFRP laminates made of T800H/3900-2. *Composite Structures* 2009;88:360-366.
- [66] Mulle M, Zitoune R, Collombet F, Robert L, Grunevald YH. Embedded FBGs and 3-D DIC for the stress analysis of a structural specimen subjected to bending. *Composite Structures* 2009;91:48-55.
- [67] Liu PF, Chu JK, Liu YL, Zheng JY. A study on the failure mechanisms of carbon fiber/epoxy composite laminates using acoustic emission. *Materials and Design* 2012;37:228-235.
- [68] Ceysson O, Salvia M, Vincent L. Damage mechanisms characterisation of carbon fibre/epoxy composite laminates by both electrical resistance measurements and acoustic emission analysis. *Scripta Materialia* 1996;34:1273-1280.

Chapitre 3

Comportement en fatigue et
détermination de la limite
d'endurance

3. Comportement en fatigue et détermination de la limite d'endurance

3.1. Introduction

Dans tous les domaines industriels, la majorité des pièces constitutives des structures en service ne sont pas uniquement sollicitées en statique, mais elles subissent aussi des charges répétées. Ce type de chargement peut conduire à la ruine en fatigue d'une structure pour des faibles charges. Le phénomène de fatigue d'un matériau se caractérise par la rupture de ce dernier après l'application d'un certain nombre de cycles de chargement dont l'amplitude est inférieure à la résistance à la rupture statique du matériau. En effet, la résistance d'un matériau en statique ne prédispose en rien de sa résistance à la fatigue. Dans l'industrie aéronautique, les pièces structurelles fabriquées à partir de matériaux composites devraient assurer un bon fonctionnement pendant 35 à 40 ans. C'est pourquoi la tenue en fatigue des structures composites constitue un enjeu majeur pour l'industrie aéronautique. L'utilisation des composites épais dans l'industrie aéronautique pour la fabrication des pièces dites vitales nécessite donc une bonne connaissance de leur comportement mécanique et une compréhension approfondie de leurs mécanismes d'endommagement à long terme.

Pour faire face au phénomène de fatigue, le pré-dimensionnement des structures composites en statique doit être confirmé par une étude dynamique pour anticiper l'évolution de l'endommagement de ces structures durant leur cycle de vie et déterminer leur limite d'endurance. Cependant, l'anisotropie et l'hétérogénéité de la microstructure des matériaux composites font que les phénomènes d'endommagement rencontrés dans ces matériaux sont complexes. Cette complexité conduit à une dispersion importante dans les résultats des essais de fatigue et impose la réalisation de nombreux essais afin d'obtenir des résultats représentatifs. La longue durée des essais de fatigue et leur coût important constituent l'un des principaux obstacles dans l'étude du phénomène de fatigue des composites. De ce fait, il paraît plus opportun de s'attacher à leur endommagement plus qu'à leur durée de vie.

Dans ce contexte, l'objet du présent chapitre est l'étude du comportement mécanique et de l'endommagement d'un stratifié carboné/époxy épais sous une sollicitation de fatigue en flexion trois points, ainsi que la proposition d'une méthode simple et fiable pour la prévision de leur limite d'endurance à l'aide d'une analyse des données thermographiques. L'étude sera plus orientée vers la quantification de l'endommagement que vers la mécanique de la rupture. Ainsi, afin de décrire efficacement le comportement et l'endommagement en fatigue du matériau de l'étude, la thermographie infrarouge, l'émission acoustique et la corrélation d'images numériques seront utilisées dans ce chapitre.

3.2. Dispositif expérimental et procédures

Les essais de fatigue en flexion trois points ont été réalisés sur une machine de fatigue servo-hydraulique MTS-370.10 équipée d'une cellule de charge de 100 kN et dotée de mors hydrauliques. Tous les essais ont été effectués à température ambiante en contrôlant le déplacement avec une forme d'onde sinusoïdale, et un rapport du déplacement constant $R = 0$. Le rapport du déplacement est défini comme étant le rapport du déplacement minimal δ_{\min} sur le déplacement maximal δ_{\max} . Afin d'éviter les effets thermiques sur le comportement du matériau, la fréquence des essais a été fixée à 5 Hz [1]. La distance entre les deux appuis extérieurs est prise égale à 150.4 mm. Les éprouvettes ont été sollicitées par paliers successifs de 10000 cycles, pour des déplacements allant de 35% jusqu'à 85% du déplacement à la rupture statique (δ_f), avec un pas de 5%. Le passage d'un niveau de charge à un autre est fait sans que l'éprouvette ne soit démontée. Les paliers de chargement ont été séparés par une pause de 10 minutes, afin que les éprouvettes reviennent à leur température initiale (Fig. 3.1). Un thermocouple calibré a été placé au milieu de la surface inférieure des éprouvettes pour le suivi de l'évolution de la température à cet endroit et la validation des mesures de la caméra infrarouge. Les essais ont été instrumentés par un système d'émission acoustique, une caméra infrarouge, un thermocouple et un système de corrélation d'images (Fig. 3.2).

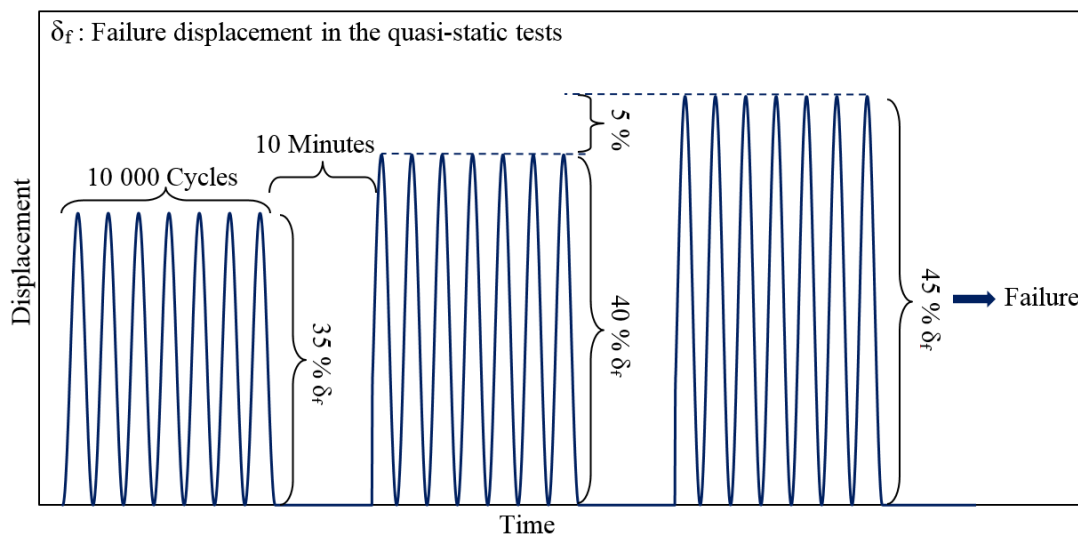


Fig. 3.1. Schéma de déplacement imposé pour les essais de fatigue.

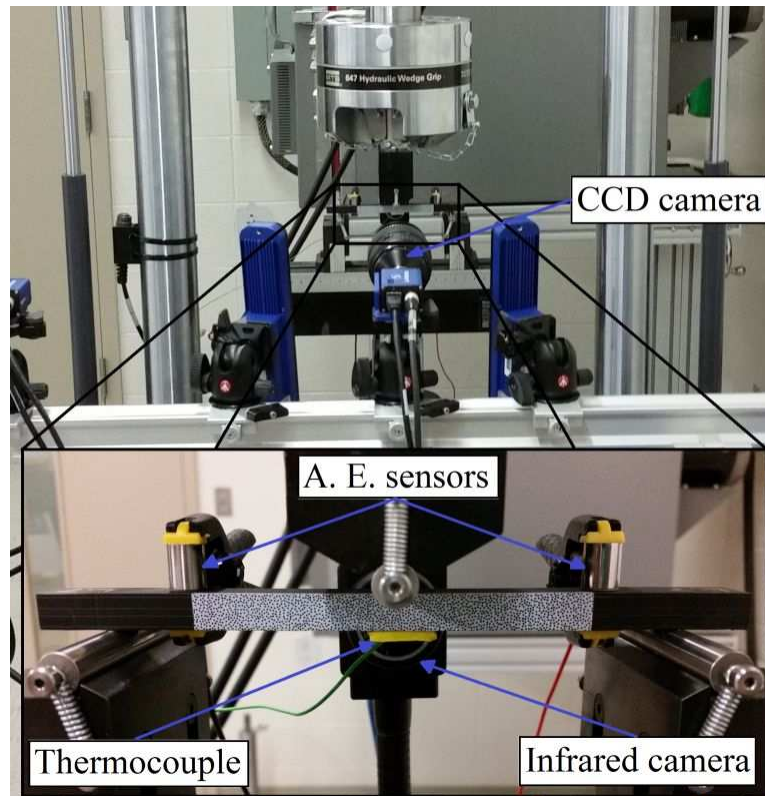


Fig. 3.2. Banc d'essai de fatigue en flexion trois points.

3.3. Résultats et discussions

3.3.1. Comportement mécanique et endommagement

Dans la Figure 3.3, sont reportées, les évolutions de la résistance résiduelle normalisée en fonction du nombre de cycles N pour neuf niveaux de déplacement (de 35% jusqu'à 75% du déplacement à la rupture statique δ_f). La résistance résiduelle des éprouvettes a été calculée selon la norme ASTM (D790-03) [2] à partir de la force résiduelle mesurée par la cellule de charge de la machine de fatigue. L'allure des courbes de la résistance résiduelle des sept premiers niveaux de déplacement (de 35% à 65% δ_f) est quasi linéaire, avec une perte maximale d'environ 6% de la résistance de l'éprouvette entre le premier et le dernier cycle. Pour chacun de ces niveaux de chargement, aucun dommage n'est observé à la surface de l'éprouvette après les 10000 cycles. En revanche, dès les premiers cycles du chargement à 70% δ_f on constate que le taux de diminution de la résistance résiduelle est plus important par rapport aux sept premiers niveaux de déplacement. Pour ce niveau de chargement la résistance a diminué d'environ 4% après 3200 cycles, cette diminution est suivie par une rupture brutale de quelques plis de la partie supérieure de l'éprouvette (sollicitée en compression) et une brusque diminution d'environ 40% de la résistance. Enfin, à 75% δ_f , la résistance résiduelle décroît progressivement après chaque cycle, jusqu'à 8500 cycles où une chute de plus de 50% de la résistance s'est produite après la rupture brutale de plusieurs plis dans la partie inférieure de l'éprouvette (sollicitée en traction) conduisant à la rupture finale de l'éprouvette. Le même scénario d'endommagement a été observé pour toutes les éprouvettes testées.

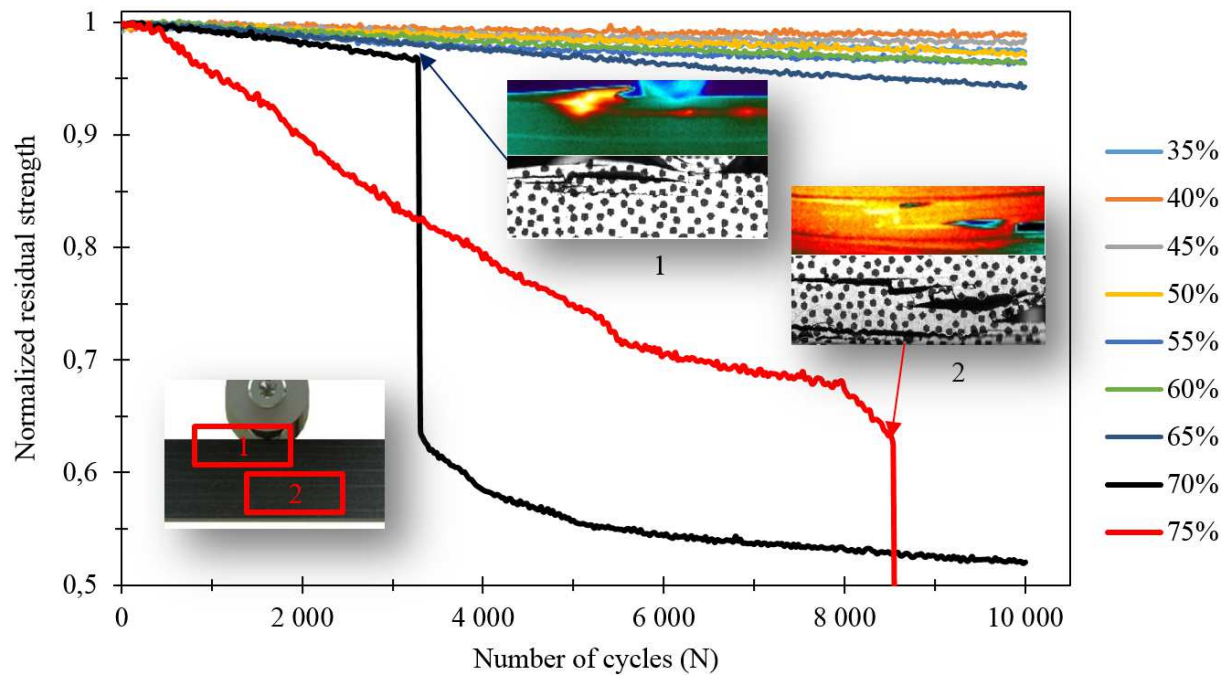


Fig. 3.3. Évolutions de la résistance résiduelle normalisée en fonction du nombre de cycles.

3.3.2. Détection et suivi de l'endommagement par EA

L'évolution de l'énergie acoustique cumulée et de la résistance résiduelle de l'éprouvette pour neuf niveaux de déplacement (de 35% à 75% δf) sont tracées sur la Figure 3.4 en fonction du nombre de cycles cumulé. Cette figure met en évidence l'existence d'une relation proportionnelle entre la diminution de la résistance résiduelle de l'éprouvette et l'augmentation de l'énergie acoustique avec l'augmentation du nombre de cycles pour chaque niveau du déplacement. Cette relation a été observée dans tous les niveaux de déplacement appliqués, sauf le premier. La dégradation rapide de la résistance résiduelle pendant les premiers cycles du premier niveau de déplacement est principalement due à la propagation des microfissures préexistantes dans la matrice du stratifié. Ce phénomène est typique dans l'endommagement des stratifiés carbone/époxy en fatigue [3]. La fissuration matricielle génère des ondes acoustiques de faible énergie par rapport aux autres mécanismes d'endommagement [4], ce qui justifie la faible augmentation de l'énergie acoustique durant le premier niveau de déplacement. La Figure 3.4 montre également que la résistance résiduelle et l'énergie acoustique cumulée ont une relation inversement proportionnelle avec l'augmentation du niveau de déplacement. L'évolution de l'énergie cumulée montre une très bonne corrélation avec l'endommagement du stratifié.

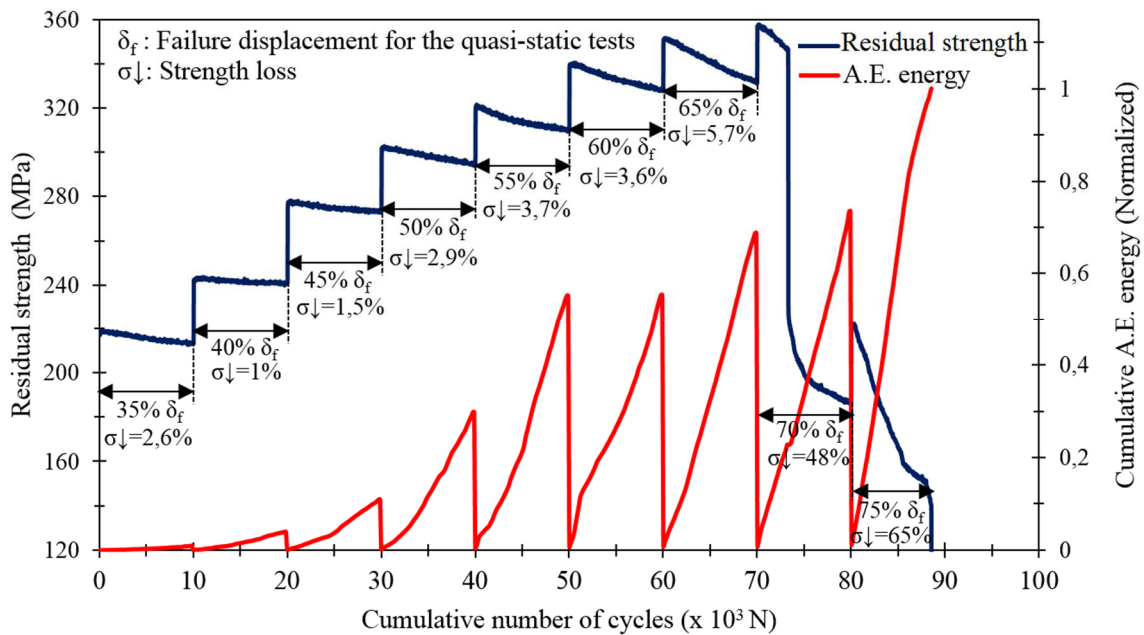


Fig. 3.4. Évolution de l'énergie acoustique cumulée et de la résistance résiduelle de l'éprouvette en fonction du nombre de cycles cumulé pour neuf niveaux de déplacement.

