Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis

ONERA
THE FRENCH AEROSPACE LAB

Thèse de doctorat

Pour obtenir le grade de Docteur de l'Université de

VALENCIENNES ET DU HAINAUT-CAMBRESIS

Spécialité :

MECANIQUE

Présentée et soutenue par Vincent JOUDON.

Le 15/12/2014, au centre ONERA de Lille

Ecole doctorale :
Sciences Pour l'Ingénieur (SPI)

Laboratoires :
Laboratoire d'Automatique, de Mécanique et d'Informatique Industrielles et Humaines (LAMIH)
Office National d'Études et de Recherches Aérospatiales (ONERA)

Caractérisation expérimentale de l'initiation et de la propagation de fissure dans une résine époxy sous chargement dynamique

JURY

Rapporteurs

BAHLOULI, Nadia.	Professeur, Université de Strasbourg.
ESTEVEZ, Rafael.	Professeur, INP Grenoble.

Président

LEGUILLON, Dominique.	Directeur de recherche émérite, UPMC.

Examinateurs

RETHORE, Julien.	Chargé de recherche, INSA Lyon.
DELETOMBE, Eric.	Maître de recherche, ONERA.

Directeur de thèse

LAURO, Franck.	Professeur, UVHC.

Co-encadrants

PORTEMONT, Gérald.	Docteur, ONERA.
BENNANI, Bruno.	Maître de conférences, UVHC.

Membre invité

SCHNEIDER, Julien.	Ingénieur, Snecma.

Remerciements

Du Triangle des Bermudes au cap de Bonne-Espérance... Voila comment je pourrais résumer le voyage réalisé au cours de ces trois années de thèse. Cette traversée n'a été possible que grâce à l'implication d'un équipage, embarqué de gré (ou de force !) dans l'aventure. Il est temps pour moi de les remercier.

D'abord, je remercie les rapporteurs Nadia Bahlouli et Rafael Estevez, pour le temps consacré à l'évaluation de ces travaux de thèse. Je remercie également Dominique Leguillon, Julien Réthoré et Éric Deletombe d'avoir bien voulu examiner ces travaux. Merci aussi à Julien Schneider d'avoir accepté mon invitation. De manière générale, je remercie l'ensemble des membres du jury pour la pertinence de leurs remarques et l'intérêt qu'ils ont témoigné à ces recherches.

Je remercie bien sûr mes encadrants qui m'ont guidé et soutenu. Merci à mon directeur de thèse Franck Lauro pour sa grande disponibilité et sa réactivité. Merci à Gérald Portemont qui m'a accordé sa confiance et fait profiter de son expérience au quotidien. Merci à Bruno Bennani pour ses conseils et son pragmatisme.

Je remercie ensuite la région Nord-Pas de Calais et l'Onera pour le financement de mes travaux de thèse. En particulier, je remercie Jean-Pierre Grisval, directeur du Département d'Aéroélasticité et Dynamique des Structures, et Laurent Lefebvre, chef de l'unité Conception et Résistance Dynamique qui m'ont accueilli au sein de l'Onera.

Ces années à l'Onera Lille ont été partagées avec de nombreuses personnes dont j'ai beaucoup apprécié la compagnie. Merci à l'unité CRD : Roland, Jean-Luc, Jean-François, David, Bertrand, Steve, Jacques, Florence, Didier, Bernard... En particulier, merci aux membres du laboratoire d'essais mécaniques : Jacky, Jean-Michel, Mathieu, Loic et surtout Alain avec qui j'ai partagé mon bureau et mon humour. Je remercie également tous les doctorants et ex-doctorants rencontrés dans l'équipe avec qui j'ai partagé les difficultés du parcours de thèse : Thomas, Julien, Claire, Delphine, Nicolas, Estelle. Je tiens aussi à remercier Patrice dont les connaissances sur la mise en forme des composites ont permis la réalisation des éprouvettes. De manière générale, je remercie le personnel du centre Onera de Lille pour sa bonne humeur et l'accueil réservé.

Je remercie également ma famille et mes amis qui ont été présents pour me rappeler qu'il y a une vie en-dehors de la thèse. Enfin, mes derniers remerciements sont adressés à mon épouse Florianne et mes enfants Maëlie et Samuel qui ont accepté et soutenu mon investissement.

Table des matières

Remerciements iii

Notations principales ix

Introduction 1

I Contexte de la recherche et état de l'art 7

I.1 Problématique de l'impact sur les matériaux composites à matrice organique stratifiés . . . 9

I.1.1 Présentation des matériaux composites à matrice organique stratifiés à l'étude . . . 9

I.1.2 Délaminage des matériaux composites à matrice organique stratifiés . . . 9

I.1.3 Spécificités de l'impact sur une structure en matériau composite à matrice organique stratifié . . . 11

I.1.4 Modèles utilisés pour la simulation du délaminage . . . 13

I.2 Modélisation par éléments cohésifs du délaminage des matériaux composites à matrice organique induit par une sollicitation dynamique de type impact . . . 14

I.2.1 Modèles de zones cohésives bilinéaires sans effet de vitesse . . . 14

I.2.2 Modèles de zones cohésives avec prise en compte d'une dépendance à la vitesse . . . 15

I.2.3 Modèles de zones cohésives multi-paramètres inspirés de la physique du délaminage . . . 16

I.3 Caractérisation expérimentale du délaminage des matériaux composites à matrice organique en mode I . . . 19

I.3.1 Identification du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} par l'essai normalisé *Double Cantilever Beam* dans le domaine quasi-statique . . . 19

I.3.2 Extension de l'essai normalisé *Double Cantilever Beam* à des sollicitations dynamiques . . . 21

I.3.3 Autres essais de caractérisation du délaminage en mode I sous sollicitations dynamiques . . . 23

I.3.4 Vers la caractérisation dynamique respective des mécanismes impliqués dans le processus de délaminage . . . 24

I.4 Caractérisation de la rupture dynamique des résines époxy renforcées par des nodules thermoplastiques . . . 27

I.4.1 Mécanismes visqueux pilotant la rupture des résines époxy renforcées par des nodules thermoplastiques . . . 27
I.4.2 Caractérisation de la rupture dynamique des résines époxy . . . 29

II Développement d'un protocole expérimental pour caractériser l'initiation et la propagation de fissure dans une éprouvette de résine époxy Hexply®M21 sous chargement dynamique 33
II.1 Définition et fabrication d'éprouvettes épaisses de résine époxy Hexply®M21 selon la géométrie *Single Edge Notched Beam* . . . 35
II.1.1 Présentation du matériau Hexply®M21 à l'étude . . . 35
II.1.2 Définition d'une géométrie d'éprouvette type *Single Edge Notched Beam* 36
II.1.3 Fabrication des éprouvettes épaisses de résine époxy . . . 37
II.1.4 Contrôle de la qualité des éprouvettes par micrographie . . . 41
II.2 Définition d'un dispositif expérimental pour la caractérisation de la rupture dynamique d'éprouvettes *Single Edge Notched Beam* en flexion 3-points . . . 41
II.2.1 Exploitation du champ de déformation asymptotique . . . 41
II.2.2 Montage expérimental sur vérin hydraulique . . . 45
II.2.3 Instrumentation, conditionnement et acquisition . . . 47
II.3 Définition d'une procédure d'analyse pour l'expression des grandeurs caractéristiques de l'initiation et de la propagation de fissure . . . 49
II.3.1 Estimation de la ténacité critique à l'initiation de la rupture . . . 49
II.3.2 Estimation de la vitesse de propagation de fissure . . . 51
II.3.3 Estimation de la ténacité dynamique au cours de la rupture . . . 54

III Validation du protocole expérimental développé 57
III.1 Validation du positionnement des jauges relativement au domaine de validité du modèle asymptotique décrivant le champ de déformation en pointe de fissure . . . 59
III.1.1 Analyse de sensibilité du domaine de validité du modèle asymptotique décrivant le champ de déformation en pointe de fissure . . . 59
III.1.2 Estimation du coefficient k_{ns} à l'initiation de la rupture par une approche hybride numérique/expérimentale — Détermination expérimentale de K_{IC} sous sollicitation quasi-statique . . . 63
III.1.3 Estimation du coefficient k_{ns} à l'initiation de la rupture par une approche hybride numérique/expérimentale — Modélisation éléments finis . . . 65
III.1.4 Évaluation de la configuration proposée pour le positionnement des jauges de déformation . . . 68
III.2 Validation du modèle de jauge sélectionné relativement à l'influence des dimensions de la grille de mesure sur le signal en déformation . . . 70
III.2.1 Analyse expérimentale de la sensibilité du signal de déformation aux dimensions de la grille de mesure . . . 70
III.2.2 Analyse numérique de la sensibilité du signal de déformation aux dimensions de la grille de mesure . . . 73
III.3 Estimation de l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation de fissure et validation de l'hypothèse de vitesse constante . . . 75

III.3.1 Estimation de l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation de fissure par cinématographie rapide . . . 75
III.3.2 Estimation de l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation de fissure par jauges de déformation . . . 76
III.3.3 Validation expérimentale de l'hypothèse de vitesse de propagation constante nécessaire à la caractérisation de la ténacité dynamique . . . 78
III.4 Validation et extension du cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture 80
III.4.1 Validation des hypothèses de plasticité confinée et de déformation plane . 80
III.4.2 Prise en compte de la nature visco-élastique de la résine époxy Hexply®M21 81

IV Caractérisation expérimentale et modélisation des effets d'un impact dynamique sur l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 85
IV.1 Caractérisation expérimentale des effets d'un impact dynamique sur l'initiation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 . . . 87
IV.1.1 Commentaires sur la ténacité critique estimée par un essai normalisé quasi-statique . . . 87
IV.1.2 Configuration expérimentale utilisée pour caractériser l'influence d'un impact dynamique sur l'initiation de fissure . . . 87
IV.1.3 Estimation de la ténacité d'initiation par une analyse de l'effort critique mesuré sur des essais dynamiques de flexion 3-points . . . 88
IV.1.4 Estimation de la ténacité d'initiation par une analyse du déplacement critique mesuré sur des essais dynamiques de flexion 3-points . . . 92
IV.2 Caractérisation des effets d'un impact dynamique sur la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 . . . 94
IV.2.1 Configuration expérimentale utilisée pour la caractérisation dynamique de la propagation de fissure . . . 94
IV.2.2 Mesure de la vitesse de propagation de fissure par cinématographie rapide 96
IV.2.3 Mesure de la déformation asymptotique au cours de la propagation de fissure . . . 98
IV.2.4 Estimation de la ténacité dynamique au cours de la propagation de fissure 100
IV.3 Observation des mécanismes responsables de la ténacité dynamique de la résine époxy Hexply®M21 . . . 105
IV.3.1 Analyse des différents faciès de rupture au microscope . . . 105
IV.4 Définition et identification d'une loi cohésive incluant une dépendance à la vitesse pour décrire l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 . . . 109
IV.4.1 Définition d'une loi cohésive incluant une dépendance à la vitesse . . . 109
IV.4.2 Identification de la loi cohésive pour la résine époxy M21 . . . 111

Conclusion 115

A Généralités sur la mécanique élastique linéaire de la rupture 119
A.1 Mécanique élastique linéaire de la rupture dans le domaine de la quasi-statique . 119
A.1.1 Comment définir une fissure ? . . . 119

A.1.2 Théorie énergétique de Griffith 119
A.1.3 Facteur d'intensité de contrainte 120
A.1.4 Équivalence des théories de Griffith et Irwin 121
A.2 Mécanique élastique linéaire de la rupture dans le domaine de la dynamique . . 121
A.2.1 Champs mécaniques asymptotiques en dynamique 121
A.2.2 Extension de la formule d'Irwin à la dynamique 122

B Caractérisation quasi-statique du comportement mécanique de la résine époxy Hexply®M21 **123**

Bibliographie **123**

Notations principales

Matériau

c_1	Vitesse des ondes de dilatation dans le matériau
c_2	Vitesse des ondes de cisaillement dans le matériau
c_R	Vitesse des ondes de Rayleigh dans le matériau
E	Module de Young
μ	Module de cisaillement
ν	Coefficient de Poisson
ρ	Masse volumique

Mécanique de la rupture

a	Longueur de la fissure
$\dot{a}$	Vitesse de propagation de fissure
$A_0.f_0/2\mu$	Partie singulière de la déformation asymptotique
$A_1.f_1/2\mu$	Partie non-singulière de la déformation asymptotique
F_C	Effort critique imposé au moment de l'initiation de la rupture
G_{IC}	Taux de restitution d'énergie critique en mode I
G_{ID}	Taux de restitution d'énergie dynamique en mode I
K_{IC}	Facteur d'intensité de contrainte critique en mode I
K_{ID}	Facteur d'intensité de contrainte dynamique en mode I
k_{ns}	Coefficient égal au rapport de A_1 sur A_0
t^p	Temps correspondant à la mesure de la déformation asymptotique maximale
$\dot{U}$	Vitesse de sollicitation
U_C	Déplacement critique imposé au moment de l'initiation de la rupture
δ_c	Ouverture critique
Δt_c	Temps caractéristique du pic de déformation
ϵ_g	Déformation asymptotique mesurée par une jauge de déformation
ϵ_g^p	Déformation asymptotique maximale enregistrée par une jauge
σ_c	Contrainte critique

Géométrie de l'éprouvette

h	Épaisseur de l'éprouvette
l	Longueur de l'éprouvette
w	Largeur de l'éprouvette

Introduction

Les matériaux composites à matrice organique sont largement utilisés dans l'industrie aéronautique pour leur masse, généralement inférieure à celle des matériaux métalliques à rigidité équivalente. Ce gain de masse significatif est rendu possible grâce à la généralisation des matériaux composites à matrice organique, en particulier des composites associant des fibres de carbone à une résine époxy chargée en nodules thermoplastiques, dans la conception des appareils. Ainsi, ces matériaux ne se limitent pas aux pièces secondaires mais sont également employés dans la fabrication de pièces structurales telles que le fuselage ou les ailes qui déterminent la fiabilité mécanique de l'appareil et la sécurité des passagers. Or, ces éléments primaires sont endommagés par divers sollicitations dynamiques qui vont de la chute d'un outil pendant une opération de maintenance à l'impact d'un oiseau lors d'une phase de vol. C'est dans ce domaine que s'inscrit cette recherche. Plus précisément, il s'agit d'étudier l'endommagement par délaminage qui peut apparaître dans ces matériaux lorsqu'ils sont stratifiés et soumis à l'impact. Le processus de délaminage est une décohésion macroscopique localisée dans le milieu inter-laminaire, soit à l'interface entre deux plis adjacents d'un stratifié. Cette large décohésion compromet l'intégrité des structures composites légères et peut entrainer leur rupture catastrophique. D'où l'importance de prendre en considération les éventuelles phases d'initiation et de propagation du délaminage lors de l'étape de dimensionnement.

Des modèles de zones cohésives sont généralement utilisés pour simuler numériquement le délaminage provoqué par un impact sur plaque composite stratifiée. Ces modèles s'appuient sur une loi cohésive de traction/séparation qui traduit l'avancée d'une fissure. En général, le délaminage induit par impact évolue selon une combinaison des modes I et II. Toutefois, cette étude se concentre sur le mode d'ouverture I. Dans ce cas, les paramètres caractéristiques d'une loi cohésive sont généralement la contrainte critique σ_c, l'ouverture critique δ_c ou le taux de restitution d'énergie critique G_{IC}. Ce dernier paramètre caractérise la ténacité de l'interface et quantifie l'énergie nécessaire pour initier et propager la fissure d'une unité d'aire selon le mode I. Les études de Borg et al. [17] ou de Geubelle et Baylor [39] démontrent la capacité des zones cohésives à prédire l'état d'avancement final du délaminage suite à un essai d'impact basse vitesse sur composite à matrice organique. Dans ces études, une valeur dynamique du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} ainsi qu'une valeur dynamique de la contrainte critique σ_c sont indirectement identifiées par comparaison avec l'expérience. Les modèles ainsi paramétrés permettent de reproduire une surface délaminée [17] ou des sites d'initiation du délaminage [39] en adéquation avec les observations expérimentales post-impact. Cependant, l'identification indirecte de paramètres satisfaisant une configuration d'essai particulière ne permet pas de disposer d'un modèle prédictif pour une vitesse d'impact quelconque. Dans ce contexte, Corigliano et al. [28] proposent d'intégrer une dépendance à la vitesse d'ouverture de fissure $\dot{\delta}$ dans

la loi cohésive initialement développée par Rose, Ferrante et Smith [86][87]. Malheureusement, aucune procédure expérimentale n'est proposée concernant l'identification de ce modèle. Un second point délicat concerne la forme des modèles définis par le couple de paramètres (G_{IC}, σ_c). En effet, Li et al. [69] rapportent que ces modèles à deux paramètres sont incapables de décrire l'initiation instable des fissures de faibles dimensions devant la longueur caractéristique de l'éprouvette. Un modèle cohésif multi-paramètres est alors proposé pour simuler la rupture catastrophique des polymères renforcés par fibres en supposant une initiation de la fissure dans la matrice ainsi que des phases de propagation contrôlées par la formation de ponts de fibres. Or, le délaminage des matériaux composites à matrice organique est initié, lors d'un impact, par la présence de micro-fissures dans la matrice [25] et engendre des ponts de fibres [103]. Par conséquent, la loi de traction/séparation utilisée se révèle être particulièrement adaptée à la simulation de la décohésion de ces matériaux [70][71][72]. Une adaptation de ce modèle aux chargements dynamiques est alors envisageable. En résumé, certains modèles de zones cohésives sont potentiellement capables de simuler le délaminage des composites de type carbone/époxy sous une sollicitation d'impact. Cependant, l'identification de ces modèles nécessite le développement de protocoles expérimentaux spécifiques.

Des protocoles expérimentaux sont alors proposés afin d'évaluer les effets de la dynamique sur le délaminage des stratifiés en mode I et introduire une dépendance à la vitesse dans les lois cohésives. En pratique, seul le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} est directement mesuré tandis que les paramètres (δ_c, σ_c) sont ajustés selon le cas à l'étude. Classiquement, le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} est identifié à l'initiation de la fissure par un essai *Double Cantilever Beam* réalisé en quasi-statique selon la norme ISO 15024 :2001(E) [53]. Par conséquent, les modèles de zones cohésives ainsi identifiés ne peuvent représenter les effets présumés de la dynamique sur l'évolution du délaminage. Cela se traduit par une incertitude sur la résistance dynamique des composites à matrice organique au processus de délaminage qui amène les industriels à sur-dimensionner les structures dans une recherche de fiabilité. Ces marges de sécurité pénalisent fortement les performances globales des appareils aéronautiques et limitent le gain de poids initialement visé. Par conséquent, certains auteurs recherchent à étendre l'essai *Double Cantilever Beam* aux sollicitations dynamiques [2][49][68][98]. Les travaux de Kusaka et al. [68] révèlent une chute de la ténacité d'initiation des stratifiés en carbone/époxy lors de la transition des sollicitations quasi-statiques vers les sollicitations dynamiques. Cependant, l'identification du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} reste problématique dans le domaine de la dynamique. Des résultats contradictoires sont d'ailleurs rapportés par Aliyu et Daniel [2] et les auteurs Smiley et Pipes [98] au-delà de 500 mm.min^{-1}. Ces limitations inhérentes à la dynamique contraignent aussi l'exploitation du montage *Double Cantilever Beam* développé par Hug [49] spécialement pour les sollicitations rapides. Les difficultés expérimentales importantes rencontrées lors de la caractérisation dynamique du délaminage sur éprouvettes composites stratifiées empêchent l'identification de lois cohésives nécessitant une valeur dynamique de la ténacité d'interface pour simuler le délaminage induit par un impact. En revanche, les modèles de zones cohésifs multi-paramètres sont théoriquement identifiés grâce à la caractérisation respective de chaque mécanisme pilotant l'initiation et la propagation du délaminage. Par conséquent, le développement des modèles physiques multi-paramètres n'est pas limité par les difficultés expérimentales évoquées précédemment. En contre partie, il est nécessaire d'isoler, de caractériser expérimentalement et de modéliser les principaux mécanismes contribuant à la

ténacité du stratifié. De manière générale, la ténacité inter-laminaire des matériaux composites à matrice organique dépend de l'interaction complexe entre la matrice et les fibres [108]. En effet, de nombreuses observations microscopiques montrent que le processus de délaminage implique principalement la rupture de la matrice [5][19][24][40][41][50][58][107], la décohésion de l'interface fibres/matrice [8][15][57] et la formation de ponts de fibres [35][101][108]. Parmi ces mécanismes dissipatifs, la rupture de la matrice contribue majoritairement à la ténacité inter-laminaire des matériaux composites en carbone/époxy. Cette tendance est même amplifiée pour des sollicitations rapides, qui renforcent l'adhésion entre les fibres et la matrice, favorisant ainsi la rupture cohésive dans la matrice [68][99][100]. Il est donc pertinent de considérer que la vitesse influence de façon similaire la rupture des stratifiés en carbone/époxy et la rupture des résines époxy, en particulier en terme de ténacité [37]. D'où l'intérêt de caractériser expérimentalement la rupture dynamique des résines époxy afin de modéliser leur contribution dans le délaminage des composites à matrice organique stratifiés.

Les résines époxy utilisées dans l'industrie aéronautique sont fortement réticulées, chargées en nodules thermoplastiques et possèdent un mode de rupture fragile. La rupture d'une telle association de polymères amorphes vitreux implique une compétition entre le processus de *crazing* et la formation de bandes de cisaillement plastiques [33]. Ces mécanismes de rupture visqueux [66], donc dépendant de la vitesse, affectent la valeur de la ténacité des résines époxy lorsque des conditions dynamiques existent. Cette dépendance est rapportée par Kanchanomai et al. [61] lors d'une étude sur l'initiation d'une fissure dans une éprouvette de résine époxy sollicitée par un essai de flexion 3-points dynamique adapté de la norme ISO 13586 :2000(F) [52]. Une baisse de la ténacité est observée durant la transition de la quasi-statique vers la dynamique. Toutefois, les vitesses de chargement testées ne dépassent pas 10^3 mm.min^{-1} et aucune information n'est disponible au cours de la propagation rapide de fissure. En effet, la rupture fragile de l'éprouvette entraîne un état de contrainte transitoire qui interdit l'identification instantanée du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID}, plus adapté que le paramètre G_{IC} pour caractériser la ténacité d'une fissure se propageant rapidement [36]. Par conséquent, l'étude de la rupture des résines époxy sous une sollicitation d'impact reste problématique.

Cette étude bibliographique, détaillée dans le chapitre I de ce mémoire, démontre l'intérêt de considérer les propriétés à rupture des résines époxy pour décrire le délaminage des composites à matrice organique de type carbone/époxy sous sollicitation d'impact. C'est ce qui justifie cette recherche. Elle consiste à **caractériser expérimentalement l'initiation et la propagation de fissure dans une résine époxy sous chargement dynamique**. L'enjeu étant de prendre en compte l'influence de la vitesse sur la rupture des résines époxy et d'intégrer cette dépendance dans une loi cohésive multi-paramètres dédiée à la simulation du délaminage des composites à matrice organique stratifiés sous une sollicitation d'impact.

Dans le chapitre II de ce mémoire, on commence par développer un protocole expérimental pour caractériser l'initiation et la propagation d'une fissure dans une éprouvette de résine époxy Hexply®M21 sous chargement dynamique. Pour cela, on définit une méthodologie concernant la fabrication d'éprouvettes épaisses et entaillées de résine époxy selon la géométrie *Single Edge Notched Beam*. Cette méthodologie vise à l'obtention d'éprouvettes épaisses ne comportant

aucun défaut lié à la présence de poches d'air introduites pendant l'empilement des films préimprégnés. Des micrographies sont d'ailleurs réalisées pour contrôler la qualité des éprouvettes destinées à la caractérisation de la rupture dynamique des résines époxy. Ces éprouvettes entaillées sont associées à un dispositif expérimental de flexion 3-points développé sur vérin hydraulique. Ce montage, prévu pour la dynamique, permettrait une ouverture de la fissure en mode I et des propagations rectilignes. La prédictibilité de la direction de propagation est une condition nécessaire à l'application de ce dispositif expérimental car l'instrumentation est positionnée proche du trajet présumé de fissure. Les signaux ainsi enregistrés sont représentatifs de l'état mécanique instantané de la fissure. Une procédure d'analyse de ces signaux est proposée pour l'expression des grandeurs physiques caractéristiques de l'initiation et de la propagation de fissure. Le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} est identifié par l'analyse du champ de déformation asymptotique capté par jauge de déformation au passage de la fissure. Cette analyse nécessite la connaissance de la vitesse de propagation $\dot{a}$ qui est mesurée par cinématographie rapide et par une technique impliquant une série de jauges de déformation. Ces mesures sont toutefois conditionnées par différentes hypothèses qui forment le cadre d'étude. C'est ce qui nous conduit à évaluer et valider ce protocole expérimental.

Le chapitre III décrit les étapes importantes d'un processus de validation du protocole expérimental développé précédemment. La première étape concerne la validation du positionnement des jauges relativement au domaine de validité du modèle asymptotique décrivant le champ de déformation en pointe de fissure. En effet, il existe une distance limite entre la jauge et la fissure au-delà de laquelle le champ de déformation ne peut être décrit avec le modèle sélectionné. Or, cette distance dépendrait fortement d'un paramètre non-singulier k_{ns}. Cette étape se traduit donc par une étude de sensibilité du modèle au paramètre k_{ns} et par une validation expérimentale. Le second point abordé s'intéresse à la validation du choix des jauges relativement à l'influence des dimensions de la grille de mesure sur le signal en déformation. L'analyse du signal en déformation s'appuie sur les temps caractéristiques et l'amplitude du pic de déformation idéalement capté en un point singulier. Les conditions expérimentales imposent en réalité une mesure moyennée sur une surface déterminée par la taille de grille. On veut donc vérifier que les dimensions des jauges de déformation choisies sont adaptées à l'identification du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID}. Avec le même objectif, on réalise une estimation de l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation de fissure $\dot{a}$ nécessaire au calcul de la ténacité dynamique. On souhaite également déterminer les conditions nécessaires au respect de l'hypothèse de vitesse constante, indispensable pour l'analyse des signaux en déformation. Enfin, on se focalise sur la validation des hypothèses relatives au cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture. Ceci implique la formation d'une plasticité confinée en pointe de fissure et un comportement de la résine élastique linéaire dans les zones considérées pour la mesure. Une fois le protocole expérimental validé, celui-ci est exploité pour l'étude de la résistance mécanique de la résine époxy Hexply®M21 à un impact dynamique.

Le chapitre IV aborde la caractérisation expérimentale et la modélisation des effets d'un impact dynamique sur l'initiation et la propagation d'une fissure dans la résine époxy Hexply®M21. D'abord, on traite l'influence présumée de la vitesse de sollicitation sur la ténacité à l'initiation de la rupture. En effet, la littérature rapporte une évolution de la ténacité d'initiation avec la vitesse de sollicitation pour de nombreux polymères amorphes dont les résines époxy. Par

conséquent, on compare les ténacités identifiées à l'initiation sur des essais de flexion sollicités en quasi-statique et sollicités en dynamique jusqu'à 1 m.s^{-1}. Si cette dépendance à la vitesse était avérée à l'initiation, il est raisonnable de penser que la vitesse de propagation influence aussi la ténacité dynamique de la résine au cours d'une propagation rapide pilotée par des mécanismes similaires. Par conséquent, les recherches s'orientent ensuite sur la caractérisation des effets d'un impact dynamique sur les grandeurs physiques caractéristiques de la propagation de fissure. Des essais sont réalisés à différentes vitesses pour la mise en évidence du lien possible existant entre la sollicitation et la propagation. Ces mêmes essais sont ensuite analysés pour vérifier si la vitesse de propagation possède une influence sur la valeur du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID}. Afin d'expliquer les éventuelles différences relevées dans la rupture des éprouvettes de résine, des micrographies sont réalisées sur les faciès de rupture. Une attention particulière est portée au développement de la plasticité, au rôle des nodules et à tout mécanisme de rupture responsable de la ténacité dynamique. Finalement, les données expérimentales sont exploitées pour définir et identifier une loi cohésive, incluant si nécessaire une dépendance à la vitesse, pour décrire l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21.

Chapitre I

Contexte de la recherche et état de l'art

Ce chapitre présente le contexte de la recherche ainsi qu'un état de l'art sur la caractérisation et la modélisation de la rupture dynamique du domaine inter-laminaire dans les matériaux composites à matrice organique stratifiés de type carbone/époxy. Pour commencer, ce chapitre expose les difficultés numériques et expérimentales rencontrées dans le développement de modèles de zones cohésives dédiés à la simulation du délaminage sous une sollicitation d'impact. Ensuite, l'étude bibliographique démontre l'intérêt de considérer la rupture d'une résine époxy dans la perspective d'identifier un modèle de zones cohésives multi-paramètres et dépendant de la vitesse pour répondre à cette problématique.

Sommaire

I.1 Problématique de l'impact sur les matériaux composites à matrice organique stratifiés 9

I.2 Modélisation par éléments cohésifs du délaminage des matériaux composites à matrice organique induit par une sollicitation dynamique de type impact 14

I.3 Caractérisation expérimentale du délaminage des matériaux composites à matrice organique en mode I 19

I.4 Caractérisation de la rupture dynamique des résines époxy renforcées par des nodules thermoplastiques 27

I.1 Problématique de l'impact sur les matériaux composites à matrice organique stratifiés

I.1.1 Présentation des matériaux composites à matrice organique stratifiés à l'étude

Un matériau composite est défini par Gay [38] comme un renfort résistant noyé dans une matrice dont la résistance mécanique est beaucoup plus faible. Généralement, le renfort est un arrangement de fibres apportant l'essentiel des propriétés mécaniques et la matrice assure la cohésion de l'ensemble. Cette association permet de constituer un nouveau matériau fortement hétérogène et anisotrope dont les propriétés mécaniques inédites dépassent celles des constituants utilisés séparément. L'amélioration recherchée par rapport aux matériaux classiques est le plus souvent un gain de masse à performances mécaniques équivalentes.

Les matériaux composites à matrice organique stratifiés motivant cette recherche sont composés de fibres longues de carbone plongées dans une matrice en résine époxy renforcée par des nodules thermoplastiques. Dans le domaine aéronautique, ces matériaux se généralisent dans la fabrication de pièces structurales pour leur faible coût de fabrication et leurs performances mécaniques élevées. Par exemple, la fabrication du prochain Airbus A350 XWB inclut plus de 50% de matériaux composites dont une grande partie de type carbone/époxy. Ces pièces sont réalisées par empilement de couches composant la stratification du composite ce qui offre une grande liberté de conception. Une conséquence importante de cette architecture stratifiée est l'apparition de zones inter-laminaires riches en résine époxy comme représenté dans la figure I.1. C'est dans cette région, par définition localisée entre deux plis adjacents, que se propage la rupture par délaminage.

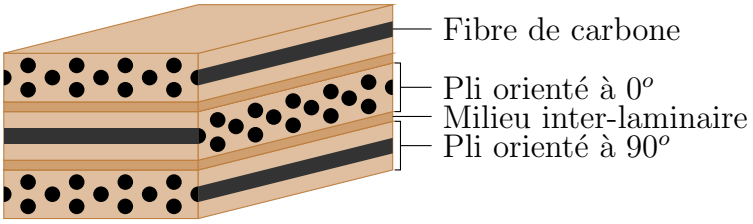


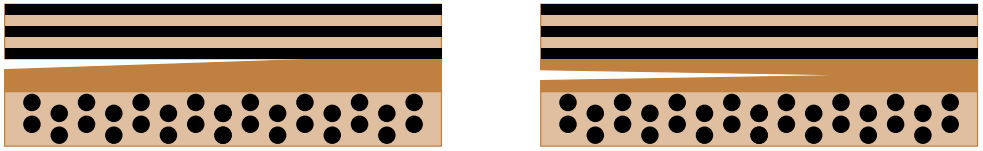
FIGURE I.1 – Exemple de stratification $90^o/0^o/90^o$

I.1.2 Délaminage des matériaux composites à matrice organique stratifiés

La nature hétérogène des matériaux composites stratifiés est la source de leur mode de dégradation complexe. De nombreux défauts sont effectivement créés pendant le processus de fabrication. Sous certaines sollicitations, ces défauts entraînent l'endommagement du matériau sous la forme de micro-fissuration matricielle et de décohésion locale à l'interface entre une fibre et la matrice. Avec un accroissement du chargement, l'endommagement évolue en une fissuration transverse qui se propage parallèlement à la direction des fibres. Dans ce cas de

rupture intra-laminaire, la fissure est présente dans toute l'épaisseur du pli jusqu'à atteindre le milieu inter-laminaire. La singularité de contrainte engendrée à l'interface entre deux plis adjacents initie le processus de délaminage [25][48][73].

Le délaminage est un processus de décohésion macroscopique qui peut entraîner la ruine d'une structure composite stratifiée. Ce mode de rupture implique une physique différente suivant le scénario suivi. Lorsque la fissure évolue à l'interface entre les fibres et la matrice comme illustré dans la figure I.2a, on parle de rupture adhésive. En revanche, le terme de rupture cohésive qualifie l'avancée du délaminage par propagation d'une fissure dans la matrice comme décrit dans la figure I.2b.



(a) Rupture adhésive à l'interface entre les fibres et la matrice.

(b) Rupture cohésive dans la matrice.

FIGURE I.2 – Rupture par délaminage dans le milieu inter-laminaire.

En général, le processus de délaminage alterne des phases de rupture cohésive et de rupture adhésive. Par conséquent, la résistance du composite stratifié au délaminage, plus couramment appelée ténacité, résulte de l'interaction complexe entre la matrice et les fibres [108]. Notamment, la force d'adhésion entre les fibres de carbone et la matrice en résine époxy est un paramètre déterminant pour l'initiation et la propagation du délaminage dans ces matériaux. En effet, une faible qualité d'adhésion entre le renfort fibreux et la matrice favorise la rupture adhésive. Bonhomme et al. [15] mettent en évidence ce type de décohésion par l'observation micrographique d'un faciès délaminé (figure I.3).

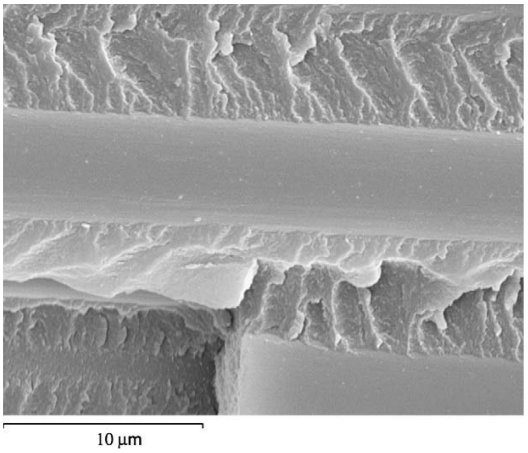
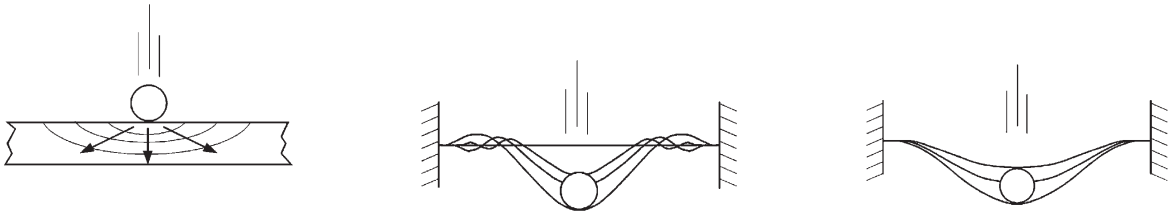


FIGURE I.3 – Faciès d'un délaminage à l'interface entre deux plis orientés à $0^o/0^o$, observé au microscope électronique à balayage [15].

Dans la figure I.3, l'apparence très lisse de la fibre indique que la fissure se propage à l'interface entre la fibre et la matrice. Éventuellement, cette rupture adhésive peut entraîner la formation de ponts de fibres [7] qui augmentent la ténacité du composite stratifié [41]. Effectivement, Bonhomme et al. [15] constatent l'existence de nombreux ponts de fibres sur cet empilement de plis orientés à 0^o et concluent que ce mécanisme est caractéristique de l'interface $0^o/0^o$ sollicitée en mode I (voir l'annexe A pour une description des modes d'ouverture). Par ailleurs, des zones riches en résine sont également observées entre les fibres sur la figure I.3. Johannesson et al. [57] supposent que le délaminage évolue d'abord à l'interface entre les fibres de carbone et la matrice en résine époxy avant de se propager dans la matrice. La rupture de la matrice contribue donc largement à la ténacité du composite stratifié. En particulier, l'existence d'une forte adhésion entre le renfort et la matrice favorise la rupture cohésive et limite la rupture adhésive. Par conséquent, les résines époxy du domaine aéronautique sont renforcées par des inclusions de nodules thermoplastiques qui améliorent la résistance du stratifié au délaminage lors d'un impact [5].

I.1.3 Spécificités de l'impact sur une structure en matériau composite à matrice organique stratifié

Dans le domaine aéronautique, les structures composites légères sont sollicitées par des impacts variés. La chute d'un outil lors d'une opération de maintenance ou le choc d'un oiseau sur le cockpit représentent les extrema des chargements dynamiques. Ces impacts sont classés en fonction de la masse et de la vitesse du projectile [14]. En effet, on observe une transition dans la réponse de la structure en évoluant de l'impact basse vitesse vers l'impact haute vitesse. La figure I.4 illustre l'influence du temps caractéristique de chargement sur la réponse d'une plaque stratifiée.

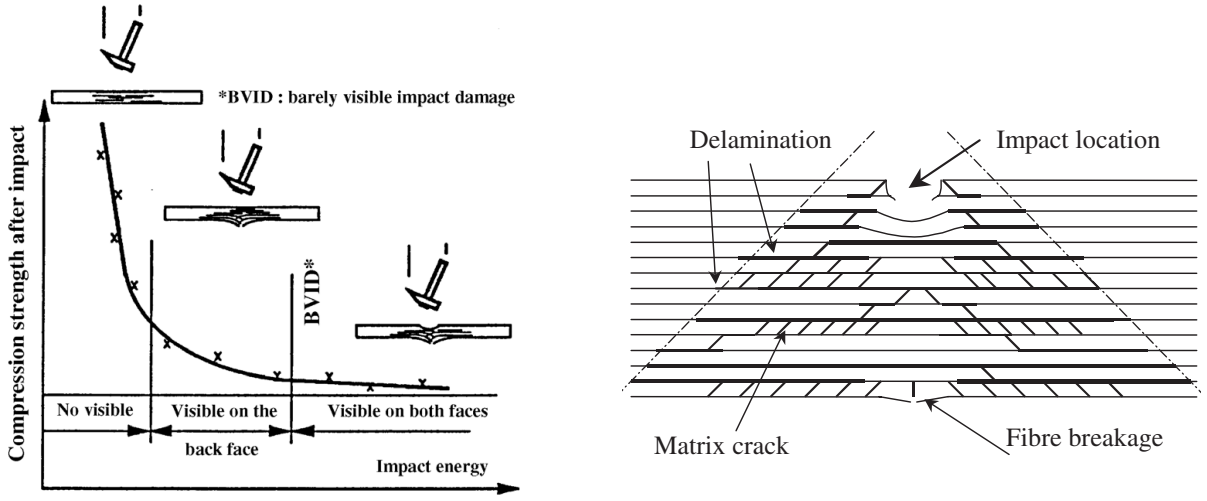


(a) Temps d'impact très court. (b) Temps d'impact court. (c) Temps d'impact long.

FIGURE I.4 – Réponse d'une plaque à un impact [77].

Lorsqu'une structure est impactée à basse vitesse, celle-ci se déforme pour absorber l'énergie du projectile. Sous ce régime, la structure est toujours à l'équilibre mécanique et l'endommagement est le résultat des déformations structurales. Une discontinuité de la rigidité en flexion d'un pli à l'autre, due par exemple à une orientation différente des fibres, provoque la fissuration transverse de la matrice selon un angle de 45^o [85]. Or, la rupture intra-laminaire est responsable de l'initiation du délaminage. On observe dans la figure I.5a que l'impact basse vitesse, même à faible énergie, engendre du délaminage au cœur de la structure sans défaut apparent sur les

faces visibles. Ce délaminage interne est invisible depuis l'extérieur de la structure mais réduit considérablement sa tenue résiduelle [76]. En augmentant l'énergie d'impact, l'endommagement inter-laminaire et intra-laminaire se répartit dans toute l'épaisseur de la plaque en prenant la forme d'un cône [81] représenté dans la figure I.5b.



(a) Influence de l'énergie d'impact.

(b) Répartition de l'endommagement.

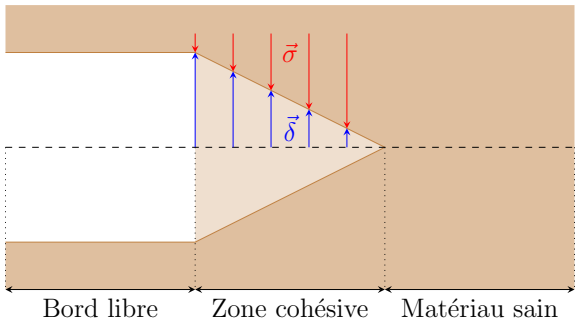
FIGURE I.5 – Caractéristiques d'un impact sur une plaque composite stratifiée [81].

Bland et Dear [14] observent que l'impact haute vitesse induit une zone délaminée plus importante que l'impact basse vitesse à énergie équivalente. Ils démontrent ainsi qu'il existe un autre mécanisme que la flexion structurale capable d'engendrer du délaminage. En effet, lors d'un impact haute vitesse les effets dynamiques dominent dans les premiers instants après le choc. La phase transitoire qui précède l'équilibre mécanique de la structure n'est plus négligeable car l'endommagement peut évoluer lors de celle-ci. Une sollicitation rapide génère une onde de compression dont l'intensité et la longueur dépendent des caractéristiques de l'impacteur. Cette onde de compression évolue dans l'épaisseur de la plaque et traverse les plis du stratifié qui sont perçus comme des ruptures d'impédance. A chaque passage d'une de ces ruptures d'impédance, l'onde se divise en une onde de compression transmise et une onde de traction réfléchie provoquant un risque d'ouverture à l'interface selon le mode I [18][25]. Dans ce cas, la propagation de l'onde de compression peut initier du délaminage à cœur sans flexion globale de la structure.

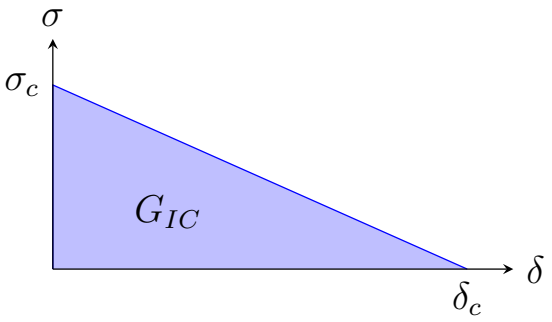
En résumé, il existe une grande variété d'impacts capables d'engendrer de multiples délaminages qui dégradent gravement la résistance des structures composites légères et peuvent entraîner leur rupture catastrophique. Il est donc primordial, en phase de dimensionnement, de simuler le délaminage dans le cas dynamique de l'impact grâce à des modèles numériques spécifiques. Généralement, le délaminage induit par un impact s'initie et se propage selon une combinaison des modes I et II. Toutefois, cette étude se concentre sur le mode I qui est moins traité dans la littérature.

I.1.4 Modèles utilisés pour la simulation du délaminage

Pour simuler le délaminage, il existe des critères d'initiation en contrainte [47] ou en énergie [45], ainsi que des outils numériques pour modéliser la propagation d'une fissure tels que la méthode *Virtual Crack Closure Technique* [88]. Cependant, seuls les modèles de zones cohésives permettent de simuler l'initiation et la propagation du délaminage à l'interface des matériaux composites stratifiés, en présence de non-linéarités géométriques et matériaux [105]. Les modèles de zones cohésives correspondent à des éléments d'interface qui pilotent l'ouverture de la fissure selon une loi cohésive. Dans la littérature, les lois cohésives sont définies par une variable d'endommagement interne [3][4][27][93] ou par une loi de traction/séparation [17][23][39]. Dans le dernier cas, l'évolution de la contrainte cohésive σ dépend explicitement de l'ouverture de fissure δ. Les lois de traction/séparation trouvent leur origine dans la théorie de Barenblatt [6] qui suppose la présence de forces cohésives en pointe de fissure. Pour les matériaux homogènes idéalement fragiles, l'existence de forces cohésives est justifiée par l'interaction atomique qui lie la matière. En pratique, elles peuvent représenter n'importe quel effort pilotant la création des lèvres d'une fissure évoluant dans la matière ou à l'interface de matériaux différents. La prise en compte de forces cohésives assure en pointe de fissure le caractère fini de la contrainte cohésive σ et la croissance progressive de l'ouverture de fissure δ comme illustré sur la figure I.6a. Un exemple de loi cohésive de traction/séparation linéaire décrivant l'ouverture d'une fissure en mode I est représenté dans la figure I.6b.



(a) Forces cohésives en pointe de fissure.



(b) Exemple d'une loi cohésive de traction/séparation linéaire.

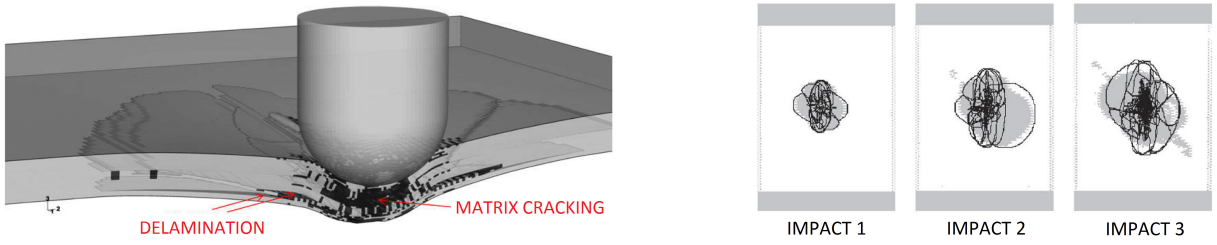
FIGURE I.6 – Description et fondement physique d'une loi cohésive.

Dans l'exemple de la figure I.6b, la loi cohésive est entièrement paramétrée par la contrainte critique σ_c et l'ouverture critique δ_c. L'aire sous la courbe $\frac{1}{2}\,\sigma_c\,\delta_c$ représente l'énergie surfacique nécessaire pour initier la fissure selon le mode I. Cette énergie est quantifiée par le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} et caractérise la ténacité d'initiation du matériau (voir annexe A sur la théorie de Griffith [45]). Pour une évolution quasi-statique du délaminage, on fait souvent l'hypothèse que le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} correspond aussi à l'énergie surfacique nécessaire à la propagation du délaminage. Le taux de restitution d'énergie critique est le seul paramètre de la loi cohésive qui soit directement identifiable expérimentalement. Les autres paramètres tels que le couple (σ_c, δ_c) servent de variables d'ajustement suivant le cas d'étude. Notamment, les modèles de zones cohésives sont largement utilisés pour simuler le délaminage induit par un impact sur une structure en matériau composite stratifié.

I.2 Modélisation par éléments cohésifs du délaminage des matériaux composites à matrice organique induit par une sollicitation dynamique de type impact

I.2.1 Modèles de zones cohésives bilinéaires sans effet de vitesse

De nombreuses études [16][17][34][39][74][96] démontrent la capacité des zones cohésives à prédire l'état d'avancement final du délaminage suite à un essai d'impact basse vitesse sur une plaque en matériau composite à matrice organique stratifié (figure I.7a). Lopes et al. [74], Shi et al. [96] ou Faggiani et Falzon [34] utilisent un modèle de zones cohésives bilinéaire paramétré avec un taux de restitution d'énergie critique G_{IC} identifié sur un essai normalisé quasi-statique. Les résultats de ces études montrent que la forme et l'aire de la surface délaminée sont correctement simulées pour une partie des interfaces (figure I.7b). Il est aussi mentionné que l'ajout d'éléments cohésifs aux interfaces améliore la réponse de la plaque en terme d'énergie absorbée et de force d'impact. Cependant, l'étude de Lopes et al. [74] conclut qu'une double dépendance à la vitesse de déformation et à l'orientation des fibres permettrait d'améliorer la précision du modèle éléments finis.



(a) Prise en compte du délaminage via des éléments cohésifs aux interfaces entre les plis [74].

(b) Comparaison des zones délaminées numériquement et expérimentalement selon l'énergie de l'impact (Impact 1 = 10 J, Impact 2 = 20 J, Impact 3 = 30 J) [74].

FIGURE I.7 – Simulation de l'endommagement induit par un impact basse vitesse [74].

Borg et al. [16][17] développent un modèle de zones cohésives bilinéaire avec une dépendance à l'orientation des fibres pour traiter le cas de l'impact basse vitesse sur une stratification multi-directionnelle. L'analyse des surfaces délaminées montre qu'il existe une valeur de la ténacité pour laquelle ce modèle de zones cohésives est capable de prévoir l'état final de la décohésion aux interfaces interlaminaires observée expérimentalement sur un essai d'impact. Geubelle et al. [39] simulent correctement les sites d'initiation du délaminage en utilisant une valeur dynamique de la ténacité 2.5 fois supérieure à la ténacité issue d'un essai normalisé quasi-statique. Dans ces études respectives, la ténacité indirectement identifiée est spécifique d'une configuration d'essai et d'une vitesse d'impact. Le modèle ainsi paramétré n'est donc pas à priori valable pour une vitesse d'impact différente. Par conséquent, ces modèles ne peuvent représenter les effets de la dynamique sur l'évolution du délaminage. Cela se traduit par l'incapacité des industriels à prévoir finement la résistance dynamique des matériaux composites à matrice organique

stratifiés sous une sollicitation d'impact. C'est pourquoi l'introduction d'une dépendance à la vitesse est envisagée.

I.2.2 Modèles de zones cohésives avec prise en compte d'une dépendance à la vitesse

L'introduction d'une dépendance à la vitesse dans les lois cohésives semble nécessaire pour améliorer la prédictibilité des modèles de zones cohésives dans la simulation dynamique du délaminage des composites à matrice organique stratifiés. Pourtant, on compte très peu d'études numériques proposant un modèle avec une telle dépendance. Parmi celles-ci, Corigliano et al. [28] justifient l'influence de la vitesse sur le processus de délaminage par le comportement souvent visqueux des matrices organiques. Ils proposent un modèle de zones cohésives intégrant une dépendance à la vitesse d'ouverture de fissure $\dot{\delta} = \frac{\partial \delta}{\partial t}$ dans la loi cohésive initialement développée par Rose, Ferrante et Smith [86][87]. Cette loi relie la contrainte cohésive σ à l'ouverture de fissure δ en mode I selon la relation (I.1),

$$\sigma = \sigma_c \, . \, \frac{\delta}{\bar{\bar{\delta}}} \, . \, \exp\left(1 - \frac{\delta}{\bar{\bar{\delta}}}\right) , \tag{I.1}$$

où σ_c est la contrainte de traction maximale transmise par l'interface, atteinte pour une ouverture caractéristique $\delta = \bar{\delta}$. Par ailleurs, la longueur caractéristique $\bar{\delta}$ dépend de la vitesse d'ouverture $\dot{\delta}$ selon l'équation (I.2),

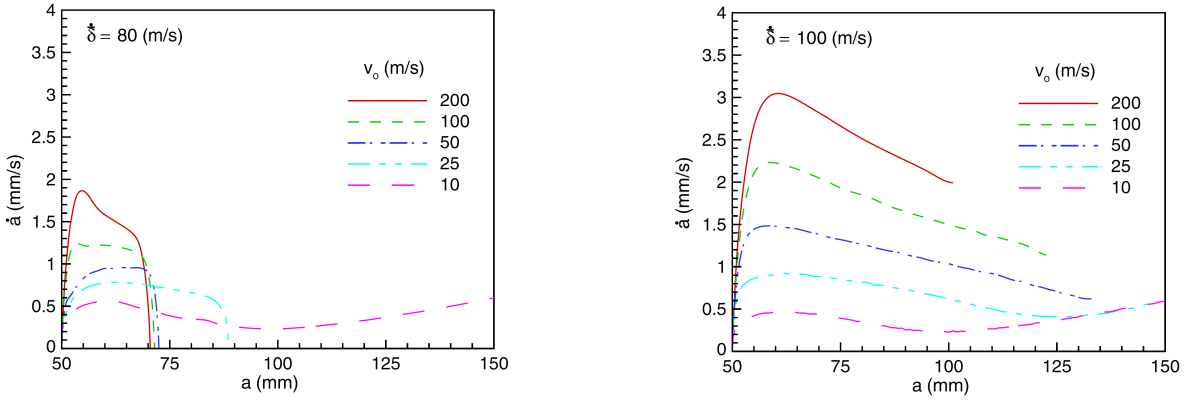
$$\frac{1}{\bar{\bar{\delta}}} = \frac{1}{\bar{\bar{\delta}}_\infty} + \left(\frac{1}{\bar{\bar{\delta}}_0} - \frac{1}{\bar{\bar{\delta}}_\infty}\right) . \exp\left(-\frac{|\dot{\delta}|}{\dot{\bar{\delta}}}\right) , \tag{I.2}$$

avec $\bar{\delta}_0$ et $\bar{\delta}_\infty$ sont les ouvertures caractéristiques correspondant aux cas respectifs $\dot{\delta} \to 0$ et $\dot{\delta} \to \infty$. Tandis que $\dot{\bar{\delta}}$ est le paramètre qui pilote la façon dont la vitesse d'ouverture $\dot{\delta}$ influence le processus de décohésion. Il en résulte que le taux de restitution d'énergie critique G_{IC}, fonction de la longueur caractéristique $\bar{\delta}$, dépend aussi de la vitesse d'ouverture comme décrit dans l'égalité (I.3),

$$G_{IC} = \int_0^\infty \sigma \, d\delta = \exp(1) \, \sigma_c \, \bar{\delta} \, . \tag{I.3}$$

Ce modèle est testé sur la simulation d'un essai dynamique de *peeling* qui correspond à la décohésion d'un pli d'épaisseur faible. Les résultats révèlent que l'introduction d'une dépendance à la vitesse dans la simulation du délaminage influence largement la réponse de la structure composite à matrice organique. En particulier, la ténacité et la vitesse de propagation dépendent à la fois de la vitesse d'ouverture des mors V_0 et de $\dot{\bar{\delta}}$ comme illustré dans les figures I.8a et I.8b.

