

**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE**

**UNIVERSITE FERHAT ABBAS – SETIF
INSTITUT D'OPTIQUE ET DE MECANIQUE DE PRECISION**

THÈSE

Présentée pour l'obtention du diplôme de

DOCTORAT EN SCIENCE

Par

ROKBI MANSOUR

Thème

**ETUDE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DU STRATIFIE
POLYESTER-FIBRE DE VERRE**

Soutenue le : 31/05/2012

Devant le Jury :

Président	N. BOUAOUADJA	Professeur	Université de Sétif
Rapporteur	H. OSMANI	Professeur	Université de Sétif
Examineurs	N. HADDAOUI	Professeur	Université de Sétif
	A. BEZAZI	Professeur	Université de Guelma
	A. ATI	Professeur	Université de Bejaia
	M. BEDDAR	Maître de conférences A	Université de M'sila
Invité	A. IMAD	Professeur	Université de Lille 1

Remerciements

J'adresse mes plus vifs remerciements au Professeur H. Osmani pour sa grande disponibilité et pour ses précieux conseils, ainsi, de m'avoir orienté tout en me laissant développer mes idées.

Je remercie également et chaleureusement le Professeur A./R Bezazi avec qui j'ai eu au cours de cette thèse de nombreux et fructueux échanges. Ainsi que le professeur A. Imad et le Professeur N. Benseddiq de m'avoir invité au laboratoire de mécanique de Lille, et de me partagé leurs connaissances dans le domaine des matériaux composites.

Je remercie les membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail; ainsi d'avoir accepté de juger mon travail.

J'adresse des remerciements spéciaux aux professeurs N. Bouaouadja, K. Loucif, M. Hamidouche, Ch.Bousbaa, M.A. Madjoubi pour leurs aides et leurs encouragements durant ma recherche de thèse.

Un grand merci à mes collègues, amis et jeunes docteurs qui m'ont permis de travailler dans la joie et la bonne humeur : S. Amroune, M. Benhamida, L. Gueraiche, A. Benyahia, F. Hamrit, M.H. Bourahli, O. Zerguine et tous les autres.

Je tiens à remercier tous les membres des laboratoires et d'organismes où j'ai pratiqué la partie expérimentale, pour leurs collaborations ainsi leurs soutiens. Pour tous qui m'ont aidé de près ou de loin pour la réalisation de ce travail.

M. Rokbi

Résumé – L'étude de la rupture des stratifiés fissurés n'a pas trouvé jusqu'à présent une grande extension dans la littérature. En raison de leur nature anisotrope il est difficile d'envisager entièrement leurs caractéristiques et comportement mécaniques, en particulier s'ils sont produits avec des architectures compliquées, comme dans le cas des renforts tissés. Ce travail a été réalisé pour fournir plus de détails sur l'effet de l'orientation et l'emplacement des couches sur la propagation de la fissure dans les stratifiés (2D). Des stratifiés à diverses configurations sont testés en utilisant les éprouvettes de traction compactes CT et celles de Single Edge Notched Beam SENB selon le système de standardisation ASTM Standard E399-90. L'initiation et le développement de la zone de dommages sont étudiés en utilisant la technique de corrélation d'image digitale (CID). La mécanique linéaire élastique de rupture (MLER) a fourni des bonnes prédictions sur l'endommagement de ces matériaux stratifiés et des valeurs conséquentes de la résistance à la rupture lors de l'initiation, $K_{I-init.}$, et à la propagation de fissure, $K_{I-prop.}$, sont calculées. Ces dernières sont fortement dépendantes de l'orientation des plis stratifiés.

(MLER) .(2D) .ASTM E399-90 SENB CT
 $K_{I-prop.}$ $K_{I-init.}$

Abstract – The behaviour of notched laminate has not been addressed to any great extent in literature. Because of their anisotropic nature it is difficult to entirely envisage their mechanical characteristics and behaviour, particularly if they are produced with complicated architectures, as in the case of the woven reinforcements. This work is designed to provide more details on the effect of the orientation and site of the layers on the propagation of the crack in the laminates (2D). Several laminate configurations were tested using the compact tension (CT) and Single Edge Notched Beam SENB specimens according to ASTM Standard E399-90. The initialisation and the development of the zone of damage are studied by using digital image correlation (DIC) technique. Linear elastic fracture mechanics (LEFM) has provided good predictions for the failure loads of these composite and consistent values of fracture toughness for crack initiation, $K_{I-init.}$, and crack propagation, $K_{I-prop.}$, were calculated. These last can strongly be related to the lay-ups orientation.

Introduction de l'étude.....	01
-------------------------------------	-----------

CHAPITRE I

MATERIAUX STRATIFIES ET ENDOMMAGEMENTS

I.1. Qu'est ce qu'un composite stratifié ?.....	05
I.1.1. Les orientations normalisées.....	07
I.1.2. Pourquoi la symétrie miroir?	07
I.1.3. Angles positifs et négatifs.....	08
I.1.4. Principales classes des stratifiés.....	08
I.2. Les mécanismes d'endommagement.....	08
I.2.1. Les mécanismes de rupture des stratifiés composites à renforts de fibres longues...	09
I.2.1.1. Rupture intralaminare.....	11
I.2.1.2. Rupture interlaminare.....	11
I.2.1.3. Rupture translaminare.....	14
I.2.1.3.1. Rupture translaminare en traction.....	14
I.2.1.3.1. Rupture translaminare en compression.....	15
I.2.2. Les mécanismes d'endommagement dans les stratifiés composites.....	15
I.2.2.1. Microfissuration matricielle.....	16
I.2.2.2. Décohésion fibre-matrice.....	17
I.2.2.3. Rupture de fibres.....	18
I.2.2.4. Délaminage.....	20
I.2.2.4.1. Phénomènes physiques du délaminage.....	22
I.2.3. Développement des mécanismes et processus de rupture.....	23
I.2.4. L'influence de l'empilement sur l'endommagement et la rupture du stratifié.....	24

CHAPITRE II

PRESENTATION DU CONCEPT DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE

II.1. Historique.....	28
II.2. Rupture des matériaux	28
II.2.1. Modes de rupture.....	29
II.2.2. Mécanique linéaire et non linéaire de la rupture.....	30
II.2.3. Théorie de la mécanique de la rupture.....	30
II.2.3.1. Approche de Griffith.....	30
II.2.3.2. Taux de restitution d'énergie.....	33
II.2.3.2.1. Définition de G et R.....	33
II.2.3.2.2. Evaluation de G	34
II.2.3.2.3. Mécanique Linéaire Elastique de la Rupture (MLER).....	37
II.2.3.3. Facteur d'intensité de contrainte.....	39
II.2.3.4. Equivalence entre G_R et K_R	40
II.2.4. Paramètres de rupture des matériaux orthotropes.....	41

CHAPITRE III

METHODES EXPERIMENTALES

III.1. Présentation des matériaux de l'étude	44
III.1.1. Rappel sur les orientations adoptées	44
III.1.2. Composite Polyester/tissu de verre (Matériau classe A)	44
III.1.2.1. Présentation du matériau.....	44
III.1.2.2. Choix des éprouvettes.....	46
III.1.2.3. Choix des orientations des Plis.....	48
III.1.2.4. Obtention des éprouvettes.....	48
III.1.3. Composite Epoxyde/tissu de verre sergé de 2 (Matériau classe B)	49

III.1.3.1. Présentation du matériau.....	49
III.1.3.2. Eprouvettes du matériau classe B.....	51
III.1.4. Composite unidirectionnel époxyde/ fibre de verre (Matériau classe C)	52
III.1.4.1. Présentation du matériau.....	52
III.1.4.2. Eprouvettes du matériau classe C.....	53
III.2. Essais mécaniques.....	54
III.3. Mesure de l'accroissement de fissure.....	55
III.3.1. Technique de Corrélation d'Image Digitale CID.....	55
III.3.2. Méthode du Changement de la Complaisance (MCC)	58

CHAPITRE IV

RESULTATS ET DISCUSSIONS

IV.1. Reproductibilité des expériences.....	62
IV.2. Analyse des courbes charge/déplacement	65
IV.2.1. Séquence du processus de rupture.....	66
IV.2.1.1. Séquences du processus de rupture des stratifiés A ₁₂	66
IV.2.1.2. Séquences du processus de rupture des stratifiés classe B.....	72
IV.2.1.2.1. Séquences d'accroissement de la fissure dans un matériau à renfort tissé.....	78
IV.2.1.3. Séquences du processus de rupture du matériau classe C.....	80
IV.2.1.3.1. Processus de rupture du matériau C ₁	80
IV.2.1.3.2. Processus de rupture du matériau C ₂	82
IV.3. Analyse des Courbes-R.....	83
IV.3. 1. Analyse des Courbes- R relatives aux matériaux stratifiés A ₂₀	85
IV.3.1.1. Effet de l'emplacement des plis à 90°	85
IV.3.1.2. Effet de l'épaisseur des plis à 90°	86

IV.3.1.3. Effet de l'orientation des plis.....	87
IV.3. 2. Analyse des Courbes-R relatives aux matériaux stratifiés A ₁₂	89
IV.3. 2.1. Effet de l'emplacement des plis à 90°	89
IV.3. 2.2. Effet de l'orientation des plis.....	91
IV.3.3. Analyse des Courbes-R relatives aux matériaux stratifiés classe B.....	94
IV.3.3.1. Effet du sens de l'entaille.....	94
IV.4. Comparaison des deux méthodes de mesure de l'accroissement de fissure...	97
IV.5. Analyse de l'endommagement du matériau A ₁₆	99
IV.5.1. Analyse des stratifiés croisés.....	100
IV.5.1.1. Effet d'emplacement des plies.....	100
IV.5.1.2. Effet de la séquence d'empilement.....	101
IV.5.2. Analyse des stratifiés quasi-isotropes.....	101
IV.5.2.1. Effet de l'orientation des plis	102
IV.5.3. Comparaison des deux classes de stratifiés.....	102
IV.6. Analyse des faciès de rupture.....	103
IV.6.1. Analyse des faciès de rupture des stratifiés A ₁₂	103
IV.6.2. Analyse des faciès de rupture des stratifiés A ₁₆	105
IV.6.3. Analyse des faciès de rupture des stratifiés classe B.....	108
Conclusions et perspectives.....	110
Références bibliographiques.....	112

LISTE DES FIGURES

page

Fig. 1.1. Constitution d'un stratifié.....	05
Fig. 1.2. Exemples d'armatures de tissage plans.....	06
Fig. 1.3. Exemple d'empilement symétrique quasi-isotrope [-45/90/45/0].....	07
Fig. 1.4. Schématisation de l'effet miroir sur la stratification.....	08
Fig. 1.5. Désignation du signe de l'orientation.....	08
Fig. 1.6. Schématisation des stratifiés les plus adaptés.....	08
Fig. 1.7. Ruptures par flexion de différentes séquences d'empilement a) Quasi-isotrope, b) Unidirectionnelle, c) ± 45 , d) 0/90.....	09
Fig. 1.8. Photographies de la rupture d'un stratifié unidirectionnel (90°) époxyde/satin 83/17.....	10
Fig. 1.9. Mécanismes de rupture dans un stratifié 0/90/0.....	10
Fig. 1.10. Evolution de la fissuration transverse.....	11
Fig. 1.11. Rupture inter et intraplis dans un composite Epoxyde/sergé de 2.....	12
Fig. 1.12. Schéma de la rupture interlaminaire, a) Mode I traction, b) Mode II cisaillement.....	12
Fig. 1.13. Faciès de rupture en mode I (matrice thermodurcissable).....	13
Fig. 1.14. Faciès de rupture en mode II, a) Hackles, b) Scallops.....	13
Fig. 1.15. Faciès de rupture d'un composite à matrice thermoplastique, a) Mode I, b) Mode II.....	14
Fig. 1.16. Rupture translaminaire en traction d'un époxyde/graphite.....	14
Fig. 1.17. Rupture translaminaire en compression par micro-flambage.....	15
Fig. 1.18. Faciès de rupture par micro-flambage.....	15
Fig. 1.19. Micro-fissures dans la matrice époxyde observées au MEB.....	16
Fig. 1.20. Coalescence des micro-fissures dans la matrice époxyde.....	16
Fig. 1.21. Fissuration transverse induite par décohésion fibres-matrice et délaminage en tête de fissure dans un stratifié en époxyde/carbone.....	17
Fig. 1.22. Fissurations longitudinales inter-torons induites par décohésion fibres-matrice dans un stratifié enoxyde/carbone.....	18
Fig. 1.23. Décohésion fibres-matrice et rupture de fibres dans un stratifié en époxyde/carbone.....	19
Fig. 1.24. Rupture transverse d'un stratifié, a) Epoxyde/fibre de verre, b) Polyester/ fibre de verre.....	19
Fig. 1.25. Trajectoire d'une fissure dans un stratifié époxyde/sergé de 2.....	19

Fig. 1.26. Délaminage et fissuration transverse d'un stratifié époxyde/fibre de verre	20
Fig. 1.27. Micrographie d'une section d'un stratifié époxyde/carbone	21
Fig. 1.28. Endommagement du stratifié $[0_2/\pm 45/90_2]_S$ a) Photographie sur la face de l'éprouvette, b) Schéma des dommages observés sur la photo	21
Fig. 1.29. Evolution de défauts dans un composite	22
Fig. 1.30. Mécanismes de l'endommagement accompagnant le délaminage	23
Fig. 1.31. Mécanismes d'endommagement dans les stratifiés	23
Fig. 1.32. Un scénario d'endommagement au cours du chargement d'un composite stratifié $[0_4/90_4]_S$	24
Fig. 1.33. Evolution des endommagements dans les stratifiés	26
Fig. 2.1. Modes de rupture	29
Fig. 2.2. Schéma d'un solide contenant une fissure elliptique « $2a$ »	31
Fig. 2.3. Rupture d'un corps sous : a) déplacement imposé, b) charge imposée	36
Fig. 2.4. Formes possibles de courbe de la force, P , en fonction du déplacement u	37
Fig. 2.5. Système de coordonnées autour de l'extrémité de fissure	38
Fig. 2.6. Distribution approximative de la contrainte σ_y	38
Fig. 2.7. Eprouvettes proposées par ASTM en mode I	40
Fig. 3.1. Les orientations adoptées pour les classes des stratifiés	44
Fig. 3.2. Configuration des directions adoptées dans l'armature toile de verre E	45
Fig. 3.3. Cycle de polymérisation d'une résine polyester	45
Fig. 3.4. Eprouvettes proposées dans cette étude	46
Fig. 3.5. Endommagement par compression du bord arrière de l'éprouvette (CT)	47
Fig. 3.6. Cellule de base du sergé de 2	50
Fig. 3.7. Repère d'une plaque du matériau classe C	53
Fig. 3.8. Essai de rupture sur les éprouvettes (SENB) et (FTP)	54
Fig. 3.9. Essai de rupture sur les éprouvettes (CT)	54
Fig. 3.10. Technique d'analyse des données pour la détermination de l'accroissement de fissure	56
Fig. 3.11. Séquence d'images illustrant l'accroissement de fissure dans le matériau B_1	57
Fig. 3.12. Installation expérimentale du déroulement des tests avec le système de surveillance de l'accroissement de fissure	57

Fig. 3.13. Principe de la MCC.....	58
Fig. 3.14. Illustration de la MCC.....	59
Fig. 4.1. Reproductibilité des différents stratifiés étudiés : a) CT stratifié A ₁₂ , b) SENB stratifié A ₂₀ , c) CT matériau B ₁ , d) CT matériau B ₂ , e) CT matériau C ₁ , f) CT matériau C ₂	63
Fig. 4.2. Cas possibles d'emplacement du fond de fissure dans les éprouvettes CT matériau C ₂ a) fond de fissure situé juste après la trame, b) fond de fissure située à une distance inférieure à d/2 de la trame, c) fond de fissure confrontant directement la trame.....	64
Fig. 4.3. Représentation de la répartition des séquences caractérisant le processus de rupture des stratifiés A ₁₂	67
Fig. 4.4. Accroissement de fissure durant le chargement du stratifié [(0/+45/90) ₂] _s	68
Fig. 4.5. Evolution de l'accroissement de la fissure en fonction du temps des stratifiés croisés et équilibré.....	71
Fig. 4.6. Evolution de l'accroissement de la fissure en fonction du temps des stratifiés quasi-isotropes.....	71
Fig. 4.7. Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure des stratifiés étudiés.....	72
Fig. 4.8. Représentation de la répartition des séquences caractérisant le processus de rupture du stratifié B ₁	73
Fig. 4.9. Accroissement de fissure durant le chargement du stratifié B ₁	75
Fig. 4.10. Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure des stratifiés classe B.....	77
Fig. 4.11. Evolution l'accroissement de fissure en fonction du temps des stratifiés classe B.....	77
Fig. 4.12. Evolution de la fissure en fonction du temps des stratifiés classe B.....	79
Fig. 4.13. Acheminement de la fissure dans les deux directions des stratifiés classe B a) matériau B ₁ , b) matériau B ₂	79
Fig. 4.14. Evolution de la charge en fonction du déplacement du matériau C ₁	81
Fig. 4.15. Accroissement de la fissure durant le chargement du matériau C ₁	81
Fig. 4.16. Evolution de la charge en fonction du déplacement du matériau C ₂	82
Fig. 4.17. Accroissement de fissure durant le chargement du matériau C ₂	83
Fig. 4.18. Evolution de la Courbe-R du matériau stratifié B ₁	84
Fig. 4.19. Effet de l'emplacement des plis à 90° sur les courbes de rupture des matériaux A ₂₀	85
Fig. 4.20. Effet de l'épaisseur des plis à 90° sur les Courbes-R des matériaux A ₂₀	86
Fig. 4.21. Effet de l'orientation des plis sur les Courbes-R des matériaux A ₂₀	88
Fig. 4.22. Effet de l'orientation des plis sur les Courbes-R des matériaux A ₂₀	89

Fig. 4.23. Effet de le l'emplacement des plis sur les Courbes-R des stratifiés quasi-isotropes A_{12}	90
Fig. 4.24. Effet de le l'orientation des plis sur les courbes de rupture du matériau A_{12}	91
Fig. 4.25. Définition de l'angle de courbure θ dans un toron	92
Fig. 4.26. Résistance à la rupture Durant l'initiation, K_{I-init} , et la propagation, K_{I-prop} , des différents stratifiés A_{12}	93
Fig. 4.27. Comparaison des Courbes-R des matériaux classe B en utilisant la CID.....	95
Fig. 4.28. Comparaison des Courbes-R des matériaux classe B en utilisant la MCC.....	95
Fig. 4.29. Comparaison des Courbes-R du matériau B_1 en utilisant CID et MCC.....	96
Fig. 4.30. Comparaison des Courbes-R du matériau B_2 en utilisant CID et MCC.....	96
Fig. 4.31. Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure du matériau B_1	98
Fig. 4.32. Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure du matériau B_2	99
Fig. 4.33. Effet de l'emplacement des plis à 90°	100
Fig. 4.34. Effet de séquence d'empilement	101
Fig. 4.35. Effet de l'angle de l'orientation θ	102
Fig. 4.36. Comparaison des stratifié croisé et stratifié quasi-isotrope.....	103
Fig. 4.37. Profil du stratifié croisé $[0/90]_6$ après rupture.....	104
Fig. 4.38. Profil de la surface rompue du stratifié croisé $[0/90]_6$	104
Fig. 4.39. Profil du stratifié équilibré $[\pm 45]_6$ après rupture.....	105
Fig. 4.40. Profil du stratifié quasi-isotrope $[(0/+45/90)_2]_S$ après rupture.....	105
Fig. 4.41. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[90_4/0_4]_S$	106
Fig. 4.42. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[90_2/0_2/90_2/0_2]_S$	106
Fig. 4.43. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[0_4/90_4]_S$	107
Fig. 4.44. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[(0_2/90_2)_S]_S$	107
Fig. 4.45. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[+30_2/-30_2/90_4]_S$	107
Fig. 4.46. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[+45_2/-45_2/90_4]_S$	108
FIG. 4.47. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[+60_2/-60_2/90_4]_S$	108
Fig. 4.48. Faciès de rupture du matériau classe B : a) matériau B_1 , b) matériau B_2	109

LISTE DES TABLEAUX

	page
Tableau 3.1 : <i>Propriétés mécaniques de la résine orthophtalique</i>	46
Tableau 3.2 : <i>Configurations des matériaux stratifiés classe A</i>	49
Tableau 3.3 : <i>Caractéristiques mécaniques (fournisseur) du sergé de 2</i>	50
Tableau 3.4 : <i>Caractéristiques mécaniques (fournisseur) du sergé de 2</i>	50
Tableau 3.5 : <i>Comparaison entre les résultats expérimentaux, analytiques et numériques obtenus pour le composite époxyde/tissu sergé de 2 verre</i>	51
Tableau 3.6: <i>Configurations des matériaux stratifiés classe B</i>	52
Tableau 3.7: <i>Caractéristiques mécaniques du composite étudié</i>	53
Tableau 3.8: <i>Configurations des matériaux stratifiés classe C</i>	53
Tableau 4.1 : <i>Niveaux de charges remarquables des stratifiés A_{12}</i>	69
Tableau 4.2: <i>Chronométrie / extension des séquences de rupture observées durant le processus de rupture des stratifiés A_{12}</i>	69
Tableau 4.3: <i>Analyse de l'évolution de la fissure dans les stratifiés A_{12}</i>	70
Tableau 4.4 : <i>Niveaux de charges remarquables des stratifiés classe B</i>	76
Tableau 4.5 : <i>Chronométrie / extension des séquences de rupture observées durant le processus de rupture des stratifiés classe B</i>	76
Tableau 4.6 : <i>Chronométrie des photographies prises durant le processus de rupture du matériau C_1</i>	81
Tableau 4.7 : <i>Chronométries des photographies prises durant le processus de rupture du matériau C_2</i>	82
Tableau 4.8 : <i>Paramètres de rupture relatives aux stratifiés $[0_5/90_5]_S$ et $[90_5/0_5]_S$</i>	86
Tableau 4.9 : <i>Paramètres de rupture relatives aux stratifiés $[0_3/45_7]_S$, $[0_5/45_5]_S$ et $[0_7/45_3]_S$</i>	87
Tableau 4.10 : <i>Paramètres de rupture relatives aux stratifiés $[90_2]_{10S}$, $[45_2]_{10S}$ et $[0_2]_{10S}$</i>	88
Tableau 4.11 : <i>Paramètres de rupture relatives aux stratifiés $[0_2/\pm 45/90_2]_S$, $[(0/+45/90)_2]_S$ et $[0_2/90_2/\pm 45]_S$</i>	91
Tableau 4.12 : <i>Paramètres de rupture relatives aux stratifiés $[90_2]_{12}$, $[0/90]_6$, $[\pm 45_2]_{12}$ et $[0_2]_{12}$</i>	93
Tableau 4.13 : <i>Résumé des valeurs du paramètre G_R déterminées par CID et MCC</i>	97
Tableau 4.14 : <i>Résumé des valeurs du paramètre K_R déterminées par CID et MCC</i>	97

Notations

a	Longueur de fissure
a_{eff}	Longueur effective de fissure
a_c	Taille de défaut critique
a_n, a_{n-1}	Longueurs de la fissure à deux cycles successifs
δa	Incrément d'accroissement de la fissure
Δa	Propagation de la fissure
Δa_{rup}	Accroissement de fissure à P_{max}
A	Surface rompue
dA	Incrément d'accroissement de la fissure (fissure plane centrale)
b	Largeur r de l'éprouvette (FTP)
B	Epaisseur de l'éprouvette (CT)
C	Complaisance
E	Module de Young
E'	Module de Young cas déformation plane
E_x	Module de Young dans la direction x
E_y	Module de Young dans la direction y
f_{ij}	Fonction d'angle
$f(\nu)$	Constante, $f(\nu) = 1$ (plaque mince), $f(\nu) = (1 + \nu^2)$ (plaque épaisse)
G ou G_R	Taux de restitution d'énergie (mode I)
G_{IC} ou G_{I-ini}	Taux de restitution d'énergie à l'amorçage (mode I)
G_{I-Prop}	Taux de restitution d'énergie au plateau (mode I)
G_{xy}	Module de cisaillement relatif au deux directions xy
h	Epaisseur de l'éprouvette (FTP)
K ou K_R	Facteur d'intensité de contrainte (mode I)
K_{IC} ou K_{I-ini}	Facteur d'intensité de contrainte à l'amorçage (mode I)
K_{I-Prop}	Facteur d'intensité de contrainte au plateau (mode I)
l	Distante entre appuis (éprouvette FTP)
L	Longueur totale de l'éprouvette FTP
F_{ext}	Force externe appliquée
P_c	Charge critique
P_{max}	Charge maximale
r	Distance entre le point M et l'extrémité de fissure
r_p	Rayon de la zone plastique
R	Résistance à la rupture
u ou δ	Déplacement
δu	Incrément d'accroissement du déplacement
U	Energie totale du système
W_p	Energie potentielle du solide
W_F	Travail externe effectué par les forces externes
W_s	Energie de création d'une nouvelle surface
x	Longueur du défaut
$Y(\alpha)$	Facteur de forme
β	Coefficient constant
ν	Coefficient de poisson

γ_s	<i>Energie surfacique de rupture par unité d'aire</i>
γ_p	<i>Energie plastique par unité d'aire</i>
σ_a	<i>Contrainte appliquée</i>
σ_f	<i>Contrainte critique pour le déclenchement de rupture</i>
σ_F	<i>Valeur de la résistance à la rupture de l'éprouvette</i>
$\sigma_{\max}$	<i>Contrainte normale maximale</i>
σ_{ys}	<i>Contrainte d'écoulement par rapport à l'axe y</i>
ρ	<i>Rayon en front de fissure</i>
Φ	<i>Energie de déformation élastique stockée</i>

Abréviations

AFNOR	<i>Association française de normalisation</i>
ASTM	<i>Société Américaine pour Tests des Matériaux</i>
CID	<i>Corrélation d'Image Digitale</i>
CMO	<i>Composites à Matrice Organique</i>
CT	<i>Traction Compacte (Compact Tension)</i>
FTP	<i>Flexion Trois Points</i>
MCC	<i>Méthode du Changement de la Complaisance</i>
MLER	<i>Mécanique Linéaire Elastique de Rupture</i>
OC ₆	<i>Sel de cobalt</i>
O.N.E.R.A	<i>Office National d'Etudes et de Recherches Aérospatiales</i>
PMEC	<i>Peroxyde de Méthyle Ethyle Cétone</i>
SENB	<i>Single-Edge Notched Beam</i>
ZE	<i>Zone Endommagée</i>

Introduction de l'étude

L'utilisation et le développement actuel des matériaux composites à renfort fibreux et à matrice organique constituent un événement important dans l'histoire des matériaux. Un éventail croissant de fibres et de résines est utilisé par l'industrie aérospatiale, navale, automobile et en robotique. Ces matériaux sont particulièrement adaptés aux structures qui requièrent une haute résistance, une excellente rigidité en même temps qu'une grande légèreté.

Comme les matériaux conventionnels, les matériaux composites perdent beaucoup de leurs intégrités structurales une fois endommagés; donc, leurs comportements mécaniques doivent être clairement décrits. En général, les fibres sont le constituant principal supportant la charge. La matrice environnante maintient des fibres dans l'endroit et l'orientation désirés. La matrice agit en tant que milieu de transfert de charge entre les fibres et les protège contre des dommages environnementaux. Par conséquent, la rupture dans les matériaux composites s'initie dans la matrice qui est généralement de nature fragile; tandis que les fibres peuvent rester intact. Ces dernières forment un pontage sur la surface de la matrice micro-fissurée, retardant ou empêchant probablement la future progression de la fissuration de la matrice. Le chargement davantage mène finalement à la propagation de fissure puis la rupture des fibres d'où la ruine du matériau.

La rupture des matériaux composites peut être classée en rupture interlaminaire et intralaminaire. La rupture interlaminaire est généralement produite sous forme de délaminage. Cette dernière a fait l'objet de plusieurs recherches. La rupture intralaminaire (mode I), également connue sous le nom de rupture translaminaire, qui est généralement caractérisée par une fissure manifestement se propageant parallèlement aux fibres le long de l'épaisseur, n'a pas trouvé jusqu'à présent une grande extension dans la littérature. En raison de leur nature anisotrope c'est difficile pour prévoir entièrement leurs caractéristiques et comportement mécaniques, particulièrement s'ils sont produits avec des architectures compliquées, comme dans le cas des renforts tissés.

La résistance à la rupture des matériaux composites entaillés dépend fortement de la direction de la charge. Par exemple, la résistance à la rupture d'un matériau composite unidirectionnel est maximale quand ça résistance à la rupture est mesurée pour une fissure perpendiculaire à la direction longitudinale des fibres. A n'importe quelle autre position de

sollicitation, cette résistance diminue. La valeur minimum est obtenue quand la fissure est alignée avec la direction longitudinale.

Les propriétés de rupture translaminaire des stratifiés fissurés ne sont pas caractérisées comme dans le cas de la rupture intralaminaire. En conséquence, ce travail fait partie de l'effort continu de prolonger les résultats établis dans le domaine des matériaux composites stratifiés.

Quand un stratifié entaillé est chargé en traction, une zone de dommages se forme au fond de l'entaille. Comme la charge augmente, des concentrations de contraintes se manifestent au fond de fissure et les microfissurations apparaissent signalant une situation défavorable que le matériau va subir. Une fois que la charge critique est atteinte, la fissure se propage de façon catastrophique. Le chemin parcouru par la fissure, ainsi que les mécanismes d'endommagement observés durant le processus de rupture sont souvent complexes, surtout si les couches du matériau stratifié sont disposées dans diverses orientations. Heureusement, la symétrie et la géométrie de l'éprouvette réduisent le nombre des cas possibles d'endommagement.

Le travail présenté dans cette thèse porte principalement sur l'étude du comportement mécanique des matériaux stratifiés fissurés. L'analyse de l'initiation et la propagation de la rupture dans les composites stratifiés fissurés à renfort tissu à différentes configurations des plis sont discutées en fonction de l'orientation et l'emplacement des plis stratifiés.

Par la présentation des divers modes d'endommagement présents lors la sollicitation en traction ou en flexion des matériaux stratifiés, le premier chapitre de cette thèse permet de situer le cadre précis de notre étude. Parmi les orientations possibles, nous portons une attention particulière aux trois orientations critiques 0° , 45° et 90° .

Après quelques rappels de la théorie de la mécanique de rupture linéaire, nous décrivons dans le deuxième chapitre les méthodes employées pour la caractérisation mécanique des stratifiés fissurés.

Le troisième chapitre est consacré à la description détaillée de l'approche expérimentale que nous avons utilisé pour la caractérisation mécanique des plaques composites à renfort tissé ainsi celles à renfort unidirectionnel. Nous commençons par la présentation des constituants de chaque matériau d'étude, puis, les techniques d'obtention des plaques stratifiées, le choix des éprouvettes et les conditions des tests. Les différentes techniques utilisées pour la détermination de l'incrément d'accroissement de fissure associé à la propagation statique de la fissure sont également présentées.

Les résultats des tests de la rupture statique menés sur les matériaux composites de l'étude sont discutés dans le chapitre quatre. Après l'analyse de la reproductibilité des courbes charge/déplacement ($P-\delta$) relatives aux différents matériaux, Une description détaillée de l'évolution des courbes ($P-\delta$) est présentée. En s'appuyant sur les résultats des tests de rupture ainsi sur les photographies captées lors de l'évolution de la fissure durant la rupture statique des éprouvettes de traction compacte, les séquences de rupture des matériaux composites étudiés sont mises en évidence. La rupture statique de chaque matériau de l'étude est minutieusement étudiée, les Courbes-R sont déterminés puis analysés et des conclusions concernant leurs évolutions sont présentées. Une comparaison entre les deux méthodes adaptées pour la mesure de l'accroissement de fissure est également établie.

Avant de dégager les perspectives et conclusions suscitées par ce travail, une brève comparaison de l'endommagement des différents matériaux de l'étude est présentée.

CHAPITRE I

MATERIAUX STRATIFIES

ET ENDOMMAGEMENTS

Résumé du chapitre I

L'objectif de cette partie est de présenter les différents types d'endommagement pouvant se développer dans une structure composite stratifiée. L'hétérogénéité et l'anisotropie de ces matériaux rendent leurs mécanismes d'endommagement nombreux et complexes. Ces endommagements peuvent apparaître très tôt dans la vie d'une structure et constituer des zones d'amorçage de rupture macroscopique fortement préjudiciables à son intégrité.

L'évolution des dommages dépend de la nature des mécanismes de rupture initiaux et de leur progression mais aussi des éventuelles interactions entre eux. Autrement dit, la rupture finale d'un composite résulte souvent d'une combinaison de plusieurs modes d'endommagement susceptibles d'interagir entre eux. De nombreux paramètres interviennent comme : la nature du chargement, l'architecture des renforts, la présence de défauts, la qualité de la matrice et de l'interface fibre/matrice.

Pour comprendre les principaux mécanismes d'endommagement qui se produisent au sein d'un matériau stratifié, nous présentons quelques exemples bibliographiques sur l'évolution d'endommagement dans les plis unidirectionnels et des plis tissés.

I.1. Qu'est ce qu'un composite stratifié ?

Il n'existe pas de codification stricte de description des empilements de plis. Les définitions et notations suivantes sont celles de la plupart des ouvrages [1-4] auquel sont empruntés les éléments suivants.

Un ensemble de plusieurs plis ou monocouches identiques disposés de la même façon constitue une couche. On appelle stratifié ce qui résulte de la superposition de plusieurs des ces couches ou plis de nappes unidirectionnelles, de tissus ou de mats, avec des orientations propres à chaque pli : c'est l'opération de drapage (Fig. 1.1). On distingue différents types de stratifiés. Les monolithiques sont constitués uniquement de plis composite fibres/résine, les sandwichs sont constitués de deux couches monolithiques appelées peaux, séparées par une âme en mousse ou en nid d'abeille. Un stratifié monolithique est constitué de plusieurs plis dont la direction est décalée dans chaque couche. Lorsque les fibres sont toutes dans la même direction, le pli est dit unidirectionnel; lorsque les fibres se présentent sous forme de tissu, le pli est dit tissé, il comporte des fibres dans deux directions appelées sens chaîne et sens trame. S'il y a autant de fibres dans les sens chaîne et trame le pli est dit tissé équilibré. Sur la figure 1.1 une présentation d'un stratifié est donnée.

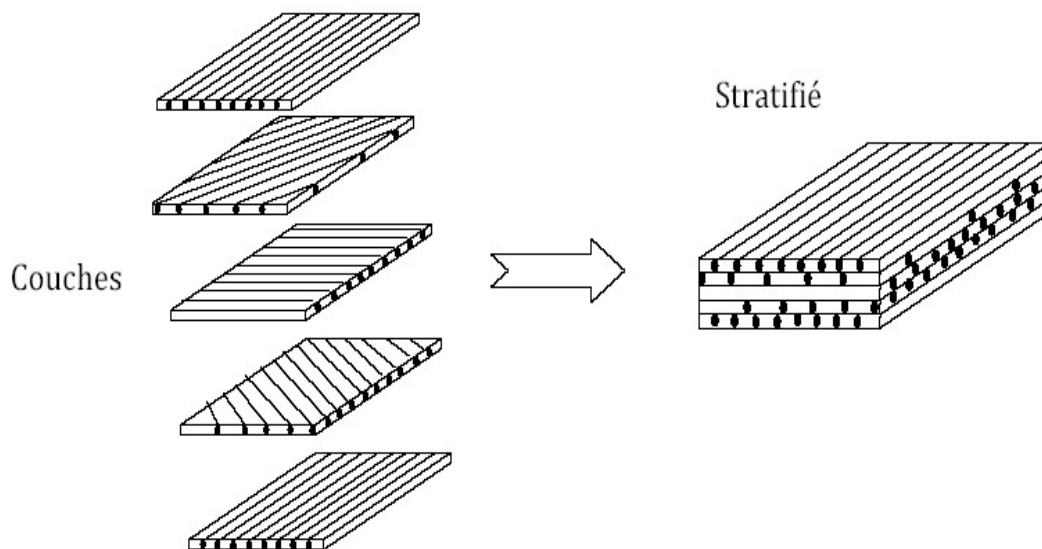


Fig. 1.1. Constitution d'un stratifié

Les matériaux stratifiés présentent plusieurs constituants de base, généralement une matrice et des renforts, dont l'association permet d'atteindre des performances exceptionnelles (on pourra se référer aux ouvrages de référence de J.M. Berthelot [1], D. Gay [2], J. Weiss et C. Bord [3], R.M. Jones [4], F. R. Matthews et R. D. Rawlings [5] pour une présentation exhaustive).

La matrice a pour rôle essentiel d'assurer la cohésion de l'ensemble et de protéger le renfort des agressions extérieures telles que l'humidité ou la corrosion. Du point de vue mécanique, la matrice assure la transmission des sollicitations vers les renforts et doit donc présenter une bonne compatibilité avec ces derniers [6].

Pour les stratifiés, on distingue généralement :

- les composites à matrice organique (telles que les résines polymères thermoplastiques ou thermodurcissables), qui constituent aujourd'hui la grande majorité des composites industriels ;
- les composites à matrice minérale (Céramique, carbone), souvent réservés aux applications à haute température.

Les renforts se présentent dans ce cas sous forme de fibres longues qui confèrent au composite des propriétés mécaniques majeures (rigidité, résistance à la rupture, à la fatigue, à l'impact,...). La nature des renforts est choisie selon l'application visée, tant au niveau du matériau employé (minérales telles que le carbone ou le verre, organiques comme le Kevlar) qu'au niveau de leur structure [7]. Pour ce second aspect, les fibres sont constituées de fibres ou filaments assemblés pour former des mèches qui sont ensuite combinées pour former différentes formes de renfort : nappes unidirectionnelles, tissus. Les composites à renfort tissé (plans ou multidirectionnels) figurent parmi les plus employés du fait d'un risque moindre de fissures et d'une manipulation aisée. Quelques exemples d'armatures de tissage plans sont représentés par la figure 1.2.