3.3.3. Identification des mécanismes d'endommagement par EA

Pour tous les niveaux de déplacement imposés lors d'un essai de fatigue par paliers, la distribution des évènements acoustiques enregistrés selon leur nombre de coups, durée et amplitude sont représentées dans la Figure 3.5. Dès le premier niveau de déplacement (35% δ_f) qui est bien inférieur au seuil d'endommagement statique (50% δ_f), des évènements ont des amplitudes inférieures à 60 dB ont été enregistrés. D'après les résultats de l'étude statique, ces évènements sont associés à des fissurations matricielles. À 40% δ_f et 45% δ_f l'amplitude de presque tous les évènements enregistrés n'a pas dépassée les 60 dB. Le nombre des évènements associés aux fissurations matricielles augmente avec l'augmentation du niveau de déplacement jusqu'à 50% δ_f où des évènements ont des amplitudes comprises entre 60 dB et 70 dB ont été enregistrés. Ces évènements sont associés au délaminage des interfaces des plis sollicités en traction (Fig. 3.6b). À partir de 55% δ_f l'amplitude des évènements enregistrés a dépassé les 70 dB, ce qui indique le début de la rupture des fibres. Enfin, durant les quatre derniers niveaux de déplacement (60% δ_f , 65% δ_f , 70% δ_f et 75% δ_f), le nombre des évènements associés aux trois différents modes d'endommagement détectés précédemment augmente rapidement avec l'augmentation du niveau de déplacement jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

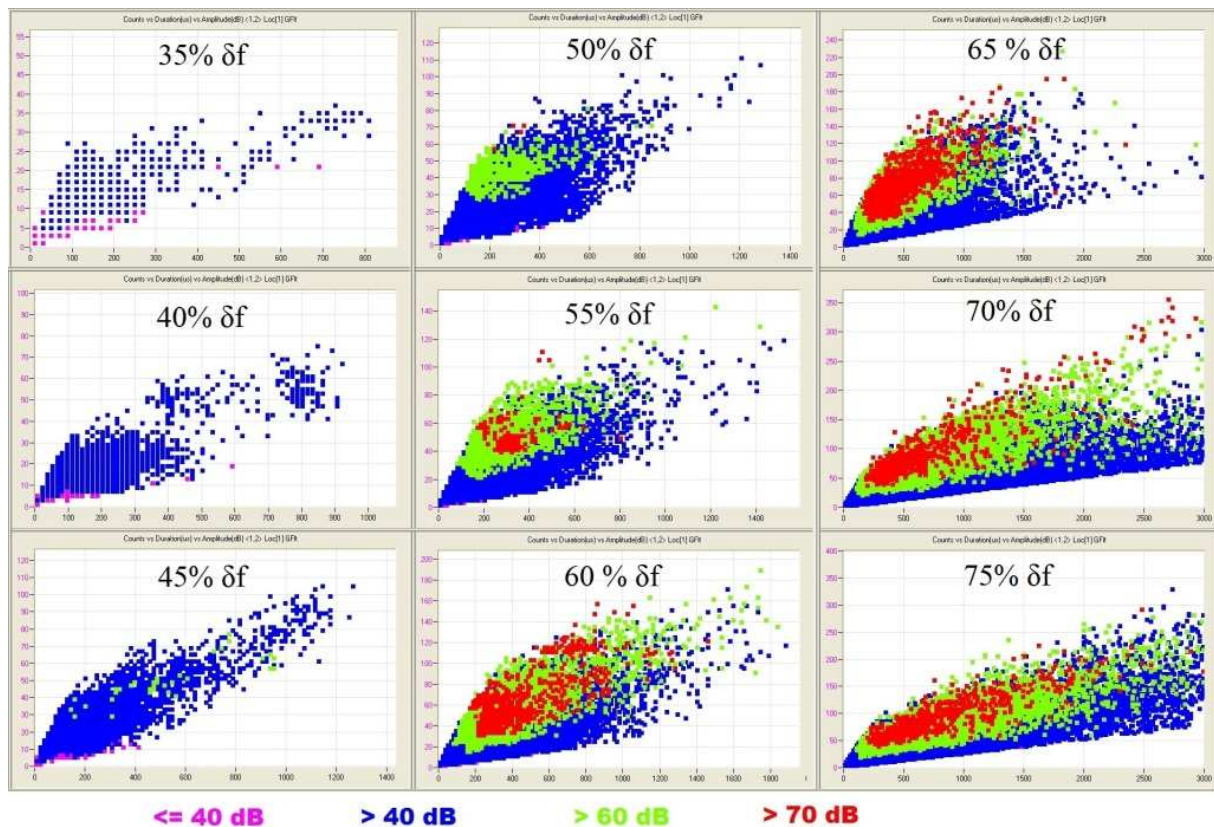


Fig. 3.5. Distribution des évènements acoustiques enregistrés lors d'un essai de fatigue par paliers selon leur nombre de coups, durée et amplitude.

La Figure 3.6a présente une distribution de l'amplitude des évènements acoustiques enregistrés durant le cinquième palier de chargement (55% δf) en fonction de leur énergie et leur position. L'état de l'éprouvette à la fin de l'essai est présenté sur la Figure 3.6b. la Figure 3.6a montre la présence des trois principaux mécanismes d'endommagement à ce niveau de chargement. Les évènements acoustiques associés à la fissuration matricielle ont été détectés dans toute la partie de l'éprouvette située entre les deux capteurs. Ces derniers sont caractérisés par leur faible énergie par rapport aux évènements associés au délaminage et à la rupture de fibres qui sont localisés autour de la zone où la charge est appliquée. La photo de l'état d'endommagement de l'éprouvette à la fin de l'essai nous montre clairement l'emplacement et le type des différents mécanismes d'endommagement détectés avec l'EA.

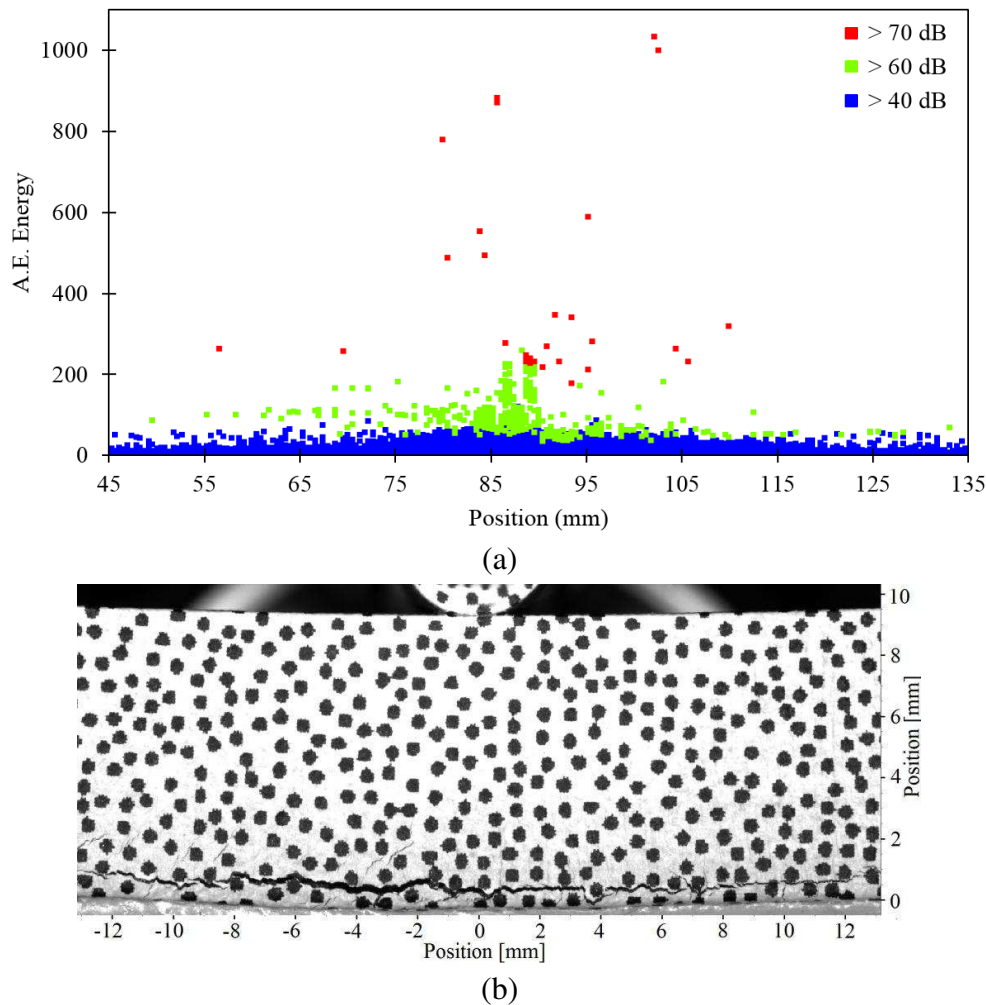


Fig. 3.6. (a) Distribution de l'amplitude des évènements acoustiques enregistrés durant le cinquième niveau de déplacement (55% δf) en fonction de leur énergie et leur position, (b) Etat de l'éprouvette à la fin de l'essai.

3.3.4. Évolution des déformations à travers l'épaisseur du stratifié

Afin de caractériser l'évolution des déformations longitudinales à travers l'épaisseur du stratifié lors des essais de fatigue, cinq jauges de déformation virtuelles ont été installées sur la surface des éprouvettes. La Figure 3.7 montre le positionnement des jauges et l'évolution des déformations longitudinales à travers l'épaisseur du stratifié pour différents niveaux de déplacement. On constate que le point d'intersection des courbes est situé dans la partie supérieure de l'éprouvette (partie sollicitée en compression) et que l'axe neutre de l'éprouvette se déplace vers cette partie de l'éprouvette avec l'augmentation du niveau de déplacement. Pour les quatre premiers niveaux de déplacement (35%, 40%, 45% et 50% δf) les déformations longitudinales augmentent de façon quasi-linéaire avec l'augmentation du niveau de déplacement et de la distance entre la jauge et l'axe neutre de l'éprouvette, à partir du cinquième niveau de déplacement (55% δf), l'augmentation des déformations devient non linéaire. Ce changement de comportement est très probablement dû à l'endommagement observé à la surface de l'éprouvette (Fig. 3.6b).

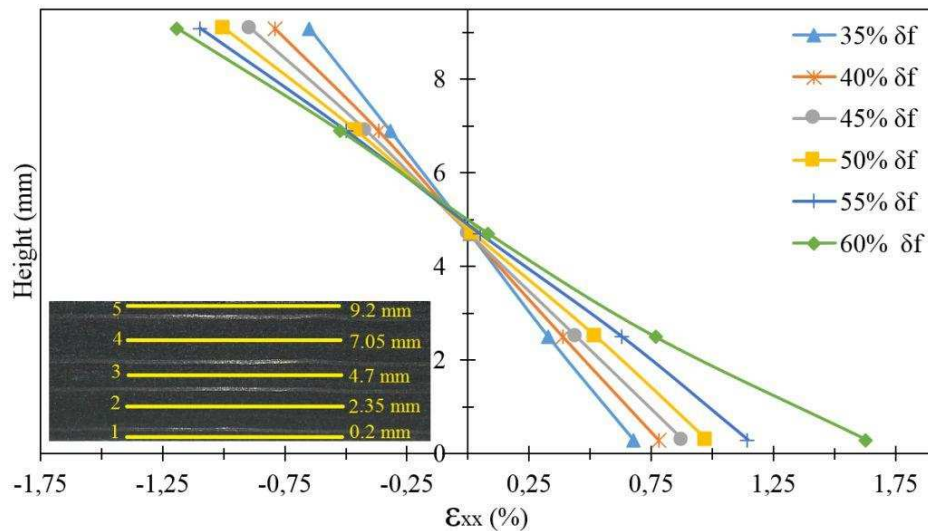


Fig. 3.7. Évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié pour différents niveaux de déplacement.

L'évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié après 10^4 cycles de chargement à 55% δf est présentée sur la Figure 3.8. Cette figure montre que la valeur de la déformation en compression reste presque constante après les 10^4 cycles de chargement, alors que la valeur de la déformation en traction augmente de plus de 0.1 % au niveau des derniers plis sollicités en traction. Ceci est très probablement dû à la propagation et le développement du réseau de fissures transversales dans cette zone.

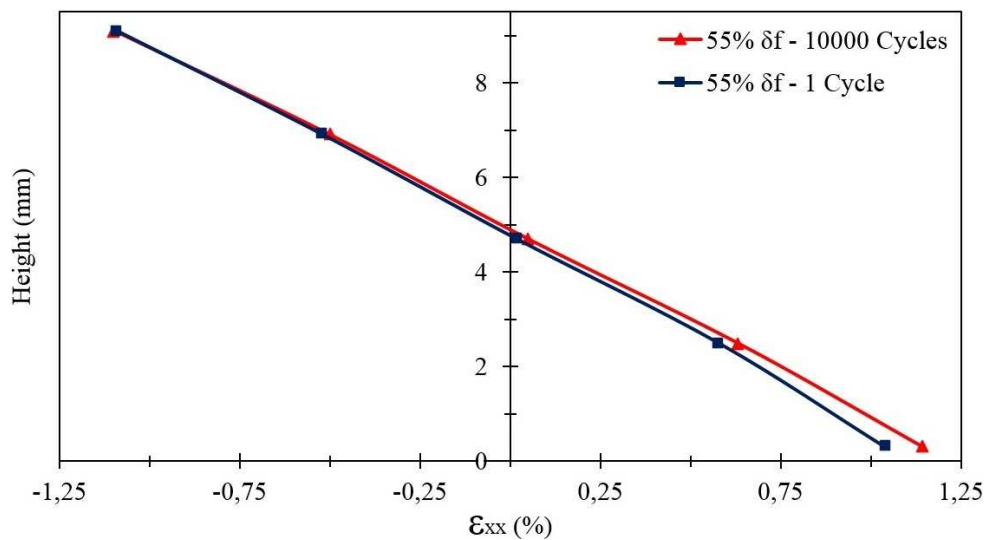


Fig. 3.8. Évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié après 10^4 cycles à 55% δf .

La Figure 3.9 présente l'évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié à 55% δf au cours d'un essai de fatigue et un essai statique. Cette figure montre qu'au cours de l'essai de fatigue, l'axe neutre de l'éprouvette se déplace vers la partie supérieure de l'éprouvette (partie sollicitée en compression). Les déformations longitudinales au cours de l'essai statique augmentent de façon non linéaire avec l'augmentation de la distance entre la jauge de déformation et l'axe neutre de l'éprouvette, cependant, pour l'essai de fatigue, ces

déformations augmentent de façon quasi-linéaire. Après plusieurs cycles de chargement à 55% δf , l'évolution des différents modes d'endommagement dans l'éprouvette a entraîné une atténuation de la concentration de contrainte et une redistribution plus uniforme des contraintes à travers l'épaisseur du stratifié. Cette redistribution uniforme des contraintes est reflétée par la linéarité de la courbe d'évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié.

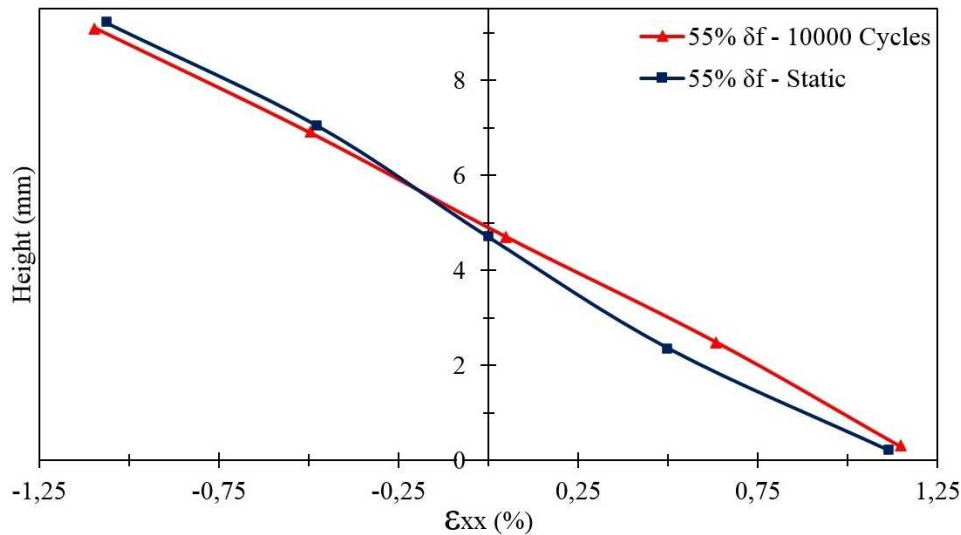


Fig. 3.9. Évolution de la déformation longitudinale à travers l'épaisseur du stratifié à 55% δf au cours d'un essai de fatigue et un essai statique.

3.3.5. Thermographie infrarouge

De nombreux auteurs [5-9] ont démontré l'efficacité de la thermographie infrarouge (TI) pour la détection et le suivi de l'évolution des endommagements dans les matériaux composites. Luong [10] et LaRosa & Risitano [11] ont réussi à utiliser cette technique pour la détermination rapide de la limite d'endurance des matériaux métalliques. Après la réussite de cette méthode dans la détermination rapide de la limite d'endurance des métaux, certains chercheurs l'ont utilisé avec succès dans les matériaux composites [3] et [12-14]. Dans cette étude, la TI est utilisée pour la détection et le suivi de l'évolution des endommagements, et la détermination rapide de la limite d'endurance d'un composite stratifié carbone/époxy épais soumis à une sollicitation de fatigue en flexion.

3.3.5.1. Détection et suivi de l'endommagement par TI

La Figure 3.10a représente l'évolution de la température moyenne de la surface d'une éprouvette en fonction du nombre de cycles pour onze niveaux de déplacement (de 35% à 85% δf) lors des essais de fatigue en flexion. La température moyenne de la zone centrale de l'éprouvette (la zone la plus sollicitée) a été choisie pour tracer les profils de température représentés sur la Figure 3.10a. L'allure de ces courbes ressemble fortement à celle des métaux ; les huit premiers niveaux de chargement cycliques n'entraînent pas une grande élévation de température de l'éprouvette puis, à partir du neuvième niveau une augmentation rapide de la

température a été observée. Cette augmentation de la température est accompagnée par l'apparition de quelques dommages à la surface de l'éprouvette. Cette figure montre également que la température de stabilisation de chaque bloc de chargement augmente avec l'augmentation du niveau de déplacement. Cependant, entre deux niveaux de déplacement successifs, le taux d'élévation de la température de stabilisation n'est pas constant pour tous les niveaux appliqués, selon cette variable les onze courbes d'évolution de la température moyenne peuvent être divisées en trois groupes. Le premier groupe comprend les quatre premiers niveaux, le second les quatre suivants et le dernier groupe les trois derniers niveaux, où la variation de la température de stabilisation entre les niveaux de chaque groupe est respectivement d'environ 0,32 °C, 1 °C et 3 °C.