Cependant, les résultats présentés se limitent à une étude paramétrique. Les paramètres matériaux utilisés sont arbitraires mais représentatifs d'un composite à matrice organique. En revanche, aucune procédure d'identification n'est proposée pour les paramètres pilotant l'influence de la vitesse. Un second point délicat concerne la forme du modèle de Rose, Ferrante



(a) $\dot{\bar{\delta}} = 80\,\mathrm{m.s^{-1}}$.

(b) $\dot{\bar{\delta}} = 100\,\mathrm{m.s^{-1}}$.

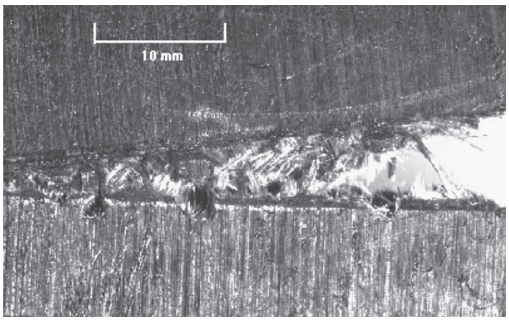
FIGURE I.8 – Effet de la vitesse d'ouverture des mors V_0 et du paramètre $\dot{\bar{\delta}}$ sur la simulation d'un essai dynamique de *peeling* avec un modèle de zones cohésives incluant une dépendance à la vitesse [28].

et Smith [86][87] entièrement définie par le couple de paramètres (G_{IC}, σ_c). Li et al. [70] rapportent que ces modèles à deux paramètres sont incapables de décrire l'initiation instable des fissures dont les dimensions sont faibles devant la longueur caractéristique de l'éprouvette. La solution proposée par Li et al. [70] vise au développement de modèles de zones cohésives multi-paramètres. Ces modèles sont intéressants pour simuler le délaminage des matériaux composites à matrice organique qui est initié par la présence de micro-fissures dans la matrice [25].

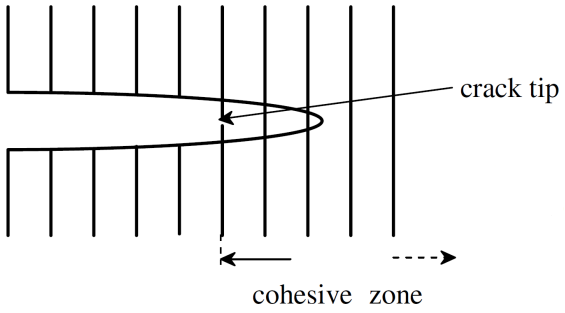
I.2.3 Modèles de zones cohésives multi-paramètres inspirés de la physique du délaminage

Li et al. [70] s'intéressent à modéliser la rupture des matériaux composites à matrice organique renforcés par des fibres. Plus particulièrement, il s'agit de modéliser l'initiation et la propagation d'une fissure dans un thermoplastique renforcé par des fibres de verre continues et orientées aléatoirement. La piste des modèles de zones cohésives bilinéaires classiques à deux paramètres est d'abord évaluée. Les auteurs constatent que ces modèles, paramétrés par le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} et la contrainte critique σ_c, sont capables de décrire la propagation d'une fissure dans l'éprouvette *Compact Tension* (figure I.9a). Par contre, ces modèles sont inadaptés pour simuler un essai de traction sur une éprouvette de faible section. En effet, la contrainte à rupture expérimentalement constatée sur l'essai de traction est 50% plus élevée que la contrainte critique σ_c identifiée sur la rupture de l'éprouvette *Compact Tension*. Ce paradoxe est résolu en supposant que la rupture de ces matériaux implique successivement la fissuration de la matrice et la formation de ponts de fibres (figure I.9b).

Ces différents processus contribuent à la ténacité du matériau. La fissure est supposée s'initier dans la matrice lorsque le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} est égal à $(1 - c_f)\, G_{IC}^m$,



(a) Micrographie de la propagation de fissure dans un polymère thermoplastique renforcé par des fibres de verre continues [70].



(b) Définition de la zone cohésive considérée pour la modélisation de la rupture d'un composite à renfort fibreux [70].

FIGURE I.9 – Description de la rupture d'un composite à matrice organique renforcé par des fibres [70].

où c_f est le taux de surface occupée par les fibres et G_{IC}^m est la ténacité de la matrice. En se propageant, des ponts de fibres se forment derrière le front de fissure. Ces fibres encore intactes contraignent l'ouverture de la fissure alors même que la matrice est rompue, augmentant ainsi la ténacité du composite à renfort fibreux. La ténacité relative à la formation des ponts de fibres est notée G_{IC}^f et s'additionne à la contribution de la résine dans la résistance globale du matériau à la fissuration. On peut donc exprimer le taux de restitution d'énergie critique par la relation (I.4),

$$G_{IC} = (1 - c_f)\, G_{IC}^m + G_{IC}^f \,. \tag{I.4}$$

À partir de ces considérations physiques, Li et al. [70] proposent une loi cohésive bilinéaire à trois paramètres définie dans la figure I.10.

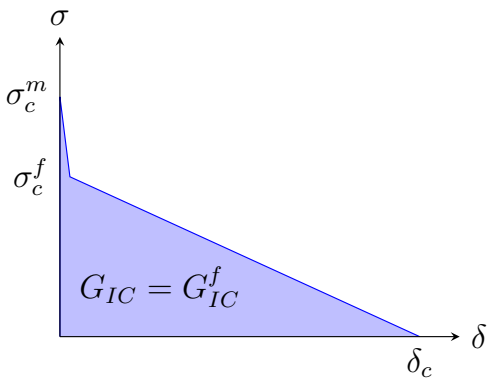
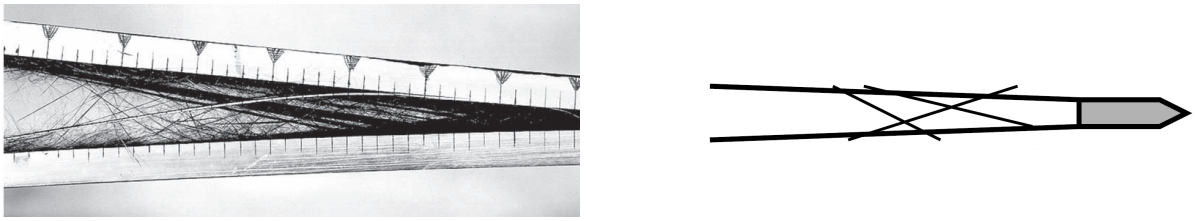


FIGURE I.10 – Loi cohésive bilinéaire à trois paramètres pour la rupture de polymères thermoplastiques renforcés par des fibres de verre continues et distribuées aléatoirement [70].

L'initiation de la fissure dans la matrice est contrôlée par la contrainte σ_c^m tandis que σ_c^f est la contrainte maximale transmissible par un pont de fibres. De plus, ils supposent que la formation

de ponts de fibres est le processus prépondérant dans la rupture de ces matériaux très riches en fibres. La propagation est donc complètement pilotée par la ténacité G_{IC}^{f}. Ce modèle de zones cohésives permet de simuler l'initiation des fissures de faibles dimensions et la propagation de fissure jusqu'à la rupture complète. Ce modèle est aussi adapté à la simulation de la décohésion des structures composites collées [69][71][72]. Ces modèles représentatifs de la physique de la rupture des matériaux composites renforcés par fibres sont évidemment intéressants pour simuler le délaminage, car ce processus est initié par la présence de micro-fissures dans la matrice [25] et génère des ponts de fibres en se propageant (figure I.11a et figure I.11b).



(a) Micrographie du délaminage d'un composite à matrice organique stratifié [104].

(b) Schéma du processus de délaminage dans un composite à matrice organique stratifié [103].

FIGURE I.11 – Description du délaminage d'un composite à matrice organique stratifié.

Les études de Airoldi et Dávila [1], Sun et Jin [103] et Tamuzs et al. [104] s'intéressent à l'adaptation et l'identification d'un modèle multi-paramètres pour le délaminage. Dans le cas du délaminage, la contribution de la résine ne peut plus être négligée car elle influence fortement la ténacité du stratifié [19]. Dans ce contexte, Airoldi et Dávila [1] proposent une méthode pour construire une loi cohésive trilinéaire à partir de deux lois cohésives bilinéaires (I.12). Un avantage de ces modèles multi-paramètres est la possibilité d'introduire une dépendance à la dynamique dans chacun des mécanismes pilotant le délaminage.

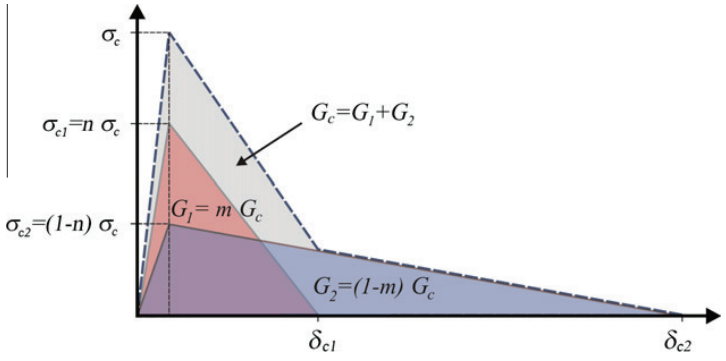


FIGURE I.12 – Construction d'une loi cohésive trilinéaire à partir de deux lois bilinéaires [1].

En conclusion, les modèles cohésifs sont adaptés à la simulation du délaminage des matériaux composites à matrice organique sous chargement dynamique. Cependant, l'identification de ces modèles nécessite le développement de protocoles expérimentaux pour la caractérisation dynamique du délaminage en terme de ténacité.

I.3 Caractérisation expérimentale du délaminage des matériaux composites à matrice organique en mode I

I.3.1 Identification du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} par l'essai normalisé *Double Cantilever Beam* dans le domaine quasi-statique

Le délaminage des matériaux composites stratifiés est classiquement caractérisé par un essai *Double Cantilever Beam* selon la norme ISO 15024 :2001(E) [53]. Cet essai quasi-statique permet la mesure du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} caractéristique de la ténacité d'initiation du composite stratifié selon le mode I. Le protocole expérimental consiste à fixer un bloc de chargement ou une charnière sur chaque substrat pour introduire un effort hors-plan jusqu'à initier le délaminage (figure I.13). Par ailleurs, une fissure initiale est créée par l'insertion d'un film anti-adhésif dans le stratifié avant cuisson.

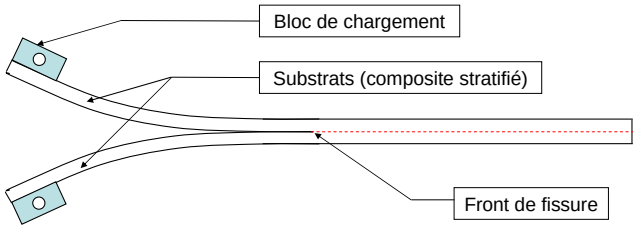


FIGURE I.13 – Schéma d'une éprouvette utilisée pour l'essai *Double Cantilever Beam*.

Les quantités mesurées durant l'essai sont l'effort de traction F, l'ouverture des substrats U et la longueur de fissure a. Plusieurs difficultés sont inhérentes à ces mesures. La longueur de la fissure est difficile à détecter car le front de fissure est très fin et pas toujours orthogonal à la direction de propagation. En outre, il n'est pas rare de relever une longueur différente suivant la face de l'éprouvette considérée. En particulier, ces quantités doivent être mesurées au moment de l'initiation du délaminage. Or, la détermination du chargement critique F_c correspondant à l'initiation de la fissure est délicate. Différentes approximations sont utilisées pour déterminer ce chargement critique et sont résumées dans la figure I.14. La méthode la plus simple propose de relever l'effort au moment de la détection visuelle de l'initiation de la fissure en bord d'éprouvette. Selon une autre méthode, l'initiation de la fissure peut aussi être caractérisée par la rupture de linéarité dans l'évolution du chargement. Enfin, la méthode du point maximal s'appuie sur la possibilité d'augmenter le chargement pendant un court moment malgré l'initiation de la fissure. Le chargement critique F_c correspond dans ce cas à l'intersection entre la droite de pente C_0 augmentée de 5% et la courbe $F(U)$. C_0 étant la complaisance initiale définie dans la figure I.14.

L'analyse de l'essai *Double Cantilever Beam* utilise la formule de complaisance (I.5) pour l'identification du taux de restitution d'énergie critique G_{IC},

$$G_{IC} = \frac{F_c^2}{2\,b} \cdot \frac{dC(a)}{da} \,. \tag{I.5}$$

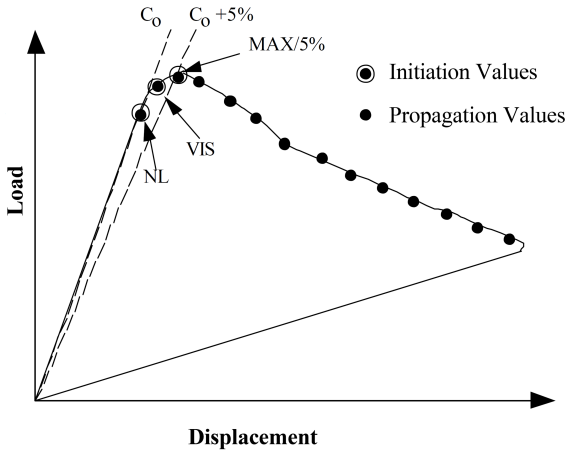


FIGURE I.14 – Méthodes d'identification du chargement critique F_c sur un essai *Double Cantilever Beam* [11]. (NL) exploite la rupture de la linéarité du chargement, (VIS) détecte visuellement l'initiation de la fissure et (MAX/5%) est la méthode du point maximal.

La loi de comportement issue de la théorie des poutres minces permet d'exprimer la complaisance C en fonction de la longueur de fissure a, du module d'Young E_{11} dans la direction longitudinale et du moment quadratique I, selon la relation (I.6),

$$C(a) = \frac{a^2}{E_{11} I} = \frac{U}{F} \, . \tag{I.6}$$

La formule (I.5) est alors développée pour des substrats de largeur b,

$$G_{IC} = \frac{3}{2} \cdot \frac{F_c \, U_c}{b \, a} \, . \tag{I.7}$$

L'expression du taux de restitution d'énergie (I.7) suppose que la théorie des poutres minces soit applicable. Pourtant, les hypothèses des petites perturbations et des faibles déplacements, nécessaires à la théorie des poutres minces, sont largement dépassées à partir d'une certaine ouverture de fissure. De même, l'utilisation de blocs de chargement implique des divergences avec ce cadre théorique. Ainsi, la norme préconise le recours à une théorie des poutres corrigée par l'ajout de coefficients correctifs (F_{ld}, N, Δ) comme précisé par l'égalité (I.8),

$$G_{IC} = \frac{3 \, F_c \, U_c}{2b(a + |\Delta|)} \cdot \frac{F_{ld}}{N} \, , \tag{I.8}$$

où F_{ld} corrige l'effet des grands déplacements, N corrige l'erreur induite par les blocs de chargement et Δ est une constante corrigeant les effets des rotations en pointe de fissure induites par la flexion des substrats. Si les termes correctifs permettent de tenir compte des imperfections de l'essai, ils occultent la physique du phénomène étudié et sont spécifiques d'une géométrie d'éprouvette ou d'un montage.

En conclusion, l'essai normalisé *Double Cantilever Beam* réalisé en quasi-statique pose des difficultés expérimentales telles que la détection du front de fissure ou l'identification de l'effort

critique à l'initiation du délaminage. Cet essai pose aussi des difficultés dans le respect des hypothèses inhérentes à la théorie des poutres minces, imposant le recours à une théorie corrigée qui nécessite l'identification de paramètres supplémentaires. Toutes ces difficultés relatives à la mesure du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} en quasi-statique amènent une réflexion sur la possibilité de mesurer la ténacité d'un matériau composite par un essai *Double Cantilever Beam* en dynamique. Des extensions de ce protocole expérimental sont pourtant proposées afin d'évaluer les effets de la dynamique sur le délaminage des composites à matrice organique stratifiés en mode I.

I.3.2 Extension de l'essai normalisé *Double Cantilever Beam* à des sollicitations dynamiques

De nombreuses études expérimentales portent sur les propriétés cohésives des matériaux composites à matrice organique sous sollicitation dynamique. L'adaptation de l'essai *Double Cantilever Beam* est une piste privilégiée par de nombreux auteurs pour traiter du délaminage en dynamique. C'est ainsi que Kusaka et al. [68] étudient l'influence de la vitesse de sollicitation sur le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} d'éprouvettes composites stratifiées de type carbone/époxy. Ces travaux mettent en évidence une variation de la ténacité pour des vitesses de sollicitation allant de 0.05 à 5 mm.min^{-1} (figure I.15). Toutefois, des contradictions apparaissent entre les différents travaux au-delà de la dynamique basse vitesse. Pour un stratifié en carbone/époxy (AS4/3501-6), Smiley et Pipes [98] mesurent une forte dégradation du taux de restitution d'énergie critique pour des vitesses de sollicitation supérieures à 500 mm.min^{-1}. Inversement, Aliyu et Daniel [2] constatent une légère augmentation de la ténacité de ce matériau pour les mêmes vitesses.

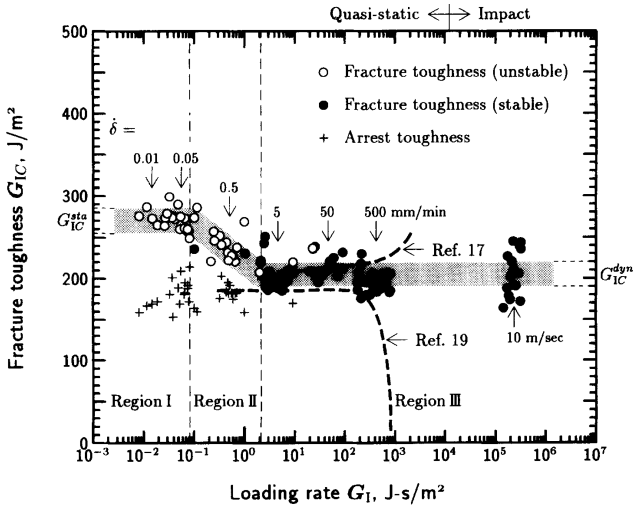


FIGURE I.15 – Dépendance du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} à la vitesse de sollicitation [68]. Région I → Domaine de la quasi-statique ; Région II → Transition de la quasi-statique vers la dynamique ; Région III → Domaine de la dynamique.

Ces résultats contradictoires peuvent s'expliquer par les difficultés expérimentales rencontrées dans la conduite d'essais dynamiques et leur analyse. Ces difficultés sont aussi éprouvées et rapportées par Blackman et al. [12][13] lors d'essais *Double Cantilever Beam* réalisés sous la sollicitation rapide d'un vérin hydraulique jusqu'à 15 m.s^{-1}. À cette vitesse, les effets dynamiques rendent les mesures expérimentales difficilement exploitables. En outre, des ondes de flexion générées lors de la mise en vitesse se propagent dans les substrats et font osciller violemment l'effort mesuré par une cellule piezoélectrique. Ces oscillations induisent une incertitude qui se traduit par une erreur de +-25% sur la mesure du chargement. Par ailleurs, la fissure évolue de manière très instable ce qui rend délicate l'identification d'une position de fissure et à fortiori une vitesse de propagation. L'ensemble de ces difficultés aboutissent à des différences notables dans les valeurs du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} suivant l'interprétation des signaux mesurés. Par conséquent, Hug [49] revisite le montage de l'essai *Double Cantilever Beam* afin d'atténuer les vibrations au début du chargement dynamique. Ce montage présenté dans la figure I.16 permet un chargement symétrique et rapidement stabilisé durant la mise en vitesse. Malheureusement, son inertie limite la validité de l'étude à des vitesses d'ouverture inférieures à 2 m.s^{-1}.

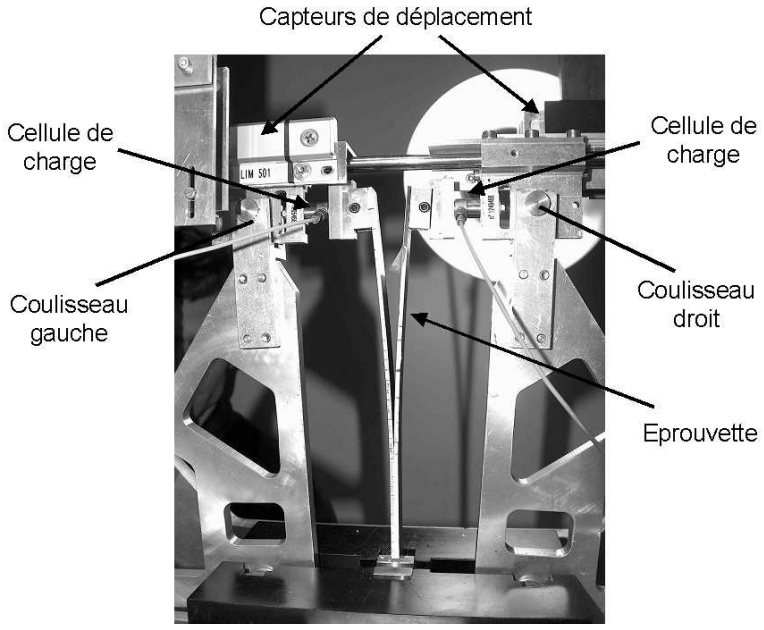


FIGURE I.16 – Montage spécialement développé pour adapter l'essai *Double Cantilever Beam* aux sollicitations dynamiques [49].

Au regard des difficultés évoquées, l'essai *Double Cantilever Beam* semble inadapté à la caractérisation du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} pour des sollicitations représentatives d'un impact haute vitesse. Toutefois, la littérature propose d'autres essais pour traiter du délaminage dynamique en mode I. Notamment, des protocoles expérimentaux sont développés sur les barres d'Hopkinson.

I.3.3 Autres essais de caractérisation du délaminage en mode I sous sollicitations dynamiques

Les vérins hydrauliques permettent d'imposer des sollicitations quasi-statiques et dynamiques. Cependant, certaines études dynamiques de caractérisation du délaminage privilégient l'utilisation des barres d'Hopkinson. Ce dispositif expérimental décrit dans la figure I.17 consiste à générer une onde de compression par un impact sur une barre d'entrée. L'onde de compression, dont les caractéristiques dépendent de l'impacteur, se propage ensuite dans l'éprouvette avant d'être transmise à une barre de sortie. Ce moyen est apprécié pour la simplicité de la théorie des ondes utilisée dans l'exploitation des signaux enregistrés par les jauges de déformation. Respectivement placées sur la barre d'entrée et la barre de sortie, ces deux jauges permettent de connaître l'historique des déplacements et des efforts s'appliquant sur les bords en contact de l'éprouvette grâce à un recalage temporel et spatial.

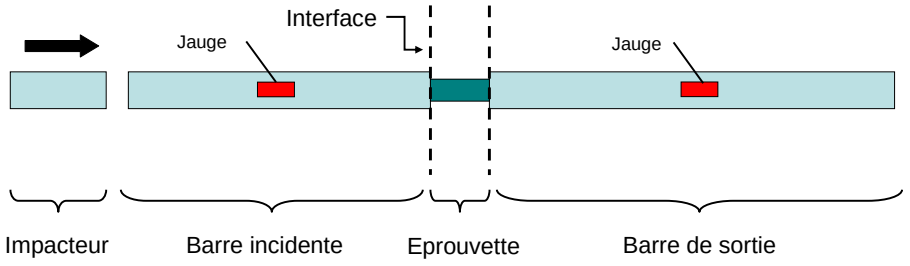
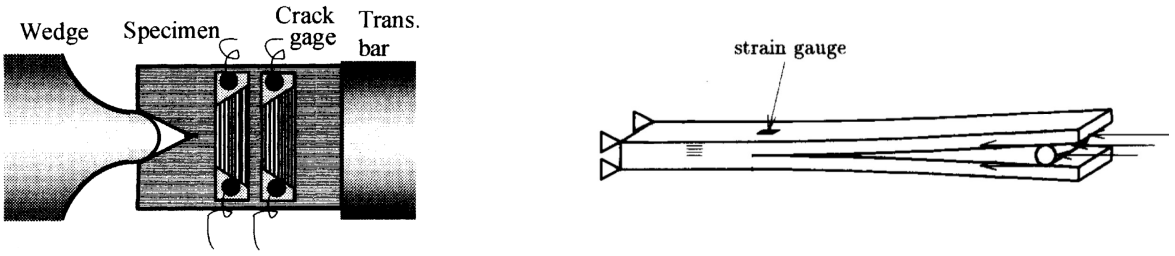


FIGURE I.17 – Schéma d'un essai de compression aux barres d'Hopkinson.

Les barres d'Hopkinson sont le moyen d'essai choisi par Sun et Han [102] qui se proposent de caractériser la propagation rapide du délaminage d'un stratifié carbone/époxy par la méthode *Wedge Loaded Compact Tension*. Cette méthode consiste à ouvrir une éprouvette selon le mode I en l'impactant aux barres d'Hopkinson à l'aide d'un coin (figure I.18a). Dans le même esprit Kusaka et al. [68] utilisent la méthode *Wedge Insert Fracture* pour étudier l'influence de la vitesse de sollicitation sur l'initiation du délaminage. Celle-ci est similaire à la méthode utilisée par Sun et Han à la différence qu'un cylindre est placé entre les bras de l'éprouvette (figure I.18b). Le coin ne sollicite plus directement l'éprouvette mais impacte le cylindre qui avance vers le front de fissure. Ce montage permet d'améliorer une certaine incertitude sur la localisation des conditions limites. Ces recherches, utilisant des techniques de mesure sensiblement différentes, ne constatent pas de variation importante du taux de restitution d'énergie G_{IC} avec la vitesse de sollicitation ou la vitesse de propagation.

Ces études sont quelques exemples des possibilités offertes par les barres d'Hopkinson. Toutefois, on peut s'interroger sur la pertinence des résultats obtenus puisqu'ils dépendent fortement de l'interprétation des signaux mesurés. En effet, un problème majeur dans la caractérisation du délaminage aux barres d'Hopkinson concerne les faibles efforts transmis dans l'éprouvette. En conséquence, l'onde incidente dans la barre d'entrée est presque entièrement réfléchie et le signal mesuré dans la barre de sortie est très faible. De plus, l'évolution instable de la fissure provoque la vibration de l'éprouvette qui se traduit par des oscillations dans le signal mesuré dans la barre de sortie. Les données expérimentales ne sont donc pas directement exploitables pour le calcul des contraintes et des déformations dans l'éprouvette. Pour remédier à ce problème,



(a) Méthode *Wedge Loaded Compact Tension* proposé par Sun et Han [102].

(b) Méthode *Wedge Insert Fracture* proposé par Kusaka et al. [68].

FIGURE I.18 – Initiation dynamique du délaminage aux barres d'Hopkinson via un coin.

Sun et Han [102] identifient indirectement la ténacité du stratifié par une simulation éléments finis pilotée par l'historique du chargement capté expérimentalement. La même approche est d'ailleurs adoptée par Verma et al. [106] ou Kumar et Kishore [67]. Cependant, les relations exploitées pour le dépouillement des essais sont fondées sur l'hypothèse que l'éprouvette soit à l'équilibre mécanique. Cette condition est rarement vérifiée au cours des propagations rapides ou instables du délaminage. Pour cette raison, Kusaka et al [68] préfèrent adoucir la montée en effort et tester des vitesses d'ouverture plus lentes.

En résumé, la littérature montre que la caractérisation du délaminage dans le domaine de la dynamique rapide est difficile et qu'il existe de nombreux résultats contradictoires suivant le matériau considéré ou la méthode employée. Pour des vitesses de sollicitation importantes, Guimard [46] explique que le temps de propagation des ondes dans l'éprouvette n'est plus négligeable devant les temps caractéristiques de la fissuration. Les efforts mesurés aux extrémités de l'éprouvette pendant la propagation de la fissure ne sont alors plus représentatifs de l'état de contrainte instantané. Ces difficultés expérimentales empêchent l'identification des modèles de zones cohésives nécessitant une valeur dynamique de la ténacité du stratifié pour simuler le délaminage sous un chargement dynamique de type impact.

I.3.4 Vers la caractérisation dynamique respective des mécanismes impliqués dans le processus de délaminage

Les modèles multi-paramètres offrent de nouvelles perspectives concernant la simulation du délaminage en dynamique. En effet, ces modèles physiques distinguent les mécanismes principaux pilotant le délaminage. Théoriquement, l'identification d'un tel modèle nécessite uniquement la caractérisation isolée de chaque mécanisme contribuant à la ténacité du stratifié. Par conséquent, le développement des modèles physiques multi-paramètres n'est pas limité par les difficultés expérimentales rencontrées lors de la caractérisation dynamique du délaminage sur éprouvette stratifiée. En contre partie, il est nécessaire d'isoler, de caractériser expérimentalement et de modéliser les principaux mécanismes pilotant l'initiation et la propagation du délaminage en dynamique.

Sous une sollicitation quasi-statique en mode I, le délaminage d'un stratifié carbone/époxy

implique un couplage entre la décohésion de l'interface fibre/matrice, la formation de ponts de fibres et la rupture de la matrice. La rupture adhésive entre les fibres et la matrice limite la déformation de la résine et donc l'énergie potentiellement dissipée. Toutefois, la rupture adhésive d'une interface $0^o/0^o$ favorise la formation de ponts de fibres [7] qui augmentent artificiellement la ténacité du composite stratifié, les fibres générant des efforts de traction supplémentaires entre les interfaces délaminantes [41]. En effet, la littérature [35][101][108] rapporte un taux de restitution d'énergie critique G_{IC} plus important en propagation qu'à l'initiation. Cette évolution s'explique par l'absence de pont de fibres à l'initiation du délaminage où la résine résiste seule à l'avancée de la fissure [35]. Les résultats présentés dans le graphique de la figure I.19 démontrent bien l'augmentation de la ténacité des composites stratifiés en carbone/époxy, de l'initiation à la propagation du délaminage.

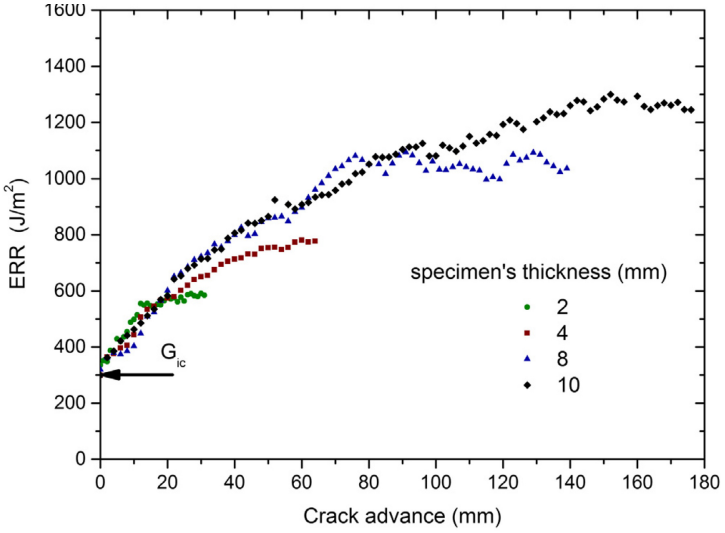


FIGURE I.19 – Taux de restitution d'énergie critique G_{IC} identifié de l'initiation à la propagation pour plusieurs épaisseurs d'éprouvettes *Double Cantilever Beam* en carbone/époxy [35].

Si la formation de ponts de fibres participe à la résistance au délaminage, la rupture de la résine est également très présente dans la région inter-laminaire [19]. En observant la morphologie du faciès délaminé d'un composite en carbone/époxy, Greenhalgh et al. [41] concluent que la rupture de la matrice contribue de façon majoritaire à la ténacité du composite stratifié selon le mode I. Par conséquent, de nombreux efforts sont réalisés pour améliorer la ténacité des résines époxy, notamment par l'ajout de nodules thermoplastiques [5]. Jordan et al. [58] constatent effectivement que l'augmentation de la ténacité de la matrice améliore la ténacité d'interface du stratifié. Cependant, ils notent aussi que ce taux d'amélioration plafonne pour des résines ductiles aux ténacités supérieures à 700 $J.m^{-2}$. La ténacité des résines époxy est une fonction croissante de l'allongement à rupture [58]. Or, la déformation de la matrice est contrainte par la présence de fibres rigides dans les plis adjacents [24]. Pour les résines époxy ductiles à forte ténacité, les déformations en pointe de fissure sont plus importantes dans les éprouvettes de résine pure que dans le milieu inter-laminaire [24]. Il existe donc un seuil au-delà duquel l'augmentation de la ténacité de la matrice par un allongement à rupture croissant ne bénéficie

plus au composite stratifié. En revanche, l'allongement à rupture des résines époxy fragiles est plus faible. Dans ce cas, l'épaisseur du milieu inter-laminaire est similaire à la zone déformée en pointe de fissure observée dans la résine pure [50]. La corrélation entre la ténacité d'une matrice époxy au comportement fragile et celle du stratifié est alors beaucoup plus évidente et même quasi-linéaire d'après Jordan et al. [58] (figure I.20) et Hunston et al. [50].

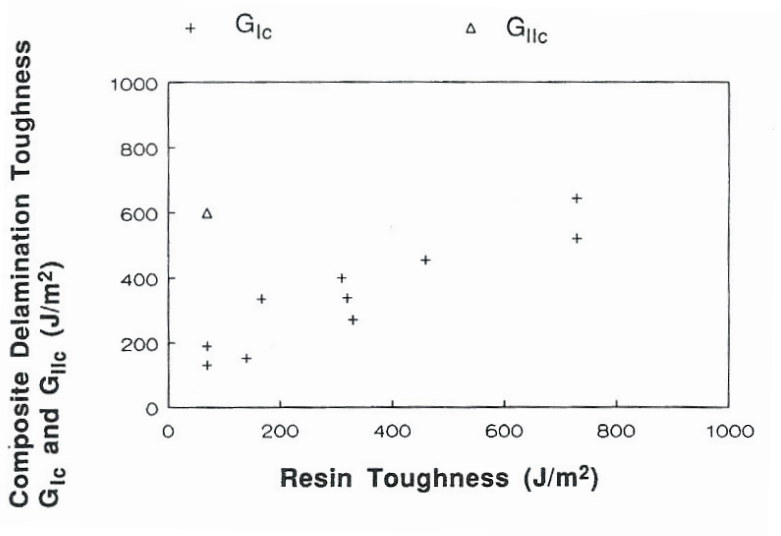


FIGURE I.20 – Taux de restitution d'énergie critique de la résine pure en fonction du taux de restitution d'énergie critique du stratifié pour différentes combinaisons de fibres et de résines époxy [58].

Sous une sollicitation rapide en mode I, des changements notables sont observés dans le processus de délaminage des composites à matrice organique stratifiés. Sohn et Hu [99][100] comparent le faciès délaminé d'un stratifié carbone/époxy sollicité en quasi-statique avec le faciès d'un même composite sous une sollicitation d'impact. Les observations réalisées au microscope électronique à balayage révèle une nette diminution du nombre de fibres rompues ou décollées. En outre, une fine pellicule de résine est présente sur les fibres (figure I.21).

Ils supposent que l'adhésion de l'interface fibre/matrice se renforce pour des sollicitations rapides, favorisant une rupture cohésive dans la matrice. Dans ce cas de chargement dynamique, la rupture de la matrice devient l'unique contribution à la ténacité du stratifié. Par ailleurs, l'étude de Friedrich et al. [37] sur un composite à matrice thermoplastique conclut que l'influence de la vitesse sur la ténacité du stratifié est identique à l'influence de la vitesse sur la ténacité de la matrice. Il est donc raisonnable de penser que la rupture visqueuse des résines époxy, fortement chargées en nodules thermoplastiques, peut expliquer l'influence de la vitesse sur la ténacité d'interface des composites carbone/époxy. D'où l'importance de comprendre et caractériser la rupture dynamique des résines époxy, afin de modéliser leur contribution dans le délaminage des composites à matrice organique.

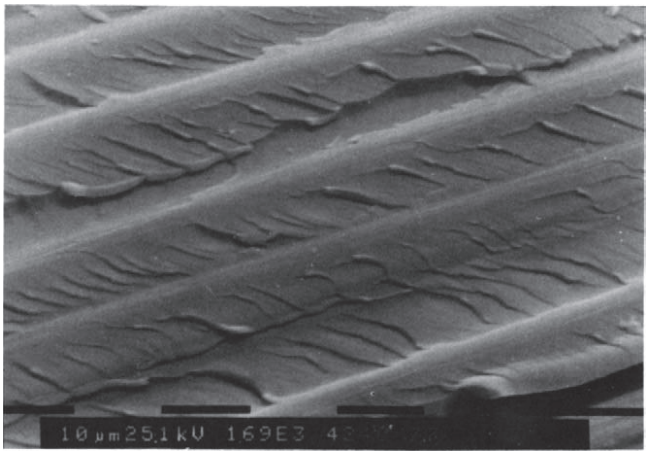


FIGURE I.21 – Faciès du délaminage d'un stratifié carbone/époxy sous une sollicitation rapide de type impact, observé au microscope électronique à balayage [99].

I.4 Caractérisation de la rupture dynamique des résines époxy renforcées par des nodules thermoplastiques

I.4.1 Mécanismes visqueux pilotant la rupture des résines époxy renforcées par des nodules thermoplastiques

Les résines époxy considérées dans cette recherche sont des polymères thermodurcissables fortement réticulés, renforcés par l'apport de nodules thermoplastiques. Ces inclusions améliorent la ténacité de la résine sans dégrader ses propriétés mécaniques. Par conséquent, les résines époxy à l'étude sont une association de différents polymères amorphes au comportement fragile appelés aussi polymères vitreux. Or, la rupture de ces matériaux implique une compétition entre le processus de *crazing* et la formation de bandes de cisaillement [33].

Les polymères amorphes sont caractérisés par leurs longues chaînes moléculaires enchevêtrées les unes dans les autres. Cette organisation spécifique de la matière est à l'origine de la création de fibrilles qui s'opposent à la propagation de la fissure. La formation et la rupture de ces fibrilles impliquent de nombreux mécanismes visqueux qui sont communément désignés par le terme de *crazing* et résumés brièvement par Bjerke et Lambros [10] dans la figure I.22. La première étape du processus, observée par Kawabe et al. [62], consiste en l'alignement des chaînes moléculaires dans une zone restreinte située devant le front de fissure. Ainsi orientées dans la direction transverse au plan de fissure, ces chaînes se regroupent en fibrilles séparées par des poches de vide [65]. Ces cavités sont associées à de l'endommagement qui se développe à l'avancée de la fissure. Les fibrilles sont alors similaires à des ponts extensibles reliant deux couches qualifiées d'actives pour la forte énergie cinétique qui les anime [10]. Lorsque la déformation limite est atteinte, la scission des chaînes moléculaires provoque la rupture des fibrilles et permet à la fissure de se propager.

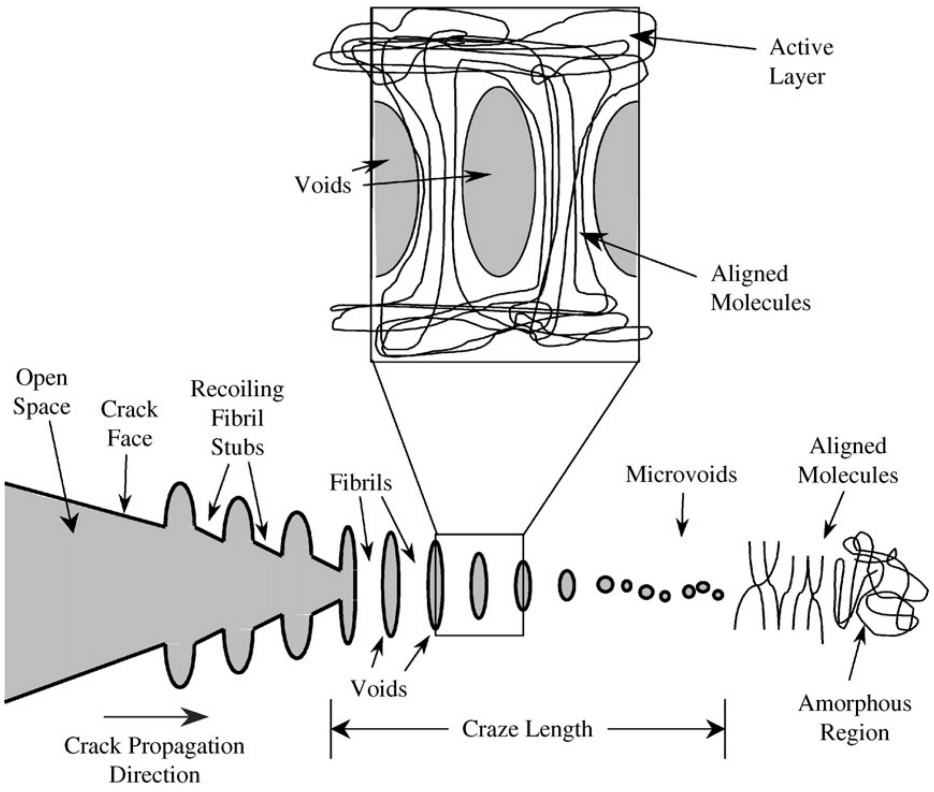
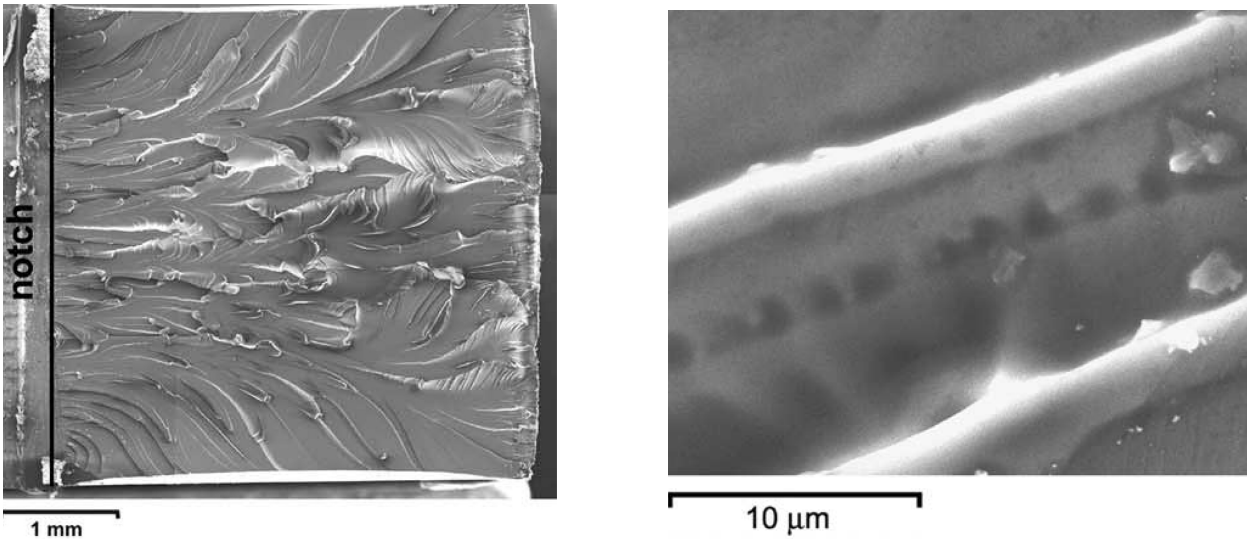


FIGURE I.22 – Description du phénomène de *crazing* selon Bjerke et Lambros [10].



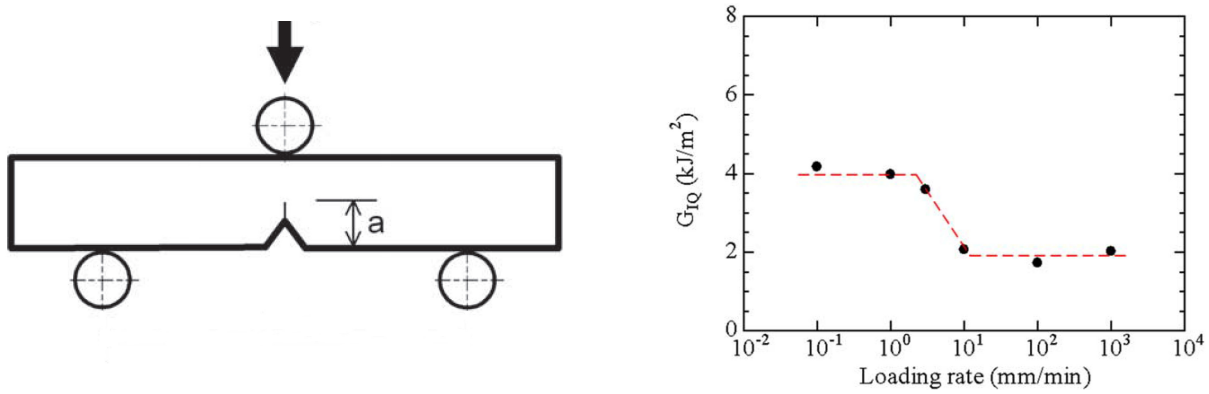
(a) (b)

FIGURE I.23 – Observations d'un faciès de rupture d'une résine époxy non chargée à différentes échelles [61].

La rupture par *crazing* est une importante source de ténacité pour les nodules thermoplastiques [60]. Cependant, ce processus est modérément présent dans les thermodurcissables fortement réticulés qui développent principalement un endommagement par bandes de cisaillement [66]. Les analyses microscopiques du faciès de rupture d'une résine époxy sans nodule thermoplastique montrent clairement la formation de nombreuses bandes de cisaillement (figure I.23a). Ces observations révèlent également la présence du phénomène de *crazing* mais à une échelle plus petite (figure I.23b). La rupture par *crazing* et la formation de bandes de cisaillement sont des mécanismes viscoplastiques qui dépendent de la vitesse et pilotent la ténacité des résines époxy sous chargement dynamique [66]. La caractérisation expérimentale de la rupture dynamique des résines époxy devrait logiquement révéler une évolution de la ténacité avec la vitesse.

I.4.2 Caractérisation de la rupture dynamique des résines époxy

Aucune publication n'a été identifiée dans la littérature concernant la ténacité dynamique des résines époxy aéronautiques chargées en nodules thermoplastiques. Cependant, des études expérimentales portent sur la rupture dynamique des résines époxy pures [61] ou renforcées par des particules de caoutchouc [32]. Kanchanomai et al. [61] examinent l'influence de la vitesse de sollicitation sur la ténacité d'une résine époxy non chargée en nodules thermoplastiques par un montage de flexion 3-points inspiré de la norme ISO 13586 :2000(F) [52] (figure I.24a). Ce montage adapté sur un vérin hydraulique permet une ouverture de fissure selon le mode I pour des vitesses de chargement entre 10^{-1} mm.min^{-1} et 10^{3} mm.min^{-1}. Cette étude relève une diminution du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} avec la vitesse de sollicitation (figure I.24b). Cette baisse de la ténacité est cohérente avec l'examen des faciès fissurés. En effet, ces observations démontrent l'évolution d'une rupture ductile à basse vitesse vers un comportement fragile en dynamique.



(a) Montage de flexion 3-points utilisé pour caractériser la ténacité d'une résine époxy [61].

(b) Évolution de la ténacité d'une résine époxy en fonction de la vitesse de sollicitation [61].

FIGURE I.24 – Caractérisation dynamique de la ténacité critique d'une résine époxy pure [61].

Des conclusions différentes sont tirées par Du et al. [32] concernant l'influence de la dynamique sur une résine époxy renforcée par des particules de caoutchouc. En réalisant des essais

Double Cantilever Beam, ils observent une forte augmentation de G_{IC} lorsque la fissure commence à se propager et concluent à une dépendance de la ténacité à la vitesse de propagation (figure I.25). Cependant, les vitesses de propagations mesurées par Du et al. ne dépassent pas 3 mm.s^{-1} du fait de la forte ductilité introduite par les particules de caoutchouc.

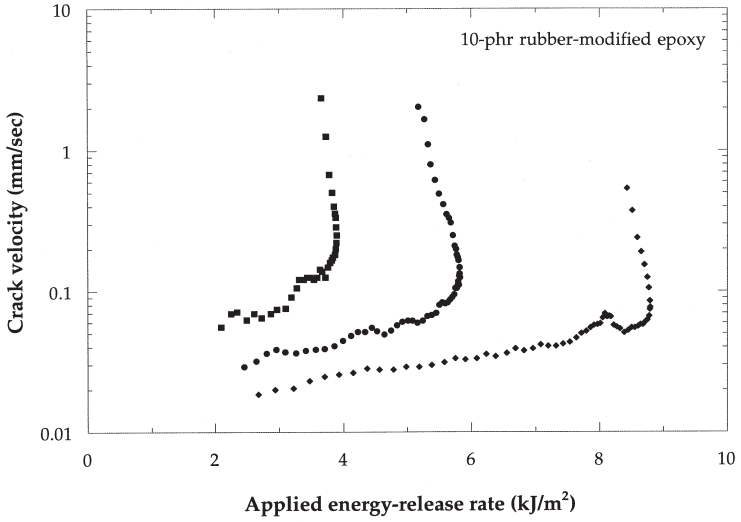


FIGURE I.25 – Évolution de la ténacité d'une résine époxy renforcée par des particules de caoutchouc en fonction de la vitesse de propagation de fissure [32].

En résumé, les mécanismes responsables de la rupture des résines époxy dépendent de la vitesse et des inclusions utilisées comme renfort. Toutefois, cette dépendance est mise en évidence pour des faibles vitesses de sollicitation et des faibles vitesses de propagation de fissure qui ne sont pas caractéristiques de l'impact. En outre, aucun résultat n'est disponible pour les résines époxy spécifiques du domaine aéronautique, généralement renforcées par des nodules thermoplastiques.

Bilan du chapitre I :

L'étude bibliographique a montré l'intérêt des modèles de zones cohésives multi-paramètres pour la simulation du délaminage en dynamique. Ces modèles physiquement fondés possèdent la particularité de distinguer la contribution des différents mécanismes de rupture. Or, la rupture de la matrice piloterait l'initiation et la propagation du délaminage des composites carbone/époxy sous des sollicitations rapides. En outre, des micrographies montrent que la rupture de ces résines dépend fortement de la vitesse. Malheureusement, il n'existe aucune caractérisation mécanique de la rupture des résines époxy aéronautiques chargées en nodules thermoplastiques dans le domaine de la dynamique rapide. Ce manque d'informations expérimentales empêche la modélisation de la contribution des résines époxy dans le processus de délaminage. C'est ce qui justifie cette étude. Elle consiste à caractériser expérimentalement l'initiation et la propagation de fissure dans une résine époxy spécifique des composites à matrice organique aéronautiques sous un chargement dynamique de type impact.

Par conséquent, le chapitre II s'intéresse à la définition d'un protocole expérimental pour caractériser l'initiation et la propagation de fissure dans une résine époxy sous chargement dynamique. Puis, ce protocole expérimental est validé dans le chapitre III par un ensemble d'études intermédiaires expérimentales et numériques qui visent à évaluer les conditions de l'essai. Finalement, le chapitre IV présente les effets de la dynamique sur la rupture de la résine époxy Hexply®M21.

Chapitre II

Développement d'un protocole expérimental pour caractériser l'initiation et la propagation de fissure dans une éprouvette de résine époxy Hexply®M21 sous chargement dynamique

Dans ce chapitre, on développe un protocole expérimental pour caractériser l'initiation et la propagation d'une fissure dans une éprouvette de résine époxy Hexply®M21 sous chargement dynamique. Une méthodologie est d'abord détaillée concernant la fabrication d'éprouvettes épaisses de résine époxy Hexply®M21 selon la géométrie Single Edge Notched Beam. Un dispositif expérimental de flexion 3-points est ensuite développé sur vérin hydraulique. Enfin, une procédure d'analyse est proposée pour identifier le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} et le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} caractéristiques de l'initiation, ainsi que le facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} et le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} caractéristiques de la propagation. Le principe du protocole développé dans ce chapitre a fait l'objet d'une publication [59].

Sommaire

II.1 Définition et fabrication d'éprouvettes épaisses de résine époxy Hexply®M21 selon la géométrie *Single Edge Notched Beam* . . . **35**

II.2 Définition d'un dispositif expérimental pour la caractérisation de la rupture dynamique d'éprouvettes *Single Edge Notched Beam* en flexion 3-points **41**

II.3 Définition d'une procédure d'analyse pour l'expression des grandeurs caractéristiques de l'initiation et de la propagation de fissure **49**

II.1 Définition et fabrication d'éprouvettes épaisses de résine époxy Hexply®M21 selon la géométrie *Single Edge Notched Beam*

II.1.1 Présentation du matériau Hexply®M21 à l'étude

Le matériau considéré est la résine époxy Hexply®M21 distribuée par Hexcel. Le choix de ce matériau est motivé par son utilisation courante pour la fabrication de structures composites dans l'industrie aéronautique. L'intérêt de cette résine époxy réside dans la présence de thermoplastiques qui augmentent sa résistance à l'impact. La thèse de Paris propose une analyse de la composition du système M21 [79]. La matrice thermodurcissable est un système époxy/amine, dont un agent réticulant qui représenterait entre 15% et 20% de la composition en masse. Cet agent souvent désigné par le terme de *durcisseur*, réagit durant la phase de polymérisation pour obtenir un état réticulé plus important. Parmi les thermoplastiques utilisés pour renforcer la résine M21, du polyethersulfone est dissout de façon homogène dans la matrice et des particules de polyamides sont ajoutées au mélange.

Un comportement mécanique linéaire élastique est supposé pour la résine M21 polymérisée. Cette hypothèse est justifiée par la rupture quasi-fragile des polymères amorphes vitreux. Cela implique également l'existence d'une plasticité confinée au voisinage de la pointe de fissure. Les propriétés mécaniques de la résine M21 après polymérisation sont résumées dans le tableau II.1.

TABLE II.1 – Propriétés matériaux de la résine époxy Hexply®M21 polymérisée.

E [MPa]	ν	ρ [kg.m^{-3}]	μ [MPa]	c_1 [m.s^{-1}]	c_2 [m.s^{-1}]
3145 [a]	0.35[a]	1335 [b]	1165	1944	934

a. Propriétés issues d'une campagne de caractérisation réalisée selon les normes NF EN ISO 527-1 :2012(F) [54] et NF EN ISO 527-2 :2012(F) [55] (Annexe B).
b. Données issues de la thèse de C. Paris [79].