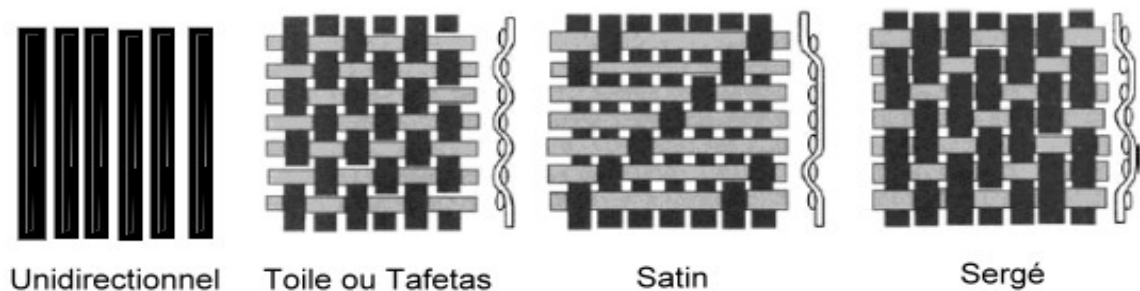


Fig. 1.2. Exemples d'armatures de tissage plans [8]

Du point de vue de l'architecture finale, la technique de la stratification permet de concevoir des pièces structurales minces capables de résister à des efforts complexes et importants. C. Goidescu [7] a étudié les stratifiés monolithiques. Ces derniers sont élaborés par couches successives formés de plis composites fibres/matrice pouvant présenter des orientations diverses. Compte tenu des propriétés des fibres, de leur orientation et de l'empilement des strates, ces matériaux présentent donc généralement un comportement initial anisotrope [7].

I.1.1. Les orientations normalisées

On désigne les stratifiés par l'orientation des fibres de chaque pli par rapport à un repère global arbitraire (x,y,z) , l'axe x correspondant le plus souvent à la direction du chargement. Un pli orienté à 0° présente des fibres dirigées selon l'axe x et un pli orienté à 90° des fibres selon y . Un stratifié quelconque de N plis est ainsi désigné par le N -uplet des orientations de ses plis dans le sens des z croissants. Pour condenser l'écriture, on note sous forme d'indice le nombre de plis adjacents de même orientation ainsi que le nombre de répétitions d'une même séquence de plis. L'indice "s" correspond à un stratifié symétrique pour lequel on ne renseigne que la moitié de l'empilement, de la surface au plan de symétrie miroir. La [figure 1.3](#) présente l'exemple d'un empilement symétrique $[-45/90/45/0]_s$.

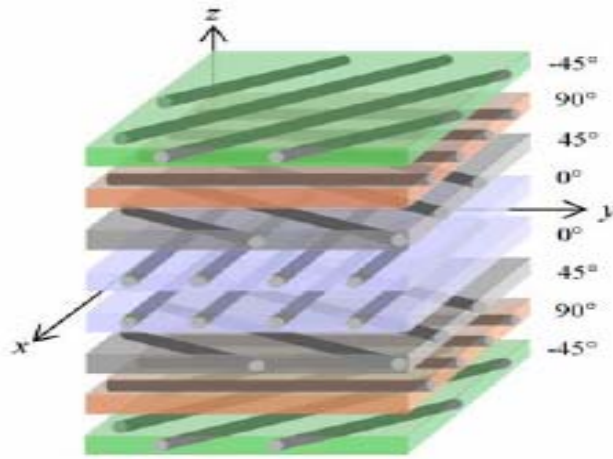


Fig. 1.3. Exemple d'empilement symétrique quasi-isotrope $[-45/90/45/0]_s$

Remarque : on trouve aussi des réalisations avec des plis à $\pm 30^\circ$ et à $\pm 60^\circ$.

I.1.2. Pourquoi la symétrie miroir ?

Lors de la constitution de la pièce stratifiée, les plis successifs imprégnés de résine sont drapés à température ambiante, puis placés dans une étuve pour la polymérisation. Dans le composite ainsi créé à chaud, la dilatation d'ensemble de la pièce, d'origine thermique, s'effectue sans qu'il y ait variation globale de sa forme par voilement ou gauchissement. Par contre, lors du refroidissement, les plis ont tendance à se contracter différemment suivant le sens des fibres ou suivant le sens travers. De là, l'apparition des contraintes d'origine thermique [8].

Lorsque la symétrie miroir est réalisée, elle entraîne la symétrie de ces contraintes, et empêche ainsi l'apparition des déformations d'ensemble de la pièce : voilement, gauchissement, comme l'illustre le schéma de la [figure 1.4](#).

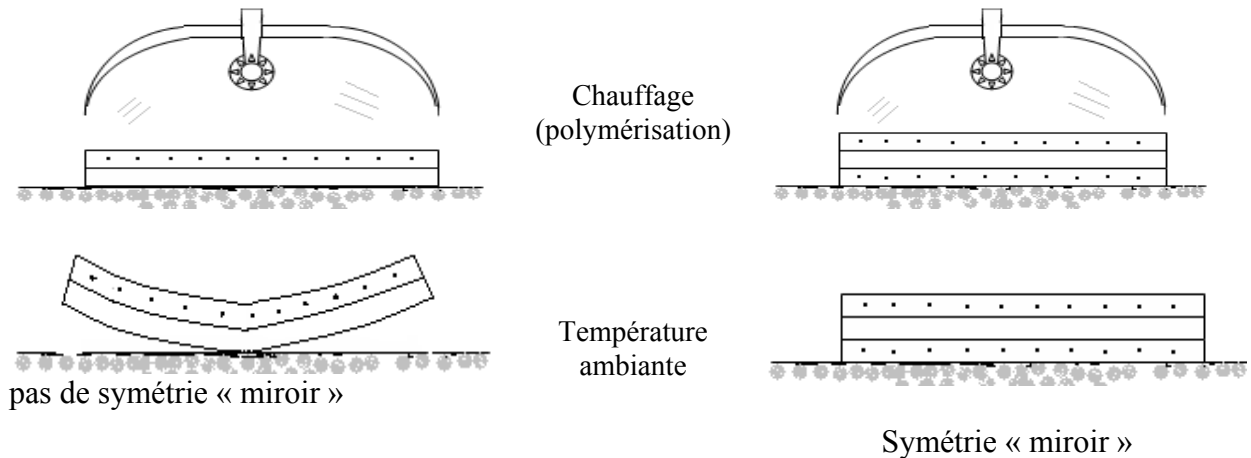


Fig. 1.4. Schématisation de l'effet miroir sur la stratification

I.1.3. Angles positifs et négatifs

Lorsque des couches sont orientées à des angles égaux en valeurs absolues, mais des signes opposés, les signes + ou – sont utilisés. La convention pour les angles positifs ou négatifs dépend du système d'axes choisi : une inversion peut apparaître suivant le choix effectué (Fig. 1.5).

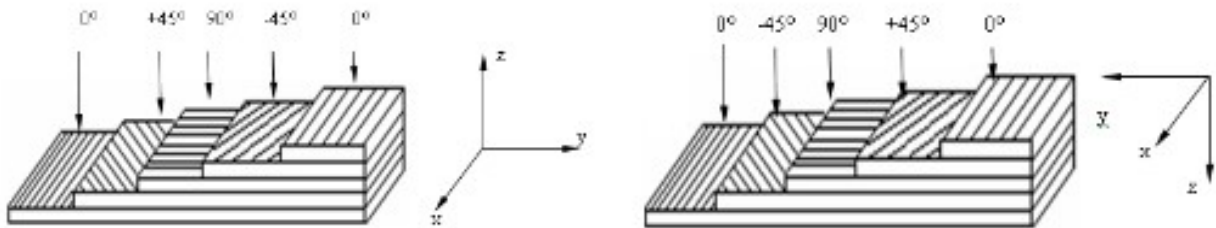


Fig. 1.5. Désignation du signe de l'orientation

I.1.4. Principales classes des stratifiés

Les classes des stratifiés les plus testées sont représentées sur la figure 1.6.

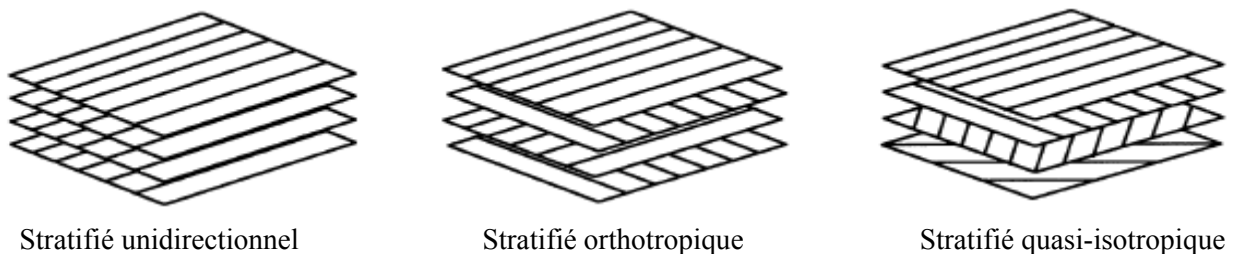


Fig. 1.6. Schématisation des stratifiés les plus adaptés

I.2. Les mécanismes d'endommagement

L'endommagement désigne les phénomènes de création de nouvelles surfaces au sein d'un matériau sous l'effet d'une sollicitation. A. Krajcinovic [9] définit l'endommagement comme

une augmentation de la taille ou du nombre de fissure. Ceci engendre une diminution des caractéristiques mécaniques du système qui mène à sa ruine.

L'endommagement est un problème complexe dans les composites stratifiés car il varie suivant l'empilement et l'épaisseur des plis où les défauts ne sont pas sollicités de la même façon. Lorsque les composites stratifiés sont soumis à des sollicitations mécaniques, différents types d'endommagements apparaissent et se développent.

I.2.1. Les mécanismes de rupture des stratifiés composites à renforts de fibres longues

La rupture des stratifiés composites peut se produire de plusieurs façons très complexes. Les modes de rupture dépendent de la stratification et de la direction du chargement par rapport à l'orientation des fibres. Les figures 1.7 et 1.8 montrent les allures des ruptures par flexion et par traction respectivement. Des différences remarquables à l'échelle macroscopique peuvent être constatées selon différentes stratifications. Etant donné la diversité de la stratification et du chargement, des modes de rupture bien définis à l'échelle macroscopique ne peuvent pas, en général, être identifiés [10].

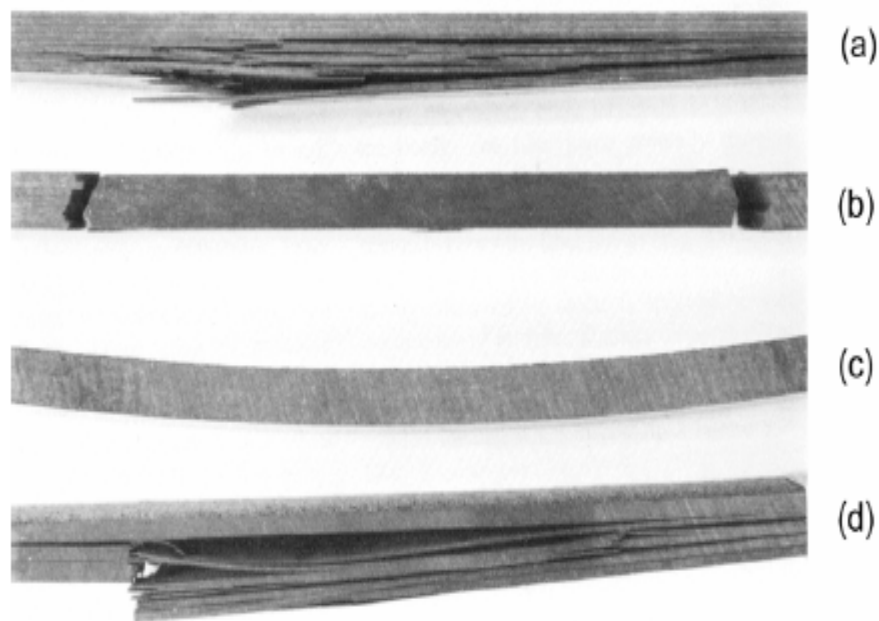


Fig. 1.7. Ruptures par flexion de différentes séquences d'empilement
a) Quasi-isotrope, b) Unidirectionnelle, c) ± 45 , d) 0/90 [10]

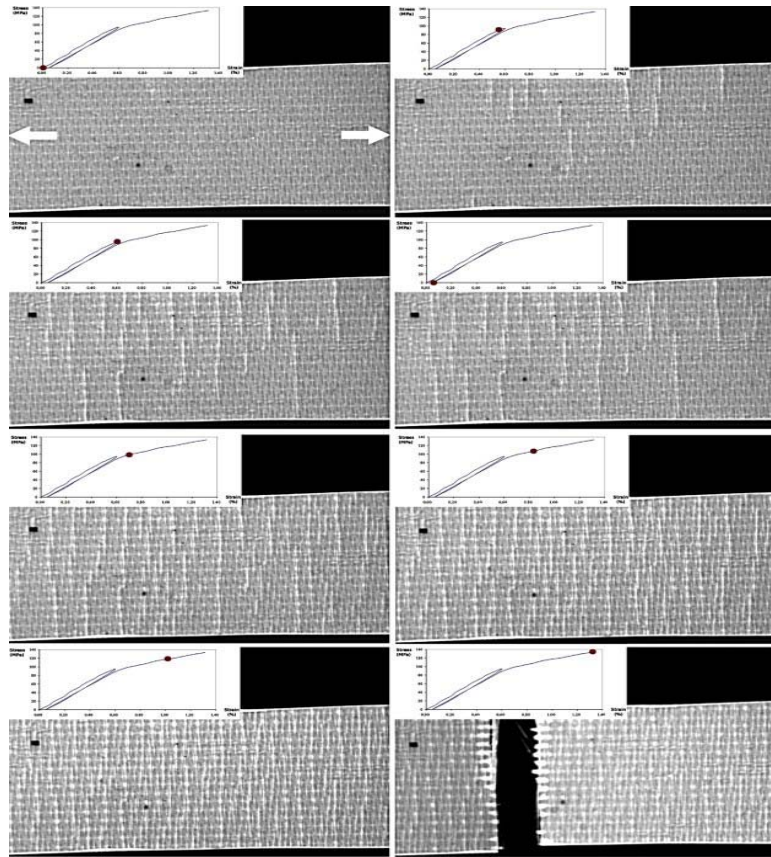


Fig. 1.8. Photographies de la rupture d'un stratifié unidirectionnel (90°) époxyde/satin 83/17 [11]

La description de la rupture à l'échelle du pli est, par contre, relativement efficace pour le classement des mécanismes de rupture. Les stratifiés à renforts de fibres longues ont trois types de rupture : rupture intralaminare, rupture interlaminare, et rupture translaminare [10].

Ces trois mécanismes de rupture (Fig. 1.9) définissent le plan de rupture par rapport aux constituants du matériau. La rupture intralaminare se trouve à l'intérieur d'un pli tandis que la rupture interlaminare décrit une rupture entre deux plis adjacents. La rupture translaminare est orientée transversalement à l'orientation de fibres dans le pli endommagé.

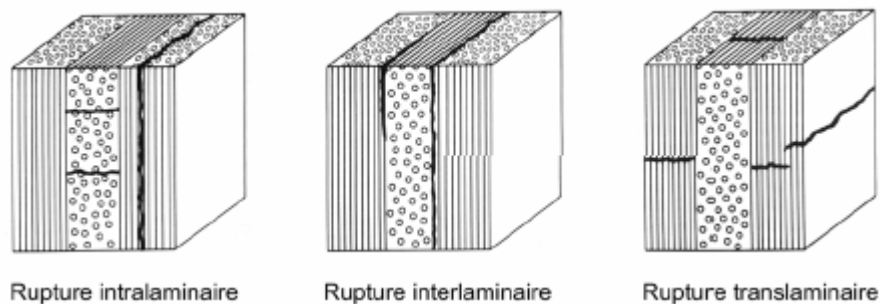


Fig. 1.9. Mécanismes de rupture dans un stratifié 0/90/0 [10]

Avec cette convention, les ruptures des stratifiés à renforts de fibres longues peuvent être décrites en termes des mécanismes de rupture à l'échelle du pli, identifiables par des observations microscopiques sur les surfaces de rupture [12].

I.2.1.1. Rupture intralaminare

La rupture intralaminare est due principalement à la faible résistance de la matrice et de l'adhérence entre la matrice et les fibres. Elle est provoquée par les contraintes dans le plan du stratifié. Un pli se détériore par la contrainte résultante en traction dans la direction normale aux fibres. Ce type de rupture est donc couramment appelé la « *fissuration transverse* ». Normalement cette fissuration de la matrice se produit bien avant la rupture de fibre.

Dans les stratifiés multidirectionnels, la fissuration transverse se présente, en général, successivement du pli le plus faible au plus résistant. Par exemple, la figure 1.10 présente un stratifié $[0/90/+45/-45]_s$ d'un époxyde/graphite qui a subi une traction uniaxiale. La première fissure apparaît dans les plis de 90° . Quand la charge augmente, plus de fissures se développent mais elles restent dans les plis de 90° . Lors que la charge augmente davantage, des fissures se produisent dans les plis adjacents ($+45^\circ$), puis elles continuent vers les interfaces $+45^\circ/-45^\circ$ [13].

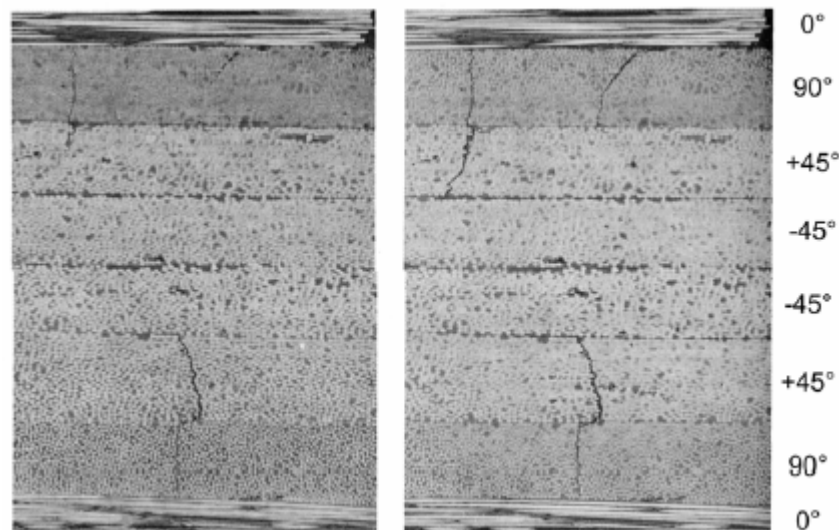


Fig. 1.10. Evolution de la fissuration transverse [13]

I.2.1.2. Rupture interlaminare

La rupture interlaminare se produit dans l'interface entre deux plis d'un stratifié (Fig. 1.11). La surface de rupture montre, en général, la rupture de la matrice et la décohésion fibre/matrice. Ces mécanismes impliquent peu la rupture de fibres [14].

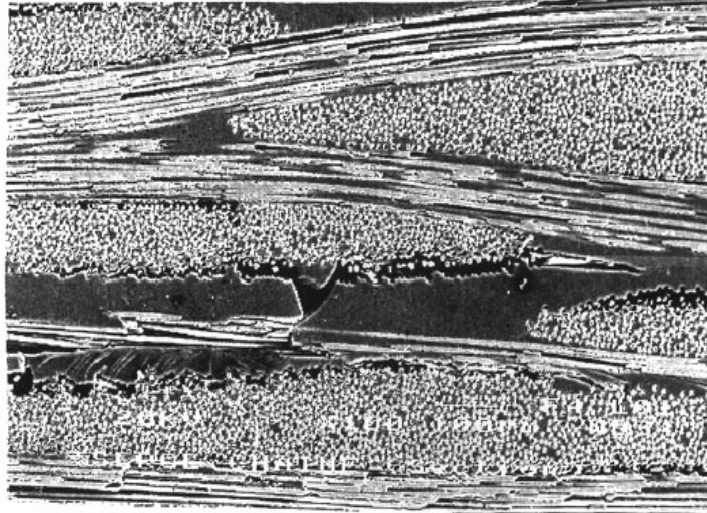


Fig. 1.11. Rupture inter et intraply dans un composite Epoxyde/sergé de 2 [14]

Comme pour les matériaux métalliques, la rupture peut être en mode I (ouverture), mode II (glissement droit), mode III (glissement vis), ou une combinaison des trois modes. Bien que le mode III soit moins étudié, un grand nombre d'études décrivent les mécanismes de séparation en mode I et mode II (Fig. 1.12) [10].

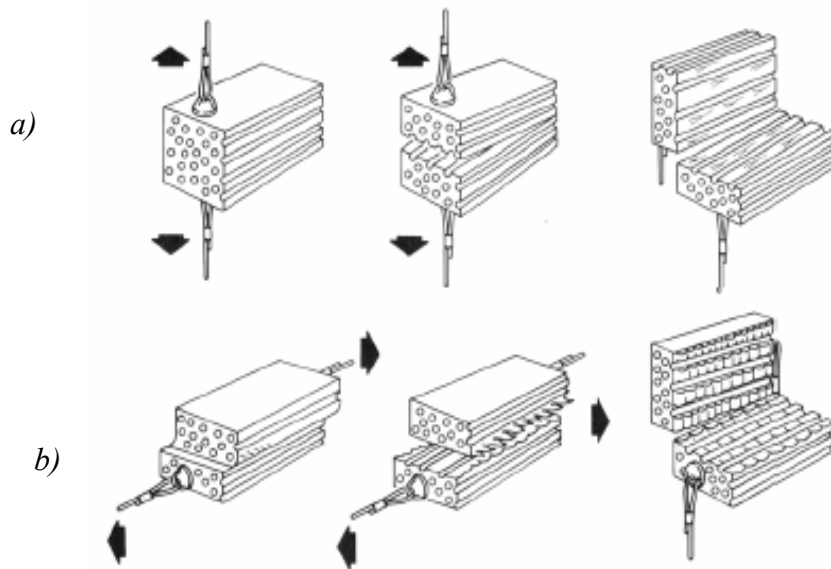


Fig. 1.12. Schéma de la rupture interlaminaire, a) Mode I traction, b) Mode II cisaillement [10]

Les caractéristiques de la surface de rupture dépendent des types de polymère utilisés. Pour la plupart des matrices thermodurcissables, la rupture est de type fragile [12]. La surface de rupture présente un plan relativement plat avec peu de marques de la déformation du matériau. Dans le cas du mode I, le plan de rupture est parallèle au plan de fibres. Le faciès de rupture (Fig. 1.13) présente une surface relativement plate de la matrice contenant des «marques de rivière».

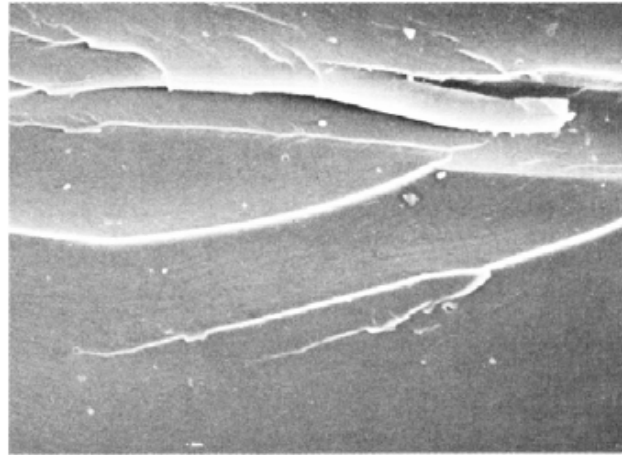


Fig. 1.13. *Faciès de rupture en mode I (matrice thermodurcissable)* [10]

Pendant le processus de rupture, ces microfissures s'unissent. Une multitude de petites languettes sont formées sur une des surfaces de rupture. Sur la surface opposée, la résine présente des petites zones concaves correspondant aux languettes de la première surface (Fig. 1.14). Plusieurs termes ont été utilisés pour décrire ces faciès de rupture. Les termes les plus usités sont les « hackles », qui décrivent les languettes, et les « scallops », qui décrivent les zones concaves [10].

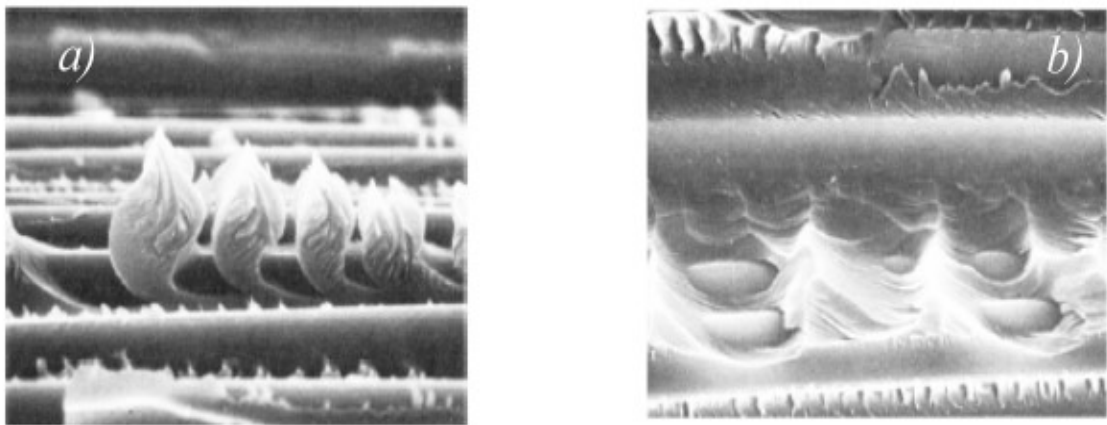


Fig. 1.14. *Faciès de rupture en mode II, a) Hackles, b) Scallops* [10]

Les faciès de rupture des composites à *matrice thermoplastique* sont notablement différents de ceux des composite à matrice thermodurcissable discutés précédemment [12]. Les surfaces des deux modes présentent des « pointes » causées par la déformation plastique importante de la matrice (Fig. 1.15). La différence principale entre les deux modes est l'orientation des « pointes ». Pour le mode I, elles pointent aléatoirement dans différentes directions. Les crêtes et vallées sont dues à l'arrachage de fibres. Pour la rupture en mode II, les pointes sont orientées parallèlement à la direction de propagation. Il n'y a pas d'indication de la présence des hackles et des scallops comme dans les matrices thermodurcissables [15].

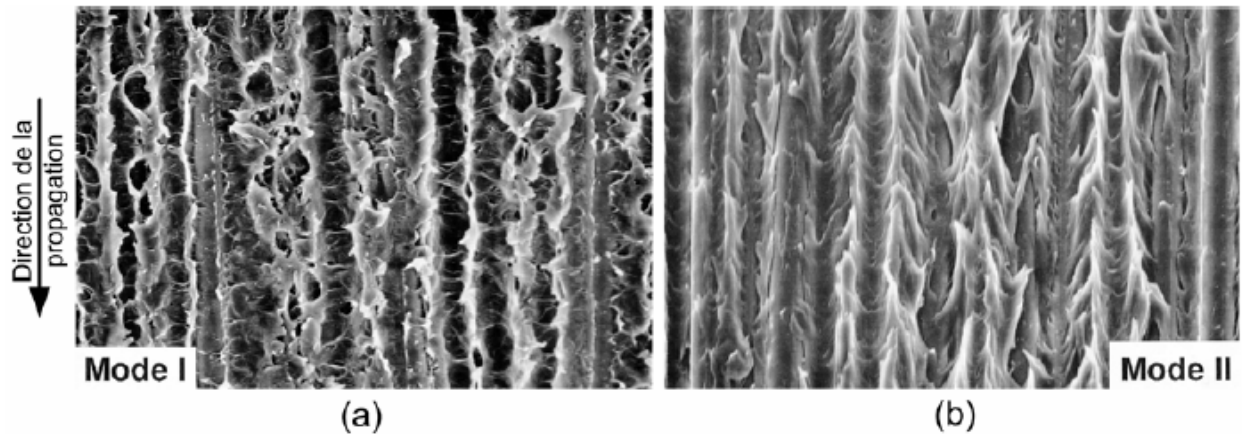


Fig. 1.15. Faciès de rupture d'un composite à matrice thermoplastique, a) Mode I, b) Mode II [15]

I.2.1.3. Rupture translaminaire

La rupture translaminaire concerne la rupture de fibres. Les surfaces de rupture sont donc généralement marquées par la morphologie rugueuse des bouts de fibres. En effet, la contrainte à rupture des fibres est plus importante que celle de tous les autres constituants d'un stratifié composite. Par conséquent, ce mécanisme de rupture entraîne souvent la rupture totale du stratifié. La rupture translaminaire peut être séparée en deux modes selon les chargements : la rupture par traction et le micro-flambage par compression [12]. La rupture peut être provoquée par un mode individuel ou une combinaison des deux modes.

I.2.1.3.1. Rupture translaminaire en traction

La rupture fragile des fibres est le mécanisme principal, avec la rupture de la matrice environnante considérée comme secondaire. Les fibres se cassent typiquement par paquets ; les fibres dans chaque paquet ont un plan de rupture commun (Fig. 1.16). Différents plans de rupture sont ensuite joints par la décohésion fibres/matrice et par la rupture en cisaillement de la matrice [16].

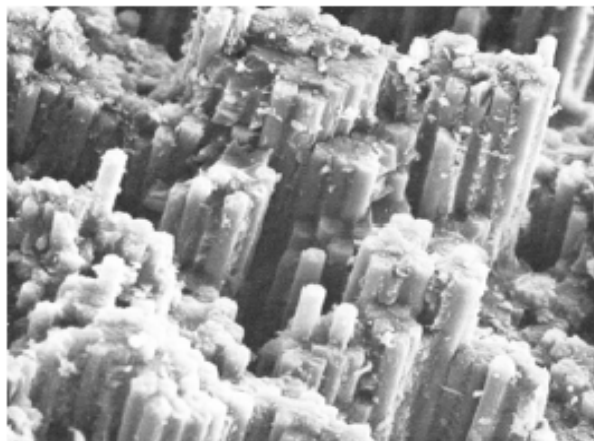


Fig. 1.16. Rupture translaminaire en traction d'un époxyde/graphite [10]

I.2.1.3.2. Rupture translaminaire en compression

Le micro-flambage par compression est le mécanisme principal de ce type de rupture. Les fibres individuelles flambent localement au point où l'instabilité est maximum. Le coude de chaque fibre provoque deux ruptures séparées par une distance de 5 à 10 fois le diamètre de la fibre (Fig. 1.17) [10].

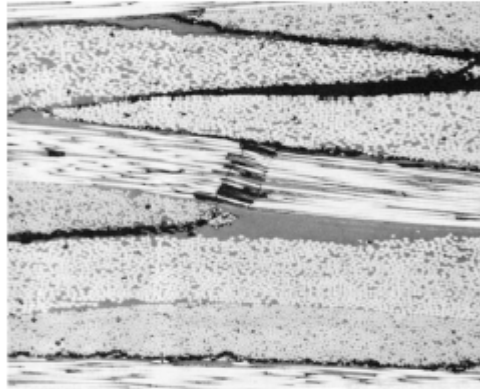


Fig. 1.17. Rupture translaminaire en compression par micro-flambage [10]

La surface de rupture est beaucoup plus plate que celle de la rupture par traction. L'endommagement considérable après rupture est dû au mouvement relatif entre les deux surfaces de rupture en contact (Fig. 1.18) [10].

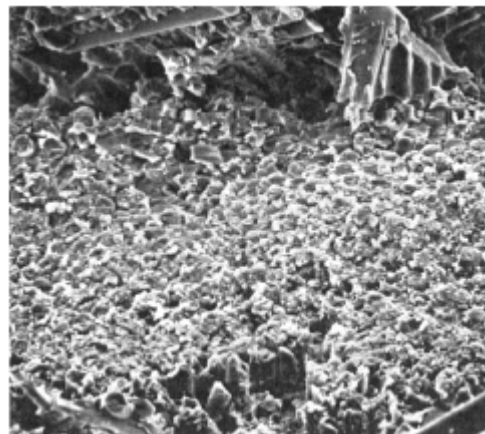


Fig. 1.18. Faciès de rupture par micro-flambage [10]

I.2.2. Les mécanismes d'endommagement dans les stratifiés composites

L'hétérogénéité et l'anisotropie des matériaux composites rendent leurs mécanismes d'endommagement nombreux et complexes. Ces endommagements peuvent apparaître très tôt dans la vie d'une structure et constituer des zones d'amorçage de rupture macroscopique fortement préjudiciables à son intégrité [7]. On se propose à présent de mettre en évidence ces différents mécanismes élémentaires amenant la création de surfaces de décohésion au sein des composites stratifiés.

I.2.2.1. Microfissuration matricielle

Ce mécanisme intervient en premier lieu du fait d'une faible déformation à rupture de la matrice fragile et constitue l'un de leurs mécanismes de dégradation prépondérant [17,18]. Les fissures matricielles s'initient généralement aux zones de concentration de contraintes telles que les hétérogénéités du matériau (porosités, inclusions,...) [19]. Elles se propagent ensuite suivant l'orientation du chargement, notamment perpendiculairement à l'axe de traction (Fig. 1.19) [18, 20].

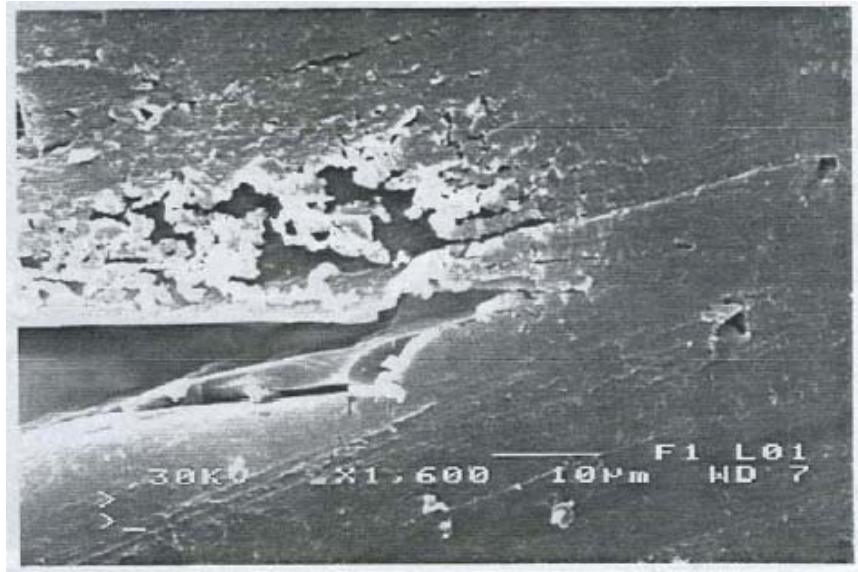


Fig. 1.19. Micro-fissures dans la matrice époxyde observées au MEB [20]

L'augmentation ultérieure de la charge appliquée conduit à la coalescence des micro-fissures (Fig. 1.20) [20].

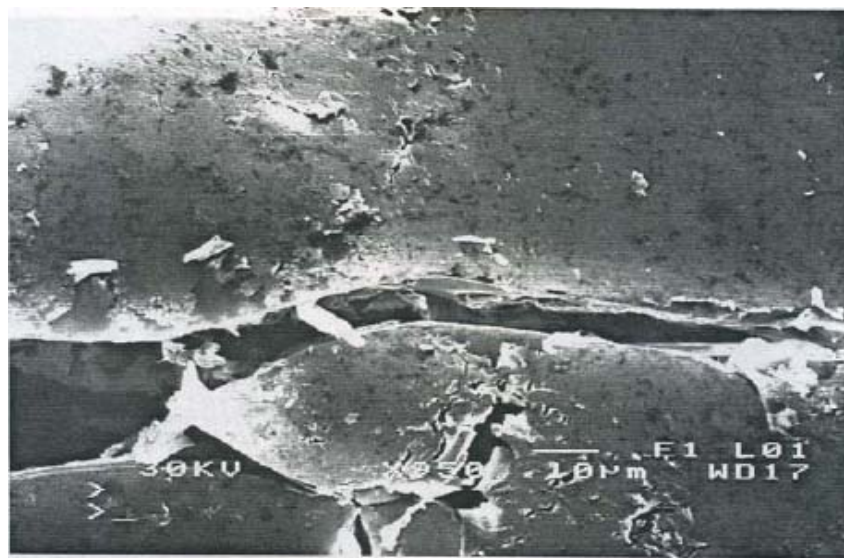


Fig. 1.20. Coalescence des micro-fissures dans la matrice époxyde [20]

J. A. Nairn et R. Talreja [21], confirment que le premier phénomène d'endommagement des stratifiés n'est que les microfissurations matricielles, qui sont des décohésions interlaminaire. Ces dernières traversent l'épaisseur du pli et s'enfoncent parallèlement aux fibres de ce pli. L'observation commune sur l'endommagement des stratifiés, durant un chargement axial dans la direction 0° , est la microfissuration dans les plis à 90° . Ces microfissurations sont transverses à la direction du chargement, et ainsi nommées les fissurations transverses. Ces microfissurations favorisent la naissance d'autres mécanismes d'endommagements comme le délaminage, rupture des fibres. Comme elles peuvent fournir des sentiers pour l'entrée des liquides corrosifs. Tels modes d'endommagements peuvent conduire à la ruine du stratifié.