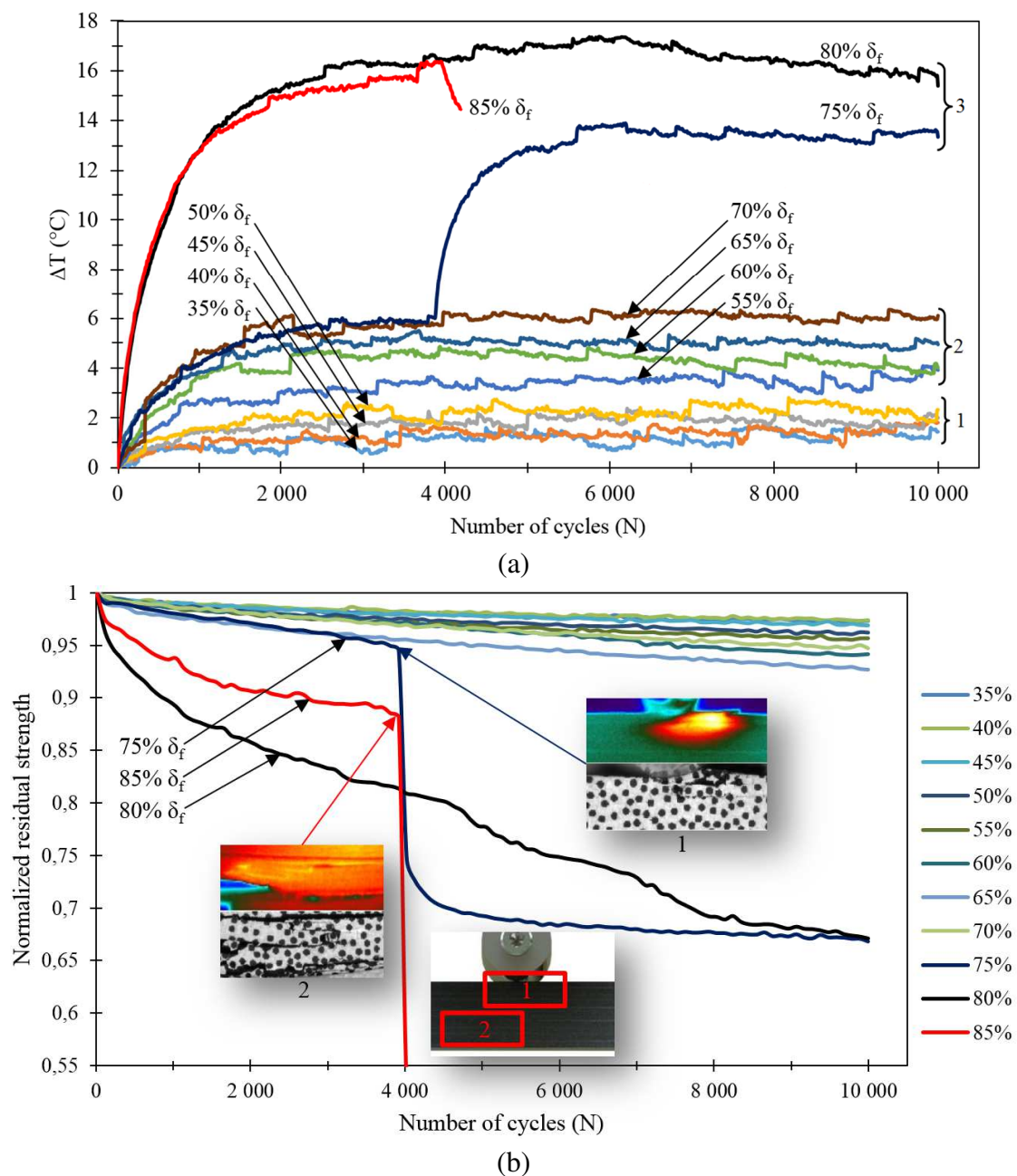


Fig. 3.10. Corrélation entre (a) l'évolution de la température moyenne de la surface d'une éprouvette et (b) la dégradation de la résistance résiduelle en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de déplacement.

L'évolution de la résistance résiduelle en fonction du nombre de cycles de tous les niveaux de déplacement appliqués est représentée dans la Figure 3.10b. La dégradation de la résistance résiduelle durant les 10000 cycles de chacun des huit premiers niveaux de déplacement est entre 2.5% et 7%. Après 4000 cycles de chargement à 75% δf , une brusque diminution d'environ 30% de la résistance a été observée lors de la rupture brutale de quelques plis de la partie supérieure de l'éprouvette (sollicitée en compression). À 80% δf , la résistance de l'éprouvette diminue rapidement pour chaque cycle de chargement. Enfin, après 4000 cycles à 85% δf , une chute de plus de 50% de la résistance se produit après la rupture brutale de plusieurs plis dans la partie inférieure de l'éprouvette (sollicitée en traction) conduisant à la rupture finale de l'éprouvette. Les deux figures précédentes montrent une forte corrélation entre l'évolution de la température à la surface de l'éprouvette (Fig. 3.10a) et la dégradation de la résistance résiduelle (Fig. 3.10b). Ces résultats démontrent l'efficacité de la thermographie infrarouge pour la détection et le suivi de l'évolution des endommagements d'un stratifié carbone/époxy épais sous une sollicitation de fatigue en flexion.

3.3.5.2. Détermination rapide de la limite d'endurance par TI

Les températures de stabilisation T_s de trois éprouvettes en fonction du déplacement maximal atteint au cours du chargement sont présentées dans la Figure 3.11. Afin d'effectuer une estimation plus précise de la limite d'endurance du stratifié, les températures de stabilisation du troisième groupe de niveaux de déplacement appliqués ne sont pas prises en compte. Ces dernières ont été écartées, car l'évolution de la température pendant ces derniers niveaux de déplacement est étroitement liée aux endommagements apparus dans la zone de mesure. On observe dans la Figure 3.11 que l'évolution des T_s en fonction de δf peut être représentée par deux lignes droites de différentes pentes. La projection du point d'intersection des deux droites sur l'axe des déplacements nous a indiqué que la limite d'endurance des éprouvettes se situe entre 45% et 50% δf .

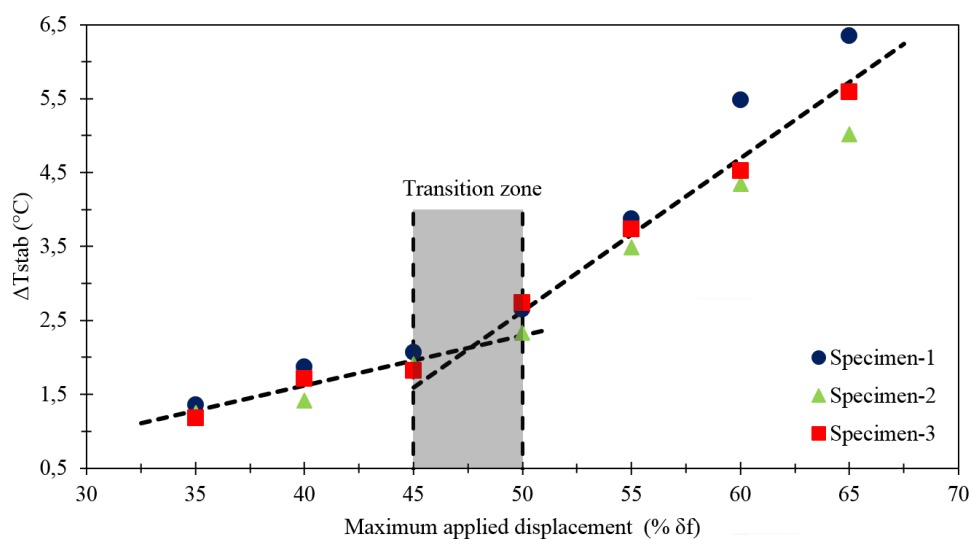


Fig. 3.11. Températures de stabilisation de trois éprouvettes en fonction du déplacement maximal atteint au cours du chargement, interpolation bilinéaire et détermination de la limite d'endurance.

Afin de valider les résultats obtenus avec la thermographie, des essais de fatigue de 1 million de cycles pour quatre niveaux de déplacement ont été réalisés. La dégradation de la résistance résiduelle du stratifié en fonction du nombre de cycles pendant ces essais est présentée sur la Figure 3.12. Après 1 million de cycles à 45% δf et 50% δf , les éprouvettes ne se sont pas rompues avec une perte de 21% jusqu'à 24% de leur résistance. Cependant, à 55% et 60% δf , les éprouvettes sont rompues respectivement après 44.10^4 et 17.10^4 cycles avec une perte de plus de 50% de leur résistance. La nature et l'emplacement des endommagements observés durant les essais sont représentés sur la Figure 3.12 par des photos (1, 2) qui sont prises par la caméra infrarouge et la caméra CCD. Les résultats de ces essais confirment la validité de la limite d'endurance déterminée précédemment avec la technique de la thermographie infrarouge.

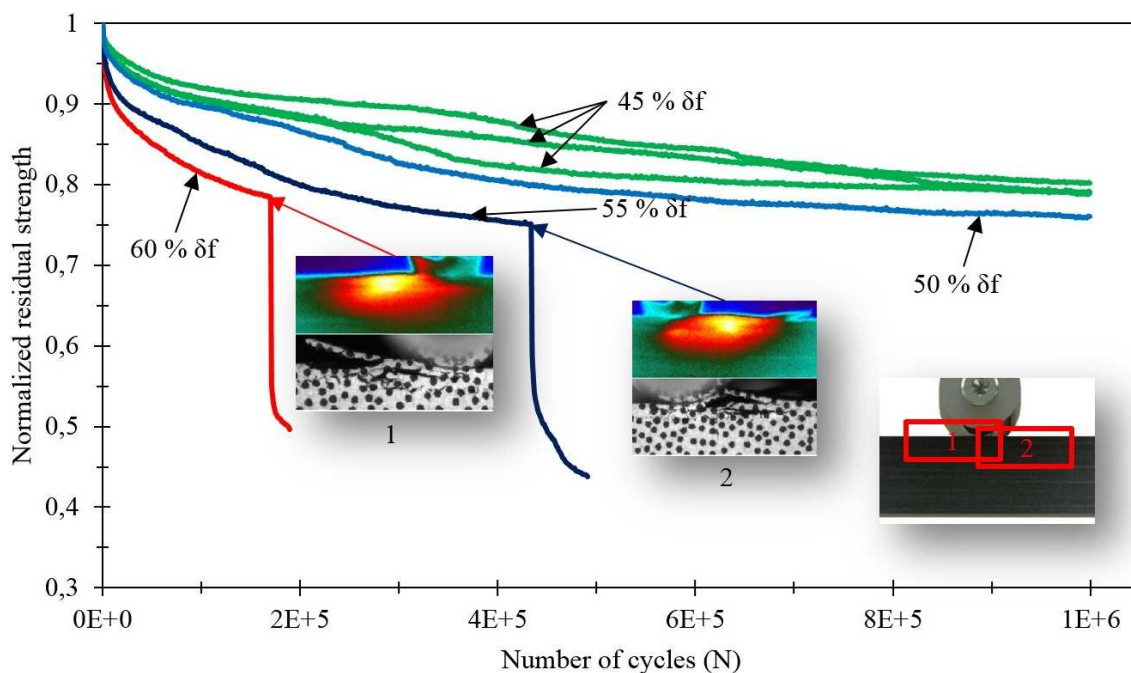


Fig. 3.12. Évolutions de la résistance résiduelle normalisée en fonction du nombre de cycles.

Afin de mieux observer l'état d'endommagement des éprouvettes après les essais de fatigue, des micrographies des bords des éprouvettes ont été prises avec un microscope optique (Nikon-SMZ25). Les Figures 3.13a et 3.13b montrent respectivement des micrographies des éprouvettes fatiguées à 55% et 45% δf . Après 44.10^4 cycles à 55% δf de nombreux délaminages aux interfaces $0^\circ/90^\circ$ et $-45^\circ/45^\circ$ et des fissurations transversales dans les plis à 90° , 45° et -45° ainsi que des ruptures de plis peuvent être clairement observés dans le bord de l'éprouvette (Fig. 3.13a). Tandis que pour l'éprouvette qui a subi 10^6 cycles à 45% δf (Fig. 3.13b), aucune rupture des plis n'est observée jusqu'à la fin de l'essai et les mêmes autres mécanismes d'endommagement ont été observés juste dans les cinq derniers plis (solicités en traction).

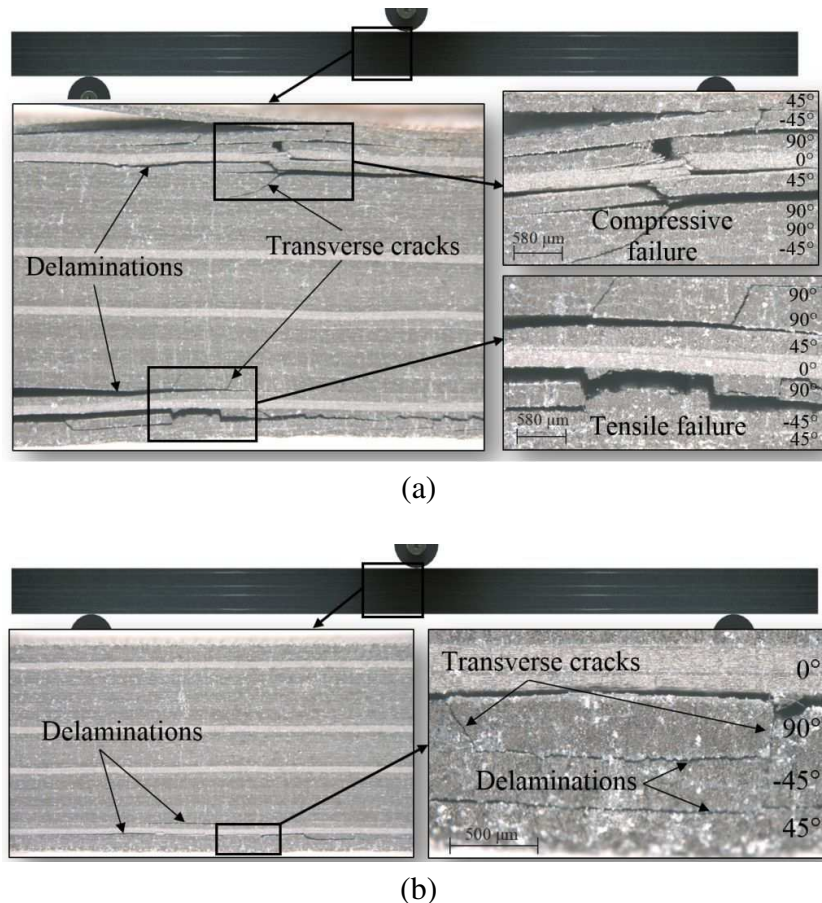


Fig. 3.13. Micrographies optiques d'échantillons fatigués : (a) $44 \cdot 10^4$ cycles à 55% δf , (b) 10^6 cycles à 45% δf .

3.4. Conclusions

Le but principal de ce chapitre était d'étudier le comportement mécanique et le développement de l'endommagement d'un stratifié carbone/époxy épais sous sollicitation de fatigue en flexion trois points. L'évaluation de l'efficacité de la thermographie infrarouge et de l'émission acoustique pour la détection et le suivi de l'évolution des endommagements de ce stratifié lors des essais, ainsi que la détermination rapide de leur limite d'endurance avec la thermographie c'était le second but de ce chapitre. Les résultats expérimentaux de ce chapitre nous amènent à formuler les conclusions suivantes :

- Lors des essais de fatigue, la rupture finale du stratifié a été initiée par la rupture brutale de quelques plis sollicités en compression suivie par la rupture de presque le même nombre de plis sollicités en traction. Cependant, en statique ces deux phases n'étaient pas séparées et la rupture finale de l'éprouvette est survenue brutalement dans les deux parties de l'éprouvette au même temps. L'initiation de la rupture des éprouvettes par la rupture des plis sollicités en compression est principalement due à la faible résistance des stratifiés carbone/époxy à la compression, notamment à la fatigue en compression, par rapport à leur résistance en traction ;

- Pour des niveaux de déplacement inférieurs à la limite d'élasticité, l'allure des courbes d'évolution de la résistance résiduelle en fonction du nombre de cycles a été presque linéaire durant les essais et aucune rupture de plis n'a été observée dans le stratifié au bout de 1.10^6 cycles. Néanmoins, lorsque le niveau de déplacement a dépassé la limite d'élasticité, une diminution significative de la résistance résiduelle du stratifié a été constatée après chaque cycle et une rupture de quelques plis sollicités en compression a été observée avant les 1.10^6 cycles ;
- L'utilisation de la technique de corrélation d'images nous a permis d'effectuer une bonne caractérisation de l'endommagement du stratifié étudié et de comprendre la nature et la répartition des déformations à travers l'épaisseur de l'éprouvette, ainsi que de détecter et de suivre l'évolution des endommagements surfaciques ;
- L'analyse des données d'EA enregistrées lors des essais de fatigue nous a permis de détecter, identifier, localiser et suivre l'évolution des différents mécanismes intervenant durant le processus d'endommagement du stratifié ;
- Une très bonne corrélation a été observée entre la progression de l'endommagement et l'évolution de la température à la surface des éprouvettes. L'analyse de ces données thermographiques nous a permis de déterminer rapidement la limite d'endurance du stratifié en flexion avec une seule éprouvette.

L'analyse des résultats obtenus par les différentes techniques utilisées dans ce chapitre, couplée au comportement mécanique et aux observations optiques nous ont permis de proposer le scénario d'endommagement suivant : lors des essais de fatigue, le premier mécanisme d'endommagement apparu dans le stratifié est la fissuration matricielle des plis orientés à 90° et 45° et sollicités en traction. Après la propagation et le développement du réseau de fissures matricielles dans ces plis, des délaminages amorcent dans les interfaces $90^\circ/0$ et $45^\circ/-45^\circ$ au même emplacement des premières fissures de la matrice. Ensuite, le même scénario d'endommagement est reproduit et développé dans quelques plis orientés à 90° et 45° de la partie supérieure des éprouvettes (sollicitée en compression) jusqu'à leur rupture brutale. Enfin, la propagation et la multiplication rapide des endommagements dans les plis sollicités en traction conduisent à la rupture brutale de ces plis et la rupture finale des éprouvettes.