Le module de Young E et le coefficient de poisson ν sont identifiés par une campagne de caractérisation réalisée selon les normes NF EN ISO 527-1 :2012(F) [54] et NF EN ISO 527-1 :2012(F) [55]. Ces essais quasi-statiques de traction sont présentés dans l'annexe B. La masse volumique ρ est une donnée issue de la thèse de Paris [79]. Les vitesses des ondes de dilatation c_1 et de cisaillement c_2 dans le matériau sont déduites des relations II.1 et II.2,

$$c_1 = \sqrt{\frac{E(1-nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)\rho}}\,, \tag{II.1}$$

$$c_2 = \sqrt{\frac{E}{2(1+\nu)\rho}}\,. \tag{II.2}$$

De même le module de cisaillement μ est déduit des propriétés matériaux précédentes,

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \, . \tag{II.3}$$

II.1.2 Définition d'une géométrie d'éprouvette type *Single Edge Notched Beam*

L'objectif de cette recherche est de caractériser l'influence d'un impact dynamique sur l'initiation et la propagation d'une fissure dans la résine époxy Hexply®M21. Par conséquent, on souhaite disposer d'un protocole s'appuyant sur un dispositif expérimental qui permette l'identification de la ténacité d'initiation et de propagation sous chargement quasi-statique ou dynamique. Ce dispositif expérimental permettrait d'éviter une éventuelle discontinuité des résultats occasionnée par un changement de géométrie d'éprouvette ou de moyen d'essai lors du passage des sollicitations lentes aux sollicitations rapides. La piste envisagée est l'adaptation et l'enrichissement d'un essai normalisé décrit dans la norme ISO 13586 :2000(F) [52]. Cette procédure de référence est utilisée pour déterminer la ténacité critique d'une fissure en mode I par un essai quasi-statique sur une éprouvette pré-fissurée en matériau plastique. Cela se traduit de façon équivalente par l'identification du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} et du facteur d'intensité des contraintes critique K_{IC} à partir des mesures globales de l'effort et du déplacement.

Conformément à la norme, la ténacité critique d'une fissure peut être déterminée au choix par un essai de traction sur éprouvette *Compact Tension* ou par un essai de flexion 3-points sur une éprouvette *Single Edge Notched Beam*. Pour des sollicitations lentes, ces essais imposent une ouverture de fissure selon le mode I. Cependant, l'application d'une traction uni-axiale sur l'éprouvette *Compact Tension* passe en général par la mise en mouvement d'un bras de l'éprouvette, l'autre bras étant fixe. En dynamique, ce chargement asymétrique peut causer une ouverture de fissure en mode mixte, l'équilibre mécanique n'étant pas établi dans les premiers instants de l'essai. Inversement, la rupture de l'éprouvette *Single Edge Notched Beam* sollicitée par un essai de flexion 3-points implique toujours une ouverture de fissure selon le mode I uniquement, indépendamment de la vitesse de chargement. Une géométrie d'éprouvette type *Single Edge Notched Beam* est alors sélectionnée pour les essais de caractérisation de l'initiation et de la propagation d'une fissure dans la résine époxy Hexply®M21 sous chargement quasi-statique et dynamique. Les dimensions retenues respectent la norme ISO 13586 :2000(F) [52] et sont détaillées dans la figure II.1.

L'épaisseur de l'éprouvette h recherchée est comprise entre 8 mm et 10 mm. Au delà, il existe un risque de dépassement de la température de consigne au cœur de l'éprouvette pendant la cuisson de la résine crue. En effet, la polymérisation des résines époxy est en générale une réaction exothermique. La norme recommande une largeur d'éprouvette w inclue entre $2h$ et $4h$ pour obtenir un état de déformation plane en pointe de fissure. On choisit une largeur d'éprouvette w égale à 20 mm. La longueur de l'éprouvette l normalisée est fixée à 90 mm pour respecter la condition $l > 4.2\,w$. La distance entre les appuis L est déduite de la largeur d'éprouvette selon la relation $L = 4\,w$. Le diamètre des appuis p est fixé à 6 mm, soit entre $w/4$ et w. Enfin, une entaille à 45^o permet de localiser l'initiation de la fissure.

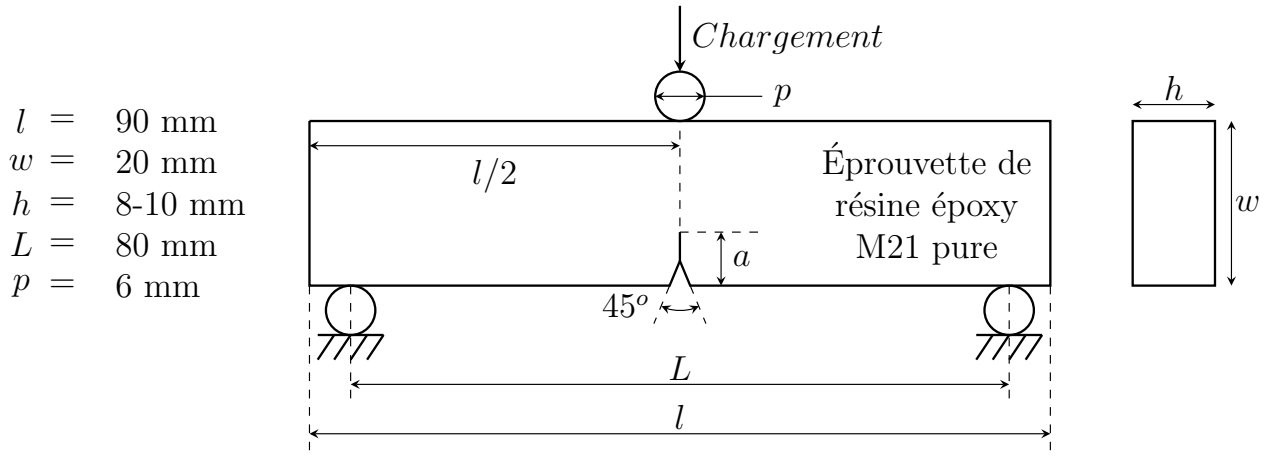


FIGURE II.1 – Éprouvette *Single Edge Notched Beam* retenue pour des essais de flexion 3-points quasi-statiques et dynamiques. Les dimensions de l'éprouvette sont en accord avec la norme ISO 13586 :2000(F) [52].

II.1.3 Fabrication des éprouvettes épaisses de résine époxy

Les éprouvettes *Single Edge Notched Beam* de résine époxy Hexply®M21 sont fabriquées selon les dimensions spécifiées dans la figure II.1. La méthodologie employée pour la fabrication des éprouvettes est détaillée dans cette section. Elle décrit l'obtention de plaques épaisses et polymérisées de résine époxy Hexply®M21. Ce matériau est distribué par Hexcel sous la forme d'un film papier imprégné de résine crue et conditionné en rouleau. La résine est conservée dans un congélateur à une température avoisinant -18 C°. Le rouleau est replacé au congélateur après chaque prélèvement de matière nécessaire à la préparation des éprouvettes. Des carrés de 150 mm sur 150 mm de film pré-imprégné sont découpés et empilés (figure II.2).

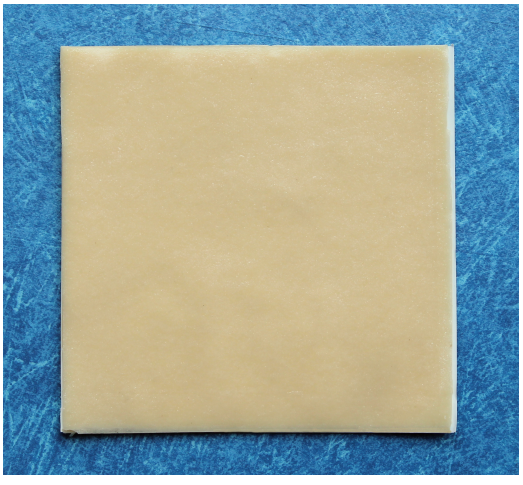
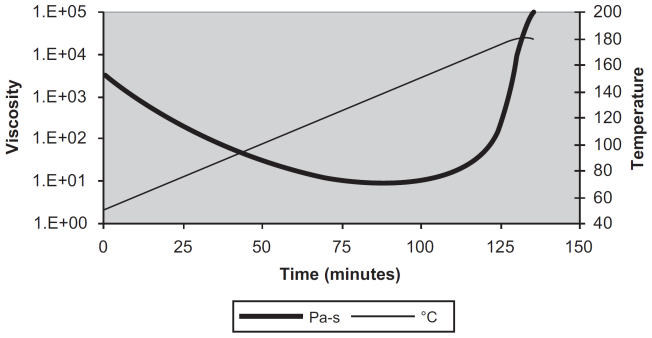


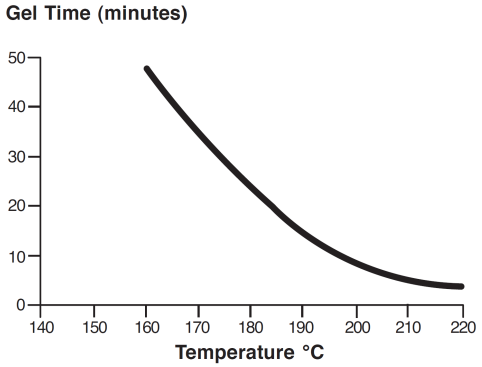
FIGURE II.2 – Empilement de films pré-imprégnés de résine époxy Hexply®M21 crue.

Environ 300 couches sont nécessaires à la fabrication d'une plaque dont l'épaisseur est comprise entre 8 mm et 10 mm. Malheureusement, la superposition des couches de résine

emprisonne une quantité d'air importante, engendrant des cavités multiples à l'intérieur des plaques réalisées. Plusieurs opérations sous une cloche à vide sont nécessaires à la suppression des bulles d'air. Ces opérations sont réalisées à une température de 110 C^o afin de réduire la viscosité de la résine tout en évitant son gel. L'étape de gel est une phase de transition d'un état liquide vers un état solide. C'est un processus irréversible caractéristique d'un début de polymérisation qui implique une augmentation de la viscosité comme illustré dans la figure II.3a. En se référant aux figures II.3a et II.3b, une température de 110 C^o maintenue pendant 1h30 environ permet d'abaisser la viscosité de la résine proche de son minimum sans atteindre la phase de gel.



(a) Évolution de la viscosité d'un échantillon de résine Hexply®M21 pour une augmentation de température à 1 C^o.min^{-1}. L'épaisseur de l'échantillon est inférieure à 15 mm.



(b) Temps nécessaire à l'établissement de la phase de gel dans la résine Hexply®M21 en fonction de la température.

FIGURE II.3 – Évolution de la viscosité de la résine époxy Hexply®M21 en fonction de la température et du temps. Ces courbes sont données par Hexcel et établies à partir de mesures réalisées sur un rhéomètre ARES-RDA de TA Instruments.

L'empilement de résine crue débarrassée de la majorité des bulles d'air est ensuite inséré dans le montage illustré schématiquement par la figure II.4. Ce montage a pour objectifs de mettre en forme la résine polymérisée et de chasser l'air restant au cours de la cuisson. En outre, les tissus ont pour rôle d'évacuer l'air présent vers une sortie dans le sac étanche qui est reliée à une pompe à vide. Les plaques en acier déterminent la planéité de la plaque fabriquée mais agissent aussi sur l'aspect de surface. Enfin, les films plastiques facilitent le démoulage en évitant l'adhésion de la résine au moule.

La cuisson de la plaque épaisse de résine crue est réalisée en autoclave (figure II.5). Ce four autorise l'application d'une pression de quelques bars dans son enceinte et un pilotage de la cinématique thermique. Le cycle de cuisson suivi est décrit dans la figure II.6. Ce cycle est optimisé pour la cuisson de pièces composites épaisses contenant une matrice en résine époxy Hexply®M21. Il inclut trois paliers à des températures différentes, dont deux sont réalisés à une pression de 3 bars. Le premier palier est atteint après une montée en température à 1 C^o.min^{-1}. Ce premier palier à 110 C^o dure 60 minutes et fluidifie la résine. Le second palier à

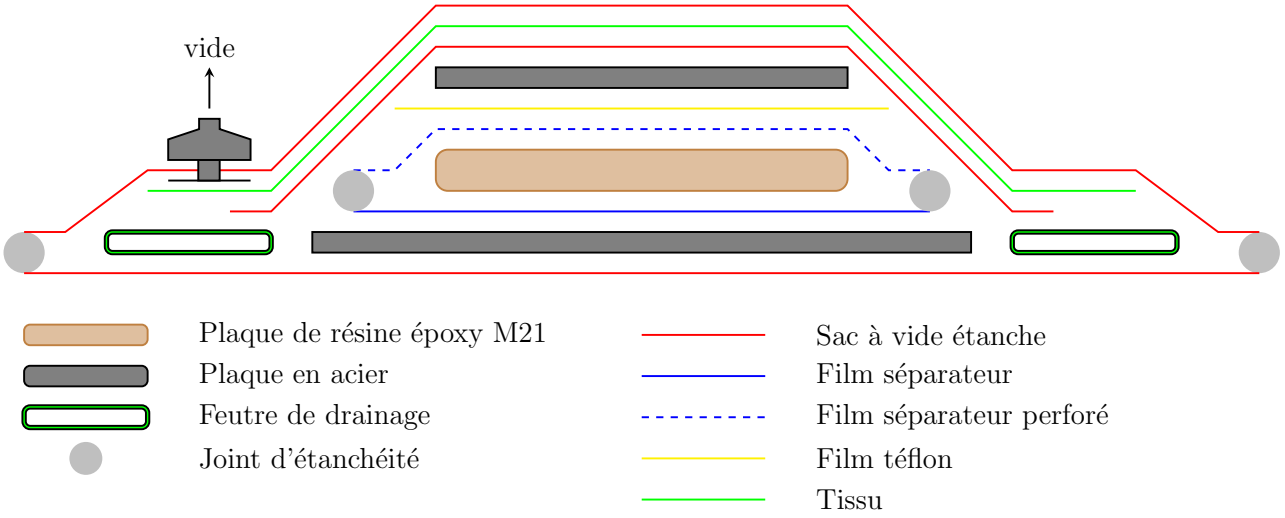
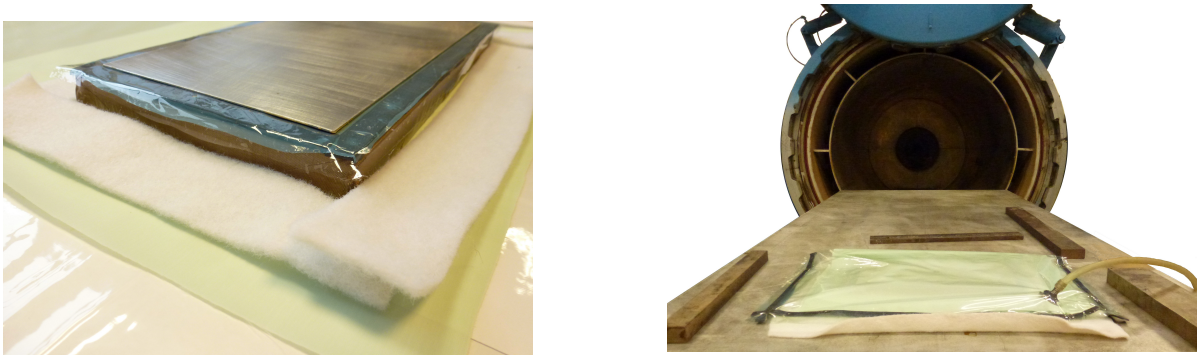


FIGURE II.4 – Schéma du montage spécifique utilisé pour la cuisson des plaques épaisses de résine époxy Hexply®M21 crue.

135 C^o dure lui aussi 60 minutes et permet de préparer la cuisson de la résine en surface. Enfin le dernier palier dure 120 minutes à 180 C^o ce qui correspond à la température de transition vitreuse T_g. Ce dernier palier transforme de façon irréversible l'état de la résine qui devient fortement réticulé. Le refroidissement de l'enceinte après cuisson est piloté à 3 C^o.min^{-1}.



(a) Montage spécifique utilisé pour la cuisson en autoclave.

(b) Autoclave employé pour la cuisson de la résine.

FIGURE II.5 – Préparation de la cuisson des plaques épaisses de résine époxy Hexply®M21 en autoclave.

Une fois les plaques réalisées, elles sont usinées en plusieurs éprouvettes dont la géométrie est définie par la figure II.1. Une opération de fraisage en surface assure une épaisseur constante pour chaque éprouvette et un bon état de surface. Les usinages sur la résine sont en général lubrifiés pour éviter de chauffer localement le matériau. La figure II.7 montre le rendu final des éprouvettes obtenues.

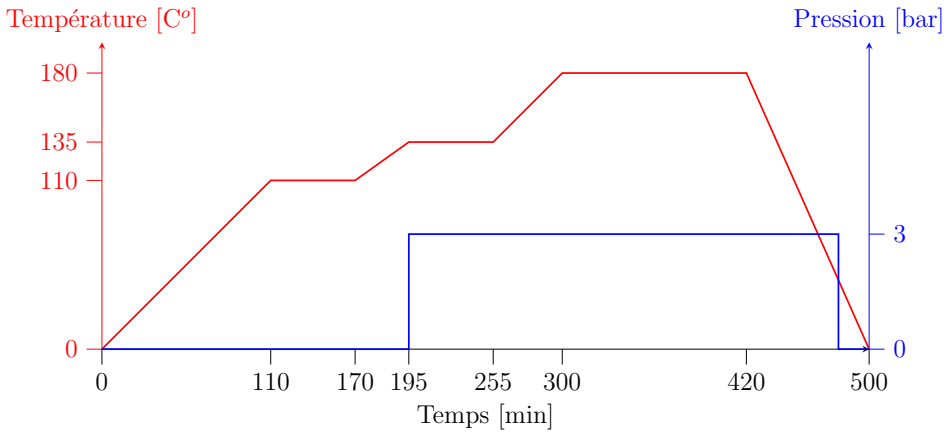


FIGURE II.6 – Cycle de cuisson optimisé pour la fabrication de plaques épaisses de résine époxy Hexply®M21.

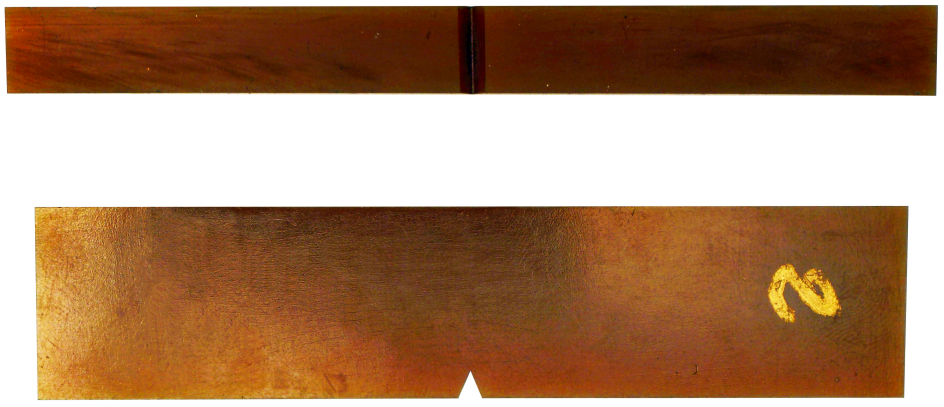


FIGURE II.7 – Éprouvette *Single Edge Notched Beam* fabriquée pour des essais de flexion 3-points quasi-statiques et dynamiques selon les dimensions spécifiées dans la FIGURE II.1.

II.1.4 Contrôle de la qualité des éprouvettes par micrographie

Des micrographies sont réalisées dans l'épaisseur d'une plaque afin de vérifier l'homogénéité de la matière et déceler les éventuels défauts. Une de ces micrographies est observable dans la figure II.8.

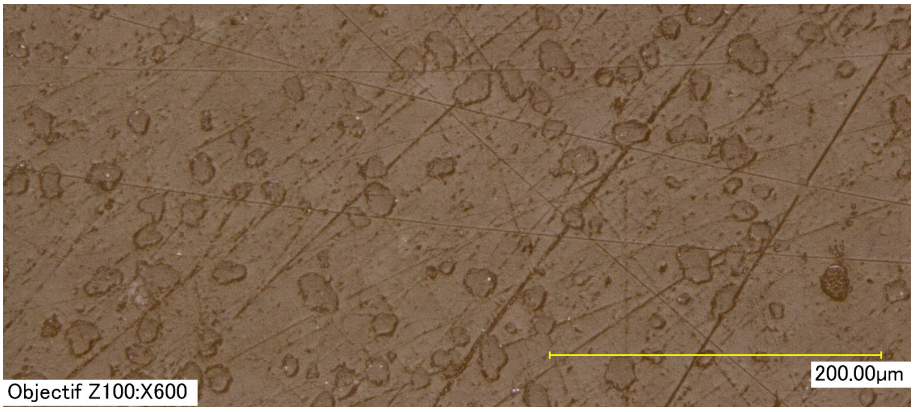


FIGURE II.8 – Micrographie dans l'épaisseur d'une plaque épaisse de résine époxy Hexply®M21 polymérisée après découpe et polissage.

Plusieurs lignes géométriques et tâches sombres sont mises en évidence par les micrographies. Les lignes géométriques résultent de l'opération de polissage et ne sont pas des défauts. Les tâches sombres sont des nodules thermoplastiques qui possèdent une taille maximale de 20 μm à 30 μm. Les dimensions constatées pour les nodules sont cohérentes avec les observations de Paris qui mentionne des nodules ne dépassant pas 20 μm pour la même résine époxy [79]. Ces inclusions thermoplastiques sont nombreuses et uniformément réparties. Par ailleurs, aucune cavité n'est observée dans l'épaisseur de la plaque. Les éprouvettes usinées sont donc adaptées à la caractérisation de propriétés matériaux.

II.2 Définition d'un dispositif expérimental pour la caractérisation de la rupture dynamique d'éprouvettes *Single Edge Notched Beam* en flexion 3-points

II.2.1 Exploitation du champ de déformation asymptotique

L'objectif de cette section est la définition d'un dispositif expérimental pour la caractérisation de l'initiation et de la propagation d'une fissure dans une éprouvette *Single Edge Notched Beam* sollicitée dynamiquement en flexion 3-points. L'identification de la ténacité dynamique au cours d'une propagation rapide de fissure est expérimentalement difficile et dépend énormément du matériau étudié. Des méthodes s'appuyant sur des mesures globales de l'effort et du déplacement associé existent aux barres d'Hopkinson pour caractériser la rupture dynamique de matériaux

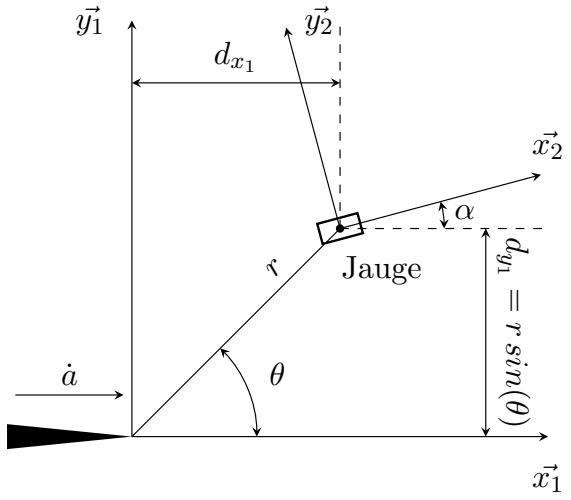
ductiles tels que l'aluminium [78] ou l'acier [21][82] pendant l'évolution de la fissure. Bien que ces techniques expérimentales permettent d'obtenir une mesure précise de l'effort, elles sont limitées lorsque le matériau testé démontre un comportement fragile. Dans ce cas, la réflexion des ondes mécaniques, une perte de contact entre l'impacteur et l'éprouvette ou un état de contrainte transitoire pendant la rupture empêchent l'exploitation des mesures globales pour l'identification de la ténacité dynamique du matériau en cours de fissuration [56]. Des difficultés similaires sont constatées en dynamique dans la mesure de l'effort par cellules piezo-électriques et limitent les méthodes existantes sur vérin hydraulique. Le protocole expérimental utilisé par Kanchanomai et al. [61] pour étudier l'initiation de la rupture est justifié pour des chargements dynamiques en supposant un état d'équilibre dans l'éprouvette. Cependant, la propagation rapide de la fissure attendue pour la résine époxy Hexply®M21 au comportement fragile induit un état de contrainte transitoire dans l'éprouvette. La mesure de l'effort par des cellules piezo-électriques n'est donc pas adaptée à la caractérisation de la ténacité instantanée d'un matériau fragile en cours de fissuration [12][89]. Par conséquent, les méthodes locales exploitant les champs mécaniques asymptotiques au voisinage de la pointe de fissure sont préférées pour l'identification des paramètres mécaniques caractéristiques d'une propagation rapide de fissure.

Les jauges de déformation sont largement utilisées dans le domaine de la mécanique élastique linéaire de la rupture pour étudier les effets de la dynamique sur la ténacité des matériaux métalliques [9][29][90] et des polymères [10][63]. Ces méthodes permettent de caractériser la ténacité dynamique d'un matériau au cours de la rupture. Elles consistent en l'analyse locale du champ de déformation asymptotique au voisinage d'une fissure se propageant rapidement pour identifier le facteur d'intensité des contraintes dynamique K_{ID} associé. Ces méthodes supposent une propagation de fissure rectiligne à vitesse constante $\dot{a}$. Par ailleurs, il est essentiel de générer une ouverture de fissure selon le mode I uniquement. Des éprouvettes *Double Cantilever Beam*, *Single Edge Notch* et *Compact Tension* ont déjà été associées à la méthode dans la littérature [9][10][29][63][90]. Cependant, aucune de ces géométries ne procure de chargement symétrique en dynamique et la fissure s'ouvre partiellement en mode II. Or, la géométrie d'éprouvette *Single Edge Notched Beam* sollicitée par un essai de flexion 3-points implique une ouverture de fissure selon le mode I uniquement indépendamment de la vitesse de chargement. Elle semble donc particulièrement adaptée à l'application de ces méthodes en dynamique. La mesure du champ de déformation asymptotique est donc sélectionnée dans cette recherche pour la mesure de la ténacité dynamique d'un matériau au cours de la rupture.

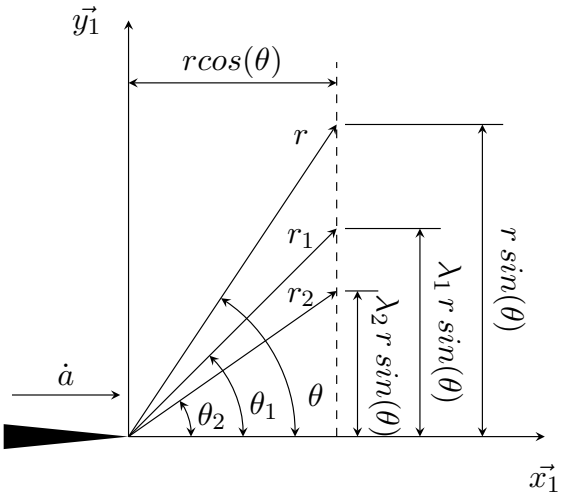
Afin d'exploiter le champ de déformation asymptotique, une jauge de déformation est collée à une distance d_{y_1} du trajet de fissure selon un angle α comme illustré sur la figure II.9a. La déformation ϵ_g ainsi mesurée par la jauge autour d'une fissure se propageant en ligne droite à une vitesse constante $\dot{a}$ peut être décrite avec suffisamment de précision par le modèle asymptotique à 3-paramètres de l'équation (II.4),

$$\epsilon_g = \frac{1}{2\mu} \cdot \left\{ A_0 \,.\, f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha) + A_1 \,.\, f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha) + A_2 \,.\, f_2(\dot{a}, \alpha) \right\}, \tag{II.4}$$

où $A_0 \,.\, f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)/2\mu$ est la partie singulière de la déformation asymptotique tandis que le terme $A_1 \,.\, f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)/2\mu$ est sa partie non-singulière et $A_2 \,.\, f_2(\dot{a}, \alpha)/2\mu$ est un terme constant et indépendant de la position de la fissure. Le coefficient A_0 est égal à $K_{ID}/\sqrt{2\pi}$ et donc caractérise la singularité de la fissure. Le paramètre A_1 détermine l'influence de la



(a) Description de la position ainsi que l'orientation de la jauge par rapport à la fissure. La jauge mesure une déformation dans la direction $\vec{x_2}$.



(b) Système de coordonnées utilisé pour décrire le champ de déformation au voisinage de la pointe de fissure.

FIGURE II.9 – Définition des différents référentiels et systèmes de coordonnées.

composante non-singulière de la déformation asymptotique et A_2 pondère le terme constant. Les fonctions (f_0, f_1, f_2) sont définies par les équations (II.5)(II.6)(II.7) dans le système de coordonnées de la figure II.9b,

$$\begin{aligned} f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha) &= \beta\,.\,r_1^{-1/2}\,.\left[cos(\frac{\theta_1}{2})\,.\left\{\kappa\,(\lambda_1^2-\lambda_2^2)\,+(1+\lambda_1^2)\,cos(2\alpha)\right\}+2\lambda_1\,sin(\frac{\theta_1}{2})\,sin(2\alpha)\right] \\ &- \beta\,.\,r_2^{-1/2}\,.\left[\frac{4\lambda_1\lambda_2}{1+\lambda_2^2}\,cos(\frac{\theta_2}{2})\,cos(2\alpha)+2\lambda_1\,sin(\frac{\theta_2}{2})\,sin(2\alpha)\right], \qquad \text{(II.5)} \\ f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha) &= \beta\,.\,r_1^{1/2}\,.\left[cos(\frac{\theta_1}{2})\,.\left\{\kappa\,(\lambda_1^2-\lambda_2^2)\,+(1+\lambda_1^2)\,cos(2\alpha)\right\}-2\lambda_1\,sin(\frac{\theta_1}{2})\,sin(2\alpha)\right] \\ &- \beta\,.\,r_2^{1/2}\,.\left[\frac{4\lambda_1\lambda_2}{1+\lambda_2^2}\,cos(\frac{\theta_2}{2})\,cos(2\alpha)-2\lambda_1\,sin(\frac{\theta_2}{2})\,sin(2\alpha)\right], \qquad \text{(II.6)} \\ f_2(\dot{a}, \alpha) &= \beta\,.\,(\lambda_1^2-\lambda_2^2)\,.\,\{\kappa+cos(2\alpha)\}\,. \qquad \text{(II.7)} \end{aligned}$$

Dans les équations (II.5)(II.6)(II.7), μ est le module de cisaillement, ν est le coefficient de Poisson et κ est égal à $(1-2\nu)$ dans l'hypothèse des déformations planes. λ_1 et λ_2 sont des coefficients sans dimension, fonctions de la vitesse de propagation de la fissure $\dot{a}$, de la vitesse des ondes de dilatation c_1 et de la vitesse des ondes de cisaillement c_2 dans le matériau. Le coefficient β s'exprime en fonction de λ_1 et λ_2 comme décrit dans l'équation (II.8),

$$\beta = \frac{1+\lambda_2^2}{4\lambda_1\lambda_2-(1+\lambda_2^2)^2} \quad ; \quad \lambda_1^2 = 1-\left(\frac{\dot{a}}{c_1}\right)^2 \quad ; \quad \lambda_2^2 = 1-\left(\frac{\dot{a}}{c_2}\right)^2. \qquad \text{(II.8)}$$

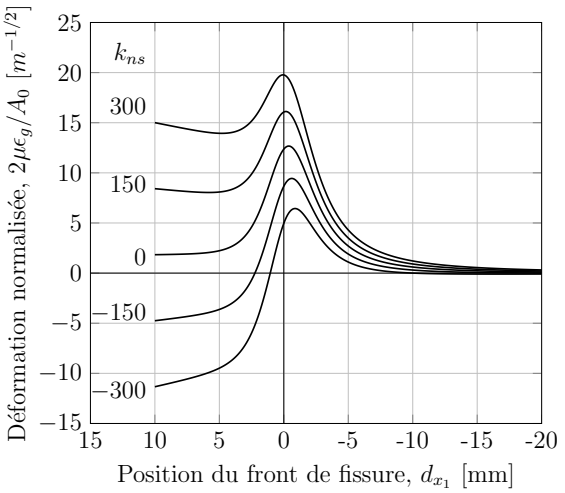
Le terme $A_2\,.\,f_2(\dot{a},\alpha)/2\mu$ s'annule lorsque la jauge de déformation est positionnée selon l'un des angles vérifiant l'équation (II.9),

$$cos(2\alpha) = -\kappa = -(1-2\nu)\,. \qquad \text{(II.9)}$$

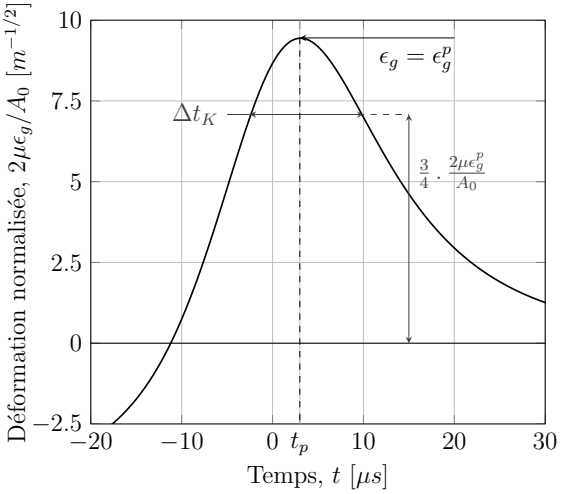
En considérant la résine époxy Hexply®M21 qui possède un coefficient de poisson de $\nu = 0.35$, le terme $A_2 \,.\, f_2(\dot{a}, \alpha)/2\mu$ s'annule pour les angles $\alpha = 53.7^o$ et $\alpha = 126.3^o$. Dans ce cas, la jauge enregistre un pic de déformation dont la valeur maximale ϵ_g^p est mesuré à l'instant t_p, lorsque la fissure passe sous la jauge. De plus, si la condition $A_1 = 0$ est satisfaite ou si la jauge est placée dans la zone singulière dominée par le terme $A_0 \,.\, f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)/2\mu$ de la déformation asymptotique, alors une analyse simplifiée à 1-paramètre est suffisante pour évaluer le facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} par la relation détaillée dans l'équation (II.10),

$$K_{ID} = \frac{4\mu\sqrt{\pi d_{y_1}}}{\beta} \,.\, \epsilon_g^p \,.\, \left[\frac{1}{\sqrt{\lambda_1}}\left\{2\lambda_1 sin(2\alpha) - \kappa(1+\lambda_2^2)\right\} - \frac{1}{\sqrt{\lambda_2}}\left\{2\lambda_1 sin(2\alpha) - \kappa\frac{4\lambda_1\lambda_2}{1+\lambda_2^2}\right\}\right]^{-1}. \tag{II.10}$$

Au contraire, si le ratio $k_{ns} = A_1/A_0$ est important et que la jauge n'est pas située dans la zone singulière, l'influence du terme non-singulier $A_1 \,.\, f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)/2\mu$ doit être prise en compte. Il est connu que le coefficient k_{ns}, dépendant de la géométrie d'éprouvette et du chargement [26][63][97][110], influence fortement l'allure du pic de déformation enregistré par la jauge comme illustré dans la figure II.10a. Notamment, les temps caractéristiques du pic de déformation dépendent fortement du paramètre k_{ns} et de la vitesse de propagation de fissure $\dot{a}$ [9][29][63][90]. En supposant que la fissure se propage à une vitesse $\dot{a}$ constante, estimée au moment du passage sous la jauge de déformation, le coefficient k_{ns} peut être estimé en exploitant ces temps caractéristiques. Khanna et Shukla [63] choisissent de prendre le temps caractéristique Δt_K égal à la durée entre la montée et la chute de la déformation enregistrée au 3/4 de la valeur maximale ϵ_g^p (figure II.10b).



(a) Évolution de la déformation normalisée en fonction de la position du front de fissure d_{x_1} pour différentes valeurs du coefficient k_{ns} ($\dot{a} = 200$ m.s^{-1}, $d_{y_1} = 3$ mm, $\alpha = 126^o$).



(b) Définition du temps caractéristique Δt_K utilisé par Khanna et Shukla [63] pour l'identification du coefficent k_{ns} ($\dot{a} = 200$ m.s^{-1}, $d_{y_1} = 3$ mm, $\alpha = 126^o$, k_{ns} = -150 m^{-1}).

FIGURE II.10 – Influence du coefficient k_{ns} sur la forme du pic de déformation enregistré par la jauge, notamment sur le temps caractéristique Δt_K.

Une fois la valeur du coefficient k_{ns} déterminée, la position de la pointe de fissure est connue et l'analyse à 2-paramètres décrite dans l'équation (II.11) permet d'identifier K_{ID},

$$K_{ID} = 2\mu\,\epsilon_g\,\sqrt{2\pi}\,.\left\{f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha) + k_{ns}\,.\,f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)\right\}^{-1}. \tag{II.11}$$

Par conséquent, la détermination du facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} au cours de la propagation de fissure nécessite la mesure de la déformation asymptotique ϵ_g selon l'angle α et la mesure de la vitesse de propagation de fissure $\dot{a}$ associée. D'autre part, on choisit d'adopter une démarche inspirée de la norme ISO 13586 :2000(F) [52] pour traiter la phase d'initiation en dynamique. La détermination du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} à l'initiation de la fissure requiert la mesure de l'effort et du déplacement appliqués à l'éprouvette.

II.2.2 Montage expérimental sur vérin hydraulique

Les objectifs de cette recherche nécessitent un moyen d'essai permettant d'imposer des compressions uni-axiales quasi-statiques et dynamiques. Le vérin hydraulique VHS d'Instron est sélectionné pour charger l'éprouvette *Single Edge Notched Beam* à des vitesses de sollicitation comprises entre 5 mm.min^{-1} et 20 m.s^{-1}. Un montage de flexion 3-points spécialement fabriqué pour les sollicitations dynamiques est installé sur le vérin hydraulique (figure II.11).

Ce montage comprend un bloc anti-rotation guidé en translation et évite une éventuelle rotation de la tige du vérin autour de son axe. Les appuis linéiques sont réalisés par des cylindres d'un diamètre p de 6 mm et la distance entre les appuis inférieurs l est fixée à 80 mm comme conseillé dans la norme ISO 13586 :2000(F) [52]. Des cales sont utilisées pour assurer un positionnement de l'éprouvette correct et identique à chaque essai. En effet, l'hypothèse des déformations planes n'est applicable que si l'essai peut être représenté en deux dimensions. Enfin, la fréquence propre de l'ensemble est optimisé par l'emploi de matériaux métalliques performants en terme de masse volumique et de rigidité. Cette fréquence propre est mesurée à 26 kHz.

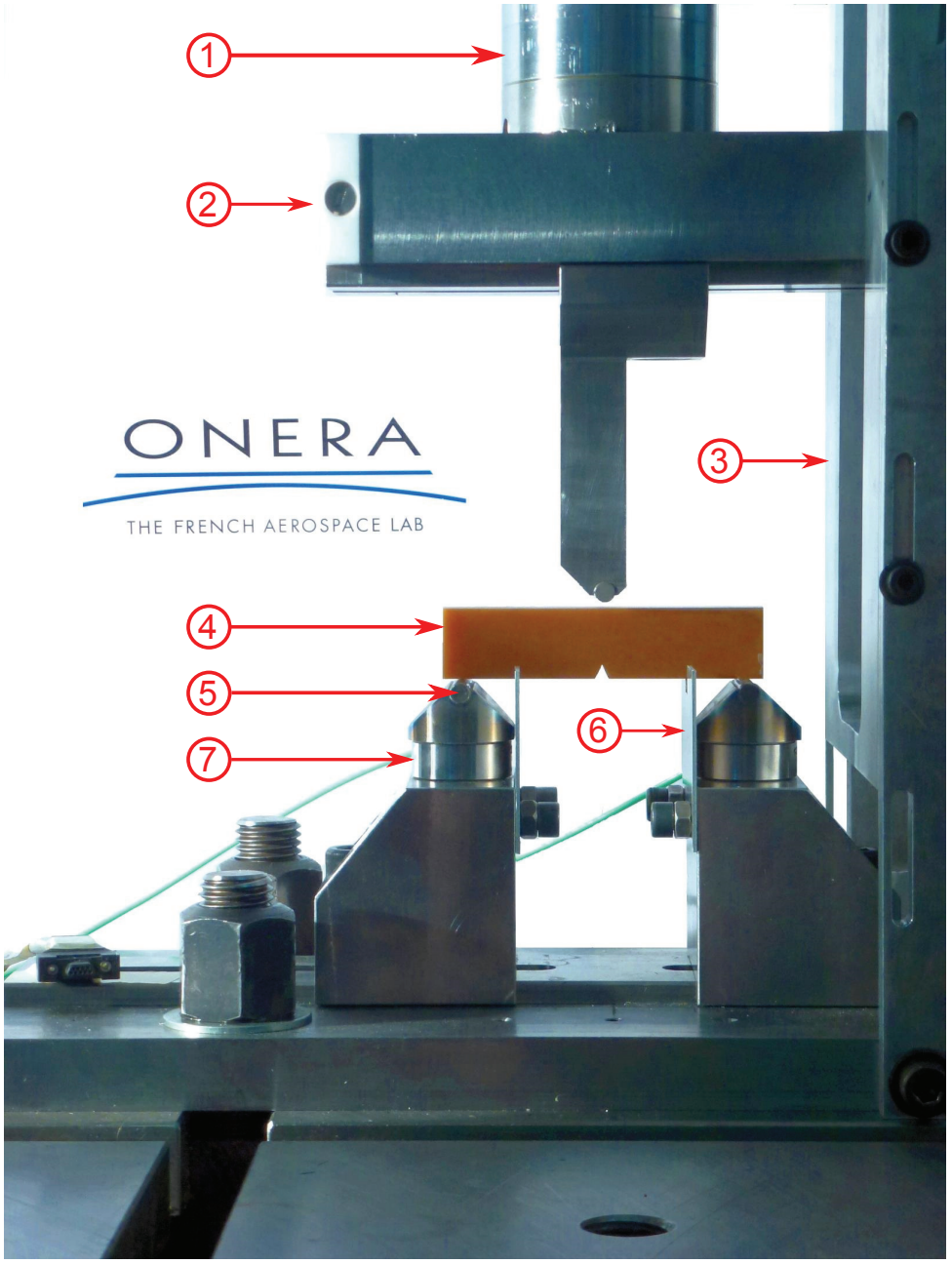


FIGURE II.11 – Photo du montage expérimental dynamique de flexion 3-points installé sur le vérin hydraulique. Une éprouvette *Single Edge Notched Beam* est positionnée sur les appuis sans aucune instrumentation. (1) Tige du vérin, (2) bloc anti-rotation, (3) guide du bloc anti-rotation, (4) éprouvette de résine M21, (5) appui cylindrique, (6) cale de positionnement, (7) cellule piezo-électrique.

II.2.3 Instrumentation, conditionnement et acquisition

La diversité des phénomènes dynamiques observés exige l'association d'une instrumentation globale et locale. L'instrumentation globale permet une mesure déportée des conditions limites imposées à l'éprouvette alors que l'instrumentation locale capte une information directement sur l'éprouvette.

L'effort est mesuré par des deux cellules piezo-électriques Kistler qui sont placées en partie basse du montage. Plus précisément, ces cellules sont positionnées directement sous les appuis inférieurs comme le montre la figure II.11. Dans cette configuration, la mesure de l'effort n'est pas perturbée par les vibrations générées par les accélérations positives ou négatives de la partie mobile qui possède une inertie importante. De plus, la fréquence propre des cellules d'efforts donnée à 80 kHz est bien supérieure à la fréquence propre du montage de 26 kHz. Les cellules d'effort piezo-électriques Kistler sont conditionnées par des amplificateurs de charge Kistler type 5007 configurés avec une constante de temps nécessairement courte pour capter des variations rapides de l'effort. En effet, le phénomène observé ne dure que quelques centaines de microsecondes pour une vitesse de sollicitation dynamique de 1 m.s^{-1}.

Le déplacement de l'appui supérieur impactant l'éprouvette selon son axe de symétrie est mesuré indirectement par un capteur à tube photomultiplicateur Rudolph 100R-10 Vario. Cet instrument de mesure optique est capable de suivre et convertir les mouvements d'une transition noir/blanc en une tension analogique de sortie, pour des fréquences entre 0 et 250 kHz. Ce moyen de mesure est adapté à l'enregistrement de déplacements rapides. Une mire représentant la transition noir/blanc à suivre est appliquée sur une face du bloc anti-rotation comme schématisé dans la figure II.12. On considère que le bloc anti-rotation et l'appui supérieur sont solidaires et indéformables, le déplacement de la mire correspond donc au déplacement de l'appui supérieur. La mire est éclairée par un système de LED pour augmenter la luminosité de la transition.

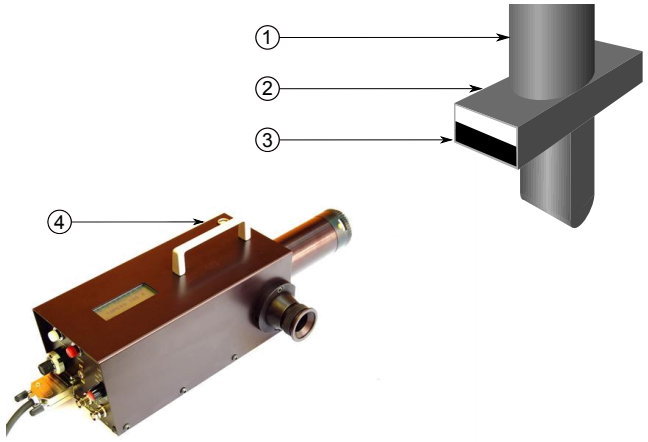


FIGURE II.12 – Mesure du déplacement de la tige du vérin par extensomètre optique. (1) Tige du vérin, (2) bloc anti-rotation, (3) Transition noir/blanc, (4) extensomètre optique.

L'identification du facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} au cours de la propagation de fissure nécessite la mesure de la déformation asymptotique ϵ_g. Dans cet objectif, plusieurs jauges de déformation HBM 1-LY21-0.6/120 sont collées aux abords du trajet présumé de la fissure et correspondent aux jauges (J_2 ; J_4) sur le plan disponible dans la figure II.14.

Un angle α égal à 126^o est sélectionné car une telle orientation est plus sensible aux faibles déformations caractéristiques des matériaux fragiles [63]. La colle utilisée est une cyanoacrylate de Tokyo Sokki Kenkyujo. Ces jauges de déformation d'une résistance de 120 ohms ont une grille de mesure de dimensions 0.6 x 0.6 mm, mesurant des élongations dans la direction transverse au support en époxy. Chaque jauge est reliée à un conditionneur/amplificateur de jauge Vishay 2310B dont la fréquence de coupure est de 230 kHz pour les gains concernés. Les jauges sont alimentées en 2.7 V pour maximiser la réponse du capteur tout en évitant des échauffements importants dus à la dissipation thermique de la grille de mesure. Par ailleurs, les jauges sont alimentées uniquement sur de courtes périodes de temps par mesure de précaution.

L'identification du facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} au cours de la propagation de fissure requiert aussi la mesure de la vitesse de propagation de la fissure $\dot{a}$. Celle-ci étant difficile, elle est réalisée sur chaque face de l'éprouvette selon deux techniques différentes comme illustré sur la figure II.13. D'abord, la vitesse de propagation est mesurée par cinématographie rapide avec une caméra rapide Photron Fastcam SA-X. Cette caméra numérique est capable d'atteindre des cadences élevées en dégradant la résolution des clichés. Jusqu'à 12 500 images par seconde peuvent être capturées avec une résolution maximale de 1024 x 1024 pixels. Pour les essais envisagés, la caméra fonctionne typiquement à une cadence de 200 000 images par seconde avec une résolution de 512 x 56 pixels. La zone de mesure étroite se concentre sur l'ensemble du trajet présumé de fissure en supposant l'absence de bifurcation importante. Dans cette configuration, le temps d'obturation est fixé à 10^{-6} secondes pour réduire le flou de l'image. La caméra est équipée d'un objectif Nikkor avec une distance focale de 105 mm et une ouverture de f/2.8. La mesure de la vitesse de fissuration est réalisée sur la face non-instrumentée de l'éprouvette qui est recouverte de peinture blanche de façon homogène pour augmenter le contraste provoqué par l'apparition de la fissure. La zone observée est éclairée par deux systèmes à LED, évitant un éventuel échauffement de l'éprouvette. En supplément, les jauges (J_1 ; J_3 ; J_5) sont positionnées sur la face opposée de l'éprouvette selon la figure II.14. L'analyse des déformations enregistrées par ces jauges permet la mesure de la vitesse de propagation moyenne entre les jauges J_1 et J_3 ainsi qu'entre les jauges J_3 et J_5.

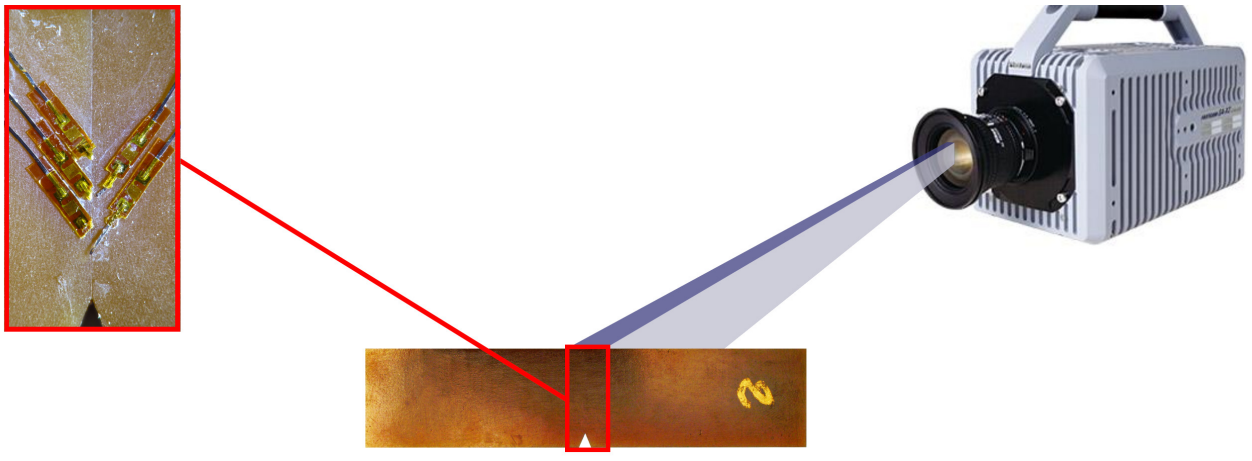


FIGURE II.13 – Schéma de la mesure de la vitesse de propagation $\dot{a}$ par cinématographie rapide sur une face de l'éprouvette et par jauges de déformation sur la face opposée.

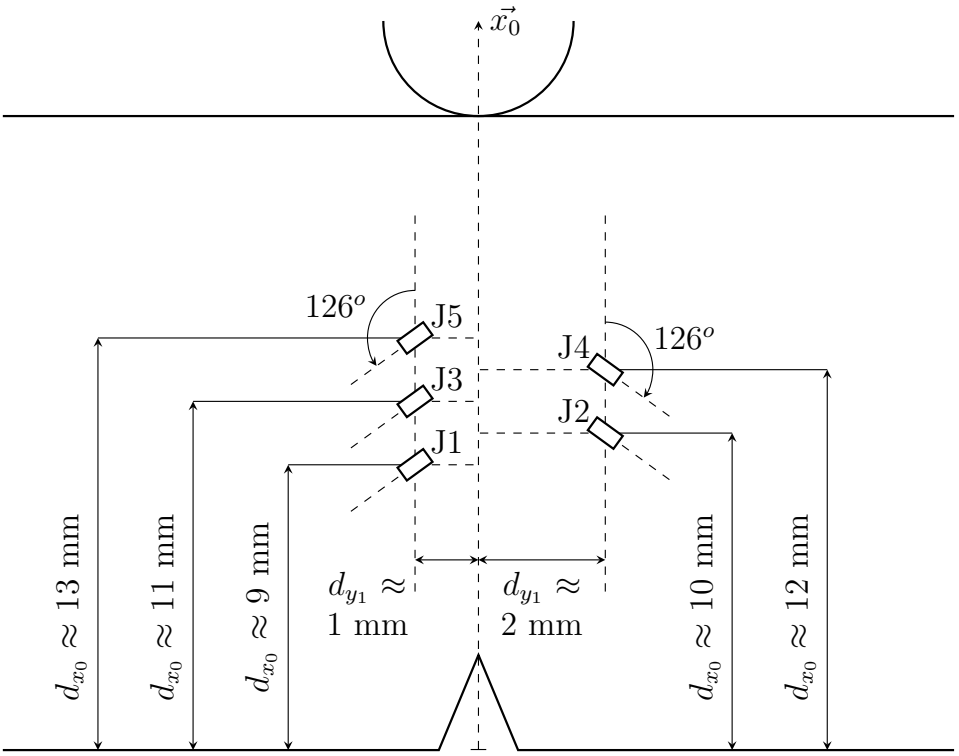


FIGURE II.14 – Plan pour le positionnement des différentes jauges de déformation.

L'acquisition des données est assurée par une baie de deux cartes numériques Nicolet. Chaque carte d'une précision de 12 bit, possède quatre voies de mesure enregistrant les signaux d'entrée à une fréquence d'échantillonnage de 10 MHz. La durée maximale de l'acquisition est de 50 ms. Enfin, le début de l'acquisition est piloté par la chute de l'effort provoqué par la fissuration de l'éprouvette.

II.3 Définition d'une procédure d'analyse pour l'expression des grandeurs caractéristiques de l'initiation et de la propagation de fissure

II.3.1 Estimation de la ténacité critique à l'initiation de la rupture

La ténacité critique à l'initiation de la rupture selon le mode I est caractérisée par le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} et le taux de restitution d'énergie critique G_{IC}. L'analyse définie par la norme ISO 13586 :2000(F) [52] est appliquée afin d'identifier ces propriétés à rupture pour des sollicitations quasi-statiques et dynamiques sur une éprouvette *Single Edge Notched Beam* de résine époxy Hexply®M21. Initialement prévue pour des vitesses de chargement quasi-statiques, l'essai normalisé de flexion 3-points est aussi utilisé par Kanchanomai et al. [61] jusqu'à 10^3 mm.min^{-1}. L'application de la norme pour des sollcitations rapides est justifiée tant que les hypothèses associées sont respectées. Ainsi, les limites de la méthode en

dynamique sont fixées principalement par une perte de contact entre les appuis et l'éprouvette, un état de contrainte transitoire ou l'apparition d'effets tridimensionnels importants.

Pour étudier l'initiation de la rupture, il est obligatoire de commencer l'essai avec une éprouvette fissurée. On choisit d'employer la méthode *tapping* pour propager une fissure depuis le fond de l'entaille usinée à 45^o. Cette méthode consiste à impacter une lame de scalpel dans l'entaille à l'aide d'un marteau jusqu'à propager une fissure suffisamment longue. L'intensité des chocs doit être modérée à cause du comportement fragile de la résine Hexply®M21. L'éprouvette ainsi pré-fissurée est chargée jusqu'à sa rupture complète. La figure II.19 montre un exemple d'évolution de l'effort appliqué F en fonction du déplacement de l'appui supérieur U.