K.W. Garrett et J.E. Bailey [22], ont mené une série d'expériences sur la microfissuration, y compris les observations de l'initiation de la micro-rupture sur les stratifiés $[0/90]_s$ fabriqués en polyester renforcée par fibre de verre. Leurs résultats montrent qu'il y a un effet significatif de l'épaisseur des plis à 90° sur l'initiation de micro-rupture.

I.2.2.2. Décohésion fibre/matrice

L'interface fibres-matrice constitue le point plus faible à l'intérieur des plis. Au niveau de cette dernière, des défauts initiaux existent [7,20]. Ce sont des décollements pouvant résulter d'une mauvaise imprégnation des fibres par la résine. Ces ruptures d'adhérence, généralement induites par des contraintes de cisaillement locales, se propagent le long des fibres jusqu'à former des fissures transverses (traversant l'intégralité d'un pli, (Fig. 1.21)) dans le cas des stratifiés unidirectionnels ou longitudinales (Fig. 1.22) dans le plan des plis dans le cas de composites tissés [23]. Dans ces conditions, la cohésion entre fibre et matrice n'est localement plus assurée ce qui conduit, lors de l'application du chargement, à des défibrages sans fissuration de la matrice (déchaussements).

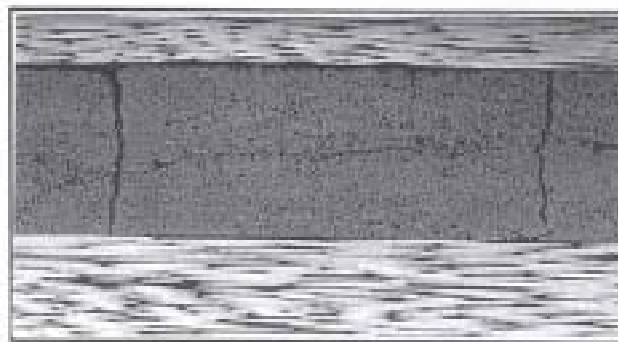


Fig. 1.21. Fissuration transverse induite par décohésion fibres-matrice et délaminage en tête de fissure dans un stratifié en époxyde/carbone [23]

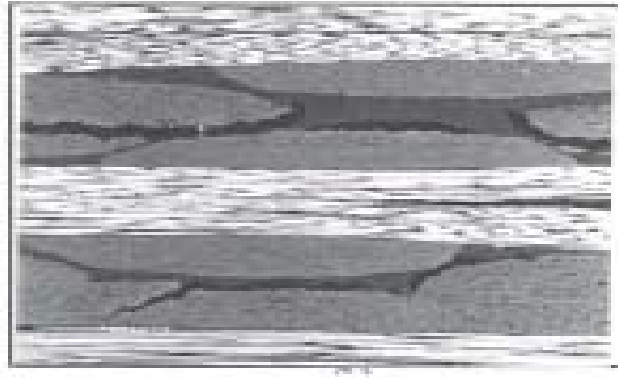


Fig. 1.22. Fissurations longitudinales inter-torons induites par décohésion fibres-matrice dans un stratifié en époxyde/carbone [23]

Deux mécanismes d'endommagement peuvent causer l'initiation à la rupture : l'initiation due à la micro-fissuration matricielle et l'initiation due à la décohésion de l'interface fibre/matrice. Pour *R. Joffe* [24], ces mécanismes sont initiés à la suite d'un affaiblissement de l'interface. La fissuration transverse est favorisée par la suite des décohésions multiples produites entre fibre / matrice. Cet auteur pense que ce phénomène peut être mal interpréter, du fait que, dans certains cas, la rupture de la matrice peut se produire juste près de l'interface (fissure longitudinale). Dans le but de vérifier cette déclaration, *R. Joffe* [24], voit la nécessité d'un suivie intense du processus de rupture.

I.2.2.3. Rupture de fibres

En premier lieu, il faut souligner qu'il n'existe pas une résistance intrinsèque des fibres de verre mais une distribution statistique de leurs propriétés à rupture. Les fibres de verre sont en effet très sensibles aux défauts et leur résistance dépend du volume de matière sollicité [25].

La relation d'Irwin illustre cette dépendance. La contrainte normale maximale ($\sigma_{\max}$) que peut supporter la fibre étant fonction de la contrainte appliquée σ_a et de la géométrie du défaut (longueur x et rayon ρ en front de fissure) :

$$\sigma_{\max} = 2\sigma_a \left(\frac{x}{\rho} \right)^{1/2} \quad 1.1$$

Si des cassures de fibres peuvent survenir dans le prolongement des décohésions fibres-matrice (Fig. 1.23), la rupture des fibres intervient souvent, par définition du renfort, à un stade avancé de l'endommagement de la structure et de manière brutale (comportement fragile). Elles interviennent essentiellement au sein des plis les moins désorientés par rapport à la direction de la sollicitation pour lesquels les fibres reprennent le plus d'efforts [7].

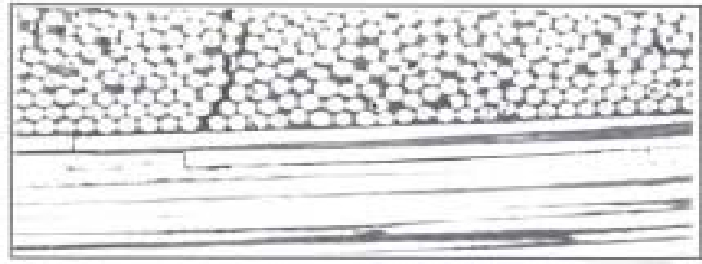


Fig. 1.23. Décohésion fibres-matrice et rupture de fibres dans un stratifié en époxyde/carbone [23]

La cassure de la fibre de plus faible résistance entraîne un transfert des efforts sur les fibres voisines qui surchargées vont rompre à leur tour [26], (Fig. 1.24).

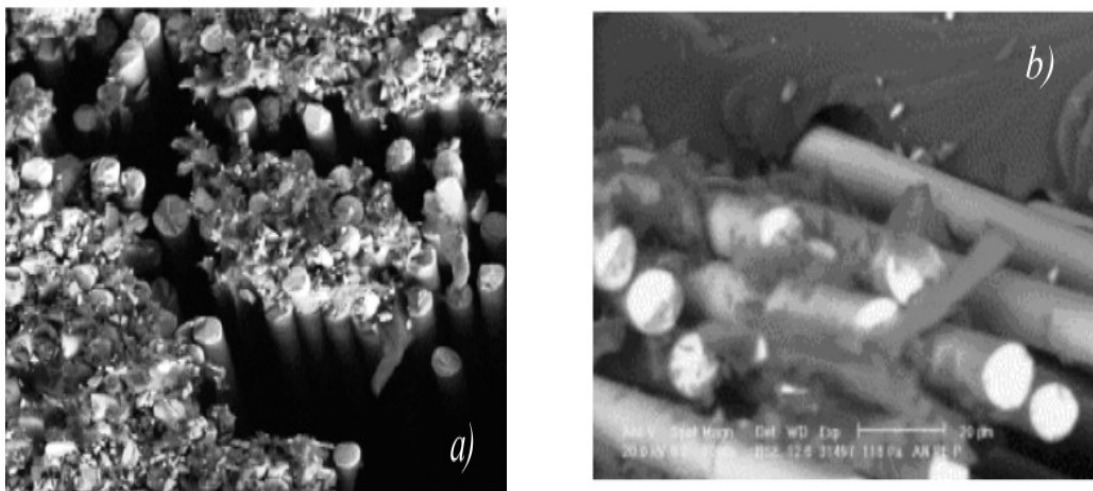


Fig. 1.24. Rupture transverse d'un stratifié
a) Epoxyde/fibre de verre [27], b) Polyester/fibre de verre [28]

Mais avant d'atteindre le stade de rupture, un ensemble d'endommagements intéressant se produit. Sur la figure 1.25, le trajet d'une fissure de longueur 1mm est suivi [14]

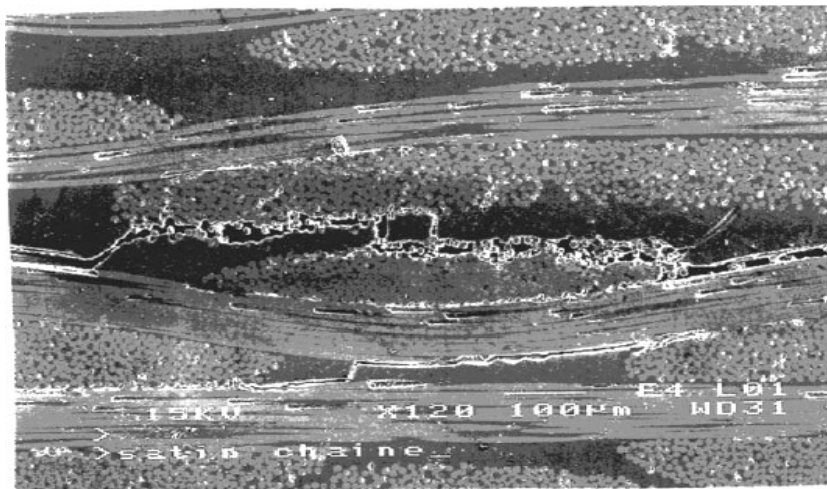


Fig. 1.25. Trajectoire d'une fissure dans un stratifié époxyde/serge de 2 [14]

Cette fissure arrive de la gauche le long des fibres de chaîne, puis traverse la matrice jusqu'à une interface fibre trame/matrice. Elle change de direction pour une interface du même type, puis revient enfin le long de ces fibres longitudinales d'origines. Les interfaces inter-plis 0/90 et intra-plis semblent plus résistantes [14].

Généralement, le comportement du stratifié époxyde/tissu de verre sergé de 2 présente d'importantes similitudes au niveau des caractéristiques élastiques et à ruptures [14].

I.2.2.4. Délaminage

L'un des avantages majeurs des stratifiés composites à renforts de fibres longues est la capacité d'orienter les fibres de chaque pli afin d'avoir les propriétés, souvent la résistance et la rigidité, appropriées aux chargements dans les directions prévues. Par exemple, une plaque stratifiée peut avoir une rigidité en traction dans une direction deux fois supérieure à celle dans une autre direction [12]. Malgré d'excellentes propriétés dans le plan, les stratifiés présentent un problème propre aux matériaux réalisés par stratification : la rupture interlaminaire. Ce mécanisme de rupture se caractérise par un décollement ou une décohésion entre les plis du stratifié. Il est couramment appelé le « délaminage ».

Si les trois mécanismes présentés ci-avant (microfissuration matricielle, décohésion fibre-matrice et rupture de fibres), peuvent être considérés comme diffus au sein du pli, le délaminage ou décohésion inter-plis correspond en revanche à une dégradation d'ordre macroscopique dans la mesure où il est visible à l'oeil nu (Fig. 1.26). Ce décollement s'amorce généralement dans les zones de forts gradients de contraintes comme les bords libres de la structure, ou près des défauts macroscopiques pour progresser ensuite en séparant les couches [29], (Fig. 1.27). Les porosités générées au sein de la préforme par l'empilement des couches constituent évidemment des facteurs aggravants pour ce phénomène [30].

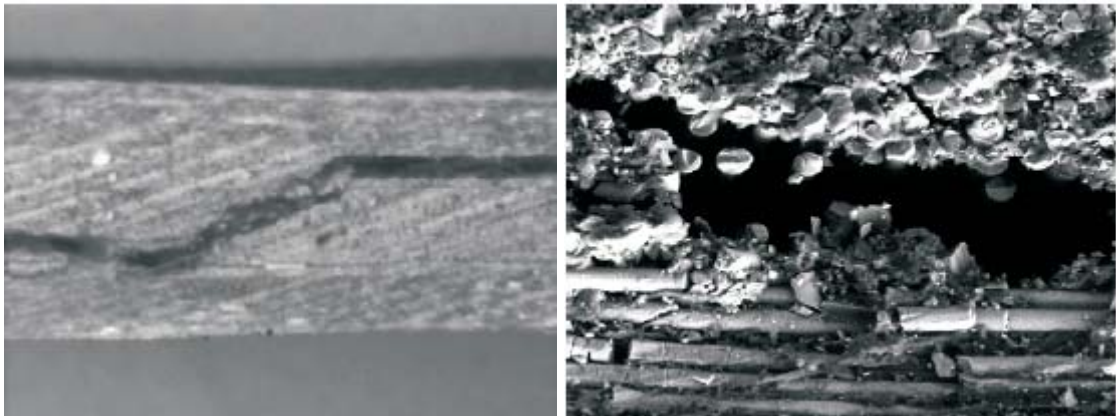


Fig. 1.26. Délaminage et fissuration transverse d'un stratifié époxyde/fibre de verre [27]

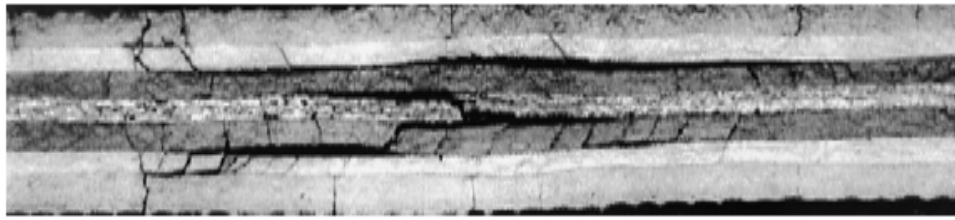


Fig. 1.27. Micrographie d'une section d'un stratifié époxyde/carbone [29]

Une étude approfondie a ainsi été menée par *J. M. Berthelot et J. F. Le Corre* [31], sur l'analyse de la progression de la fissuration transverse. Ces auteurs constatent que les fissures transverses induisent des concentrations des contraintes localisées en pointes des fissures et ces concentrations donnent naissance un délaminage entre les couches à 0° et à 90° . Ce délaminage peut alors se développer à partir des extrémités des fissures permettant ainsi de transférer, de la couche à 90° à la couche à 0° , l'augmentation de la charge exercée sur le stratifié sans création notable de nouvelles fissures transverses.

Les travaux de *Y.D. Kergomard et al.* [32] sur des éprouvettes fissurées en époxyde/satin de fibre de verre, montrent que la rupture transverse intralaminare se développe principalement dans les plis à 90° , bien avant que la rupture interlaminare s'initie à l'interface $-45^\circ/90^\circ$ (Fig.1.28). Certaines fissures sont également observées dans les plis à -45° . Ces dernières ne sont pas observées le long de l'épaisseur de la couche, mais restent dans les fibres de chaînes orientées à -45° adjacentes aux plis à 90° .

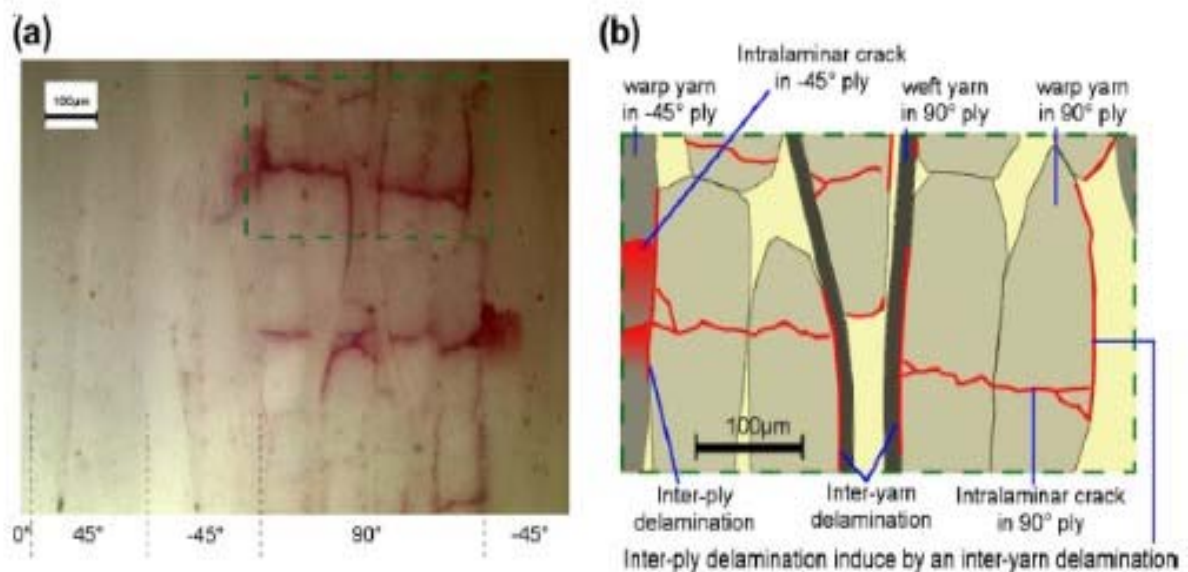


Fig. 1.28. Endommagement du stratifié $[0_2/\pm 45/90_2]_s$ [32]

a) Photographie sur la face de l'éprouvette, b) Schéma des dommages observés sur la photo

J.Ch. Walrick et al.[33], ont testé une configuration $[90_2/0_4/90_2]$ des stratifiés «époxyde/verre E» en statique. Ces auteurs ont constaté que durant la flexion, des fissures transverses de la matrice apparaissent dans les plis inférieurs à 90° . On se propageant dans l'épaisseur de la plaque, ces fissures arrivent en buté sur les plis 0° et sont déviées dans l'interface inférieure, les auteurs ont traduit cela par un délaminage à fronts séparés sous forme de bandes transverses. Et ils ont conclu la possibilité d'existence d'une forte interaction entre l'endommagement des plis composites et l'initiation du délaminage.

1.2.2.4.1. Phénomènes physiques du délaminage

Un stratifié soumis à un chargement présente différentes étapes de dégradation. Dans le scénario d'évolution des défauts le plus « classique », la matrice et l'interface fibre/matrice sont les premières à se détériorer (Fig. 1.29a). Les premiers défauts sont donc la microfissuration de la matrice et la décohésion fibre/matrice à l'échelle microscopique. Ensuite, ces défauts s'agrandissent de façon stable à l'échelle du pli par coalescence (Fig. 1.29b), les micro-défauts se rejoignent pour former des fissurations transverses. Les fissures transverses peuvent parvenir à l'interface des plis et provoquer le délaminage sous l'effet des contraintes interlaminaires (Fig. 1.29c). Ces défauts et leur évolution dépendent de l'empilement, du nombre de plis, du chargement, et de la taille et de la forme de la structure considérée [34].

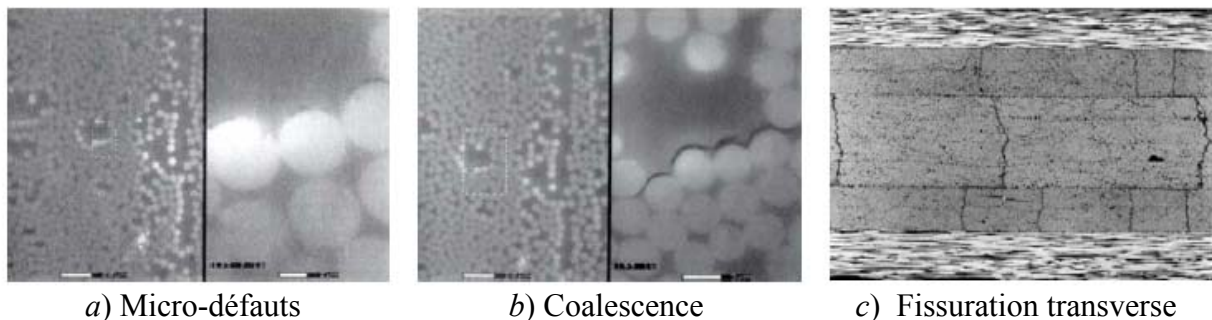


Fig. 1.29. Evolution de défauts dans un composite [34]

Les micro-mécanismes principaux de l'endommagement qui accompagnent un délaminage sont présentés schématiquement dans la figure 1.30. Ils incluent [35]:

- **Zone endommagée (ZE)** : La forte concentration de contraintes autour de la pointe de fissure provoque une zone endommagée où se trouve la déformation plastique et/ou des micro-fissures de la matrice.
- **Fissures latérales** : Après le passage de la fissure, les micro-fissures dans la ZE peuvent se transformer en des fissures latérales de la matrice autour du plan de délaminage.

- **Pontage de fibres** : La présence de fissures au dessus ou en dessous du plan de délaminage facilite la création de ponts de fibres reliant les deux surfaces délaminées. Certains ponts de fibres se rompent pendant l'avancée du délaminage.

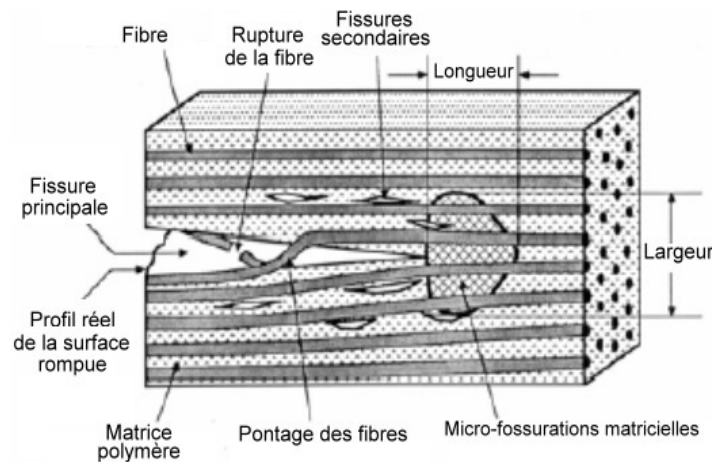


Fig. 1.30. Mécanismes de l'endommagement accompagnant le délaminage [35]

I.2.3. Développement des mécanismes et processus de rupture

La figure 1.31 récapitule les mécanismes de dégradation présentés précédemment et leurs échelles correspondantes. Outre la nature de la sollicitation appliquée (statique/dynamique, direction, vitesse,...), ces mécanismes sont fortement conditionnés dans leurs types (évolution et cinétique) par les différents paramètres suivants [7]:

- La nature et les propriétés des constituants (en particulier leur mode d'endommagement propre),
- Leur arrangement géométrique (proportion, forme et orientation dans chaque pli, séquence d'empilement),
- L'interaction entre les différentes phases (types d'interfaces notamment),
- Le processus de fabrication (porosité initiale, contraintes résiduelles).

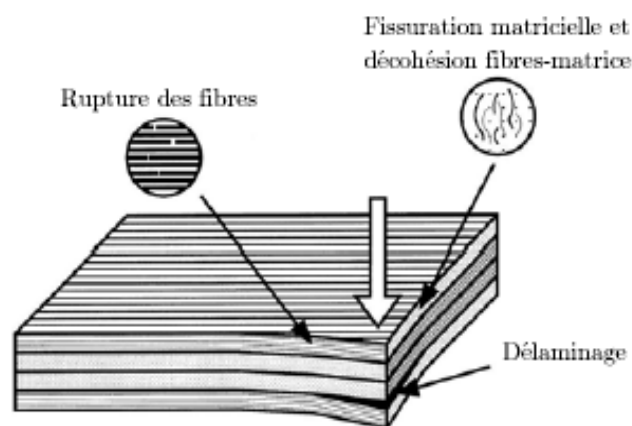


Fig. 1.31. Mécanismes d'endommagement dans les stratifiés [36]

I.2.4. L'influence de l'empilement sur l'endommagement et la rupture du stratifié

Si les techniques d'évaluation des propriétés élastiques de membrane et de flexion des stratifiés sont aujourd'hui clairement établies, l'estimation des performances d'un stratifié en matière de sensibilité à l'endommagement ou de propriétés à rupture reste beaucoup moins consensuelle.

Scénarios d'endommagement des stratifiés

Les modes de dégradation des Composites à Matrice Organique (CMO) ont fait l'objet de nombreuses études expérimentales et sont aujourd'hui clairement identifiés. On trouvera dans [17,23,25,34] ou [37] une description précise de ces phénomènes dont on ne donne ici qu'une rapide énumération. De façon générale, on distingue quatre phases dans le scénario d'endommagement d'une éprouvette lisse constituée de l'empilement de plis unidirectionnels (Fig. 1.32) :

- 1) la décohésion entre les fibres et la matrice et la microfissuration matricielle,
- 2) l'apparition de fissures transverses, parallèles aux fibres et traversant le pli, résultant de la coalescence de micro-dommages,

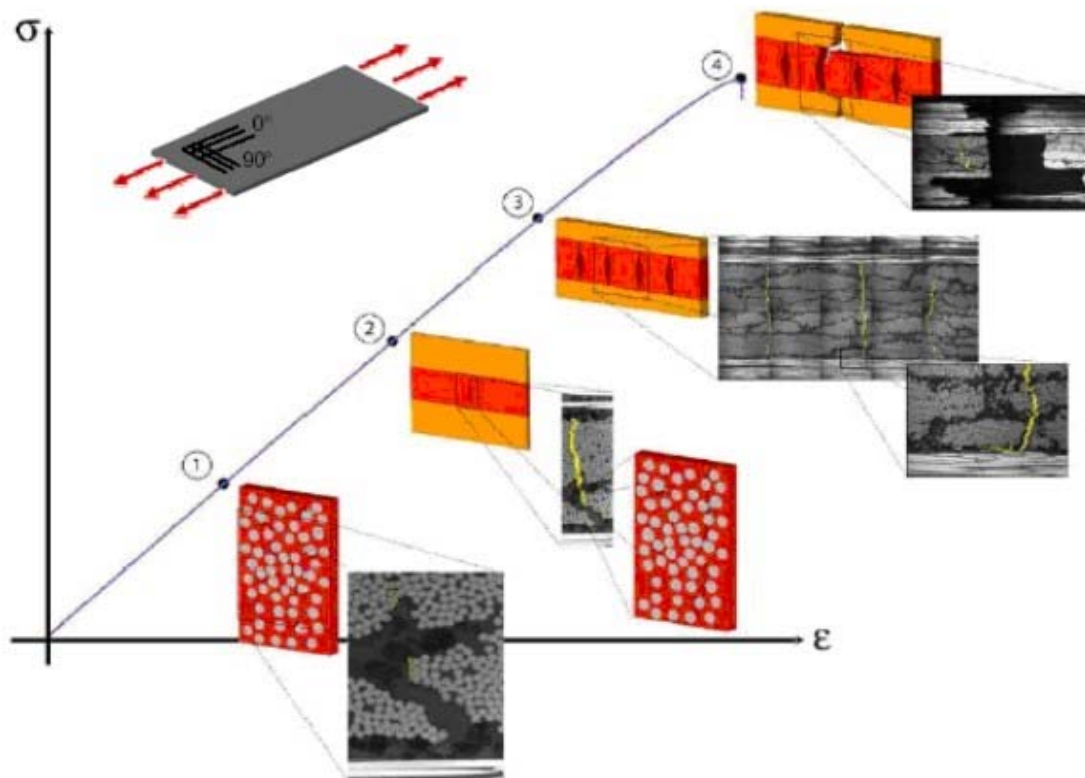


Fig. 1.32. Un scénario d'endommagement au cours du chargement d'un composite stratifié $[0_4/90_4]_S$ [37]

- 3) l'apparition et l'évolution de micro-délaminages en pointe de fissure transverse au niveau des interfaces entre plis,
- 4) la ruine finale du stratifié par rupture des fibres, délaminage macroscopique ou rupture matricielle suivant le type de sollicitations et la stratification.

La séquence d'empilement, le procédé de fabrication, la nature de la matrice et des interfaces, l'environnement, etc. sont autant de facteurs qui influent sur l'ordre de création et la propagation des défauts et dégradations. De plus, la complexité des interactions entre les différents mécanismes d'endommagement est encore accrue par la complexité du chargement et celle de la géométrie de la structure [37].

K.E. Jackson et S. Kellas [38], ont mené une investigation expérimentale sur l'endommagement ainsi la résistance des stratifiés $[\theta_n/-\theta_n/90_{2n}]_s$. L'angle d'inclinaison du pli, θ , est variable de 0° , 15° , 30° , 45° , 60° et 75° , et n est un nombre qui définit la taille du stratifiés ($n=1,2,3$ ou 4). Les résultats dénoncés visent les modules initiaux et la rigidité maximale. Cette dernière s'est montrée assez variable en fonction de l'épaisseur, n .

Comme suite aux travaux de *K.E. Jackson et S. Kellas* [38], *J. André Lavoie* [39], a réservé une partie de sa thèse à l'étude de la nature ainsi du développement de l'endommagement des stratifiés quasi-isotropes $[\theta_n/-\theta_n/90_{2n}]_s$ Carbone/époxyde. Cet auteur a montré que, sous un chargement en traction, la grandeur de la contrainte initiale, ainsi son taux de développement, résulte à la perte rapide de la rigidité à mesure que la taille, n , augmente. De plus, pour $\theta = 0^\circ$, 15° , 60° et 75° , l'effet le plus évident est la réduction de la rigidité. Pour les empilements à 30° et à 45° , un changement substantiel de rigidité est enregistré. Lors de l'étudier de l'effet de microfissuration matricielle inter et intralaminare, *J. André Lavoie* [39] a constaté que le type d'endommagement supporté par les plis dépend de l'angle d'orientation θ . Et l'épaisseur des plis contrôlée par n , émeut favorisant l'initiation, ainsi l'accroissement de l'endommagement.

Ch. Bois [40], déclare qu'il est difficile de définir un scénario type qui mènerait à la ruine des structures composites stratifiés tant les mécanismes d'endommagement sont nombreux et complexes. Cependant, l'ordre d'apparition des différents endommagements peut être décrit. Dans un premier temps et pour des niveaux de chargement faible on voit apparaître des décohésions entre les fibres et la matrice (Fig. 1.33a). Cet endommagement microscopique, à l'échelle de la fibre, est réparti de manière homogène et il évolue progressivement (endommagement diffus). La deuxième étape est marquée par l'apparition de ruptures

transverses, c'est à dire de fissure traversant la totalité d'un pli et se propageant le long des fibres (Fig. 1.33b). Suivant la configuration de la structure : orientations des plis, zones de concentration de contrainte, on peut voir apparaître des délaminages sur les bords de la structure (Fig. 1.33c). Dans la dernière étape les fissures transverses et les délaminages se propagent, des fibres cassent (Fig. 1.33d). Alors, une rupture complète du stratifié apparaît et conduit rapidement à la ruine de la structure.

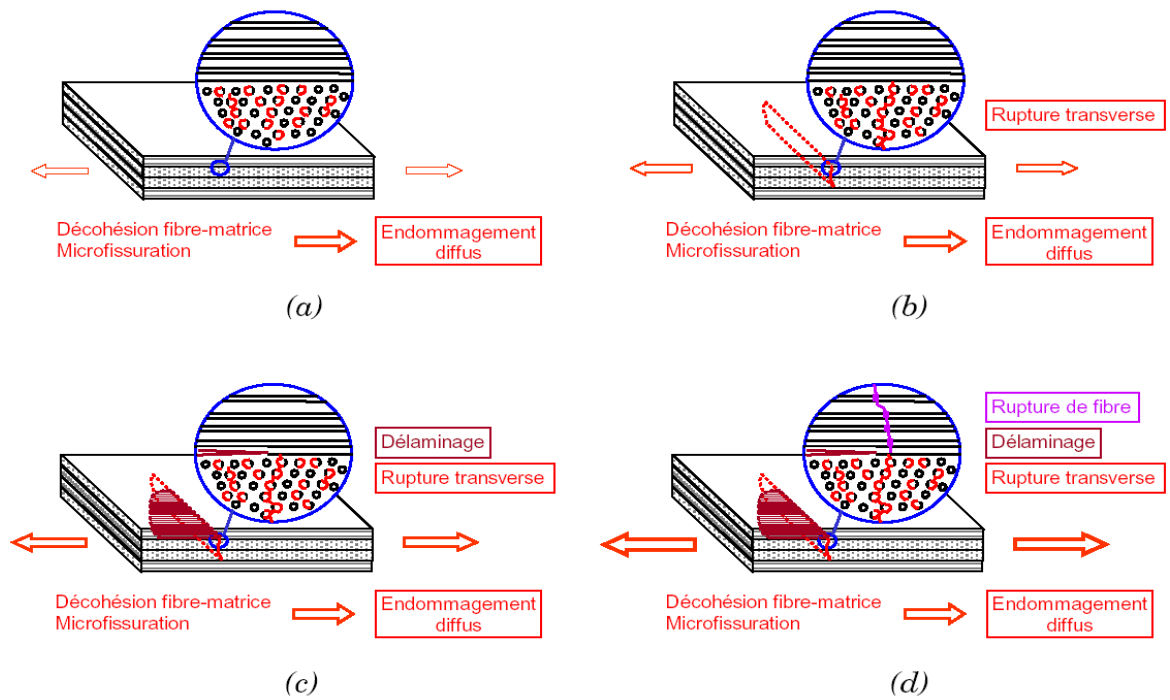


Fig. 1.33. Evolution des endommagements dans les stratifiés [40]

Pour conclure sur les mécanismes d'endommagement présentés ci-dessus, il est important de souligner que les composites stratifiés se distinguent par des modes d'endommagement d'orientations diverses. Ils sont en effet affectés par des modes de fissurations guidées à la fois par le chargement (fissuration matricielle) et par les renforts du matériau (décohésion fibre/matrice, rupture des fibres et délaminage).

CHAPITRE II

PRESENTATION DU CONCEPT DE LA MECANIQUE DE LA RUPTURE

Résumé du chapitre II

Pour déterminer les paramètres mécaniques propres d'un matériau, on cherche à s'affranchir totalement de l'influence de paramètres externes comme l'épaisseur de l'éprouvette et l'acuité d'entaille. L'utilisation des courbes de transition est justement leur dépendance par rapport à ces paramètres externes. La présentation succincte de la mécanique de rupture met l'accent sur les difficultés du choix adéquat des paramètres de rupture selon le comportement du matériau. Cette dernière sera appliquée aux composites à fibres, dont nous abordons le comportement à la rupture dans le chapitre suivant.

II.1. Historique

Si A.A. Griffith est souvent cité comme le premier chercheur à avoir introduit la mécanique de la rupture (en tant que science), ces travaux restent basés sur des études antérieures. On peut notamment citer l'article de K. Wieghardt [41], paru en 1907 et récemment traduit en anglais, dans lequel l'existence de la singularité du champ des contraintes en pointe de fissure dans un matériau élastique linéaire fut reconnue.

A partir de ces résultats, A.A. Griffith [42] s'est intéressé en 1920 au problème de la rupture, dans un milieu élastique fissuré, d'un point de vue énergétique. Il a ainsi mis en évidence une variable (appelée plus tard *taux de restitution d'énergie*) caractérisant la rupture, et dont la valeur critique est une caractéristique du matériau.

Vinrent ensuite les premiers développements théoriques d'analyse des champs de contraintes et de déformations au voisinage d'une fissure en élasticité. Ces études, menées notamment par I.N. Sneddon [43] en 1946, puis G.R. Irwin [44] en 1957, ont permis de définir les facteurs d'intensité de contraintes, caractérisant l'état de sollicitation de la région dans laquelle la rupture se produit.

Entre 1960 et 1980, la mécanique de la rupture connaît un grand succès scientifique, avec notamment l'apparition de la mécanique non linéaire de la rupture qui a permis de mieux prendre en compte le comportement plastique des matériaux. De nombreux travaux sont publiés à cette période; on peut citer par exemple J.R. Rice [45] et D. Bui [46] qui introduisent la notion d'intégrales indépendantes du contour telles que l'intégrale J, dont les propriétés ont permis de caractériser la ténacité d'un matériau lorsque la plasticité n'est plus confinée à la pointe de fissure. C'est également à cette période que les premiers travaux concernant la mécanique de la rupture dans les matériaux multicouches sont réalisés [47-49].

II.2. Rupture des matériaux

Lorsqu'une pièce est soumise à des efforts d'origines variées, il existe des limites, en contraintes ou en déformations, qu'elle ne doit pas dépasser, sous peine d'endommager le matériau et de provoquer sa rupture. Suivant que l'on s'intéresse à la dégradation du matériau d'un point de vue micro-mécanique ou macro-mécanique, deux approches peuvent être utilisées :

- **La mécanique de l'endommagement** propose de décrire continûment la dégradation progressive du matériau due à l'apparition, à la croissance, puis à la coalescence de microfissures ou de micro-cavités présentes dans le matériau. Cette approche, initialement introduite

par L.M. Kachanov [50], a été reprise et développée par de nombreux auteurs tels que J.L. Chaboche [51], J. Lemaitre [52], H.D. Bui [53], A. Ehrlacher [54], A.L. Gurson [55], A. Needleman [56], G. Rousselier [57], etc... Lorsque les microfissures, les microcavités créées par croissance ou par coalescence des défauts sont de taille assez grande, cette façon d'aborder le problème n'est plus valable, et il faut alors utiliser la mécanique de la rupture.

- **La mécanique de la rupture** a pour objet l'étude du comportement mécanique d'un matériau en présence de fissures macroscopiques. Cela revient notamment à déterminer le champ des contraintes et des déformations au voisinage de la pointe d'une fissure. L'étude de ces champs mécaniques permettant ensuite de juger de la stabilité ou non d'une fissure. Il est également possible, comme nous le verrons par la suite, d'aborder la mécanique de la rupture à travers une étude énergétique du solide fissuré.