3.5. Bibliographie

- [1] Lahuerta F, Nijssen RPL, Van Der Meer FP, Sluys LJ. Experimental–computational study towards heat generation in thick laminates under fatigue loading. *International Journal of Fatigue* 2015;80:121-127.
- [2] ASTM D790-03. Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials, 2003.
- [3] Montesano J, Fawaz Z, Bougherara Z. Non-destructive assessment of the fatigue strength and damage progression of satin woven fiber reinforced polymer matrix composites. *Composites Part B: Engineering* 2015;71:122-130.
- [4] Bouchak M, Farrow JR, Bond IP, Rowland CW, Menan F. Acoustic emission energy as a fatigue damage parameter for CFRP composites. *International Journal of Fatigue* 2007;29(3): 457-470.
- [5] Toubal L, Karama M, Lorrain B. Damage evolution and infrared thermography in woven composite laminates under fatigue loading. *International Journal of Fatigue* 2006;28(12):1867-1872.
- [6] Steinberger R, Valadas Leitão TI, Ladstätter E, Pinter G, Billinger W, Lang RW. Infrared thermographic techniques for non-destructive damage characterization of carbon fibre reinforced polymers during tensile fatigue testing. *International Journal of Fatigue* 2006;28(10):1340-1347.
- [7] Goidescu C, Weleman H, Garnier C, Fazzini M, Brault R, Peronnet, E et al. Damage investigation in CFRP composites using full-field measurement techniques: Combination of digital image stereo-correlation, infrared thermography and X-ray tomography. *Composites Part B: Engineering* 2013;48:95-105.
- [8] Montesano J, Bougherara H, Fawaz Z. Application of infrared thermography for the characterization of damage in braided carbon fiber reinforced polymer matrix composites. *Composites Part B: Engineering* 2014;60:137-143.
- [9] Libonati F, Vergani L. Damage assessment of composite materials by means of thermographic analyses. *Composites Part B: Engineering* 2013;50:82-90.
- [10] Luong MP. Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. *Mechanics of Materials* 1998;28:155-163.
- [11] LaRosa G, Risitano A. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. *International Journal of Fatigue* 2000;22:65-73.
- [12] Montesano J, Fawaz Z, Bougherara H. Use of infrared thermography to investigate the fatigue behavior of a carbon fiber reinforced polymer composite. *Composite Structures* 2013;97:76-83.
- [13] Colombo C, Vergani L, Burman M. Static and fatigue characterization of new basalt fibre reinforced composites. *Composite Structures* 2012;94:1165-1174.
- [14] Colombo C, Libonati F, Pezzani F, Salerno A, Vergani L. Fatigue behaviour of a GFRP laminate by thermographic measurements. *Procedia Engineering* 2011;10:3518-3527.

Chapitre 4

Caractérisation de
l'endommagement par
tomographie à rayons X

4. Caractérisation de l'endommagement par tomographie à rayons X

4.1. Introduction

L'étude approfondie de l'endommagement des matériaux sous contrainte passe forcément par la détection, l'identification, la quantification, la localisation et le suivi de l'évolution de celui-ci. Dans cette optique, l'utilisation des méthodes et des outils de caractérisation et d'évaluation non destructive s'avère incontournable. Dans cette étude, un couplage entre l'émission acoustique, la corrélation d'images numériques, la thermographie infrarouge et la microscopie optique a été mis en œuvre, afin de fournir une caractérisation précise de l'endommagement d'un composite stratifié carbone/époxy épais. Le couplage entre ces différentes techniques nous a permis de détecter, identifier, localiser et suivre l'évolution des différents mécanismes intervenant durant le processus d'endommagement du stratifié étudié. Cependant, la localisation en profondeur des endommagements ainsi que la quantification et la détermination de la taille et de la distribution des endommagements internes ont été inaccessibles. Pour faire face à ces limitations, la mesure de champs densimétriques des éprouvettes par la technique de tomographie à rayons X semble être une solution prometteuse.

La tomographie est une technique issue de la radiographie médicale. Cette technique est perçue comme un outil puissant dans l'analyse de la structure interne des matériaux, et devenue de plus en plus populaire en sciences des matériaux. Plusieurs auteurs ont déjà utilisé la tomographie aux rayons X pour l'identification des caractéristiques et des mécanismes d'endommagement des composites [1-6]. Cette technique non destructive nous permet de reconstruire des images en coupe ou en 3D des éprouvettes testées, ce qui rend la détermination de la taille et la profondeur de tous les endommagements présents dans les éprouvettes testées possible.

Ce dernier chapitre présente les analyses tomographiques de l'endommagement des composite stratifiés préalablement testées en statique et en fatigue. L'objet de ce chapitre est double : il s'agit, d'une part, de relier l'endommagement des stratifiés étudiés précédemment par le biais de différents indicateurs, tels que la perte de la rigidité et de la résistance résiduelle, aux mécanismes d'endommagement présents réellement dans les stratifiés. D'autre part, de révéler l'influence du type de chargement et de l'orientation des plis sur le mode d'endommagement du stratifié, et d'analyser l'évolution de l'endommagement du stratifié en fatigue. Dans ce chapitre le principe et l'état de l'art des techniques d'imagerie par rayons X sont présentées dans un premier temps. Puis l'influence du type de chargement et de l'orientation des plis sur le mode d'endommagement du stratifié est illustrée. Enfin, une analyse de l'évolution de l'endommagement du stratifié en fatigue est fournie.

4.2. Radiographie et tomographie aux rayons X

4.2.1. Généralités

La radiographie est une technique d'imagerie non destructive, basée sur l'atténuation des rayons X par le milieu traversé, cette technique permet de visualiser, en deux dimensions, la structure interne des objets étudiés (Fig. 4.1). L'atténuation des rayons X par le milieu traversé varie en fonction de l'épaisseur du milieu, de leur composition physique et chimique et de l'énergie des rayons X. Après quelques jours de sa découverte des rayons X en 1895, Röntgen a réalisé la première radiographie et reçu le premier prix Nobel de physique en 1901 pour sa découverte des rayons X. Depuis, la radiographie a connu un succès et un essor considérable, aussi bien en médecine que dans l'industrie.

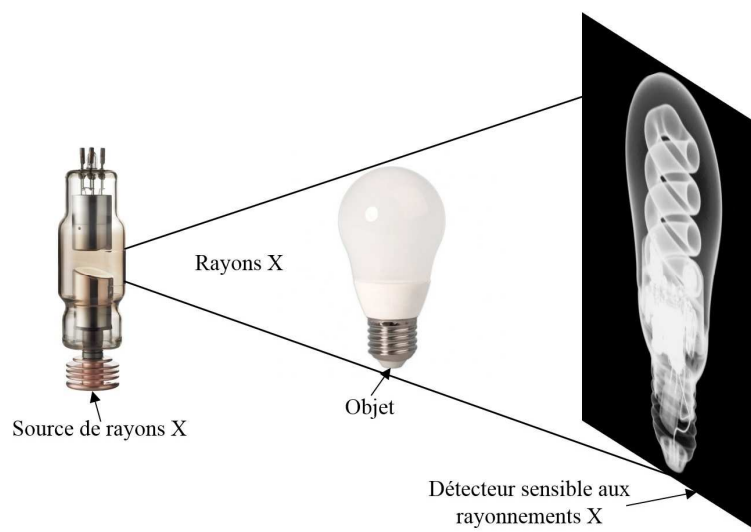


Fig. 4.1. Principe de la radiographie aux rayons X.

Dans les années 1970 les travaux de Hounsfield et Cormack ont abouti au développement d'une technique appelée la tomographie à rayons X, aussi appelée tomodynamométrie (Computed Tomography - CT), qui constitue une extension tridimensionnelle de la radiographie et qu'elle a valu à Hounsfield et Cormack le prix Nobel de Médecine en 1979 (Fig. 4.2). A cette époque, la tomographie a été principalement utilisée dans le domaine médical du fait que les premiers tomographes ont été coûteux, volumineux, et relativement lents. L'industrie aéronautique et spatiale figure parmi les premiers secteurs industriels qui ont été intéressés par ces appareils pour le contrôle non destructif des pièces. Jusqu'à la fin des années 90, la tomographie et leurs champs d'application ont peu évolué. Depuis, cette méthode a connu un développement rapide et montré une grande souplesse d'utilisation dû aux progrès de l'informatique, l'apparition des détecteurs plans et des générateurs à micro et nano foyer. Dès lors, le tomographe devient un moyen de mesure qui peut être également utilisé comme un outil de contrôle non destructif.

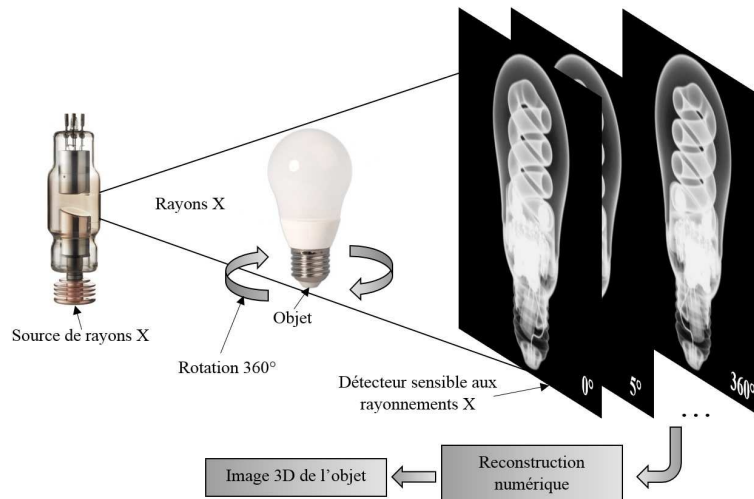


Fig. 4.2. Principe de la tomographie aux rayons X.

4.2.2. Rayons X

Les rayons X font partie des ondes électromagnétiques. Ce sont des quantités d'énergie (photons) qui se déplacent sous la forme d'une combinaison d'un champ électrique et d'un champ magnétique perpendiculaires l'un à l'autre, oscillants en phase et dont l'intensité varie suivant une fonction sinusoïdale (Fig. 4.3). Ils se propagent dans le vide à la vitesse de la lumière. On appelle rayons X les ondes électromagnétiques dont la longueur d'onde se place approximativement entre 10^{-2} à 10^{-6} μm , la fréquence est comprise entre $3 \cdot 10^{16}$ Hz et $3 \cdot 10^{20}$ Hz et l'énergie est de l'ordre de 10^2 à 10^5 eV. Le domaine de ces rayons se situe entre l'ultra-violet et les rayons gamma. L'énergie assez élevée de ces rayons les rend susceptibles de traverser des objets opaques à la lumière visible tels que les matériaux composites, les métaux et le corps humain. De plus, ils sont assez énergétiques pour qu'ils puissent arracher des électrons (produire des ions) lors de leur passage à travers la matière (rayons ionisants), ce qui les rend néfastes pour la santé des patients et des utilisateurs et c'est pourquoi leur utilisation est très réglementée.

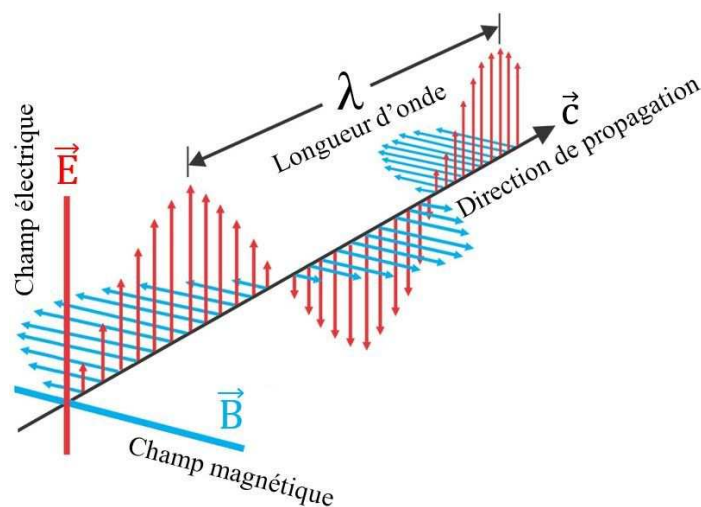


Fig. 4.3. Représentation d'une onde électromagnétique.

4.2.3. Production des rayons X

Les rayons X sont principalement produits par la projection d'un flux d'électrons sur une cible métallique. Dans une enceinte sous vide, des électrons émis par une cathode (généralement constituée d'un ou deux filaments en tungstène et une pièce de focalisation) sont accélérés par une différence de potentiel de l'ordre de 20 à 400 kV et dirigés vers une anode métallique (généralement constituée d'un corps en cuivre est une pastille en tungstène) (Fig. 4.4).

En traversant la matière de l'anode, les électrons incidents interagissent avec les atomes en subissant plusieurs collisions élastiques et inélastiques avec les électrons des atomes de l'anode (ionisation et excitation) et avec les noyaux des atomes de l'anode (bremsstrahlung). Par conséquent, ces électrons sont freinés et déviés progressivement de leur trajectoire. Selon les équations de Maxwell toute charge dont la vitesse ou la direction varie rayonne. Cependant, la majeure partie de l'énergie cinétique des électrons est dissipée sous forme de chaleur et seule une très faible partie de cette énergie contribue à l'émission des rayons X. En effet, la production de rayons X est un processus extrêmement inefficace, du fait que 99% de la puissance électrique fournie aux tubes de rayons X est dissipée sous forme de chaleur. Le spectre sortant d'un tube à rayons X est la superposition d'un spectre quasiment continu, dû au rayonnement continu de freinage (bremsstrahlung) et d'un spectre de raies, dû à des transitions électroniques (ionisation et excitation).

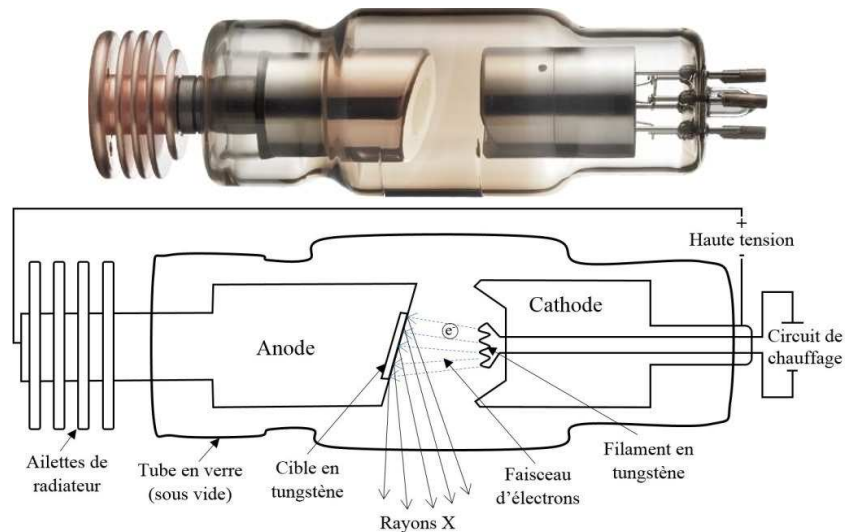


Fig. 4.4. Production des rayons X (tube à rayons X).

4.2.4. Imagerie par rayons X

Lorsqu'un faisceau incident de rayons X traverse la matière, une partie de ce faisceau se dévie ou s'absorbe (s'atténue) et une autre partie se transmet. La mesure et l'analyse du faisceau transmis donne des informations sur la matière au travers de laquelle il est passé, ce qui est le principe de base de l'imagerie par rayons X en radiographie, ou en tomographie. L'atténuation des rayons X traversant une matière quelconque résulte de l'interaction de ces rayons avec les

atomes de la matière traversée suivant différents processus, tels que l'absorption photoélectrique, la diffusion et la rétrodiffusion. L'amplitude de cette atténuation et la prédominance de l'un ou l'autre de ces processus d'interaction dépend de l'énergie des rayons X incidents et de la densité électronique et l'épaisseur de la matière traversée.

La détection des rayons X transmis est basée sur leur pouvoir ionisant. De nos jours, il existe de nombreuses méthodes numériques et analogiques, issues de différentes technologies, qui permettent de mesurer et visualiser ce rayonnement résiduel (non absorbé après la traversée de la matière). Les films photographiques, les écran fluorescent, les détecteurs scintillateurs et les détecteurs semi-conducteurs sont parmi les détecteurs les plus utilisés en imagerie par rayons X. La détection des rayons X transmis permet d'obtenir une image de la répartition spatiale de l'atténuation du rayonnement par les objets traversés (image radiographique). Le principe de base de la tomographie consiste à acquérir une série de mesures 2D (projections radiographiques 2D) d'un objet selon différents angles, afin de reconstruire leur volume à l'aide d'un algorithme de reconstruction 3D.

4.2.5. Contrôle non destructif par rayons X

La radiographie et la tomographie aux rayons X sont des méthodes de mesure très prometteuses pour des multiples applications en sciences des matériaux. Elles permettent de réaliser des mesures à l'intérieur de la quasi-totalité des matériaux (métaux, céramiques, composites, biologiques, etc.), qui peuvent être épais, sans les détruire. Ces méthodes de mesure sont de plus en plus perçues comme des outils puissants de contrôle non destructif et de caractérisation de matériaux.