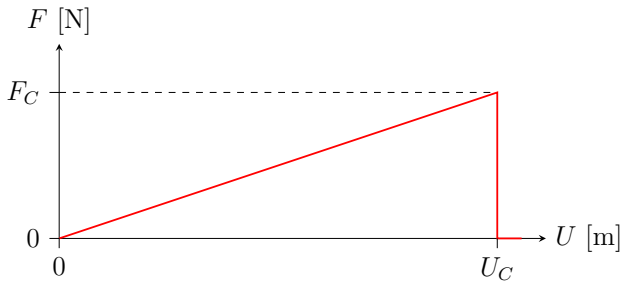


FIGURE II.15 – Courbe de l'effort F appliqué sur l'éprouvette en fonction du déplacement de l'appui supérieur U dans le cas idéal d'un matériau linéaire élastique fragile.

Le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} est déduit de l'effort critique F_C correspondant au début de la propagation de la fissure par l'équation (II.12),

$$K_{IC} = f(a/w) \,.\, \frac{F_C}{h \,.\, \sqrt{w}} \,. \tag{II.12}$$

Le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} est déduit de l'effort critique F_C et du déplacement critique U_C par la relation (II.13),

$$G_{IC} = \frac{1}{2} \,.\, \frac{F_C \,.\, U_C}{h \,.\, w \,.\, \Phi(a/w)} \,. \tag{II.13}$$

où $f(a/w)$ et $\Phi(a/w)$ sont des facteurs correctifs qui dépendent de la position initiale de la fissure et de la géométrie de l'éprouvette. La valeur de ces facteurs est donnée par la norme [52] pour une éprouvette *Single Edge Notched Beam* vérifiant un rapport $L/w = 4$.

La validation de l'essai est réalisée par comparaison du module de Young apparent E_{frac} calculé à partir des propriétés à rupture selon l'équation (II.14), avec le module de Young apparent E_{stiff} déduit de la raideur S de l'éprouvette par la relation (II.15). La différence entre ces valeurs ne doit pas différer de plus de 15% pour considérer l'essai valide.

$$E_{frac} = \frac{K_{IC}^2}{G_{IC}} \,, \tag{II.14}$$

$$E_{stiff} = \frac{2 \,.\, f(a/w)^2 \,.\, \Phi(a/w) \,.\, S}{h} \,. \tag{II.15}$$

II.3.2 Estimation de la vitesse de propagation de fissure

La mesure de la vitesse de propagation de la fissure est réalisée de façon complémentaire par une caméra rapide et par l'analyse des signaux des jauges de déformation (J_1 ; J_3 ; J_5). La mesure par caméra rapide est théoriquement très simple puisqu'elle consiste à relever la position de la fissure sur chaque image. La vitesse est ensuite calculée en divisant la distance parcourue entre deux images par l'incrément de temps comme décrit dans la figure II.16.

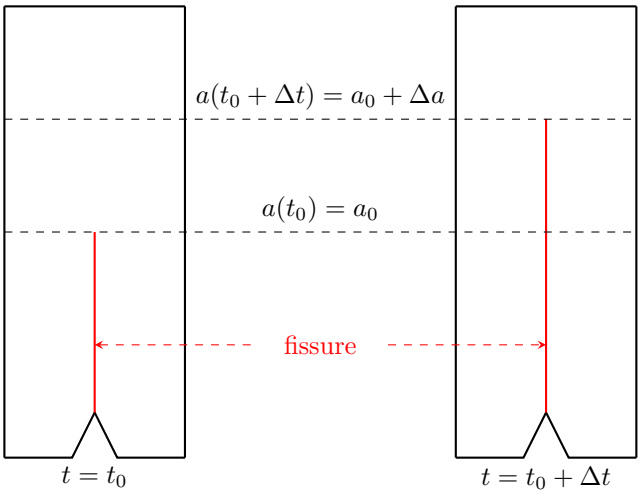


FIGURE II.16 – Principe de la mesure par cinématographie rapide. La vitesse de fissuration $\dot{a}$ est simplement déduite des positions successives de la fissure par la relation $\dot{a} = \Delta a / \Delta t$.

Les images sont analysées avec le logiciel Photron Fastcam Viewer qui contient des outils spécifiques pour changer le contraste et raffiner les images. La méthode d'interpolation des plus proches voisins est utilisée pour agrandir l'image. La position du front de fissure est déduite du contraste élevé existant entre la fissure de couleur sombre et la peinture blanche. Les avantages de la mesure optique résident dans sa simplicité théorique et la possibilité d'établir l'historique de la vitesse de fissuration depuis l'initiation jusqu'à la rupture complète de l'éprouvette. Cependant, il existe en pratique de nombreuses limitations. Tout d'abord, l'éclairage de la zone observée doit être suffisamment puissant pour fonctionner avec des temps d'ouverture très courts. De plus, la précision de la mesure est directement conditionnée par la taille du pixel. En général, la fissure est détectable à partir d'une ouverture de l'ordre du pixel. Par conséquent, un front de fissure dont le rayon de courbure serait très inférieur à la moitié d'un pixel ne serait pas détectable comme schématisé dans la figure II.17.

Cette erreur systématique sur la position du front de fissure peut engendrer un décalage temporel dans l'historique de la vitesse de propagation. Par ailleurs, la mesure optique est réalisée sur la face non-instrumenté de l'éprouvette. Par conséquent, un front de fissure légèrement oblique induit un décalage entre la position du front de fissure mesurée et sa position sur la face opposée. On fait l'hypothèse que la vitesse du front de fissure est constante dans l'épaisseur de l'éprouvette. Il est alors possible de synchroniser l'historique de la vitesse mesurée sur la face non-instrumentée par cinématographie rapide avec l'avancée réelle de la fissure sur la surface instrumentée.

Pour cela, on localise le front de fissure réel en exploitant les variations du champ de

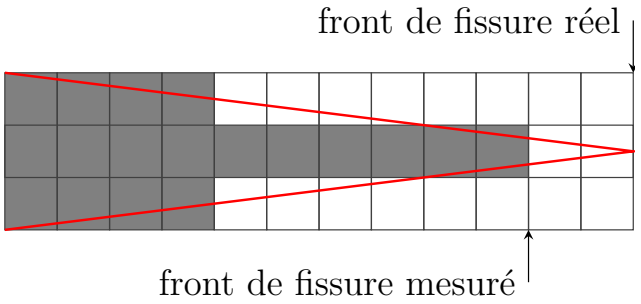


FIGURE II.17 – Erreur de deux pixels sur la position du front de fissure.

déformation induites par son avancée. La déformation normalisée $2\mu\,\epsilon_g/A_0$ captée par une jauge orientée selon l'angle $\alpha = 126^o$ dépend à priori de la singularité de la fissure $f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)$ et d'un terme non-singulier $k_{ns}\,.\,f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)$ selon l'équation (II.11). Au passage de la fissure, la jauge enregistre un pic de déformation caractérisé par sa valeur maximale ϵ_g^p au temps t_p. La position relative x_p du front de fissure à l'instant t_p dépend à priori du coefficient k_{ns} (figure II.10a). Or, l'identification de ce coefficient suppose la détermination préalable de la vitesse $\dot{a}$. C'est pourquoi les jauges de déformation $(J_1\,;\,J_3\,;\,J_5)$ sont placées au plus proche du trajet de fissure, afin de minimiser l'importance du terme non-singulier. Pour ces jauges, on néglige le terme non-singulier $k_{ns}\,.\,f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)$ dans l'analyse de la déformation enregistrée, ce qui revient à considérer que le coefficient k_{ns} est nul. Cette hypothèse autorise une estimation x_{p_0} de la position relative x_p du front de fissure à l'instant t_p comme illustré dans la figure II.18. La valeur de x_{p_0} satisfait la relation (II.16),

$$2\mu\,\epsilon_g^p/A_0 = f_0(x_{p_0}, d_{y_1}, \dot{a}_0, \alpha)\ . \tag{II.16}$$

où $\dot{a}_0$ est une estimation de la vitesse de propagation moyenne entre deux jauges successives déduite du rapport de la distance séparant les jauges Δd_{x_0} sur la durée Δt_p séparant l'enregistrement de la déformation maximale pour chaque capteur.

La position du front de fissure x_{p_0} à l'instant t_p est maintenant évaluée pour chacune des jauges $(J_1\,;\,J_3\,;\,J_5)$. Une vitesse moyenne corrigée est calculée entre les jauges J_1 et J_3 puis entre les jauges J_3 et J_5 selon les formules (II.17) et (II.18),

$$\dot{a}_{13} = [\Delta d_{x_0}(J_1; J_3) + x_{p_0}(J_3) - x_{p_0}(J_1)]\ /\ \Delta t_p(J_1; J_3)\ , \tag{II.17}$$

$$\dot{a}_{35} = [\Delta d_{x_0}(J_3; J_5) + x_{p_0}(J_5) - x_{p_0}(J_3)]\ /\ \Delta t_p(J_3; J_5)\ . \tag{II.18}$$

L'historique de la vitesse de fissuration mesurée par cinématographie rapide sur la face non-instrumentée est synchronisé avec les mesures de vitesse $\dot{a}_{13}$ et $\dot{a}_{35}$ déduites de l'analyse du champ de déformation. On dispose donc d'une mesure de l'historique de la vitesse de propagation du front de fissure réel sur la face instrumentée.

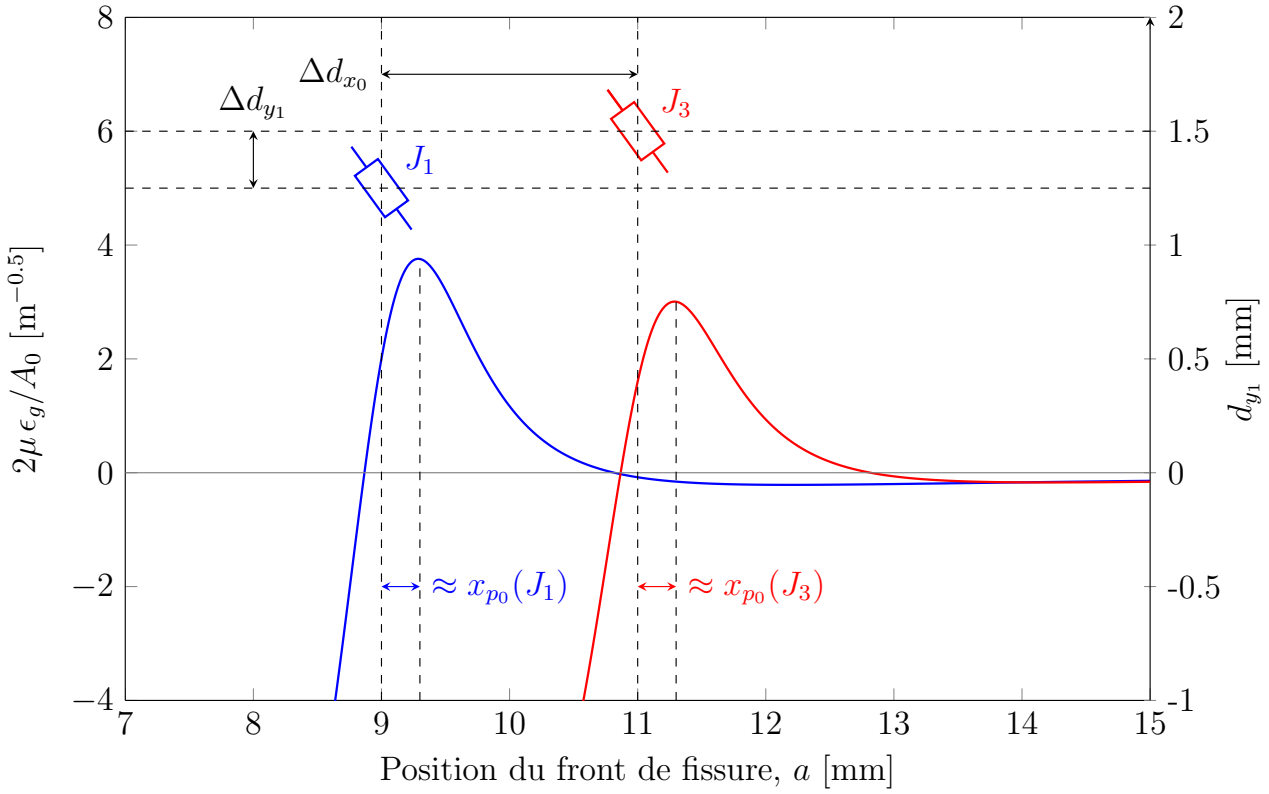
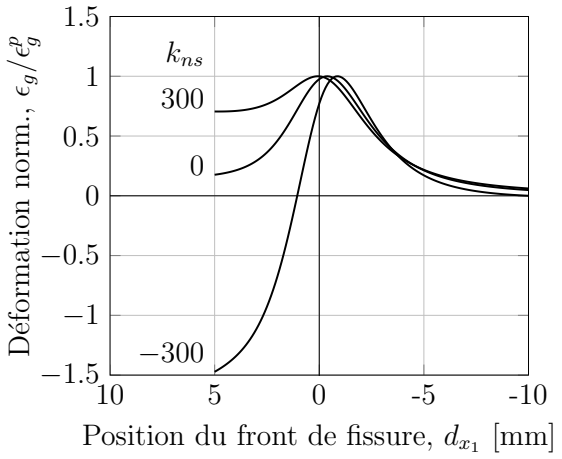


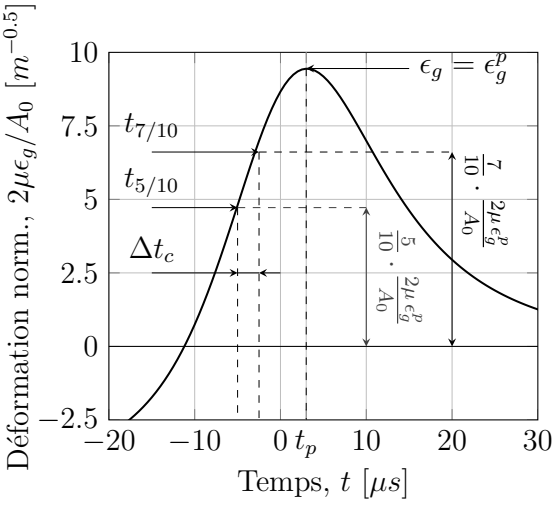
FIGURE II.18 – Localisation du front de fissure grâce à l'analyse des pics de déformation enregistrés par les jauges J_1 et J_3.

II.3.3 Estimation de la ténacité dynamique au cours de la rupture

Les jauges (J_1 ; J_3 ; J_5) sont placées au plus proche du trajet présumé de la fissure. À cette distance, l'amplitude du signal mesuré peut être altéré par la présence d'effets tridimensionnels, de plasticité ou d'un fort gradient en déformation. Par conséquent, seules les caractéristiques spatiotemporelles des signaux sont utilisées pour calculer une vitesse moyenne entre deux capteurs successifs. Il est souhaitable de s'éloigner du front de fissure pour identifier les propriétés matériaux (K_{ID} ; G_{ID}) dans le respect des hypothèses de la mécanique élastique linéaire de la rupture. Les jauges de déformation (J_2 ; J_4) sont donc placées à une distance plus importante du front de fissure. À cette distance, l'influence de la déformation non-singulière $k_{ns} \, . \, f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)$ doit être évaluée. La vitesse de fissuration mesurée et les temps caractéristiques des signaux enregistrés par les jauges (J_2 ; J_4) sont exploités pour l'identification du coefficient k_{ns}. Pour cela, il est nécessaire de définir des temps caractéristiques très sensibles à ce coefficient. On remarque sur la figure II.19a que la chute de la déformation est peu influencée par la valeur du ratio k_{ns}. Par conséquent, on définit un temps caractéristique Δt_c sur la montée en déformation uniquement (figure II.19b). En plus d'être sensible au paramètre k_{ns}, le temps Δt_c n'est pas soumis aux éventuelles erreurs sur le relevé du temps t_p, dont la détermination est parfois difficile lorsque le changement de pente est progressif.



(a) Évolution de la déformation normalisée en fonction de la position du front de fissure d_{x_1} pour différentes valeurs du coefficient k_{ns} ($\dot{a} = 200$ m.s^{-1}, $d_{y_1} = 3$ mm, $\alpha = 126^o$).



(b) Définition du temps caractéristique Δt_c utilisé pour l'identification du coefficent k_{ns} ($\dot{a} = 200$ m.s^{-1}, $d_{y_1} = 3$ mm, $\alpha = 126^o$, k_{ns} = -150 m^{-1}).

FIGURE II.19 – Identification du coefficient k_{ns} sur la montée en déformation.

Le coefficient k_{ns} est déterminé selon la procédure itérative décrite dans la figure II.20. Puis, le facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} est évalué lorsque l'influence de la déformation singulière est maximale en $d_{x_1} = x_p$, selon l'équation (II.11). Le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} est déduit de K_{ID} selon la formule (II.19) proposée par Freund [36],

$$G_{ID} = \frac{\dot{a}^2 \, \lambda_1 \, \beta}{2 \, c_2^2 \, \mu \, (1 + \lambda_2^2)} \, K_{ID}^2 \, . \tag{II.19}$$

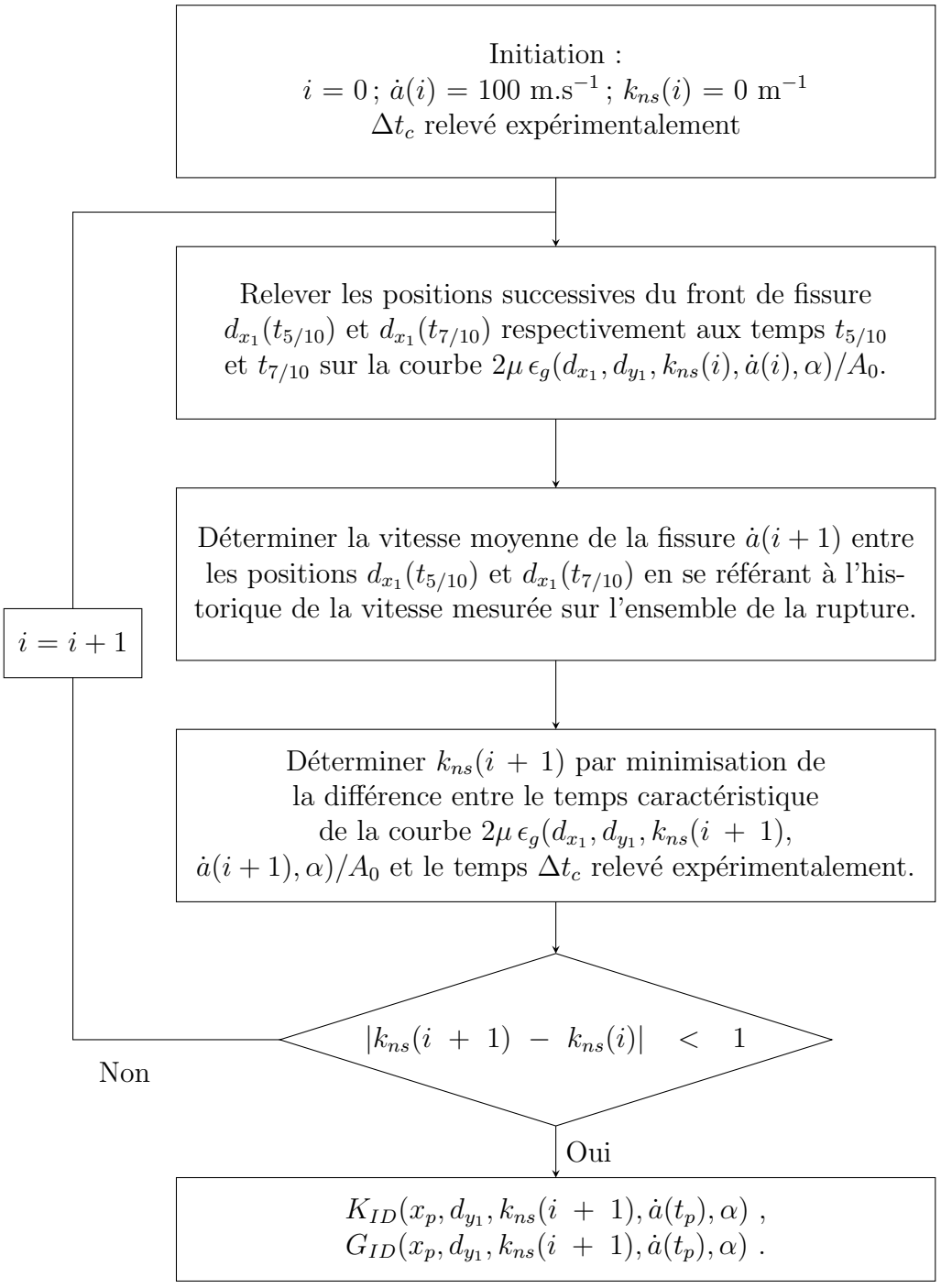


FIGURE II.20 – Définition de la procédure d'estimation de la ténacité dynamique.

Bilan du chapitre II :

Dans le chapitre II, un protocole a été défini pour la caractérisation de l'initiation et de la propagation de fissure dans une éprouvette de résine époxy Hexply®M21 sous chargement dynamique. L'originalité de cet essai réside dans la possibilité de couvrir l'ensemble du processus de rupture dynamique, de l'initiation à la rupture complète de l'éprouvette, en passant par des états de fissuration partielle. Cependant, des difficultés ont été soulevées quant au respect des hypothèses nécessaires à la réalisation de mesures précises et d'une analyse correcte. Notamment, il est essentiel que des jauges adaptées soient positionnées dans le domaine de validité du modèle à 2-paramètres décrivant le champ de déformation asymptotique. En outre, une mesure précise de la vitesse de propagation de la fissure à est nécessaire à l'identification de ce modèle. Enfin, il est important de vérifier le cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture pour remonter aux propriétés (K_{IC} ; K_{ID} ; G_{IC} ; G_{ID}) caractéristiques de l'initiation et de la propagation d'une fissure. Par conséquent, il est nécessaire de valider et évaluer le protocole expérimental proposé.

Chapitre III

Validation du protocole expérimental développé

Ce chapitre porte sur la validation du protocole expérimental développé. En particulier, la pertinence du positionnement des jauges est estimée au regard de la validité du modèle décrivant le champ de déformation asymptotique. La problématique suivante traite de l'influence des dimensions de la grille de mesure sur le signal en déformation enregistré par une jauge au passage de la fissure. Puis, une étude est réalisée pour évaluer l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation par cinématographie rapide. En outre, plusieurs essais de propagation permettent de déterminer des conditions appropriées au respect de l'hypothèse de vitesse constante nécessaire à la caractérisation de la ténacité dynamique. Enfin, ce chapitre se termine sur la validation partielle du cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture et la prise en compte du comportement visqueux de la résine.

Sommaire

III.1 Validation du positionnement des jauges relativement au domaine de validité du modèle asymptotique décrivant le champ de déformation en pointe de fissure 59

III.2 Validation du modèle de jauge sélectionné relativement à l'influence des dimensions de la grille de mesure sur le signal en déformation 70

III.3 Estimation de l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation de fissure et validation de l'hypothèse de vitesse constante 75

III.4 Validation et extension du cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture 80

III.1 Validation du positionnement des jauges relativement au domaine de validité du modèle asymptotique décrivant le champ de déformation en pointe de fissure

III.1.1 Analyse de sensibilité du domaine de validité du modèle asymptotique décrivant le champ de déformation en pointe de fissure

Le champ de déformation au voisinage de la fissure est décrit par un modèle asymptotique à 3-paramètres défini dans l'équation (II.4). Les jauges étant placées selon un angle α de 126^o, le terme $A_2 \,.\, f_2(\dot{a}, \alpha)$ s'annule. La déformation enregistrée par la jauge est donc modélisée par la superposition d'une déformation singulière $A_0 \,.\, f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)/2\mu$ et d'une déformation non-singulière $A_1 \,.\, f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)/2\mu$. Lorsqu'on s'approche du front de fissure, la déformation non-singulière devient négligeable devant la déformation singulière. Inversement en s'éloignant du front de fissure, la déformation singulière devient négligeable devant la déformation non-singulière. Le niveau de précision nécessaire pour modéliser la déformation asymptotique dépend de la distance au front de fissure. En fonction de ce critère, des régions sont donc délimitées dans la figure III.1.

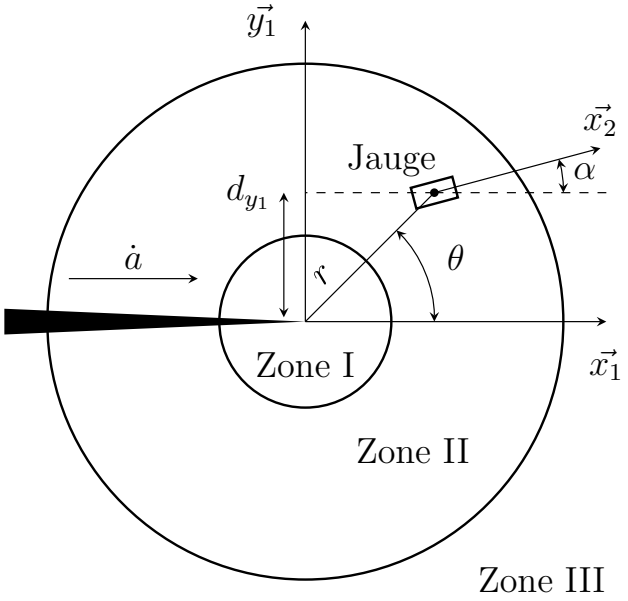


FIGURE III.1 – Schéma des zones délimitées autour de la pointe de fissure. Ces zones sont définies par la précision requise pour décrire le champ de déformation asymptotique à une distance r du front de fissure.

Le protocole expérimental proposé est conditionné par un positionnement optimal des jauges de déformation J_1 à J_5 dont les signaux sont exploités pour la mesure de la vitesse de fissuration $\dot{a}$ et l'identification des paramètres dynamiques de rupture K_{ID} et G_{ID}. Idéalement, les jauges devraient être collées dans la zone dominée par la singularité de la fissure, où la déformation évolue conformément au terme $A_0 \, . \, f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)/2\mu$ dont le paramètre $A_0 = K_{ID}/\sqrt{2\pi}$ caractérise la ténacité dynamique du matériau. Dans cette région, un modèle paramétré par A_0 est suffisant pour décrire le champ de déformation asymptotique selon l'angle α. Cette zone est définie par Zhu et al. [110] comme la région à l'intérieur de laquelle la différence entre la déformation singulière et la déformation totale est inférieure à 5%. Dans cette recherche, la zone I dominée par la singularité de la fissure est définie comme la région à l'intérieur de laquelle la déformation non-singulière $A_1 \, . \, f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)/2\mu$ représente moins de 5% de la déformation singulière $A_0 \, . \, f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)/2\mu$. La zone I rassemble l'ensemble des positions $(d_{x_1},\ d_{y_1})$ qui satisfont la condition (III.1),

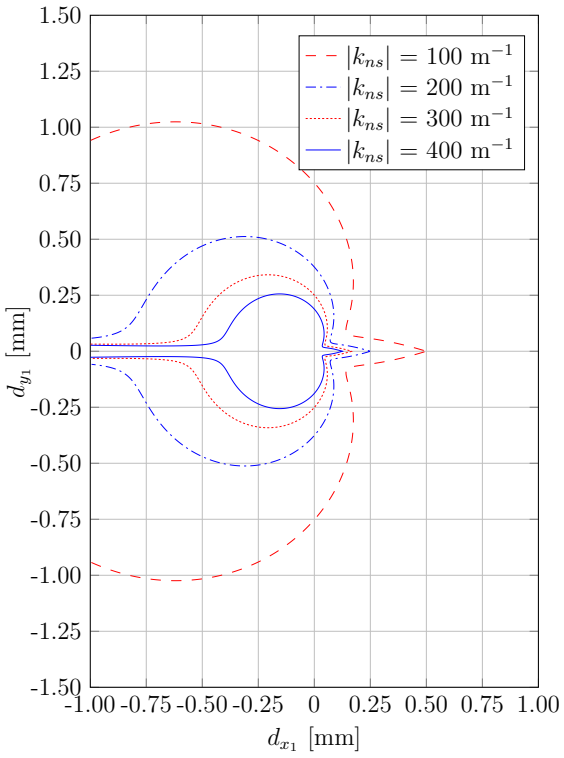
$$(d_{x_1}, d_{y_1}) \in \text{Zone I} \Leftrightarrow |k_{ns} \, . \, \frac{f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)}{f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)}| \leq 0.05 \, . \tag{III.1}$$

Au-delà de la zone singulière, l'influence de la déformation non-singulière $A_1 \, . \, f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)$ $/2\mu$ doit être prise en considération. Un modèle paramétré par $(A_0,\ A_1)$ est nécessaire pour décrire le champ de déformation asymptotique selon l'angle α. Cette région est représentée par la zone II qui inclue l'ensemble positions $(d_{x_1},\ d_{y_1})$ vérifiant la condition (III.2),

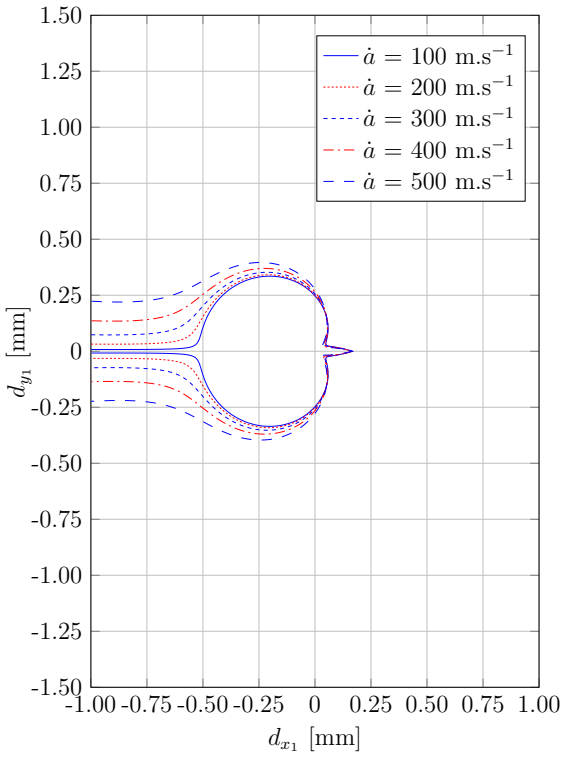
$$(d_{x_1}, d_{y_1}) \in \text{Zone II} \Leftrightarrow |k_{ns} \, . \, \frac{f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)}{f_0(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)}| \leq 0.5 \, . \tag{III.2}$$

On fait l'hypothèse que l'analyse à 2-paramètres décrite dans l'équation (II.11) est appropriée dans la zone II pour identifier le facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID}. En outre, le positionnement d'une jauge en zone III devrait être évitée sans paramètre additionnel pour l'analyse du champ de déformation. Par conséquent, il est nécessaire de déterminer les dimensions des zones I et II dans le cadre du protocole expérimental développé. On procède donc à une analyse de sensibilité des domaines de validité des modèles asymptotiques à 1- ou 2-paramètres décrivant le champ de déformation en pointe de fissure.

L'angle α étant fixé, seuls le coefficient $k_{ns} = A_1/A_0$ et la vitesse de fissuration $\dot{a}$ influencent la forme des zones I et II. La figure III.2 montre l'influence du coefficient k_{ns} et de la vitesse de fissuration $\dot{a}$ sur les dimensions de la zone I. On remarque de façon évidente que la zone singulière s'étend principalement dans la direction $\vec{y_1}$ et derrière le front de fissure. La forme et la position de la zone I sont cohérentes avec les observations de Chona et al. [26] ou Zhu et al. [110] qui identifient la zone de singularité associée à la composante $\epsilon_{y_1 y_1}$ de la déformation sur différentes géométries d'éprouvette. En effet pour une ouverture de fissure en mode I, la composante de la déformation dans la direction $\vec{y_1}$ est prépondérante et représente une part importante du signal ϵ_g mesuré par la jauge orientée selon un angle $\alpha = 126^o$. On observe aussi que la vitesse de fissuration $\dot{a}$ influence très peu la forme et les dimensions de la zone singulière en comparaison du coefficient k_{ns}. Un ratio $|k_{ns}|$ inférieur à 100 m^{-1} implique la présence d'une zone singulière qui s'étend à plus de 1 mm du front de fissure dans la direction $\vec{y_1}$. Au contraire, un ratio $|k_{ns}|$ supérieur à 400 m^{-1} induit une zone singulière qui s'étend à moins de 0.25 mm du front de fissure dans la direction $\vec{y_1}$.



(a) Limites de la zone I, dominée par la singularité de la fissure, pour différentes valeurs du coefficient k_{ns}. ($\dot{a} = 200$ m.s^{-1}, $\alpha = 126^o$)

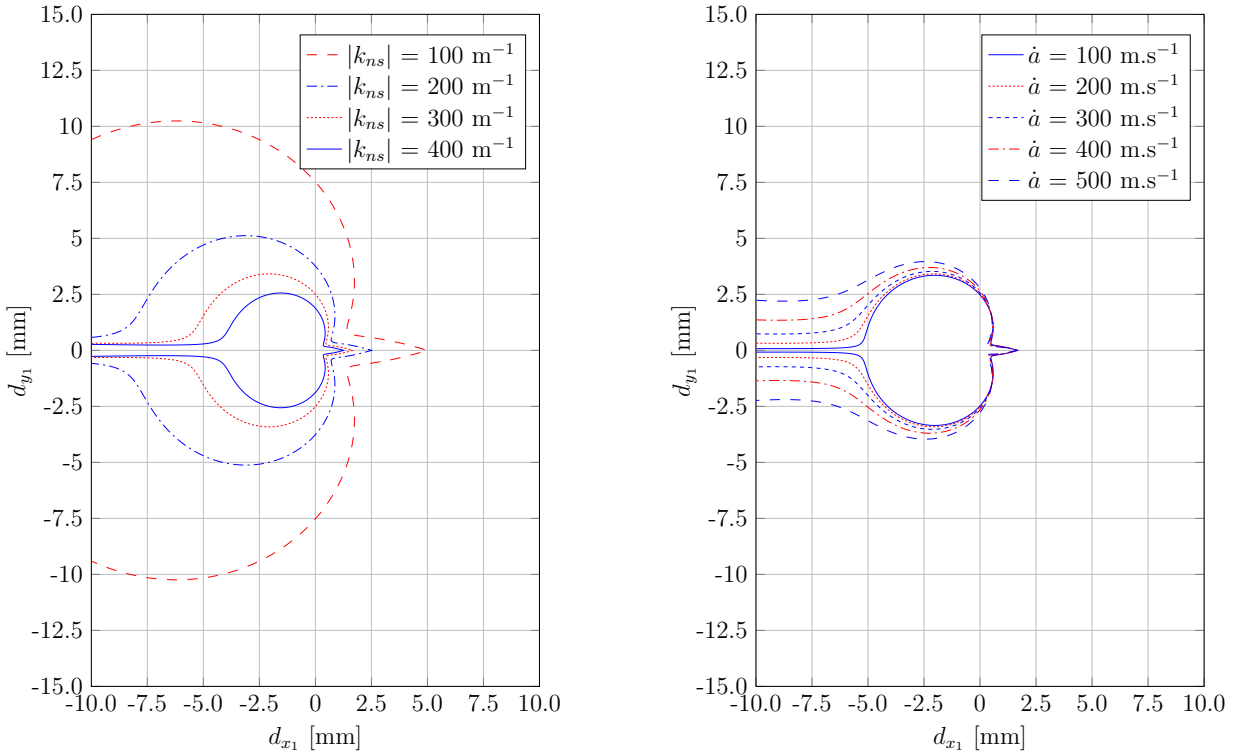


(b) Limites de la zone I, dominée par la singularité de la fissure, pour différentes valeurs de la vitesse $\dot{a}$. ($|k_{ns}| = 300$ m^{-1}, $\alpha = 126^o$).

FIGURE III.2 – Analyse de l'influence du coefficient k_{ns} et de la vitesse $\dot{a}$ sur la zone I.

Des observations similaires sont réalisées sur la figure III.3 qui illustre l'influence du coefficient k_{ns} et de la vitesse $\dot{a}$ sur la zone II. Cependant les dimensions de la zone II sont multipliés par 10 par rapport aux dimensions de la zone I. Ainsi, un ratio $|k_{ns}|$ inférieur à 100 m^{-1} implique une zone II qui s'étend à plus de 10 mm du front de fissure dans la direction $\vec{y_1}$. Au contraire, un ratio $|k_{ns}|$ supérieur à 400 m^{-1} induit une zone II qui s'étend à moins de 2.5 mm du front de fissure dans la direction $\vec{y_1}$. La figure III.4 résume les limites des zones I et II dans la direction $\vec{y_1}$ lorsque d_{x_1} est nul, c'est-à-dire quand la jauge est au-dessus de la pointe de fissure.

Les jauges (J_1, J_3, J_5) sont placées au plus proche du trajet présumé de la fissure, afin de pouvoir négliger la déformation non-singulière. Or, à une distance d_{y_1} de 1 mm, la zone I ne sera atteinte au moment où la fissure passe sous la jauge que si $|k_{ns}| \leq 75$ m^{-1}. En revanche, à une distance d_{y_1} de 2 mm, il suffit que $|k_{ns}| \leq 375$ m^{-1} pour atteindre la zone II au moment où la fissure passe sous la jauge. Or, le coefficient k_{ns} dépend de la longueur de fissure car celle-ci modifie le chargement et la géométrie d'éprouvette. Il est donc important de déterminer l'évolution du paramètre $k_{ns}(a)$ sur l'essai de flexion 3-points proposé.



(a) Limites de la zone II pour différentes valeurs du coefficient k_{ns}. ($\dot{a}$ = 200 m.s^{-1}, $\alpha = 126^o$)

(b) Limites de la zone II pour différentes valeurs de la vitesse $\dot{a}$. ($|k_{ns}|$ = 300 m^{-1}, $\alpha = 126^o$)

FIGURE III.3 – Analyse de l'influence du coefficient k_{ns} et de la vitesse $\dot{a}$ sur la zone II.

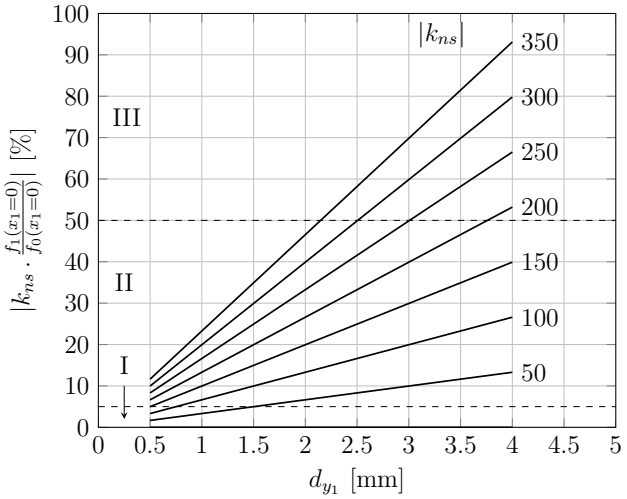


FIGURE III.4 – Limites des zones délimitées autour de la pointe de fissure en $dx_1 = 0$ pour différentes valeurs du coefficient k_{ns}.

III.1.2 Estimation du coefficient k_{ns} à l'initiation de la rupture par une approche hybride numérique/expérimentale — Détermination expérimentale de K_{IC} sous sollicitation quasi-statique

À l'initiation de la rupture, le champ de déformation asymptotique en zone II est défini par le couple de paramètres (A_0, A_1), ou de façon équivalente par (K_{IC}, k_{ns}). L'analyse de l'effort critique F_C et du déplacement critique U_C sur un essai normalisé de flexion 3-points permet d'identifier expérimentalement le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC}. De plus, le facteur d'intensité de contrainte critique est une propriété du matériau et ne dépend pas à priori de la longueur de fissure. Au contraire, l'identification du coefficient k_{ns} doit être réalisée pour différentes longueurs de fissure à partir d'une mesure de déformation dans la zone II. Or, les dimensions de cette région évoluent fortement avec le coefficient k_{ns}. On ne peut donc pas prévoir à priori la position optimale pour identifier ce modèle asymptotique à 2-paramètres via une mesure ponctuelle par jauge de déformation. Il est alors nécessaire d'analyser l'ensemble du champ de déformation asymptotique sur l'éprouvette. Pour cela, on commence par déterminer le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} sur un essai normalisé de flexion 3-points sollicité en quasi-statique. Cet essai est ensuite modélisé par éléments finis avec différentes longueurs de fissure pour accéder à la totalité du champ de déformation asymptotique et estimer le coefficient k_{ns} à l'initiation de la rupture.

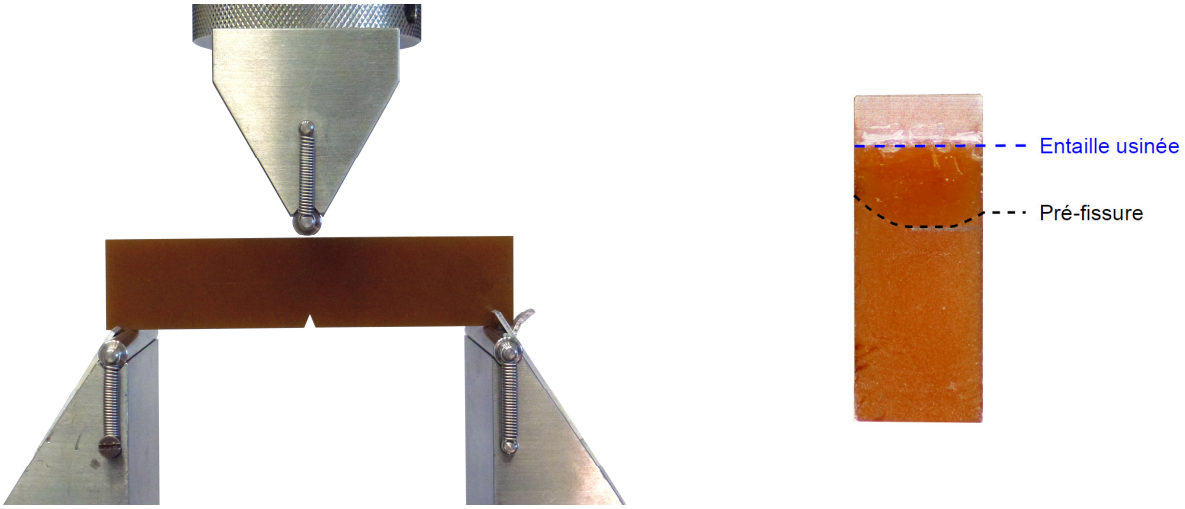
Pour cet essai R01, une éprouvette entaillée de résine époxy Hexply®M21 conforme à la figure II.1 est pré-fissurée à l'aide d'une lame de scalpel. La lame est placée au fond de l'entaille usinée à 45^o et percutée jusqu'à propager une fissure. Le résultat de cette opération délicate est observable après essai dans la figure III.5b. Le faciès de rupture révèle que le front de la fissure initiée est courbe avec une profondeur maximale de 8 mm dans l'épaisseur de l'éprouvette. Au contraire, le front de fissure est plus court sur les bords de l'éprouvette. Une telle propagation de fissure est caractéristique des éprouvettes épaisses en polymère. Une longueur de fissure a égale à 8 mm est choisie pour l'analyse de l'essai. L'épaisseur de l'éprouvette testée h est mesurée à 7.75 mm pour une largeur de 19.92 mm. Les dimensions de l'éprouvette respectent la condition $w/4 < h < w/2$ nécessaire à l'obtention d'un état de déformation plane [52]. L'éprouvette est ensuite sollicitée en flexion 3-points par une machine conventionnelle de traction/compression à 1 mm.min^{-1} jusqu'à la rupture complète. Le montage normalisé de l'essai est présenté dans la figure III.5a.

L'effort appliqué sur l'éprouvette ainsi que le déplacement machine associé à l'appui supérieur sont enregistrés par la machine conventionnelle de traction/compression. La rupture fragile de l'éprouvette est repérée par la chute brutale de l'effort. L'évolution de l'effort avec le déplacement est présentée dans la figure III.6. Cette courbe est analysée selon la norme ISO 13586 :2000(F) [52] et les résultats sont résumés dans le tableau III.1.

TABLE III.1 – Résultats de l'essai normalisé de flexion 3-points R01.

Méthode d'analyse	F_C [N]	U_C [μm]	K_{IC} [MPa.$\sqrt{\text{m}}$]	G_{IC} [J.m^{-2}]
ISO 13586 :2000(F) [52]	150	230	1.084	362

La validité de l'essai est évaluée en comparant les quantités E_{stiff} et E_{frac} déduites des



(a) Montage de flexion 3-points normalisé. (b) Profil de la fissure initiée avant essai.

FIGURE III.5 – Essai normalisé de flexion 3-points R01 pour déterminer le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} à l'initiation de la rupture sous une sollicitation quasi-statique.

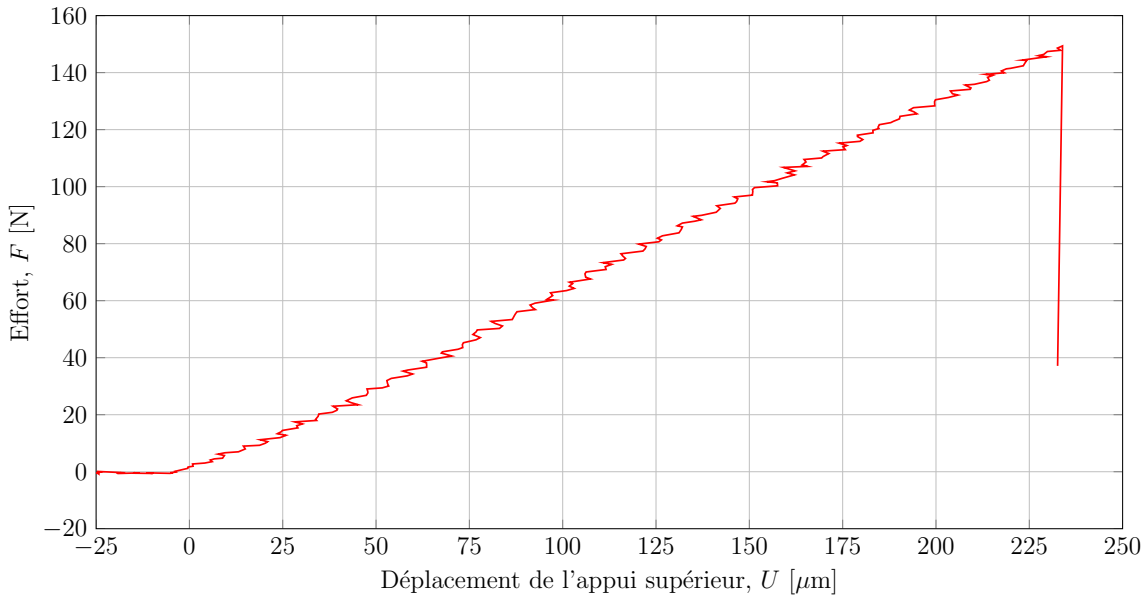
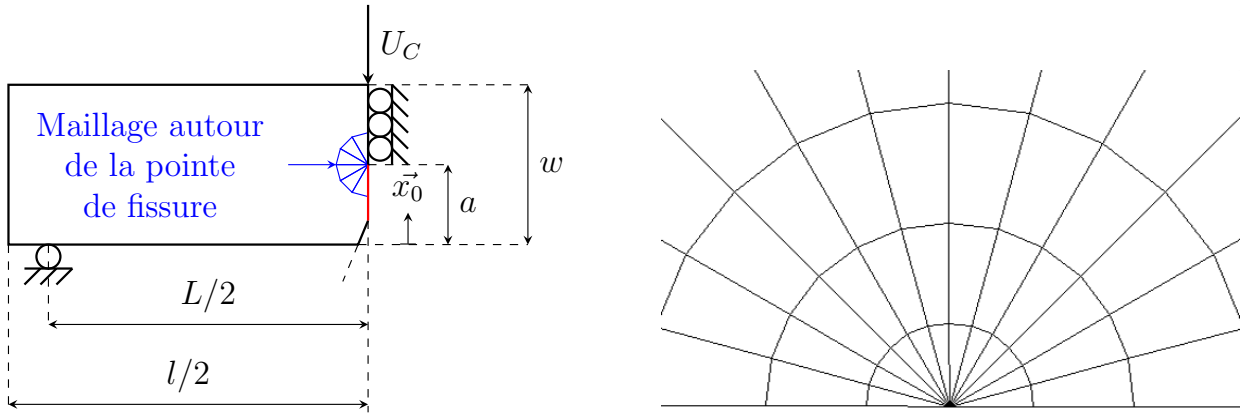


FIGURE III.6 – Courbe Effort-Déplacement pour l'essai normalisé de flexion 3-points R01 sur une éprouvette de résine époxy Hexply®M21 pré-fissurée.

équations (II.14) et (II.15). Le module de Young apparent E_{frac} calculé à partir des propriétés à rupture est estimé à 3245 MPa et le module E_{stiff} fonction de la raideur de l'éprouvette est estimé à 3238 MPa. La différence constatée de 0.02%, très inférieure à 15%, valide l'essai. Le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} à l'initiation quasi-statique de la rupture dans la résine époxy Hexply®M21 est estimé expérimentalement à 1.084 MPa.$\sqrt{\text{m}}$. Une analyse numérique du champ de déformation asymptotique est ensuite réalisée par éléments finis pour identifier le coefficient k_{ns} à l'initiation de la rupture pour plusieurs longueurs de la fissure.

III.1.3 Estimation du coefficient k_{ns} à l'initiation de la rupture par une approche hybride numérique/expérimentale — Modélisation éléments finis

Le champ de déformation asymptotique correspondant à une longueur de fissure a entre 6 mm et 15 mm est obtenu numériquement par la modélisation éléments finis présentée dans la figure III.7a.



(a) Représentation des conditions limites appliquées sur une moitié de l'éprouvette.

(b) Maillage spécifique en forme toile d'araignée entourant la pointe de fissure.

FIGURE III.7 – Modélisation par éléments finis de l'essai normalisé de flexion 3-points.

Cette simulation numérique est réalisée avec le code implicite Cast3M développé par le CEA. Le type de problème étudié est quasi-statique puisque la vitesse de sollicitation imposée pendant l'essai est de 1 mm.min^{-1}. Le problème est traité en deux dimensions dans l'hypothèse des déformations planes. Des éléments triangulaires quadratiques à six nœuds d'une longueur caractéristique de 1 μm sont positionnés en pointe de fissure selon la figure III.7b. Le reste du maillage est défini par des quadrangles quadratiques à huit nœuds. Ce maillage est spécifique à l'étude du champ de déformation asymptotique et également employé par Sarangi et al. [91][92]. Le comportement de la résine époxy Hexply®M21 est supposé linéaire élastique. Les propriétés matériaux sont résumées dans le tableau II.1. Seule une moitié de l'éprouvette est représentée en ajoutant une condition de symétrie sur les nœuds adjacents à l'axe de chargement et satisfaisant la condition $d_{x_0} \geq a$. Les nœuds adjacents à l'axe de chargement et tels que $d_{x_0} < a$ sont libres et représentent les lèvres de la fissure. L'appui inférieur est modélisé en bloquant la translation d'un nœud selon $\vec{x_0}$. L'éprouvette est chargée par un déplacement imposé U_C sur le nœud situé dans le coin supérieur droit de l'éprouvette comme indiqué sur la figure III.7a. La valeur du déplacement critique U_C est calculée en utilisant la norme ISO 13586 :2000(F) [52] pour chaque longueur de fissure a. Ce chargement induit théoriquement une criticité de fissure K_{IC} égale à 1.084 MPa.$\sqrt{\text{m}}$ et un taux de restitution d'énergie G_{IC} de 362 J.m^{-2}. On note $\epsilon_g^n(d_{x_1}, d_{y_1})$ la déformation numérique issue de la modélisation par éléments finis au point (d_{x_1}, d_{y_1}) et selon un angle α de 126^o. Par ailleurs, on note $\epsilon_g^a(d_{x_1}, d_{y_1}, K_{IC}, k_{ns})$ la déformation analytique issue du modèle asymptotique décrit dans l'équation II.4, au point (d_{x_1}, d_{y_1}) selon un angle α de 126^o et pour une vitesse $\dot{a}$ nulle.

Afin d'identifier le coefficient k_{ns}, on analyse l'évolution de la déformation numérique $\epsilon_g^n(0, d_{y_1})$ au-dessus de la pointe de fissure, soit sur la ligne définie par $d_{x_1} = 0$. Idéalement, l'identification devrait être réalisée sur un domaine inclus dans la zone II pour s'assurer la validité du modèle. Malheureusement, les dimensions de la zone II fortement dépendantes de k_{ns} sont à priori inconnues. Toutefois, il est possible d'estimer l'importance de la déformation non-singulière en comparant le champ de déformation singulier avec le champ de déformation numérique. Dans cette intention, on définit la fonction ERR_I par la relation III.3,

$$ERR_I(d_{x_1}, d_{y_1}) = \left|\frac{\epsilon_g^n(d_{x_1}, d_{y_1}) - \epsilon_g^a(d_{x_1}, d_{y_1}, K_{IC}, 0)}{\epsilon_g^a(d_{x_1}, d_{y_1}, K_{IC}, 0)}\right| . \tag{III.3}$$

La fonction ERR_I représente l'erreur entre le champ de déformation numérique et le champ de déformation singulier analytique en (d_{x_1}, d_{y_1}). On choisit d'analyser la valeur de la déformation sur l'ensemble des points $(0,\ d_{y_1})$ satisfaisant la condition $0.05 \leq ERR_I(0, d_{y_1}) \leq 0.25$. Sur ce domaine, la déformation non-singulière totale représente entre 5% et 25% de la déformation singulière. Ce domaine est sélectionné afin de conserver une importance significative du terme $k_{ns} \,.\, f_1(d_{x_1}, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)$ ainsi que la validité du modèle asymptotique à 2-paramètres. Une identification du couple $(K_{IC},\ k_{ns})$ est alors réalisée sur cet ensemble de n points par une optimisation au sens des moindres carrés. La variable minimisée $RMSE$ est un scalaire défini par l'équation III.4,

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{n}\sum_i^n \left\{\epsilon_g^n(0, d_{y_1}[i]) - \epsilon_g^a(0, d_{y_1}[i], K_{IC}, k_{ns})\right\}^2} . \tag{III.4}$$

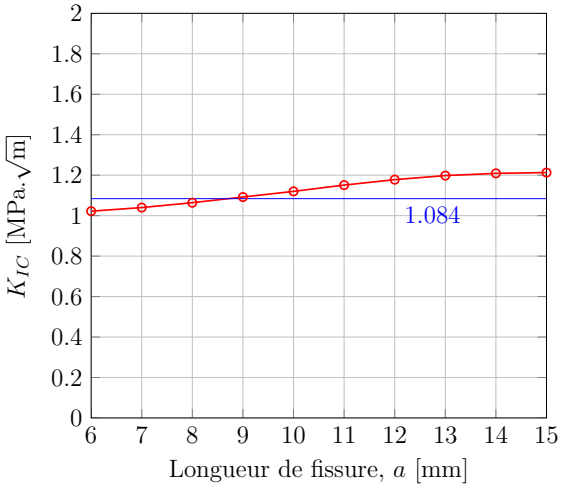
La valeur de $ERR_I(0, d_{y_1})$ étant dépendante de la quantité optimisée K_{IC}, il est nécessaire de procéder par itération sur le couple $(K_{IC},\ k_{ns})$. Par conséquent, le domaine d'optimisation est évalué à chaque nouvelle itération en utilisant le résultat de l'optimisation à l'itération précédente. La valeur initiale du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} est la valeur identifiée expérimentalement de 1.084 MPa.$\sqrt{\text{m}}$ et le coefficient k_{ns} est initialisé à 0 m^{-1}. Les résultats de cette procédure d'identification sont présentés dans le tableau III.2 et la figure III.8.