II.2.1. Modes de rupture

La fissuration se manifeste par la séparation irréversible d'un milieu continu en deux parties, appelées lèvres de la fissure, ce qui introduit une discontinuité au sens des déplacements. D'après G.R. Irwin [44], on peut distinguer trois modes de sollicitations représentés par la figure 2.1. Ces trois modes sont chacun définis par le mouvement des deux surfaces de la fissure l'une par rapport à l'autre. Les mouvements possibles des lèvres de chaque fissure sont des combinaisons de trois modes indépendants:

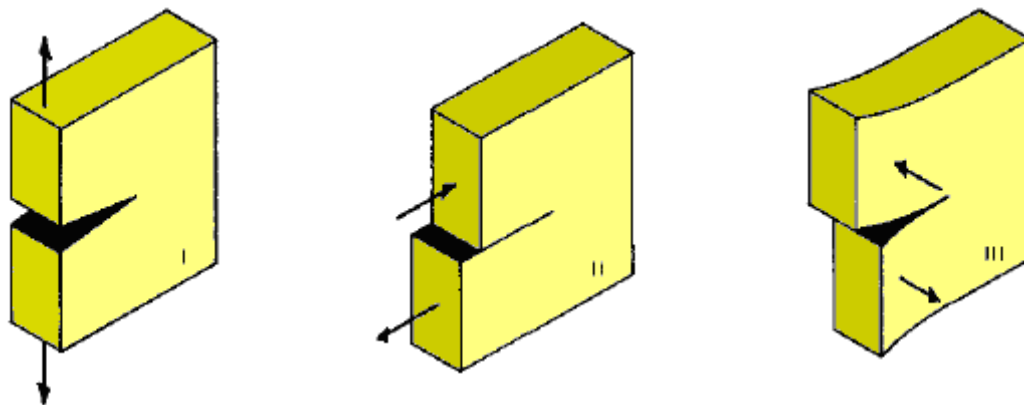


Fig. 2.1. Modes de rupture

- *Mode I* : dit mode par ouverture (ou clivage), correspond à un écartement relatif des deux surfaces de la fissure par l'ouverture angulaire de celles-ci;
- *Mode II* : dit cisaillement plan;

- *Mode III* : dit cisaillement anti-plan, et correspond à un glissement transversal des deux surfaces de la fissure, en sens opposés, mais cette fois dans une direction parallèle au front de la fissure.

Des trois types de sollicitations, le mode I est considéré comme le plus sévère, et c'est pour cette raison que la plupart des études de la mécanique de la rupture ont été effectuées en utilisant ce mode ; cependant, une fois amorcée et pour des sollicitations mixtes ou des géométries complexes, la fissure a tendance à bifurquer, et reste donc rarement rectiligne (2D) ou plane (3D).

II.2.2. Mécanique linéaire et non linéaire de la rupture

La mécanique de la rupture se propose de décrire les étapes d'amorçage et de propagation de la fissuration. Selon le comportement du matériau durant la propagation d'une fissure, on peut être confronté à deux types de rupture :

- **Rupture fragile**, en l'absence de déformation plastique significative (mécanique linéaire de la rupture) ;
- **Rupture ductile**, en présence de déformation plastique non négligeable (mécanique non linéaire de la rupture). Dans ce cas, suivant l'étendue de la zone plastique en pointe de fissure, on différencie le cas de la plasticité confinée, de celui de la plasticité étendue.

II.2.3. Théorie de la mécanique de la rupture

II.2.3.1. Approche de Griffith

L'idée que les petites structures montrent généralement de plus hautes résistances que les plus grandes, a été reprise par Griffith dans les années 20 qui a étudié les phénomènes de la rupture du verre [42]. Il a fait les prétentions que chaque corps contient une distribution des imperfections ou des pailles et que la rupture se produit au plus grand de ces derniers. De plus grands corps ont une plus grande probabilité de contenir de plus grandes pailles et échoueront, ainsi, aux efforts inférieurs. Par ces prétentions il a présenté les notions fondamentales de la science de la mécanique de rupture.

Néanmoins, on peut noter que les nouvelles théories ont toujours des précurseurs. Par exemple, en 1913, C.E. Inglis [58] a étudié les efforts s'est appliqué près du bord d'une entaille elliptique. Dans le cas où la taille relative de l'axe mineur à l'axe principal est très petite, l'ellipse apparaîtrait car une fissure droite et une petite augmentation de la force appliquée au

bout seraient suffisantes pour commencer une déchirure dans le matériau. En outre, il a noté que l'augmentation de la longueur exagère l'effort important et la fissure continue à se propager de la manière caractéristique des fissures" [58].

A.A. Griffith [42] a supposé que la rupture est un processus absorbant d'énergie et que pour propager une fissure, il faut fournir au matériau une énergie nécessaire correspondant à l'augmentation de l'aire de fissure. Il s'ensuit que l'instabilité de fissure se produisant lorsque l'énergie emmagasinée au moment de la propagation dépassera l'énergie nécessaire pour la création de nouvelles surfaces.

Si on considère un solide purement élastique d'épaisseur uniforme B , contenant une fissure elliptique de longueur « $2a$ » soumis à un champ de contrainte axiale « σ ». Selon A.A. Griffith [42], le changement net de l'énergie potentielle du solide (Fig. 2.2):

$$W_p = \frac{\Pi a^2 \sigma^2 B}{E'} \quad 2.1$$

Avec : $E' = E/(1 - \nu^2)$ ou $E' = E$ respectivement pour le cas de déformation plane et contrainte plane.

Ici, E est le module de Young et ν le coefficient de poisson.

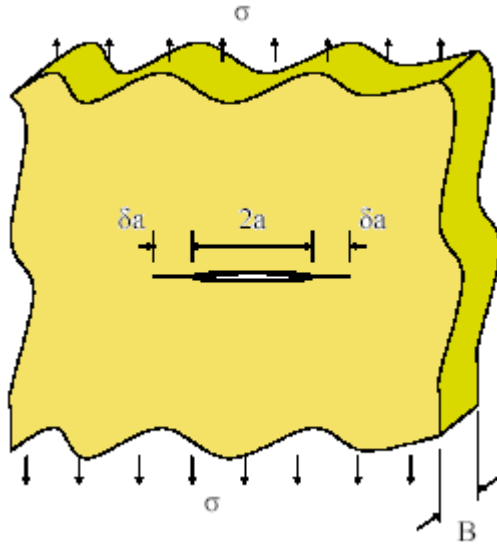


Fig. 2.2. Schéma d'un solide contenant une fissure elliptique « $2a$ »

L'énergie de création d'une nouvelle surface s'écrit (Fig. 2.2):

$$W_s = 4 a B \gamma_s \quad 2.2$$

Ou γ_s est l'énergie surfacique de rupture par unité d'aire. L'énergie totale du système est alors donnée par :

$$U = W_p + W_s = \frac{\Pi a^2 \sigma^2 B}{E'} + 4 a B \gamma_s \quad 2.3$$

A.A. Griffith [42] a noté que l'état critique pour le début de la progression de la fissure est :

$$\frac{dU}{dA} = \frac{dW_p}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = - \frac{\Pi a \sigma^2}{E'} + 2\gamma_s \quad 2.4$$

Où $A=2aB$ est la surface rompue et dA dénote l'incrément d'accroissement de la fissure. Notez que la superficie de deux surfaces rompues est $2A$. La contrainte critique pour le déclenchement de rupture est :

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E' \gamma_s}{\Pi a}} \quad 2.5$$

Comme la deuxième dérivée d^2U/da^2 est négative, l'état d'équilibre ci-dessus (Equ. 2.5), provoque une propagation instable de fissure. En outre, les matériaux considérés par A.A. Griffith [42] dans cette théorie sont des verres inorganiques, qui ont donné des fissures presque parfaitement fragiles parce que l'énergie nécessaire pour créer de nouvelles surfaces égale l'énergie extérieure.

Pour la plupart des matériaux cela ne vaut pas puisque les efforts induits au fond de la fissure causent les grandes déformations et écoulement, qui ont comme conséquence beaucoup plus d'énergie étant absorbée. E. Orowan [59] et G.R. Irwin [44] ont étudié, indépendamment, l'endommagement d'une éprouvette en acier, ces auteurs ont déclaré que la dissipation a été confinée aux petites zones au fond de la fissure. Ceci signifie que l'équation 2.1 pourrait encore être employée, mais une dissipation d'énergie plastique doit être considérée. L'expression résultante pour le déclenchement de rupture est :

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E'(\gamma_s + \gamma_p)}{\Pi a}} \quad 2.6$$

Ici γ_p est l'énergie plastique par unité d'aire de la surface créée. Notez que γ_p est beaucoup plus grand que γ_s . Le critère d'accroissement de la fissure peut être exprimé comme suit : le taux de restitution d'énergie G doit être plus grand que le travail critique G_{lc} qui est exigée pour créer une nouvelle surface de rupture.

G.R. Irwin [44] a prolongé la théorie de A.A. Griffith en utilisant la méthode de H.M. Westergaard [60], développée en 1939. Ainsi, l'équation 2.6 peut être réécrite sous la forme :

$$\sigma_f = \frac{K}{\sqrt{\Pi a}} \quad 2.7$$

Dans l'équation 2.7, K s'appelle le facteur d'intensité de contrainte. On dit que la notation K peut venir de J.A. Kies, un collègue de G.R. Irwin au laboratoire naval de recherches des USA.

II.2.3.2. Taux de restitution d'énergie

II.2.3.2.1. Définition de G et R

Supposons que le corps dans la figure 2.1 est soumis à un chargement qui mène à la progression de la fissure. Un changement du bilan énergétique se produit d'une façon irréversible pendant la progression de la fissure. Une énergie spécifique est nécessaire pour faire propager la fissure au-delà de l'incrément dA. On peut définir R comme une résistance à la rupture:

$$R = \frac{dW_s}{dA} \quad 2.8$$

Il est nécessaire de considérer le changement d'énergie du système dû à l'incrément de rupture da de fissure surgissant des changements du travail externe et de l'énergie interne. Ceci est défini comme G, le taux de restitution d'énergie. Considérons un corps élastique de l'épaisseur uniforme B contenant une fissure de longueur soumise une force externe (F_{ext}) liée à un déplacement u. L'énergie mécanique totale du corps rompu W_p est:

$$W_p = \Phi - W_F \quad 2.9$$

Ici : Φ : est l'énergie de déformation élastique stockée ;

W_F : est le travail externe effectué par les forces externes.

En 1956, G.R. Irwin [44] a proposé d'approcher la caractérisation de la force d'entraînement pour la rupture dans les corps élastiques fissurés. Il a présenté le taux de restitution d'énergie G défini comme suit :

$$G = - \frac{dW_p}{dA} \quad 2.10$$

Où $A=2aB$ est la surface rompue et dA dénote l'incrément d'accroissement de la fissure.

II.2.3.2.2. Evaluation de G

Considérons deux situations simples, le premier essai est sous *effort imposé* dans lequel, les charges appliquées sur les surfaces du solide restent constantes durant l'accroissement de fissure. Le théorème de Clapeyron des états linéaires élasto-statiques permet en résumé de dire que, le travail établi par les charges appliquées est égal au double de l'énergie de déformation élastique, $W_F = 2\Phi$, ainsi l'équation 2.10 sera dans ce cas :

$$W_p = -\Phi \quad 2.11$$

Le deuxième cas est celui d'un essai à *déplacement imposé*. Dans ce cas, les surfaces du contour du solide, sur lesquelles les charges sont appliquées, sont supposées rester immobiles durant l'accroissement de fissure. Si les forces du corps solide sont ignorées, le travail déduit par les charges appliquées disparaît, ainsi l'équation 2.10 s'écrit :

$$W_p = \Phi \quad 2.12$$

Contrairement à ce dernier cas, dans l'essai à *déplacement imposé*, l'énergie nécessaire à l'accroissement de fissure n'est pas provoquée par l'énergie élastique propre au corps, mais, par les forces des charges externes appliquées au solide, l'énergie de déformation élastique du solide s'est majorée. Ainsi, le terme taux de restitution d'énergie, dans ce cas, est physique non approprié.

a- Mesure de G dans le cas d'un effort imposé

Pour le cas d'une charge P constante, le taux de restitution d'énergie est représenté par l'aire du triangle OAB de la figure 2.3a. Sous charge constante, l'éprouvette s'allonge d'un incrément δu , ainsi le travail accompli par les forces extérieures durant l'accroissement infinitésimal de la fissure :

$$\Phi = \int_0^u P du = \frac{Pu}{2} \quad 2.13$$

$$W_F = Pu \quad 2.14$$

A partir des équations 2.11, 2.13 et 2.14 on conclut :

$$W_p = -\Phi = -\frac{Pu}{2} \quad 2.15$$

Considérez un incrément de fissure de a à $a + \delta a$, ceci cause un déplacement par accroissement de δu sous la charge P. Le taux de restitution d'énergie pour le corps s'écrit :

$$G = -\frac{1}{B} \left(\frac{dW_p}{da} \right)_p = \frac{p}{2B} \left(\frac{du}{da} \right)_p \quad 2.16$$

Définissant la complaisance C comme l'inverse de la rigidité ($C=u/P$), le taux de restitution d'énergie est donné par :

$$G = \frac{P}{2B} \cdot \left(\frac{du}{dC} \right)_p \cdot \left(\frac{dC}{da} \right)_p \quad 2.17$$

Or $u = C P$, Finalement :

$$G = \frac{P^2}{2B} \cdot \left(\frac{dC}{da} \right)_p \quad 2.18$$

L'avance de la fissure d'un incrément δa d'incrément pour une charge fixe P mène à une augmentation de du taux d'énergie d'une quantité :

$$\delta \Phi \big|_P = -\frac{P \delta u}{2} + P \delta u = \frac{P \delta u}{2} \quad 2.19$$

b - Mesure de G dans le cas d'un déplacement imposé

Pour un déplacement imposé, (Fig. 2.3b), le taux de restitution d'énergie, G , est représenté par l'aire située dans le triangle OAC . Pour un déplacement constant, u , seule l'énergie élastique peut être enregistré (W_F est égale à zéro) [35].

A partir des équations 2.12 et 2.13 on conclut :

$$W_p = \Phi = \frac{Pu}{2} \quad 2.20$$

Le taux de restitution d'énergie est donné, dans ce cas, par :

$$G = -\frac{1}{B} \left(\frac{dW_p}{da} \right)_u = -\frac{u}{2B} \left(\frac{dP}{da} \right)_u \quad 2.21$$

Définissant la complaisance C comme l'inverse de la rigidité ($C=u/P$), le taux de restitution d'énergie est donné par :

$$G = -\frac{u}{2B} \left(\frac{dP}{dC} \right)_u \cdot \left(\frac{dC}{da} \right)_u \quad 2.22$$

Or $P = u/C$, Finalement :

$$G = \frac{P^2}{2B} \cdot \left(\frac{dC}{da} \right)_p \quad 2.23$$

L'avance de la longueur de la fissure mène à une diminution nette du taux d'énergie de d'une quantité :

$$\delta\Phi|_u = -\frac{u \delta P}{2} \quad 2.24$$

D'après ce qui précède, le taux de restitution d'énergie est indépendant du type de chargement. Ainsi dans un chargement à déplacement imposé ou à effort imposé, le taux de restitution d'énergie s'écrit :

$$G = \frac{P^2}{2B} \cdot \left(\frac{dC}{da} \right) \quad 2.25$$

Ce qui permet d'écrire :

$$\delta\Phi|_P = -\delta\Phi|_u \quad 2.26$$

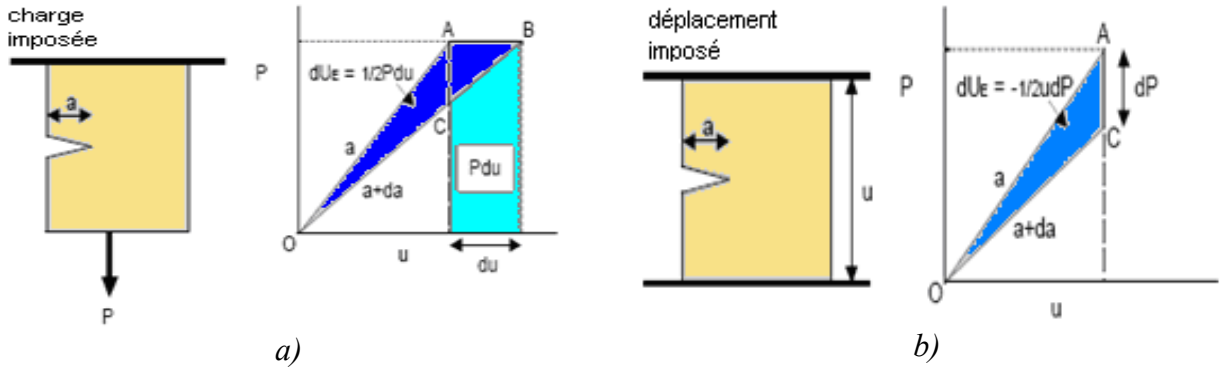


Fig. 2.3. Rupture d'un corps sous : a) déplacement imposé, b) charge imposée

En outre, la définition de G reste valide pour la déformation élastique linéaire et non-linéaire du matériau. G est en fonction de la charge (ou de déplacement) et de la longueur de la fissure critique du matériau. Le critère de Griffith pour le déclenchement de rupture dans un solide fragile (Equ. 2.5) peut être reformulé en termes de G tels que

$$G = \frac{\Pi \sigma_f a}{E'} = 2 \gamma_s \quad 2.27$$

Remarques :

Pour le cas où $G > R$, une partie de l'énergie disponible sert d'énergie de séparation, l'excès d'énergie se transforme en énergie cinétique et la propagation de la fissure peut devenir instable. Dans le cas contraire, si à tout moment $G = R$, on assiste à une propagation stable de la fissure et la rupture est dite contrôlée, (Fig. 2.4).

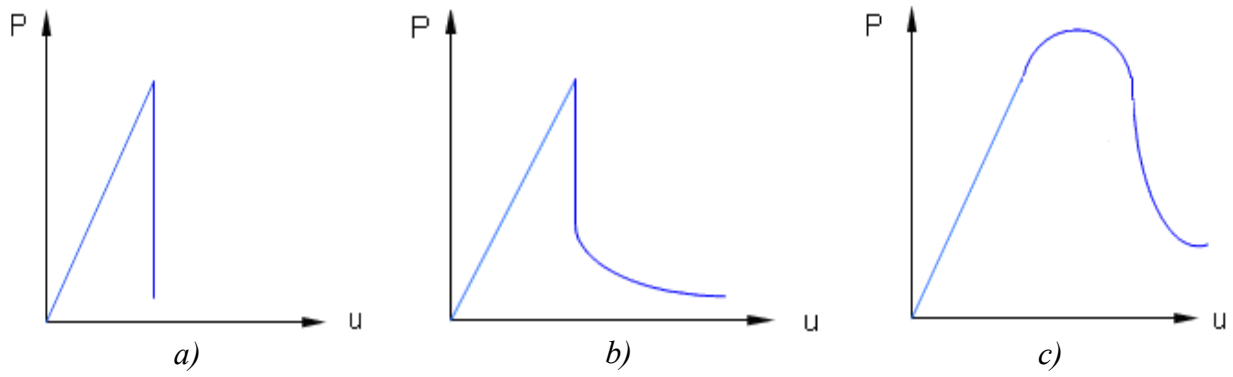


Fig. 2.4. Formes possibles de courbe de la force, P , en fonction du déplacement u
 a) rupture instable $G = R$ à l'amorçage, $G > R$ après amorçage ; b) rupture semi contrôlée
 c) rupture contrôlée $G = R$ à tout instant après l'amorçage.

II.2.3.2.3. Mécanique Linéaire Élastique de la Rupture (MLER)

La mécanique de la rupture étudie le comportement des corps fissurés. Elle permet d'évaluer et de prévoir la contrainte de rupture des matériaux contenant des défauts. Pour un comportement élastique linéaire, la MLER est appliquée.

Pour un matériau contenant une fissure, soumis à un champ de contrainte axiale, A.A.Griffith [42], limite l'énergie nécessaire pour reformer une fissure à la seule énergie thermodynamique. Par contre l'analyse de G.R. Irwin [44], est plus générale. Il prend en considération tous les mécanismes qui interviennent dans la propagation de fissure. A partir des relations de H.M. Westergaard [60], il introduit un facteur qui permet de décrire les champs singuliers de contrainte à une distance quelconque « r » du fond de fissure, avec « r » très inférieur à la longueur de fissure « a ». En un point M proche de la fissure (Fig. 2.5), les contraintes σ_{ij} repérées par les coordonnées polaires (r, θ) , sont données par la relation :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_R}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad 2.28$$

K_R : facteur d'intensité de contrainte suivant le mode I de rupture.

r : distance entre le point M et l'extrémité de fissure

f_{ij} : fonction d'angle, compris entre OX et OM

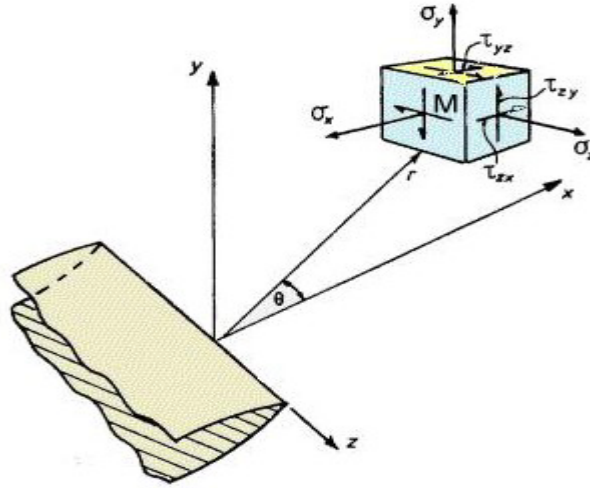


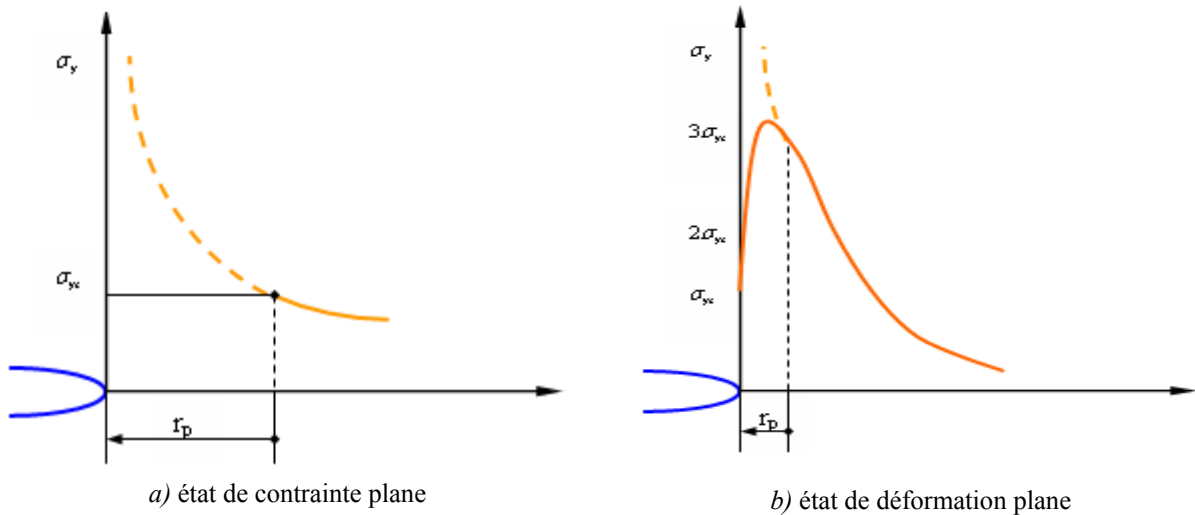
Fig. 2.5. Système de coordonnées autour de l'extrémité de fissure

Pour une distance « r » faible, la valeur de la contrainte σ_y excède celle de la contrainte d'écoulement, ceci démontre qu'une déformation plastique prend place au bout de la fissure et même si l'état de déformation est plane. Les contraintes au bout de la fissure sont ainsi limitées à des valeurs finies (Fig. 2.6).

A la limite on a :

$$\sigma_y = \frac{K_R}{\sqrt{2\pi r_p}} = \sigma_{ys} \quad 2.29$$

σ_{ys} : Contrainte d'écoulement par rapport à l'axe y.

Fig. 2.6. Distribution approximative de la contrainte σ_y

K_R représente le facteur d'intensité de contrainte en mode I. Il décrit simultanément l'effet de la contrainte appliquée, perpendiculairement au plan de la propagation de fissure, à l'infini et l'effet de la longueur de fissure « a ». Pour ce cas, K_R s'exprime par :

$$K_R = \sigma \sqrt{\Pi a} \quad 2.30$$

La forme de la zone plastique $2(r_p/a)$ est donc proportionnelle à $[\sigma/\sigma_{ys}]^2$

Si cette zone est très petite ou en général limitée en forme, comparativement aux dimensions de la fissure et de la structure, il est possible d'étendre la théorie de la mécanique linéaire élastique en utilisant la longueur effective de la fissure a_{eff} , donnée par la correction de G.R. Irwin [61] :

$$a_{eff} = a + r_p \quad 2.31$$

Comme la zone plastique développée au bout de fissure dépend du type de contrainte, elle est proportionnelle au rapport $[K_R/\sigma_{ys}]^2$ à un coefficient près β . Ce dernier dépend de l'état de contrainte existant dans cette région:

$$r_p = \beta \left[\frac{K_R}{\sigma_{ys}} \right]^2 \quad 2.32$$

Le modèle d'Irwin considère que la zone plastique est circulaire (Fig. 2.5a) de rayon r_p . Le coefficient β est donc égal à $(1/2 \Pi)$ (Equ. 2.29).

En surface libre du bout de fissure, l'état de déformation plane n'existe pas car la contrainte σ_x , est nulle; la contrainte σ_y , partant d'une valeur égale à σ_{ys} , s'élève à une valeur trois fois plus grande à une distance proche du bout de la fissure (Fig. 2.5b). Dans cette zone, Irwin a montré que la contrainte σ_y est inférieure à $3 \sigma_{ys}$ et est plutôt égale à $\sqrt{2\sqrt{2}} \sigma_{ys} \approx 1.68 \sigma_{ys}$ [62].

$$\text{Finalement : } \begin{cases} r_p = \frac{1}{2\Pi} \left[\frac{K_I}{\sigma_y} \right]^2 & (\text{contrainte plane}) \\ r_p = \frac{1}{6\Pi} \left[\frac{K_I}{\sigma_y} \right]^2 & (\text{déformation planes}) \end{cases} \quad 2.33$$

II.2.3.3. Facteur d'intensité de contrainte

La société américaine pour tests des matériaux (ASTM) sous la norme E399 [63], propose une possibilité pour déterminer le facteur (K_{IC}). Et ce, en utilisant une variété d'éprouvettes fissurées par fatigue. La norme (ASTM) propose l'emploi de éprouvette Traction

Compacte « Compact Tension » (CT) (Fig. 2.7a) ou l'éprouvette fissurée en Flexion Trois Points (SENB) (Fig. 2.7b).

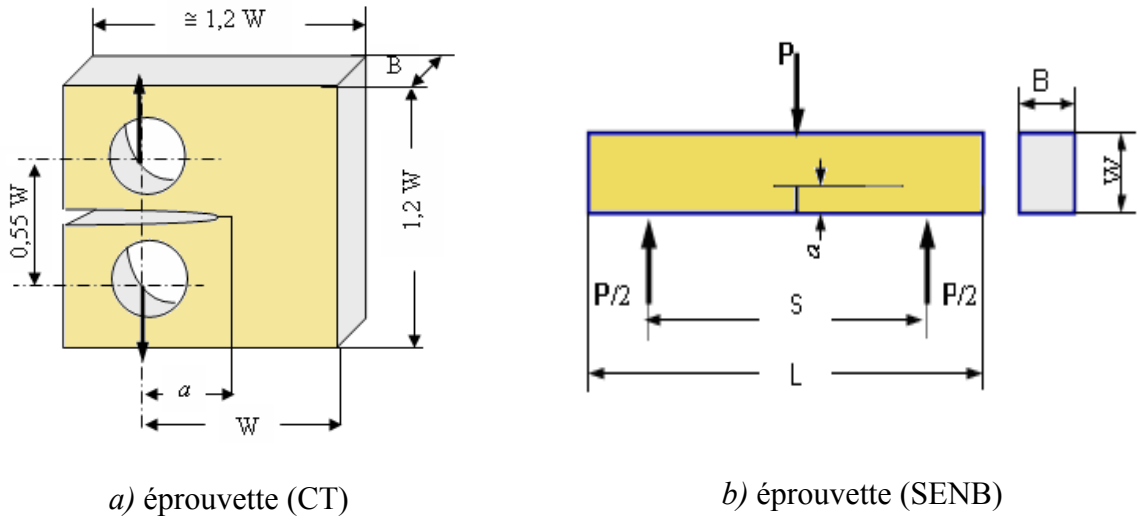


Fig. 2.7. Eprouvettes proposées par ASTM en mode I

La relation principale du facteur K_R , pour une éprouvette fissurée de dimensions finies et sollicitée par une contrainte uniaxiale en mode I, est la suivante:

$$K_R = Y \sigma \sqrt{a} \quad 2.34$$

Le paramètre Y est un facteur de correction de la géométrie, représenté souvent en fonction du rapport a/W (longueur de la fissure sur la largeur de l'éprouvette). Dans le cas des matériaux fragiles, lorsqu'on fait accroître la contrainte appliquée, la rupture brutale survient à l'instant où K_R atteint une valeur critique K_{IC} . Donc au moment de la rupture, on a :

$$K_{IC} = Y \sigma_F \sqrt{a_c} \quad 2.35$$

a_c : est la taille de défaut critique ;

σ_F : est la valeur de la résistance à la rupture de l'éprouvette.

II.2.3.4. Equivalence entre G_R et K_R

G.R. Irwin [61] a montré que K_R est relié à G_R . Cette relation est donnée par :

$$G_R = \frac{K_R^2}{E} \cdot f(\nu) \quad 2.36$$

E : est le module de Young

$f(\nu) = 1$ en contrainte plane (plaque mince)

$f(\nu) = (1 + \nu^2)$ en déformation plane (plaque épaisse)

A la différence de A.A.Griffith, G.R. Irwin ne limite pas le terme "G" à la seule énergie thermodynamique de surface mais l'étend à tous les mécanismes qui peuvent contribuer à l'extension de la fissure (micro-fissuration, plasticité...)[64].

II.2.4. Paramètres de rupture des matériaux orthotropes

Les paramètres de rupture relatifs aux éprouvettes de Traction Compacte (CT) pour un matériau orthotrope ont requis une attention particulière [65,66]. La ténacité des composites stratifiés se calcule pour chaque test en utilisant l'approche des facteurs d'intensité de contrainte et de la norme ASTM E399 [67]. Cette méthode a été utilisée précédemment par d'autres chercheurs pour la détermination de la ténacité à la rupture intra-laminaire des composites en utilisant des essais de traction compacte [65,66,68-71]. Selon la norme ASTM E399, applicable pour un matériau isotrope, le facteur critique d'intensité de contrainte pour une charge de rupture P, est donnée par la forme analytique suivante [67]:

$$K_R = \frac{P}{B \cdot \sqrt{W - a}} Y(\alpha) \quad 2.37$$

Où B est l'épaisseur de l'échantillon, α est la profondeur de l'entaille relative ($= a_0 / W$) et Y (α), donnée par l'équation 2.38, est la fonction polynomiale formulée par J. E. Srawley [63]:

$$Y(\alpha) = \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{3/2}} \cdot (0.886 + 4.64 \cdot \alpha - 13.32 \cdot \alpha^2 + 14.72 \cdot \alpha^3 - 5.6 \cdot \alpha^4) \quad 2.38$$

Pour une plaque orthotropique uni-axiale avec une fissure soumise au mode d'ouverture, le taux de restitution d'énergie de Griffith, G_R , est liée au facteur critique d'intensité de contrainte comme suit [72,73]:

$$G_R = \frac{K_R^2}{\sqrt{2 \cdot E_x \cdot E_y}} \cdot \sqrt{\frac{E_x}{E_y} + \frac{E_x}{2 \cdot G_{xy}} - \nu_{xy}} \quad 2.39$$

Où E_x , E_y , ν_{xy} et G_{yx} sont les caractéristiques élastiques effectives du composite.

Bien que les tests de rupture sur les éprouvettes (SENB) ne fournissent pas une totalité d'informations sur le comportement à la rupture du matériau composite (courte longueur rompue), ce type d'éprouvette demeure un outil appréciable pour la confirmation d'un ensemble de prédictions relatives à la rupture des matériaux :

- Effet de l'épaisseur du matériau [6];
- Effet du rapport a/W [6,74];
- Effet du rayon du fond de fissure [75-77];
- Effet d'orientation des fibres [6].

Dans cette investigation, les tests de rupture sont pratiqués sur les éprouvettes SENB pour refléter essentiellement l'effet d'emplacement et d'épaisseur des plis ainsi que l'effet de l'orientation des plis à 0°, 45° et 90°. Sous l'hypothèse de la mécanique linéaire élastique de rupture MLER, le facteur d'intensité de contrainte peut être évalué ainsi utilisé comme paramètre de rupture. Ce dernier est déterminé par [63,80] :

$$K_R = \frac{3}{2} \cdot \frac{P_c \cdot l \cdot \sqrt{a}}{B \cdot (W - a)^2} \cdot Y(\alpha) \quad 2.40$$

Où P_c est la charge critique correspondante, a est l'accroissement de fissure, W et B sont l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette respectivement, l est la longueur entre appuis et $Y(\alpha)$ étant le facteur de forme.

La charge critique et le facteur de forme pour une éprouvette particulier dépend de la géométrie de cette dernière [6]. Notez que pour toutes les éprouvettes (SENB), l'expression polynomiale de correction est [63,80] :

$$Y(\alpha) = 1,93 - 3,07 \cdot (\alpha) + 14,53 \cdot (\alpha)^2 - 25,11 \cdot (\alpha)^3 + 25,80 \cdot (\alpha)^4 \quad 2.41$$

Les valeurs du facteur d'intensité de contrainte K_R , et du taux de restitution d'énergie G_R (Courbes-R), sont tracées en fonction de l'accroissement de la fissure [78]. Ces courbes sont calculées à partir des données expérimentales en utilisant les équations 2.37- 2.39 (éprouvettes CT) et les équations 2.40 et 2.41 (éprouvettes SENB). Les valeurs intrinsèques de la résistance K_{I-ini} , G_{I-ini} correspondent à l'énergie de l'amorçage de la fissure dans le stratifié [78,79]. Après l'initiation de la fissure, les courbes continuent de s'accroître pour atteindre un plateau. Ce dernier correspond à l'énergie nécessaire pour que la zone endommagée atteigne sa taille maximale [78-80].

CHAPITRE III

MÉTHODES EXPÉRIMENTALES

Résumé du chapitre III

En raison de la complexité des comportements des stratifiés bidirectionnels, l'objectif de ce chapitre est de proposer des séquences de stratification qui permettent de refléter l'effet de l'orientation des plis sur le comportement à la rupture. On vise à minimiser au maximum l'évolution d'endommagement dans les matériaux stratifiés. La détection et le suivi de la propagation de la fissure dans un matériau composite sont d'une importance capitale pour l'étude de l'endommagement. Dans ce prétexte, deux méthodes de mesure de l'évolution de la fissure sont exposées :

- La technique de Corrélation d'Image Digitale (CID) ;*
- La Méthode du Changement de la Complaisance (MCC).*

Durant cette étude, la technique MCC est adoptée pour le calcul de l'accroissement effectif de la fissure lors de la rupture statique des éprouvettes fissurées en flexion trois points (SENB). Alors que la technique de corrélation d'image digitale (CID) sert comme outil pour déterminer les accroissements de fissure sur les éprouvettes de traction compacte (CT) en polyester/tissu de verre. Afin d'établir une étude comparative des deux méthodes de calcul, ces deux dernières sont utilisées simultanément pour la détermination de l'incrément de l'accroissement dans le matériau Epoxyde/tissu de verre.

III.1. Présentation des matériaux de l'étude

III.1.1. Rappel sur les orientations adoptées

Les orientations adoptées dans cette étude sont représentées par la [figure 3.1](#). Ces dernières se rapportent à l'angle entre la fibre (chaîne) est la direction de la fissure [81].

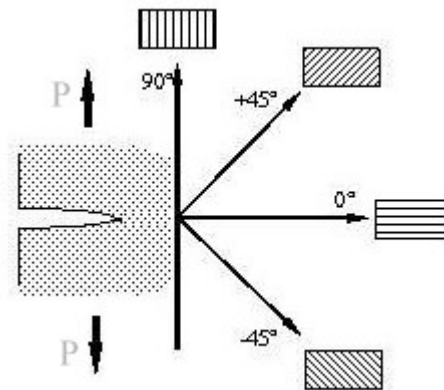


Fig. 3.1. Les orientations adoptées pour les classes des stratifiés

Remarque : des réalisations avec des plis à $\pm 30^\circ$ et à $\pm 60^\circ$ existent aussi.

III.1.2. Composite Polyester/tissu de verre (Matériau classe A)

III.1.2.1. Présentation du matériau

Les essais expérimentaux sont menés sur des plaques composites stratifiées en polyester insaturée renforcée par de tissu de verre. L'armature toile de verre E est constituée de torons dans les deux directions orthogonales, référées comme (X_1) et (X_2) directions ([Fig. 3.2](#)). Les torons ont une section elliptique avec une largeur de 580 μm et 720 μm dans les directions (X_1) et (X_2) respectivement et une hauteur maximale de 100 μm dans les deux directions toute en diminuant aux bords latéraux ([Fig. 3.2](#)). Les torons de fibres de verre ont un entrelacement de 13 et 16 torons par 25,4 mm dans les directions (X_1) et (X_2) respectivement. La masse surfacique du l'armature toile de verre et de 300g/m². La résine utilisée pour cette première classe de stratifiés est le polyester isophthalique qui se durcit en utilisant 1% de peroxyde de méthyle éthyle cétone (PMEC) et 0,5% de l'accélérateur de sel de cobalt (OC₆). Les plaques stratifiées (200 x 300 x 6.5 mm³) sont élaborées par moulage au contact [82], tout en respectant les séquences d'empilement choisies. Les couches stratifiées sont superposées de sorte que les torons dans la direction (X_1) de chaque couche soient alignés avec ceux de la couche qui la suit. Un étuvage à 50°C pendant 24h des plaques est effectué afin d'assurer une polymérisation complète des plaques stratifiées.