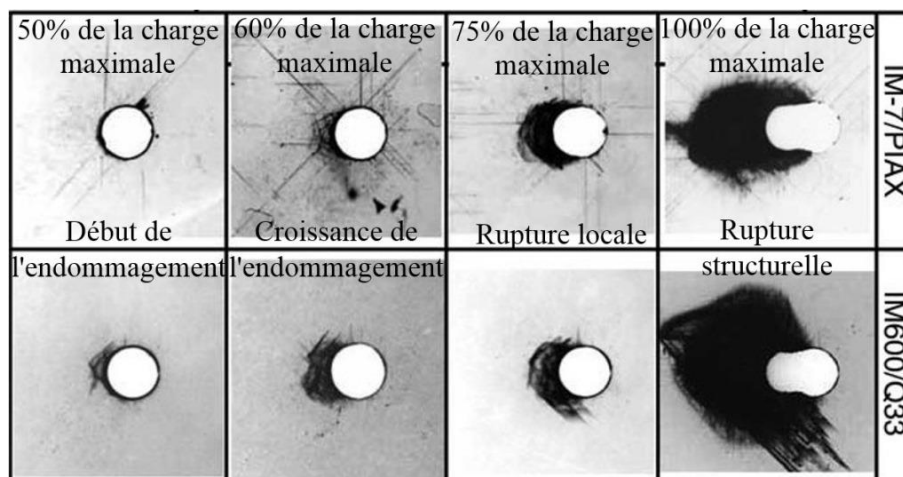


Fig. 4.5. Radiographies aux rayons X montrent l'évolution de l'endommagement au voisinage des parois d'un trou dans un assemblage boulonné en graphite/polyamide et graphite/époxy [7].

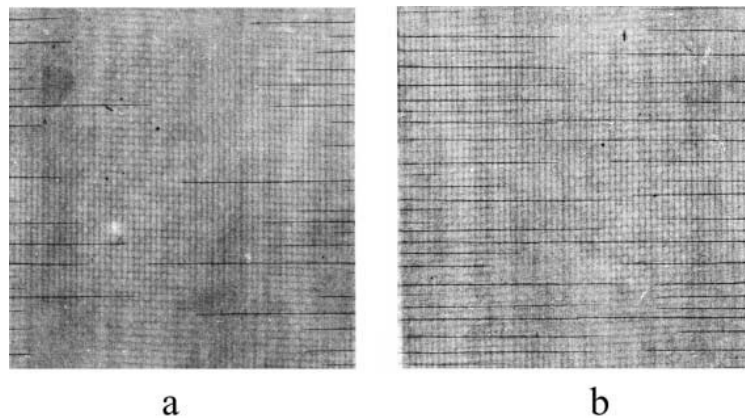


Fig. 4.6. Radiographies aux rayons X d'un stratifié $[0^{\circ}_7/90^{\circ}_s, T300/914$ sollicité en fatigue ($60\%\sigma_R$, $R = 0.1$, $f = 10$ Hz), (a) $N = 5 \cdot 10^3$ cycles, (b) $N = 5 \cdot 10^4$ cycles [8].

La radiographie à rayons X permet essentiellement la détection des défauts internes dans les matériaux avec une bonne précision (Fig.4.5 et 4.6). Les principales applications de cette technique dans le domaine des matériaux composites concernent la détection des défauts de fabrication et de réparation (porosités, inclusions, décalages des patches de réparation, etc.) et la détection des endommagements (fissures, délaminages, etc.) créés au sein de ces matériaux suite à une sollicitation externe [7-11]. Cependant, les mesures obtenues par cette technique restent des projection 2D des défauts présents au sein de la structure contrôlée. Afin de pouvoir caractériser et localiser précisément un défaut en 3D au sein d'un objet, il convient de se tourner vers la tomographie à rayons X. En plus de son pouvoir de détection 3D des défauts, la tomographie permet aussi de mesurer des densités et des dimensions des objets ou bien aussi d'examiner en temps réel des matériaux soumis à des sollicitations externes.

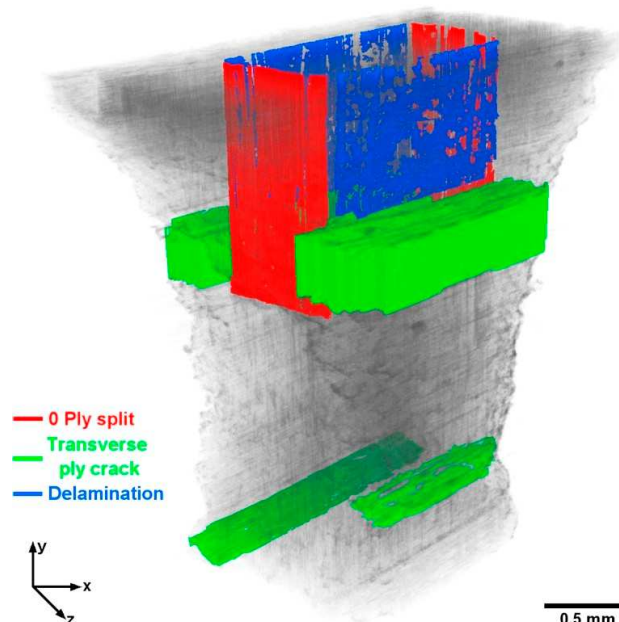


Fig. 4.7. Reconstruction 3D par tomographie X de la zone entaillée d'une éprouvette stratifiée à double entaille (carbone/époxy-M21/T700GC) à 99,9% de sa contrainte de rupture en traction [1].

Les développements récents de la tomographie, font de cette technique, un outil de plus en plus populaire, notamment en sciences des matériaux. Cette technique a déjà été utilisée par de nombreux auteurs pour la détection et la quantification de défauts induits par le procédé de fabrication ou des endommagements induits par des sollicitations externes dans différents matériaux (Fig. 4.7). Dans les études portant sur les matériaux composites, la tomographie est principalement utilisée pour l'identification des propriétés du matériau, tels que l'orientation ou la fraction volumique des fibres, et la détection et la quantification de défauts induits par le procédé de fabrication et les sollicitations externes, tels que les porosités ou les inclusions, les fissurations matricielles, les délaminages et les ruptures de fibres [1], [3], [12-16].

4.3. Influence de l'orientation des plis sur le mode d'endommagement du stratifié

4.3.1. Dispositif expérimental et procédures

Afin d'étudier l'influence de l'orientation des plis sur le mode d'endommagement et le comportement mécanique du stratifié en statique, Des éprouvettes de deux orientations différentes ont été sollicitées en flexion trois points. La séquence d'empilement des éprouvettes nommées S1 et S2 est respectivement $[45^\circ/135^\circ/90^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ/90^\circ/135^\circ/90^\circ/90^\circ/135^\circ/90^\circ/90^\circ/45^\circ/0^\circ/90^\circ/135^\circ/45^\circ]_s$ et $[135^\circ/45^\circ/0^\circ/90^\circ/135^\circ/0^\circ/0^\circ/45^\circ/0^\circ/0^\circ/45^\circ/0^\circ/0^\circ/135^\circ/90^\circ/0^\circ/45^\circ/135^\circ]_s$. L'ensemble du dispositif et les paramètres de ces essais sont décrits en détail dans le deuxième chapitre (2.7).

En vue d'accéder, de manière non destructive, à l'endommagement présent au sein des stratifiés, des mesures de champs densimétriques des éprouvettes testées ont été effectuées à l'aide d'un micro-tomographe à rayons X EasyTom 130. La tension et l'intensité d'alimentation du tube de rayons X ont été fixées respectivement à 130 kV et 300 mA.

4.3.2. Résultats et discussions

Les résultats expérimentaux des essais quasi-statiques en flexion trois points sont reportés dans la Figure 4.8. Cette figure montre l'évolution de la contrainte normalisée en fonction de la déformation de deux éprouvettes de différentes séquences d'empilement. La première partie des deux courbes montre un comportement élastique linéaire. Après une déformation d'environ 1% pour l'éprouvette S1 et de 1.35 % pour l'éprouvette S2, les courbes commencent à s'écarter de la droite élastique et le comportement du matériau devient un comportement quasi élastique jusqu'à la rupture quasi fragile. La rupture finale de l'éprouvette S1 est survenue lors de la rupture brutale des plis sollicités en compression et en traction en même temps. Alors que pour la deuxième éprouvette S2, la rupture finale est initiée par la rupture brutale des plis sollicités en compression suivie par la rupture de presque le même nombre de plis sollicités en traction (Fig.4.8).

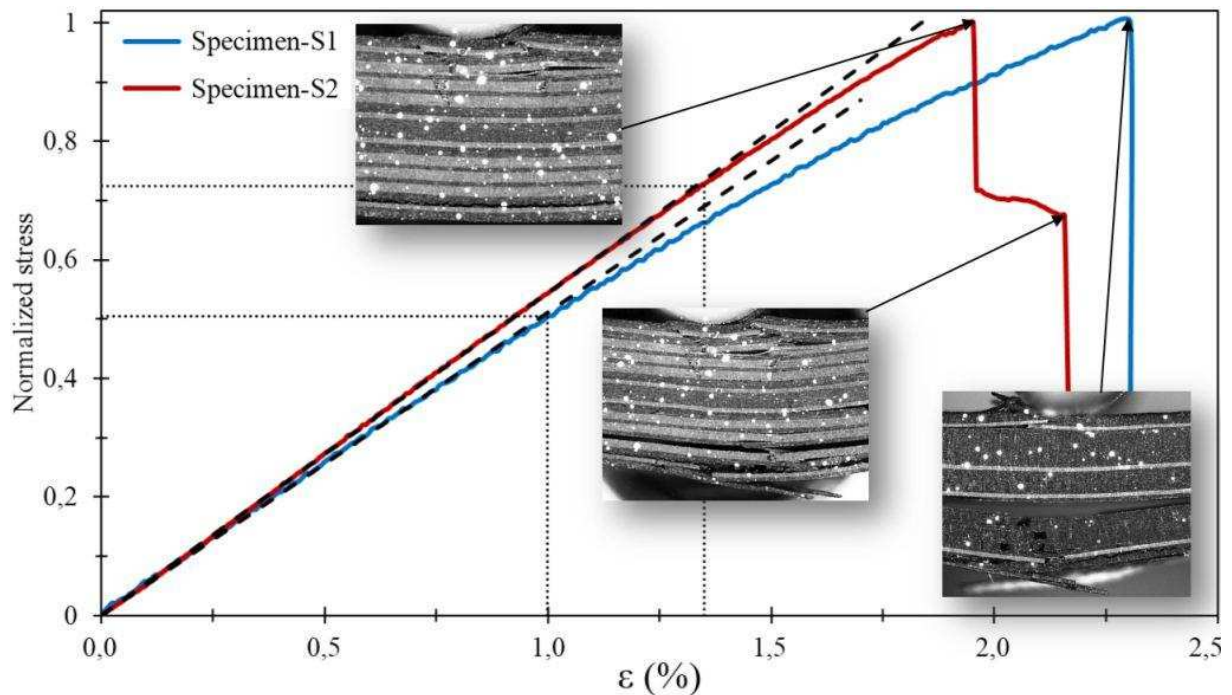


Fig. 4.8. Évolution de la contrainte normalisée en fonction de la déformation de deux éprouvettes de différentes séquences d'empilement.

Bien que, l'initiation de l'endommagement dans l'éprouvette S1 est plus précoce que celle dans l'éprouvette S2, on constate que la déformation à la rupture de l'éprouvettes S1 est bien supérieure à celle de l'éprouvettes S2. Vu que le nombre total des plis orientés à 45° et 135° , ainsi que le nombre total des plis des deux stratifiés est le même, cette différence dans le comportement mécanique des deux éprouvettes doit être attribuée principalement à la grande différence dans le nombre total des plis orientés à 90° et 0° entre les deux différentes stratifications. Les 16 plis orientés à 0° dans la deuxième éprouvette rendent le stratifié plus rigide et leur comportement mécanique devient plus proche du comportement des fibres, tandis que pour la première éprouvette les 16 plis orientés à 90° diminuent la rigidité du stratifié et rendent leur comportement mécanique plus proche du comportement de la matrice.

Les dimensions des éprouvettes et leur orientation lors de la prise des radiographies sont représentées dans la Figure 4.9.

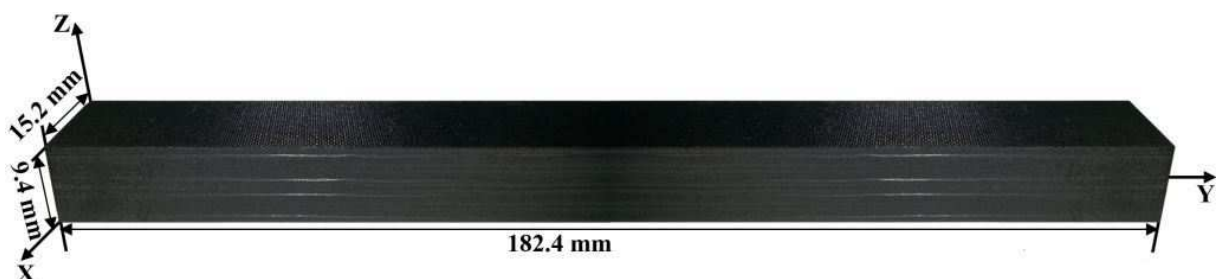


Fig. 4.9. Dimensions et orientation des éprouvettes lors de la prise des radiographies.

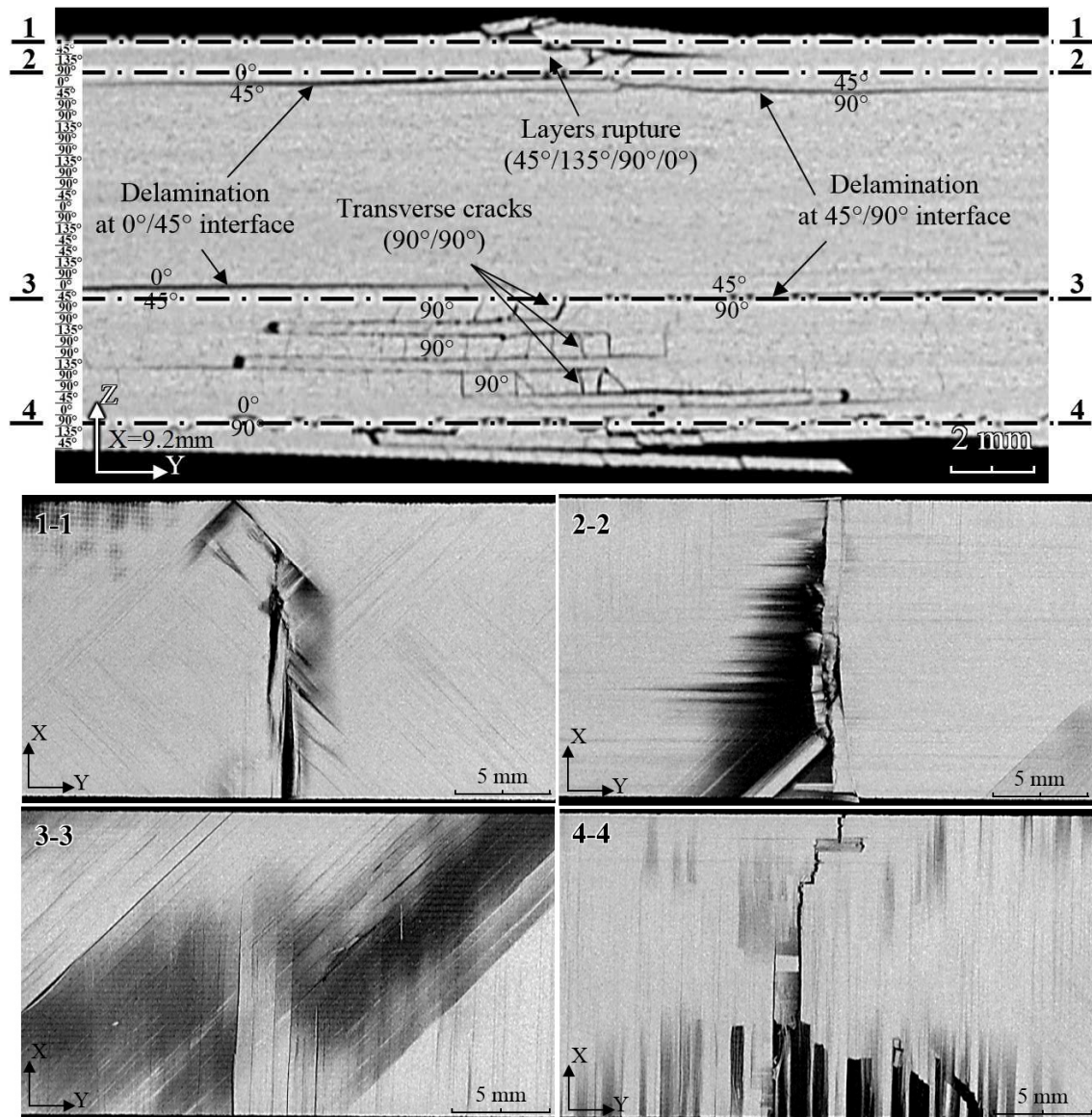


Fig. 4.10. Vues en coupe de l'éprouvette S1 selon les plans (YZ) et (XY).

Les Figures 4.10 et 4.11 montrent respectivement des vues en coupe de l'éprouvette S1 et S2 selon les plans (YZ) et (XY). Ces figures nous montrent en détail l'état d'endommagement des éprouvettes testées. Pour la première éprouvette (S1), quatorze plis ont été rompus en traction et cinq plis seulement en compression. Alors que pour la deuxième éprouvette (S2), dix-sept plis ont été rompus en compression et dix plis en traction. Treize plis des quatorze plis rompus en traction de l'éprouvette S1 sont des plis orientés à 45°, 90° et 135°, ainsi qu'un seul pli des cinq plis rompus en compression de cette éprouvette est orienté à 0°. Tous ces plis ont été rompus brutalement pour une contrainte de 570 MPa et une déformation de 2.3%. Pour la deuxième éprouvette (S2), la majorité des vingt-sept plis rompus en compression et en traction sont des plis orientés à 0°. La rupture finale de cette éprouvette (S2) est initiée par la rupture brutale des plis sollicités en compression pour une contrainte et une déformation d'environ 960 MPa et 1.9% respectivement. Quatorze plis de l'éprouvette S2 sont rompus en compression dans les deux côtés de l'axe d'application de la charge. Cela est probablement dû au fait que la grande charge (6070 N) appliquée perpendiculairement aux plis a empêché la rupture de ces

derniers au milieu. On constate aussi dans ces figures (4.10 et 4.11) que le mécanisme d'endommagement prédominant dans l'éprouvette S1 est la fissuration de la matrice des plis hors axe, tandis que pour la deuxième éprouvette S2 c'est la rupture des fibres des plis orientés à 0° .