Le déplacement critique imposé U_C est sélectionné de façon à conserver une criticité de fissure K_{IC} égale à 1.084 MPa.$\sqrt{\text{m}}$ quelque soit la longueur de la fissure. Pourtant, on identifie un facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} qui diffère de la valeur théorique recherchée lorsque la fissure évolue vers les bords supérieurs et inférieurs de l'éprouvette comme l'indique la figure III.8a. On pense que l'imprécision sur l'identification expérimentale des paramètres de rupture K_{IC} et G_{IC} est responsable de cette différence. Par exemple, il est délicat de déterminer expérimentalement la longueur de fissure lorsque le front est parabolique. L'écart entre la singularité de la fissure identifié numériquement et la valeur théorique recherchée reste toutefois inférieur à 12% sur l'ensemble des longueurs de fissure étudiées et ne remet donc pas en cause l'identification du coefficient k_{ns}.

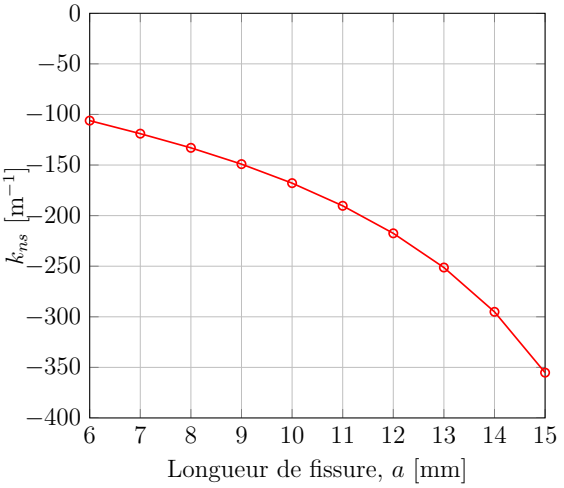
L'évolution du coefficient k_{ns} déterminé à partir du champ de déformation numérique est illustrée dans la figure III.8b. On observe que ce coefficient chute de -106 m^{-1} à -355 m^{-1} lorsque la longueur de fissure passe de 6 mm ($a/w = 0.30$) à 15 mm ($a/w = 0.75$). Ceci indique que l'influence de la déformation non-singulière devient plus forte quand la fissure approche

TABLE III.2 – Résultats de l'identification du couple de paramètres (K_{IC}, k_{ns}) décrivant le champ de déformation asymptotique à l'initiation de la rupture d'une éprouvette pré-fissurée.

a [mm]	a/w	U_C [μm]	K_{IC} [MPa.$\sqrt{\text{m}}$]	k_{ns} [m^{-1}]	$RMSE$ [μDef]
6.00	0.30	224.9	1.022	-106.1	0.823
7.00	0.35	225.8	1.040	-119.0	0.265
8.00	0.40	230.0	1.064	-133.0	0.443
9.00	0.45	237.4	1.092	-149.1	0.654
10.00	0.50	247.5	1.120	-167.9	1.075
11.00	0.55	261.2	1.151	-190.3	1.592
12.00	0.60	277.9	1.178	-217.5	2.184
13.00	0.65	297.2	1.198	-251.3	2.730
14.00	0.70	320.5	1.209	-295.1	3.520
15.00	0.75	349.6	1.213	-355.2	4.510



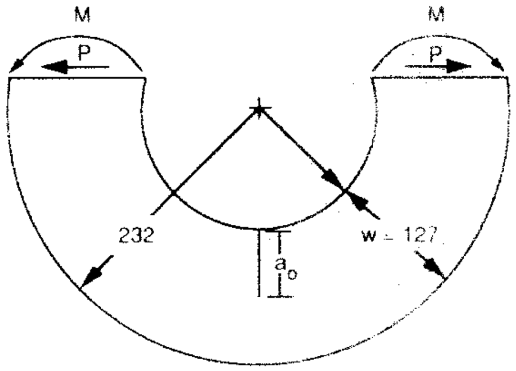
(a) K_{IC} identifié au moment de l'initiation quasi-statique de la rupture d'une éprouvette pré-fissurée sur une longueur a et sollicitée par un déplacement critique imposé U_C.



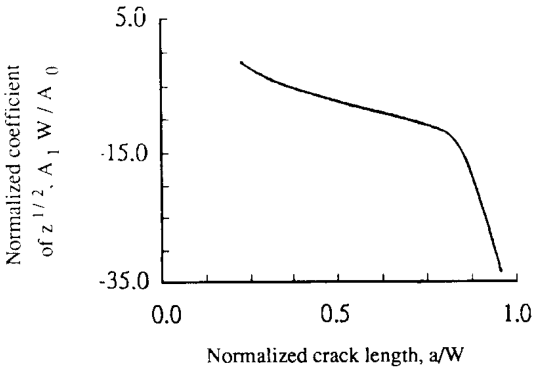
(b) Coefficient k_{ns} identifié au moment de l'initiation quasi-statique de la rupture d'une éprouvette pré-fissurée sur une longueur a et sollicitée par un déplacement critique imposé U_C.

FIGURE III.8 – Résultats de l'identification du couple de paramètres (K_{IC}, k_{ns}) décrivant le champ de déformation asymptotique à l'initiation de la rupture d'une éprouvette pré-fissurée.

du bord supérieur de l'éprouvette et masque la singularité de la fissure qui sera plus difficile à identifier. Une telle évolution est également constatée expérimentalement par Shukla et Chona [97] ainsi que Zhu et al. [110] sur une autre éprouvette en flexion dont la géométrie est définie dans la figure III.9a. La figure III.9b montre effectivement un coefficient k_{ns} dont la valeur négative est divisée par 4 lorsque la fissure passe d'une longueur $a/w = 0.25$ à une longueur $a/w = 0.75$.



(a) Géométrie de l'éprouvette *Ring* testée par Shukla et Chona [97] ainsi que Zhu et al. [110].



(b) Évolution de la quantité $k_{ns}\,.\,w$ identifiée expérimentalement au cours de la rupture d'une éprouvette *Ring* [97][110].

FIGURE III.9 – Résultats expérimentaux sur une éprouvette *Ring* pour comparaison [97][110].

Une variation aussi importante du coefficient k_{ns} influence fortement les dimensions des zones I et II au cours de la propagation de la fissure. Le positionnement des jauges de déformation J_1 à J_5 doit maintenant être évalué en exploitant ces résultats issus du champ de déformation numérique.

III.1.4 Évaluation de la configuration proposée pour le positionnement des jauges de déformation

Le coefficient k_{ns} étant maintenant connu à l'initiation quasi-statique de la rupture, on peut estimer la taille des zones I et II correspondantes. En se référant à la figure III.4, on constate que la zone I s'étend sur moins de 1 mm au-dessus de la pointe de fissure pour des valeurs de $|k_{ns}|$ supérieures à 100 m^{-1}. Or, les valeurs de k_{ns} identifiées précédemment sont inférieures à -106 m^{-1}. Par conséquent, aucune des jauges J_1 à J_5 ne peut être positionnée dans la zone singulière. Un positionnement des jauges J_1 à J_5 en zone II associé à l'emploi d'un modèle paramétré par le couple (K_{IC}, k_{ns}) sont des conditions nécessaires à l'analyse du champ de déformation asymptotique lorsque la longueur de la fissure est incluse entre 6 mm et 15 mm. Pour estimer les dimensions limites de la zone II, on définit la longueur caractéristique $d_{y_1}^{II}$ par l'égalité III.5,

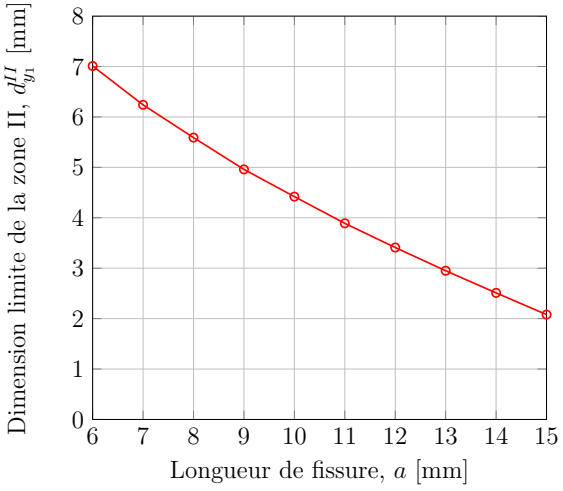
$$d_{y_1} = d_{y_1}^{II} \Leftrightarrow |k_{ns}\,.\,\frac{f_1(0, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)}{f_0(0, d_{y_1}, \dot{a}, \alpha)}| = 0.5\ . \tag{III.5}$$

La distance caractéristique $d_{y_1}^{II}$ représente la limite de la zone II dans la direction $\vec{y_1}$ sur la droite $d_{x_1} = 0$, soit au-dessus du front de fissure. La variation de la dimension $d_{y_1}^{II}$ est calculée et représentée par la courbe III.10a. Par ailleurs, on a émis l'hypothèse que le champ de déformation asymptotique en zone II est décrit avec suffisamment de précision par un modèle

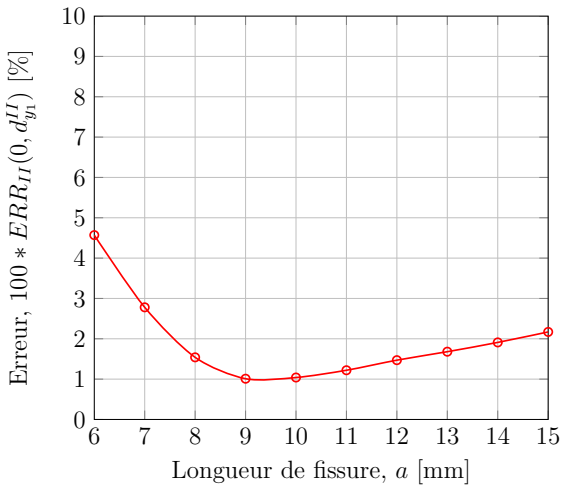
paramétré avec le couple (K_{IC}, k_{ns}). On veut donc évaluer la précision de ce modèle sur la zone II. Dans cet intention, on étudie la fonction ERR_{II} décrite dans l'équation III.6,

$$ERR_{II}(d_{x_1}, d_{y_1}) = |\frac{\epsilon_g^n(d_{x_1}, d_{y_1}) - \epsilon_g^a(d_{x_1}, d_{y_1}, K_{IC}, k_{ns})}{\epsilon_g^a(d_{x_1}, d_{y_1}, K_{IC}, k_{ns})}| \,. \tag{III.6}$$

La quantité $ERR_{II}(d_{x_1}, d_{y_1})$ représente l'erreur entre le champ de déformation numérique ϵ_g^n et le champ de déformation analytique ϵ_g^a paramétré par le couple (K_{IC}, k_{ns}) au point (d_{x_1}, d_{y_1}). Cette erreur provient des termes dont l'ordre est supérieur à $\frac{1}{2}$ et qui sont tronqués dans la description de la déformation asymptotique. Par conséquent, la valeur de la fonction ERR_{II} augmente lorsque l'on s'éloigne de la pointe de fissure. C'est pourquoi on évalue cette fonction au point (0, $d_{y_1}^{II}$) comme une estimation de l'erreur maximale sur la zone II (figure III.10b).



(a) Dimension limite de la zone II à l'initiation quasi-statique de la rupture en fonction de la longueur de la fissure.

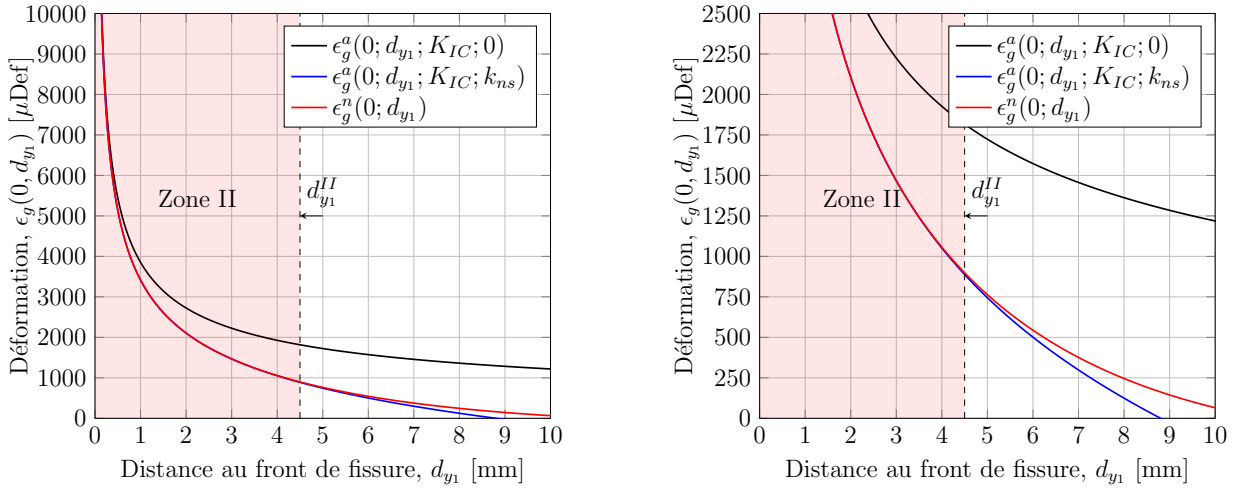


(b) Erreur ERR_{II} à la limite de la zone II à l'initiation quasi-statique de la rupture en fonction de la longueur de la fissure.

FIGURE III.10 – Caractéristiques de la zone II à l'initiation quasi-statique de la rupture en fonction de la longueur de la fissure a.

La figure III.10a montre que les dimensions de la zone II diminuent avec la longueur de la fissure, conséquence logique de l'augmentation de $|k_{ns}|$. Cependant, on constate très clairement que les jauges J_1 à J_5 positionnées à une distance du front de fissure d_{y_1} inférieure ou égale à 2 mm sont effectivement à l'intérieur de la zone II. En outre, l'erreur maximale induite par une analyse à 2-paramètres de la déformation dans cette région est inférieure à 5%. Cette erreur est même inférieure à 2% pour une longueur de fissure entre 9 mm et 13 mm correspondant à la partie de la propagation analysée par les jauges de déformation. On valide donc l'hypothèse que le champ de déformation asymptotique en zone II est décrit avec suffisamment de précision par un modèle paramétré avec le couple (K_{IC}, k_{ns}) comme illustré dans la figure III.11. On valide également le positionnement des jauges J_1 à J_5 sur ce même critère.

Dans cette section, une approche hybride numérique/expérimentale a permis d'identifier une zone appropriée pour l'analyse simplifiée à 2-paramètres du champ de déformation asymptotique. Cependant, les paramètres (K_{IC}, k_{ns}) identifiés sont valables sur un cas d'initiation



(a) (b)

FIGURE III.11 – (a) Modèles asymptotiques à 1-paramètre et 2-paramètres identifiés à partir du champ de déformation éléments finis autour d'une fissure de longueur $a = 10$ mm. (b) Zoom sur la frontière entre la zone II et la zone III.

quasi-statique de la rupture. Cette phase est une étape préliminaire essentielle au dimensionnement de l'étude expérimentale d'une propagation dynamique de fissure.

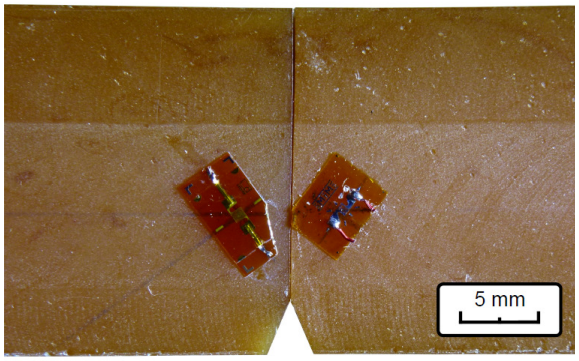
III.2 Validation du modèle de jauge sélectionné relativement à l'influence des dimensions de la grille de mesure sur le signal en déformation

III.2.1 Analyse expérimentale de la sensibilité du signal de déformation aux dimensions de la grille de mesure

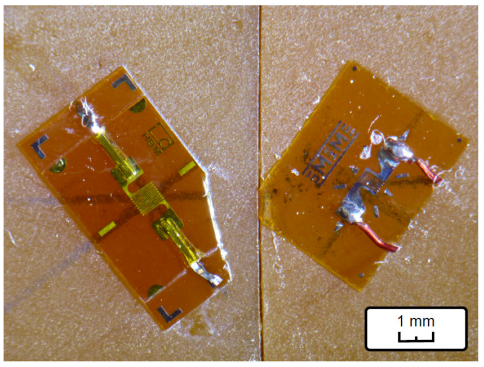
Le modèle défini par la relation (II.4) décrit le champ de déformation asymptotique point par point. Or, une jauge de déformation produit une tension proportionnelle à la variation de sa résistance. La déformation mesurée est donc une valeur moyenne sur la surface occupée par la grille de mesure. En général, on rapporte la déformation mesurée par la jauge au centre de celle-ci. Néanmoins, il existe une différence entre la déformation moyenne mesurée par la jauge et la déformation ressentie en son centre en terme d'amplitude et de temps caractéristique. Cette approximation peut avoir des conséquences sur l'identification des paramètres de rupture. En effet, la déformation ϵ_g enregistrée au centre de la jauge durant la propagation de la fissure décrit un pic dont l'amplitude maximale ϵ_g^p est atteinte au temps t_p (figure II.19b). Or, la valeur ϵ_g^p est une donnée essentielle pour l'identification des paramètres de rupture puisque le facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} est directement proportionnel à l'amplitude du signal en déformation via les équations (II.10) et (II.11). De même, le temps caractéristique Δt_c défini dans la figure II.19b est exploité pour l'identification du coefficient k_{ns}. C'est pourquoi on désire

analyser la sensibilité du signal de déformation aux dimensions de la grille de mesure du modèle de jauge sélectionné.

Une première approche expérimentale consiste à comparer le signal du capteur sélectionné dans cette recherche au signal d'un capteur possédant une grille de mesure avec une aire plus faible sur un essai R02 de propagation de fissure. Le capteur sélectionné dans cette recherche est une jauge HBM 1-LY21-0.6/120 possédant une grille de mesure carrée de 0.6 mm de côté. Celui-ci est comparé à une jauge Vishay Micro-Measurements MM EA-06-015EH-120 possédant une grille de mesure rectangulaire d'une longueur de 0.38 mm sur une largeur de 0.51 mm. Ces jauges sont positionnées à 126^o en symétrie miroir par rapport au trajet de fissure présumé. L'éprouvette entaillée est sollicitée en flexion 3-points quasi-statique jusqu'à rupture. Les coordonnées relatives au trajet de fissure réel sont mesurées au microscope après rupture de l'éprouvette (figure III.12) et résumées dans le tableau III.3. Malgré toutes les précautions prises pour positionner les jauges en symétrie miroir, on observe un décalage de 0.29 mm dans la direction $\vec{x_0}$. En revanche, une différence de seulement 0.02 mm est mesurée dans la direction $\vec{y_1}$ ce qui démontre que l'essai de flexion 3-points sur éprouvette entaillée génère une propagation de fissure rectiligne avec un site d'initiation contrôlé.



(a) Positions de la jauge HBM 1-LY21-0.6/120 (gauche) et de la jauge MM EA-06-015EH-120 (droite) observées post-mortem. Plan large.



(b) Positions de la jauge HBM 1-LY21-0.6/120 (gauche) et de la jauge MM EA-06-015EH-120 (droite) observées post-mortem. Plan rapproché.

FIGURE III.12 – Positions des jauges HBM et MM en symétrie miroir par rapport au trajet de fissure constaté après rupture de l'éprouvette sur l'essai R02.

Les signaux enregistrés sont présentés dans la figure III.13 en se focalisant sur le pic de déformation provoqué par le passage de la fissure sous les jauges. Le tableau III.3 résume les valeurs de l'amplitude maximale ϵ_g^p et du temps caractéristique Δt_c relevées sur chacun des pics de déformation.

Les similitudes observées entre les courbes de la figure III.13 démontrent que le chargement et le champ de déformation asymptotique sont relativement symétriques par rapport à l'axe de chargement. Cependant, plusieurs différences existent entre les deux signaux de déformation. D'abord, la jauge HBM réagit légèrement avant la jauge MM. Ce décalage temporel s'explique par la position de la jauge HBM, plus proche du lieu de l'initiation de 0.29 mm dans la direction $\vec{x_0}$. De plus, l'amplitude maximale ϵ_g^p de la déformation enregistrée par la jauge HBM est supérieure de 7%. Cet écart n'est pas forcément dû à un changement dans les dimensions

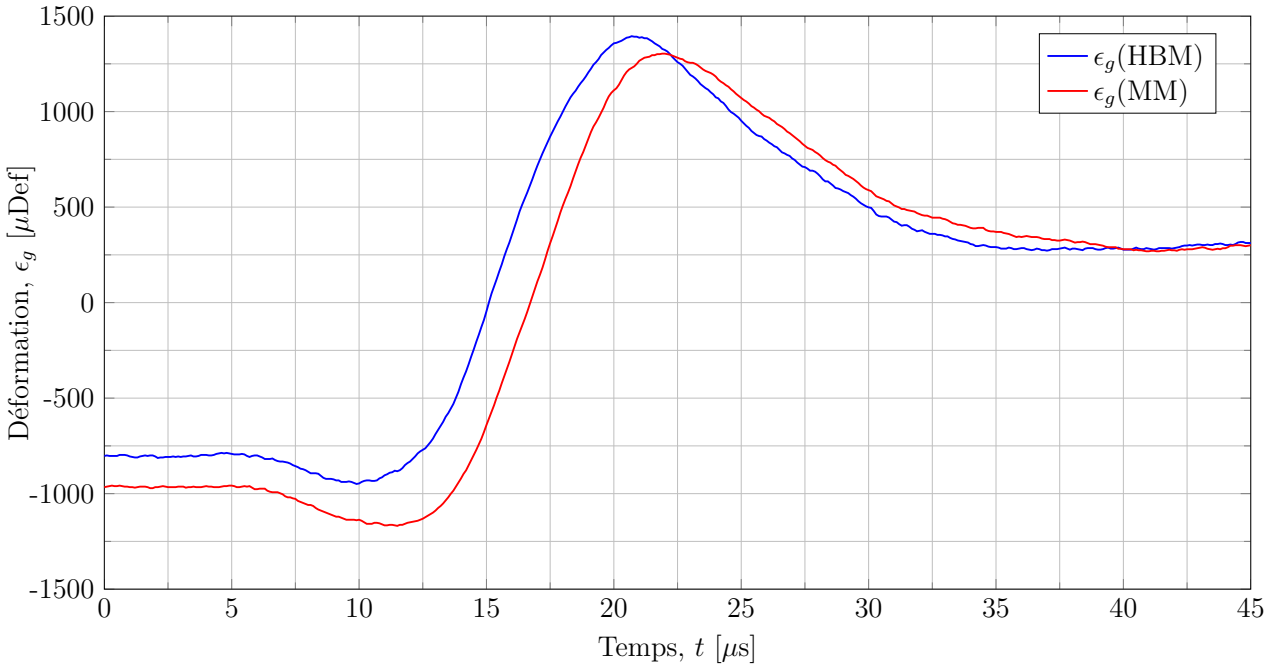


FIGURE III.13 – Signaux enregistrés respectivement par la jauge HBM 1-LY21-0.6/120 et par la jauge MM EA-06-015EH-120 sur l'essai R02.

TABLE III.3 – Coordonnées des jauges et caractéristiques des signaux de déformation.

Modèle de jauge	d_{x_0} [mm]	d_{y_1} [mm]	ϵ_g^p [μDef]	Δt_c [μs]
HBM	8.35	2.98	1395	0.948
MM	8.64	2.96	1303	0.799

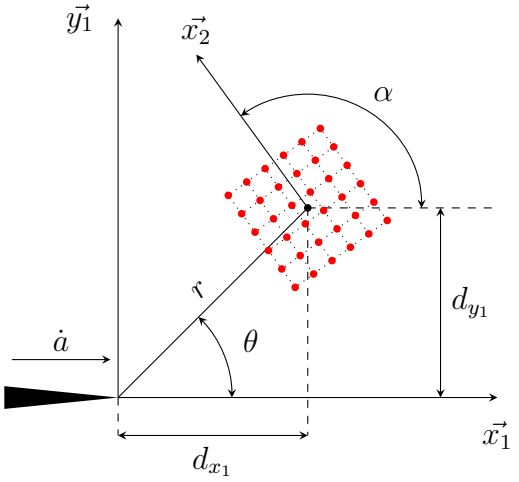
des jauges. En effet, la jauge MM enregistre une déformation non-singulière avant rupture 20% plus élevée en valeur absolue que celle captée par la jauge HBM. Dans ce cas, les effets de la singularité de la fissure sont atténués par une déformation non-singulière négative plus importante. Cela traduit une valeur du coefficient k_{ns} négative et vérifiant l'inégalité $k_{ns}(a = 8.64\text{mm}) \leq k_{ns}(a = 8.35\text{mm})$. Cette hypothèse est cohérente avec l'évolution du coefficient k_{ns} déterminée précédemment et illustrée dans la figure III.8b. D'ailleurs, la valeur du temps caractéristique Δt_c plus faible sur le pic de déformation provenant de la jauge MM confirme l'hypothèse d'une chute du coefficient k_{ns} (figure II.19).

En conclusion, l'analyse de la sensibilité du signal de déformation aux dimensions de la grille de mesure par une approche expérimentale est difficilement réalisable à cause de la variation du coefficient k_{ns} qui impose un positionnement des jauges selon une symétrie miroir parfaite.

III.2.2 Analyse numérique de la sensibilité du signal de déformation aux dimensions de la grille de mesure

L'approche expérimentale se révélant délicate, on réalise une analyse numérique de la sensibilité du signal de déformation aux dimensions de la grille de mesure de la jauge HBM 1-LY21-0.6/120. Afin de simuler la déformation mesurée par cette jauge, on discrétise la grille de mesure en n x n points de coordonnées X_{ij} comme illustré dans la figure III.14. La déformation moyenne mesurée sur cette surface ϵ_g^m est ensuite déduite des déformations $\epsilon_g(X_{ij})$ captées aux points de la discrétisation selon la relation (III.7),

$$\epsilon_g^m = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i,j}^{n} \epsilon_g(X_{ij}) \ . \tag{III.7}$$



• Centre de la jauge • Point X_{ij} de la grille de mesure

FIGURE III.14 – Exemple d'une discrétisation de la jauge de déformation en 6 x 6 points.

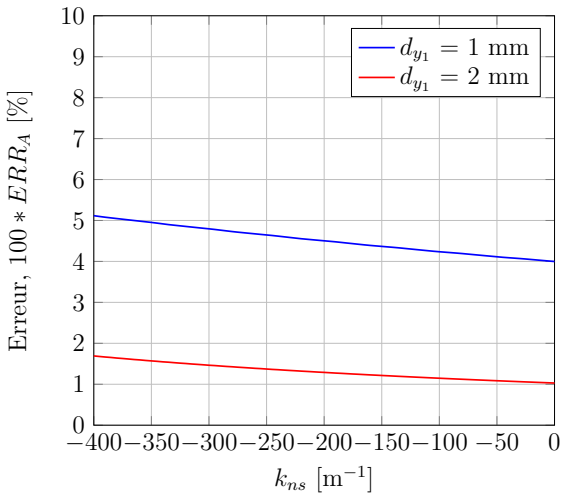
Cette déformation moyenne ϵ_g^m est ensuite comparée à la déformation ϵ_g de référence, calculée au centre de la jauge de coordonnées (d_{x_1}, d_{y_1}). On évalue l'influence des dimensions de la grille de mesure sur l'amplitude maximale de la déformation moyenne ϵ_g^m grâce à la variable ERR_A décrite dans la formule (III.8),

$$ERR_A = |\frac{\epsilon_g^p - max(\epsilon_g^m)}{\epsilon_g^p}| \ . \tag{III.8}$$

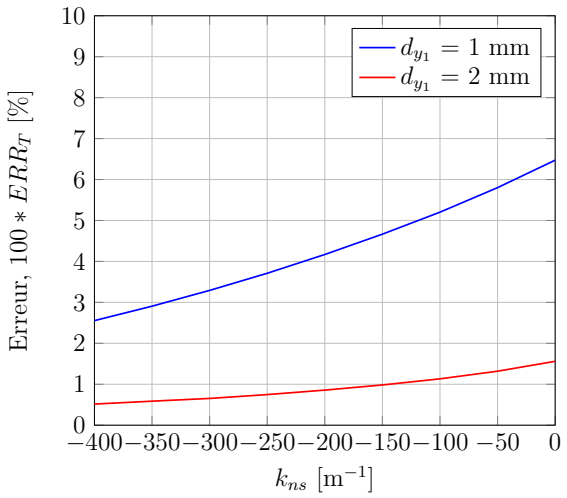
ERR_A représente l'erreur sur l'amplitude maximale de la déformation moyenne ϵ_g^m en considérant la déformation maximale ϵ_g^p enregistrée au centre de la jauge comme la référence. Par ailleurs, on évalue l'influence des dimensions de la grille de mesure sur le temps caractéristique Δt_c^m de la déformation moyenne ϵ_g^m grâce à la variable ERR_T décrite dans la formule (III.9),

$$ERR_T = |\frac{\Delta t_c - \Delta t_c^m}{\Delta t_c}| \ . \tag{III.9}$$

ERR_T représente l'erreur sur le temps caractéristique Δt_c^m de la déformation moyenne ϵ_g^m en considérant le temps caractéristique Δt_c calculé au centre de la jauge comme la référence. Les figures III.15a et III.15b montrent respectivement l'évolution des variables ERR_A et ERR_T en fonction du coefficient k_{ns} pour une jauge HBM 1-LY21-0.6/120 placée à distance d_{y_1} du trajet de fissure.



(a) Erreur sur l'amplitude maximale de la déformation moyenne ϵ_g^m en fonction du coefficient k_{ns}. ($\dot{a} = 200$ m.s^{-1}, $\alpha = 126^o$)



(b) Erreur sur le temps caractéristique Δt_c^m de la déformation moyenne ϵ_g^m en fonction du coefficient k_{ns}. ($\dot{a} = 200$ m.s^{-1}, $\alpha = 126^o$)

FIGURE III.15 – Étude de l'erreur induite par les dimensions de la grille de mesure sur la déformation moyenne ϵ_g^m mesurée par une jauge HBM 1-LY21-0.6/120 à une distance d_{y_1} du trajet de fissure.

On constate sur la figure III.15a que l'erreur sur l'amplitude maximale de la déformation moyenne ϵ_g^m augmente lorsque l'on se rapproche de la fissure. Cette évolution est cohérente avec l'augmentation du gradient de déformation. L'erreur $100 * ERR_A$ est inférieure à 2% pour une jauge placée à 2 mm du trajet de fissure et inférieure ou égale à 5% pour une jauge placée à 1 mm. Cependant, l'amplitude des signaux enregistrés par les jauges (J_1, J_3, J_5) à 1 mm du trajet de fissure n'est pas exploitée. Par ailleurs, une erreur inférieure à 2% sur l'amplitude des signaux enregistrés par les jauges (J_2, J_4) est acceptable.

Des conclusions similaires sont établies en analysant la figure III.15b. L'erreur sur le temps caractéristique Δt_c^m de la déformation moyenne ϵ_g^m augmente lorsque l'on se rapproche de la fissure. L'erreur $100 * ERR_T$ est inférieure à 2% pour une jauge placée à 2 mm du trajet de fissure et inférieure à 7% pour une jauge placée à 1 mm. Cependant, le temps caractéristique des signaux enregistrés par les jauges (J_1, J_3, J_5) à 1 mm du trajet de fissure n'est pas exploité. En outre, une erreur inférieure à 2% sur le temps caractéristique des signaux enregistrés par les jauges (J_2, J_4) est satisfaisante. Par conséquent, cette étude numérique valide le modèle de jauge sélectionné au regard de l'influence des dimensions de la grille de mesure sur le signal en déformation.

III.3 Estimation de l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation de fissure et validation de l'hypothèse de vitesse constante

III.3.1 Estimation de l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation de fissure par cinématographie rapide

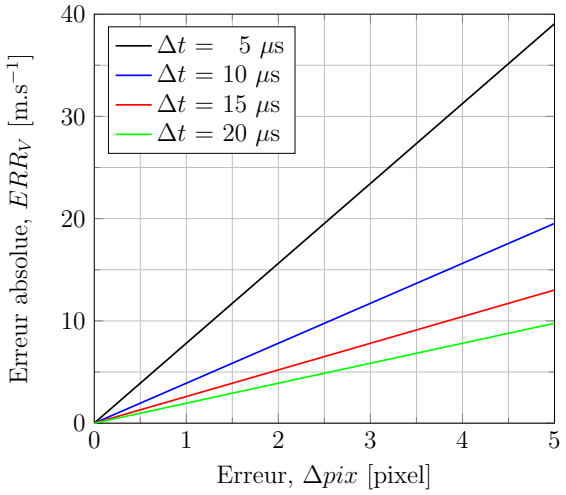
La mesure de la vitesse de propagation $\dot{a}$ par cinématographie rapide est réalisée en relevant les positions successives du front de fissure sur chaque image capturée comme décrit dans la figure II.16. En utilisant une telle méthode optique, l'incertitude sur la détermination de la vitesse provient majoritairement de l'erreur produite par la localisation de la pointe de fissure. En effet, les dimensions du front de fissure sont plus faibles que la taille caractéristique du pixel ce qui engendre une transition noir/blanc progressive selon l'ouverture de la fissure comme illustré dans la figure II.17. Ces niveaux de gris intermédiaires rendent la pointe de fissure réelle difficilement détectable. Pour diminuer la taille caractéristique du pixel, on utilise une résolution d'image de 512 x 56 pixels qui correspond à la résolution maximale admise par la caméra Photron Fastcam SA-X pour une cadence de 200 000 i/s, soit un intervalle de temps de 5 μs entre chaque capture d'image. L'objectif monté sur la caméra possède une distance focale de 105 mm et permet de concentrer la zone de mesure sur le trajet de fissure uniquement. Ainsi, la propagation de la fissure est observée avec une résolution optimale Res de 26 pix/mm. Toutefois, la résolution d'image n'est pas l'unique paramètre influençant la localisation de la pointe de fissure. En effet, il est important de créer un contraste fort entre la fissure et l'éprouvette saine. C'est pourquoi l'utilisation d'un éclairage puissant et l'ajout d'une couche homogène de peinture blanche améliorent nettement la précision de la méthode. Malgré toutes ces précautions, il existe une différence entre la vitesse de propagation moyenne $\dot{a}_r$ réellement observée pendant une durée Δt et la vitesse moyenne $\dot{a}_m$ mesurée sur le même intervalle de temps. Ces différentes valeurs sont reliées par la relation (III.10),

$$\dot{a}_m = \dot{a}_r \pm \frac{\Delta pix}{\Delta t \,.\, Res} \,, \tag{III.10}$$

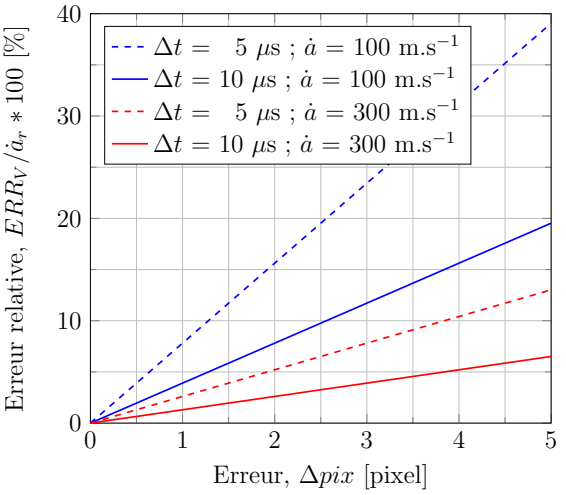
où Δpix est l'erreur, en nombre de pixels, produite lors de la mesure de l'avancée de fissure pendant la durée Δt. La relation (III.10) traduit très clairement qu'une augmentation de la résolution d'image est un moyen de faire converger la vitesse moyenne mesurée $\dot{a}_m$ vers la vitesse de propagation moyenne réelle $\dot{a}_r$. Par ailleurs, une alternative consiste à augmenter le pas de temps Δt qui sépare le couple d'images analysées. Cela revient à calculer une vitesse moyenne sur une durée plus importante, donc moins représentative de la vitesse instantanée. Pour trouver le pas de temps constituant un compromis intéressant, on définit la variable ERR_V selon l'équation (III.11),

$$ERR_V = \frac{\Delta pix}{\Delta t \,.\, Res} \,. \tag{III.11}$$

La variable ERR_V représente l'erreur absolue sur la détermination de la vitesse de propagation moyenne au cours de l'intervalle de temps Δt et induite par une erreur Δpix sur la mesure de l'avancée du front de fissure. La figure III.16 montre l'évolution de cette variable pour



(a) Erreur absolue sur la détermination de la vitesse de propagation induite par une erreur sur la localisation du front de fissure. ($Res = 26$ pix/mm)



(b) Erreur relative sur la détermination de la vitesse de propagation induite par une erreur sur la localisation du front de fissure. ($Res = 26$ pix/mm)

FIGURE III.16 – Incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation $\dot{a}$ par cinématographie.

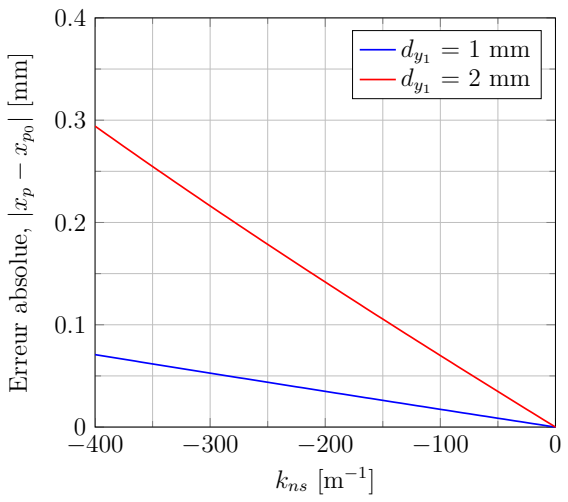
différents pas de temps et plusieurs vitesses de propagation. En se référant à la figure III.16a, on constate qu'il est très aisé de commettre une erreur de 10 m.s^{-1} sur la vitesse de propagation lorsque l'intervalle de temps examiné est de 5 μs. Or, une erreur de 10 m.s^{-1} possède une importance relative à la vitesse de la propagation effectivement constatée comme le montre la figure III.16b. On considère que l'on commet une erreur Δpix de 4 pixels au maximum lors de la mesure de l'avancée de fissure et on souhaite obtenir une mesure de la vitesse moyenne avec une incertitude inférieure à 15%. Dans ce cas, la mesure d'une vitesse moyenne sur une durée de 5 μs est adaptée à la description d'une propagation de fissure dont la vitesse est supérieure à 200 m.s^{-1}. En revanche, une mesure moyenne de la vitesse sur 10 μs est préférable pour analyser des propagations entre 100 m.s^{-1} et 200 m.s^{-1}.

III.3.2 Estimation de l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation de fissure par jauges de déformation

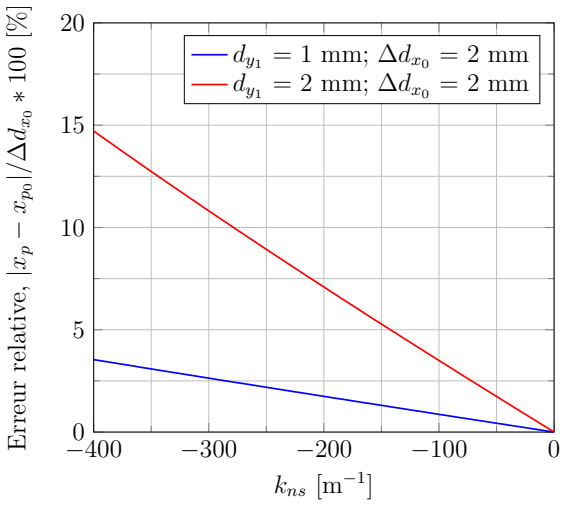
Une partie de l'erreur réalisée sur la localisation de la pointe de fissure est systématique. Il peut s'agir d'un segment de la pointe de fissure dont l'épaisseur est trop fine pour induire un niveau de gris significatif ou éventuellement d'un front de fissure oblique comme discuté dans le chapitre précédent. Cette erreur systématique s'annule lors du calcul de l'avancée de la fissure correspondant à la différence entre deux états fissurés. Elle ne se répercute donc pas sur la mesure de la vitesse mais engendre un décalage spatial/temporel dans l'historique de la vitesse de propagation.

Afin de corriger ce décalage, on exploite les signaux des jauges de déformation (J_1, J_3, J_5) placées à 1 mm environ du trajet de fissure, soit une distance d_{y_1} la plus réduite possible. Cette procédure s'appuie sur le positionnement des jauges mais aussi sur l'abscisse du front de fissure réel x_p relativement au centre d'une jauge à l'instant t_p du pic de déformation. Une valeur x_{p_0}

de la position relative x_p est estimée en négligeant la partie non-singulière de la déformation enregistrée. Une vitesse moyenne est alors déterminée respectivement entre les jauges J_1 et J_3 selon l'équation (II.17) puis entre les jauges J_3 et J_5 selon l'équation (II.18). En réalité, la partie non-singulière de la déformation n'est pas nulle et son influence varie avec l'avancée de la fissure proportionnellement au coefficient k_{ns}. La figure III.17 traite de l'incertitude sur l'estimation x_{p_0} de l'abscisse du front de fissure réel x_p pour une jauge placée à une distance d_{y_1} du trajet de fissure.



(a) Erreur absolue sur l'estimation de la position du front de fissure au temps t_p. ($\dot{a}$ = 100 m.s^{-1}, α = 126^o)



(b) Erreur sur l'estimation de la position du front de fissure relativement à la distance Δd_{x_0} séparant les jauges. ($\dot{a}$ = 100 m.s^{-1}, α = 126^o)

FIGURE III.17 – Incertitude sur la mesure de l'abscisse du front de fissure réel x_p relativement au centre d'une jauge placée à une distance d_{y_1} du trajet de fissure.

Plus précisément, la figure III.17a présente l'évolution de l'erreur absolue $|x_p - x_{p_0}|$ en fonction du paramètre k_{ns}. On constate que réduire la distance d_{y_1} entre la jauge et le trajet de fissure induit une meilleure estimation de l'abscisse x_p de la pointe de fissure réelle. Cette évolution est logique puisque la partie non-singulière de la déformation asymptotique devient négligeable proche du front de fissure. Concernant les jauges (J_1, J_3, J_5) positionnées à une distance 9 mm $\leq d_{x_0} \leq$ 13 mm du bord entaillé de l'éprouvette, le coefficient k_{ns} à l'initiation quasi-statique de la rupture est compris entre -150 m^{-1} et -250 m^{-1} selon la figure III.8b. Si on s'appuie sur ces valeurs, on est théoriquement capable d'estimer la position du front de fissure réel x_p au temps t_p avec une précision de 50 μm sans considérer la partie non-singulière de la déformation. Par ailleurs, la distance Δd_{x_0} qui sépare respectivement les jauges (J_1, J_3) et (J_3, J_5) est utilisée dans le calcul des vitesses de propagation moyennes $\dot{a}_{13}$ et $\dot{a}_{35}$. Il est donc intéressant de représenter l'erreur sur l'estimation de la position x_p du front de fissure relativement à la distance Δd_{x_0}. Toujours en se référant aux valeurs du coefficient k_{ns} à l'initiation quasi-statique de la rupture, la courbe de la figure III.17b prévoit que l'erreur sur x_p ne dépasse pas 2.5 % de Δd_{x_0} pour la configuration proposée. Par conséquent, les vitesses moyennes $\dot{a}_{13}$ et $\dot{a}_{35}$ sont très fiables et peuvent être exploitées pour synchroniser l'historique de la vitesse de propagation établi par cinématographie rapide sur la face opposée de l'éprouvette.

III.3.3 Validation expérimentale de l'hypothèse de vitesse de propagation constante nécessaire à la caractérisation de la ténacité dynamique

L'identification du facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} selon l'équation (II.11) est conditionnée par l'hypothèse que la vitesse de propagation $\dot{a}$ soit constante. En réalité, il suffit que cette condition soit vérifiée sur la partie du signal de déformation exploitée pour l'identification du modèle asymptotique. En particulier, la détermination du paramètre k_{ns} repose sur l'analyse du temps caractéristique Δt_c qui dépend fortement de la vitesse de propagation. Par conséquent, la vitesse de propagation doit être constante entre les temps caractéristiques $t_{5/10}$ et $t_{7/10}$ du pic de déformation. Cela correspond à une avancée de fissure de 0.20 à 0.40 mm pour une jauge placée à une distance du trajet de fissure d_{y_1} égale à 2 mm. L'hypothèse semble raisonnable, cependant on souhaite vérifier expérimentalement que la faible largeur w de l'éprouvette sélectionnée ne provoque pas de variations trop importantes de la vitesse. Pour cela, on observe la rupture de deux éprouvettes entaillées chargées en flexion 3-points à 6 mm.min^{-1}. Différentes entailles sont usinées à 45^o pour étudier l'influence du défaut initial sur l'évolution de la rupture. L'éprouvette testée dans l'essai R03 est entaillée sur 3 mm tandis que l'éprouvette de l'essai R04 est entaillée sur 4 mm. De plus pour l'essai R04, on passe une lame de scalpel dans le fond de l'entaille pour rendre le défaut initial plus singulier sans néanmoins initier de fissure. La rupture est suivie avec la caméra Photron Fastcam SA-X à une cadence de 200 000 i/s pour une résolution d'image de 512 x 56 pixels. L'objectif monté pour les essais R03 et R04 possède une distance focale de 105 mm et permet de concentrer la zone de mesure sur le trajet de fissure uniquement. Une bague de 36 mm est ajoutée à l'objectif sur l'essai R04 afin de réduire la zone de mesure et ainsi augmenter la définition de la fissure. Les images de l'essai R03 sont présentées dans la figure III.18 tandis que la figure III.19 montre l'historique des vitesses de propagation mesurées respectivement sur les essais R03 et R04.

On constate sur la figure III.19 que la vitesse de propagation varie fortement sur l'essai R03. En effet, la fissure s'initie au fond de l'entaille d'une profondeur de 3 mm et atteint très rapidement une vitesse importante de 375 m.s^{-1}. Ensuite, la fissure ralentit jusqu'à 75 m.s^{-1} au trois quarts de la largeur d'éprouvette avant d'accélérer à nouveau pour se stabiliser autour de 150 m.s^{-1} et atteindre le bord supérieur de l'éprouvette. En revanche, la vitesse de propagation varie peu pendant l'essai R04. La fissure s'initie au fond de l'entaille d'une profondeur de 4 mm et oscille entre 110 m.s^{-1} et 150 m.s^{-1} pour une longueur de fissure comprise entre 6 mm et 15 mm. Pour comprendre les changements s'opérant dans l'évolution de la fissure, les résultats de l'analyse des essais R03 et R04 sont résumés dans le tableau III.4.

TABLE III.4 – Analyse des essais R03 et R04.

Essai	a [mm]	F_C [N]	U_C [μm]	h [mm]	w [mm]	G_{IC} [J.m^{-2}]
R03	3.00	490	612	7.40	19.99	1592
R04	4.00	297	299	9.68	20.06	435

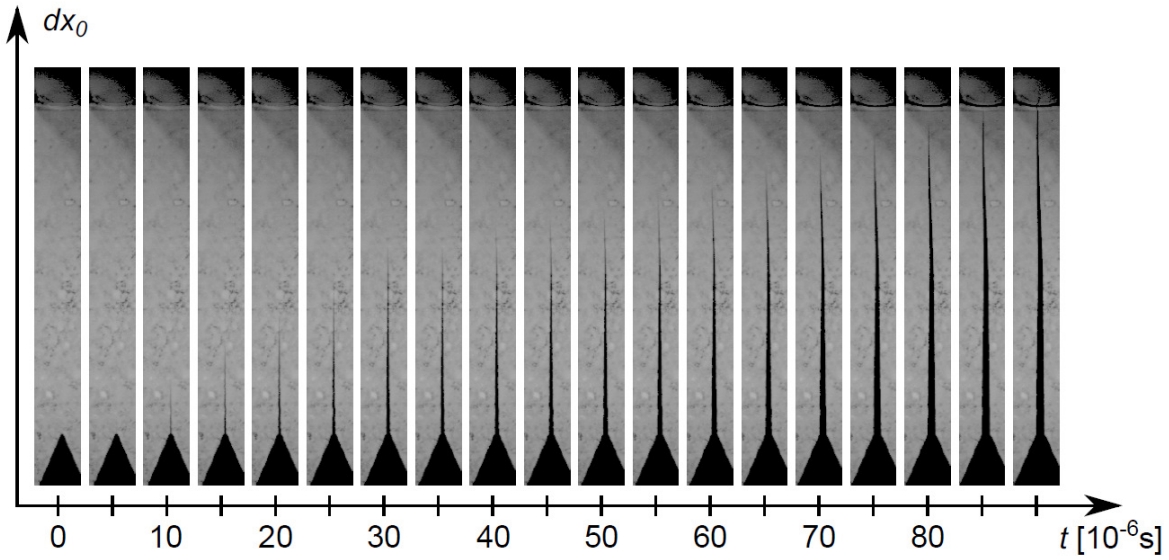


FIGURE III.18 – Propagation de fissure observée par cinématographie rapide sur l'essai R03. Le pas de temps Δt entre chaque image est de 5 μs.

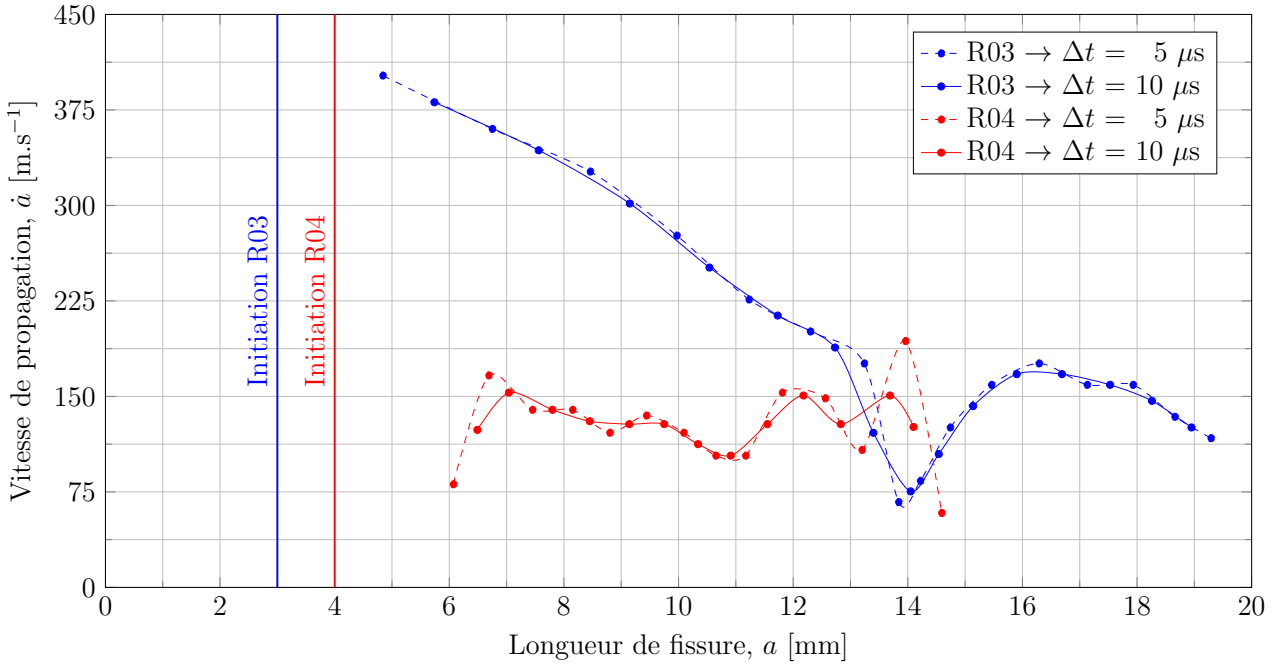


FIGURE III.19 – Historique des vitesses de propagation $\dot{a}$ mesurées par cinématographie rapide sur les essais R03 et R04.

On constate que le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} est beaucoup plus important sur l'essai R03 que sur l'essai R04. Or, ce paramètre est représentatif de l'énergie nécessaire pour initier la rupture de l'éprouvette. Une énergie plus importante emmagasinée par une éprouvette sollicitée en quasi-statique serait à l'origine d'une vitesse de propagation plus rapide mais aussi plus variable. Par ailleurs, il semble logique que la profondeur de l'entaille influence aussi la rupture de l'éprouvette car elle modifie la rigidité de l'éprouvette. En conclusion, une entaille singulière de 4 mm semble adaptée au respect de l'hypothèse de vitesse de propagation constante nécessaire à la caractérisation de la ténacité dynamique. Toutefois, ces résultats concernent la rupture d'une éprouvette sollicitée dans le domaine de la quasi-statique et une influence de la dynamique est à prévoir.