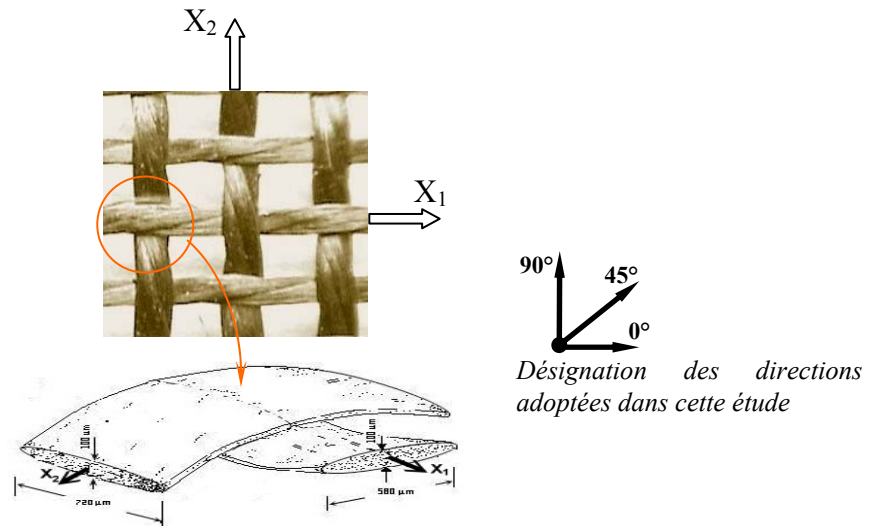


Fig. 3.2. Configuration des directions adoptées dans l'armature toile de verre E

Les résines polyester s'adaptent bien à la transformation des composites à usage naval et présentent les propriétés générales suivantes : une bonne facilité de mise en oeuvre de la résine liquide (imprégnation des renforts), une copolymérisation rapide par rapport aux époxydes, de bonnes propriétés mécaniques et isolantes, et peuvent aussi être colorées. La réaction est exothermique et la résine passe successivement de l'état liquide à l'état de gel puis à l'état de solide infusible (Fig. 3.3). La température de la résine augmente à partir du point de gel pour atteindre un maximum (entre 80 et 130°C) et redescend ensuite à température ambiante. Le point important de la copolymérisation est le temps de mise en oeuvre qui correspond au temps de transformation de la résine avant qu'elle ne se gélifie.

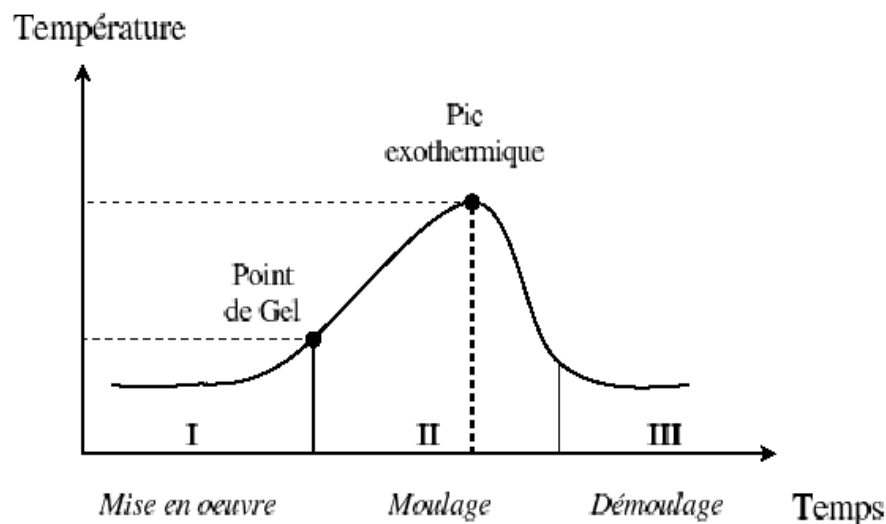


Fig. 3.3. Cycle de polymérisation d'une résine polyester

Les résines polyester présentent de bonnes propriétés mécaniques surtout en terme de rigidité (module d'Young) (Tab 3.1). En revanche, leurs contrainte et allongement à rupture restent inférieurs à ceux des résines époxyde et vinylester. Au niveau macroscopique, les résines de stratification sont considérées comme isotropes [25].

Tableau 3.1 : Propriétés mécaniques de la résine orthophtalique [25]

	Module d'Young (GPa)	Contrainte de rupture (MPa)	Allongement à rupture (%)
Résine orthophtalique	3,0 – 4,0	40 – 50	1,5 – 2,2

III.1.2.2. Choix des éprouvettes

Pour apprécier quantitativement des informations comparatives, on applique des contraintes de cisaillement dans un plan perpendiculaire au plan des couches, par flexion trois points (SENB). Dans ce prétexte, nous avons élaboré des éprouvettes (SENB) selon la norme ASTM E399 [63,83], (Fig. 3.4a).

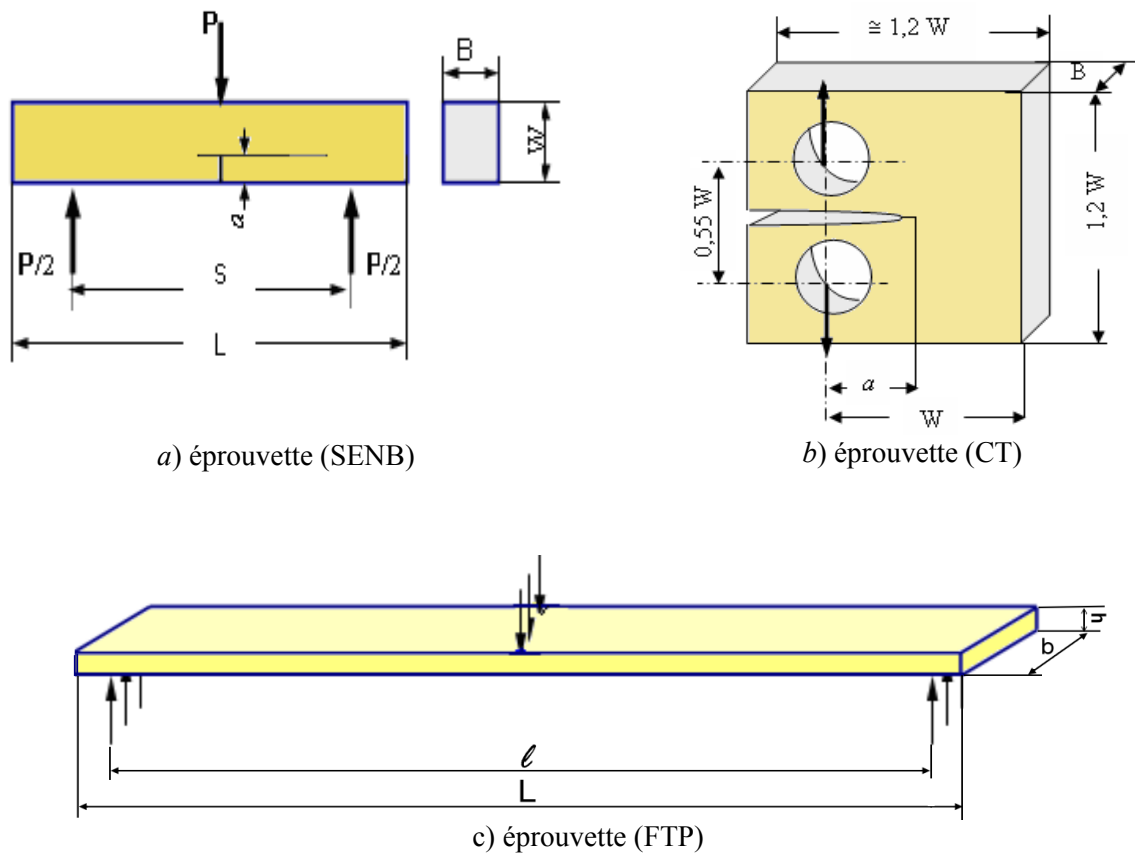


Fig. 3.4. Eprouvettes proposées dans cette étude

Des études faites sur des éprouvettes de flexion entaillées (SENB) [74,84], montrent l'apparition prématurée de l'effet de bord. En effet, dans le prolongement de l'entaille, la ZE se propage très rapidement jusqu'à atteindre la face arrière de l'éprouvette avant qu'une fraction significative de fibres ne se rompe. En outre, les essais de rupture sur des éprouvettes (CT) favorisent moins le rendement compressif (effet de bord (Fig. 3.5)) comparée aux éprouvettes (SENB). Ceci doit retarder l'apparition de l'effet de bord afin de déterminer les Courbes-R représentatives de la propagation de la fissure jusqu'à un régime stationnaire. De plus, ce type d'éprouvettes présente une zone suffisante pour l'observation de la propagation de fissure. Pour ces raisons, des éprouvettes (CT) (Fig. 3.4b) sont retenues. La dimension principale dans l'éprouvette (CT) est $W = 50$ mm.

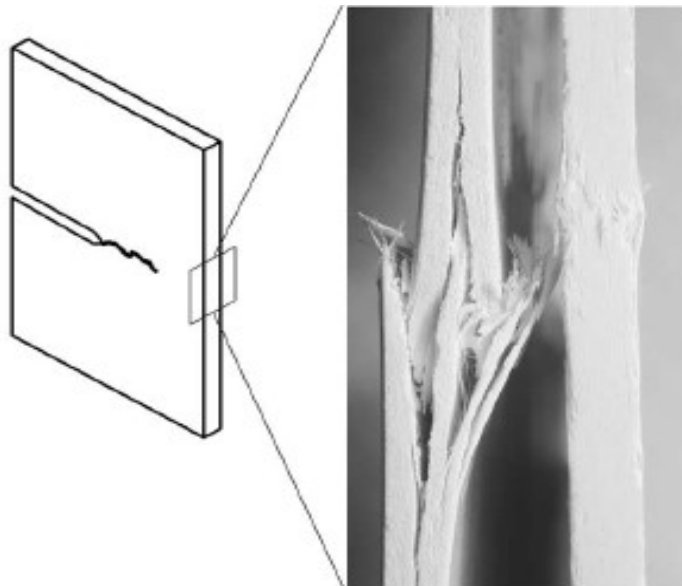


Fig. 3.5. Endommagement par compression du bord arrière de l'éprouvette (CT) [85]

Nous étudions également les différents modes d'endommagements des stratifiés croisés, ainsi que les stratifiés quasi-isotropes lors d'un chargement en flexion trois points (FTP) (Fig. 3.4c).

Les tests en statique ont permis de voir les effets de la séquence d'empilement, de l'emplacement et de l'orientation des plis sur le comportement à la rupture. Ainsi, les différents modes d'endommagements qui peuvent se manifester. Les éprouvettes ont les dimensions : $L = 20$ h, $l = 16$ h et $b = 15$ mm selon la norme AFNOR NF T 57-105 [27] (Fig. 3.4c). Où L , l , b et h sont respectivement la longueur totale, la distance entre appuis, la largeur et l'épaisseur des éprouvettes.

III.1.2.3. Choix des orientations des Plis

Nous avons associé à chaque stratifié un empilement soigneusement choisi dans le but de mettre en évidence : l'effet de l'épaisseur, de l'emplacement et de l'orientation des plis sur le comportement mécanique des stratifiés. Afin de faciliter la compréhension lors de l'analyse de chaque type d'éprouvette, une simple notation est adoptée durant cette étude. Nous proposons les désignations suivantes :

- *Matériau A_{20}* désigne l'ensemble des éprouvettes (SENB). Les différents stratifiés élaborés sont représentés dans le [tableau 3.2](#).
- *Matériau A_{12}* désigne l'ensemble des éprouvettes (CT). Les différents stratifiés élaborés sont représentés dans le [tableau 3.2](#).
- *Matériau A_{16}* désigne l'ensemble des éprouvettes (FTP). Les différents stratifiés élaborés sont représentés dans le [tableau 3.2](#).

III.1.2.4. Obtention des éprouvettes

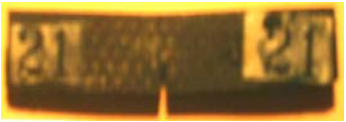
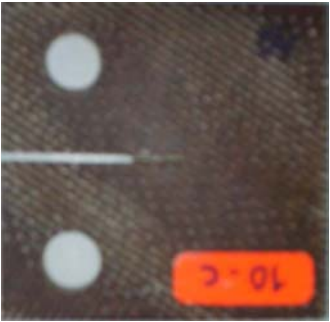
Les éprouvettes sont obtenues à partir de plaques stratifiées. Le découpage est effectué par une scie diamantée selon les dimensions des éprouvettes. Avant que les éprouvettes aient leurs dimensions finales; elles ont subi un polissage on utilisant une polisseuse à papier de verre (180, 320, 500 grains/cm²).

L'entaille des éprouvettes (SENB) est réalisée par une fraise scie (épaisseur $e = 0,5$ mm) possédant un angle de 60°. Ce dernier permet de générer le fond de l'entaille.

Pour les éprouvettes (CT), l'entaille est réalisée suivant trois étapes : en utilisant un disque diamanté (épaisseur $e = 2$ mm), les éprouvettes sont pré-entaillées sur une longueur de 20 mm. Une deuxième entaille est pratiquée par une fraise scie (épaisseur $e = 0,5$ mm) de telle sorte que le rapport a_0/W sera égal à 0,4. Enfin, une simulation d'une fissure est réalisée par une lame rasoir sur une longueur de 0,5 mm.

Le perçage des éprouvettes (CT) (en raison de les fixer sur machine d'essais), est réalisé par un forêt à béton ($\varnothing 12$) dans le but d'éviter la naissance des contraintes résiduelles.

Tableau 3.2: Configurations des matériaux stratifiés classe A

N°	Photographies	Désignation	Structures (empilement)	Nombre de plis
01		Matériau A ₂₀	[0 ₅ /90 ₅] _s	20 plis
			[90 ₅ /0 ₅] _s	
			[90 ₃ /45 ₇] _s	
			[90 ₅ /45 ₅] _s	
			[90 ₇ /45 ₃] _s	
			[0] _{10s}	
			[90] _{10s}	
			[45] _{10s}	
02		Matériau A ₁₂	[90] ₁₂	12 plis
			[0] ₁₂	
			[0/90] ₆	
			[±45] ₆	
			[0 ₂ /±45/90 ₂] _s	
			[0 ₂ /90 ₂ /±45] _s	
			[(0/+45/90) ₂] _s	
03		Matériau A ₁₆	[0 ₄ /90 ₄] _s	16 plis
			[90 ₄ /0 ₄] _s	
			[90 ₂ /0 ₂ /90 ₂ /0 ₂] _s	
			[(0 ₂ /90 ₂) _s] _s	
			[+30 ₂ /-30 ₂ /90 ₄] _s	
			[+45 ₂ /-45 ₂ /90 ₄] _s	
			[+60 ₂ /-60 ₂ /90 ₄] _s	

III.1.3. Composite Epoxyde/tissu de verre sergé de 2 (Matériau classe B)

III.1.3.1. Présentation du matériau

Les plaques du matériau *classe B* sont constituées de tissus de verre, sergé de 2 de 535 g/m² (Fig. 3.6) et d'une résine époxyde (Vicotex M10) [14]. Les plaques sont réalisées en autoclave par l'O.N.E.R.A de Lille. La superposition de 28 plis a permis d'avoir des plaques de 5,5 mm d'épaisseur. La fraction volumique des fibres est de l'ordre de 54,42 %. Les caractéristiques mécaniques données par le fournisseur sont présentées dans le [tableau 4.3](#).

Tableau 3.3 : Caractéristiques mécaniques (fournisseur) du sergé de 2 [14]

	Traction	Flexion	cisaillement	compression
Contrainte (MPa)	600	700	50	50
Module de Young (GPa)	21	20	----	----
Normes	NF T57.101	NF T57.105	NF T57.104	DIN 65380

Des essais de traction et de torsion ont été effectués à température ambiante sur ce matériau. Pour les sens chaîne et trame, les tests ont conduit aux résultats présentés dans le tableau. 3.4.

Tableau 3.4 : Caractéristiques mécaniques (fournisseur) du sergé de 2 [14]

	Module de Young (GPa)	Coef. poisson	Contrainte de Rupture (MPa)	Contrainte de cisaillement (GPa)
Chaîne	27,44	0.140	417,41	5,2
Trame	28,22	0.145	441,58	----

Pour ce qui est du type de rupture engendré par les deux orientations de l'effort (sens chaîne et trame), en règle générale, 60% des éprouvettes sont concernées par un phénomène de délaminage. La rupture ultime, quant à elle, se produit toujours perpendiculairement à la direction de l'effort [14].

Les propriétés élastiques du tissu sergé de 2 obtenues par trois approches, expérimentale, analytique et numérique sont résumées dans le tableau 3.5.

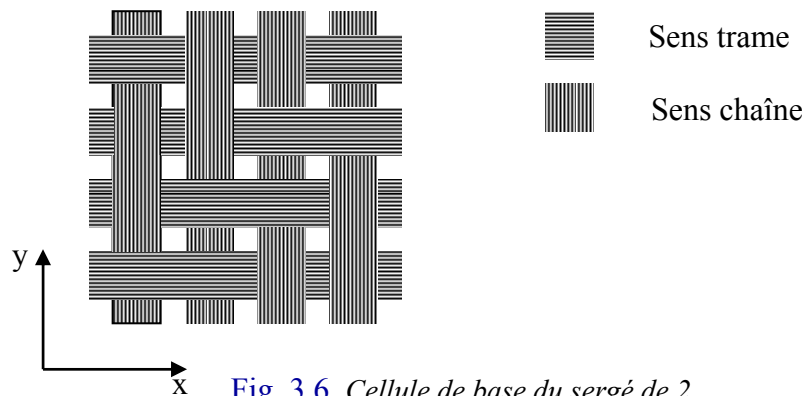


Fig. 3.6. Cellule de base du sergé de 2

Tableau 3.5 : Comparaison entre les résultats expérimentaux, analytiques et numériques obtenus pour le composite époxyde/tissu de verre sergé de 2 [14]

	$E_x = E_y$ (GPa)	E_z (GPa)	G_{xy} (GPa)	$G_{xz} = G_{yz}$ (GPa)	ν_{xy}	$\nu_{xz} = \nu_{yz}$
Expérimentale	27,4	----	5,2	---	0,14	---
Analytique	25,9	-----	6,1	----	0,13	----
Numérique	26,2	11,6	5,8	3,38	0,15	----

La résine *VICOTEX M10* est un époxyde particulièrement adapté au moulage à basse pression. La très grande souplesse du système catalytique permet une polymérisation allant de 82°C à 150°C. Son excellente résistance à l'humidité et à la température permet la réalisation de pièces industrielles de très grandes dimensions et devant être soumises à un environnement sévère. Ses principales caractéristiques sont :

Densité	: 1,20
Température de transition vitreuse	: 127°C
Coefficient de dilatation	: 6,2 E-5
Module d'élasticité	: 3.15 GPa
Module de cisaillement	: 1,30 GPa
Contrainte à la rupture (22°C)	: 81 MPa
Déformation à la rupture	: 3.95%

III.1.3.2. Eprouvettes du matériau classe B

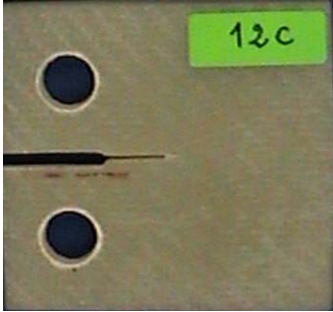
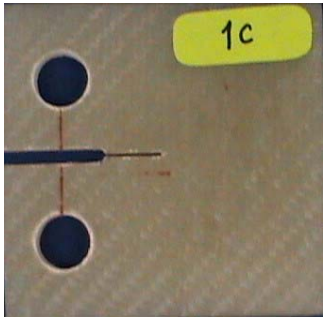
Pour ce matériau, seules des éprouvettes (CT) sont utilisées afin :

- D'étudier son comportement à la rupture ;
- Comparer les deux méthodes de mesure de l'accroissement de fissure adoptées dans cette étude (CID et MCC).

Afin de refléter l'effet de l'orientation de l'entaille sur le comportement mécanique du matériau **classe B**, deux nominations sont adoptées (Tab. 3.6):

- *Matériau B₁* désigne les éprouvettes présentant une fissure perpendiculaire à la chaîne,
- *Matériau B₂* désigne les éprouvettes présentant une fissure perpendiculaire à la trame.

Tableau 3.6: Configurations des matériaux stratifiés classe B

N°	Photographies	Désignation	Structures (empilement)	Nombre de plis
01		Matériau B ₁	[90] ₂₈	28 plis
02		Matériau B ₂	[0] ₂₈	28 plis

Remarque : Les éprouvettes (CT) du matériau **classe B** sont obtenues d'une manière similaire que celles des éprouvettes (CT) relatives au matériau.

III.1.4. Composite unidirectionnel époxyde/ fibre de verre (Matériau classe C)

III.1.4.1. Présentation du matériau

Le matériau composite **classe C** est un verre/époxyde (verre E/Résine époxy Vicotex M10) moulé par compression de pré-imprégné de CIBA GEIGY, dont l'arrangement des fibres d'un pli est quasiment unidirectionnel (5% de fibre en volume dans le sens trame). La fraction volumique des fibres est de l'ordre de 52%. Le pli élémentaire étant légèrement tramé (fraction volumique de fibres : 52% dont 5% de trame ($\Theta=0^\circ$)), d'épaisseur 6 mm (16 plis).

Ce matériau peut être considéré comme homogène, orthotrope mais non isotrope transverse [20]. Les constantes élastiques et la contrainte à la rupture du composite **classe C** sont présentées dans le [tableau 3.7](#).

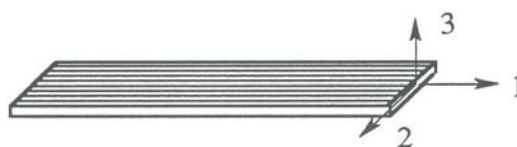
Fig. 3.7. Repère d'une plaque du matériau **classe C** [20]

Tableau 3.7: Caractéristiques mécaniques du composite étudié [20]

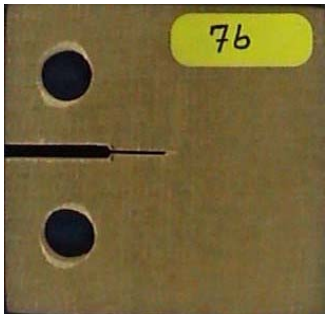
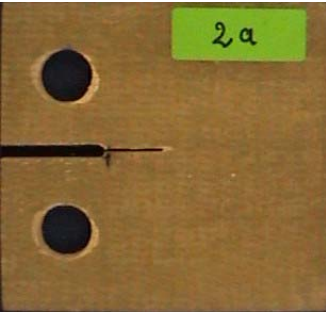
E_{11} (GPa)	E_{22} (GPa)	E_{33} (GPa)	G_{12} (GPa)	G_{13} (GPa)	G_{23} (GPa)	ν_{12} (GPa)	ν_{31} (GPa)	ν_{23} (GPa)	ν_{32} (GPa)	σ_1 (MPa)
36,20	10,06	7,20	5,60	3,68	3,16	0,23	0,33	0,36	0,50	1100

III.1.4.2. Eprouvettes du matériau classe C

Le but essentiel des tests de rupture sur le matériau **classe C** c'est de voir le comportement à la rupture statique de ce dernier selon les deux orientations : 0° et 90° . Nous avons envisagé deux types d'éprouvettes (CT) (Tab 3.8):

- Eprouvette présentant une fissure perpendiculaire à la chaîne (90°), matériau **C₁**;
- Eprouvette présentant une fissure perpendiculaire à la trame (0°), matériau **C₂**.

Tableau 3.8: Configurations des matériaux stratifiés **classe C**

N°	Photographies	Désignation	Structures (empilement)	Nombre de plis
01		Matériau C₁	$[90]_{16}$	16 plis
02		Matériau C₂	$[0]_{16}$	16 plis

III.2. Essais mécaniques

Les essais mécaniques, menés sur les différents types d'éprouvettes, sont réalisés à température ambiante sur une machine de traction /compression INSTRON 5867 au niveau du Laboratoire de Mécanique de Lille (Université des Sciences et Technologies de Lille). La machine d'essai est équipée de deux capteurs de force interchangeables (5 KN et 10 KN). La vitesse de traverse étant constante, qui est fixée dans cette étude à $1,5 \text{ mm.mn}^{-1}$.

Pour les éprouvettes du *matériau A₂₀* (SENB), on associe un dispositif appelé inverseur de sens. Ce dernier est un accessoire de la machine de traction/compression (Fig. 3.8). Alors que les éprouvettes (CT) (stratifiés *A₁₂*, stratifiés **classe B** et **classe C**) sont fixées à la machine par l'intermédiaire d'un dispositif de fixation conçu spécialement pour ce type d'éprouvettes (chapes et goupilles). La chape supérieure étant mobile par contre la chape inférieure est fixée au bâti, (Fig. 3.9). Les signaux analogiques délivrés par le capteur sont lus et sauvegardés en permanence (charge et déplacement).

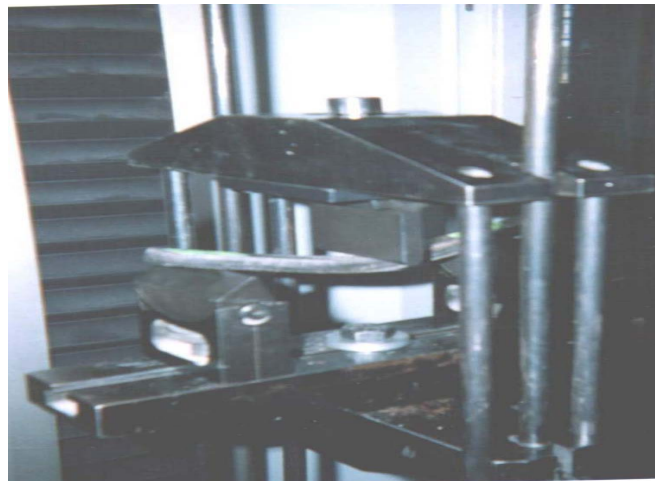


Fig. 3.8. Essai de rupture sur les éprouvettes (SENB) et (FTP)

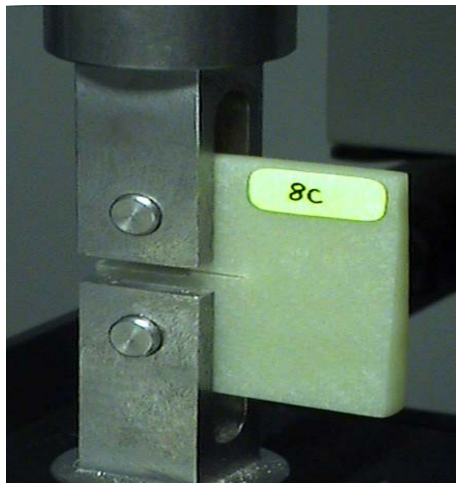


Fig. 3.9. Essai de rupture sur les 'éprouvettes (CT)

III.3. Mesure de l'accroissement de fissure

Plusieurs techniques sont utilisées pour la détection de la prolongation de la fissure. Les exemples incluent l'émission acoustique, les ondes ultrasoniques, pénétration d'encre au fond de fissure et le changement de la complaisance de l'éprouvette avec l'accroissement de la fissure. Ces méthodes diffèrent dans leur exactitude, et sont plus ou moins adéquates pour un problème métrologique donné. De plus, il est difficile de distinguer entre la rupture de la matrice et celle des fibres lors de l'utilisation des méthodes citées ci-dessus. En revanche, la technique de Corrélation d'Image Digitale (CID) apparaît comme prometteuse. Dans cette étude, deux techniques sont utilisées pour la détermination de l'accroissement de la fissure :

- La technique de Corrélation d'Image Digitale (CID) ;
- La Méthode du Changement de la Complaisance de l'éprouvette avec l'accroissement de la fissure (MCC).

III. 3.1. Technique de Corrélation d'Image Digitale CID

La CID est une méthode optique sans contact pour la mesure de déplacement et de champ de contraintes. Elle est développée principalement par M.A. Sutton et al. [86,87]. Cette technique est utilisée dans de diverses circonstances, par exemples :

- Surveillance du déclenchement d'un phénomène localisé, cas de concentration de contraintes dans un composite [88,89];
- Recherche des paramètres caractéristiques d'un matériau [90,91];
- Détermination du champ de contrainte ou de déplacement [92,93] ;
- Suivi de l'accroissement d'un défaut dans une structure (accroissement d'une fissure) [94,95].

Nous avons suivi trois démarches lors de l'application de la technique CID. Ces dernières sont : la préparation des éprouvettes, l'acquisition puis l'analyse des données.

- **Préparation de l'éprouvette**

Le but d'adopter la technique CID dans cette étude est :

- L'analyse des séquences de rupture par le suivi de l'accroissement de la fissure le long de l'éprouvette (CT) ;
- Déterminer les accroissements de la fissure à chaque instant (t).

Un bon état de surface d'observation permis une visibilité plus claire. Afin d'assurer une bonne surface d'observation, un polissage est effectué sur les éprouvettes par du papier verre (180, 320, 500 grains/cm²).

- *Acquisition des données*

Pour prendre une photographie numérique de la surface engendrant le processus de rupture, un appareil photo numérique standard (*LAVISON IMAGER PRO*) est utilisé. La surface opérationnelle de l'éprouvette (CT) est éclairée avec un tube fluorescent. La distance entre l'appareil photo et l'éprouvette est de 1,2 m.

Le déroulement du processus de rupture est enregistré sur le disque dur par un software (Logiciel *Devis*) associé au système CID. Avant de démarrer le test de rupture, les données dimensionnelles relatives à l'éprouvette (CT) (dans notre cas longueur rompue $W-a$) sont introduites dans le logiciel. Il est à signaler que le logiciel *Devis* est conçu pour le traité des problèmes 2D, les accroissements de la fissure sont aisément obtenus. Dans notre cas, la position d'un fond de fissure à un instant (t_q) est déterminée par l'intermédiaire du logiciel *Devis* (Fig. 3.10). Pour tout changement sur la photographie, prise par la technique CID durant le test à un instant (t), une charge et un déplacement sont associés à cette image.

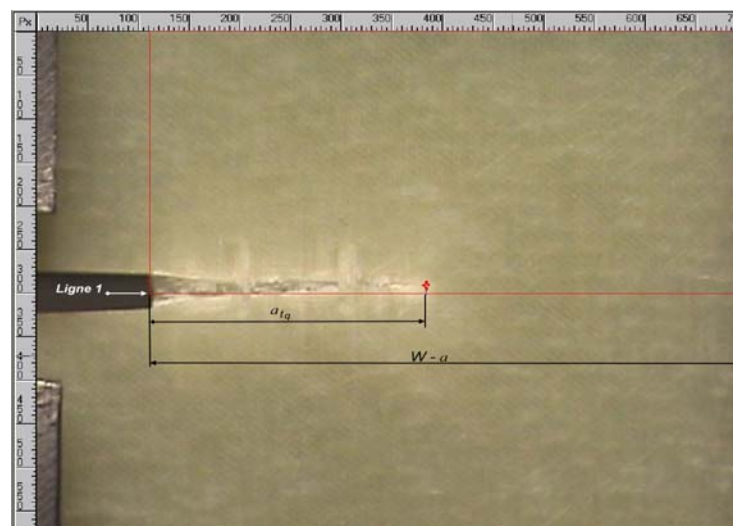


Fig. 3.10. Technique d'analyse des données pour la détermination de l'accroissement de fissure

La figure 3.11 montre des séquences d'images représentant l'accroissement de la fissure. Le temps $t=0s$ correspond au début du chargement [94].

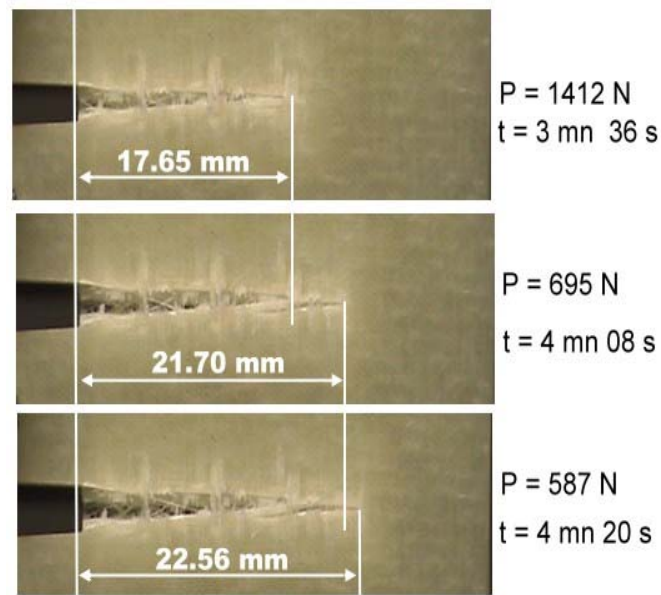


Fig. 3.11. Séquence d'images illustrant l'accroissement de fissure dans le matériau B_1

- *Analyse des données*

Une fois les tests sont terminés, les données enregistrées par le système CID sont exploitées en utilisant le logiciel *Devis*. Ce logiciel assure l'extraction des images (700x575 Pixels) du film enregistré durant le test de rupture. L'accroissement de la fissure est déterminé par le relevé de la longueur propagée de la fissure à chaque instant (t).

L'installation expérimentale du déroulement des tests est présentée sur la figure 3.12.

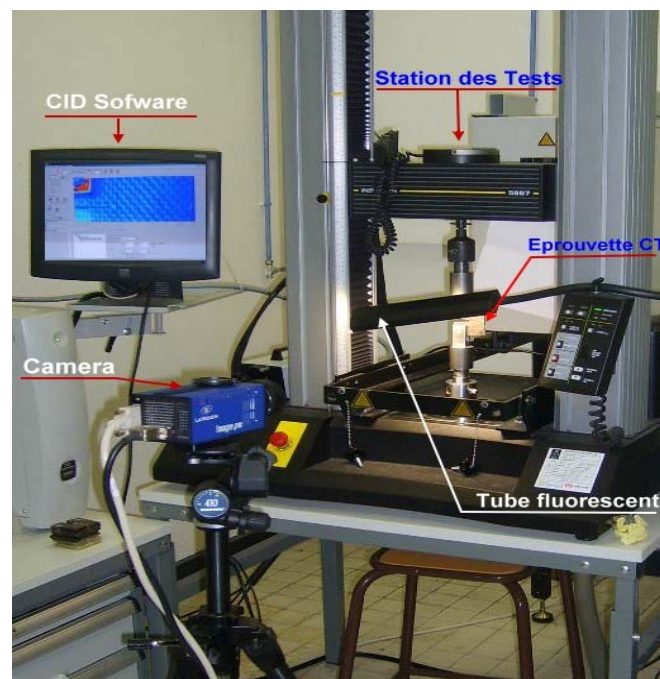


Fig. 3.12. Installation expérimentale du déroulement des tests avec le système de surveillance de l'accroissement de fissure

III. 3.2. Méthode du Changement de la Complaisance (MCC)

La MCC est un outil efficace pour déterminer l'accroissement effectif de la fissure dans un matériau composite. La complaisance peut être calculée à partir d'une courbe de charge-déplacement ($P-\delta$) [95-100], ou d'une courbe de charge-déplacement de l'ouverture de la fissure ($P-COD$) [101-105]. Dans la présente étude, nous avons utilisé la courbe ($P-\delta$) pour déterminer les complaisances.

La MCC suppose qu'une série d'éprouvettes, qui sont faites à partir du même matériel et ont la même géométrie et les mêmes dimensions, sont préfissurées de différentes longueurs d'entailles ($a_0, a_1, a_2 ; \dots a_i$).

La figure 3.13 illustre le principe de la MCC. Entre le point O et le point A, aucun accroissement de fissure ne s'est produit au fond de l'entaille. Ainsi, la courbe ($P-\delta$) est linéaire en cette région. Au point A, la fissure commence sa lente extension. Comme résultat, la courbe ($P-\delta$) commence à devenir non-linéaire. Sans doute, dans la région située entre le point O et le point A, la longueur de la fissure est constante (a_0) et l'approche de la MLER peut être directement utilisé pour calculer le facteur d'intensité des contraintes (K_R) à la pointe de la fissure [99,100]. Spécialement au point A, l'approche de la MLER convient aussi, à savoir, le K_{I-ini} peut être obtenu en insérant la charge P_A et la longueur de la fissure a_0 correspondant au point A dans une formule développée à partir la MLER. Au-delà du point A, l'approche de la MLER est considéré comme n'étant plus valable.

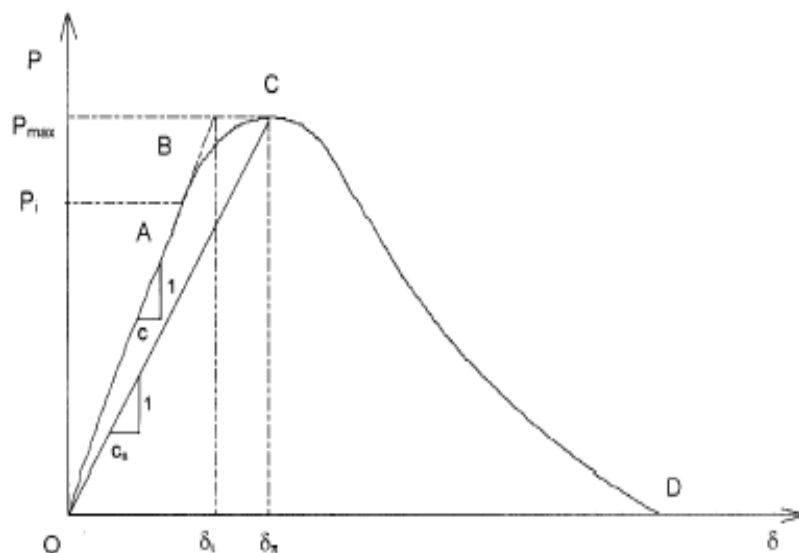


Fig. 3.13. Principe de la MCC [99]

A partir d'un point arbitraire C sur la même courbe (P- δ), on peut tracer une ligne sécante OC (Fig. 3.13). Selon la MCC, la ligne sécante OC peut être considérée comme le segment linéaire d'une courbe de (P- δ) mesurée à partir d'une éprouvette avec une longueur initiale de la fissure a_c . De même, dans la région située entre le point O et le point C, la longueur de la fissure est constante (a_c) et l'approche de la MLER peut être directement utilisé pour calculer le Facteur d'intensité des contraintes (K_R) à la pointe de la fissure [99].