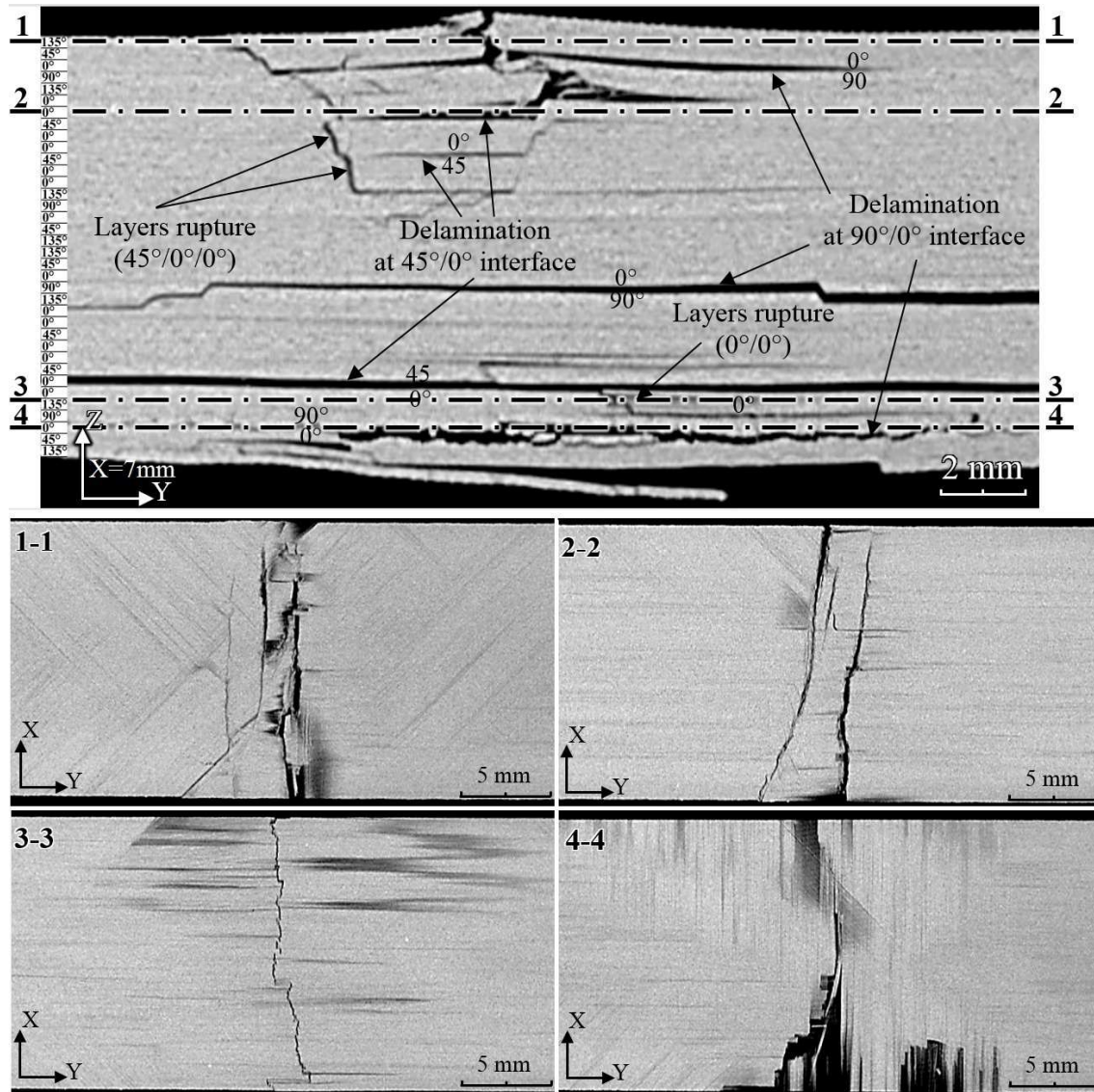


Fig. 4.11. Vues en coupe de l'éprouvette S2 selon les plans (YZ) et (XY).

Les différences observées précédemment entre le comportement mécanique et l'endommagement des deux éprouvettes (S1 et S2) sont dues principalement à la grande différence qui existe entre le nombre de plis orientés à 0° et à 90° dans ces dernières et le rapport E_{11}/E_{22} du pli élémentaire qui est de plus de 15. En effet, le comportement de l'éprouvette S1 est gouverné par le comportement de la matrice et de l'interface, alors que celui de l'éprouvette S2 est gouverné par le comportement des fibres.

4.4. Influence du type de chargement sur le mode d'endommagement du stratifié

Les Figures 4.12 et 4.13 représentent respectivement l'état d'endommagement d'une éprouvette rompue en statique et une éprouvette rompue en fatigue. Sur ces figures, on visualise la partie la plus endommagée des éprouvettes, cette dernière est située au milieu de la longueur des éprouvettes (point d'application de la charge). En statique, l'ensemble des endommagements développés dans le stratifié est situé le long d'un axe parallèle à l'axe d'application de la charge. Alors qu'en fatigue, les endommagements développés dans les plis sollicités en compression et ceux qui sont développés dans les plis sollicités en traction ne se trouvent pas sur le même axe. Le nombre des plis rompus en traction et en compression pour les deux types de chargement est le même, mais Il apparaît clairement dans ces figures (4.12 et 4.13) que le mécanisme d'endommagement prédominant dans l'éprouvette rompue en fatigue est le délaminage, alors qu'en statique c'est la fissuration matricielle. Ceci est dû principalement au fait que, la cinétique d'endommagement du stratifié pour les deux types de chargement est différente. La rupture finale du stratifié en fatigue est initiée par la rupture brutale de quelques plis sollicités en compression suivie par la rupture brutale de quelques plis sollicités en traction. Cependant, en statique ces deux phases ne sont pas séparées et la rupture finale de l'éprouvette est survenu brutalement dans les deux parties de l'éprouvette au même temps.

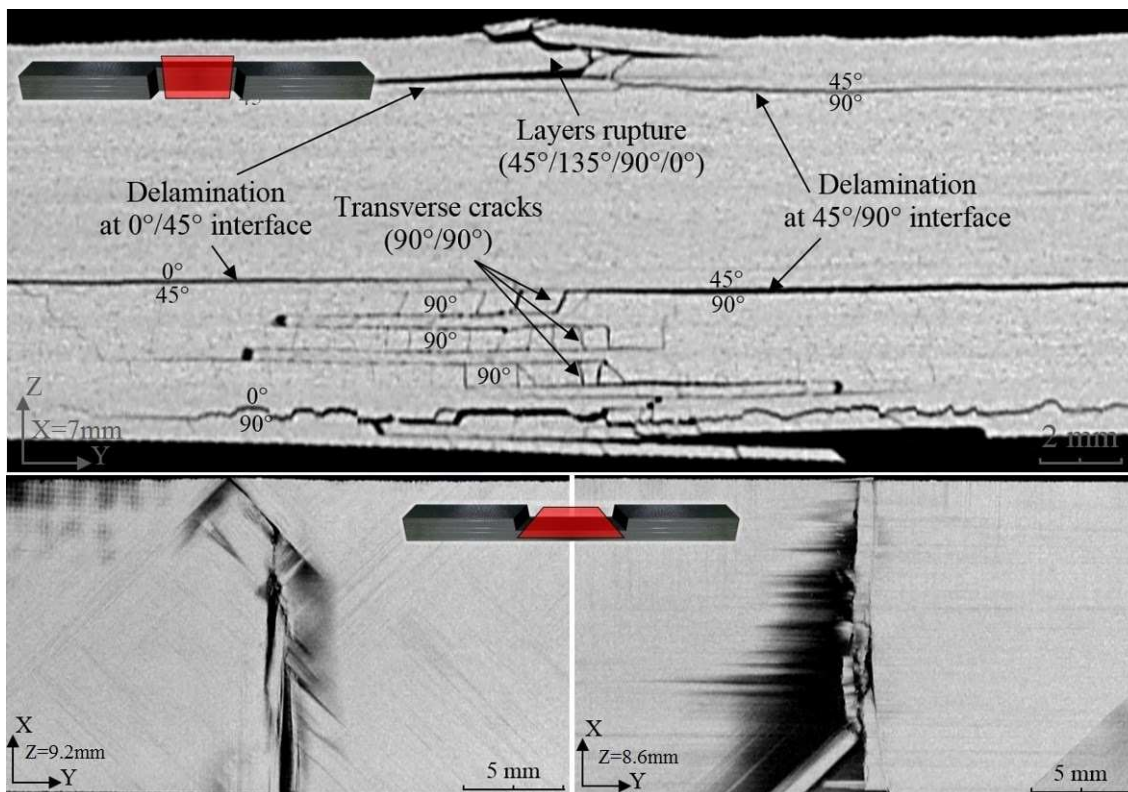


Fig. 4.12. Vues en coupe selon les plans (YZ) et (XY) de l'état d'endommagement d'une éprouvette rompue en statique.

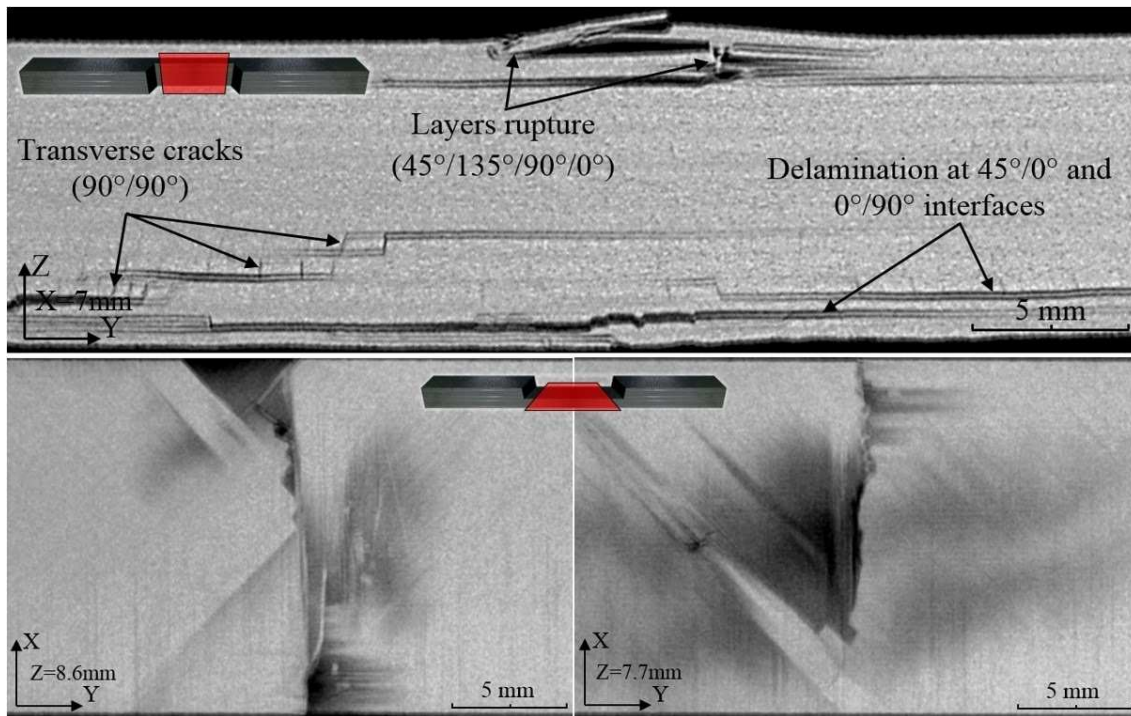


Fig. 4.13. Vues en coupe selon les plans (YZ) et (XY) de l'état d'endommagement d'une éprouvette rompue en fatigue.

4.5. Evolution de l'endommagement du stratifié en fatigue

4.5.1. Dispositif expérimental et procédures

Afin d'étudier l'évolution de l'endommagement en fatigue du stratifié caractérisé précédemment, des essais de fatigue en flexion trois points ont été réalisés sur trois éprouvettes. L'ensemble du dispositif et les paramètres de ces essais sont décrits en détail dans le troisième chapitre (3.2). La première éprouvette a subi deux paliers successifs de 10000 cycles, avec un déplacement de 35% du déplacement à la rupture statique (δ_f) pour le premier palier et de 45% δ_f pour le second palier. La deuxième éprouvette a subi le même chargement que la première avec deux paliers de plus (55% δ_f et 65%). La dernière éprouvette a été sollicitée par paliers successifs de 10000 cycles, pour des déplacements allant de 35% jusqu'à 75% du déplacement à la rupture statique (δ_f), avec un pas de 5%. Le passage d'un niveau de charge à un autre est fait sans que l'éprouvette ne soit démontée. Les paliers de chargement ont été séparés par une pause de 10 minutes, afin que les éprouvettes reviennent à leur température initiale. En vue de caractériser, de manière non destructive, l'endommagement présent au sein des éprouvettes, des mesures de champs densimétriques des trois éprouvettes testées ont été effectuées à l'aide d'un micro-tomographe à rayons X EasyTom 130. La tension et l'intensité d'alimentation du tube de rayons X ont été fixées respectivement à 130 kV et 300 mA.

4.5.2. Résultats et discussions

4.5.2.1. Analyse de l'endommagement du stratifié après deux paliers de chargement

L'évolutions de la résistance résiduelle normalisée en fonction du nombre de cycles N pour les deux niveaux de déplacement appliqués à la première éprouvette (35% et 45% δf) et les quatre niveaux appliqués à la deuxième éprouvette (35%, 45%, 55% et 65% δf) sont présentées dans la Figure 4.14. La résistance résiduelle des éprouvettes a été calculée selon la norme ASTM (D790-03) à partir de la force résiduelle mesurée par la cellule de charge de la machine de fatigue. Pour la première éprouvette, la perte de la résistance n'a pas dépassé les 2%, et aucun dommage n'est observé à l'œil nu à la surface de l'éprouvette. Cependant, la perte maximale d'environ 2% de la résistance de l'éprouvette durant l'essai pour un déplacement maximal (45% δf) inférieur au seuil d'endommagement en statique (environ 50% δf), affirme l'existence de quelques dommages induits par le phénomène de fatigue.

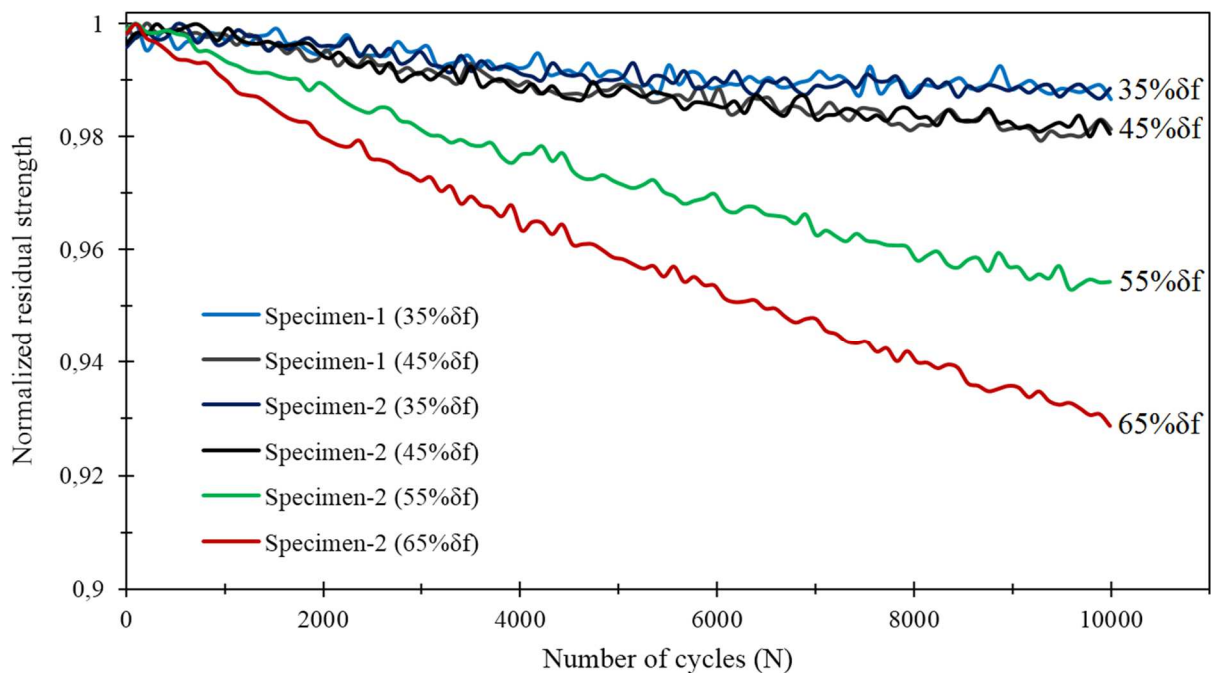


Fig. 4.14. Évolutions de la résistance résiduelle normalisée des deux éprouvettes qui ont subi 2 et 4 paliers de chargement en fonction du nombre de cycles.

Les images prises à l'aide de la technique de micro-tomographie à rayons X nous ont permis d'identifier, quantifier et de localiser le mécanisme d'endommagement qui est à l'origine de la perte de résistance de l'éprouvette durant l'essai. Les Figures 4.15 et 4.16 montrent respectivement des vues en coupe selon les plans (YZ) et (XZ) de l'éprouvette qui a subi deux paliers de chargement à 35% et 45% δf . Quelques fissurations de la matrice dans les plis orientés à 45°, 90° et 135° peuvent être clairement observées dans les deux figures, ces fissures sont situées dans la partie inférieure de l'éprouvette (partie sollicitée en traction). Après l'analyse des données de l'EA enregistrées lors des essais de fatigue au troisième chapitre, on a vu que dès les premiers niveaux de déplacement appliqués aux éprouvettes (35%, 40%, 45% δf), qui

sont bien inférieur au seuil d'endommagement statique ($50\% \delta f$), des évènements ont des amplitudes inférieures à 60 dB ont été enregistrés. D'après les résultats de l'étude statique, ces évènements sont associés à des fissurations matricielles. L'analyse des images tomographiques nous a permis de visualiser ces fissures et de valider les résultats obtenus dans les deux chapitres précédents.