III.4 Validation et extension du cadre de la mécanique élastique linéaire de la rupture

III.4.1 Validation des hypothèses de plasticité confinée et de déformation plane

Les hypothèses de plasticité confinée et de déformation plane conditionnent l'identification des paramètres de rupture (K_{IC}, G_{IC}, K_{ID}, G_{ID}). Notamment, elles assurent la validité de l'analyse du champ de déformation asymptotique dynamique. Afin de satisfaire ces hypothèses, la norme ISO 13586 :2000(F) [52] impose que l'épaisseur de l'éprouvette h et le rayon r_p de la zone plastique entourant la pointe de fissure respectent la condition III.12,

$$h \geq 2.5 * r_p \ . \tag{III.12}$$

Les essais R05, R06 et R07 sont réalisés dans l'objectif d'évaluer le rayon r_p de la zone plastique au voisinage d'une fissure se propageant rapidement. Ces essais consistent en la rupture d'éprouvettes entaillées sous une sollicitation de flexion 3-points quasi-statique à 5 mm.min^{-1}. Une jauge de déformation Vishay Micro-Measurements EA-06-015EH-120 est positionnée selon un angle α de 126^o à une distance d_{x_0} de 8.00 mm du bord entaillé de chaque éprouvette testée. La distance d_{y_1} séparant la jauge du trajet de la fissure est volontairement variable suivant l'essai. Enfin, l'épaisseur des éprouvettes varie entre 7.22 mm et 7.68 mm. Les pics de déformation enregistrés respectivement sur chaque essai au moment du passage de la fissure sous la jauge sont présentés dans la figure III.20.

On observe que la valeur maximale de la déformation augmente lorsque la jauge se rapproche du trajet de la fissure. Cette évolution traduit une déformation asymptotique plus singulière pour les faibles valeurs de d_{y_1}. Avec une jauge placée à 2.96 mm du trajet de la fissure, l'essai R05 ne présente pas de déformation résiduelle. Par conséquent, on estime que le rayon de la zone plastique est inférieur à 2.96 mm sans déterminer précisément sa valeur. On en conclut qu'une épaisseur d'éprouvette h supérieure à 7.40 mm suffit à vérifier la condition (III.12) et permet de satisfaire les hypothèses de plasticité confinée et de déformation plane. Cependant, on constate une déformation résiduelle sur les essais R06 et R07 qui peut provenir de la plasticité entourant la pointe de fissure. Malheureusement, l'usinage des éprouvettes crée une rugosité

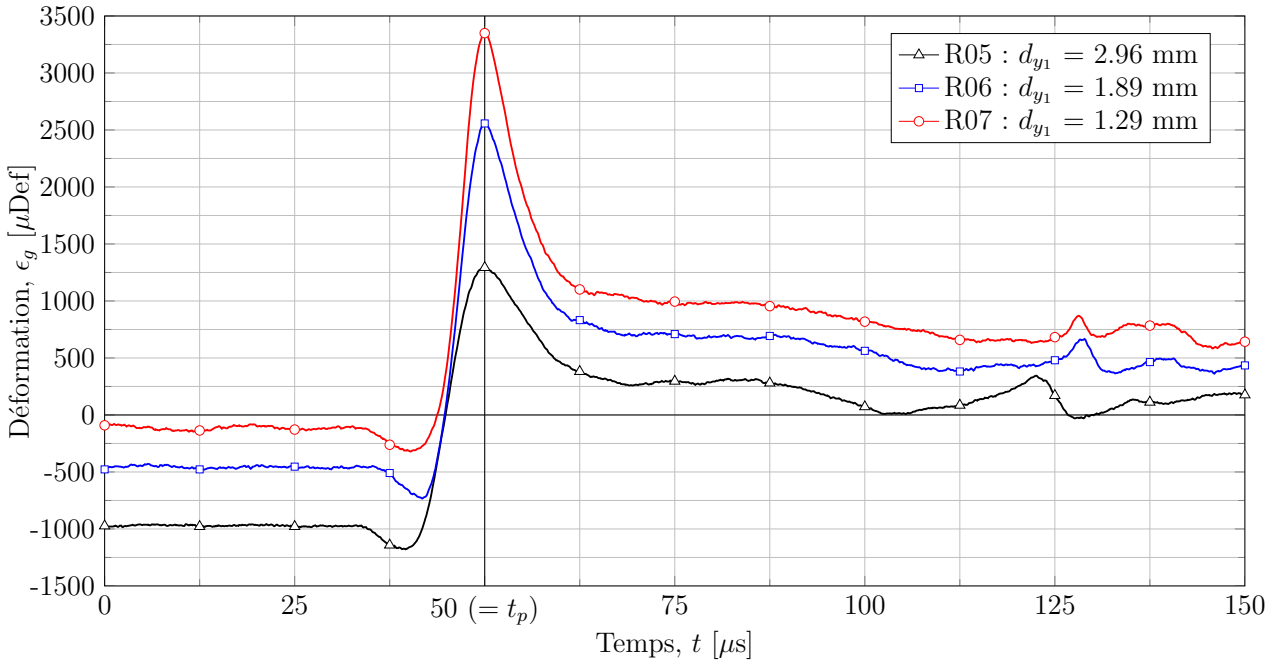


FIGURE III.20 – Signaux non filtrés enregistrés par les jauges de déformation des essais R05, R06 et R07. Pour faciliter leur comparaison, l'instant t_p de chaque pic de déformation est artificiellement rapporté à 50 μs.

de surface qui empêche la recherche de traces de plasticité au voisinage des jauges. En particulier, la déformation résiduelle observée sur l'essai R06 est mesurée à 1.89 mm du trajet de la fissure, soit à l'intérieur de la zone II. Cette déformation résiduelle représente 15 % environ de la déformation maximale ϵ_g^p enregistrée au passage de la fissure. Les jauges J_2 et J_4 collées théoriquement à 2 mm du passage de la pointe de fissure et exploitées pour la caractérisation de la ténacité dynamique de la résine sont donc situées au plus près de la fissure au regard des hypothèses de travail.

III.4.2 Prise en compte de la nature visco-élastique de la résine époxy Hexply®M21

Les essais R05 à R07 révèlent que la phase de décharge débutant à l'instant t_p ne respecte pas la théorie de l'élasticité linéaire. En effet, la vitesse de déformation varie de façon surprenante. Les signaux enregistrés chutent d'abord très rapidement, puis se stabilisent avant de diminuer à nouveau plus lentement. Cette chute de la déformation semble indiquée un comportement visqueux du matériau. Il est alors intéressant de prendre en compte la nature visco-élastique de la résine époxy Hexply®M21 dans l'identification de la ténacité dynamique. D'après Kostrov et Nikitin [64], une valeur dynamique E_{dyn} du module de Young doit être considérée pour décrire le champ de déformation asymptotique dans un matériau visqueux. Par conséquent, on suppose que le comportement de la résine Hexply®M21 est visco-élastique linéaire. La dépendance du module de Young dynamique E_{dyn} à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ est modélisée par une série de

Prony définie par la relation (III.13),

$$\frac{E_{dyn}}{E_{stat}} = 1 + \sum_{i=1}^{P} \left\{ \frac{E_i}{E_{stat}} \,.\, \exp(-\dot{\epsilon}_i/\dot{\epsilon}) \right\} . \tag{III.13}$$

Cette série de Prony est identifiée en exploitant une campagne expérimentale de caractérisation du comportement dynamique de la résine Hexply®M21 réalisée à l'Onera. On choisit de fixer $P = 5$ en accord avec le nombre de vitesses de déformation testées.

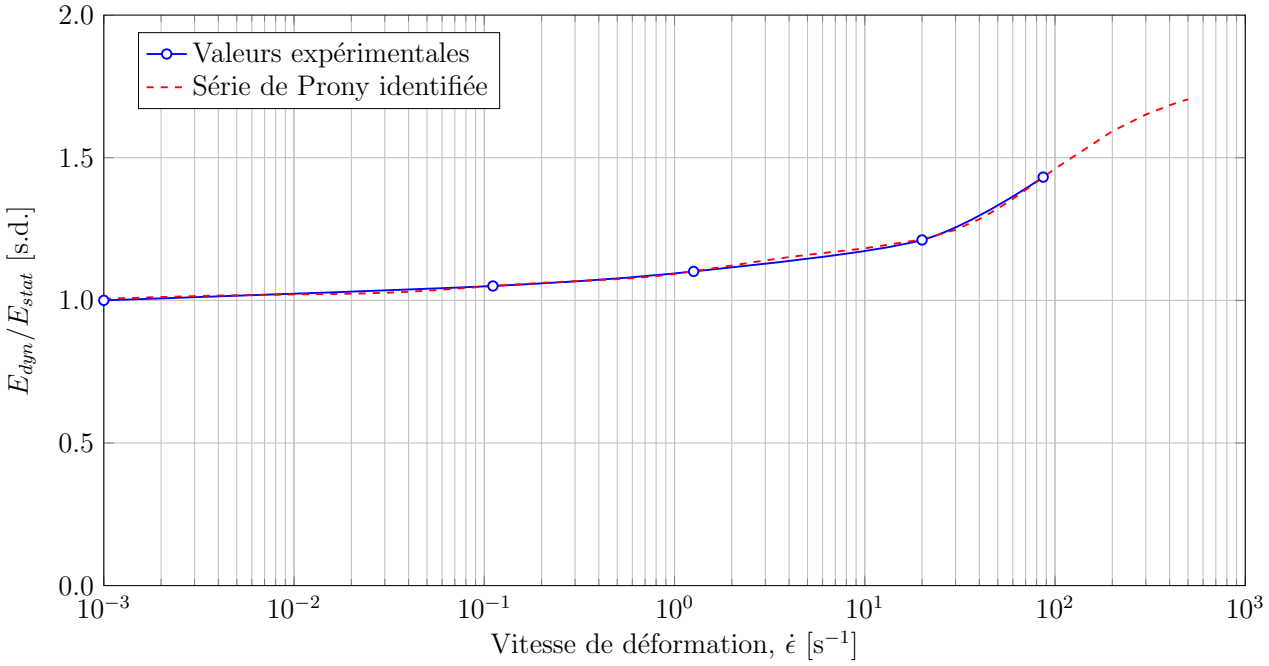


FIGURE III.21 – Évolution du rapport E_{dyn}/E_{stat} en fonction de la vitesse de déformation.

TABLE III.5 – Coefficients de la série de Prony identifiée pour modéliser la dépendance du module de Young dynamique E_{dyn} de la résine Hexply®M21 à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$.

i	E_i/E_{stat} [-]	$\dot{\epsilon}_i$ [s^{-1}]
1	0.024	$1.46e-3$
2	0.057	$8.47e-2$
3	0.118	$2.02e+0$
4	0.091	$2.93e+1$
5	0.508	$9.50e+1$

Bilan du chapitre III :

Le chapitre III a permis de valider un certain nombre d'hypothèses qui conditionnent le protocole expérimental développé. Notamment, une zone a été définie autour de la pointe de fissure pour une analyse optimale du champ de déformation à l'aide des paramètres (K_{ID}, k_{ns}). Une étude de sensibilité a révélé que les dimensions de ce domaine dépendent fortement du coefficient k_{ns}. Une méthode hybride numérique/expérimentale a établi l'évolution du coefficient k_{ns} à l'initiation quasi-statique de la rupture en fonction de la longueur de fissure a. En se référant à ces valeurs, les jauges J_1 à J_5 sont effectivement positionnées dans le domaine de validité du modèle asymptotique à 2-paramètres. Par ailleurs, la taille de la grille de mesure du modèle de jauge sélectionné est suffisamment faible pour ne pas altérer l'amplitude et les temps caractéristiques du signal des jauges dédiées à la caractérisation de la ténacité dynamique. En effet, les temps caractéristiques du pic de déformation sont analysés en accord avec l'historique de la vitesse de propagation à de la fissure. Ce chapitre a montré l'influence du pas de temps Δt sur l'incertitude de la mesure de vitesse de propagation par cinématographie rapide. La fiabilité de la mesure de vitesse résultant de l'exploitation des signaux des jauges de déformation dédiées a aussi été démontrée. Quelques essais de propagation ont même permis de constater qu'une entaille singulière de 4 mm de profondeur facilite le respect de l'hypothèse de vitesse constante nécessaire à la caractérisation de la ténacité dynamique. Enfin, une borne supérieure pour le rayon de la zone plastique entourant la pointe de fissure est estimée expérimentalement. Selon la norme ISO 13586 :2000(F) [52], une épaisseur d'éprouvette h de 7.40 mm est suffisante pour respecter les hypothèses de plasticité confinée et de déformation plane. En revanche, un comportement non-linéaire semble agir sur le pic de déformation même en dehors de la zone plastique. La prise en compte du comportement visqueux de la résine est alors discutée. Fort de cette étape de validation, le protocole expérimental peut maintenant être utilisé pour caractériser les effets d'un impact dynamique sur l'initiation et la propagation d'une fissure dans la résine époxy Hexply®M21 afin de définir et identifier une loi cohésive appropriée.

Chapitre IV

Caractérisation expérimentale et modélisation des effets d'un impact dynamique sur l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21

Ce chapitre a pour objectif d'étudier les effets d'un impact dynamique sur la rupture de la résine époxy Hexply®M21 en exploitant le protocole expérimental développé. D'abord, ce chapitre traite de la dépendance de l'initiation de fissure à la vitesse de sollicitation. Des éprouvettes pré-fissurées de flexion 3-points sont impactées à 1 $m.s^{-1}$. Ensuite, la propagation de fissure est caractérisée en terme de vitesse et de ténacité dynamique sur des éprouvettes impactées à 1 $m.s^{-1}$ et 10 $m.s^{-1}$. À la suite de ces essais, des micrographies sont réalisées post-mortem pour analyser les faciès de rupture et détecter les éventuelles évolutions dans les mécanismes pilotant l'avancée de la fissure. Finalement, une loi cohésive est définie et identifiée pour simuler l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 sous une sollicitation dynamique de type impact.

Sommaire

IV.1 Caractérisation expérimentale des effets d'un impact dynamique sur l'initiation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 . . . 87

IV.2 Caractérisation des effets d'un impact dynamique sur la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 94

IV.3 Observation des mécanismes responsables de la ténacité dynamique de la résine époxy Hexply®M21 105

IV.4 Définition et identification d'une loi cohésive incluant une dépendance à la vitesse pour décrire l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 109

IV.1 Caractérisation expérimentale des effets d'un impact dynamique sur l'initiation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21

IV.1.1 Commentaires sur la ténacité critique estimée par un essai normalisé quasi-statique

Lors de l'étape de validation rapportée au chapitre III de ce mémoire, on a mesuré la ténacité critique de la résine époxy Hexply®M21 à l'initiation de la rupture sur un essai normalisé quasi-statique de flexion 3-points. Le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} est estimée à 1.084 MPa.$\sqrt{\text{m}}$, tandis que le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} est mesuré à 362 J.m^{-2}. Il est intéressant de comparer cette dernière valeur avec la ténacité critique d'interface du stratifié T700/M21 correspondant à l'initiation du délaminage. En effet, Paris [79] et Prombut [83] mesurent le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} d'un matériau composite stratifié T700/M21 par un essai *Double Cantilever Beam*. Le taux mesuré avant l'apparition de ponts de fibres est égal à 366 J.m^{-2} pour Paris [79] et 350 J.m^{-2} pour Prombut [83]. Mathieu et al. [75] identifient un taux G_{IC} équivalent à 410 J.m^{-2} après la formation de ponts de fibres avec une approche expérimentale différente. Par conséquent, le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} de la résine époxy Hexply®M21 est très proche de la ténacité critique d'interface du stratifié T700/M21 dans le cas où il n'existe pas encore de pont de fibres. Cela semble indiquer que l'initiation du délaminage des composites à matrice organique serait pilotée uniquement par les propriétés à rupture de la matrice. Ces premiers résultats expérimentaux confirment l'intérêt et la pertinence des modèles multi-paramètres s'appuyant sur les propriétés à rupture de la matrice pour modéliser le délaminage des matériaux composites à matrice organique stratifiés. Par conséquent, la suite de ces travaux de recherche s'intéressent aux propriétés à rupture dynamiques de la résine époxy Hexply®M21.

IV.1.2 Configuration expérimentale utilisée pour caractériser l'influence d'un impact dynamique sur l'initiation de fissure

On souhaite maintenant étudier expérimentalement l'influence de la vitesse de sollicitation sur l'initiation de la rupture dans la résine époxy Hexply®M21. Les essais R08, R09 et R10 visent à caractériser la ténacité critique sous une sollicitation dynamique de 1 m.s^{-1}. Pour ces essais, une entaille de 4 mm de profondeur est usinée dans les éprouvettes. Puis, une fissure est propagée avant essai grâce aux percussions répétées d'une lame de scalpel dans le fond de l'entaille. La figure IV.1 montre le front de la pré-fissure obtenue sur chaque essai. On remarque que le front de fissure n'est pas en général rectiligne. Or, il est nécessaire de déterminer une profondeur de fissure équivalente pour l'estimation de la ténacité d'initiation. Dans cet objectif, on mesure les distances a_{min} et a_{max} qui sont respectivement la limite inférieure et la limite supérieure de la profondeur du front de la fissure propagée par la lame de scalpel. La distance intermédiaire a_{moy} est définie comme la moyenne de a_{min} et a_{max}. On considère que la longueur de la pré-fissure est égale à a_{moy} dans l'analyse des essais. Le tableau IV.1 résume les caractéristiques géométriques des éprouvettes testées.

TABLE IV.1 – Caractéristiques géométriques des éprouvettes testées lors des essais dynamiques R08, R09 et R10.

Essai [n^o]	h [mm]	w [mm]	a_{min} [mm]	a_{max} [mm]	a_{moy} [mm]
R08	9.96	20.06	5.59	7.22	6.40
R09	9.90	20.06	5.48	6.64	6.06
R10	9.73	20.05	5.80	7.08	6.44

Malgré la forme variable des fronts de fissure, la dispersion sur les limites inférieures et supérieures mesurées sur l'ensemble des éprouvettes reste relativement faible. En conséquence, les valeurs de a_{moy} déterminées pour chaque éprouvette sont proches et inclues entre 6.06 mm et 6.44 mm. Les coefficients nécessaires à l'identification des paramètres de rupture sont ensuite déduits de la norme ISO 13586 :2000(F) [52] en fonction du rapport a_{moy}/w.

TABLE IV.2 – Coefficients nécessaires à l'identification des paramètres de rupture sur les essais dynamiques R08, R09 et R10.

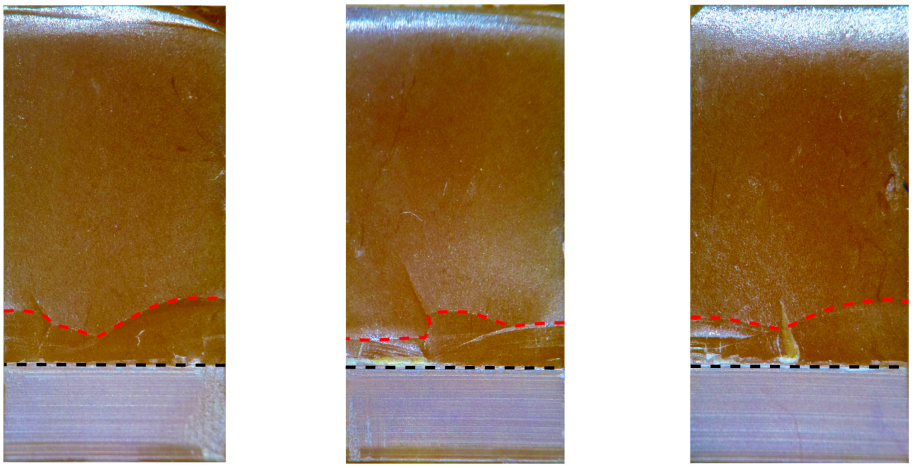
Essai [n^o]	a_{moy}/w [s.u.]	$f(a_{moy}/w)$ [s.u.]	$\Phi(a_{moy}/w)$ [s.u.]
R08	0.319	6.41	0.373
R09	0.389	6.12	0.389
R10	0.371	6.44	0.371

Les essais R08, R09 et R10 sont réalisés selon le protocole expérimental développé. Par conséquent, les éprouvettes sont sollicitées en flexion 3-points à 1 m.s^{-1} par un vérin hydraulique. L'effort imposé est mesuré par deux cellules d'effort piezo-électriques tandis que le déplacement de l'impacteur est mesuré par un extensomètre optique. Par ailleurs, la caméra rapide filme l'éprouvette au moment de la rupture à une cadence de 200 000 i.s^{-1}. Les résultats de ces essais sont présentés, analysés et commentés dans la section suivante.

IV.1.3 Estimation de la ténacité d'initiation par une analyse de l'effort critique mesuré sur des essais dynamiques de flexion 3-points

Les essais R08 à R10 sont d'abord analysés en accord avec la norme ISO 13586 :2000(F) [52]. Cette analyse s'appuie sur la mesure de l'effort pour déterminer l'instant correspondant à l'initiation de la fissure. L'effort critique F_C provoque l'initiation de la fissure et correspond approximativement à la charge maximale enregistrée au cours de l'essai. Les signaux des efforts enregistrés lors des essais R08 à R10 sont présentés dans la figure IV.2 en fonction du déplacement de l'impacteur.

Les efforts enregistrés ont des caractéristiques similaires. On observe d'abord un pic d'effort majeur qui est suivi d'oscillations d'amplitudes plus faibles. Par ailleurs, ces oscillations se



(a) Essai R08. (b) Essai R09. (c) Essai R10.

FIGURE IV.1 – Faciès de rupture observés post-impact sur les éprouvettes des essais dynamiques R08, R09 et R10. (- - -) Front de l'entaille usinée. (- - -) Front de la pré-fissure propagée avant essai par une lame de scalpel.

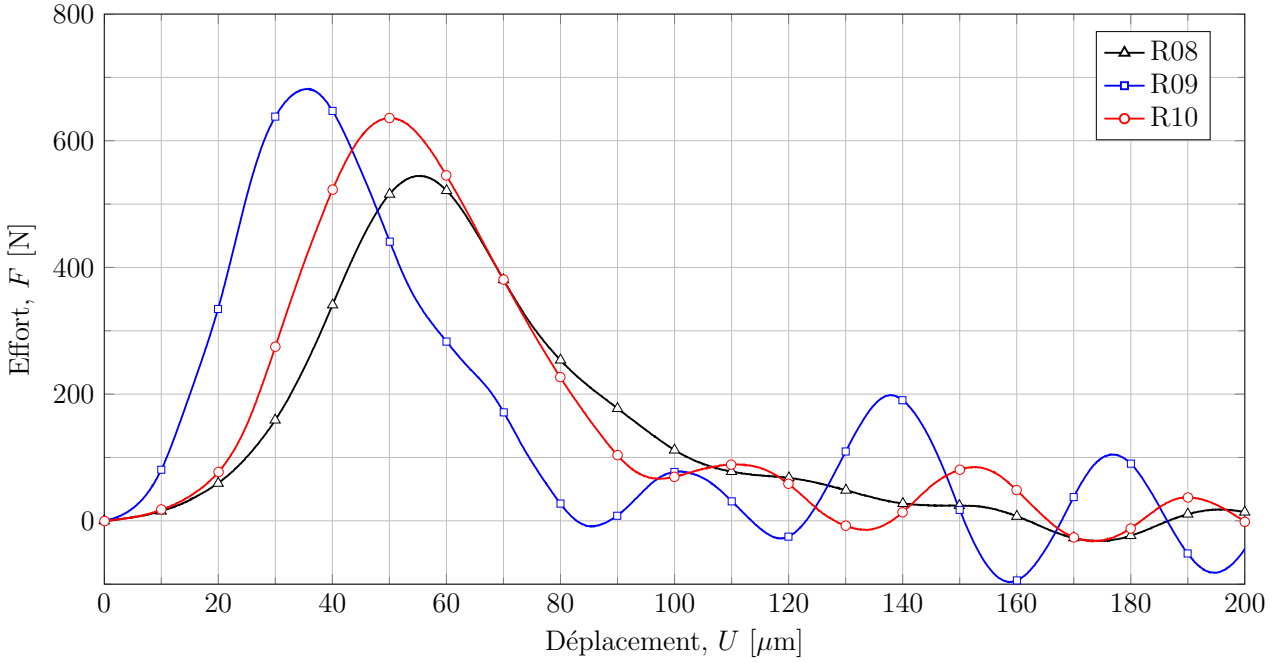


FIGURE IV.2 – Évolution de l'effort F appliqué sur l'éprouvette en fonction du déplacement associé U pour les essais dynamiques R08, R09 et R10.

produisent à une fréquence de 26 KHz, soit la fréquence propre du montage. En première approche, il semblerait que l'amplitude maximale du signal soit l'effort critique F_C, directement suivi d'une chute de l'effort marquant le début de la rupture. Le déplacement de l'impacteur

associé est alors le déplacement critique U_C. Dans ce cas, on calcule l'énergie W nécessaire pour initier la fissure grâce à la relation (IV.1),

$$W = \int_0^{U_C} F(U)\, dU \ . \tag{IV.1}$$

Le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} et le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} sont ensuite calculés selon les équations (II.12) et (II.13). Les résultats de cette première analyse sont présentés dans le tableau IV.3.

TABLE IV.3 – Estimation de la ténacité d'initiation par une analyse de l'effort critique mesuré par des cellules d'effort piezo-électriques sur les essais dynamiques R08, R09 et R10.

Essai [n^o]	F_C [N]	U_C [μm]	W [mJ]	K_{IC} [MPa.m$^{0.5}$]	G_{IC} [J.m^{-2}]
R08	544.6	55.44	11.13	2.474	149.3
R09	681.9	35.70	11.08	2.975	143.4
R10	635.8	49.82	11.94	2.972	165.0

En supposant que l'effort maximal enregistré par les cellules piezo-électriques correspond à l'effort critique, la valeur dynamique du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} est estimée à 153 J.m^{-2}, soit 2.5 fois plus faible que la valeur statique. Inversement, la valeur dynamique du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} est estimée à 2.807 MPa.m$^{0.5}$, soit approximativement 3 fois la valeur statique. Ce résultat surprenant ne peut s'expliquer que par une variation très importante du module de Young du matériau. Le tableau IV.4 résume les valeurs des modules de Young apparents (E_{stiff}, E_{frac}) déterminées selon les relations (II.14) et (II.15) ainsi que les rigidités d'éprouvette calculées simplement par le rapport F_C/U_C. Dans des conditions entrainant un état de déformation plane, ces modules apparents sont théoriquement reliés au module de Young E du matériau par la relation (IV.2),

$$E_{stiff} = E_{frac} = \frac{E}{1-\nu^2} \ . \tag{IV.2}$$

TABLE IV.4 – Rigidité d'éprouvette et modules de Young apparents relatifs aux essais dynamiques R08, R09 et R10.

Essai [n^o]	S [N.μm^{-1}]	E_{stiff} [GPa]	E_{frac} [GPa]
R08	9.82	30.221	41.00
R09	19.10	56.219	61.72
R10	12.76	40.356	53.53

Les modules de Young apparents calculés dans le tableau IV.4 présument que la rigidité du matériau est multipliée par plus de dix en dynamique. Il est évidemment impossible que la rigidité du matériau évolue autant avec la vitesse de sollicitation. Par conséquent, la valeur de

l'effort critique F_C déterminée sur les signaux des cellules piezo-électriques est très certainement erronée. On suspecte que l'augmentation et la chute de l'effort enregistrée dans les premiers instants suivant l'impact corresponde à l'excitation du montage et des capteurs uniquement. Pour vérifier cette hypothèse, il est intéressant de comparer deux essais dynamiques à une vitesse de sollicitation de 1 m.s^{-1} mais réalisés sur des éprouvettes de raideurs différentes. La figure IV.3 permet de comparer les efforts mesurés lors des essais R08 et R11. L'éprouvette utilisée pour l'essai R11 possède une rigidité plus importante que l'éprouvette utilisée pour l'essai R08 et ne comporte pas de pré-fissure. L'essai R11 sera détaillé par la suite dans la section dédiée à la caractérisation de la propagation de fissure.

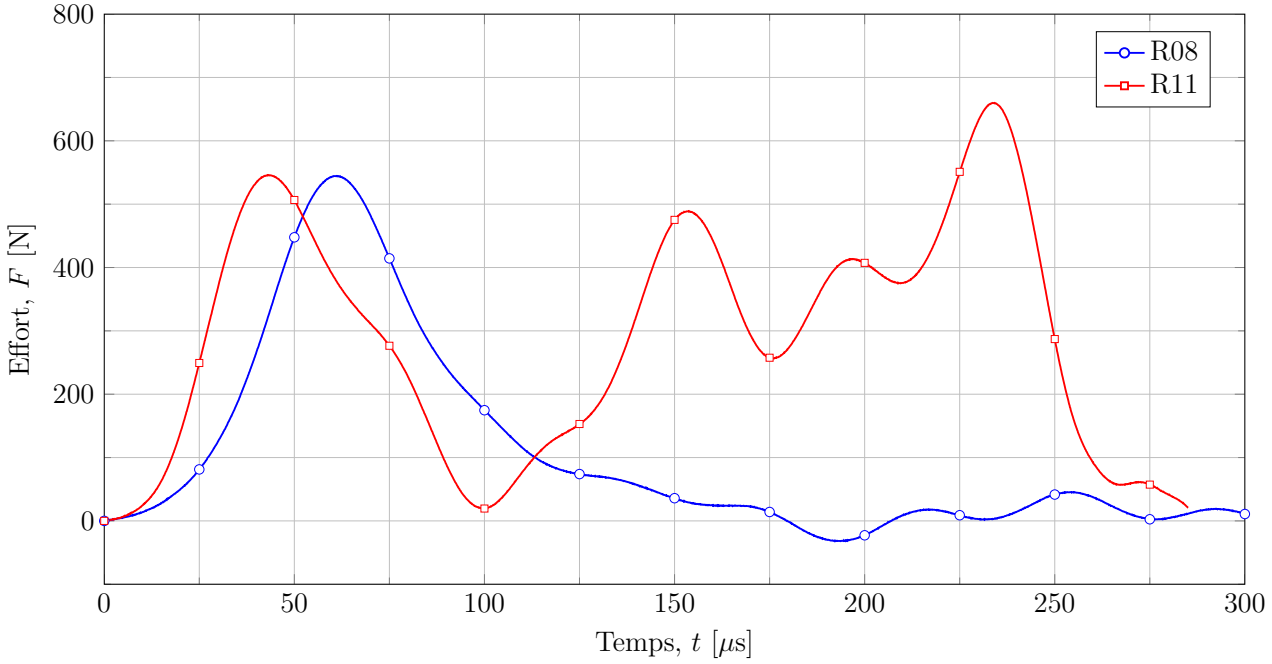


FIGURE IV.3 – Évolution de l'effort F appliqué sur l'éprouvette en fonction du temps t pour les essais dynamiques R08 et R11.

La figure IV.3 confirme que l'augmentation de l'effort survenant directement après l'impact n'est pas représentative de la réponse de l'éprouvette. En effet, l'amplitude maximale du premier pic d'effort est absolument identique pour les essais R08 et R11, malgré des rigidités d'éprouvette différentes. De plus, une reprise de l'effort est constatée sur l'essai R11, démontrant que l'éprouvette n'est pas rompue après l'enregistrement du premier pic d'effort. À la différence de l'essai R11, aucune reprise de l'effort n'est observée pour l'essai R08. Il est possible que la rupture précoce de l'éprouvette pré-fissurée soit masquée par la mise en résonance du montage. En outre, une perte de contact entre l'éprouvette et les appuis inférieurs favorise la résonance du montage. Dans ce cas, une rupture de l'éprouvette lorsque celle-ci n'est pas en appui ne provoquerait aucune reprise de l'effort et ne serait pas détectable. En conclusion, la variation de l'effort n'est pas appropriée à la caractérisation de la ténacité d'initiation de la résine époxy Hexply®M21 à 1 m.s^{-1}. On souhaite alors exploiter le déplacement critique U_C mesuré par cinématographie rapide pour identifier les paramètres à rupture au moment de l'initiation de la fissure.

IV.1.4 Estimation de la ténacité d'initiation par une analyse du déplacement critique mesuré sur des essais dynamiques de flexion 3-points

Afin de contourner les difficultés inhérentes à la mesure de l'effort en dynamique, Sahraoui et al. [89] proposent d'exploiter le déplacement imposé critique U_C pour identifier les paramètres de rupture au moment de l'initiation de fissure lors d'essais dynamiques de flexion 3-points. La méthode proposée est adaptée aux matériaux visqueux à condition que le comportement mécanique dynamique soit connu. En effet, cette analyse nécessite la détermination préalable de la rigidité dynamique de l'éprouvette S_{dyn} à partir de l'équation (II.15). Pour les matériaux visqueux, il est nécessaire de considérer le module de Young dynamique E_{dyn} correspondant à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{flex}$ caractéristique de l'essai. $\dot{\epsilon}_{flex}$ est estimée par la relation (IV.3) et représente la vitesse de déformation maximale théoriquement ressentie à la moitié de l'éprouvette,

$$\dot{\epsilon}_{flex} = \frac{6\, w\, \dot{U}}{L^2} \ . \tag{IV.3}$$

La connaissance de la rigidité dynamique de l'éprouvette S_{dyn} autorise une estimation simple de la valeur de l'effort critique F_C par la relation (IV.4),

$$F_C = S_{dyn} \, . \, U_C \ . \tag{IV.4}$$

Lors des essais R08 à R10, la vitesse de sollicitation $\dot{U}$ est déduite de la mesure de déplacement provenant de l'extensomètre optique. Le module de Young dynamique E_{dyn} correspondant à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{flex}$ est déterminé sur la série de Prony identifiée dans le chapitre III. Le tableau IV.5 présente le résultat de l'estimation de la rigidité dynamique des éprouvettes testées.

Table IV.5 – Détermination de la rigidité dynamique des éprouvettes testées lors des essais dynamiques R08, R09 et R10.

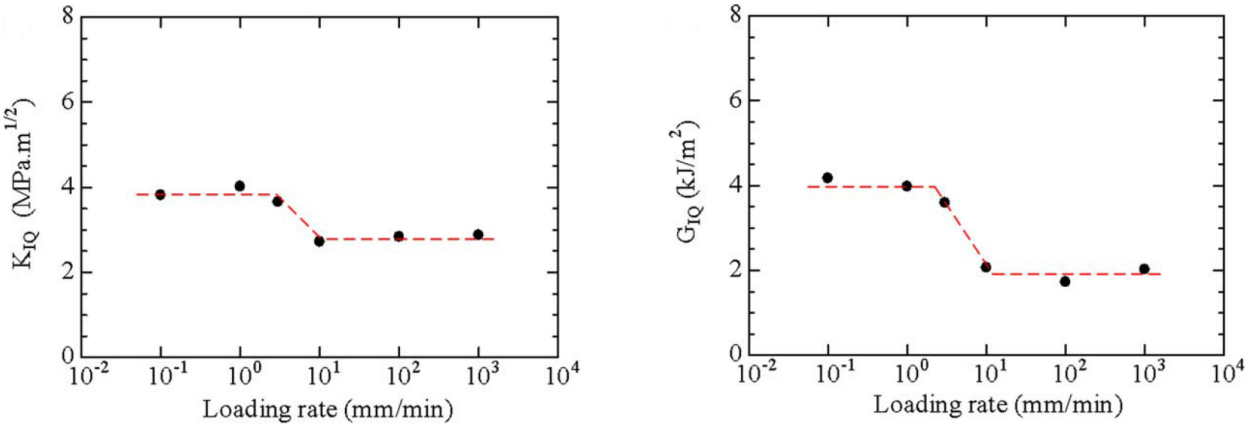
Essai [n^o]	$\dot{U}$ [m.s^{-1}]	$\dot{\epsilon}_{flex}$ [Def.s^{-1}]	E_{dyn} [GPa]	E_{stiff} [GPa]	S_{dyn} [N.m^{-1}]
R08	0.900	16.92	3.786	4.314	1.402e+06
R09	0.921	17.32	3.790	4.319	1.467e+06
R10	0.948	17.83	3.795	4.325	1.367e+06

La durée de chargement séparant le moment de l'impact et l'initiation de la rupture est estimée à partir des images capturées par cinématographie rapide. De plus, aucune perte de contact entre l'impacteur et l'éprouvette n'est détectée visuellement pendant le chargement. Connaissant la vitesse de l'impacteur, on en déduit facilement le déplacement critique U_C. Puis, l'effort critique F_C associé est calculé via l'équation (IV.4). Les valeurs du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} et du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} sont respectivement déduites des relations (II.12) et (II.13). Le tableau IV.6 résume la caractérisation dynamique de la ténacité d'initiation par une analyse du déplacement critique.

TABLE IV.6 – Estimation de la ténacité d'initiation par une analyse du déplacement critique mesuré par cinématographie sur sur les essais dynamiques R08, R09 et R10.

Essai [n^o]	U_C [μm]	F_C [N]	W [mJ]	K_{IC} [MPa.m$^{0.5}$]	G_{IC} [J.m^{-2}]
R08	158	221.5	17.50	1.006	235
R09	160	234.7	18.78	1.024	243
R10	166	226.9	18.83	1.061	260

En moyenne, on estime une valeur dynamique du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} autour de 246 J.m^{-2} et une valeur dynamique du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} autour de 1.030 MPa.m$^{0.5}$. On remarque que la ténacité critique de la résine diminue avec la vitesse de sollicitation. L'initiation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 devient donc plus fragile avec l'augmentation de la vitesse d'impact. Cette évolution est particulièrement marquée en terme d'énergie. En effet, on note une diminution de G_{IC} d'environ 30% par rapport à la valeur statique. Ces résultats sont cohérents avec l'étude de Kanchanomai et al. [61] qui traite de l'influence de la vitesse de sollicitation sur la rupture d'une autre résine époxy. L'évolution de la ténacité critique mesurée par Kanchanomai et al. [61] est illustrée dans la figure IV.4.



(a) Influence de la vitesse de sollicitation sur le facteur d'insité de contrainte critique [61].

(b) Influence de la vitesse de sollicitation sur le taux de restitution d'énergie critique [61].

FIGURE IV.4 – Évolution de la ténacité critique mesurée par Kanchanomai et al. [61] sur une résine époxy contenant un durcisseur polyamine.

La figure IV.4 rapporte une diminution du taux de restitution d'énergie critique G_{IC} d'environ 50% par rapport à la valeur quasi-statique et une diminution du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} plus modérée. L'évolution de la ténacité critique rapportée dans l'étude [61] est donc en accord avec nos propres observations. Cependant, la résine époxy en question possède globalement une ténacité critique beaucoup plus élevée que la résine époxy Hexply®M21 qui pourrait expliquer une influence plus marquée de la vitesse.

IV.2 Caractérisation des effets d'un impact dynamique sur la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21

IV.2.1 Configuration expérimentale utilisée pour la caractérisation dynamique de la propagation de fissure

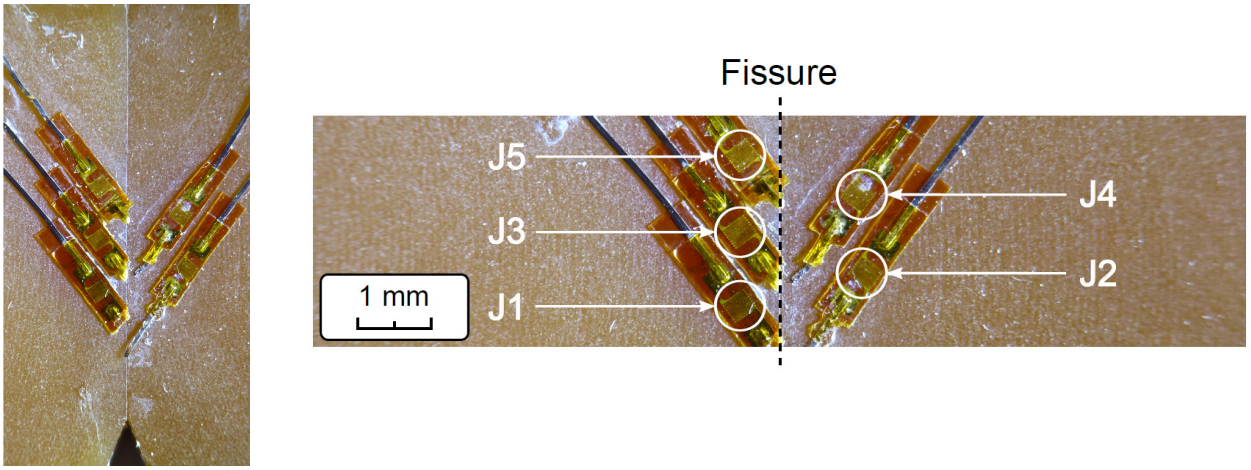
La section précédente a montré que la vitesse exerce une influence sur l'initiation de la fissure. On souhaite maintenant étudier expérimentalement les effets d'un impact dynamique sur la propagation de la fissure dans la résine époxy Hexply®M21. Les essais R11 et R12 visent à mesurer la vitesse de propagation ainsi que la ténacité dynamique au cours de la rupture d'éprouvettes sollicitées respectivement à 1 m.s^{-1} et 10 m.s^{-1}. Pour ces essais, une entaille de 4 mm de profondeur est usinée et aucune fissure n'est propagée avant essai afin d'initier la rupture directement dans le fond de l'entaille dont le rayon de courbure et la singularité sont indépendants de l'essai. Les caractéristiques géométriques des éprouvettes testées et les vitesses d'impact imposées sont résumées dans le tableau IV.7.

TABLE IV.7 – Caractéristiques géométriques des éprouvettes testées et vitesse d'impact.

Essai [n^o]	h [mm]	w [mm]	$\dot{U}$ [m.s^{-1}]
R11	8.85	20.06	1
R12	8.59	20.07	10

Les essais R11 et R12 sont réalisés selon le protocole expérimental développé dans les chapitres précédents. Par conséquent, les éprouvettes sont sollicitées en flexion 3-points sur le montage dynamique décrit dans la figure II.11. L'ensemble de la propagation de fissure est observée par cinématographie rapide à une cadence de 200 000 i.s^{-1}. Des jauges de déformation sont placées à proximité du trajet présumé de la fissure selon la configuration illustrée sur le schéma II.14. À titre d'exemple, l'instrumentation de l'essai R11 est observable sur la figure IV.5. La position détaillée de chaque jauge de déformation est mesurée post-mortem et rapportée dans le tableau IV.8.

Le positionnement des jauges permet effectivement d'enregistrer ponctuellement la déformation asymptotique au voisinage de la pointe de fissure sur une distance de propagation de 4 mm, à partir d'une longueur de fissure d'environ 9 mm. Le positionnement des capteurs sur l'essai R11 est très proche de la configuration théorique désirée. Cependant sur l'essai R12, on constate que les distances d_{y_1} mesurées post-mortem entre les jauges et le trajet de fissure s'écartent de cette configuration. En effet, l'analyse des images enregistrées sur l'essai R12 par la caméra rapide révèle que la fissure dévie de l'axe de symétrie de l'éprouvette. Toutefois, les jauges (J_1, J_3, J_5) restent plus proches de la fissure que les jauges (J_2, J_4). Dans la suite de cette recherche, la procédure d'analyse développée dans les chapitres précédents est appliquée aux essais R11 et R12.



(a) (b)

FIGURE IV.5 – Instrumentation de l'essai R11 observée en (a) plan large et (b) plan rapproché.

TABLE IV.8 – Positions des jauges de déformation sur les essais R11 et R12.

R11			R12		
Jauge [n^o]	d_{x_0} [mm]	d_{y_1} [mm]	Jauge [n^o]	d_{x_0} [mm]	d_{y_1} [mm]
1	8.97	1.10	1	8.88	1.59
2	9.83	2.29	2	9.83	1.87
3	10.96	1.07	3	10.69	1.46
4	11.92	2.07	4	11.68	1.83
5	13.04	1.02	5	12.73	1.76

IV.2.2 Mesure de la vitesse de propagation de fissure par cinématographie rapide

Les figures IV.6 et IV.7 montrent les propagations de fissure observées par cinématographie rapide sur les essais R11 et R12 dont les vitesses de sollicitation sont respectivement 1 m.s^{-1} et 10 m.s^{-1}. On précise que la cadence de la caméra est de 200 000 i.s^{-1}, le temps d'obturation est fixé à 10^{-6} s et la surface de l'éprouvette est recouverte d'une couche homogène de peinture blanche. Enfin, deux éclairages à LED sont focalisés sur la zone d'étude.

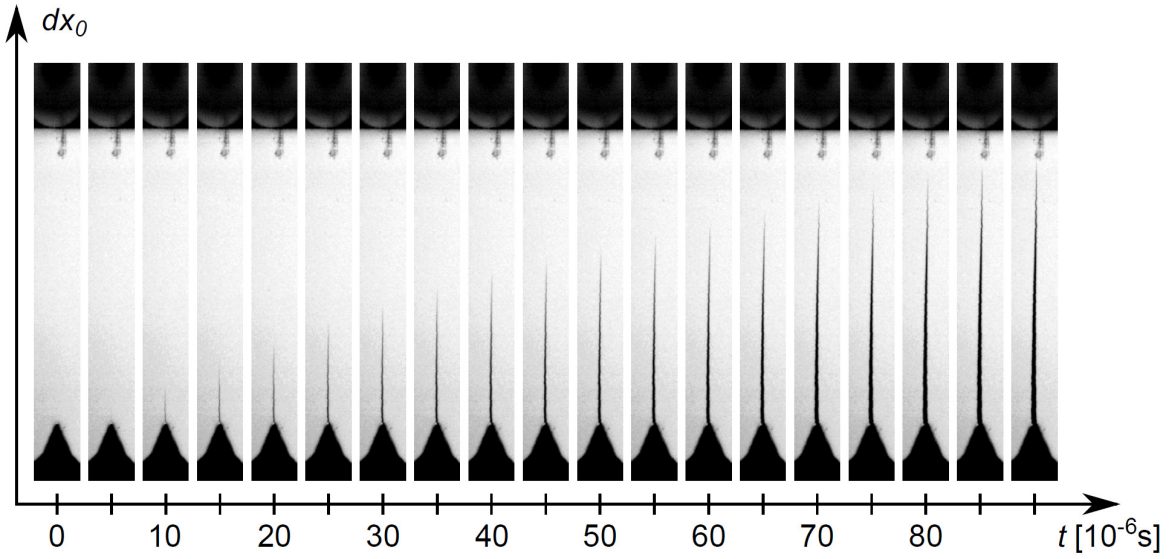


FIGURE IV.6 – Propagation de fissure observée par cinématographie rapide sur l'essai R11. La vitesse de sollicitation est de 1 m.s^{-1} et le pas de temps Δt entre chaque image est de 5 μs.

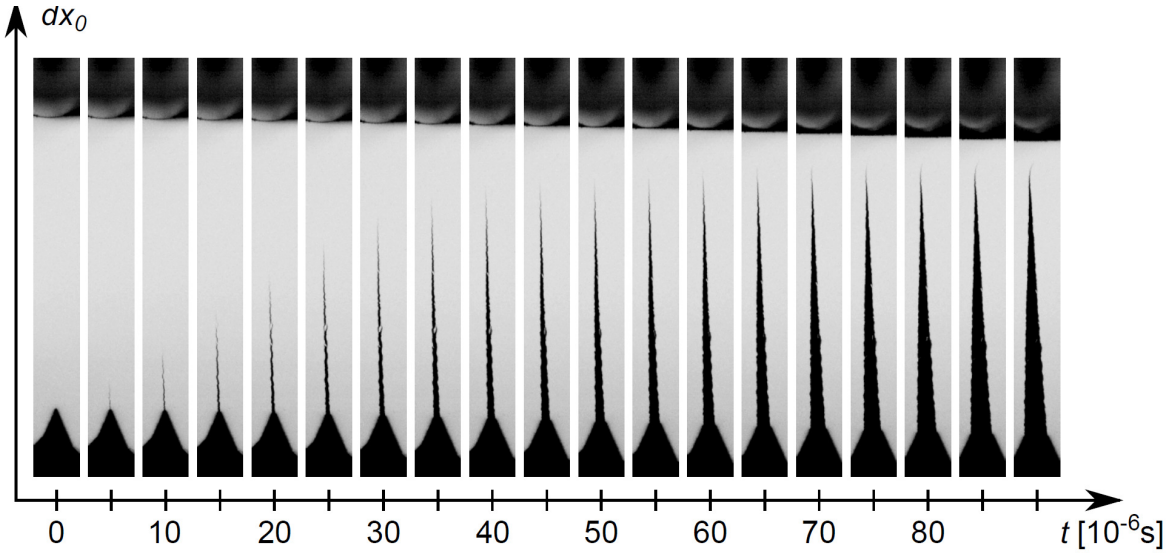


FIGURE IV.7 – Propagation de fissure observée par cinématographie rapide sur l'essai R12. La vitesse de sollicitation est de 10 m.s^{-1} et le pas de temps Δt entre chaque image est de 5 μs.

Il existe clairement des différences entre les propagations de fissure induites respectivement par un impact à 1 m.s^{-1} et un impact à 10 m.s^{-1}. Lors de l'essai R11, la fissure évolue de façon rectiligne selon l'axe de symétrie de l'éprouvette et possède une ouverture faible. Lors de l'essai R12, la fissure évolue de façon rectiligne mais s'écarte de l'axe de symétrie de l'éprouvette selon un angle constant et possède une ouverture plus importante. Or, une augmentation de l'ouverture critique de la fissure est synonyme d'une ténacité plus importante. Par ailleurs, les lèvres de fissure ont un aspect très lisse sur l'essai R11 et rugueux sur l'essai R12. On constate même que la peinture s'écaille sur l'essai R12 au passage de la fissure. Enfin, une perte de contact entre l'impacteur et l'éprouvette est identifiée sur l'essai R12 avant la rupture complète de l'éprouvette. Ces éléments semblent indiquer que l'éprouvette sollicitée à 10 m.s^{-1} absorbe une énergie plus importante par déformation structurale, dont une partie est dissipée par la propagation de fissure (éventuellement sous forme de chaleur) et l'autre partie est convertie en énergie cinétique. D'ailleurs pour une vitesse de sollicitation égale à 10 m.s^{-1}, l'impacteur continue de se déplacer et d'apporter de l'énergie à l'éprouvette au cours de la propagation de fissure. Cet apport d'énergie après l'initiation de la fissure n'est pas négligeable car l'impacteur se déplace de 50 μm entre chaque prise d'image. Ces effets dynamiques sont importants et affectent très probablement la vitesse de propagation. Pour estimer l'influence de la vitesse de sollicitation sur l'évolution de la fissure, l'historique des vitesses de propagation $\dot{a}$ mesurées par cinématographie rapide sur les essais dynamiques R11 et R12 est présenté dans la figure IV.8.

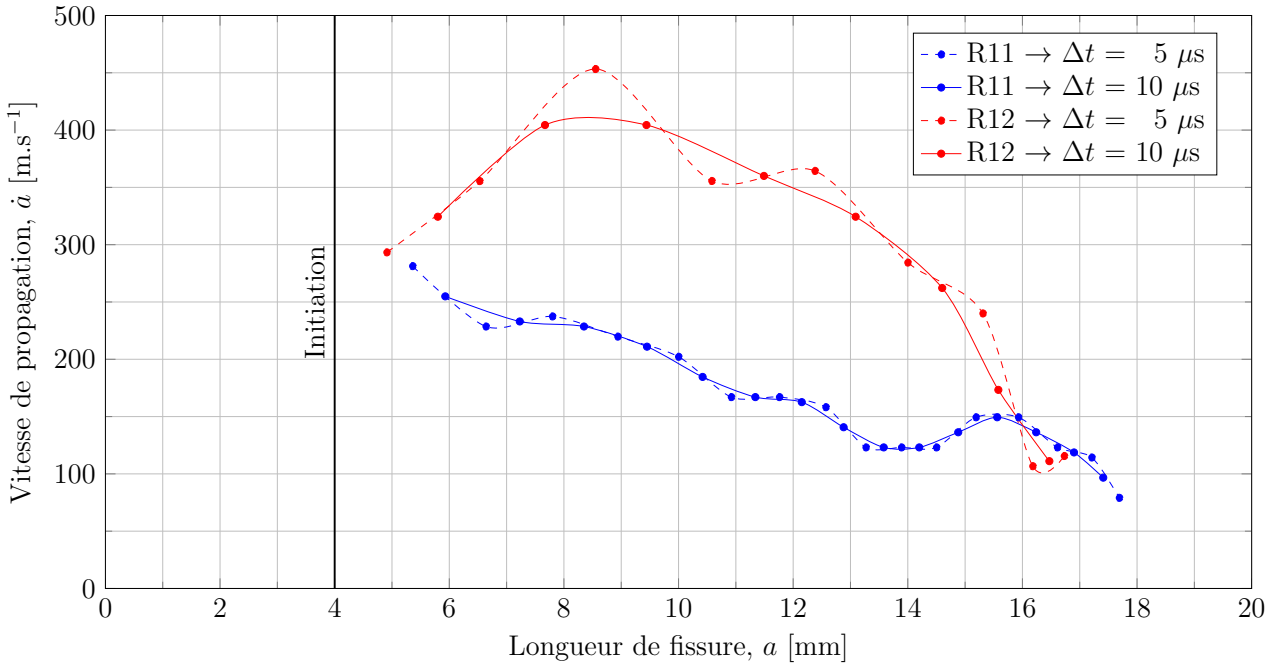


FIGURE IV.8 – Historique des vitesses de propagation $\dot{a}$ mesurées par cinématographie rapide sur les essais dynamiques R11 et R12. La vitesse de sollicitation est de 1 m.s^{-1} pour l'essai R11 et de 10 m.s^{-1} pour l'essai R12.

La figure IV.8 établit clairement un lien entre vitesse de sollicitation et vitesse de propagation. En effet, la vitesse de propagation maximale enregistrée sur l'essai R11 se situe autour de 300 m.s^{-1} alors que la vitesse de propagation maximale mesurée sur l'essai R12 est d'environ

450 m.s^{-1}. Par ailleurs, la vitesse de fissuration mesurée sur l'essai R11 atteint son maximum lors du premier millimètre de la propagation puis diminue jusqu'à la rupture complète de l'éprouvette. Lors de l'essai R12, la fissure accélère sur plus de 4 mm avant de ralentir fortement en approchant du bord supérieur de l'éprouvette. Un apport d'énergie au cours de la rupture permet certainement d'entretenir la phase d'accélération de la fissure. Il est aussi intéressant de noter que les vitesses de propagation mesurées en fin de rupture sont sensiblement identiques sur les deux essais. Cependant, l'historique de la vitesse de fissuration doit être corrigé en temps grâce aux mesures de déformation des jauges (J_1, J_3, J_5) réalisées sur la face opposée de l'éprouvette. Cela permet de compenser le décalage temporel induit par un front de fissure oblique et l'impossibilité de détecter le front de fissure réel par cinématographie.