Sur la courbe (P- δ), une série de lignes droites OA, OB, OC, OD,etc, sont tracées dans la même coordonnée ou sont asymptotiquement superposées l'une par rapport à l'autre comme il est indiqué sur la figure 3.14. Quand le nombre de lignes droites est assez grand, une courbe lisse peut être tiré en joignant l'ensemble des points à l'extrémité des lignes droites A, B, C, D, E....., L, en commençant par le point d'origine O de la coordonnée. Il peut prévoir que cette enveloppe coïncidera avec la courbe (P- δ) mesurée d'une éprouvette possédant une fissure initiale a_0 .

Au point final du segment linéaire de n'importe quel point de la courbe (P- δ), la MELR convient. Ainsi, l'ensemble de processus de rupture avec un aspect de rupture non linéaires peut être résolu en superposant asymptotiquement une série de solutions linéaires obtenues par l'approche de la MELR (Fig. 3.14). En d'autres termes, une solution d'un point sur une courbe non linéaire (P- δ) peut être d'une manière équivalente résolue par l'approche de la MELR parce que : n'importe quel point sur la courbe (P- δ) peut être traité comme cas spécial de l'ensemble d'une série de cas linéaires. Cette prétention s'appelle aussi la prétention asymptotique linéaire de superposition [99-104].

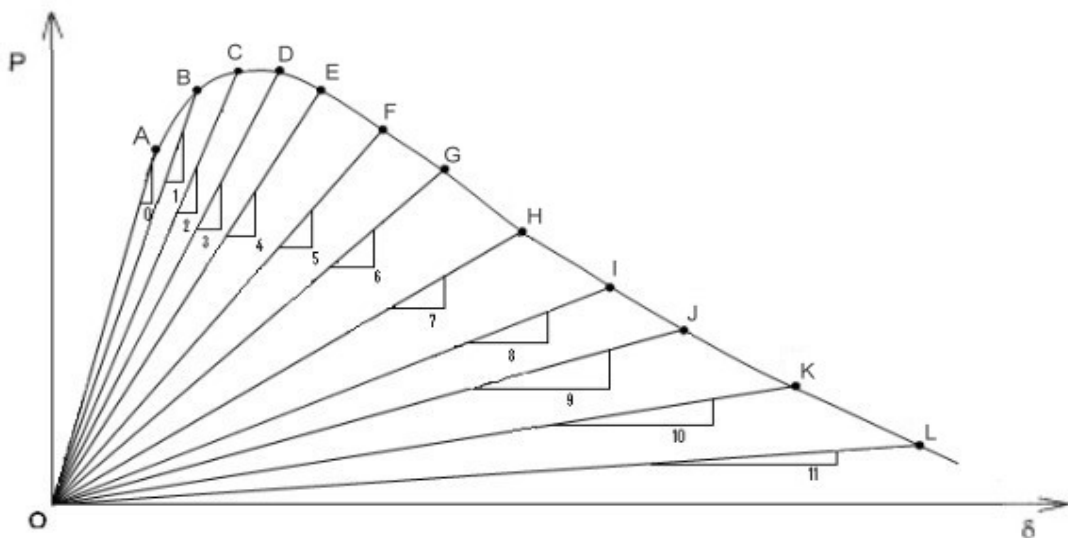


Fig. 3.14. Illustration de la MCC

L'incrément effectif de l'accroissement de fissure pour deux cycles de (P- δ) successifs peut être calculé en employant l'expression de *Tada et al.* [106].

$$a_{n+1} - a_n = \frac{W - a_n}{2} \cdot \frac{C_{n+1} - C_n}{C_{n+1}} \quad (3.1)$$

Où, a_n , a_{n-1} sont les longueurs de la fissure à deux cycles successifs, $W - a_n$, est le ligament non rompu de l'éprouvette après n cycles.

Durant cette étude, la MCC est adoptée pour le calcul de l'accroissement effectif de la fissure lors de la rupture statique des éprouvettes (SENB) du *matériau A₂₀*. Alors que la technique CID a servi comme outil pour trouver les accroissements de fissure sur les éprouvettes (CT) du *matériau A₁₂*. Afin d'établir une étude comparative entre ces deux méthodes, ces dernières sont utilisées simultanément pour la détermination de l'incrément de l'accroissement de fissure dans les éprouvettes des stratifiés **classe B**.

CHAPITRE IV

RESULTATS ET DISCUSSIONS

Résumé du chapitre IV

Dans ce chapitre, on présente une synthèse des essais mécaniques, menés sur des matériaux stratifiés fissurés à base de fibre de verre renforçant des résines thermodurcissables. Dans un premier temps, une analyse de l'évolution des courbes (P, δ) est faite, puis, on décrit le processus de rupture de chaque classe des matériaux composites avec leurs interprétations. Ensuite, on aborde l'analyse des courbes de rupture «Courbes-R» qui sont discutées en relation avec les mécanismes microscopiques de rupture, eux-mêmes analysés au travers des faciès de rupture afin de comparer le comportement à la rupture de chaque classe de composite étudié.

Une étude comparative se rapportant aux deux méthodes de mesure de l'accroissement de fissure (CID et MCC) est également présentée. Les résultats montrent que ces deux méthodes reportent des incréments d'accroissement de fissure très proches. L'écart maximal enregistré ne dépasse pas un ordre de 3%.

IV.1. Reproductibilité des expériences

Les expériences menées sur les éprouvettes de traction compacte (CT) des divers stratifiés étudiés sont globalement suivies par l'enregistrement des courbes charge/déplacement ($P-\delta$) associées, où le déplacement est mesuré entre les deux goupilles du chargement. Afin de vérifier la reproductibilité des expériences, les superpositions des courbes ($P-\delta$) relatives aux différentes classes des matériaux stratifiés étudiées sont représentées sur la [figure 4.1](#).

La [figure 4.1](#) présente l'évolution de la charge en fonction du déplacement des éprouvettes (CT) relatives aux composites stratifiés à renfort tissu. Les courbes ($P-\delta$) illustrent une reproductibilité acceptable (classe A, [Figs. 4.1a, b](#) et **classe B**, [Figs. 4.1c, d](#)). Pour les matériaux composites à renfort unidirectionnel (**classe C**, [Figs. 4.1e, f](#)) la reproductibilité est assez remarquable. Il est à signaler que les décalages en charges ou en déplacement des courbes ($P-\delta$) sur les [figures 4.1e, f](#) semblent être liés à l'emplacement du fond d'entaille par rapport aux fibres (trame). Trois cas peuvent se présenter :

- Cas 1 : fond de fissure situé juste après la trame ([Fig. 4.2a](#)).
- Cas 2 : fond de fissure située à une distance inférieure à $d/2$ de la trame ([Fig. 4.2b](#)) ;
- Cas 3 : fond de fissure confrontant directement la trame ([Fig. 4.2c](#)) ;

Dans le premier cas, l'endommagement s'initie par la microfissuration matricielle. La fissure se propage à une énergie moindre jusqu'elle heurte la fibre. A cet endroit, la fissure nécessite une énergie supplémentaire pour vaincre les contraintes de cohésion à l'interface fibre /matrice. Une fois la contrainte appliquée atteint la contrainte de rupture de la fibre, cette dernière se rompt. L'évolution des courbes ($P-\delta$) relatives à ce cas est représentée sur la [figure 4.2a](#). D'où l'énergie de rupture est fortement influencée par la microfissuration matricielle caractérisée par une faible énergie de rupture. De la même façon, l'initiation de l'endommagement dans le deuxième cas s'effectue par microfissuration de la matrice, mais la rupture matricielle n'influe pas autant sur l'endommagement du matériau ([Fig. 4.2b](#)). Pour la rupture du matériau, une énergie plus élevée que dans le premier cas est nécessaire. Le troisième cas se distingue par une énergie de rupture plus élevée comparée au deux premiers cas. Cela s'explique par le fait que le fond de fissure heurte directement la fibre avec une présence minimale des microfissures de la matrice. La courbe ($P-\delta$) de la [figure 4.2c](#) montre que la charge de rupture atteint sa valeur maximale. En vertu de ça, on conclut que la microfissuration matricielle joue un rôle majeur dans la ruine du matériau.

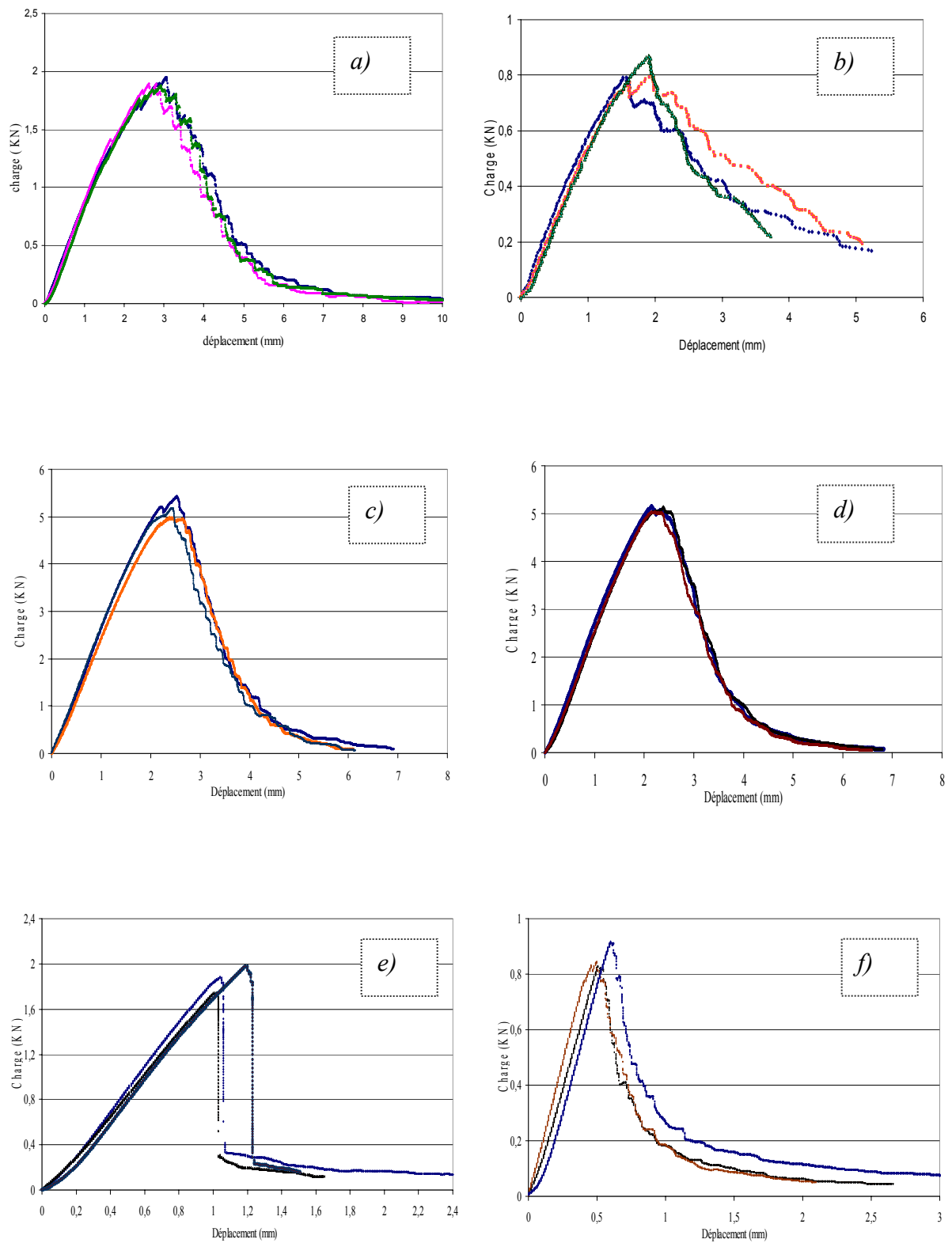


Fig. 4.1. Reproductibilité des différents stratifiés étudiés

a) CT stratifié A₁₂, b) SENB stratifié A₂₀, c) CT matériau B₁, d) CT matériau B₂,
e) CT matériau C₁, f) CT matériau C₂

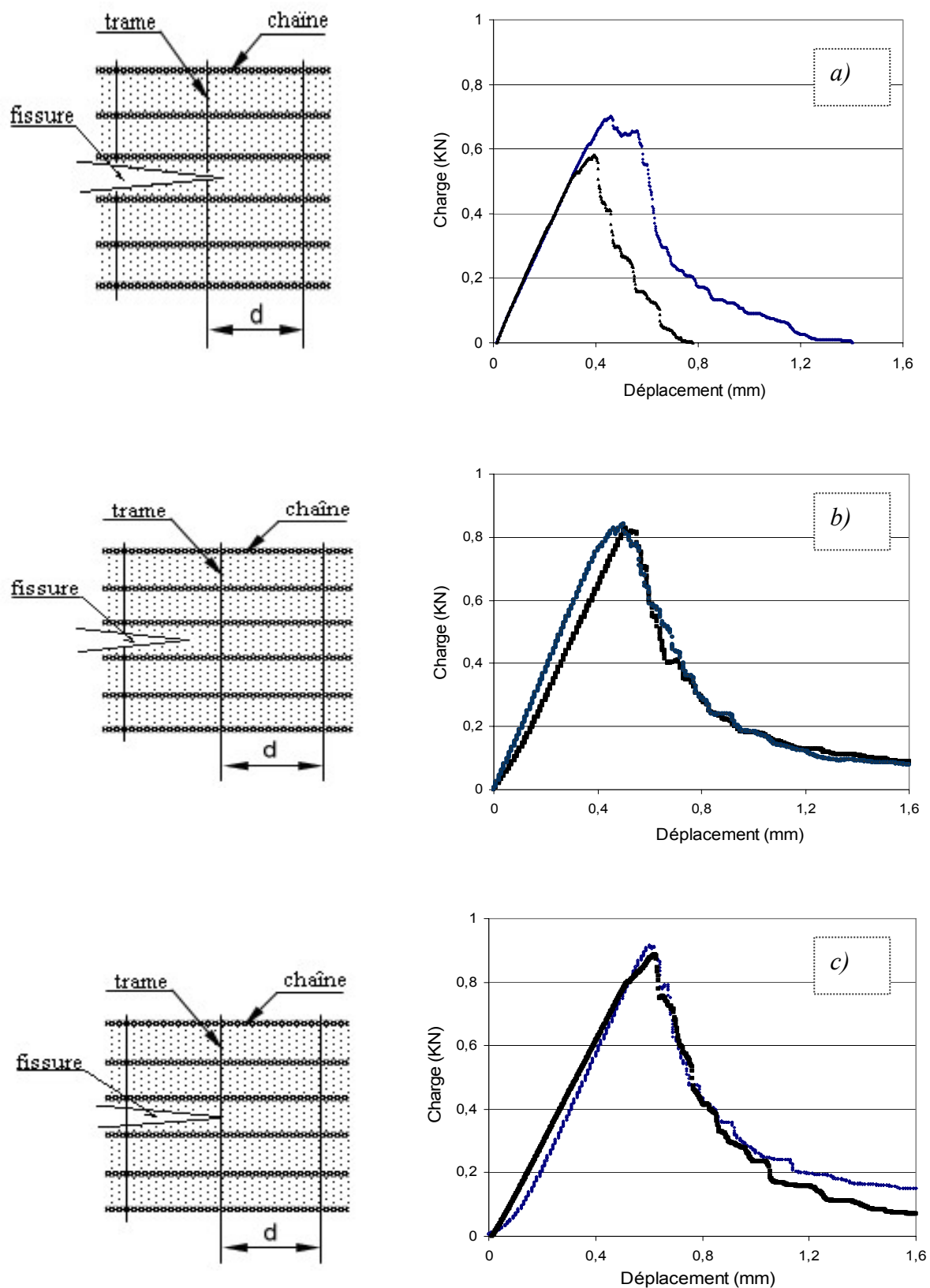


Fig. 4.2. Cas possibles d'emplacement du fond de fissure dans les éprouvettes CT matériau C_2
 a) fond de fissure situé juste après la trame, b) fond de fissure située à une distance inférieure à $d/2$ de la trame,
 c) fond de fissure confrontant directement la trame

IV.2. Analyse des courbes charge/déplacement

L'évolution des courbes charge/déplacement (P- δ) relatives aux matériaux stratifiés à renfort tissu (Figs. 4.1a, b et d) montre que ces deux classes de stratifiés présentent une allure presque similaire des courbes (P- δ). La rupture des différents composites est de type contrôlée. Deux parties sont observées sur ces courbes :

- la partie initiale de la montée en charge est quasi linéaire. L'écartement de la non linéarité de la courbe charge déplacement est clairement défini. Le premier effet de fissuration affectant la fibre de chaque matériau ait lieu juste avant que la charge maximale est atteinte [107,108]. Bien que, le mécanisme de fissuration de la matrice soit présent dans la phase initiale des courbes (P- δ), aucune sensibilité de la pente n'a été enregistrée durant cette phase.
- Dans la seconde partie des courbes (P- δ), on trouve «l'aire d'affaiblissement». Au-delà de la charge maximale, la courbe décroît graduellement et la propagation de la fissure est stable [107,108]. L'aire d'affaiblissement des courbes (P- δ) relatives aux stratifiés Polyester/tissu (Figs. 4.1a et b), comparés aux courbes (P- δ) des stratifiés Epoxyde/tissu (Figs. 4.1c et d) se distingue par la présence de petites dentures jusqu'à la fin du processus de rupture, cela est forcément due à la forme structurale du tissu renforçant le Polyester.

Les courbes (P- δ) relatives aux matériaux unidirectionnels composites **classe C** (Figs. 4.1e et f) montrent que le sens de l'entaille influe fortement sur l'évolution de ces courbes. Pour le matériau unidirectionnel ayant une fissure perpendiculaire à la chaîne (matériau C₁), l'évolution des courbes (P- δ) est de type fragile. La charge monte linéairement jusqu'à une valeur maximale puis chute d'une manière brutale (Fig. 4.1e). Dans le cas du matériau unidirectionnel avec une entaille perpendiculaire à la trame (matériau C₂), la courbe (P- δ) est de type semi-contrôlée (Fig. 4.1f). Cette dernière est caractérisée par une charge maximale moins importante par rapport à la première. Elle est pratiquement linéaire jusqu'à 95 % de la charge maximale.

Une fois que la charge maximale est atteinte, la charge chute graduellement pour former l'aire d'affaiblissement. Cette aire est relativement très réduite comparativement à celles des stratifiés à renfort tissu.

IV.2.1. Séquences du processus de rupture

Lors des tests de rupture, le processus de l'accroissement de la zone endommagée peut être formée par une variété d'endommagement microscopique (fissuration de la matrice, décohésion à l'interface fibre/matrice, rupture des fibres, pontage et extraction des fibres). Afin de décrire les séquences de l'accroissement de la fissure, ainsi que les différents mécanismes d'endommagement présents à chaque séquence, le principe de la Corrélation d'Image Digitale (CID) est adopté. La CID est une technique de suivi par observation assistée par ordinateur de la propagation de la fissure principale. Elle fait l'objet d'une comparaison des données entières du champ de déplacement extrait et une paire d'images numériques avant et après une déformation d'une surface d'éprouvette [89]. Dans cette étude, la technique CID est employée pour détecter l'initiation et la propagation de la fissure jusqu'à l'arrêt du processus. En raison de cette présentation, la prise de chaque série de photos microscopiques débute à l'instant juste où la pointe de la fissure s'émoussait d'une façon visible. La vidéo caméra se déclenche simultanément avec le processus de rupture. Le début de la propagation de fissure est défini une fois que la rupture d'une fibre au fond de fissure est observée [109]. A la suite de la comparaison des photos microscopiques par la technique CID, de chaque type de composite, aux valeurs chronométrées relatives à chaque séquence, les déductions suivantes peuvent être tirées :

IV.2.1.1. Séquences du processus de rupture des stratifiés A_{12}

Rappelons que les matériaux stratifiés A_{12} sont les sept stratifiés Polyester/tissu de verre. La différence entre les différents stratifiés A_{12} réside dans les orientations des couches dans chaque matériau, d'où trois types de stratifiés sont obtenus :

- les stratifiés croisés $[90]_{12}$, $[0/90]_6$ et $[0]_{12}$;
- le stratifié équilibré $[\pm 45]_6$;
- les stratifiés quasi-isotropes $[0_2/\pm 45/90_2]_s$ des éprouvettes (CT) relatives aux composites stratifiés à renfort tissu, $[0_2/90_2/\pm 45]_s$ et $[(0/+45/90)_2]_s$.

Le suivi de l'évolution des courbes (P- δ) des sept stratifiés A_{12} , en utilisant la méthode CID, montre la présence de quatre phases distinctes durant l'évolution du processus de rupture statique [110]. Afin d'illustrer ces différentes phases, la courbe (P- δ) relative au matériau quasi-isotrope $[(0/+45/90)_2]_s$ est pris comme exemple. Les quatre phases caractéristiques sont les suivantes :

- *Phase I* : elle correspond à la phase linéaire élastique (OA) où aucun mécanisme d'endommagement n'est décelé par la CID (Fig. 4.3) [110-115]
- *Phase II* : dans la deuxième phase (AB), le fond de fissure subit un émoussement caractérisé par l'initiation de la microfissuration matricielle (Fig. 4.4a). La technique de CID a permis de déterminer le niveau de charge correspondant à l'initiation de la fissure (point B) du stratifié $[(0/+45/90)_2]_s$. Il est de l'ordre de 0,91% de la charge maximale. Il est à noter qu'à ce niveau de chargement, le renfort au voisinage du fond de fissure ne subit pas de dommage (Fig. 4.4b) [110].

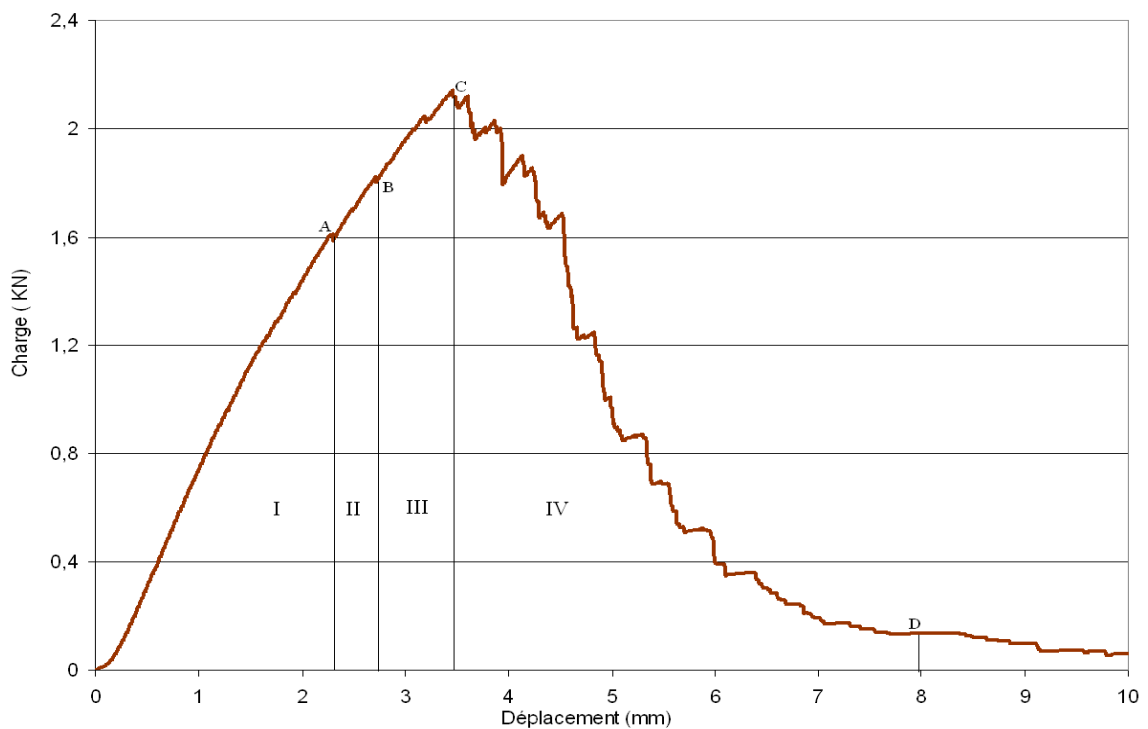


Fig. 4.3. Représentation de la répartition des séquences caractérisant le processus de rupture des stratifiés A12

- *Phase III* : durant cette phase (BC), l'augmentation de la charge provoque la propagation de la fissure dans le matériau. Les fibres forment un pontage et tendent à stopper l'accroissement de fissure, cela cause une redistribution des charges sur toute l'éprouvette (Figs. 4.4b, et c). On remarque que la rupture de la fibre se produit lorsque la charge maximale est atteinte (point C). S.K. Khanna et A. Shukla [114], ont détaillé l'interaction entre le fond de fissure et la fibre comme suit : Quand le fond de fissure heurte la fibre, ce dernier se divise en deux puis avance lentement autour d'elle en créant une décohésion le long de sa circonférence.

L'augmentation de la charge affaiblit la section de la fibre et mène à sa rupture. Cette interaction se reproduit successivement favorisant l'accroissement de la ZE.

- *Phase IV* : dans cette dernière phase (CD), la technique de CID montre qu'une diversité de mécanismes d'endommagement s'opère lors de l'accroissement de la zone d'endommagement (fissuration matricielle, pontage des fibres, délaminage et extraction des fibres) (Figs. 4.4*d, e, f, g et h*). M. Rokbi [74] et M. Rokbi et H. Osmani [115] ont présenté une étude plus détaillée sur cette phase. Les auteurs signalent que l'augmentation du vide (zone blanchâtre sur la figure 4.4*d*) tend à affaiblir la matrice en donnant naissance à une déformation du fond de fissure par déchirement. De plus, la vitesse du processus de rupture semble réduire le pull out. Par conséquent, la rupture est favorisée par les contraintes de cisaillement.

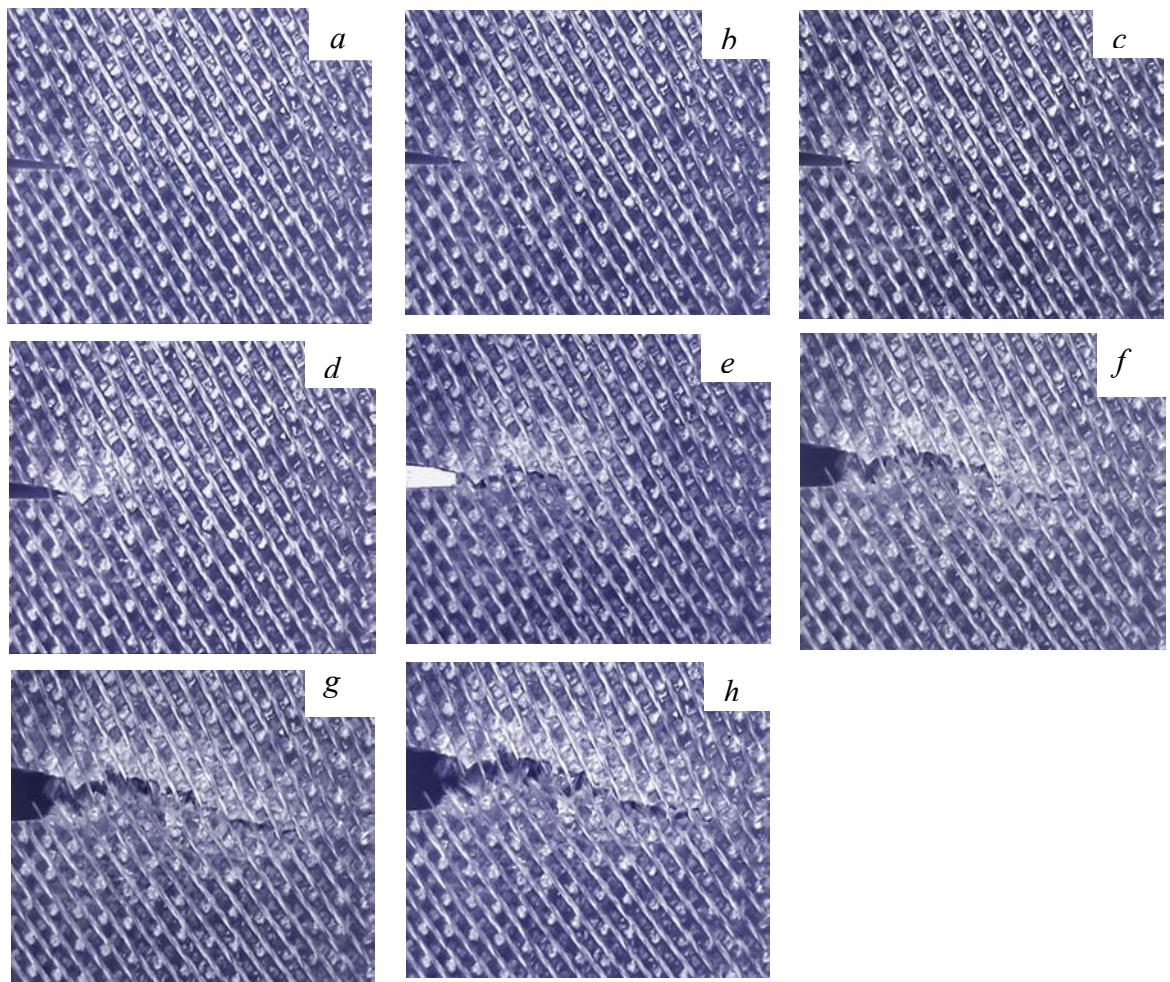


Fig. 4.4. Accroissement de fissure durant le chargement du stratifié $[(0/+45/90)_2]_s$

Les différents niveaux de charges déterminés à partir d'une combinaison des valeurs obtenues par l'essai de rupture (courbe (P- δ)) et par les photos réalisées par la technique CID, sont illustrés par le [tableau 4.1](#).

Tableau 4.1 : Niveaux de charges remarquables des stratifiés A_{12}

Matériaux	Charge (KN)		
	émoussement (point A)	amorçage (point B)	maximale (point C)
[90] ₁₂	1,3474	1,6105	2,1378
[0/90] ₆	1,2461	1,4607	1,9533
[0] ₁₂	0,9486	1,1523	1,4038
[± 45] ₆	0,9736	1,3552	1,7764
[(0/+45/90) ₂] _s	1,4635	1,8452	2,0349
[0 ₂ /+45/90 ₂] _s	1,4790	1,7882	2,0438
[0 ₂ /90 ₂ /+45] _s	1,2665	1,5064	1,8002

L. Gonz les et W.G. Knauss [89] constatent que l'amorçage des endommagements dans les stratifiés est toujours observé au sein des couches intérieures du matériau plutôt que sur la surface. Selon cette constatation, on peut conclure que le confinement des couches à 90  à l'intérieur des stratifiés quasi-isotropes est l'une des raisons de la résistance de tels matériaux.

Les durées de chaque séquence de rupture ainsi que les durées totales du processus de rupture relatives aux stratifiés A_{12} sont rassemblées dans le [tableau 4.2](#).

Tableau 4.2: Chronométrie / extension des séquences de rupture observées durant le processus de rupture des stratifiés A_{12}

Matériau	Durée totale de la rupture	Durée des séquences de rupture				Durée totale du processus
		I	II	III	IV	
[0] ₁₂	03': 17'' : 00	1': 18'' : 00	00': 25'' : 20	0': 38'' : 20	02': 38'' : 80	05': 13'' : 10
[90] ₁₂	04': 35'' : 70	01': 46'' : 30	00': 38'' : 10	00': 49'' : 90	03': 45'' : 80	07': 00'' : 10
[0/90] ₆	04': 10'' : 60	01': 19'' : 20	00': 42'' : 20	00': 33'' : 70	03': 36'' : 90	06': 12'' : 00
[± 45] ₆	02': 40'' : 30	01': 17'' : 70	00': 37'' : 80	00': 48'' : 00	01': 52'' : 30	04': 35'' : 80
[0 ₂ /+45/90 ₂] _s	04': 20'' : 00	02': 03'' : 20	00': 31'' : 80	00': 36'' : 70	03': 43'' : 30	06': 54'' : 00
[0 ₂ /90 ₂ /+45] _s	04': 08'' : 60	01': 21'' : 40	00': 22'' : 80	00': 25'' : 90	03': 42'' : 70	05': 52'' : 80
[(0/+45/90) ₂] _s	04': 37'' : 40	01': 43'' : 40	00': 32'' : 70	0': 52'' : 30	03': 45'' : 10	06': 53'' : 50

Afin de présenter une analyse comparative sur la façon dont la fissure se propage dans chaque stratifié A_{12} . Ainsi de faciliter la compréhension du [tableau 4.1](#), une représentation plus implicite est proposée sur le [tableau 4.3](#).

Tableau 4.3: Analyse de l'évolution de la fissure dans les stratifiés A_{12}

Matériau	Résistance du stratifié durant			
	phase linéaire	phase d'émoussement	initiation de fissure	propagation
$[0]_{12}$				
$[90]_{12}$				
$[0/90]_6$				
$[\pm 45]_6$				
$[0_2/\pm 45/90_2]_S$				
$[0_2/90_2/\pm 45]_S$				
$[(0/+45/90)_2]_S$				

 bonne

 assez bonne

 passable

 médiocre

En vertu du [tableau 4.3](#), le stratifié quasi-isotrope $[0_2/\pm 45/90_2]_S$ se manifeste favorablement par rapport aux autres stratifiés par sa résistance importante durant les différentes phases d'évolution de la fissure. Ceci ne mis pas à l'écart les stratifiés $[(0/+45/90)_2]_S$ et $[90]_{12}$ qui présentent des résistances assez comparables au premier. Globalement, le stratifié croisé $[0/90]_6$ et le stratifié quasi-isotrope $[0_2/90_2/\pm 45]_S$ ont des caractéristiques assez acceptables et peuvent être classés dans une échelle non loin des stratifiés $[0_2/\pm 45/90_2]_S$, $[(0/+45/90)_2]_S$ et $[90]_{12}$. Vu la mauvaise résistance à la propagation de fissure du stratifié équilibré $[\pm 45]_6$, ainsi du stratifié croisé $[0]_{12}$; ces deux stratifiés sont classés dans une échelle plus bas comparés aux autres stratifiés bien que le stratifié $[\pm 45]_6$ a une bonne résistance lors de l'initiation de la fissure.

Les [figures 4.5](#) et [4.6](#) représentent l'évolution de la fissure en fonction du temps des stratifiés A_{12} . L'examen de ces figures montre que la propagation de la fissure évolue d'une manière similaire. Cette évolution est caractérisée par trois phases : une montée lente caractérisant l'initiation de la fissure. La seconde phase caractérise, la propagation stable de la

fissure puis une courte phase où il y a une certaine interaction de fissure avec la face arrière de l'éprouvette (effet de bord) [85,110]. Une explication plus détaillée de ces phases sera présentée lors de l'étude des séquences du processus de rupture des stratifiés **classe B**.