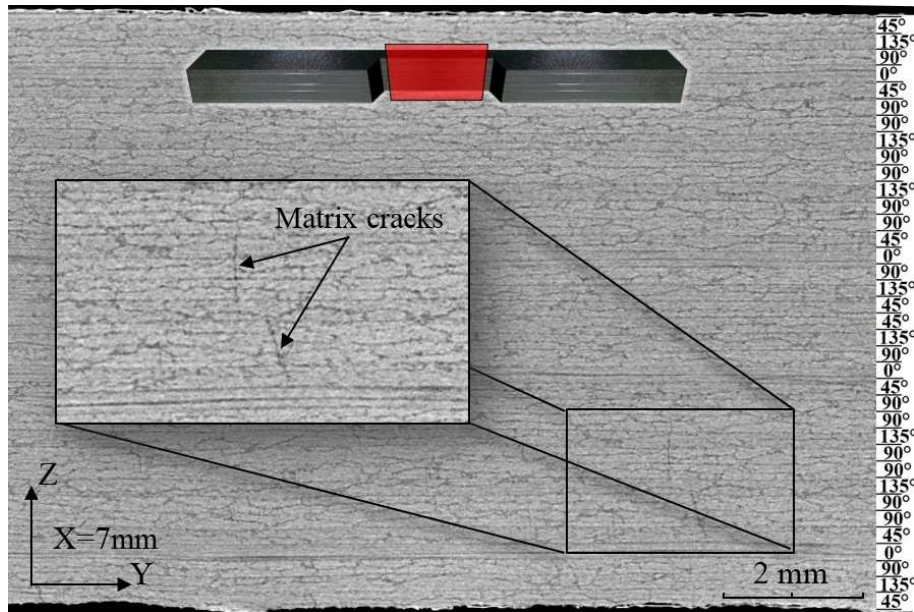


Fig. 4.15. Vue en coupe selon le plan (YZ) de l'éprouvette qui a subi deux paliers de chargement à 35% et 45% δf .

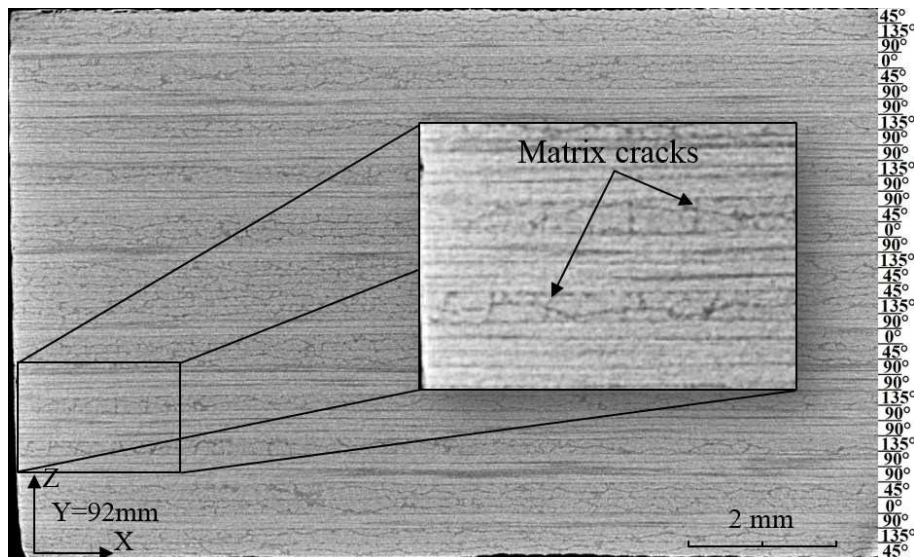


Fig. 4.16. Vue en coupe selon le plan (XZ) de l'éprouvette qui a subi deux paliers de chargement à 35% et 45% δf .

4.5.2.2. Analyse de l'endommagement du stratifié après quatre paliers de chargement

Les courbes de la résistance résiduelle des deux premiers niveaux de déplacement (35% et 45% δf) de la deuxième éprouvette sont similaires à celles de la première éprouvette (cf. Fig. 4.14). À partir du troisième niveau de déplacement on constate que le taux de diminution de la résistance résiduelle est plus important par rapport aux deux premiers niveaux de déplacement. La résistance de l'éprouvette a diminué respectivement d'environ 4.5% et 7% à la fin du troisième et du quatrième palier. Cette diminution de la résistance est accompagnée par l'apparition de quelques fissures transverses et des délaminages à la surface de l'éprouvette.

Les Figures 4.17, 4.18 et 4.19 présentent respectivement des vues en coupe selon le plan (YZ), (XZ) et (XY) de l'éprouvette qui a subi quatre paliers de chargement (de 35% à 65% δf). De nombreuses fissures dans la matrice des plis orientés à 90°, 135° et 45° et quelques délaminages aux interfaces 135°/90°, 0°/90° et 135°/45° ainsi que la rupture de quelques faisceaux de fibres des plis orientés à 90° peuvent être clairement observés dans ces trois figures. Ces figures nous montrent aussi que l'endommagement dans la partie inférieure de l'éprouvettes (sollicitée en traction) est plus important que celui de la partie supérieure (sollicitée en compression). Dans la partie sollicitée en traction, la fissuration de la matrice de 13 plis, le délaminage de deux interfaces et la rupture de quelques fibres ont été observés, alors que dans la partie sollicitée en compression la fissuration de la matrice de trois plis seulement et un délaminage dans un seul interface ont été observés. Ces observations viennent renforcer les résultats observés dans le troisième chapitre après l'analyse des données de l'émission acoustique où des évènements associés au délaminage des interfaces ont été enregistrés à partir de 50% δf , et des évènements associés à la rupture des fibres ont été enregistrés à partir de 55% δf .

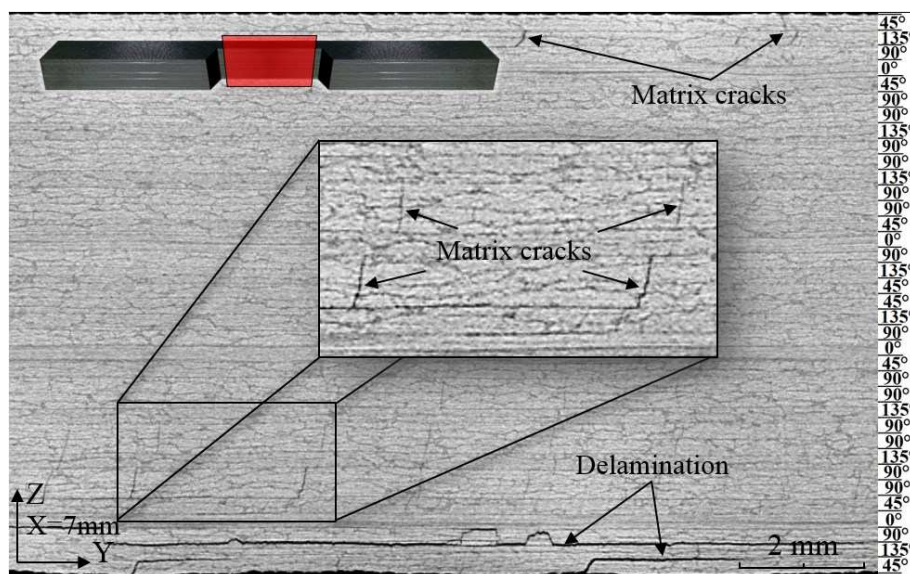


Fig. 4.17. Vue en coupe selon le plan (YZ) de l'éprouvette qui a subi quatre paliers de chargement à 35%, 45%, 55% et 65% δf .

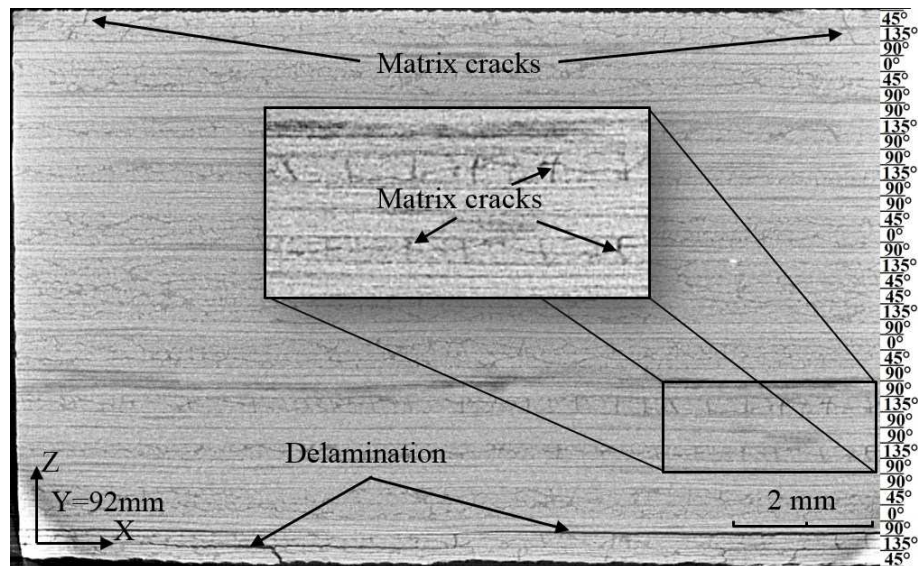


Fig. 4.18. Vue en coupe selon le plan (XZ) de l'éprouvette qui a subi quatre paliers de chargement à 35%, 45%, 55% et 65% δf .



Fig. 4.19. Vue en coupe selon le plan (XY) de l'éprouvette qui a subi quatre paliers de chargement à 35%, 45%, 55% et 65% δf .

4.5.2.3. Analyse de l'endommagement du stratifié après la rupture en fatigue par paliers

L'évolution de la résistance résiduelle normalisée en fonction du nombre de cycles N pour les neuf niveaux de déplacement (de 35% jusqu'à 75% δf) appliqués à la troisième éprouvette sont reportées dans la Figure 4.20. Pour les sept premiers niveaux de déplacement (de 35% à 65% δf) la perte maximale de la résistance de l'éprouvette entre le premier et le dernier cycle de chaque palier ne dépasse pas les 5.5%. Cependant, dès les premiers cycles du chargement à 70% δf on constate que le taux de diminution de la résistance résiduelle est plus important par rapport aux sept premiers niveaux de déplacement. Pour ce niveau de chargement la résistance a diminué d'environ 3.2% après 3250 cycles, cette diminution est suivie par une rupture brutale de quelques plis sollicités en compression et une brusque diminution d'environ 32.8% de la résistance. Enfin, à 75% δf , la résistance résiduelle de l'éprouvette décroît progressivement

après chaque cycle, jusqu'à 8500 cycles où une chute de plus de 27% de la résistance s'est produite après la rupture brutale de plusieurs plis dans la partie inférieure de l'éprouvette (solicitée en traction) conduisant à la rupture finale de l'éprouvette. L'initiation de la rupture des éprouvettes par la rupture des plis sollicités en compression est principalement due à la faible résistance des stratifiés carbone/époxy à la compression notamment à la fatigue en compression par rapport à leur résistance en traction.

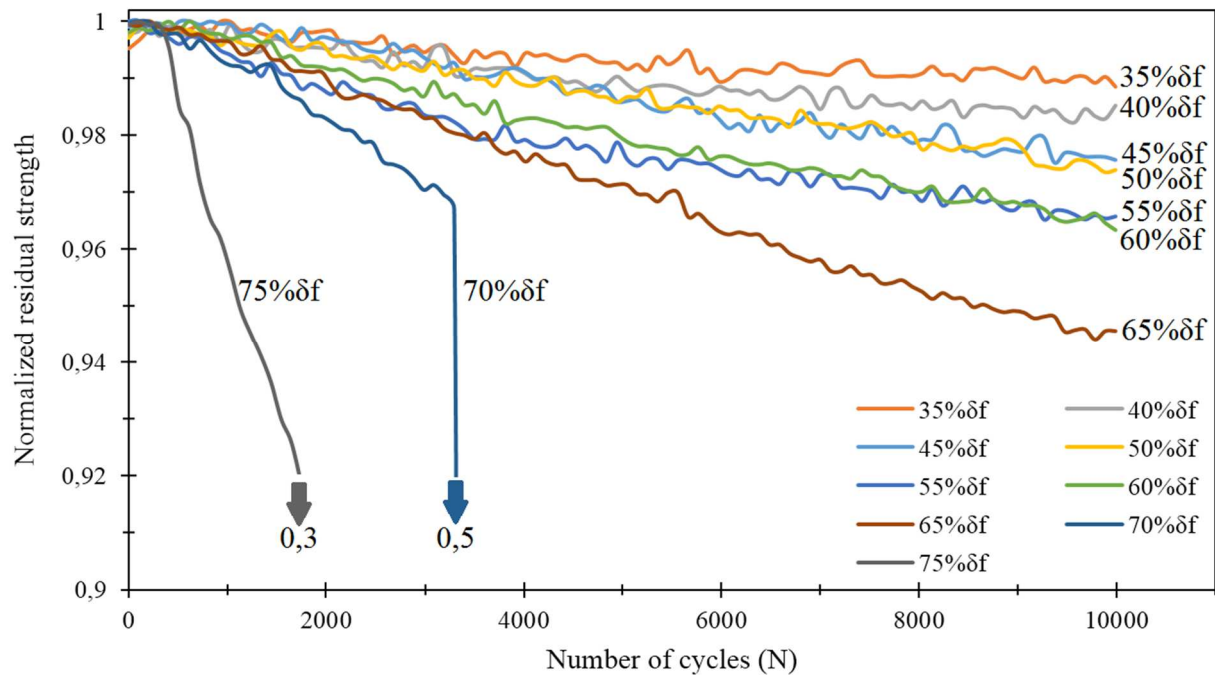


Fig. 4.20. Évolutions de la résistance résiduelle normalisée en fonction du nombre de cycles pour les neuf niveaux de déplacement (de 35% jusqu'à 75% δf) appliqués à la troisième éprouvette.

La Figure 4.21 présente des vues en coupe de l'éprouvette rompue en fatigue (troisième éprouvette) selon différents plans. Cette figure nous montre clairement la nature, l'emplacement et la taille des principaux mécanismes d'endommagement discriminés précédemment à l'aide de la technique d'émission acoustique. L'analyse des figures présentées dans ce qui précède montre que la ruine du stratifié résulte de la combinaison de ces différents mécanismes d'endommagement qui interviennent à différentes échelles et qui peuvent interagir entre eux. On peut aussi constater dans cette figure que le nombre de plis rompus en traction est bien supérieur à celui des plis rompus en compression (cinq plis en compression contre treize plis en traction). Cette différence est due principalement à la répartition non symétrique des déformations de compression et de traction par rapport au plan médian horizontal de l'éprouvette lors du chargement.

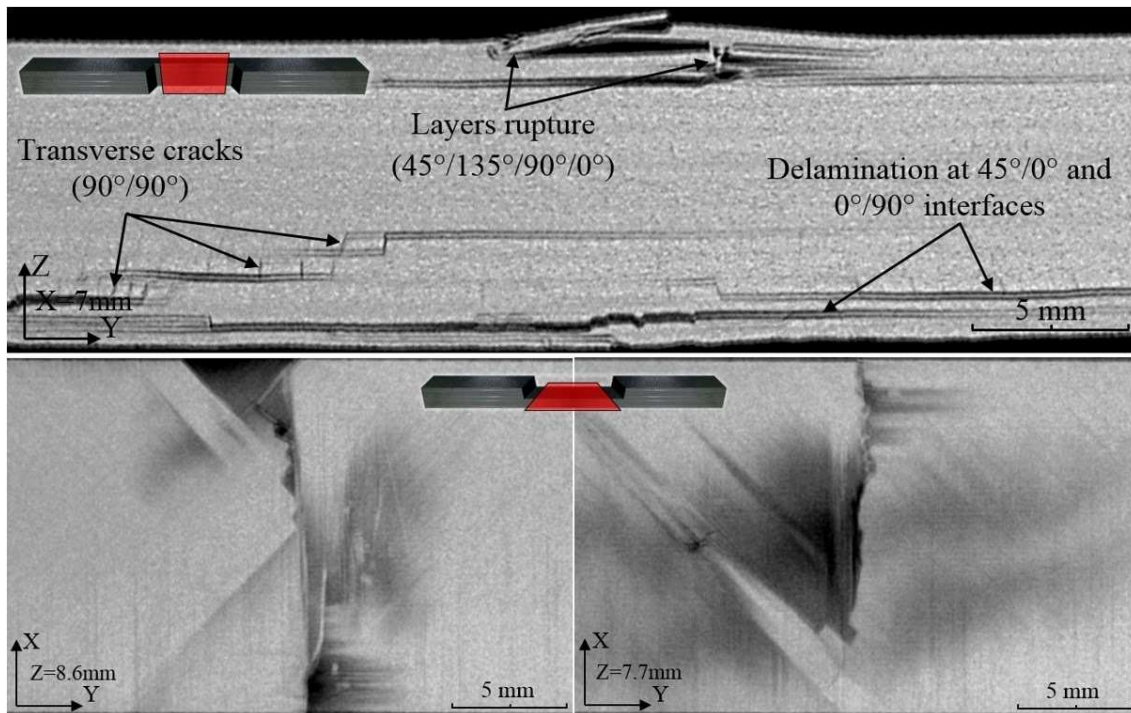


Fig. 4.21. Vues en coupe selon les plans (YZ) et (XY) de l'éprouvette qui a subi neuf paliers de chargement (de 35% jusqu'à 75% δf).

4.6. Conclusion

Ce chapitre présente les analyses tomographiques de l'endommagement des composite stratifiés préalablement testées en statique et en fatigue. L'objet de ce chapitre est double : il s'agit, d'une part, de relier l'endommagement des stratifiés étudiés précédemment par le biais de différents indicateurs, tels que la perte de la rigidité et de la résistance résiduelle, aux mécanismes d'endommagement présents réellement dans les stratifiés. D'autre part, de révéler l'influence du type de chargement et de l'orientation des plis sur le mode d'endommagement du stratifié, et d'analyser l'évolution de l'endommagement du stratifié en fatigue.