IV.2.3 Mesure de la déformation asymptotique au cours de la propagation de fissure

La cinématographie rapide a démonté qu'il existe une forte influence de la vitesse de sollicitation sur la vitesse de propagation de fissure. Par ailleurs, le niveau d'énergie pilotant la rupture de l'éprouvette paraît augmenter avec la vitesse d'impact. On souhaite maintenant analyser les déformations enregistrées par les jauges pour synchroniser l'historique de la vitesse de propagation et caractériser ensuite la ténacité dynamique de la résine époxy Hexply®M21. Les signaux des jauges J_1 à J_5 enregistrés sur les essais dynamiques R11 et R12 sont présentés dans les figures IV.9 et IV.10.

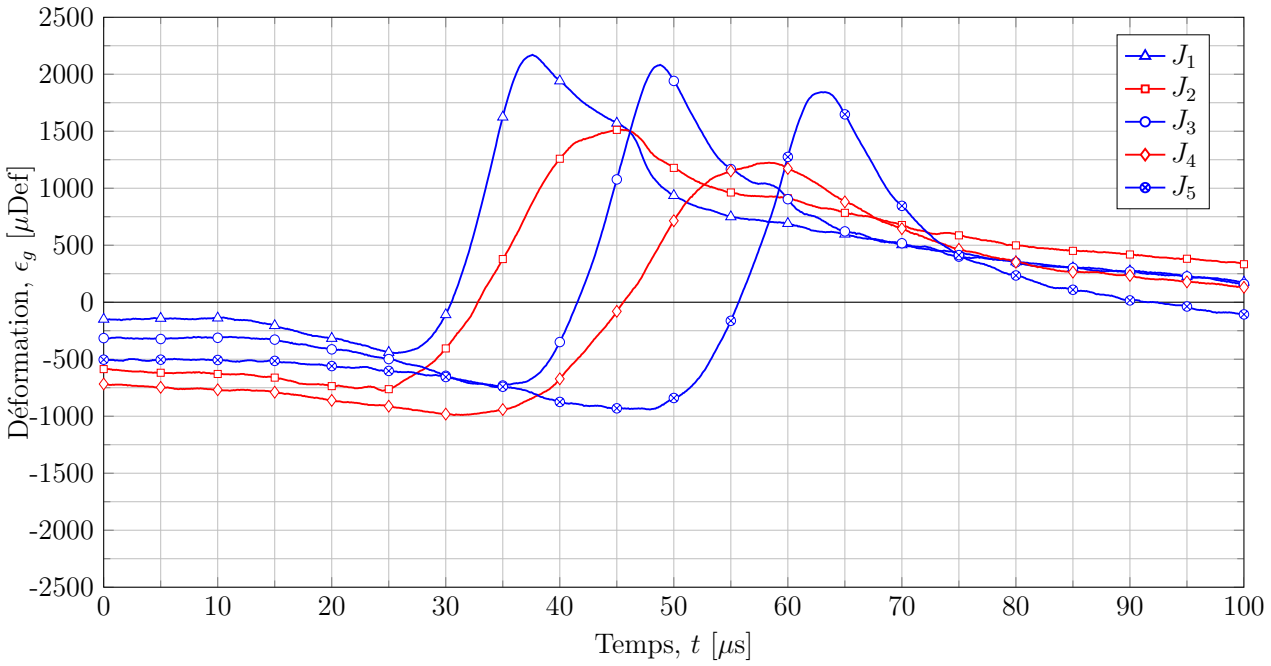


FIGURE IV.9 – Signaux des jauges J_1 à J_5 enregistrés sur l'essai R11. L'éprouvette est sollicitée en flexion 3-points à 1 m.s^{-1}.

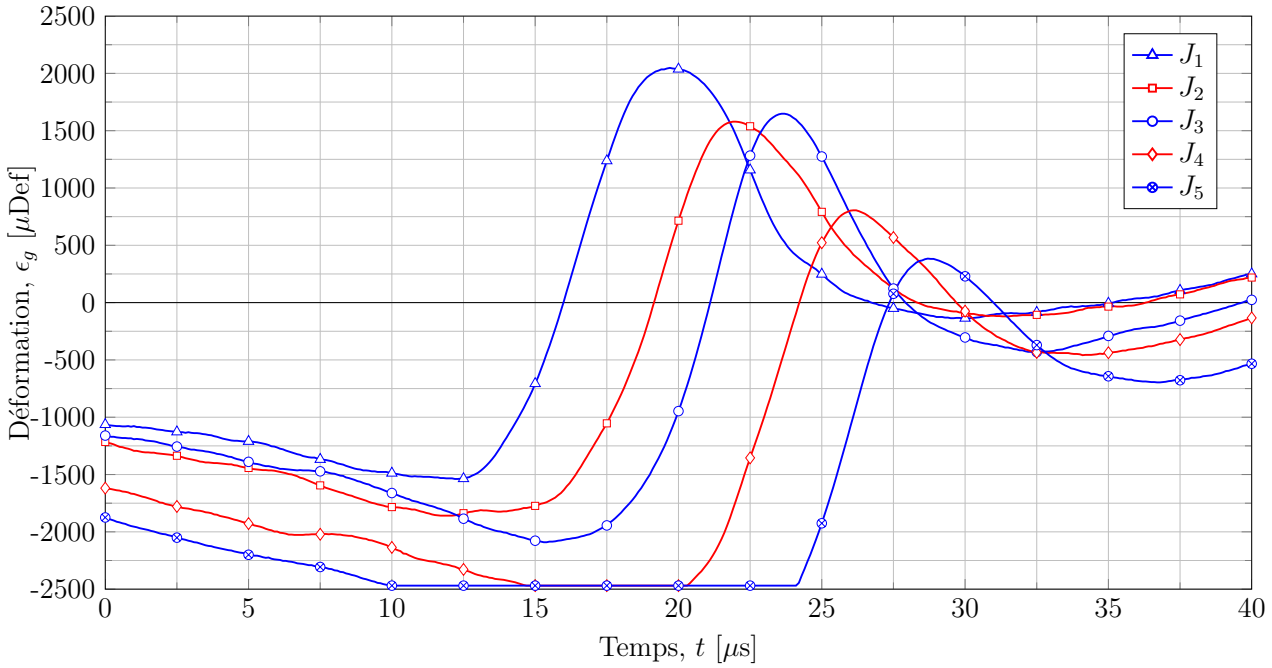


FIGURE IV.10 – Signaux des jauges J_1 à J_5 enregistrés sur l'essai R12. L'éprouvette est sollicitée en flexion 3-points à 10 m.s^{-1}.

L'évolution temporelle des signaux enregistrés sur les essais R11 et R12 est chronologiquement cohérente avec le positionnement des jauges. Ainsi, J_1 étant la première jauge rencontrée sur le trajet de la fissure, elle enregistre le premier pic de déformation. Les pics suivants traduisent l'avancée de la fissure dans la direction $\vec{x_0}$. Les quantités caractéristiques (t_p, ϵ_g^p, Δt_c) définies dans la figure II.19b sont relevées sur les signaux en déformation et résumées dans le tableau IV.9.

TABLE IV.9 – Analyse des déformations enregistrées sur les essais R11 et R12.

R11				R12			
Jauge [n^o]	t_p [μs]	ϵ_g^p [μDef]	Δt_c [μs]	Jauge [n^o]	t_p [μs]	ϵ_g^p [μDef]	Δt_c [μs]
1	37.60	2171	1.03	1	19.70	2048	0.53
2	45.40	1512	1.61	2	22.00	1579	0.32
3	48.80	2078	1.16	3	23.65	1648	0.39
4	58.40	1224	1.57	4	26.10	805	0.31
5	63.10	1841	1.01	5	28.75	384	0.22

Le tableau IV.9 rapporte que les pics de déformation enregistrés sont très différents suivant la vitesse de sollicitation de l'essai. D'abord, les temps t_p mesurés sur l'essai R12 sont très rapprochés car la vitesse de propagation est plus importante d'après l'historique établi précédemment. Pour une raison identique, les temps caractéristiques Δt_c des pics de déformation mesurés sur l'essai R12 sont courts comparés aux temps caractéristiques des signaux de l'es-

sai R11. Ensuite, on constate logiquement que les déformations maximales ϵ_g^p mesurées sur les signaux de l'essai R11 aux instants t_p sont plus importantes pour les jauges (J_1, J_3, J_5) que pour les jauges (J_2, J_4) puisque l'influence de la déformation singulière positive devient plus forte en se rapprochant de la fissure. Ce n'est pourtant pas le cas de l'essai R12 dont la jauge J_5 enregistre la déformation maximale la plus faible. Pour expliquer ce résultat surprenant, il est nécessaire de remarquer que l'amplitude de la déformation négative enregistrée avant le pic de déformation est très importante sur l'ensemble des jauges de l'essai R12 et augmente avec l'avancée de la fissure. Les signaux des jauges J_4 et J_5 saturent même à -2500 μDef. On en déduit que la déformation structurale non-singulière de l'éprouvette est globalement plus importante en cours de propagation lorsqu'elle est sollicitée à 10 m.s^{-1} et que son influence s'intensifie avec l'avancée de la fissure. Cela se traduit par un coefficient k_{ns} négatif qui chute au cours de la rupture de l'éprouvette. Cette évolution du coefficient k_{ns} provoque une diminution du temps caractéristique Δt_c et de la déformation maximale ϵ_g^p comme illustré dans la figure II.10. Les valeurs de ϵ_g^p et de Δt_c relevées sur les signaux de l'essai R12 confirment ce scénario. Il faut donc s'attendre à des valeurs du coefficient k_{ns} beaucoup plus faibles pour l'essai R12 impliquant une influence limitée de la partie singulière de la déformation, plus particulièrement en fin de propagation.

IV.2.4 Estimation de la ténacité dynamique au cours de la propagation de fissure

Afin d'estimer la ténacité dynamique au cours de la propagation de fissure, on commence par corriger l'historique de la vitesse de propagation établi par cinématographie rapide sur la face opposée de l'éprouvette. Dans cet objectif, les signaux des jauges (J_1, J_3, J_5) sont exploités pour déterminer les vitesses moyennes de référence $\dot{a}_{13}$ et $\dot{a}_{35}$ selon les équations (II.17) et (II.18). Les vitesses de référence ainsi estimées sont présentées dans le tableau IV.10.

TABLE IV.10 – Mesure des vitesses $\dot{a}_{XY}$ entre les jauges J_X et J_Y sur les essais R11 et R12.

R11			R12		
Jauge [n^o]	x_{p_0} [mm]	$\dot{a}_{XY}$ [m.s^{-1}]	Jauge [n^o]	x_{p_0} [mm]	$\dot{a}_{XY}$ [m.s^{-1}]
1	-0.14	177.3	1	-0.20	453.9
2	-0.14	145.0	2	-0.18	407.4
3	-0.13		3	-0.22	

Sur l'essai R11, la fissure se propage à une vitesse comprise entre 100 m.s^{-1} et 200 m.s^{-1} au moment du passage sous les jauges. Par conséquent, on exploite la vitesse de propagation moyenne estimée par cinématographie rapide avec une durée d'intégration Δt de 10 μs. Par contre, la fissure de l'essai R12 se propage sous les jauges avec une vitesse supérieure à 200 m.s^{-1}. Dans ce cas, on exploite la vitesse de propagation moyenne estimée par cinématographie rapide avec une durée d'intégration Δt de 5 μs. Ces mesures sont synchronisées grâce aux vitesses de référence $\dot{a}_{13}$ et $\dot{a}_{35}$ du tableau IV.10. Ainsi, on décale l'ensemble de l'évolution spatiale

de la vitesse de propagation de -0.65 mm pour l'essai R11 et de +1.42 mm pour l'essai R12. Concernant l'essai R11, la mesure de la vitesse par cinématographie rapide ainsi corrigée décrit exactement les mesures ponctuelles de vitesse par jauges de déformation. L'essai R12 est plus délicat à corriger puisque les jauges (J_1, J_3, J_5) ne sont pas idéalement placées. On choisit de considérer uniquement la vitesse de référence $\dot{a}_{13}$ car les jauges J_1 et J_3 sont les plus proches du trajet de fissure et donc leurs signaux sont moins influencés par la déformation non-singulière. Le facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} et le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} sont ensuite déterminés sur les essais R11 et R12 à partir des déformations captées par les jauges J_2 et J_4 selon la procédure itérative détaillée dans la figure II.20. Le résultat de l'analyse de chaque essai est illustré respectivement par les figures IV.11 et IV.12.

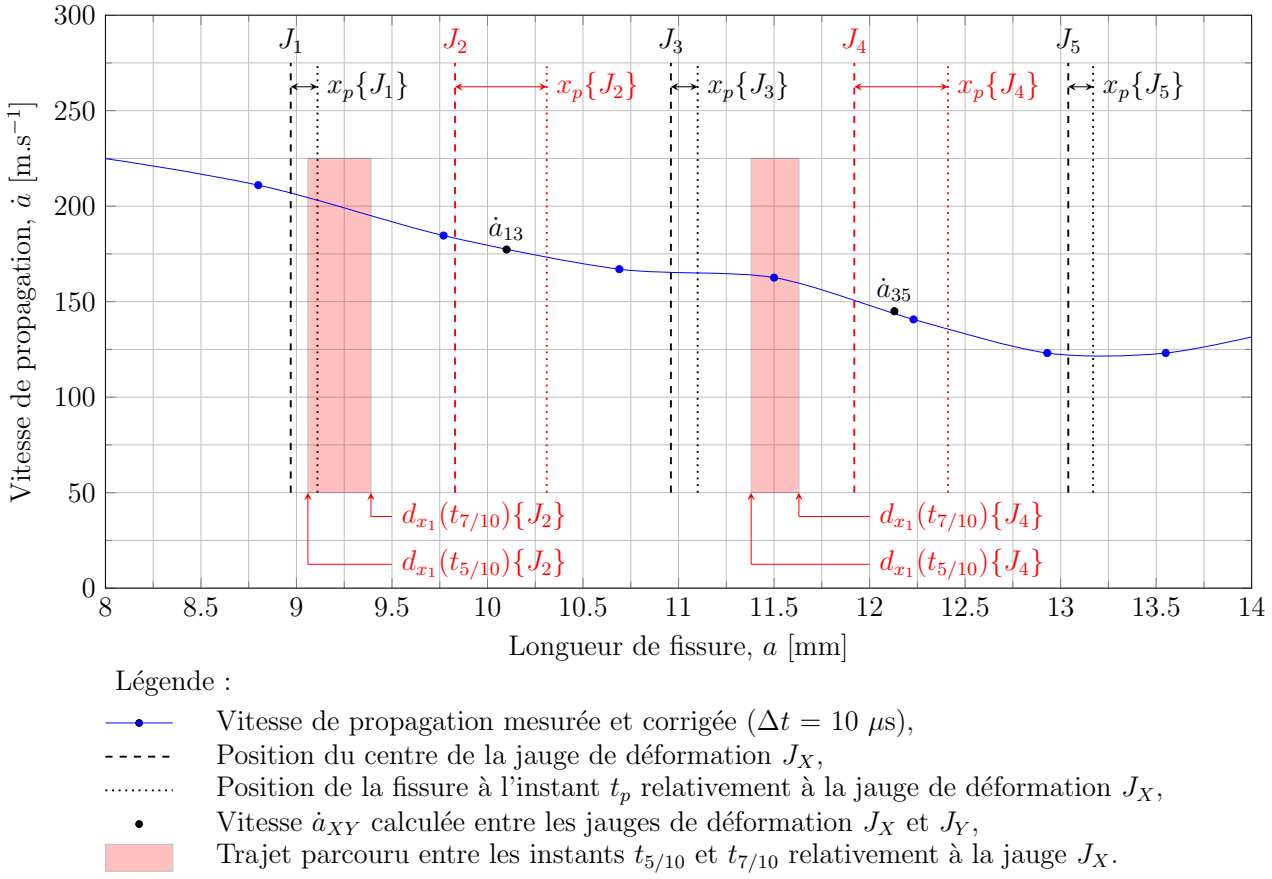


FIGURE IV.11 – Estimation de la ténacité dynamique au cours de la propagation de fissure observée sur l'essai R11. L'éprouvette est sollicitée en flexion 3-points à 1 m.s^{-1}.

On rappelle que le temps caractéristique Δt_c correspond à la différence $t_{7/10} - t_{5/10}$. La connaissance du temps caractéristique Δt_c et de la vitesse de propagation moyenne entre les positions $d_{x_1}(t_{5/10})$ et $d_{x_1}(t_{7/10})$ permet d'estimer le coefficient k_{ns}. Enfin, les quantités (G_{ID}, K_{ID}) caractéristiques de la ténacité dynamique sont calculées à partir du coefficient k_{ns} identifié, de la déformation maximale ϵ_g^p et de la vitesse de propagation $\dot{a}$ enregistrée à l'instant t_p. À ce moment, la position relative de la pointe de fissure par rapport au centre de la jauge est repérée par la coordonnée x_p.

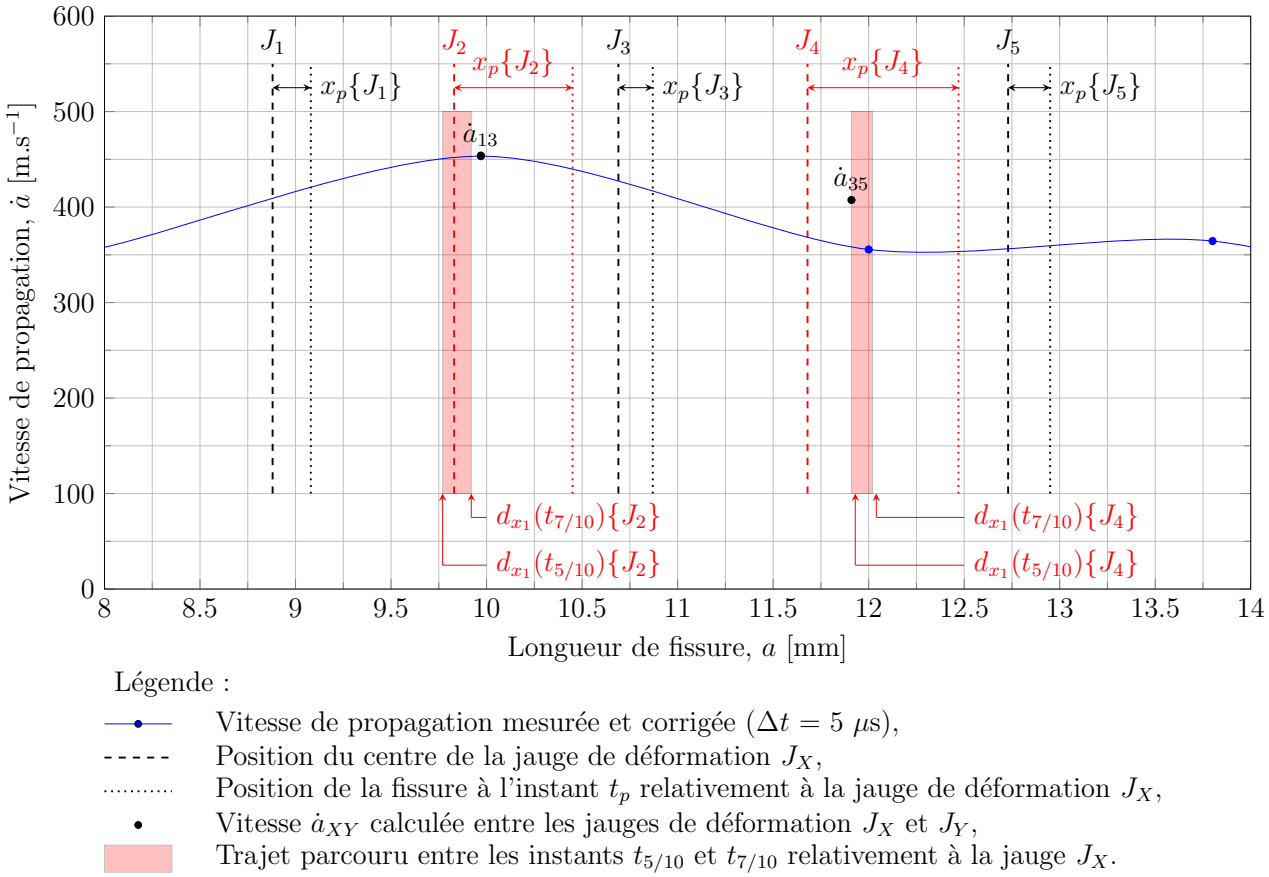


FIGURE IV.12 – Estimation de la ténacité dynamique au cours de la propagation de fissure observée sur l'essai R12. L'éprouvette est sollicitée en flexion 3-points à 10 m.s^{-1}.

Les variations de la vitesse de propagation entre les temps $t_{5/10}$ et t_p relatifs aux jauges J_2 et J_4 des essais R11 et R12 sont inférieures à 30 m.s^{-1}. L'hypothèse de vitesse constante n'est pas strictement respectée mais la prise en compte des vitesses réelles pour la détermination du coefficient k_{ns} et la caractérisation de la ténacité dynamique corrige en partie cet écart. Les tableaux IV.11 et IV.12 rapportent les valeurs du coefficient k_{ns} estimées sur les essais R11 et R12. La figure IV.13 compare les valeurs du coefficient k_{ns} identifiées sur les propagations dynamiques avec les valeurs calculées au chapitre III à l'initiation quasi-statique de la fissure.

TABLE IV.11 – Mesure du coefficient k_{ns} sur l'essai R11.

R11				
Jauge [n^o]	d_{x_0} [mm]	$d_{x_1}(t_{5/10})$ [mm]	$d_{x_1}(t_{7/10})$ [mm]	k_{ns} [m^{-1}]
2	9.83	0.77	0.44	-202
4	11.92	0.54	0.29	-300

TABLE IV.12 – Mesure du coefficient k_{ns} sur l'essai R12.

R12				
Jauge [n^o]	d_{x_0} [mm]	$d_{x_1}(t_{5/10})$ [mm]	$d_{x_1}(t_{7/10})$ [mm]	k_{ns} [m^{-1}]
2	9.83	0.06	-0.09	-660
4	11.68	-0.25	-0.36	-881

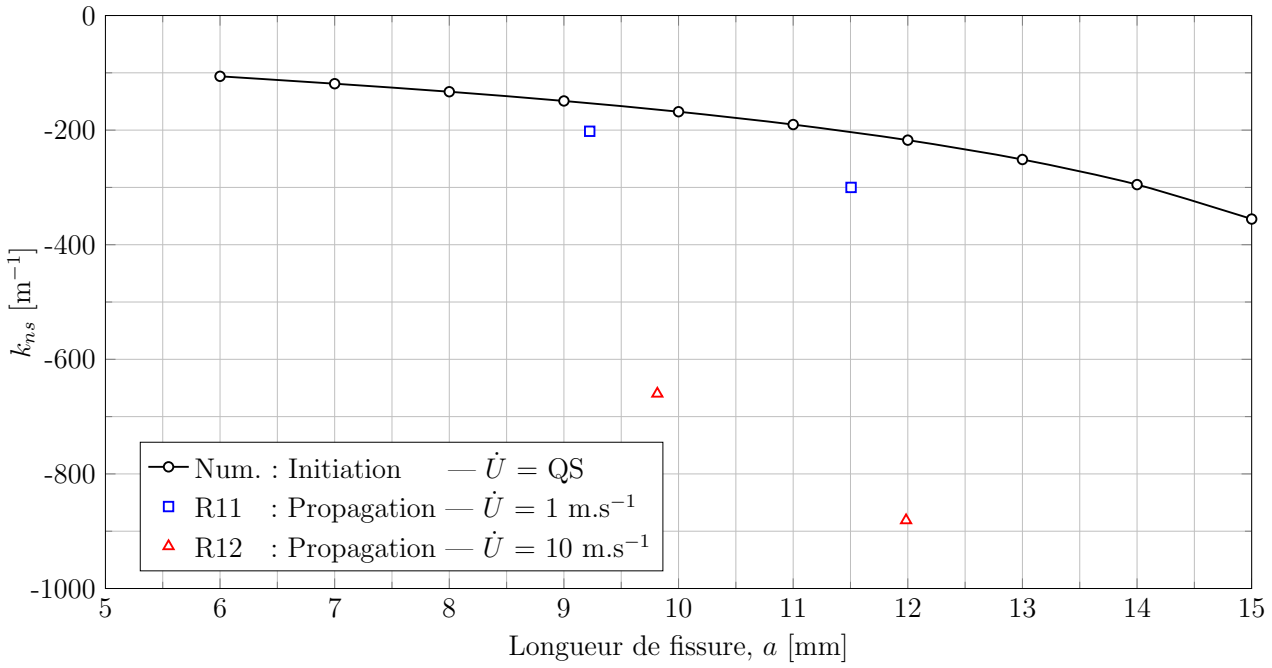


FIGURE IV.13 – Évolution du coefficient k_{ns} au cours des essais R11 et R12. La vitesse de sollicitation est de 1 m.s^{-1} sur l'essai R11 et de 10 m.s^{-1} sur l'essai R12.

En observant la figure IV.13, on constate que les valeurs du coefficient k_{ns} estimées sur la propagation de fissure induite par un impact à 1 m.s^{-1} sont proches des valeurs calculées à l'initiation quasi-statique de la fissure. Cependant pour la propagation de fissure provoquée par un impact à 10 m.s^{-1}, les valeurs du coefficient k_{ns} sont beaucoup plus faibles et atteignent -660 m^{-1} et -881 m^{-1}. L'influence de la partie non-singulière de la déformation devient alors importante. Par conséquent, il convient de vérifier si le modèle à 2-paramètres décrivant le champ de déformation asymptotique au voisinage de la pointe de fissure est toujours valable aux positions occupées par les jauges J_2 et J_4 de l'essai R12. Afin de juger de la pertinence du modèle asymptotique à 2-paramètres, on calcule la part théorique de la déformation non-singulière dans la déformation maximale ϵ_g^p mesurée par les jauges J_2 et J_4. Concernant la jauge J_2, la partie non-singulière de la déformation mesurée à l'instant t_p représente 57% de la partie singulière. La jauge J_2 est donc quasiment à l'intérieur de la zone II au moment où elle enregistre l'amplitude maximale du pic de déformation. Au contraire, la partie non-singulière de la déformation enregistrée par la jauge J_4 à l'instant t_p représente 76% de la partie singulière. La

jauge J_4 est donc complètement à l'extérieur de la zone II. Son signal n'est donc pas approprié à l'identification du facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID}. Dans la suite de l'analyse, seul le signal de la jauge J_2 est exploité pour caractériser la ténacité dynamique sur l'essai R12.

La viscosité du matériau est prise en compte dans l'estimation du facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} et du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} au travers l'usage du module de Young dynamique E_{dyn} dans les équations (II.11) et (II.19). La vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_g$ associée au pic de déformation considéré correspond à l'inverse du temps nécessaire pour passer d'un état de déformation nulle $\epsilon_g = 0$ à un état de déformation maximale $\epsilon_g = \epsilon_g^p$. La valeur du module de Young dynamique E_{dyn} est déterminée par la série de Prony identifiée au chapitre III. Les tableaux IV.13 et IV.14 présentent les valeurs des quantités caractéristiques de la ténacité dynamique (K_{ID}, G_{ID}) estimées sur les essais R11 et R12. La figure IV.14 illustre l'évolution de la ténacité dynamique avec la vitesse de propagation de fissure $\dot{a}$.

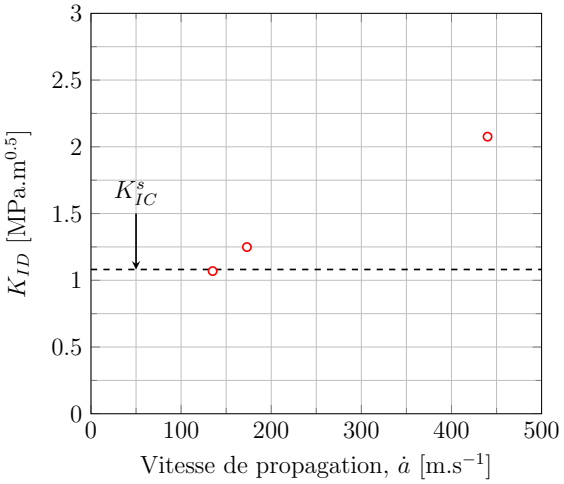
Table IV.13 – Estimation de la ténacité dynamique sur l'essai R11.

R11						
Jauge [n^o]	x_p [mm]	$\dot{a}(t_p)$ [m.s^{-1}]	$\dot{\epsilon}_g$ [s^{-1}]	E_{dyn} [GPa]	K_{ID} [MPa.m$^{0.5}$]	G_{ID} [J.m^{-2}]
2	-0.48	173.0	120	4.714	1.249	295
4	-0.49	135.0	96	4.569	1.069	222

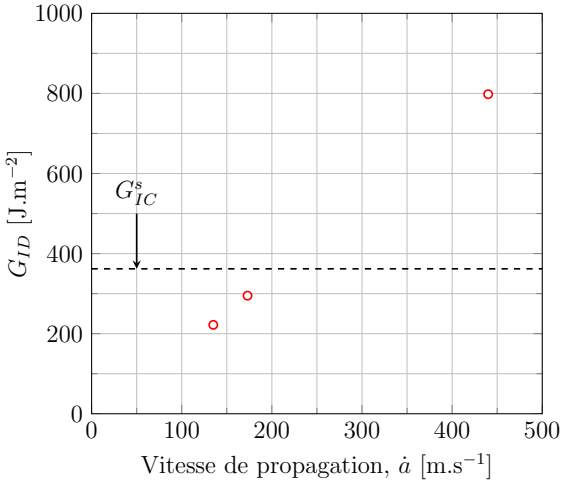
Table IV.14 – Estimation de la ténacité dynamique sur l'essai R12.

R12						
Jauge [n^o]	x_p [mm]	$\dot{a}(t_p)$ [m.s^{-1}]	$\dot{\epsilon}_g$ [s^{-1}]	E_{dyn} [GPa]	K_{ID} [MPa.m$^{0.5}$]	G_{ID} [J.m^{-2}]
2	-0.62	440.0	550	5.382	2.076	798

Pour les vitesses de propagation lentes, les valeurs du facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} et du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} sont plus faibles que la valeur critique G_{IC}^s estimée à l'initiation quasi-statique de la fissure. Cependant, la ténacité dynamique de la résine époxy Hexply®M21 augmente avec la vitesse de propagation de fissure. On estime que la ténacité dynamique d'une fissure se propageant à 450 m.s^{-1} est équivalente au double de la ténacité critique quasi-statique. Ce comportement est classique des polymères thermoplastiques tels que le Polyméthacrylate de méthyle [109]. Cependant, il n'avait jamais été établi pour une résine époxy largement employée comme matrice dans les structures composites aéronautiques. Ces résultats illustrent bien les limites des modèles de zones cohésives indépendants de la vitesse pour modéliser la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 lors d'un impact dynamique. Afin de proposer et identifier un modèle de zones cohésives plus adapté, la suite de cette recherche s'intéresse à la compréhension des mécanismes responsables de l'évolution de la ténacité dynamique avec la vitesse.



(a) Évolution du facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} en fonction de la vitesse de propagation $\dot{a}$.



(b) Évolution du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} en fonction de la vitesse de propagation $\dot{a}$.

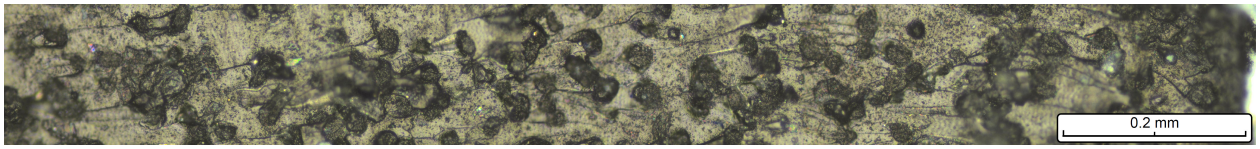
FIGURE IV.14 – Évolution de la ténacité dynamique en fonction de la vitesse de propagation. Ces valeurs sont issues des essais R11 et R12 analysés en considérant un module de Young dynamique E_{dyn} adapté à la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_g$ relevée.

IV.3 Observation des mécanismes responsables de la ténacité dynamique de la résine époxy Hexply®M21

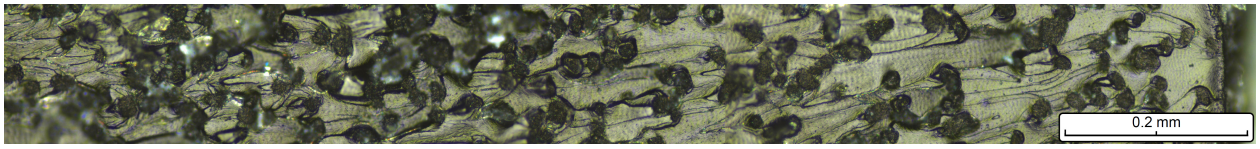
IV.3.1 Analyse des différents faciès de rupture au microscope

L'observation des faciès de rupture procure des informations essentielles à la compréhension des mécanismes de rupture responsables de l'augmentation de la ténacité dynamique avec la vitesse de propagation de fissure. Des observations sont donc réalisées sur les éprouvettes des essais R11 et R12 à l'aide d'un microscope Nikkor EPIPHOT 200. La figure IV.15 montre l'évolution du faciès de rupture sur 1.35 mm depuis le fond de l'entaille.

La figure IV.15 permet d'étudier de manière générale l'initiation de la fissure et le début de la propagation sur une distance relativement importante. Sur ces images, on distingue clairement que les nodules thermoplastiques jouent un rôle majeur dans la résistance à la fissuration. En effet, des paraboles se forment à partir des nodules et s'étendent dans le sens de la propagation de fissure. Ces paraboles sont classiquement observées lors de la rupture du PMMA [42][109]. Grégoire [42] explique que celles-ci résultent de l'interaction entre la fissure principale et les micro-fissures qui s'initient à partir de cavités dans la matière et qui se développent dans un plan différent. Cette interaction provoque l'apparition de lèvres de cisaillement plastique par effet de bord. D'après Pearson et Yee [80], les nodules présents dans les résines époxy renforcées engendrent une concentration de contrainte due à leur rigidité différente et agissent comme des défauts de la matière. Il n'est donc pas surprenant de voir des micro-fissures se propager depuis les nodules puis former des lèvres de cisaillement. Ce mécanisme de déformation plastique dissipe une quantité d'énergie importante et participe fortement à la ténacité dyna-



(a) Essai R11. $\dot{U} = 1$ m.s^{-1}.



(b) Essai R12. $\dot{U} = 10$ m.s^{-1}.

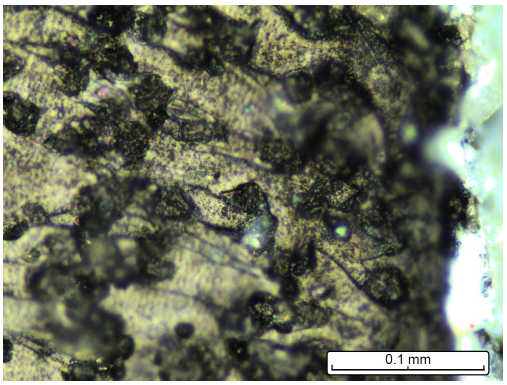
FIGURE IV.15 – Faciès de rupture observés post-mortem au microscope sur les éprouvettes des essais R11 et R12. La fissure évolue de la droite vers la gauche. La zone d'étude commence au fond de l'entaille et s'étend sur 1.35 mm.

mique de la résine. Cependant, il existe un autre mécanisme de rupture majeur appelé *crazing* qui se développe à l'échelle microscopique. Ce processus est caractéristique de la rupture des polymères amorphes. Il désigne la création, l'allongement et la séparation de macro-molécules rassemblées en fibrilles [10]. Le développement d'une zone de *crazing* devant le front de fissure a été largement étudié par interférométrie optique [30][31][94][95]. Schirrer [94] et Döll [31] expliquent qu'en présence de *crazing*, les propagations rapides peuvent devenir oscillantes à cause de la compétition entre création et rupture de fibrilles. Dans ce cas, la fissure est stationnaire pendant que les macro-molécules s'étirent devant le front de fissure. Puis, les fibrilles atteignent une taille critique et se séparent. En conséquence, la zone de *crazing* se réduit et la longueur de la fissure augmente. Enfin, la contrainte cohésive amplifiée par la réduction de la surface de *crazing* provoque la formation de nouvelles fibrilles. Le caractère oscillant de la propagation associé à la présence de *crazing* peut expliquer les stries périodiques d'une largeur de 3 μm, observées sur les micrographies des essais R11 et R12. Cette hypothèse est cohérente avec les conclusions de Estevez et al. [33] qui démontrent que la rupture des polymères amorphes est pilotée par une compétition entre la formation de bandes de cisaillement et le développement du processus de *crazing*. Or, ces mécanismes visco-plastiques sont à l'origine de la ténacité dynamique de la résine et dépendent de la vitesse [66]. Par conséquent, des évolutions dans les faciès de rupture sont attendues avec l'augmentation de la vitesse de propagation. La figure IV.16 illustre les différentes phases de la rupture caractérisées par une longueur de fissure a et une vitesse de propagation de fissure $\dot{a}$.

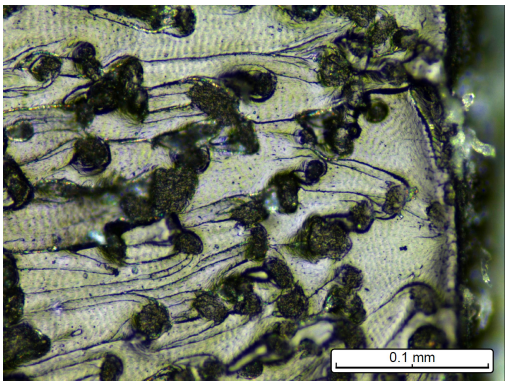
En analysant la figure IV.16, on constate que le faciès de rupture évolue avec la vitesse de propagation de fissure $\dot{a}$. Les figures IV.16a et IV.16b se focalisent sur l'initiation et le début de la propagation de fissure, au niveau du fond de l'entaille. Pour cette phase de la rupture, il existe peu de différences entre les essai R11 et R12. Les stries périodiques caractéristiques du *crazing* sont très prononcées en début de propagation pour l'éprouvette impactée à 10 m.s^{-1}. Par ailleurs, on note un relief légèrement plus important sur l'essai R11 au même stade de la rupture. Malheureusement, l'accélération de la fissure est trop importante en début de

propagation et aucune mesure de vitesse n'est disponible dans cette zone. Les figures IV.16c et IV.16d se concentrent sur le milieu de la propagation de fissure. Pour cette partie du faciès, on observe une forte disparité entre les essais R11 et R12. Un relief très important synonyme de forte rugosité de surface est constaté sur le faciès induit par une fissure se propageant à 400 $m.s^{-1}$. À l'inverse, le plan de fissuration reste relativement plat pour une propagation à 200 $m.s^{-1}$. Par ailleurs, la densité de micro-fissures présentes dans le sillage des nodules est très forte pour une vitesse de propagation de 400 $m.s^{-1}$, impliquant une intensification des déformations plastiques. Les figures IV.16e et IV.16f concernent la fin de la propagation de fissure. Durant cette phase, la vitesse de propagation de fissure est de l'ordre de 100 $m.s^{-1}$ sur les essais R11 et R12. Les faciès de rupture correspondants présentent un aspect fragile car ils sont plats et contiennent un nombre réduit de fines lèvres de cisaillement.

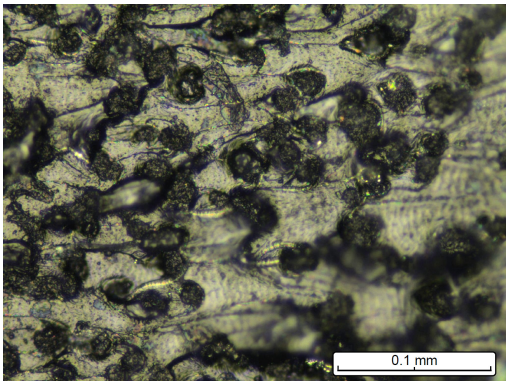
En résumé, les évolutions constatées sur les faciès de rupture corroborent l'augmentation de la ténacité dynamique avec la vitesse de propagation de fissure mesurée dans la section précédente. En effet, l'intensification des mécanismes visco-plastiques et l'apparition d'une forte rugosité de surface expliquent l'augmentation de la quantité d'énergie dissipée par la propagation de fissure.



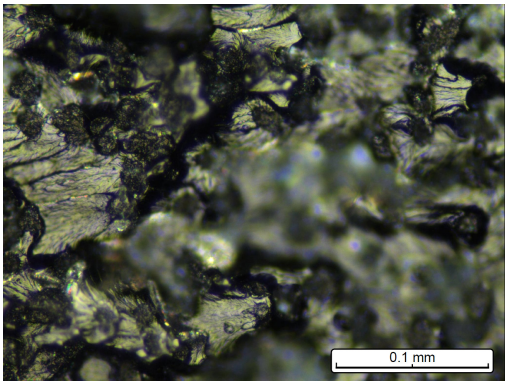
(a) Initiation — Essai R11, $\dot{U} = 1$ m.s^{-1}, $a = 4$ mm, $\dot{a} = 0$ - ? m.s^{-1}.



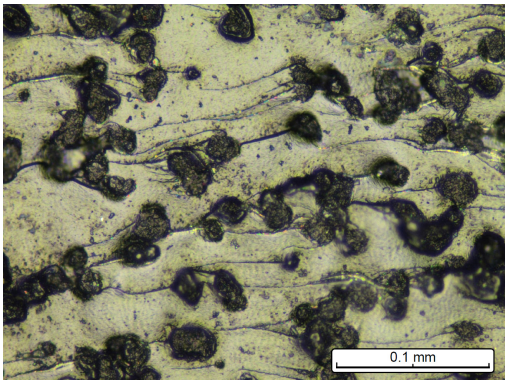
(b) Initiation — Essai R12, $\dot{U} = 10$ m.s^{-1}, $a = 4$ mm, $\dot{a} = 0$ - ? m.s^{-1}.



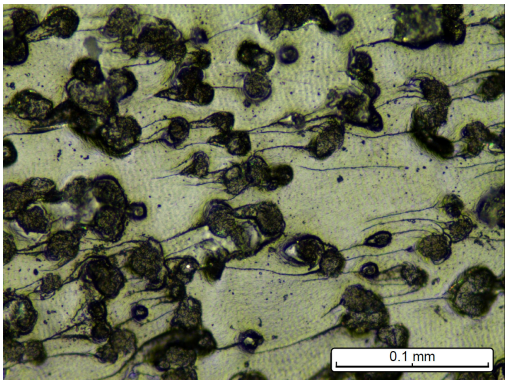
(c) Propagation — Essai R11, $\dot{U} = 1$ m.s^{-1}, $a = 10$ mm, $\dot{a} = 200$ m.s^{-1}.



(d) Propagation — Essai R12, $\dot{U} = 10$ m.s^{-1}, $a = 10$ mm, $\dot{a} = 400$ m.s^{-1}.



(e) Fin de propagation — Essai R11, $\dot{U} = 1$ m.s^{-1}, $a = 17$ mm, $\dot{a} = 100$ m.s^{-1}.



(f) Fin de propagation — Essai R12, $\dot{U} = 10$ m.s^{-1}, $a = 17$ mm, $\dot{a} = 100$ m.s^{-1}.

FIGURE IV.16 – Faciès de rupture observés post-mortem au microscope sur les éprouvettes des essais R11 et R12. La fissure évolue de la droite vers la gauche. Les faciès (a) et (b) correspondent à une longueur de fissure de 4 mm et concernent l'initiation. Les faciès (c) et (d) correspondent à une longueur de fissure de 10 mm et concernent le milieu de la propagation. Les faciès (e) et (f) correspondent à une longueur de fissure de 17 mm et concernent la fin de la propagation.

IV.4 Définition et identification d'une loi cohésive incluant une dépendance à la vitesse pour décrire l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21

IV.4.1 Définition d'une loi cohésive incluant une dépendance à la vitesse

L'objectif de cette recherche est de modéliser les effets d'un impact dynamique sur la rupture d'une résine époxy spécifique des composites à matrice organique. Par conséquent, on cherche à développer une loi cohésive dépendante de la vitesse qui permette de simuler l'initiation et la propagation d'une fissure existante sous un chargement rapide et variable. On propose d'utiliser une loi cohésive linéairement dégressive illustrée dans la figure I.6b. Cette loi a été proposée initialement sans aucune dépendance à la vitesse par Camacho et Ortiz [22] pour simuler la rupture d'un matériau fragile sous un impact dynamique. Elle relie la contrainte cohésive σ à l'ouverture de fissure δ selon la relation (IV.5),

$$\sigma = \sigma_c \,.\, (1 - \frac{\delta}{\delta_c}) \,, \tag{IV.5}$$

où σ_c est la contrainte critique et représente la contrainte cohésive maximale admissible. De la même manière, δ_c est l'ouverture critique et représente l'ouverture de fissure maximale admissible. L'introduction d'une dépendance à la vitesse se traduit obligatoirement par une influence de celle-ci sur les paramètres σ_c et δ_c. Néanmoins, on choisit de conserver une contrainte critique σ_c indépendante de la vitesse. Ce choix est justifié par la faible influence de la vitesse de déformation sur la contrainte à rupture mesurée lors des essais de caractérisation du comportement dynamique de la résine époxy Hexply®M21. Pourtant, les micrographies des faciès de rupture rapportent une intensification des mécanismes visco-plastiques et l'apparition d'une rugosité de surface pour les propagations rapides. Par conséquent, on considère que l'ouverture critique δ_c est dépendante de la vitesse de propagation $\dot{a}$. Zhou et al. [109] proposent de décrire l'influence de la vitesse $\dot{a}$ sur l'ouverture critique δ_c par la relation (IV.6),

$$\delta_c(\dot{a}) = \delta_0 \,.\, \ln\left(\frac{v_L}{v_L - \dot{a}}\right) \,, \tag{IV.6}$$

où δ_0 est une valeur caractéristique de l'ouverture de fissure et v_L est la vitesse de propagation limite. Dans ce cas, le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} est relié à la vitesse de propagation $\dot{a}$ par l'égalité (IV.7),

$$G_{ID} = G_0 \,.\, \ln\left(\frac{v_L}{v_L - v_0}\right) \,, \quad \text{avec} \quad G_0 = \frac{\delta_0 \, \sigma_c}{2} \,. \tag{IV.7}$$

Cette loi phénoménologique a été identifiée expérimentalement pour modéliser la propagation dynamique de fissure dans le PMMA [109]. La figure IV.17 démontre une bonne concordance entre le modèle identifié et les valeurs du taux de restitution d'énergie dynamique mesurées expérimentalement. Toutefois, ce modèle prévoit que la ténacité critique à l'initiation de la fissure soit nulle alors que cela est physiquement impossible.

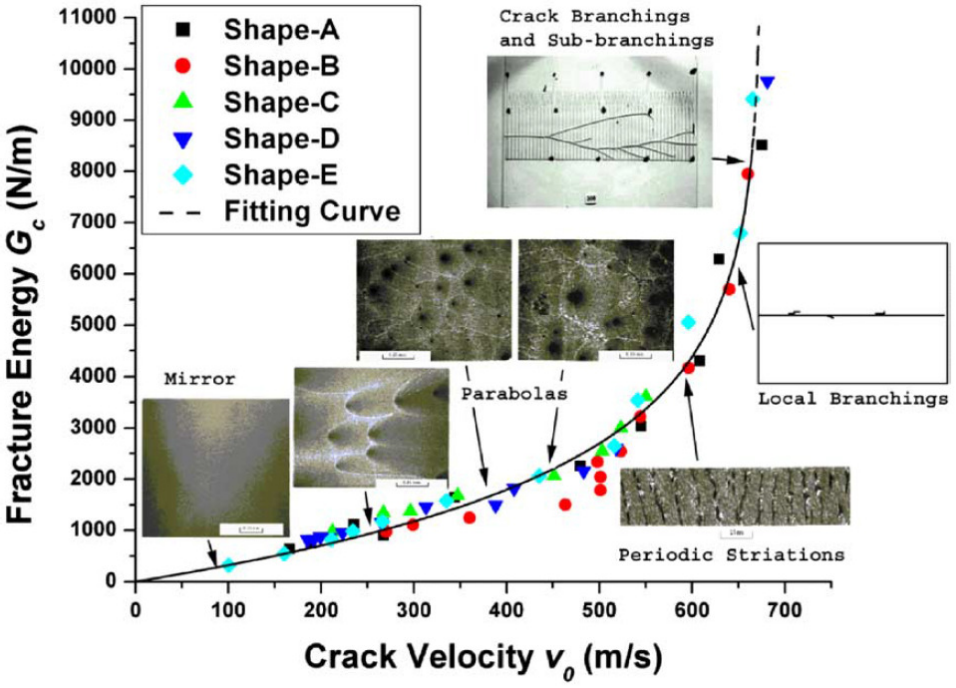


FIGURE IV.17 – Loi phénoménologique identifiée par Zhou et al. décrivant l'évolution du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} avec la vitesse de propagation $\dot{a}$ dans le PMMA [109].

On choisit de définir une loi proche de celle proposée par Zhou et al. [109] pour décrire l'influence de la vitesse $\dot{a}$ sur l'ouverture critique δ_c d'une fissure se propageant dans la résine époxy Hexply®M21 suite à un impact dynamique. Cette loi est définie par la relation (IV.8),

$$\delta_c(\dot{a}) = \delta_c^d + \delta_0 \,.\, \ln\left(\frac{c_R}{c_R - \dot{a}}\right) , \tag{IV.8}$$

où δ_0 est une valeur caractéristique de l'ouverture de fissure et δ_c^d est l'ouverture de fissure critique au moment de l'initiation de la rupture. Par ailleurs, le paramètre c_R est la vitesse des ondes de Rayleigh dans la résine. En conséquence, l'évolution du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} avec la vitesse de propagation de fissure $\dot{a}$ est définie par la relation (IV.9),

$$G_{ID}(\dot{a}) = G_{IC}^d + G_0 \,.\, \ln\left(\frac{c_R}{c_R - \dot{a}}\right) , \quad \text{avec} \quad G_0 = \frac{\delta_0\,\sigma_c}{2} \quad \text{et} \quad G_{IC}^d = \frac{\delta_c^d\,\sigma_c}{2} \,. \tag{IV.9}$$

Dans l'équation (IV.9), le paramètre G_{IC}^d représente une valeur dynamique du taux de restitution d'énergie critique. G_{IC}^d est l'énergie nécessaire à l'initiation d'une fissure sollicitée par un impact. La suite de cette recherche vise à identifier et analyser le modèle proposé au regard des résultats expérimentaux obtenus.

IV.4.2 Identification de la loi cohésive pour la résine époxy M21

On souhaite identifier la loi cohésive définie par la relation (IV.5) à partir des données expérimentales obtenues sur la résine époxy Hexply®M21. On commence par fixer la contrainte critique σ_c à 75 MPa, soit environ la contrainte à rupture mesurée sur la campagne de caractérisation présentée en annexe B. Ensuite, il est nécessaire d'identifier la loi phénoménologique (IV.8) décrivant l'évolution de l'ouverture critique δ_c avec la vitesse de propagation $\dot{a}$. Cependant, le couple de paramètres (δ_c^d, δ_0) n'est pas accessible directement. Une démarche équivalente consiste à identifier la loi phénoménologique (IV.9) décrivant l'évolution du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} avec la vitesse de propagation $\dot{a}$.

La vitesse c_R est une propriété matériau déduite de l'équation (IV.10) et des propriétés mécaniques résumées dans le tableau II.1,

$$4\sqrt{1-(\frac{c_R}{c_2})^2}\,.\,\sqrt{1-(\frac{c_R}{c_1})^2} - \left(2-(\frac{c_R}{c_2})^2\right)^2 = 0\,. \tag{IV.10}$$

Les paramètres (G_{ID}^c, G_0) sont déterminés numériquement par une minimisation de l'erreur maximale entre les valeurs expérimentales du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} et la loi phénoménologique (IV.9). Le tableau IV.15 présente les valeurs optimales des paramètres (G_{ID}^c, G_0) et la figure IV.18 illustre l'évolution associée $G_{ID}(\dot{a})$. Finalement, le tableau IV.16 contient les valeurs correspondantes des paramètres (δ_c^d, δ_0).

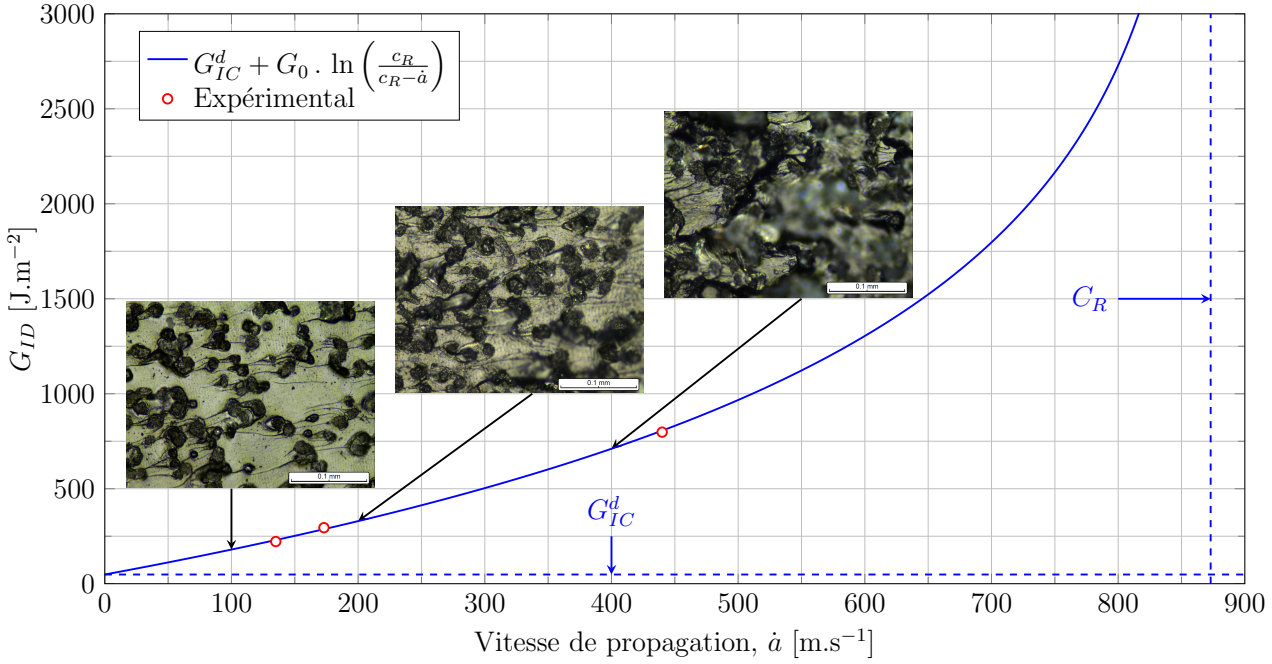


FIGURE IV.18 – Identification d'une loi phénoménologique pour décrire l'évolution du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} avec la vitesse de propagation $\dot{a}$ lors d'un impact dynamique.