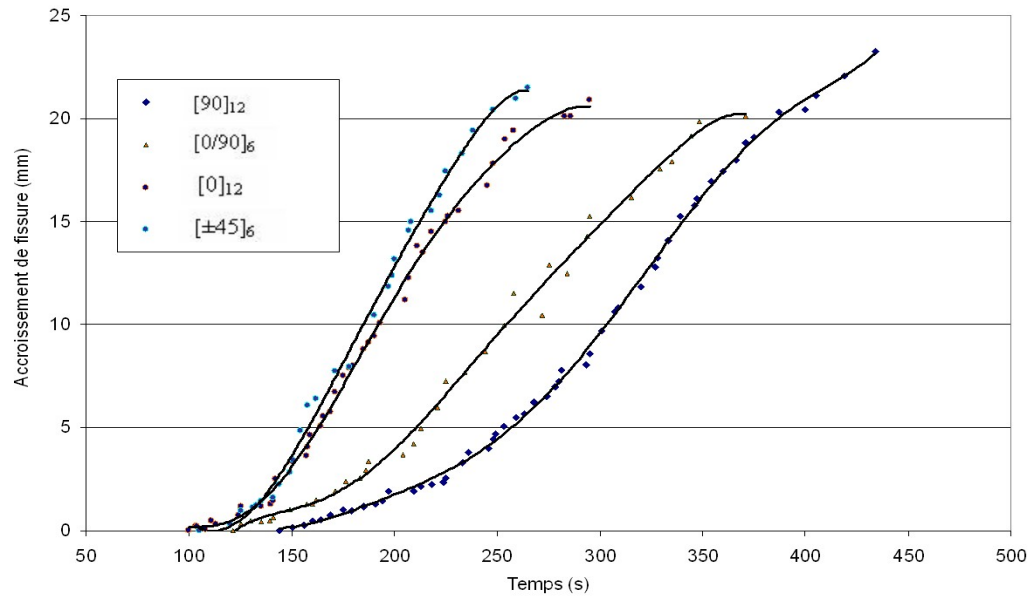


Fig. 4.5. Evolution de l'accroissement de la fissure en fonction du temps des stratifiés croisés et équilibré

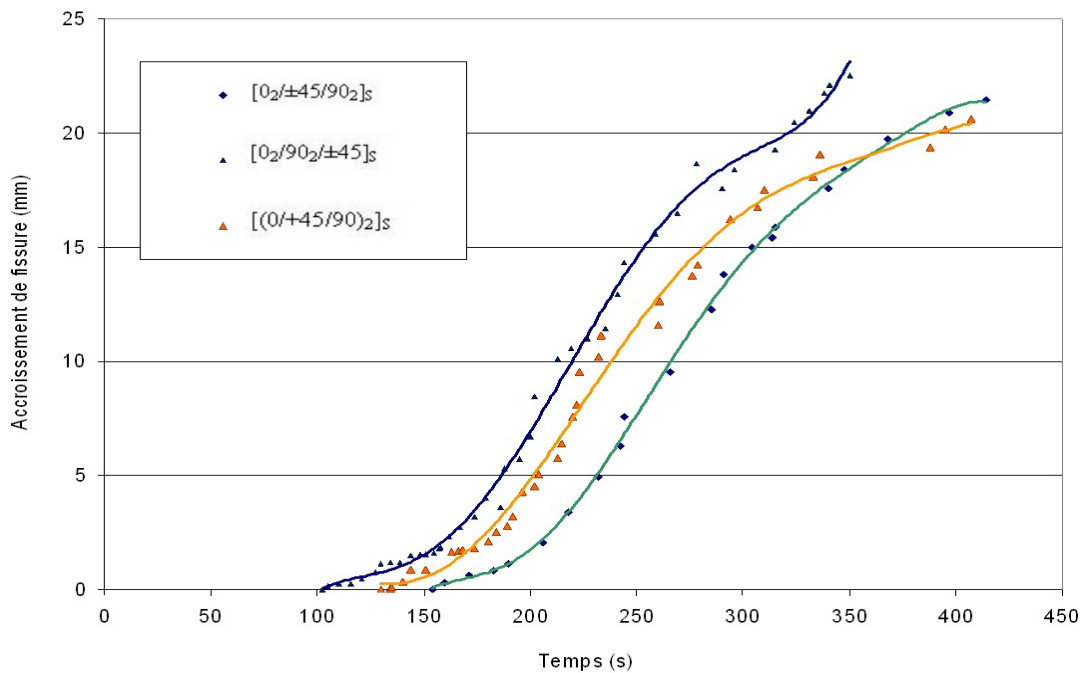


Fig. 4.6. Evolution de l'accroissement de la fissure en fonction du temps des stratifiés quasi-isotropes

La superposition des courbes charge/accroissement de la fissure ou plutôt de la ZE des stratifiés étudiés (Fig. 4.7), montre que le matériau $[90]_{12}$ enregistre la charge de rupture la plus élevée. A la charge maximale, l'accroissement de fissure (Δa_{rup}) est égal à 1,36mm (la technique CID). Les matériaux $[0_2/\pm 45/90_2]_s$ et $[(0/+45/90)_2]_s$ ont la même charge de rupture

avec des accroissements (Δa_{rup}) différents. Ces accroissements sont respectivement 1,13mm et 0,60mm. Les stratifiés $[0_2/90_2/\pm 45]_s$ et $[\pm 45]_6$ ont de différentes charges maximales alors que leurs l'accroissements (Δa_{rup}) sont égaux, soit 1,52mm. Le stratifié $[0/90]_6$ a le plus grand accroissement (Δa_{rup}) enregistré. Il est de l'ordre de 2,61mm. Dans le cas de la résine polyester renforcée à la fois par du roving et du mat de verre [8], Une propagation de la fissure stable après un accroissement de l'ordre de 3 mm avant que la charge maximale soit atteinte.

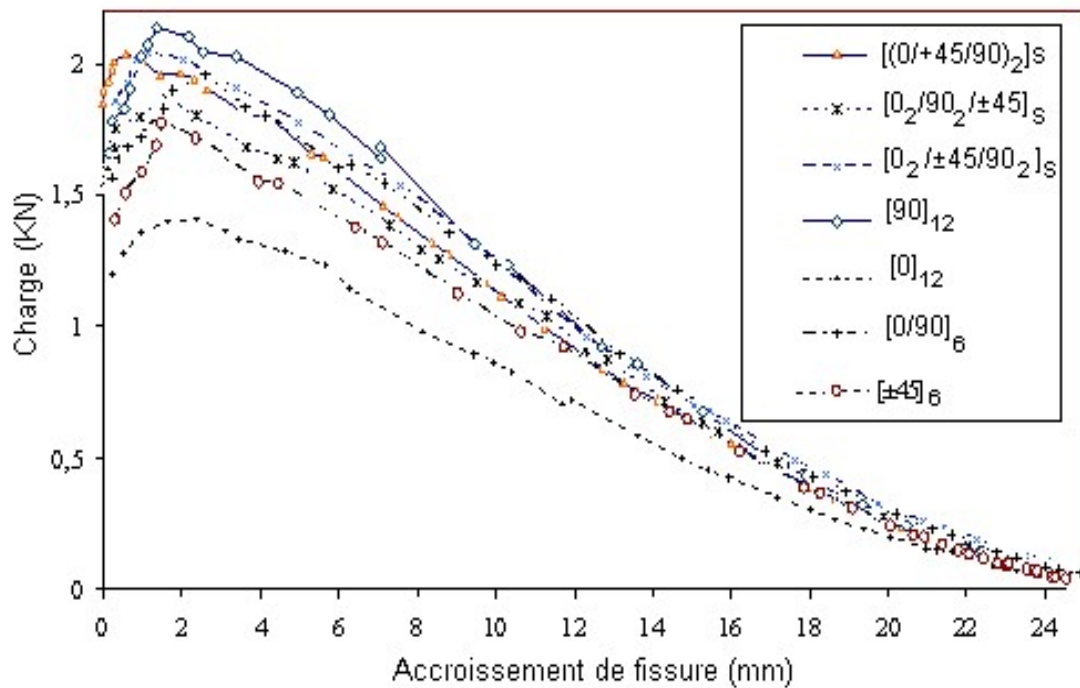


Fig. 4.7. Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure des stratifiés étudiés

IV.2.1.2. Séquences du processus de rupture des stratifiés classe B

Les plaques stratifiés **classe B** sont des composites en époxyde renforcée par de tissus de verre E, sergé de 2. A partir de ces plaques, deux types d'éprouvettes CT sont obtenus :

- Eprouvettes où l'entaille est perpendiculaire à la chaîne, soit le matériau B_1 ;
- Eprouvettes où l'entaille est perpendiculaire à la trame, soit le matériau B_2 .

Le suivi de l'évolution du processus de rupture des deux stratifiés **classe B** montre que ces deux matériaux évoluent de la même manière. Les courbes (P- δ) présentent quatre phases distinctes [95]. La courbe (P- δ) relative au matériau B_1 (Fig. 4.8) est prise comme exemple d'illustration des séquences d'endommagement de cette classe de stratifiés.

- *Phase I* : C'est la réponse linéaire (OA) du matériau, de même comme le cas des stratifiés A_{12} , aucun mécanisme d'endommagement n'est décelé par la technique de CID (Fig. 4.8) [95,111-113].

- *Phase II* : c'est la phase (AB), Contrairement aux stratifiés A_{12} , caractérisés par un intense émoussement (fissuration matricielle) surgissant au fond de fissure et pouvant s'étaler sur toute l'éprouvette, les stratifiés **classe B** semblent se caractériser par des microfissurations (émoussement localisé) au voisinage du fond de fissure [88,102-104]. D'après la CID (Fig. 4.9a), Il semble que ces microfissurations s'initient plutôt dans les couches internes que sur la surface [89]. Puis, elles tendent à s'étaler suivant le sens des fibres qui forment le pontage (sens vertical). Le niveau de charge à l'initiation de la fissure (technique CID) est de $P_B = 4722N$ (point B; $t = 1mn\ 42s$). Ce niveau de charge est de l'ordre de 92% de la charge maximale (P_{max}). On remarque, à ce niveau de chargement, le renfort au voisinage du fond de fissure ne subit pas de dommage (Fig. 4.9b). Il est difficile de distinguer entre cette phase et celle qui suit. Cette ambiguïté est due à la courte durée de déroulement de cette phase.

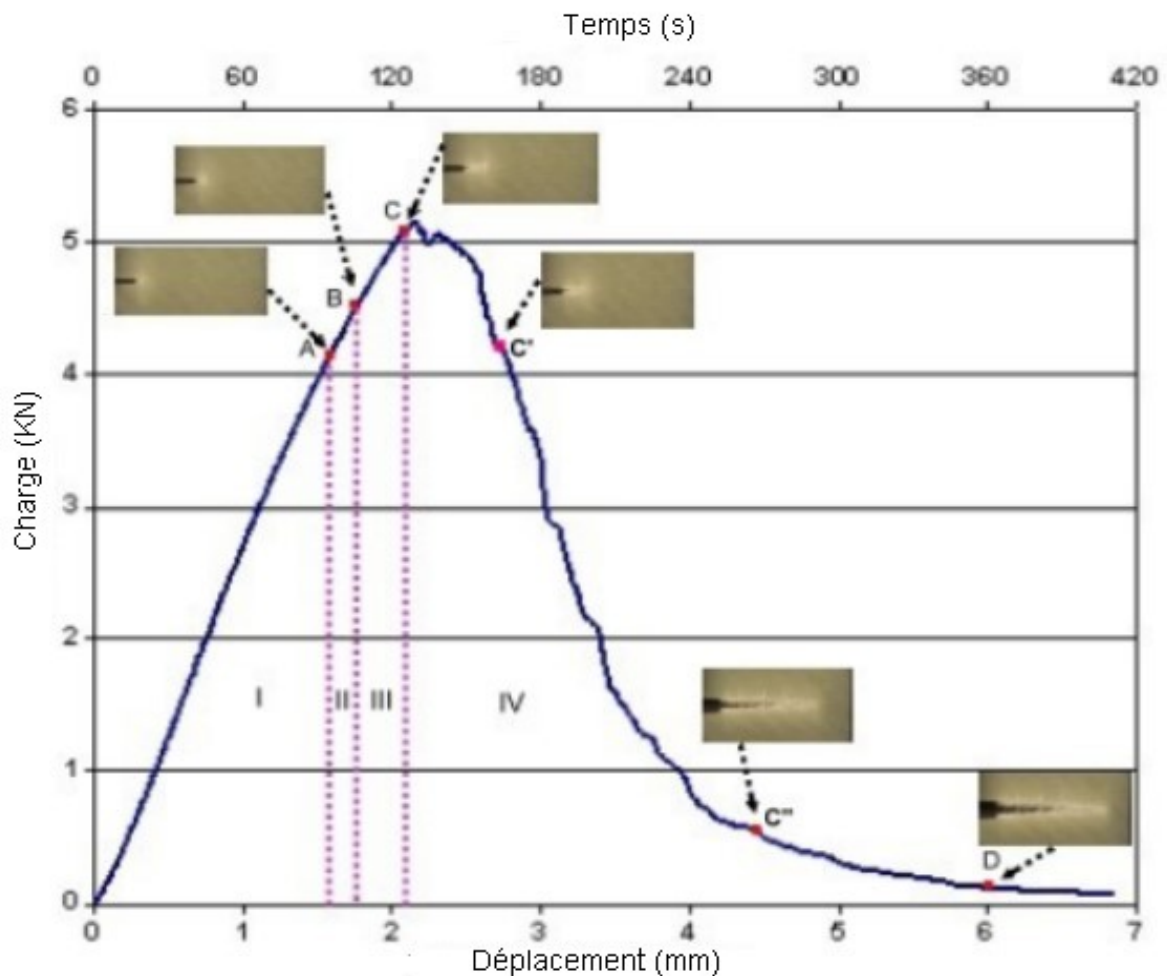


Fig. 4.8. Représentation de la répartition des séquences caractérisant le processus de rupture du stratifié B_1

- *Phase III* : La technique CID montre que durant cette courte phase et sous l'effet de charge, les micro-fissurations s'intensifient et tendent à affaiblir le matériau. La microfissuration transversale se produit le long des différentes couches et quelques fissures longitudinales le long des couches composites à proximité de la pointe de fissure apparaissent (Fig. 4.9c). De même dans cette phase, on constate que la rupture du stratifié **classe B** se caractérise par des microfissurations localisées. Ces dernières sont reflétées par une zone blanche autour du fond de l'entaille. On entend même un cric crac accompagnant l'émoussement intense de la pointe de fissure [116]. L'augmentation ultérieure de la charge conduit à l'initiation de la fissure principale dans le composite. La première fissuration de la matrice se produit de manière contextuelle [114]. Par conséquent, il est possible de prévoir que la rupture de fibres ne se produit pas jusqu'à la charge maximale, [108,115-117]. Pendant les 10 premières secondes de cette étape, la fissure progresse seulement de 0,26 mm. La propagation de la fissure est stable jusqu'elle atteint un incrément de propagation de 3,5 mm. Les fibres ont tendance à combler et stopper les fissures existantes, entraînant une distribution de charge dans le matériau stratifié (Figs. 4.9b, c). Cette redistribution de charge est répartie à travers le ligament de l'éprouvette jusqu'à ce qu'il atteigne la charge maximale (point C: $P_C = 5135 \text{ N}$, $t = 2 \text{ mn } 10 \text{ s}$). Au-delà de ce point, l'énergie supplémentaire doit être absorbée par la croissance de la plus importante fissure principale. Les bruits (cric crac) peuvent être dus à des microfissures et/ou délaminage à la pointe de fissure [116].
- *Phase IV* : Au-delà du point de charge maximale, la fissure principale continue à se propager, comme indiqué dans les figures 4.9d, e, f et h. cette propagation conduit à une décroissance de la charge. Dans cette étape, l'accroissement de fissure est plus important que dans la phase III. Pendant les 10 premières secondes de cette phase, la fissure progresse d'un incrément de 2,93mm, et poursuit sa croissance de manière instable. Il semble que la fissure tend à affaiblir les couches internes (micro-fissurations, rupture filamentaire, décohésion fibre/matrice) avant d'apparaître sur la surface du stratifié (Figs. 4.9f et g). Ces constatation sont en bon accord avec les prédictions de plusieurs auteurs [89,109,118]. Plusieurs mécanismes, comme les microfissurations matricielles, décollement aux interfaces et rupture des fibres, font partie intégrante des mécanismes de

l'accroissement des fissures. La formation de nouvelles surfaces (zone blanche dans la [figure 4.9e](#)) tend à affaiblir la matrice. En conséquence, le pull-out s'est réduit et la rupture semble être dominée par les contraintes de cisaillement [95]. Une présentation plus détaillée concernant la *phase VI* du stratifié **classe B** (Epoxyde/tissu de verre) sera détaillée un peu loin.

Les résultats des tests statiques sur les deux matériaux **classe B** montrent que ces deux stratifiés se caractérisent par les mêmes phases d'évolution de la fissure. Les niveaux de charges qui sont déterminés à partir d'une combinaison des valeurs obtenues par l'essai de rupture (courbe (P- δ)) et par les photos réalisées par la technique de CID, sont assez proches ([Tab. 4.4](#)). Ceci montre que les résistances à la rupture relatives aux deux stratifiés **B₁** et **B₂** sont presque identiques. Ainsi les tests de rupture ne reflètent pas un effet de l'orientation de l'entaille considérable sur la rupture des stratifiés **classe B**.

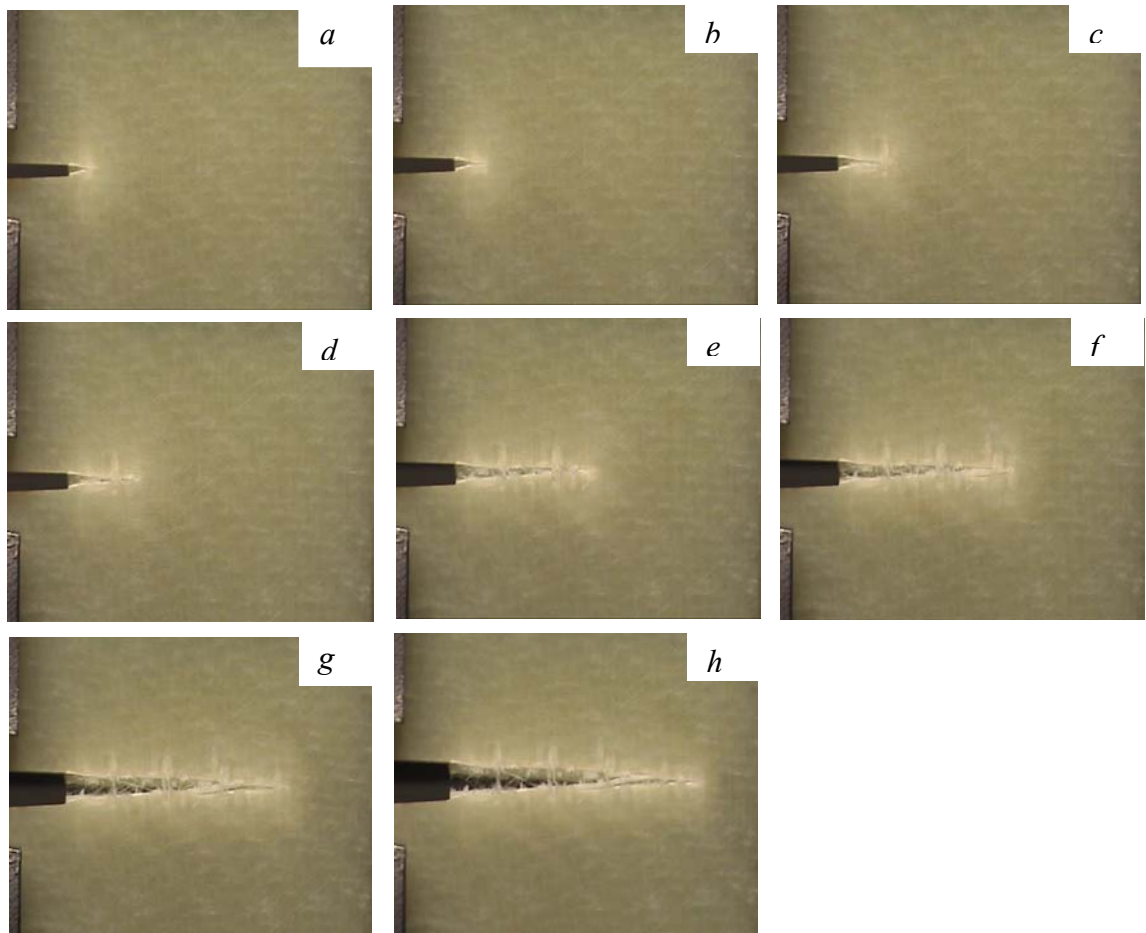


Fig. 4.9. Accroissement de fissure durant le chargement du stratifié **B₁**

Tableau 4.4 : Niveaux de charges remarquables des stratifiés **classe B**

	Charge (KN)		
	émoussement (point A)	amorçage (point B)	maximale (point C)
Matériau B₁	4,2792	5,9168	5,1646
Matériau B₂	4,0378	4,8473	5,1470

D'après le [tableau 4.4](#), il s'avère que le matériau **B₁** (entaille perpendiculaire à la chaîne) s'initie à une charge peu élevée comparée au matériau **B₂** (entaille perpendiculaire à la trame). La différence entre les charges d'amorçage de la fissure est de l'ordre de 6%. Alors que la rupture des deux stratifiés se produit à un niveau de charge très proche. Les chronologies relatives aux différentes phases sont présentées sur le [tableau 4.5](#).

Tableau 4.5 : Chronométrie / extension des séquences de rupture observées durant le processus de rupture des stratifiés **classe B**

	Durée totale de la rupture	Durée des séquences de rupture				Durée totale du processus
		I :	II :	III :	IV :	
Matériau B₁	04' : 31'' : 10	01' : 42'' : 10	00' : 32'' : 20	0' : 19'' : 50	03' : 49'' : 40	06' : 23'' : 20
Matériau B₂	04' : 42'' : 10	01' : 32'' : 00	00' : 30'' : 10	00' : 12'' : 50	03' : 59'' : 40	06' : 14'' : 10

La [figure 4.10](#) montre l'évolution de la charge en fonction de l'accroissement de la fissure des stratifiés **classe B**. En vertu de cette figure, il semble que l'amorçage de la fissure dans les matériaux **B₁** et **B₂** s'initie à des charges assez proches. La technique CID montre que le premier effet de rupture de fibre ait lieu une fois que la charge maximale est atteinte. A ce niveau de charge, l'accroissement de fissure (Δa_{rup}) est décelé et est égal à 0,58mm.

Comparativement au stratifiés **A₁₂**, les stratifiés **classe B**, se caractérisent par une courte durée lors du passage de la phase III à la phase VI. Cela semble être du à la structure filamenteuse du renfort. La [figure 4.11](#) illustre l'évolution de l'accroissement de la fissure en fonction du temps relative aux matériaux stratifiés **classe B**. Ces courbes montrent que l'évolution de l'accroissement de la fissure en fonction du temps dans les stratifiés **B₁** et **B₂** est semblable à celle des stratifiés **A₁₂**.

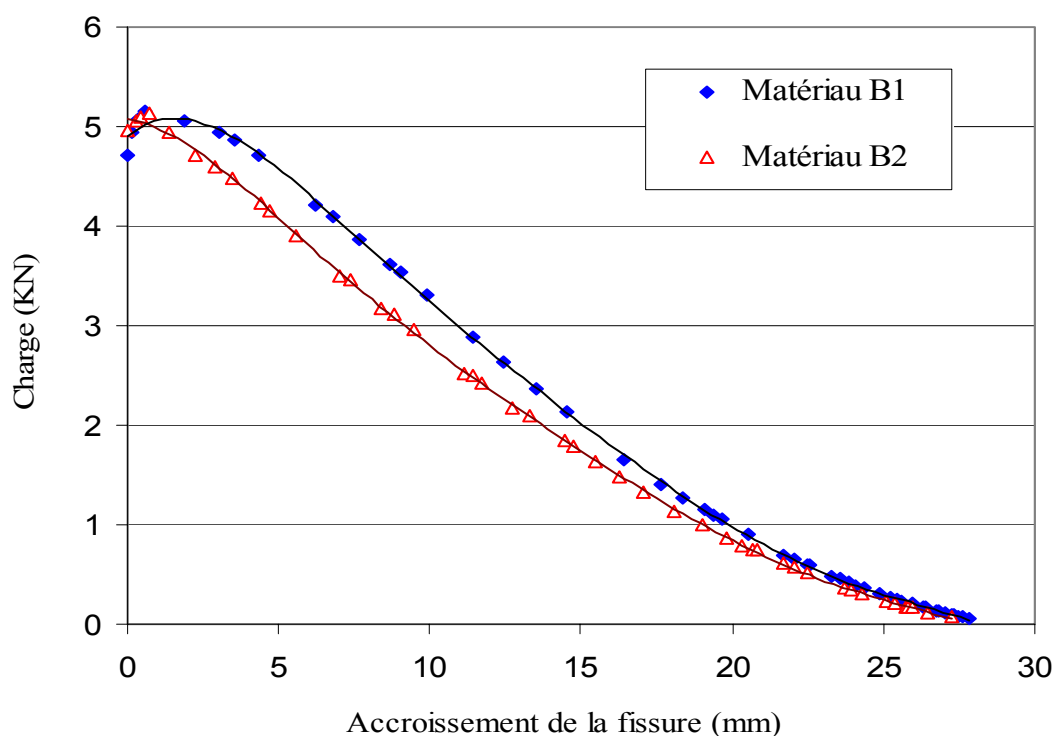


Fig. 4.10. Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure des stratifiés *classe B*

La figure 4.11 montre que l'effet l'orientation d'entaille n'a pas un grand effet sur la résistance à la rupture de ce matériau bien qu'un léger décalage, en faveur du matériau **B₁**, est observé.

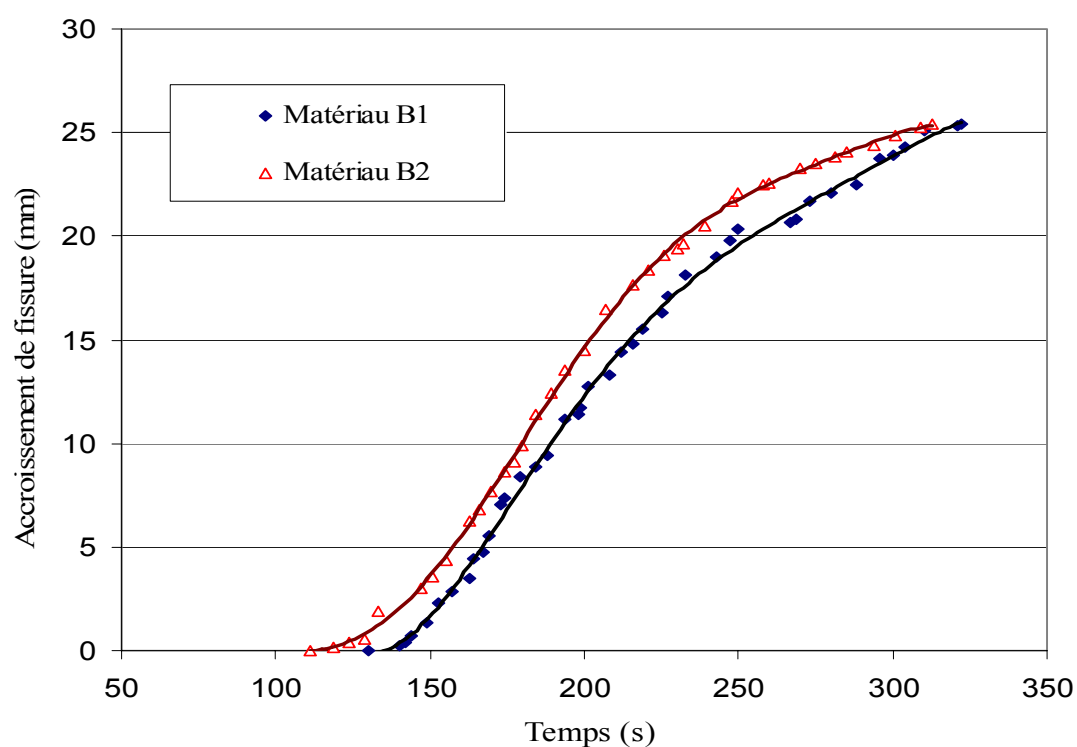


Fig. 4.11. Evolution l'accroissement de fissure en fonction du temps des stratifiés *classe B*

IV.2.1.2.1. Séquences d'accroissement de la fissure dans un matériau à renfort tissé

L'étude de la rupture statique des deux classes de stratifiés à renfort tissé montre que la fissure se propage dans ces matériaux d'une manière similaire (Fig. 4.11). Trois étapes d'évolution de la fissure sont présentes durant la rupture des éprouvettes CT (Fig. 4.12).

- *Etape 1* : Cette étape caractérise l'initiation à la propagation de la fissure (Fig. 4.12). Après l'émoussement du fond de fissure et la naissance des micro-fissurations matricielles, la fissure est nettement observée. Elle se propage plus facilement autour de la fibre. Comme la charge augmente, la section de la fibre s'affaiblit jusqu'à sa rupture à proximité de la charge maximale. Après ce point, la charge décroît graduellement. La technique de CID montre que la zone des dommages locaux enregistrés au cours de cette étape est d'environ 3,5 mm. Cette étape est caractérisée par une croissance de la fissure stable et correspondante à la portion (BC') dans la figure. 4.8 [95].
- *Etape 2* : Comparativement à la première, la seconde étape, (portion C'C'' (Fig. 4.8)), est caractérisée par une (ZE) plus importante (19 mm). Par ailleurs, les zones d'endommagement sont de plus en plus extensives. E.K. Tschegg et al. [108] expliquent cette extension par l'augmentation de l'ouverture de la fissure qui favorise le pull-out, ceci conduit à l'augmentation de la séparation du matériau. De plus, le saut de rupture, qui représente l'avance de la pointe de la fissure, est plus marqué dans cette étape (Fig. 4.12). Pour l'ensemble des éprouvettes testées, l'acheminement de la fissure dans les deux directions est majoritairement linéaire. On observe aussi la propagation d'une zone blanche accompagnant le processus d'endommagement (Fig. 4.13). Cela signifie qu'un pontage significatif des fibres naît avec l'accroissement de la (ZE). K. Liu et M. Hughes [112] rapportent que le degré de blanchiment semblait être dépendant du type et de la façon de l'accroissement des fissures.
- *Etape 3* : Cette étape correspond à la portion (C''D) dans la figure. 4.8. La technique CID montre que cette phase est la plus courte et la plus lente du processus de rupture (Fig. 4.12). L'accroissement de la fissure semble se ralentir de plus en plus jusqu'à l'arrêt du processus de rupture. Il est à signaler que les paramètres enregistrés durant cette étape ne sont pas appropriés au matériau testé [85,110]. Etant donné que la fissure est fortement influencée par l'effet de bord. Dans cette étape, la fissure se propage de manière instable.

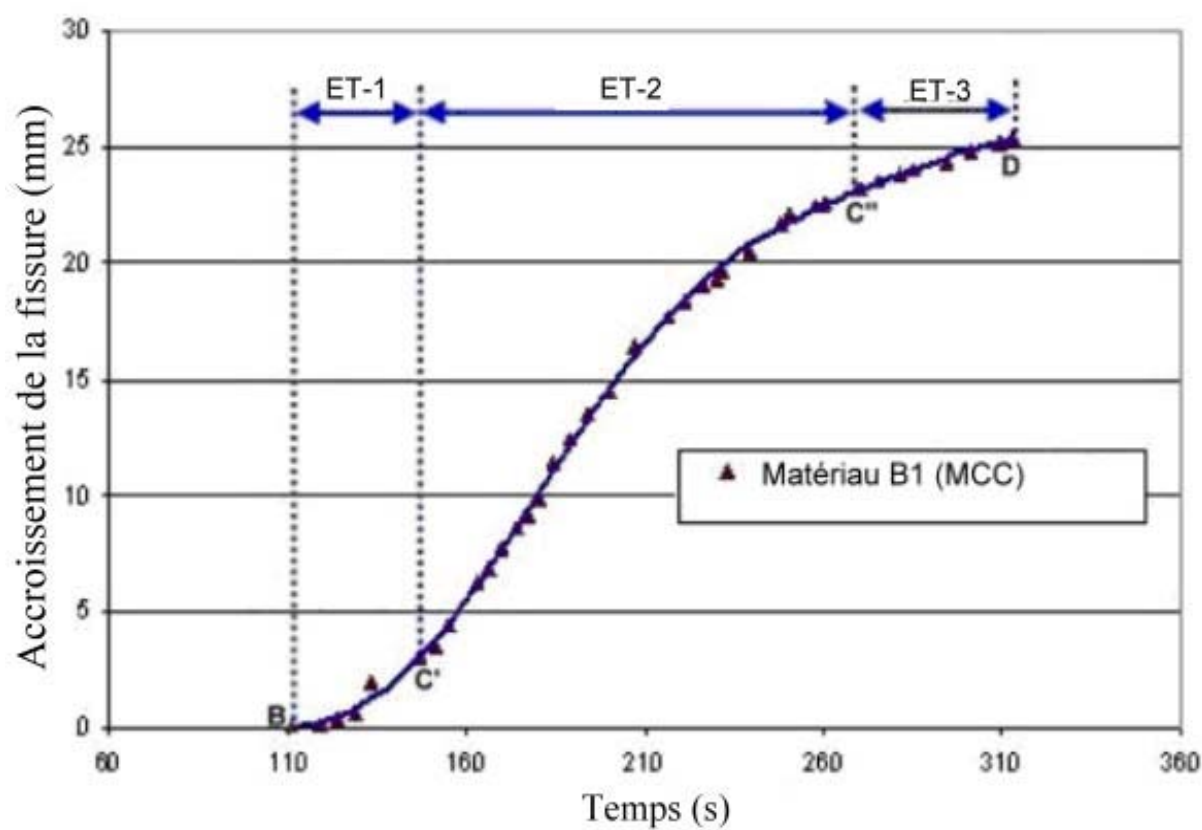


Fig. 4.12. Evolution de la fissure en fonction du temps des stratifiés **classe B**

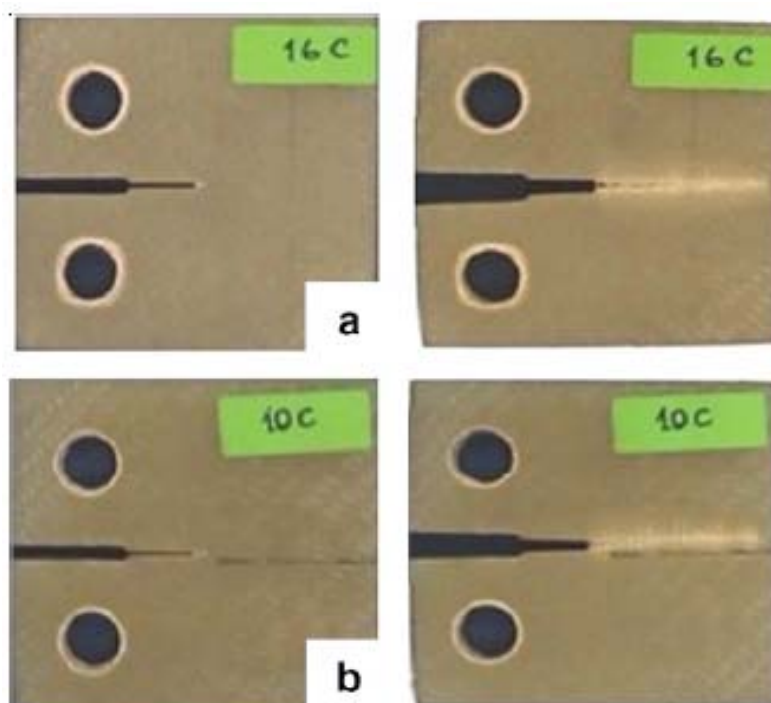


Fig. 4.13. Acheminement de la fissure dans les deux directions des stratifiés **classe B**

a) matériau **B₁**, b) matériau **B₂**

IV.2.1.3. Séquences du processus de rupture du matériau classe C

Rappelons que le composite **classe C** est un matériau unidirectionnel époxyde/fibre de verre avec Un taux de fibres de 5% dans le sens trame. Des essais de rupture statique sont menés sur des éprouvettes CT afin de voir l'effet de l'entaille sur le comportement de ce matériau.

Deux types d'éprouvettes sont expérimentés :

- Eprouvettes ayant une entaille perpendiculaire à la chaîne, soit le matériau **C₁** ;
- Eprouvettes ayant une entaille perpendiculaire à la trame, soit le matériau **C₂**.

Les courbes (P- δ) des deux types d'éprouvettes CT montrent que le matériau étudié présente un comportement fragile ou plutôt semi fragile. Vu l'architecture du renfort fibreux, la rupture de tel matériau est fortement influencée par la nature fragile de la matrice. Les résultats des tests montrent que le comportement du matériau **C₁** est de type fragile, alors que les éprouvettes ayant une entaille perpendiculaire à la trame sont caractérisées par une rupture semi-contrôlée.

IV.2.1.3.1. Processus de rupture du matériau **C₁**

La [figure 4.14](#) montre l'évolution de la courbe (P- δ) du matériau **C₁**. On constate que la rupture est type fragile. Seule la partie linéaire est présentée sur cette courbe. La charge augmente graduellement et d'une façon linéaire jusqu'à la charge maximale. Une fois cette dernière est atteinte, la courbe (P- δ) chute brusquement.

Les photographies de la [figure 4.15](#) illustrent les phases critiques de l'endommagement du matériau **C₁**. La technique CID a permis de distinguer les courtes phases de la ruine de ce matériau, ces dernières se résument par un émoussement ([Figs. 4.15a, b](#)), naissance de microfissurations matricielles ([Fig. 4.15c](#)) ainsi la rupture fragile ([Figs. 4.15d, e](#)). Il est à signaler que ni l'émoussement, ni les microfissurations matricielles n'ont un effet sur la phase initiale (partie linéaire). Les chronologies relatives aux différentes photographies sont présentées sur le [tableau 4.6](#).

Sur la [figure 4.15c](#), la fissure tend à se propager horizontalement, en revanche, elle se trouve face à la résistance des fibres de la chaîne. De sa nature, la fissure se propage à travers le chemin le moins résistant [[112](#)]. On note que le taux de fibres suivant le sens de la chaîne est plus important que celui de la trame (5%). La fissure principale se propage dans la direction de l'effort.