Les résultats ont montré que le changement de l'orientation des plis dans le stratifié a eu une grande influence sur le comportement mécanique et le mode d'endommagement du composite. En effet, le comportement du stratifié constitué d'un grand nombre de plis orientés à 90° est gouverné par le comportement de la matrice et de l'interface, alors que celui du stratifié constitué d'un grand nombre de plis orientés à 0° est gouverné par le comportement des fibres.

L'analyse tomographique des éprouvettes rompues en statique et en fatigue a révélé des différences importantes en termes de type et d'emplacement de l'endommagement causé par les deux types de chargement. Le mécanisme d'endommagement prédominant dans les éprouvettes rompues en fatigue est le délaminage, alors qu'en statique c'est la fissuration matricielle. En statique, l'ensemble des endommagements développés dans le stratifié est situé le long d'un axe parallèle à l'axe d'application de la charge. Alors qu'en fatigue, les endommagements développés dans les plis sollicités en compression et ceux qui sont développés dans les plis sollicités en traction ne se trouvent pas sur le même axe. Ceci est dû

principalement au fait que, la cinétique d'endommagement du stratifié pour les deux types de chargement est différente.

La mesure des champs densimétriques du stratifié à différents instants de l'essai de fatigue nous a permis de suivre l'évolution de l'endommagement du stratifié, et d'identifier les différents mécanismes responsables de la perte de résistance résiduelle du matériau durant l'essai. Après deux paliers de chargement à 35% et 45% δf , quelques fissurations de la matrice ont été observées dans les plis du stratifié orientés à 45°, 90° et 135°. Ensuite, de nombreuses fissures dans la matrice des plis orientés à 90°, 135° et 45° et quelques délaminages aux interfaces 135°/90°, 0°/90° et 135°/45° ainsi que la rupture de quelques faisceaux de fibres des plis orientés à 90° ont été clairement identifiés dans le stratifié qui a subi quatre paliers de chargement à 35%, 45%, 55% et 65% δf . Enfin, le stratifié a été rompu après neuf paliers de chargement (de 35% jusqu'à 75% δf), et les tomographies du stratifié ont révélé la présence d'une forte densité des trois principaux mécanismes d'endommagement (fissuration matricielle, délaminage et rupture de fibres).

La technique de tomographie à rayons X nous a permis de visualiser en trois dimensions les différents mécanismes d'endommagements présents au sein des composites stratifiés étudiés, ce qui nous a permis ensuite de les identifier, quantifier et localiser très précisément et de valider les résultats obtenus dans les deux chapitres précédents, en termes de détection et de caractérisation de l'endommagement. D'une manière générale cette technique nous a permis de fournir une caractérisation assez complète et précise de l'endommagement de ces composites épais.

4.7. Bibliographie

- [1] Garcea SC, Sinclair I, Spearing SM, Withers PJ. Mapping fibre failure in situ in carbon fibre reinforced polymers by fast synchrotron X-ray computed tomography. *Composites Science and Technology* 2017;149:81-89.
- [2] Jespersen KM, Zangenberg J, Lowe T, Withers PJ, Mikkelsen LP. Fatigue damage assessment of uni-directional non-crimp fabric reinforced polyester composite using X-ray computed tomography. *Composites Science and Technology* 2016;136:94-104.
- [3] Wright P, Moffat A, Sinclair I, Spearing SM. High resolution tomographic imaging and modelling of notch tip damage in a laminated composite. *Composites Science and Technology* 2010; 70(10); 1444-1452.
- [4] Carmona V. Etude de l'endommagement de matériaux composites par tomographie X et émission acoustique, Thèse de Doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon 2009.
- [5] Thomas M. Propriétés thermiques de matériaux composites : caractérisation expérimentale et approches microstructurales. Thèse de Doctorat, Université de Nantes 2008.
- [6] Aroush D et al. A study of fracture of unidirectional composites using in situ high resolution synchrotron x-ray microtomography. *Composites Science and Technology* 2006;66(10):1348-1353.
- [7] Xiao Y, Ishikawa T. Bearing strength and failure behavior of bolted composite joints (Part I: Experimental investigation). *Composites Science and Technology* 2005; 65:1022-1031.
- [8] Lafarie-Frenot MC, Henaff-Gardin C, Gamby D. Matrix cracking induced by cyclic ply stresses in composite laminates. *Composites Sciences and Technology* 2001;61:2327-2336.
- [9] Cerisier A. Prédiction du comportement d'une réparation structurale collée en escalier : application d'une méthodologie par évaluateurs technologiques. Thèse de doctorat, Institut Clément Ader (ICA-Toulouse) 2017.
- [10] Cantwell WJ, Morton J. Detection of impact damage in CFRP laminates. *Comp. Struct* 1985b;3:241-257.
- [11] Soutis C, Curtis PT, Fleck NA. Compressive Failure of Notched Carbon Fibre Composites. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical and Physical Sciences* 1993;440(1909):241-256.
- [12] Schilling PJ, Karedla BR, Tatiparthi AK, Verges M A, Herrington PD. X-ray computed microtomography of internal damage in fiber reinforced polymer matrix composites, *Composites Science and Technology* 2005;65:2071-2078.
- [13] Moffat AJ, Wright P, Helfen L, Baumbach T, Johnson G, Spearing SM. In situ synchrotron computed laminography of damage in carbon fibre-epoxy [90/0]_s laminates. *Scripta Materialia* 2010;62:97-100.
- [14] Garcea SC, Wang Y, Withers PJ. X-ray computed tomography of polymer composites, *Composites Science and Technology* 2018; 156: 305-319.
- [15] Natalie ML, Frank WZ. Insights from in-situ X-ray computed tomography during axial impregnation of unidirectional fiber beds. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2018;107,124-134.
- [16] Wright P, Fu X, Sinclair I, Spearing SM. Ultra high resolution computed tomography of damage in notched carbon fiber-epoxy composites. *Journal of Composite Materials* 2008;42(19):1993-2002.

Conclusion & perspectives

La forte croissance du trafic aérien, combinée à l'épuisement des énergies fossiles et une prise de conscience de plus en plus forte des conséquences de l'effet de serre, ont rendu la réduction de la consommation de carburant dans les futurs avions l'un des principaux défis de l'industrie aéronautique. Ces nouvelles exigences environnementales, qui rejoignent l'intérêt économique des acteurs, ont incité les avionneurs à intensifier leurs efforts afin de réduire la consommation de carburant des futurs avions. Cet objectif ne peut être atteint qu'avec un travail simultané sur l'augmentation de l'efficacité énergétique des moteurs, l'amélioration de l'aérodynamisme des appareils et surtout l'allègement de la structure des avions. En effet, l'allègement de la structure d'un avion de 1 kg nous permet, durant leur durée de vie, d'économiser des milliers de kg de carburant et d'éviter l'émission des tonnes de CO₂ dans l'atmosphère. La légèreté, la haute résistance et rigidité, ainsi que la bonne résistance à la corrosion et à la fatigue des matériaux composites, ont fait de ces matériaux une excellente alternative aux matériaux métalliques dans la construction aéronautique. Au cours de ces dernières années, la proportion des matériaux composites utilisés dans la structure des avions a dépassé les 50% et ne cesse de croître au fil du temps. Le remplacement des matériaux métalliques par les composites dans ce domaine n'est plus réservé aux structures secondaires, mais il a été étendu à certaines structures primaires, tels que le fuselage et les ailes de l'Airbus A350 et le Boeing 787. Ce progrès est considéré comme un grand pas vers l'objectif de construire un avion entier à base de fibres et de résines. Cependant, lors de ce passage, l'épaisseur des stratifiés composites utilisés dans ce domaine a énormément augmenté et soulevé plusieurs questions sur le comportement mécanique et l'endommagement de ces matériaux qui sont peu étudiés dans la littérature.

L'étude du comportement mécanique et de l'endommagement des composites épais sous différents types de sollicitations a fait l'objet de plusieurs travaux de recherche. Cependant, la plupart de ces travaux porte sur l'effet de l'épaisseur sur les propriétés mécaniques du composite et plus particulièrement sur leur résistance à la compression. De plus, le contrôle et l'évaluation non destructifs de ces matériaux n'ont fait l'objet que de très peu de travaux et semblent être relativement immatures comparés à ceux des composites minces. En effet, jusqu'à présent, la modélisation, le dimensionnement et le contrôle non destructif des structures composites épaisses sont principalement basés sur les résultats des études menées sur des composites minces.

Le choix d'une utilisation accrue des matériaux composites en général et des composites stratifiés épais en particulier dans l'industrie aéronautique, nécessite une parfaite caractérisation et compréhension de leur comportement mécanique et de leurs mécanismes d'endommagement, afin de développer les outils de modélisation et de dimensionnement des structures composites et de les adapter aux besoins actuels de l'industrie. La présente étude a porté sur la caractérisation et la compréhension du comportement mécanique et des mécanismes d'endommagement d'un composite aéronautique épais sous chargement statique et de fatigue,

ainsi que la détermination rapide de leur limite d'endurance à l'aide de la thermographie infrarouge et l'évaluation des potentialités et des limites de chacune des techniques de caractérisation et d'évaluation non destructives utilisées dans cette étude. Pour atteindre ces objectifs, l'étude a été divisée en trois grandes parties différenciées et complémentaires :

La première partie a consisté principalement en une identification des propriétés élastiques du matériau de l'étude, et une caractérisation de leur comportement mécanique et leur processus d'endommagement sous chargements quasi-statiques en flexion trois points. L'identification préliminaire des propriétés élastiques du matériau a été effectuée à l'aide de la technique d'excitation impulsionnelle IET. Ensuite, des essais de flexion quasi-statique ont été effectués, afin de caractériser le comportement mécanique et le processus d'endommagement du matériau. Ces derniers ont été instrumentés par un système d'émission acoustique, une caméra infrarouge et un système de corrélation d'images.

L'IET est une technique de caractérisation non destructive simple et rapide qui nous a permis de déterminer les propriétés élastiques des éprouvettes avant la réalisation des essais destructifs. Les résultats obtenus à l'aide de cette technique révèlent une très faible variabilité dans les propriétés élastiques des éprouvettes, ce qui a apporté une crédibilité supplémentaire aux procédés de fabrication et de découpage des éprouvettes. De plus, l'utilisation de la technique de corrélation d'images lors des essais nous a permis de mesurer le champ de déplacements réel des éprouvettes, et de calculer le champ de déformation à travers l'épaisseur du stratifié. Ces données nous ont permis de fournir une caractérisation précise du comportement mécanique du matériau et de déterminer et bien comprendre la nature et la répartition des déformations à travers l'épaisseur du stratifié. En outre, les cartographies du champ de déformation nous ont permis de détecter et de suivre l'évolution des endommagements à la surface des éprouvettes. L'analyse des données de l'EA a fourni de nombreuses informations sur l'évolution, l'identification et la localisation des différents mécanismes d'endommagement intervenant durant le processus d'endommagement du stratifié. Cette technique nous a aussi permis de déterminer le seuil d'endommagement. Cependant, dû à la faible conductivité thermique de la résine, la grande épaisseur du stratifié et la courte durée de l'essai, la température à la surface des éprouvettes est restée constante pendant toute la durée de l'essai. Cela a rendu les données de la thermographie infrarouge inexploitable. À la fin de cette partie, l'analyse des résultats obtenus par les différentes techniques utilisées, couplée au comportement mécanique et aux observations optiques nous ont permis de proposer un scénario d'endommagement statique du composite étudié.

La seconde partie a porté sur l'étude du comportement mécanique et de l'endommagement du composite sous une sollicitation de fatigue en flexion trois points, et la proposition d'une méthode simple et fiable pour la prévision de leur limite d'endurance à l'aide d'une analyse des données thermographiques. Pour cela, des essais de fatigue en flexion trois points ont été réalisés. Ces essais ont été instrumentés par un système d'émission acoustique, une caméra infrarouge, un thermocouple et un système de corrélation d'images.

Lors de ces essais, la rupture finale du stratifié a été initiée par la rupture brutale de quelques plis sollicités en compression suivie par la rupture de presque le même nombre de plis sollicités en traction. Cependant, en statique ces deux phases n'étaient pas séparées et la rupture finale de l'éprouvette est survenu brutalement dans les deux parties de l'éprouvette au même temps. L'initiation de la rupture des éprouvettes par la rupture des plis sollicités en compression est principalement due à la faible résistance des stratifiés carbone/époxy à la compression, notamment à la fatigue en compression, par rapport à leur résistance en traction. Pour des niveaux de déplacement inférieurs à la limite d'endurance, la perte de la résistance a été faible et limitée, et aucune rupture de plis n'a été observée dans le stratifié au bout de 1.10^6 cycles. Néanmoins, lorsque le niveau de déplacement a dépassé la limite d'endurance, une diminution significative de la résistance résiduelle du stratifié a été constatée après chaque cycle et une rupture de quelques plis sollicités en compression a été observée avant les 1.10^6 cycles. L'utilisation de la technique de corrélation d'images durant les essais de fatigue nous a permis d'effectuer une bonne caractérisation de l'endommagement du stratifié étudié et de comprendre la nature et la répartition des déformation à travers l'épaisseur de l'éprouvette, ainsi que de détecter et de suivre l'évolution des endommagements surfaciques. L'analyse des données d'EA enregistrées lors des essais de fatigue nous a permis de détecter, d'identifier, de localiser et de suivre l'évolution des différents mécanismes d'endommagement du stratifié. Une très bonne corrélation a été observée entre la progression de l'endommagement et l'évolution de la température à la surface des éprouvettes. L'analyse de ces données thermographiques nous a permis de déterminer rapidement la limite d'endurance du stratifié en flexion avec une seule éprouvette. L'ensemble de ces résultats nous a permis de proposer un scénario d'endommagement en fatigue du composite étudié à la fin de cette partie.

La troisième et la dernière partie de ce travail de thèse a été dédiée aux analyses tomographiques de l'endommagement des composites stratifiés préalablement testés en statique et en fatigue. L'objet de cette partie a été, d'une part de relier l'endommagement des stratifiés étudiés précédemment par le biais de différents indicateurs, tels que la perte de la rigidité et de la résistance résiduelle, aux mécanismes d'endommagement présents réellement dans les stratifiés, d'autre part de révéler l'influence du type de chargement et de l'orientation des plis sur le mode d'endommagement du stratifié, et d'analyser l'évolution de l'endommagement du stratifié en fatigue.

Les résultats ont montré que le changement de l'orientation des plis dans le stratifié a eu une grande influence sur le comportement mécanique et le mode d'endommagement du composite. En effet, le comportement du stratifié constitué d'un grand nombre de plis orientés à 90° est gouverné par le comportement de la matrice et de l'interface, alors que celui du stratifié constitué d'un grand nombre de plis orientés à 0° est gouverné par le comportement des fibres. L'analyse tomographique des éprouvettes rompues en statique et en fatigue a révélé des différences importantes en termes de type et d'emplacement de l'endommagement causé par les deux types de chargement. Le mécanisme d'endommagement prédominant dans les éprouvettes rompues en fatigue est le délaminage, alors qu'en statique c'est la fissuration matricielle. En statique, l'ensemble des endommagements développés dans le stratifié est situé

le long d'un axe parallèle à l'axe d'application de la charge. Alors qu'en fatigue, les endommagements développés dans les plis sollicités en compression et ceux qui sont développés dans les plis sollicités en traction ne se trouvent pas sur le même axe. Ceci est dû principalement au fait que, la cinétique d'endommagement du stratifié pour les deux types de chargement est différente. La mesure des champs densimétriques du stratifié à différents instants de l'essai de fatigue nous a permis de suivre l'évolution de l'endommagement du stratifié, et d'identifier les différents mécanismes responsables de la perte de résistance résiduelle du matériau durant l'essai. Après deux paliers de chargement à 35% et 45% δf , quelques fissurations de la matrice ont été observées dans les plis du stratifié orientés à 45°, 90° et 135°. Ensuite, de nombreuses fissures dans la matrice des plis orientés à 90°, 135° et 45° et quelques délaminages aux interfaces 135°/90°, 0°/90° et 135°/45° ainsi que la rupture de quelques faisceaux de fibres des plis orientés à 90° ont été clairement identifiés dans le stratifié qui a subi quatre paliers de chargement à 35%, 45%, 55% et 65% δf . Enfin, le stratifié a été rompu après neuf paliers de chargement (de 35% jusqu'à 75% δf), et les tomographies du stratifié ont révélé la présence d'une forte densité des trois principaux mécanismes d'endommagement (fissuration matricielle, délaminage et rupture de fibres). Dans cette partie, la technique de tomographie à rayons X nous a permis de visualiser en trois dimensions les différents mécanismes d'endommagements présents au sein des stratifiés étudiés, ce qui nous a permis ensuite de les identifier, quantifier et localiser très précisément et de valider les résultats obtenus dans les deux parties précédentes, en termes de détection et de caractérisation de l'endommagement. D'une manière générale cette technique nous a permis de fournir une caractérisation assez complète et précise de l'endommagement de ces composites épais.

Enfin, nous espérons que ce travail de thèse contribue à une meilleure caractérisation et compréhension du comportement mécanique et de l'endommagement en flexion des composites aéronautiques épais, et à une évaluation plus précise des potentialités et des limites de chacune des techniques de caractérisation et d'évaluation non destructives utilisées dans cette étude. Les perspectives majeures de ce travail porteront sur la caractérisation et la compréhension du comportement mécanique et de l'endommagement des composites épais sous d'autres types de sollicitations ainsi qu'à l'évaluation de l'efficacité des différentes techniques non destructives à caractériser ces matériaux et à les contrôler au cours de leur durée de vie. Ces perspectives visent la construction des modèles qui permettent de prédire, d'une manière aussi fiable que possible, la réponse des structures composites épaisses aux différentes sollicitations extérieures, et l'établissement des normes et des critères spécifiques au CND de ces dernières.