Les études de Döll et Könczöl [30][31] sur le processus de *crazing* établissent que la taille critique des fibrilles est d'environ quelques micromètres et que ce phénomène se développe sur

TABLE IV.15 – Paramètres de la loi phénoménologique (IV.9) décrivant l'évolution du taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} avec la vitesse de propagation $\dot{a}$ lors d'un impact dynamique.

G_{IC}^{d} [J.m^{-2}]	G_0 [J.m^{-2}]	c_R
48.47	1080.26	873

TABLE IV.16 – Paramètres de la loi phénoménologique (IV.8) décrivant l'évolution de l'ouverture critique δ_c avec la vitesse de propagation $\dot{a}$ lors d'un impact dynamique.

δ_c^d [μm]	δ_0 [μm]	c_R
1.29	28.81	873

une zone longue de plusieurs dizaines de micromètres. Par conséquent, l'ouverture critique de la fissure à l'initiation dynamique de la rupture δ_c^d est caractéristique du processus de *crazing*. Il est alors intéressant de calculer la longueur l_{coh} de la zone cohésive associée, définie dans le cas d'une loi linéaire décroissante par la relation (IV.11) [109],

$$l_{coh} = \frac{9\pi}{32} \cdot \frac{E}{1-\nu^2} \cdot \frac{G_{IC}^{d}}{\sigma_c^2} \ . \tag{IV.11}$$

En considérant le module de Young quasi-statique, on estime que la longueur l_{coh} de la zone cohésive à l'initiation dynamique de la rupture est d'environ 27 μm. Il est donc envisageable que le processus de *crazing* pilote l'initiation dynamique de la rupture alors que la formation de lèvres de cisaillement serait le principal mécanisme impliqué dans la propagation dynamique de fissure.

Bilan du chapitre IV :

Le chapitre IV a montré une forte influence des sollicitations dynamiques de type impact sur l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21. Tout d'abord, l'initiation de fissure sous une sollicitation rapide est caractérisée par une ténacité critique plus faible que sous une sollicitation quasi-statique. Cette tendance est particulièrement marquée sur le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} qui représente l'énergie nécessaire pour initier la rupture. Un lien fort est également constaté entre vitesse de sollicitation et vitesse de propagation. En effet, la fissure se propage plus rapidement pour des sollicitations dynamiques et continues. On explique ce lien par un apport d'énergie important après l'initiation de la rupture en dynamique. Par ailleurs, la vitesse de propagation de fissure influence aussi fortement la ténacité dynamique de la résine. Le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} mesuré sur une propagation de 400 $m.s^{-1}$ est équivalent au double du taux critique G_{IC} identifié sur un essai normalisé quasi-statique. Ces résultats sont inédits pour une résine époxy spécifique des composites à matrice organique. Les micrographies réalisées post-mortem sur les faciès des éprouvettes montrent une intensification des mécanismes de rupture et l'apparition d'une forte rugosité de surface avec la vitesse de propagation de fissure qui corroborent l'évolution de la ténacité dynamique. Finalement, une loi cohésive linéairement dégressive et dépendante de la vitesse de propagation de fissure est définie et identifiée à partir des données expérimentales pour modéliser la rupture de la résine époxy Hexply®M21 sous une sollicitation dynamique de type impact. La particularité de la loi cohésive proposée est la possibilité de décrire l'initiation et la propagation de fissure à la différence de nombreux modèles de la littérature qui traitent ces phases séparément. Cette loi décrit l'augmentation de l'ouverture critique de la fissure avec la vitesse de propagation.

Conclusion et perspectives

L'étude bibliographique a d'abord permis d'exposer les importantes difficultés inhérentes à la caractérisation dynamique du délaminage des matériaux composites à matrice organique stratifiés. De nombreuses études expérimentales concluent à une dépendance du processus de délaminage à la dynamique. Toutefois, les résultats divergent au-delà de la dynamique basse vitesse selon la géométrie d'éprouvette testée et le moyen d'essai employé. Ces incertitudes limitent le développement de modèles de zones cohésives dédiés à la simulation du délaminage induit par un impact. Une analyse des modèles existants dans la littérature a montré que l'influence de la dynamique est rarement prise en compte. Notamment, l'influence de la dynamique sur la rupture des résines époxy qui composent généralement le milieu inter-laminaire n'est jamais considérée dans les modèles multi-paramètres. Pourtant, l'analyse des fractographies réalisées dans la littérature a démontré que ces résines époxy renforcées en nodules thermoplastiques assurent la résistance du milieu inter-laminaire au délaminage, en particulier sous chargement dynamique. D'ailleurs, de nombreux auteurs présument que les mécanismes visqueux pilotant la rupture de ces résines époxy seraient à l'origine de l'influence de la dynamique sur le délaminage. Un bilan des travaux expérimentaux portant sur la rupture des résines époxy a révélé que les ténacités d'initiation et de propagation de ces matériaux varient respectivement avec la vitesse de sollicitation et la vitesse de propagation de fissure. Cependant, ces études se restreignent à des vitesses lentes, proches du domaine quasi-statique, qui ne sont pas représentatives du cas de l'impact. Par conséquent, la présente recherche a consisté à caractériser expérimentalement l'initiation et la propagation de fissure dans une résine époxy sous chargement dynamique.

Pour atteindre cet objectif, des éprouvettes entaillées ont été fabriquées en résine époxy Hexply®M21 selon la géométrie normalisée *Single Edge Notched Beam*. Les micrographies réalisées sur les éprouvettes n'ont pas révélé la présence de cavités qui seraient incompatibles avec l'identification des paramètres de rupture. Un protocole expérimental dynamique de flexion 3-points a ensuite été développé pour caractériser l'initiation et la propagation de fissure en mode I sous la sollicitation rapide d'un vérin hydraulique. L'originalité de ce protocole réside dans la possibilité d'étudier l'initiation et la propagation de fissure sur une même géométrie d'éprouvette et pour une grande variété de chargements contrôlés qui s'étendent du domaine quasi-statique à la dynamique rapide. De plus, ce protocole expérimental est prévu pour caractériser la rupture des matériaux fragiles et peu résistants ce qui n'est pas le cas de la plupart des protocoles de la littérature qui traitent de la rupture dynamique. Le dispositif expérimental associé permet de réaliser simultanément des mesures locales en pointe de fissure et des mesures globales qui déterminent les conditions limites appliquées sur l'éprouvette. Ainsi, deux cellules piezo-électriques mesurent l'effort de réaction au niveau des appuis inférieurs. Le déplacement

de l'impacteur est assimilé au déplacement d'une transition noir/blanc repérée par un extensomètre optique. Une caméra rapide permet de suivre l'avancée de la pointe de fissure ainsi que la surface de l'éprouvette au point d'impact. Enfin, des jauges de déformation sont positionnées le long du trajet présumé de la fissure et mesurent ponctuellement la déformation asymptotique au passage de la fissure avec une forte résolution. Une procédure d'analyse a été définie pour l'expression des grandeurs physiques caractéristiques de l'initiation et de la propagation de fissure. D'une part, la ténacité critique à l'initiation de la rupture est déduite de la mesure de l'effort et du déplacement imposés par l'impacteur. D'autre part, la ténacité dynamique est estimée par une analyse du champ de déformation asymptotique au voisinage de la pointe de fissure en cours de propagation et de la vitesse de propagation.

Un ensemble d'études numériques et expérimentales intermédiaires ont été menées afin d'évaluer et de valider ce protocole. Notamment, une zone a été définie autour de la pointe de fissure pour assurer la pertinence du modèle à 2-paramètres décrivant le champ de déformation asymptotique. En conséquence, les jauges de déformation doivent être placées à l'intérieur de cette zone pour réaliser une analyse correcte du signal enregistré. Une étude de sensibilité a montré que les dimensions limites de cette zone sont fortement dépendantes de la partie non-singulière de la déformation asymptotique dont l'importance se traduit par le coefficient k_{ns}. Or, aucune valeur de ce coefficient n'est disponible dans la littérature pour une éprouvette entaillée et chargée en flexion 3-points. L'évolution de ce coefficient avec l'avancée de la fissure a donc été estimée dans le cas de l'initiation quasi-statique de la rupture grâce à une méthode hybride numérique/expérimentale. Cette étude a révélé une intensification des déformations non-singulières avec l'avancée de la fissure réduisant la taille de la zone de validité du modèle asymptotique à 2-paramètres. Toutefois, il a été conclu que les jauges de déformation sont positionnées de façon appropriée. Une étude numérique portant sur les dimensions de la grille de mesure a également permis de valider le modèle de jauge de déformation sélectionné. En effet, l'évolution de la déformation moyenne mesurée à 2 mm du front de fissure est semblable en temps et en amplitude au pic de déformation théoriquement ressenti au centre de la jauge utilisée dans cette recherche. Ensuite, l'étude de l'incertitude sur la mesure de la vitesse de propagation par cinématographie rapide a souligné l'importance du compromis entre précision et instantanéité de la mesure. Par ailleurs, il a été démontré que l'exploitation des jauges de déformation placées à 1 mm du trajet de fissure permet de disposer d'une mesure de la vitesse de propagation de référence. Plusieurs essais de propagation ont rapportés que la profondeur de l'entaille conditionne le respect de l'hypothèse de vitesse constante nécessaire à l'identification des paramètres de rupture. Une borne supérieure pour le rayon de la zone plastique a été déterminée en fonction des déformation résiduelles constatées sur certains de ces essais. On en a déduit qu'une épaisseur d'éprouvette supérieure à 7.40 mm est suffisante pour respecter l'hypothèse de déformation plane. En revanche, ces essais ont rapporté que la viscosité du matériau semble agir sur le retour élastique après le passage de la fissure. Par conséquent, une série de Prony a été identifiée pour décrire l'évolution du module de Young de la résine époxy Hexply®M21 en fonction de la vitesse de déformation.

Une fois le protocole expérimental validé, celui-ci a été exploité pour caractériser expérimentalement les effets de la dynamique sur l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21. Tout d'abord, la ténacité critique a été estimée sur des éprouvettes pré-fissurées

et impactées à 1 m.s^{-1}. L'analyse de l'effort critique préconisée par la norme s'est avérée inappropriée en dynamique puisque la rupture s'initie pendant la mise en résonance du montage. À l'inverse, une analyse du déplacement critique s'est révélée plus pertinente car aucune perte de contact n'a été constatée entre l'éprouvette et l'impacteur. Le module de Young dynamique a été considéré pour tenir compte de la viscosité de la résine dans la détermination de la ténacité critique. Les résultats de cette analyse rapportent que la ténacité critique sous chargement dynamique est plus faible que sous sollicitation quasi-statique. Cette tendance est particulièrement marquée sur le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} qui représente l'énergie nécessaire pour initier la fissure. En effet, le taux de restitution d'énergie critique passe de 362 J.m^{-2} en quasi-statique à 246 J.m^{-2} lorsque l'éprouvette est sollicitée à 1 m.s^{-1}. Deux essais supplémentaires ont ensuite été réalisés à 1 m.s^{-1} et 10 m.s^{-1} pour étudier l'influence d'un impact sur la propagation de la fissure. Une augmentation de la vitesse de propagation a été observée avec l'accroissement de la vitesse de sollicitation. La vitesse de propagation maximale mesurée atteint même 450 m.s^{-1} pour un impact à 10 m.s^{-1}. On a expliqué l'évolution de la vitesse de propagation en dynamique par le déplacement rapide de l'impacteur qui continue à fournir de l'énergie après l'initiation de la rupture. En conséquence, une déformation non-singulière plus importante a aussi été mesurée sur l'éprouvette impactée à 10 m.s^{-1}. Pour cet essai, une partie des jauges n'était pas inclue dans la zone de validité du modèle asymptotique utilisé pour décrire le champ de déformation au voisinage de la pointe de fissure, limitant l'analyse des signaux en déformation. Sur ces essais, une augmentation de la ténacité dynamique a été observée avec la vitesse de propagation de fissure. Le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} a été évaluée autour de 220 J.m^{-2} pour une vitesse de propagation inférieure à 150 m.s^{-1}. Ce résultat démontre que la résine se comporte de façon fragile aux faibles vitesses de propagation. En revanche, le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} a été évaluée autour de 800 J.m^{-2} pour une vitesse de propagation de 440 m.s^{-1}, soit plus du double de la ténacité critique quasi-statique généralement prise en compte dans les lois cohésives. Ces résultats, inédits pour une résine époxy spécifique des composites à matrice organique, démontrent l'importance de considérer l'influence de la dynamique sur la décohésion inter-laminaire. Des micrographies ont été réalisées sur les faciès de rupture des éprouvettes pour comprendre les mécanismes de rupture responsables de l'évolution de la ténacité dynamique. Ces micrographies ont révélé la présence de *crazing* et la formation de nombreuses lèvres de cisaillement. Il a été conclu que ces lèvres de cisaillement sont engendrées par l'interaction de la fissure principale avec des micro-fissures qui s'initient à la frontière entre les nodules et la résine époxy à cause de la différence de rigidité. Par ailleurs, une intensification des mécanismes de rupture et l'apparition d'une forte rugosité de surface qui accompagnent l'augmentation de la vitesse de propagation de fissure corroborent l'évolution de la ténacité dynamique. Finalement, une loi cohésive linéaire décroissante et dépendante de la vitesse de propagation a été définie et identifiée à partir des données expérimentales pour modéliser l'initiation et la propagation de fissure dans la résine époxy Hexply®M21 sous un chargement dynamique et variable de type impact. À l'initiation, cette loi cohésive prédit une ouverture de fissure critique cohérente avec l'épaisseur d'une zone de *crazing*. Puis, l'ouverture critique augmente avec la vitesse de propagation et tend vers l'infini en se rapprochant de la vitesse des ondes de Rayleigh. La particularité de la loi cohésive proposée est la possibilité de décrire l'initiation et la propagation de fissure à la différence de nombreux modèles de la littérature qui traitent ces phases séparément. En outre, l'identification expérimentale proposée a été réalisée à partir de mesures instantanées de la ténacité et

de la vitesse de propagation, au contraire des identifications expérimentales de la littérature exploitant des mesures moyennes sur des essais de type Charpy.

Plusieurs axes de recherche sont envisagés pour la poursuite de ces travaux :

Concernant l'optimisation du protocole expérimental développé, l'analyse à 2-paramètres du champ déformation asymptotique mesuré ponctuellement par une jauge de déformation a montré ses limites sur l'essai de propagation impacté à 10 $m.s^{-1}$. À cette vitesse, la zone de validité de ce modèle devient beaucoup trop faible pour y inclure une jauge de déformation. Une alternative possible consiste à utiliser la corrélation d'images numériques pour identifier un modèle d'ordre supérieur décrivant le champ de déformation asymptotique sur une zone plus large. Dans ce cas, des difficultés sont à prévoir concernant la mesure d'une déformation de faible amplitude, la localisation de la pointe de fissure ou encore l'utilisation d'une caméra ultra-rapide. De plus, la corrélation d'images numériques associée à l'analyse par éléments finis constitue un moyen intéressant de prendre en compte le comportement visqueux de la résine.

Pour améliorer la compréhension de la rupture dynamique des résines époxy renforcées avec des nodules thermoplastiques, il serait intéressant de caractériser expérimentalement l'influence de la température sur la ténacité. En effet, des études expérimentales réalisées sur des polymères amorphes rapportent que les processus visco-plastiques opérant en pointe de fissure dissipent de l'énergie sous forme de chaleur et augmente la température localement. Cette augmentation de température n'est pas négligeable et peut modifier la ténacité du matériau en agissant sur l'ouverture critique de la fissure ou encore sur la taille de la zone cohésive.

En terme de modélisation, l'implémentation de la loi proposée dans un élément cohésif adapté est nécessaire afin d'évaluer sa prédictibilité. L'application directe de ces travaux concerne la simulation de la rupture dynamique de structures en résine époxy ou de joints collés. À moyen terme, les effets de la dynamique sur l'initiation et la propagation de fissure dans les résines époxy pourraient être exploités dans un modèle multi-paramètres dédié à la modélisation du délaminage sous chargement dynamique. Toutefois, l'extension de ces travaux à la rupture des interfaces nécessite d'étudier l'influence du confinement sur le développement des mécanismes de rupture en pointe de fissure.

Annexe A

Généralités sur la mécanique élastique linéaire de la rupture

A.1 Mécanique élastique linéaire de la rupture dans le domaine de la quasi-statique

A.1.1 Comment définir une fissure ?

Une fissure est définie comme une discontinuité surfacique séparant la matière. D'un point de vue mécanique, elle est une discontinuité du champ de déplacement provoquant une concentration de contrainte en son front. Une fissure est en général initiée à partir d'un défaut naturellement présent dans la matière. Sa propagation résulte d'une sollicitation mécanique qui peut suivre trois modes différents représentés dans la figure A.1.

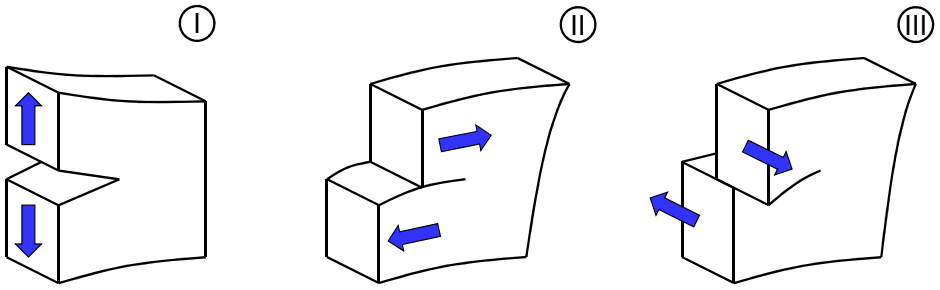


FIGURE A.1 – Les différents modes d'ouverture d'une fissure.

A.1.2 Théorie énergétique de Griffith

Précurseur de la mécanique de la rupture, Griffith [45] aborde en 1921 le problème de criticité d'une fissure. Le cadre théorique de ces travaux est la mécanique de la rupture fragile, le matériau non fissuré se comportant de manière purement linéaire élastique. Dans son étude,

Griffith se propose de caractériser la rupture d'un point de vue énergétique en considérant une évolution quasi-statique du milieu. Son approche est motivée par la présence d'interactions atomiques rompues au cours de la propagation d'une fissure. Cela l'amène à supposer l'existence d'une énergie de liaison par unité de surface γ définie comme une valeur intrinsèque du matériau. La quantité $2\gamma\, dS_f$ représente alors l'énergie strictement nécessaire à apporter au système pour séparer les deux lèvres de fissure afin de propager la fissure d'une surface dS_f. Par conséquent, une variation de l'énergie apportée au système dW_{ext} se traduit par une variation de l'énergie interne du système dW_{elas} et par une dissipation d'énergie $2\gamma\, dS_f$ pendant la propagation de la fissure selon la relation (A.1),

$$dW_{ext} = dW_{elas} + 2\gamma\, dS_f \ . \tag{A.1}$$

Au moment de l'initiation d'une fissure sollicitée en mode I, on définit le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} par la relation (A.2),

$$G_{IC} = -\frac{dW_{elas} - dW_{ext}}{dS_f} = 2\gamma \ . \tag{A.2}$$

L'importance du paramètre G_{IC} est de premier ordre car celui-ci définit la capacité d'un matériau à résister au phénomène de fissuration et caractérise ainsi sa ténacité selon le mode I. Il est important de rappeler que la relation précédente est valable uniquement dans le cas d'une rupture fragile et d'une évolution quasi-statique correspondant aux hypothèses de travail de Griffith. Aucun phénomène dynamique n'est pris en considération dans ce bilan énergétique.

A.1.3 Facteur d'intensité de contrainte

Griffith est le premier à proposer une théorie cohérente de la rupture fragile en caractérisant une fissure d'un point de vue énergétique. La théorie plus récente d'Irwin [51] se fonde sur l'analyse des champs mécaniques singuliers au voisinage du front d'une fissure présente dans un milieu homogène. Son raisonnement est motivé par le constat que le développement d'un critère de propagation sur la contrainte en pointe de fissure est impossible pour les matériaux fragiles car la théorie de la rupture impose que celle-ci soit infinie. Son idée est alors de caractériser une fissure par son degré de criticité représenté par les valeurs des facteurs d'intensité de contrainte. Lorsque la fissure est sollicitée selon le mode I, le problème est considéré plan comme représenté dans la figure A.2. Dans ce cas, la partie singulière des champs mécaniques asymptotiques en déplacement (u_1, u_2) et en contrainte (σ_{11}, σ_{12}, σ_{22}) au moment de l'initiation de la fissure dépendent uniquement du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC}. Alors, les champs mécaniques asymptotiques à l'initiation de la rupture sont décrits au plus proche de la pointe de fissure par les relations (A.3) et (A.4),

$$\begin{cases} u_1(\theta, r) = \frac{K_I}{2\mu}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\ \cos(\frac{\theta}{2})\ \big(k - \cos(\theta)\big)\ , \\ u_2(\theta, r) = \frac{K_I}{2\mu}\sqrt{\frac{r}{2\pi}}\ \sin(\frac{\theta}{2})\ \big(k - \cos(\theta)\big)\ , \end{cases} \tag{A.3}$$

$$\begin{cases} \sigma_{11}(\theta, r) = K_{IC}\ \sqrt{\frac{1}{2\pi r}}\ \cos(\frac{\theta}{2})\ \big(1 - \sin(\frac{\theta}{2})\ \sin(\frac{3\theta}{2})\big)\ , \\ \sigma_{12}(\theta, r) = K_{IC}\ \sqrt{\frac{1}{2\pi r}}\ \cos(\frac{\theta}{2})\ \sin(\frac{\theta}{2})\ \cos(\frac{3\theta}{2})\ , \\ \sigma_{22}(\theta, r) = K_{IC}\ \sqrt{\frac{1}{2\pi r}}\ \cos(\frac{\theta}{2})\ \big(1 + \sin(\frac{\theta}{2})\ \sin(\frac{3\theta}{2})\big)\ , \end{cases} \tag{A.4}$$

où μ est le module de cisaillement et ν est le coefficient de poisson. Enfin le coefficient k est égal à $3-4\nu$ en déformation plane et à $\frac{3-\nu}{1+\nu}$ en contrainte plane.

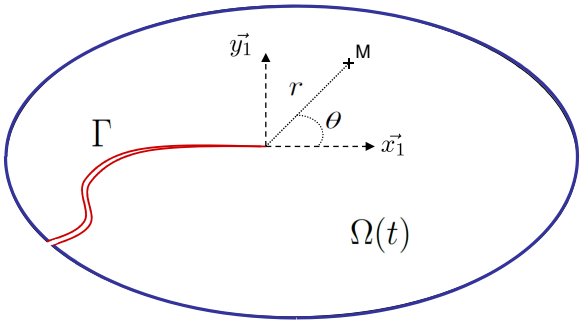


FIGURE A.2 – Représentation du système de coordonnées utilisé pour décrire les champs asymptotiques. Le repère local est orienté par $\vec{x_1}$ dans la même direction que la pointe de fissure.

A.1.4 Équivalence des théories de Griffith et Irwin

La théorie d'Irwin est valide lorsque le milieu est homogène. Lorsque cette hypothèse est vérifiée, le taux de restitution d'énergie critique G_{IC} est lié au facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} par la relation (A.5),

$$G_{IC} = \frac{k+1}{8\mu} K_{IC}^2 \, . \tag{A.5}$$

A.2 Mécanique élastique linéaire de la rupture dans le domaine de la dynamique

A.2.1 Champs mécaniques asymptotiques en dynamique

La théorie d'Irwin [51] utilise le facteur d'intensité de contrainte critique K_{IC} pour décrire les champs asymptotiques singuliers en contrainte et en déplacement à l'initiation de la fissure sous sollicitation quasi-statique. Dans le cas d'une fissure se propageant rapidement à une vitesse $\dot{a}$, les champs mécaniques asymptotiques possèdent des singularités différentes. Il devient nécessaire d'introduire le facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} pour décrire la singularité du champ asymptotique en contrainte [20][36]. Le facteur K_{ID} est approprié à la description de la propagation rapide d'une fissure [44][43][84] et est défini par la relation (A.6),

$$K_{ID} = \lim_{r \to 0} \sqrt{2\pi r} \, . \, \sigma_{22}(\theta = 0) \, . \tag{A.6}$$

A.2.2 Extension de la formule d'Irwin à la dynamique

Soit $\partial\Gamma$ un contour entourant la pointe de fissure mobile, suffisamment proche de celle-ci pour que l'hypothèse de stationnarité soit valide à l'intérieur de $\partial\Gamma$. Le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} est défini comme le flux d'énergie mécanique traversant $\partial\Gamma$ par unité de surface créée lors de la propagation. La formule d'Irwin (A.5) peut être étendue à la dynamique [20][36] et permet de relier le taux de restitution d'énergie dynamique G_{ID} au facteur d'intensité de contrainte dynamique K_{ID} par l'égalité (A.7),

$$G_{ID} = \frac{\dot{a}^2\,\lambda_1}{2\,c_2^2\,\mu\,D(\dot{a})}\,.\,(K_{ID})^2\ , \tag{A.7}$$

avec,

$$D(\dot{a}) = 4\lambda_1\lambda_2 - (1+\lambda_2^2)^2\ , \tag{A.8}$$

$$\lambda_1 = \sqrt{1-(\frac{\dot{a}}{c_1})^2} \quad \text{et} \quad \lambda_2 = \sqrt{1-(\frac{\dot{a}}{c_2})^2}\ . \tag{A.9}$$

Les paramètres c_1 et c_2 sont respectivement la célérité des ondes de compression et la célérité des ondes de cisaillement dans le matériau. Par ailleurs, la fonction $D(\dot{a})$ tend vers 0 lorsque $\dot{a} \to c_R$ où c_R est la célérité des ondes de Rayleigh. Il est important de noter la dépendance à la vitesse de fissuration $\dot{a}$ qui différencie fondamentalement le cas dynamique de la quasi-statique.

Annexe B

Caractérisation quasi-statique du comportement mécanique de la résine époxy Hexply®M21

TABLE B.1 – Résultats de la campagne de caractérisation du comportement quasi-statique de la résine époxy Hexply®M21.

Essai [n^o]	E [MPa]	ν [-]	σ_{max} [MPa]
S1	3.130	0.354	77.6
S2	3.120	0.346	73.9
S3	3.160	0.361	60.3
S4	3.170	0.348	81.0

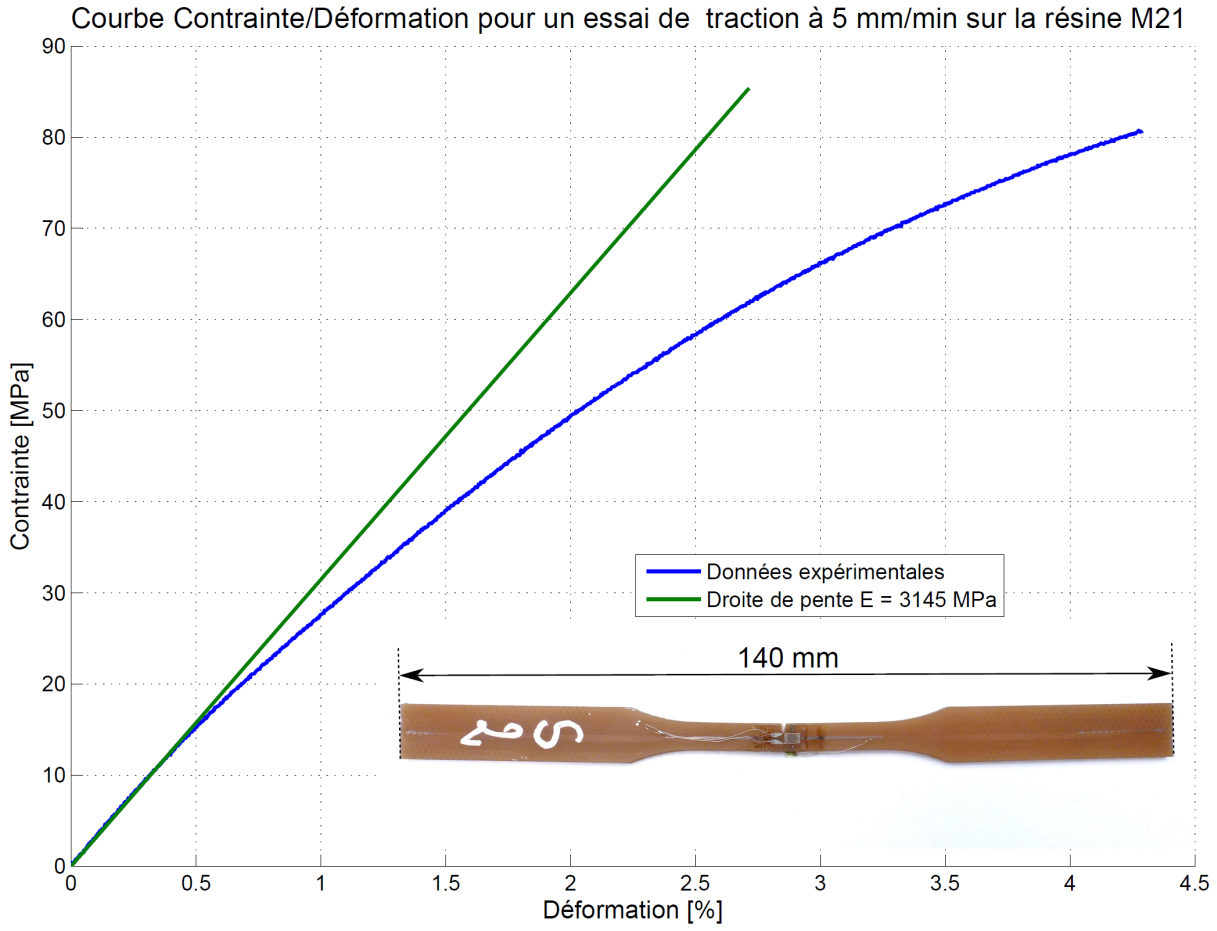


FIGURE B.1 – Exemple d'une courbe contrainte/déformation obtenue au cours de la campagne de caractérisation du comportement quasi-statique de la résine époxy Hexply®M21.

Bibliographie

[1] A. Airoldi and C. G. Dávila. Identification of material parameters for modelling delamination in the presence of fibre bridging. *Composite Structures*, 94(11) :3240 – 3249, 2012.

[2] A. A. Aliyu and I. M. Daniel. Effects of strain rate on delamination fracture toughness of graphite/epoxy. *American Society for Testing and Materials*, pages 336–348, 1985.

[3] O. Allix and P. Ladevèze. Interlaminar interface modelling for the prediction of delamination. *Composite structures*, 22(4) :235–242, 1992.

[4] O. Allix, P. Ladevèze, and A. Corigliano. Damage analysis of interlaminar fracture specimens. *Composite Structures*, 31(1) :61–74, 1995.

[5] A. Argüelles, J. Viña, A. F. Canteli, and A. Lopez. Influence of the matrix type on the mode I fracture of carbon-epoxy composites under dynamic delamination. *Experimental Mechanics*, 51(3) :293–301, 2011.

[6] G. I. Barenblatt. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture. *Advances in applied mechanics*, 7(1) :55–129, 1962.

[7] M. Barikani, H. Saidpour, and M. Sezen. Mode-I interlaminar fracture toughness in unidirectional carbon-fibre/epoxy composites. *Iranian Polymer Journal*, 11(6) :413–423, 2002.

[8] W. D. Bascom, D. J. Boll, B. Fuller, and P. J. Phillips. Fractography of the interlaminar fracture of carbon-fibre epoxy composites. *Journal of Materials Science*, 20(9) :3184–3190, 1985.

[9] J. R. Berger, J. W. Dally, and R. J. Sanford. Determining the dynamic stress intensity factor with strain gages using a crack tip locating algorithm. *Engineering Fracture Mechanics*, 36 :145–156, 1990.

[10] T. W. Bjerke and J. Lambros. Theoretical development and experimental validation of a thermally dissipative cohesive zone model for dynamic fracture of amorphous polymers. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 51 :1147–1170, 2003.

[11] B. R. K. Blackman, J. P. Dear, and A. J. Kinloch. Fracture tests for structural adhesive joints, 2001.

[12] B. R. K. Blackman, J. P. Dear, A. J. Kinloch, H. Macgillivray, Y. Wang, J. G. Williams, and P. Yayla. The failure of fibre composites and adhesively bonded fibre composites under high rates of test — Part I : Mode I loading - experimental studies. *Journal of Materials Science*, 30 :5885–5900, 1995.

[13] B. R. K. Blackman, A. J. Kinloch, Y. Wang, and J. G. Williams. The failure of fibre composites and adhesively bonded fibre composites under high rates of test. *Journal of Materials Science*, 31(17) :4451–4466, 1996.

[14] P. W. Bland and J. P. Dear. Observations on the impact behaviour of carbon-fibre reinforced polymers for the qualitative validation of models. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 32(9) :1217 – 1227, 2001.

[15] J. Bonhomme, A. Argüelles, J. Viña, and I. Viña. Fractography and failure mechanisms in static mode I and mode II delamination testing of unidirectional carbon reinforced composites. *Polymer Testing*, 28(6) :612 – 617, 2009.

[16] R. Borg, L. Nilsson, and K. Simonsson. Simulation of delamination in fiber composites with a discrete cohesive failure model. *Composites Science and Technology*, 61(5) :667 – 677, 2001.

[17] R. Borg, L. Nilsson, and K. Simonsson. Simulation of low velocity impact on fiber laminates using a cohesive zone based delamination model. *Composites Science and Technology*, 64(2) :279 – 288, 2004.

[18] C. Bouvet, S. Rivallant, and J. J. Barrau. Low velocity impact modeling in composite laminates capturing permanent indentation. *Composites Science and Technology*, 72(16) :1977 – 1988, 2012.

[19] W. L. Bradley. Chapter 5 - Relationship of matrix toughness to interlaminar fracture toughness. In K. Friedrich, editor, *Application of Fracture Mechanics to Composite Materials*, volume 6 of *Composite Materials Series*, pages 159 – 187. Elsevier, 1989.

[20] H. D. Bui. *Mécanique de la rupture fragile*. Masson, 1978.

[21] H. D. Bui, H. Maigre, and D. Rittel. A new approach to the experimental determination of the dynamic stress intensity factor. *International Journal of Solids and Structures*, 29 :2881–2895, 1992.

[22] G. T. Camacho and M. Ortiz. Computational modelling of impact damage in brittle materials. *International Journal of solids and structures*, 33(20) :2899–2938, 1996.

[23] P. P. Camanho, C. G. Davila, and M. F. De Moura. Numerical simulation of mixed-mode progressive delamination in composite materials. *Journal of composite materials*, 37(16) :1415–1438, 2003.

[24] E. A. Chakachery and W. L. Bradley. A comparison of the crack tip damage zone for fracture of Hexcel F185 neat resin and T6T145/F185 composite. *Polymer Engineering & Science*, 27(1) :33–40, 1987.

[25] F.-K. Chang, H. Y. Choi, and S.-T. Jeng. Study on impact damage in laminated composites. *Mechanics of Materials*, 10(1–2) :83 – 95, 1990.

[26] R. Chona, G. R. Irwin, and R. J. Sanford. Influence of specimen size and shape on the singularity-dominated zone. In *Fracture Mechanics : 14th Symposium*, volume 1, 1983.

[27] A. Corigliano and O. Allix. Some aspects of interlaminar degradation in composites. *Computer methods in applied mechanics and engineering*, 185(2) :203–224, 2000.

[28] A. Corigliano, S. Mariani, and A. Pandolfi. Numerical analysis of rate-dependent dynamic composite delamination. *Composites Science and Technology*, 66(6) :766 – 775, 2006.

[29] J. W. Dally and R. J. Sanford. Measuring the stress intensity factor for propagating cracks with strain gages. *Journal of Testing and Evaluation*, 18 :240–9, July 1990.

[30] W. Döll. Optical interference measurements and fracture mechanics analysis of crack tip craze zones. In *Crazing in Polymers*, pages 105–168. Springer, 1983.

[31] W. Döll and L. Könczöl. Micromechanics of fracture under static and fatigue loading : Optical interferometry of crack tip craze zones. In *Crazing in Polymers Vol. 2*, pages 137–214. Springer, 1990.

[32] J. Du, M. D. Thouless, and A. F. Yee. Effects of rate on crack growth in a rubber-modified epoxy. *Acta Materialia*, 48 :3581–3592, 2000.

[33] R. Estevez, M. G. A. Tijssens, and E. Van der Giessen. Modeling of the competition between shear yielding and crazing in glassy polymers. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48 :2585–2617, 2000.

[34] A. Faggiani and B. G. Falzon. Predicting low-velocity impact damage on a stiffened composite panel. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 41(6) :737 – 749, 2010.

[35] E. Farmand-Ashtiani, J. Cugnoni, and J. Botsis. Semi-experimental investigation of bridging tractions in delamination. *Experimental Mechanics of Composite, Hybrid, and Multifunctional Materials*, 6 :197–204, 2014.

[36] L. B. Freund. *Dynamic fracture mechanics*. Cambridge University Press, 1990.

[37] K. Friedrich, R. Walter, L. A. Carlsson, A. J. Smiley, and J. Gillespie, J. W. Mechanisms for rate effects on interlaminar fracture toughness of carbon/epoxy and carbon/peek composites. *Journal of Materials Science*, 24(9) :3387–3398, 1989.

[38] D. Gay. *Matériaux composites*. Hermes, 1991.

[39] P. H. Geubelle and J. S. Baylor. Impact-induced delamination of composites : a 2D simulation. *Composites Part B : Engineering*, 29(5) :589 – 602, 1998.

[40] M. D. Gilchrist and N. Svensson. A fractographic analysis of delamination within multidirectional carbon/epoxy laminates. *Composites Science and Technology*, 55(2) :195 – 207, 1995.

[41] E. S. Greenhalgh, C. Rogers, and P. Robinson. Fractographic observations on delamination growth and the subsequent migration through the laminate. *Composites Science and Technology*, 69(14) :2345 – 2351, 2009.

[42] D. Grégoire. *Initiation, propagation, arrêt et redémarrage de fissures sous impact*. PhD thesis, INSA de Lyon, 2008.

[43] D. Grégoire, H. Maigre, and A. Combescure. New experimental and numerical techniques to study the arrest and the restart of a crack under impact in transparent materials. *International Journal of Solids and Structures*, 46(18) :3480–3491, 2009.

[44] D. Grégoire, H. Maigre, J. Réthoré, and A. Combescure. Dynamic crack propagation under mixed-mode loading–comparison between experiments and X-FEM simulations. *International Journal of Solids and Structures*, 44(20) :6517–6534, 2007.

[45] A. A. Griffith. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 221 :163–198, 1921.

[46] J.-M. Guimard, O. Allix, N. Pechnik, and P. Thévenet. Characterization and modeling of rate effects in the dynamic propagation of mode-ii delamination in composite laminates. *International Journal of Fracture*, 160(1) :55–71, 2009.

[47] Z. Hashin. Failure criteria for unidirectional fiber composites. *Journal of applied mechanics*, 47(2) :329–334, 1980.

[48] C. Huchette. *Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés.* PhD thesis, Université Paris VI - Pierre et Marie Curie, 2005.

[49] G. Hug. *Analyse du comportement de stratifiés carbone/epoxy sous sollicitation rapide. Elaboration par électrothermie diélectrique d'un même matériau pour comparaison.* PhD thesis, ENSAM, 2005.

[50] D. L. Hunston, R. J. Moulton, N. J. Johnston, and W. D. Bascom. Matrix resin effects in composite delamination : mode I fracture aspects. *Toughened Composites, ASTM STP*, 937 :74–94, 1987.

[51] G. R. Irwin. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*, 24 :361–364, 1957.

[52] ISO. Plastics : Determination of fracture toughness (G_{IC} and K_{IC}) — Linear elastic fracture mechanics (LEFM) approach, 2000. ISO 13586 :2000(F).

[53] ISO. Fibre-reinforced plastic composites — Determination of mode I interlaminar fracture toughness, G_{IC}, for unidirectionally reinforced materials, 2001. ISO 15024 :2001(E).

[54] ISO. Plastics : Determination of tensile properties — Part 1 : General principles, 2012. NF EN ISO 527-1 :2012(F).

[55] ISO. Plastics : Determination of tensile properties — Part 2 : Test conditions for moulding and extrusion plastics, 2012. NF EN ISO 527-2 :2012(F).

[56] F. Jiang and K. S. Vecchio. Hopkinson bar loaded fracture experimental technique : A critical review of dynamic fracture toughness tests. *Applied Mechanics Reviews*, 62 :0608021–06080239, 2009.

[57] T. Johannesson, P. Sjöblom, and R. Seldén. The detailed structure of delamination fracture surfaces in graphite/epoxy laminates. *Journal of Materials Science*, 19(4) :1171–1177, 1984.

[58] W. M. Jordan, W. L. Bradley, and R. J. Moulton. Relating resin mechanical properties to composite delamination fracture toughness. *Journal of composite materials*, 23(9) :923–943, 1989.

[59] V. Joudon, G. Portemont, F. Lauro, and B. Bennani. Experimental procedure to characterize the mode I dynamic fracture toughness of advanced epoxy resins. *Engineering Fracture Mechanics*, 126 :166–177, 2014.

[60] R. P. Kambour. A review of crazing and fracture in thermoplastics. *Journal of Polymer Science, Macromolecular Reviews*, 7 :1–154, 1973.

[61] C. Kanchanomai, S. Rattananon, and M. Soni. Effects of loading rate on fracture behavior and mechanism of thermoset epoxy resin. *Polymer Testing*, 24 :886–892, 2005.

[62] H. Kawabe, Y. Natsume, Y. Higo, and S. Nunomura. Micromechanism of a deformation process before crazing in a polymer during tensile testing. *Journal of Materials Science*, 27 :5547–5552, 1992.

[63] S. K. Khanna and A. Shukla. On the use of strain gages in dynamic fracture mechanics. *Engineering Fracture Mechanics*, 51 :933–948, 1995.

[64] B. V. Kostrov and L. V. Nikitin. Some general problems of mechanics of brittle fracture. *Archiwum Mechaniki Stosowanej*, 22(6) :749–776, 1970.

[65] E. J. Kramer. Microscopic and molecular fundamentals of crazing. *Advances in Polymer Science*, 52/53 :1–56, 1983.

[66] E. J. Kramer and L. L. Berger. Fundamental processes of craze growth and fracture. *Advances in Polymer Science*, 91/92 :1–68, 1990.

[67] P. Kumar and N. N. Kishore. Initiation and propagation toughness of delamination crack under an impact load. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 46(10) :1773–1787, 1998.

[68] T. Kusaka, M. Hojo, Y.-W. Mai, T. Kurokawa, T. Nojima, and S. Ochiai. Rate dependence of mode I fracture behaviour in carbon-fibre/epoxy composite laminates. *Composites Science and Technology*, 58 :591–602, 1998.

[69] S. Li, M. D. Thouless, A. M. Waas, J. A. Schroeder, and P. D. Zavattieri. Use of a cohesive-zone model to analyze the fracture of a fiber-reinforced polymer-matrix composite. *Composites Science and Technology*, 65(3-4) :537 – 549, 2005.

[70] S. Li, M. D. Thouless, A. M. Waas, J. A. Schroeder, and P. D. Zavattieri. Use of mode-I cohesive-zone models to describe the fracture of an adhesively-bonded polymer-matrix composite. *Composites Science and Technology*, 65(2) :281 – 293, 2005.

[71] S. Li, M. D. Thouless, A. M. Waas, J. A. Schroeder, and P. D. Zavattieri. Competing failure mechanisms in mixed-mode fracture of an adhesively bonded polymer-matrix composite. *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 26(8) :609 – 616, 2006.

[72] S. Li, M. D. Thouless, A. M. Waas, J. A. Schroeder, and P. D. Zavattieri. Mixed-mode cohesive-zone models for fracture of an adhesively bonded polymer-matrix composite. *Engineering Fracture Mechanics*, 73(1) :64 – 78, 2006.

[73] T. Lisle. *Analyse par thermographie infrarouge de l'endommagement des structures composites sous sollicitations quasi-statiques*. PhD thesis, Université Toulouse III Paul Sabatier, 2014.

[74] C. S. Lopes, P. P. Camanho, Z. Gürdal, P. Maimí, and E. V. González. Low-velocity impact damage on dispersed stacking sequence laminates. part II : Numerical simulations. *Composites Science and Technology*, 69(7–8) :937 – 947, 2009.

[75] F. Mathieu, P. Aimedieu, J.-M. Guimard, and F. Hild. Identification of interlaminar fracture properties of a composite laminate using local full-field kinematic measurements and finite element simulations. *Composites : Part A*, 49 :203–213, 2013.

[76] T. Mitrevski, I. H. Marshall, and R. Thomson. The influence of impactor shape on the damage to composite laminates. *Composite Structures*, 76(1–2) :116 – 122, 2006.

[77] R. Olsson, M. V. Donadon, and B. G. Falzon. Delamination threshold load for dynamic impact on plates. *International Journal of Solids and Structures*, 43(10) :3124 – 3141, 2006.

[78] D. M. Owen, S. Zhuang, A. J. Rosakis, and G. Ravichandran. Experimental determination of dynamic crack initiation and propagation fracture toughness in thin aluminium sheets. *International Journal of Fracture*, 90 :153–174, 1998.

[79] C. Paris. *Étude et modélisation de la polymérisation dynamique de composites à matrice thermodurcissable*. PhD thesis, INP Toulouse, 2011.

[80] R. A. Pearson and A. F. Yee. Toughening mechanisms in thermoplastic-modified epoxies : 1. Modification using poly(phenylene oxide). *Polymer*, 34 :3658–3670, 1993.

[81] S. Petit, C. Bouvet, A. Bergerot, and J.-J. Barrau. Impact and compression after impact experimental study of a composite laminate with a cork thermal shield. *Composites Science and Technology*, 67(15–16) :3286 – 3299, 2007.

[82] C. H. Popelar, C. E. Anderson, and A. Nagy. An experimental method for determining dynamic fracture toughness. *Experimental Mechanics*, 40 :401–407, 2000.

[83] P. Prombut. *Characterization of the delamination propagation of a multidirectional composite laminates*. PhD thesis, Université de Toulouse, 2007.

[84] J. Réthoré. *Méthode éléments finis étendus en espace et en temps : application à la propagation dynamique des fissures*. PhD thesis, INSA de Lyon, 2005.

[85] M. O. W. Richardson and M. J. Wisheart. Review of low-velocity impact properties of composite materials. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 27(12) :1123 – 1131, 1996.

[86] J. H. Rose, J. Ferrante, and J. R. Smith. Universal binding energy curves for metals and bimetallic interfaces. *Phys. Rev. Lett.*, 47 :675–678, Aug 1981.

[87] J. H. Rose, J. R. Smith, and J. Ferrante. Universal features of bonding in metals. *Phys. Rev. B*, 28 :1835–1845, Aug 1983.

[88] E. F. Rybicki and M. F. Kanninen. A finite element calculation of stress intensity factors by a modified crack closure integral. *Engineering Fracture Mechanics*, 9(4) :931–938, 1977.

[89] S. Sahraoui, A. E. Mahi, and B. Castagnède. Measurement of the dynamic fracture toughness with notched PMMA specimen under impact loading. *Polymer Testing*, 28 :780–783, 2009.

[90] R. J. Sanford, J. W. Dally, and J. R. Berger. An improved strain gauge method for measuring K_{ID} for a propagating crack. *Journal of strain analysis*, 25 :177–183, 1990.

[91] H. Sarangi, K. S. R. K. Murthy, and D. Chakraborty. Optimum strain gage location for evaluating stress intensity factors in single and double ended cracked configurations. *Engineering Fracture Mechanics*, 77 :3190–3203, 2010.

[92] H. Sarangi, K. S. R. K. Murthy, and D. Chakraborty. Optimum strain gage locations for accurate determination of the mixed mode stress intensity factors. *Engineering Fracture Mechanics*, 88 :63–78, 2012.

[93] J. C. J. Schellekens and R. De Borst. On the numerical integration of interface elements. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 36(1) :43–66, 1993.

[94] R. Schirrer. Optical interferometry : Running crack-tip morphologies and craze material properties. In *Crazing in Polymers Vol. 2*, pages 215–261. Springer, 1990.

[95] R. Schirrer and C. Goett. Phenomenological study of a single craze propagating in several glassy polymers over a wide range of temperatures. *Journal of Materials Science*, 16(9) :2563–2570, 1981.

[96] Y. Shi, T. Swait, and C. Soutis. Modelling damage evolution in composite laminates subjected to low velocity impact. *Composite Structures*, 94(9) :2902 – 2913, 2012.

[97] A. Shukla and R. Chona. Dynamic crack tip stress fields in fracture test specimens. *Advances in Fracture Research*, 5 :3167–3176, 1984.

[98] A. J. Smiley and R. B. Pipes. Rate effects on mode I interlaminar fracture toughness in composite materials. *Journal of Composite Materials*, 21(7) :670–687, 1987.

[99] M.-S. Sohn and X.-Z. Hu. Comparative study of dynamic and static delamination behaviour of carbon fibre/epoxy composite laminates. *Composites*, 26(12) :849 – 858, 1995.

[100] M. S. Sohn and X. Z. Hu. Impact and high strain rate delamination characteristics of carbon fibre epoxy composites. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 25(1) :17 – 29, 1996.

[101] S. M. Spearing and A. G. Evans. The role of fiber bridging in the delamination resistance of fiber-reinforced composites. *Acta Metallurgica et Materialia*, 40(9) :2191 – 2199, 1992.

[102] C. T. Sun and C. Han. A method for testing interlaminar dynamic fracture toughness of polymeric composites. *Composites Part B : Engineering*, 35(6) :647–655, 2004.

[103] C. T. Sun and Z.-H. Jin. Modeling of composite fracture using cohesive zone and bridging models. *Composites Science and Technology*, 66(10) :1297 – 1302, 2006.

[104] V. Tamuzs, S. Tarasovs, and U. Vilks. Progressive delamination and fiber bridging modeling in double cantilever beam composite specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, 68(5) :513 – 525, 2001.

[105] T. Vandellos. *Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées*. PhD thesis, Thèse Université Bordeaux 1, 2011.

[106] S. K. Verma, P. Kumar, and N. N. Kishore. An experimental cum numerical technique to determine dynamic interlaminar fracture toughness. *Engineering fracture mechanics*, 60(5) :583–596, 1998.

[107] E. M. Woo and K. L. Mao. Interlaminar morphology effects on fracture resistance of amorphous polymer-modified epoxy/carbon fibre composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 27(8) :625 – 631, 1996.

[108] L. Ye and K. Friedrich. Fibre bridging in double cantilever beam specimens and its effect on mode I interlaminar fracture toughness. *Journal of Materials Science Letters*, 11(22) :1537–1539, 1992.

[109] F. Zhou, J.-F. Molinari, and T. Shioya. A rate-dependent cohesive model for simulating dynamic crack propagation in brittle materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 72 :1383–1410, 2005.

[110] C. Y. Zhu, R. Chona, and A. Shukla. Influence of singularity dominated zone for propagating cracks in finite size specimens. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 16 :167–177, 1991.

Caractérisation expérimentale de l'initiation et de la propagation de fissure dans une résine époxy sous chargement dynamique

Les résines époxy renforcées par des nodules thermoplastiques sont largement utilisées dans les matériaux composites à matrice organique de l'industrie aéronautique. Dans le cas particulier des stratifiés, les résines époxy déterminent la résistance du milieu inter-laminaire au délaminage. Ce processus de décohésion macroscopique apparaît classiquement lors d'un impact dynamique et compromet fortement l'intégrité des structures composites légères. Pourtant, les modèles cohésifs actuels ne sont pas prévus pour la simulation du délaminage sous sollicitation rapide. Notamment, l'influence présumée de la dynamique sur la rupture du milieu inter-laminaire riche en résine époxy n'est pas prise en compte. Par conséquent, cette recherche consiste à caractériser l'initiation et la propagation de fissure dans une résine époxy sous chargement dynamique. Dans cet objectif, des éprouvettes entaillées sont fabriquées à partir de la résine époxy Hexply®M21 spécifique du domaine aéronautique. Un protocole expérimental est développé et validé afin d'estimer les ténacités d'initiation et de propagation d'une éprouvette chargée en flexion 3-points par un vérin hydraulique. Les essais réalisés démontrent que la ténacité dynamique augmente fortement avec la vitesse de propagation de fissure, à l'inverse de la ténacité d'initiation qui diminue avec la vitesse d'impact. Ces évolutions sont cohérentes avec les micrographies réalisées post-mortem qui présentent une augmentation des mécanismes de rupture. Finalement, une loi cohésive est définie et identifiée pour prendre en compte l'influence de la dynamique sur l'initiation et la propagation d'une fissure dans la résine époxy étudiée.

Mots-clés : Mécanique de la rupture dynamique ; Protocole expérimental ; Résine époxy ; Propagation de fissure ; Initiation de fissure.

Experimental characterization of crack initiation and propagation in epoxy resins under dynamic loadings

Epoxy resins toughened with embedded thermoplastic particles are classically used in the aeronautical composites manufacturing. As matrix into laminated composites, epoxy resins determine the delamination resistance of the interlaminar field. The delamination process is a large decohesion that often occurs during impact loadings and it critically compromises the integrity of the light weight composite structures. However, most of the cohesive zone models are not intended to simulate delamination under high rate loadings. In particular, these models do not consider the expected effects of loading rate on fracture behaviour of the resin-rich interlaminar field. Therefore, this research aims at characterizing crack initiation and propagation in epoxy resins under dynamic loadings. For that purpose, we manufacture notched specimens made of pure Hexply®M21 epoxy resin which is mainly used in aeronautics. An experimental procedure is developed and validated in order to estimate initiation and propagation fracture toughness on a 3-points bending test associated to a servo-hydraulic testing machine. Experimental results demonstrate that the dynamic fracture toughness highly increases with the crack propagation speed while the initiation toughness decreases with the impact velocity. These evolutions are consistent with post-mortem micrographic observations that show intensifying fracture mechanisms. Finally, a cohesive law is defined and identified to take into account the dynamic dependency of crack initiation and propagation in the considered epoxy resin.

Keywords : Dynamic fracure mechanics ; Experimental procedure ; Epoxy resin ; Crack propagation ; Crack initiation.

Office National d'Études et de Recherches Aérospatiales
BP 72 - 29 Avenue de la Division Leclerc
92322 CHÂTILLON CEDEX
Tél. : +33 1 46 73 40 40 - Fax : +33 1 46 73 41 41
http ://www.onera.fr