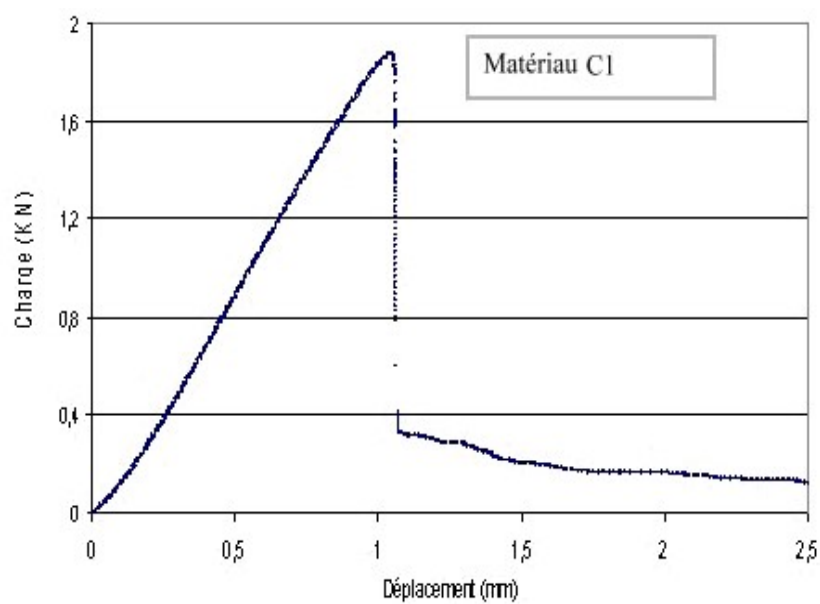


Fig. 4.14. Evolution de la charge en fonction du déplacement du matériau C_1

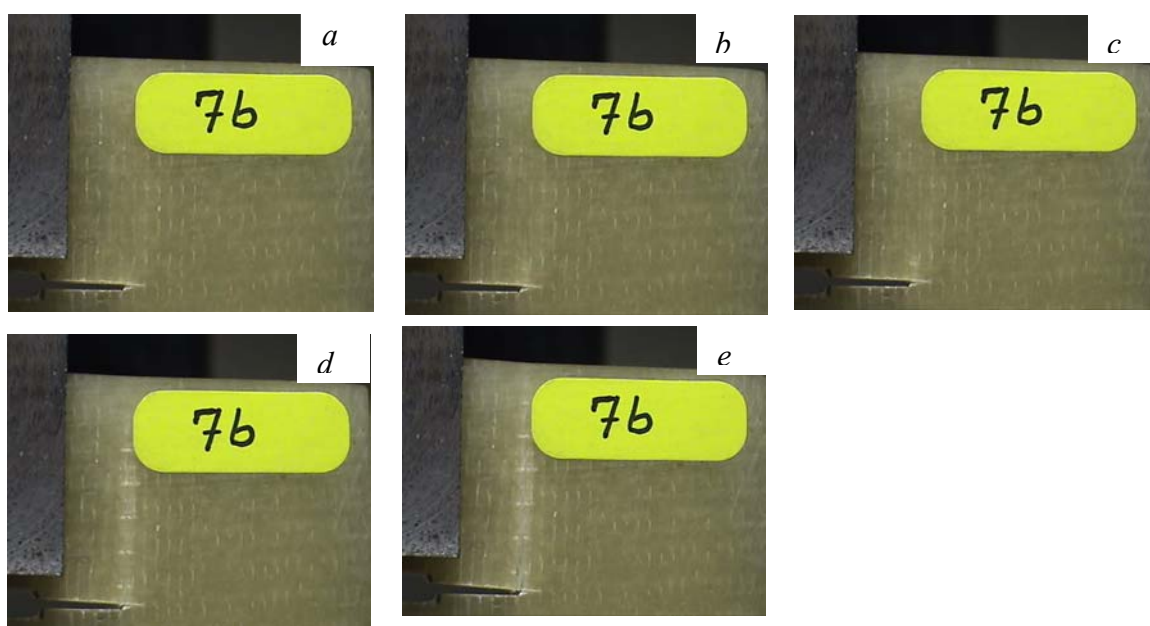


Fig. 4.15. Accroissement de la fissure durant le chargement du matériau C_1

Tableau 4.6 : Chronométrage des photographies prises durant le processus de rupture du matériau C_1

		Temps exact lors de la prise de la photographie				
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	<i>d</i>	<i>e</i>
<i>Matériau C₁</i>	<i>t (s)</i>	00': 55'' : 23	01': 05'' : 12	01': 05'' : 19	01': 05'' : 22	01': 07'' : 15
	<i>Δ t (s)</i>		00': 09'' : 89	00': 00'' : 07	00': 00'' : 03	00': 01'' : 93

IV.2.1.3.2. Processus de rupture du matériau C₂

La figure 4.16 illustre l'évolution de la courbe (P- δ) du matériau C₂. Cette figure montre que la rupture est de type contrôlée. La charge présente une croissance monotone et conserve sa linéarité jusqu'à 95 % de la charge maximale. A ce niveau de charge, la technique (CID) révèle que la première cause de défaillance de ce matériau (Fig. 4.17a) est les microfissurations matricielles. Une fois la charge maximale est atteinte, l'amorçage de la fissure est observé (Fig. 4.17b). Comme dans le cas du matériau C₁, le terme séquence d'endommagement ne peut être adopté durant l'analyse de la rupture étant donné que la vitesse de propagation de la fissure est importante (Tab. 4.7).

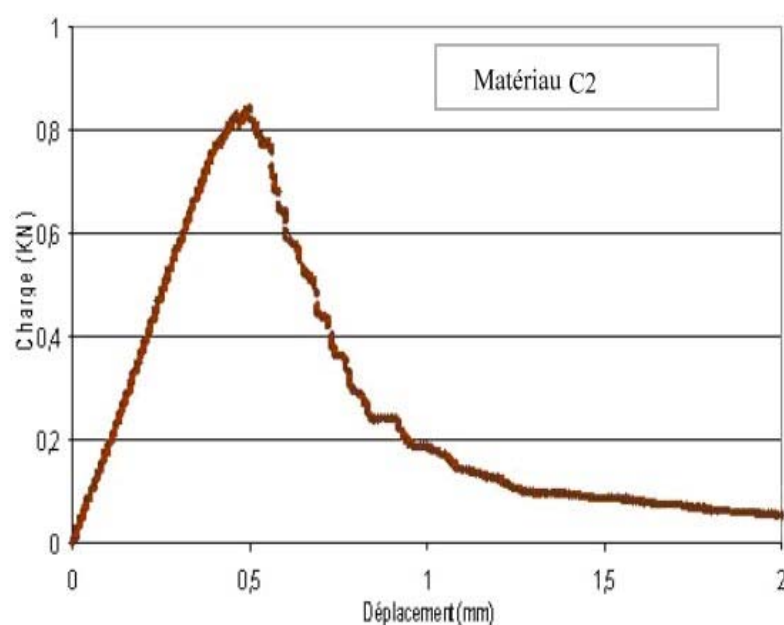


Fig. 4.16. Evolution de la charge en fonction du déplacement du matériau C₂

Tableau 4.7 : Chronométries des photographies prises durant le processus de rupture du matériau C₂

Temps exact lors de la prise de la photographie			
	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
<i>t</i> (s)	00': 34'' : 01	00': 37'' : 05	00': 40'' : 04
Δt (s)		00': 03'' : 04	00': 02'' : 99
	<i>d</i>	<i>e</i>	<i>f</i>
<i>t</i> (s)	00': 50'' : 15	01': 15'' : 16	01': 49'' : 17
Δt (s)	00': 10'' : 11	00': 25'' : 01	00': 34'' : 01

L'accroissement de la fissure est gouvernée par la rupture matricielle (Figs. 5.16 *c, d, e*). Les courtes durées de déroulement du processus de rupture sont dues au faible taux de fibres dans la direction perpendiculaire au front de fissure (Tab.4.7). L'énergie consommée lors de la rupture des fibres transversales contribue à l'augmentation de l'aire d'affaiblissement de la courbe (P- δ) du matériau **C₂**.

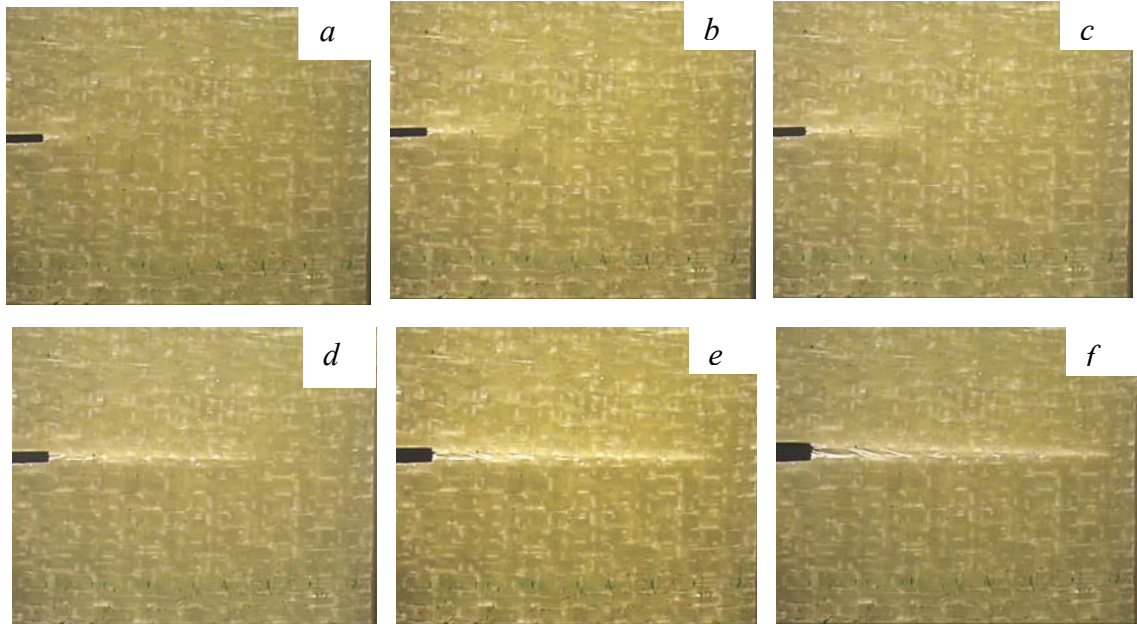


Fig. 4.17. Accroissement de fissure durant le chargement du matériau **C₂**

Les évolutions des courbes (P- δ) relatives aux deux matériaux **classe C** sont nettement distinctes. Le sens de la propagation de fissure (sens trame) et la vitesse de la propagation de fissure sont des points communs aux deux matériaux. Alors que les niveaux de charge relatifs à la rupture de chaque matériau sont différents. L'aire d'affaiblissement est négligeable dans le cas de **C₁**, par contre cette aire est un peu importante dans le cas de **C₂**.

Les résultats des tests sur les stratifiés **classe C** montrent que la propagation de la fissure est colinéaire avec l'orientation des fibres [81]

IV.3. Analyse des Courbes-R

Dans ce qui suit, l'analyse des courbes de rupture des matériaux composites testés est présentée. Les Courbes-R relatives aux stratifiés fissurés étudiés sont déterminées sous l'hypothèse d'un comportement linéaire élastique. Vu la taille du ligament (W-a) des éprouvettes (SENB) des stratifiés **A₂₀**, l'accroissement de la fissure est déterminé par la MCC. Alors que la technique CID est adoptée pour l'évaluation de l'accroissement de fissure dans les éprouvettes (CT) des stratifiés **A₁₂**. Pour les Courbes-R du matériau **classe B**, l'accroissement de fissure est

déterminé simultanément par les deux méthodes (CID et MCC). Ceci permet d'établir une comparaison entre elles. La dispersion des valeurs des énergies de rupture est essentiellement due aux éprouvettes atypiques.

La figure 4.18 illustre un exemple d'évolution de la Courbe-R du matériau **B₁**. Sur cette courbe on distingue la présence de deux niveaux :

- Le premier niveau est une propagation stable de la fissure qui est caractérisé par une augmentation progressive en valeurs du facteur d'intensité de contrainte. La valeur de la ténacité à l'amorçage ($K_{I\text{-ini}}$) est de l'ordre de $25,7 \text{ MPa.m}^{1/2}$.
- Le deuxième niveau, est une progression selon une valeur au plateau est observée ; durant ce niveau la ZE atteint sa taille maximale [109]. La stabilité de la propagation de fissure reflète qu'une diversité d'absorption d'énergie survient lors du processus d'endommagement. Le paramètre K_R croît pour atteindre la valeur de $32 \text{ MPa.m}^{1/2}$ au plateau à un accroissement de fissure $\Delta a = 4,7 \text{ mm}$.
- Dans le dernier domaine, la ZE interagit avec la surface arrière de l'éprouvette, la fissure se propage en mode mixte et l'énergie de rupture mesurée n'est plus associée à une taille de fissure: c'est l'effet de bord. En effet, le régime stationnaire de propagation de la fissure ne s'établissant pas, l'effet de bord apparaît tôt [85].

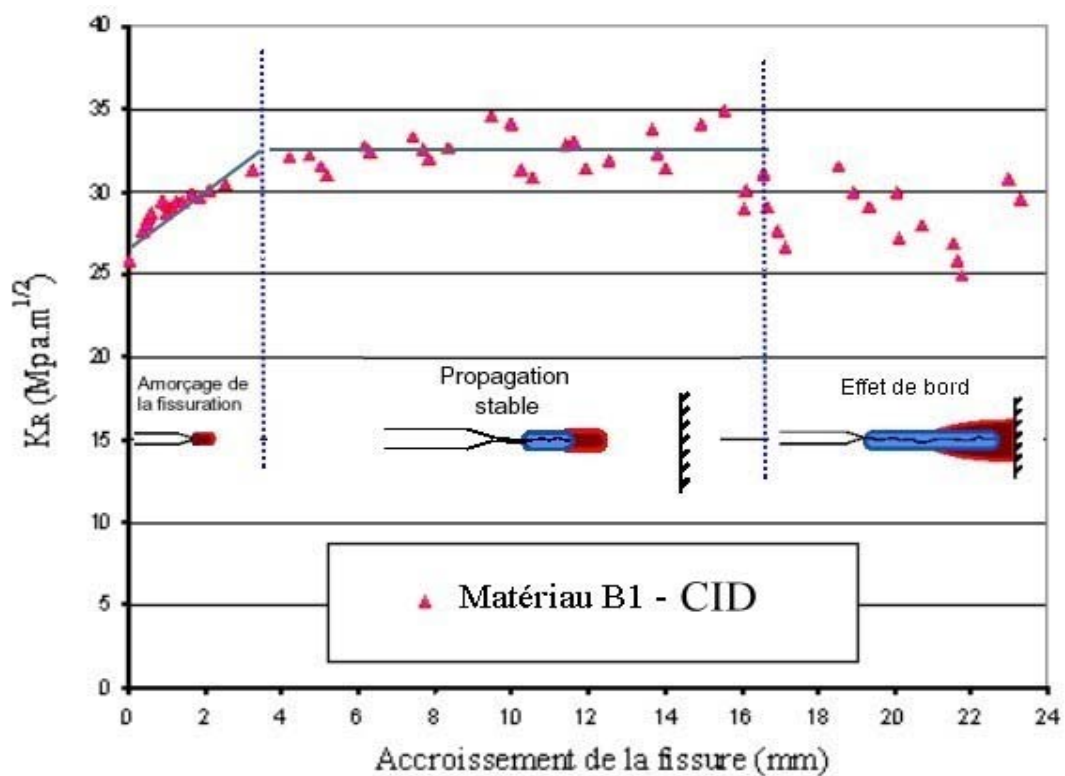


Fig. 4.18. Evolution de la Courbe-R du matériau **B₁**

IV.3. 1. Analyse des Courbes- R relatives aux matériaux stratifiés A_{20}

IV.3. 1.1.Effet de l'emplacement des plis à 90°

Les stratifiés $[0_5/90_5]_s$ et $[90_5/0_5]_s$ sont caractérisés par un même nombre des plis à 0° et à 90° . Par contre les plis à 90° relatives au premier sont confinés à l'intérieur par les plis à 0° , alors que celles du deuxième sont à l'extérieur.

Après l'initiation à la fissure, la courbe $(K_R-\Delta a)$ croît pour atteindre un plateau. Ce dernier correspond à l'énergie nécessaire pour faire propager la ZE à travers le ligament de l'éprouvette. Bien que les valeurs des résistances à l'amorçage (K_{I-ini}) soient relativement proches pour les deux stratifiés, La courbe de la [figure 4.19](#) montre une nette distinction entre les valeurs des plateaux relatives aux deux stratifiés. Ceci, dit que les densités de microfissurations et les tailles de la ZE des deux matériaux sont différentes.

En vertu de l'évolution des courbes de rupture des deux stratifiés $[0_5/90_5]_s$ et $[90_5/0_5]_s$, il semble que l'emplacement des plis à 90° à l'intérieur du stratifié tend à augmenter la résistance intralaminare ainsi que la ténacité du composite stratifié. Cette augmentation est de l'ordre de 25% dans le cas du K_{I-Prop} . Les paramètres de rupture relatifs aux deux stratifiés sont dressés sur le [tableau 4.8](#).

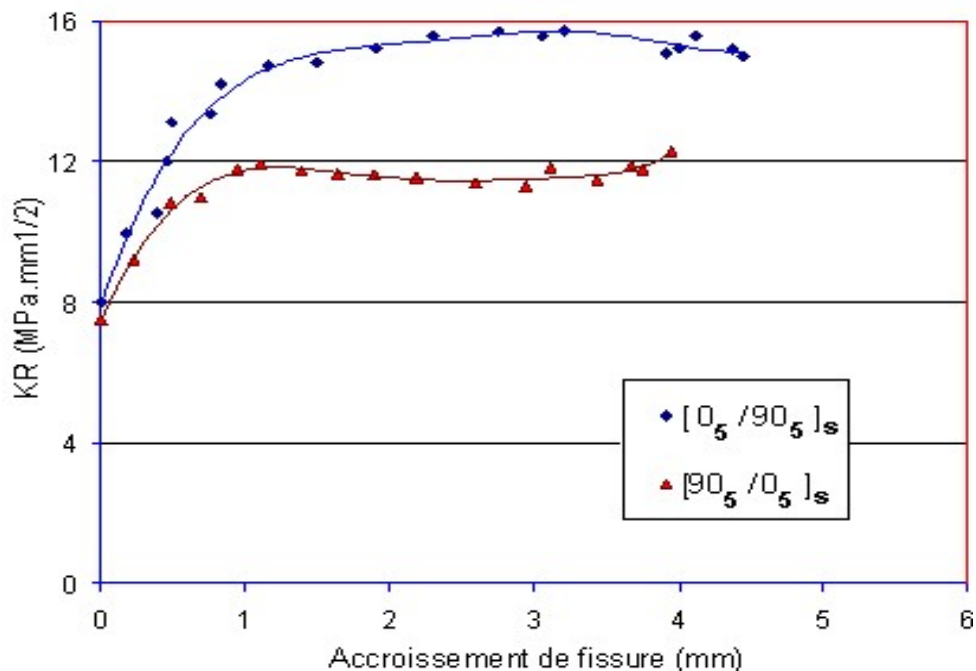


Fig. 4.19. Effet de l'emplacement des plis à 90° sur les courbes de rupture des matériaux A_{20}

Tableau 4.8 : Paramètres de rupture relatives aux stratifiés $[0_5/90_5]_S$ et $[90_5/0_5]_S$

Matériau	$K_{I\text{-}ini}$ (MPa.m ^{1/2})	$K_{I\text{-}Prop}$ MPa.m ^{1/2}
$[0_5/90_5]_S$	7,9	15,50
$[90_5/0_5]_S$	7,4	11,50

IV.3.1.2.Effet de l'épaisseur des plis à 90°

Les stratifiés $[90_3/45_7]_S$, $[90_5/45_5]_S$ et $[90_7/45_3]_S$ ont le même nombre de plis (20 plis). Par contre, le nombre de plis à 90° diffère d'un stratifié à l'autre. Il est de 6 plis pour le premier composite, de 10 plis pour le deuxième stratifié et de 14 plis pour le troisième. Pour mettre en évidence, l'effet de l'épaisseur des plis à 90° sur le comportement à la rupture des stratifiés fissurés, nous avons dressé les courbes ($K_R-\Delta a$) des trois matériaux (Fig. 4.20).

Les résultats montrent que les valeurs de ($K_{I\text{-}ini}$) sont très influencées par l'épaisseur de plis à 90°. Ces valeurs varient d'une manière proportionnelle avec le nombre de plis à 90° associés aux structures stratifiées. De même, les valeurs de (K_R) aux plateaux sont aussi proportionnelles aux nombres (épaisseurs) des plis à 90°. Les paramètres de rupture relatifs à ces stratifiés sont dressés sur le tableau 4.9.

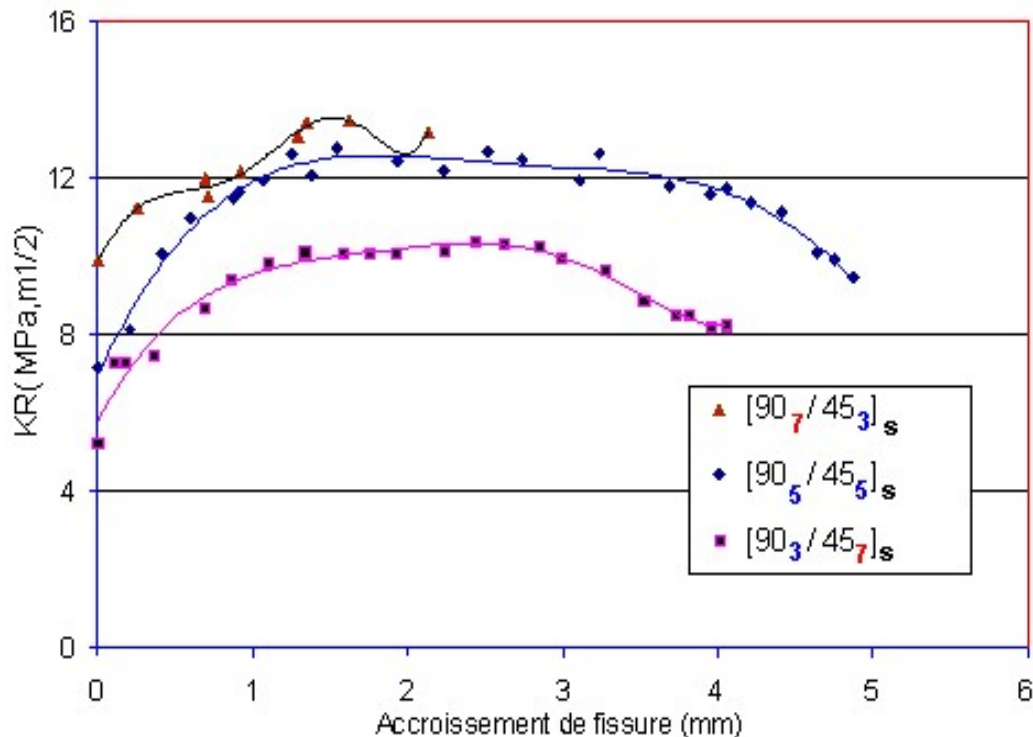
Fig. 4.20. Effet de l'épaisseur des plis à 90° sur les Courbes-R des matériaux A_{20}

Tableau 4.9 : Paramètres de rupture relatives aux stratifiés $[0_3/45_7]_S$, $[0_5/45_5]_S$ et $[0_7/45_3]_S$

Matériau	$K_{I\text{-}ini}$ (MPa.m ^{1/2})	$K_{I\text{-}Prop}$ MPa.m ^{1/2}
$[90_3/45_7]_S$	5,10	10,10
$[90_5/45_5]_S$	7,10	12,20
$[90_7/45_3]_S$	9,80	13,3

En s'appuyant sur les données du [tableau 4.9](#), il s'avère que chaque fois que le nombre de plis à 90° augmente la résistance intralaminare ainsi que la ténacité du composite stratifié augmente. On note que durant le processus de rupture, l'évolution des courbes ($K_R - \Delta a$) relatives au stratifié $[90_7/45_3]_S$, est marquée par un arrêt d'accroissement de la fissure juste à l'incrément $\Delta a = 2,10$ mm, cela semble être du à une instabilité de l'accroissement de fissure. Cette dernière est due au fait que les fibres restantes dans le ligament ne peuvent résister à l'énergie élastique libérée lors de la rupture de la première rangée des torons.

IV.3.1.3. Effet de l'orientation des plis

Afin de prédire l'effet de l'orientation des plis sur le comportement à la rupture des stratifiés, une série de tests est menée sur des stratifiés fissurés dont l'empilement est conforme à la configuration $[\theta_n]_{10S}$. L'angle de l'orientation des plis, θ , est de 0°, 45° et 90°. Pour pouvoir comparer cette configuration par rapport aux autres stratifiés testés, le nombre n est égal à 2.

La [figure 4.21](#) présente l'évolution des courbes ($K_R - \Delta a$) pour des éprouvettes ayant de différentes orientations des plis.

L'analyse des courbes relatives aux composites stratifiés testés montrent que le stratifié $[45_2]_{10S}$ est le matériau le moins tenace par rapport aux deux autres. Les stratifiés $[0_2]_{10S}$ et $[90_2]_{10S}$ ont des valeurs proches de la résistance à l'amorçage ($K_{I\text{-}ini}$). On note que les valeurs de la résistance aux plateaux sont nettement différents, Il semble que l'orientation à 90°, par rapport à la direction de la charge, (cas du stratifié $[90_2]_{10S}$), prouve la grande ténacité ainsi qu'une importante résistance comparé aux deux autres stratifiés ([Fig. 4.21](#)). Les valeurs de la résistance à l'amorçage ($K_{I\text{-}ini}$) et celles caractérisant la propagation ($K_{I\text{-}Prop}$) pour les trois stratifiés sont dressées dans le [tableau 4.10](#).

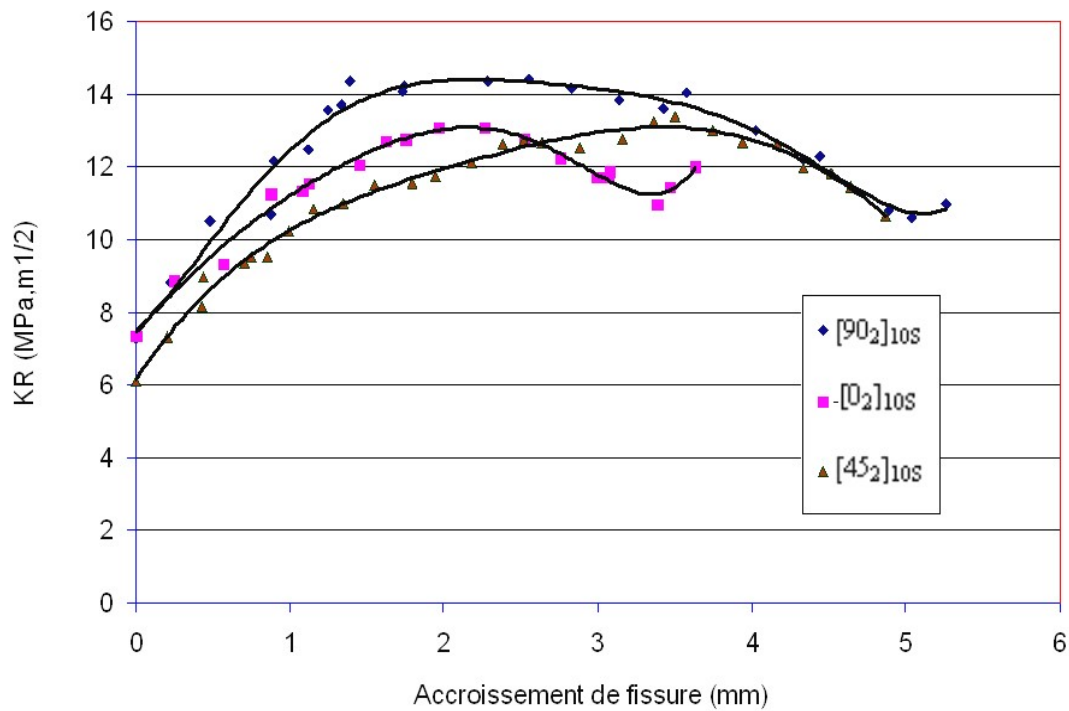


Fig. 4.21. Effet de l'orientation des plis sur les Courbes-R des matériaux A_{20}

Afin de confirmer cette dernière constatation, les Courbes-R relatives la configuration $[0_5/\theta_5]_S$ (avec $\theta = 0^\circ$, 45° puis 90°) sont superposées (Fig. 4.22). Il est clair que le stratifié $[0_5/90_5]_S$ présente la plus grande valeur de ténacité au plateau par rapport aux deux autres stratifiés ($\theta = 0^\circ$ et 45°). D'où le confinement des plis à 90° dans le matériau stratifié lui confère une bonne ténacité.

La figure 4.22 confirme, le choix de la direction (X1) (cf. III.1.2.1) comme étant la fibre dominante dans ce matériau stratifié orthotrope, du fait que le stratifié $[90_5/90_5]_S$ prouve la plus grande ténacité.

Tableau 4.10 : Paramètres de rupture relatifs aux stratifiés $[90_2]_{10s}$, $[45_2]_{10s}$ et $[0_2]_{10s}$

Matériau	$K_{I\text{-}ini}$ (MPa.m ^{1/2})	$K_{I\text{-}Prop}$ MPa.m ^{1/2}
$[90_2]_{10s}$	7,6	14,4
$[45_2]_{10s}$	6,1	11,9
$[0_{10}]_{10s}$	7,4	12,7

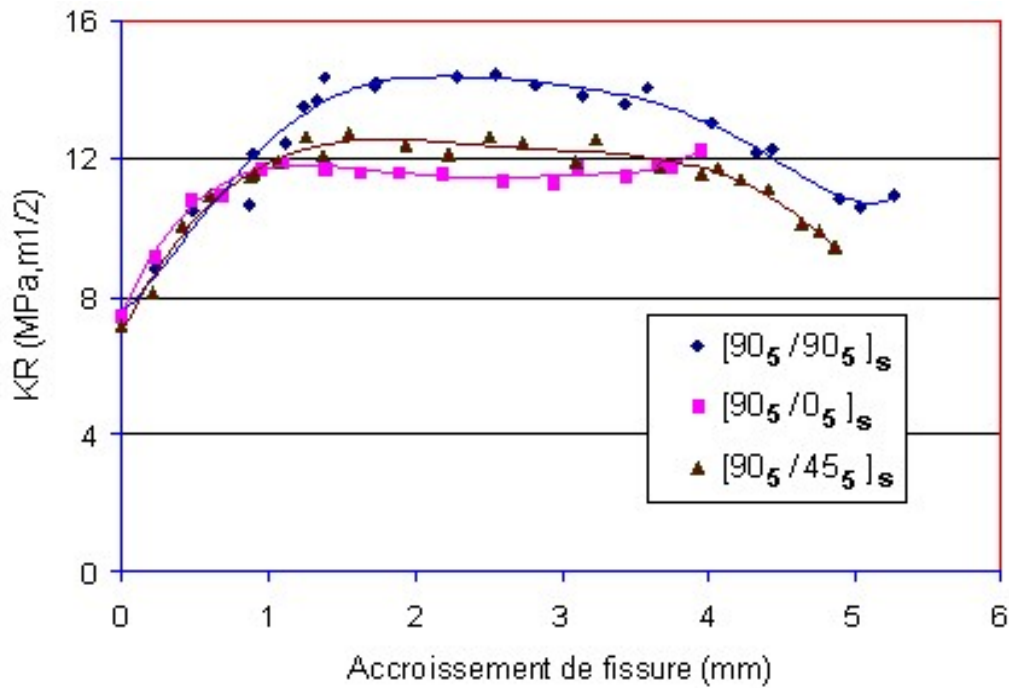


Fig. 4.22. Effet de l'orientation des plis sur les Courbes-R des matériaux A_{20}

IV.3. 2. Analyse des Courbes-R relatives aux matériaux stratifiés A_{12}

Les tests de rupture statique des matériaux stratifiés A_{12} sont menés sur des éprouvettes (CT) dont la dimension principale est $W = 50$ mm. Ce qui donne un ligament largement suffisant pour la propagation de fissure (30 mm). Cette dimension est suffisante pour l'évaluation des Courbes-R sans qu'elles soient influencées par l'effet de bord.

Dans cette étude, les matériaux stratifiés A_{12} sont classés en trois types. Ce sont les stratifiés croisés $[90]_{12}$, $[0/90]_6$ et $[0]_{12}$, le stratifié équilibré $[\pm 45]_6$; et les stratifiés quasi-isotropes $[0_2/\pm 45/90_2]_s$, $[0_2/90_2/\pm 45]_s$ et $[(0/+45/90)_2]_s$. cette diversité d'empilement est proposée d'une part pour prédire l'effet d'orientation et d'emplacement des plis sur la rupture statique des stratifiés fissuré, et d'autre part pour établir une comparaison entre ces différents types de matériaux sous chargement monotone.

IV.3.2.1. Effet de l'emplacement des plis à 90°

La figure 4.23 représente l'évolution des Courbes-R des matériaux stratifiés quasi-isotropes. Tous les matériaux quasi-isotropes ont le même nombre de plis à 0° , à 90° et à 45° mais leurs emplacements dans les matériaux stratifiés sont différents. Globalement, l'évolution des valeurs de la résistance à la rupture pour les trois stratifié n'a pas de grand écart, sauf que les valeurs de K_{I-ini} sont distinctes (Tab 4.11). Le paramètre de rupture K_{I-ini} relatif au matériau stratifié $[0_2/\pm 45/90_2]_s$ est plus important que ceux caractérisant les composites stratifiés $[(0/+45/90)_2]_s$ et $[0_2/90_2/\pm 45]_s$ de l'ordre de 16% et 29% respectivement.

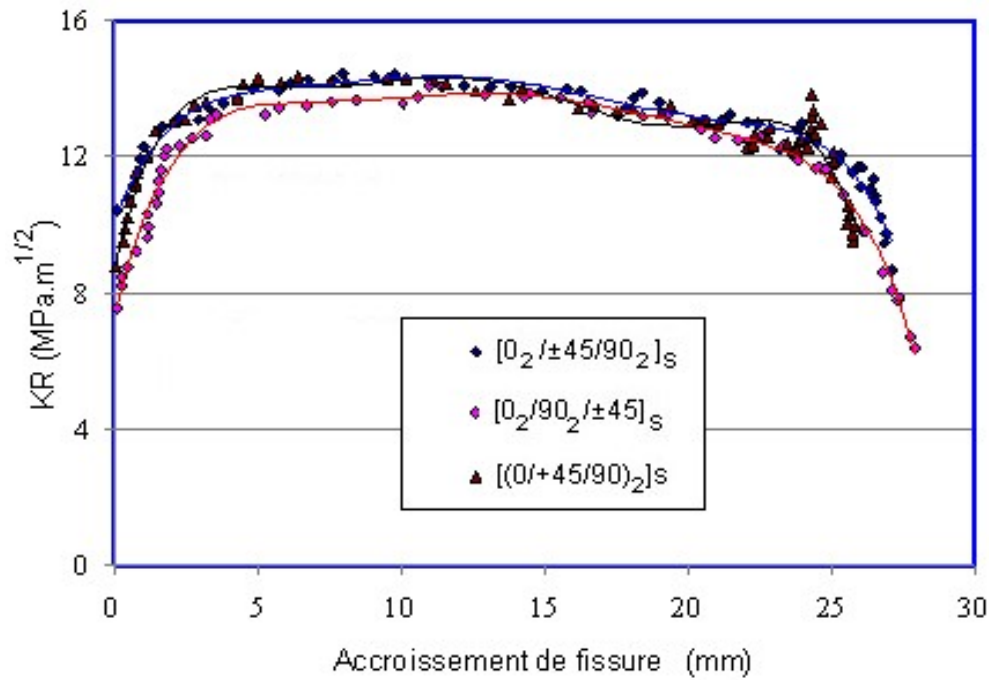


Fig. 4.23. Effet de le l'emplacement des plis sur les Courbes-R des stratifiés quasi-isotropes A_{12}

Si on compare la constitution structurale des trois stratifiés quasi-isotropes, on remarque que les plis extérieurs sont presque pareils dans les trois cas. La différence réside dans la nature des plis confinés à l'intérieur des stratifiés. Comme il a été mentionné précédemment, la quantité de progression de la fissure sur la surface de l'éprouvette est petite en comparaison avec celle de la région intérieure [89,109], par conséquent, la propagation de la fissure s'initie plutôt dans les couches internes que sur ceux de la surface. Donc, il est apparent que le sens de l'orientation des plis situés à l'intérieur du matériau stratifié a une grande influence sur le Courbes-R. Cela ne met pas à l'écart l'effet de la nature des couches placées à surface des matériaux stratifiés.

Dans l'hypothèse où la fissure s'initie, au premier lieu, dans les 4 plis confinés, puis elle sera transférée vers les plis extérieurs l'analyse de la constitution interne de chaque stratifiés quasi-isotropes est primordiale. On note que les composites testés ont les configurations suivantes :

- 4 plis de 90° confinés dans le matériau $[0_2/\pm 45/90_2]_S$;
- 2 plis de 90° et 2 plis de 45° confinés dans le cas du matériau $[(0/+45/90)_2]_S$;
- 4 plis de 45° confinés dans le cas du matériau $[0_2/90_2/\pm 45]_S$.

En se basant sur cette dernière hypothèse, les résultats représentés sur le [tableau 4.11](#), montrent que chaque fois que le nombre de plis à 90° dans la partie confinée augmente, la ténacité à l'amorçage, $K_{I\text{-ini}}$, et celle de la propagation, $K_{I\text{-Prop}}$, de la fissure augmentent.

Tableau 4.11 : Paramètres de rupture relatives aux stratifiés $[0_2/\pm 45/90_2]_S$, $[(0/+45/90)_2]_S$ et $[0_2/90_2/\pm 45]_S$

Matériau	$K_{I\text{-}ini}$ (MPa.m ^{1/2})	$K_{I\text{-}Prop}$ MPa.m ^{1/2}
$[0_2/\pm 45/90_2]_S$	10,06	14,10
$[(0/+45/90)_2]_S$	8,44	13,90
$[0_2/90_2/\pm 45]_S$	7,18	13.54

IV.3.2.2. Effet de l'orientation des plis

Les stratifiés suivants : $[90]_{12}$, $[0/90]_6$, $[0]_{12}$, $[\pm 45]_6$, $[0_2/\pm 45/90_2]_S$, $[0_2/90_2/\pm 45]_S$ et $[(0/+45/90)_2]_S$ ont chacun 12 plis de tissu de verre mais les orientations de ces derniers diffèrent d'un matériau à l'autre. Les Courbes-R relatives à ces composites sont présentées par les figures 4.23 et 4.24.

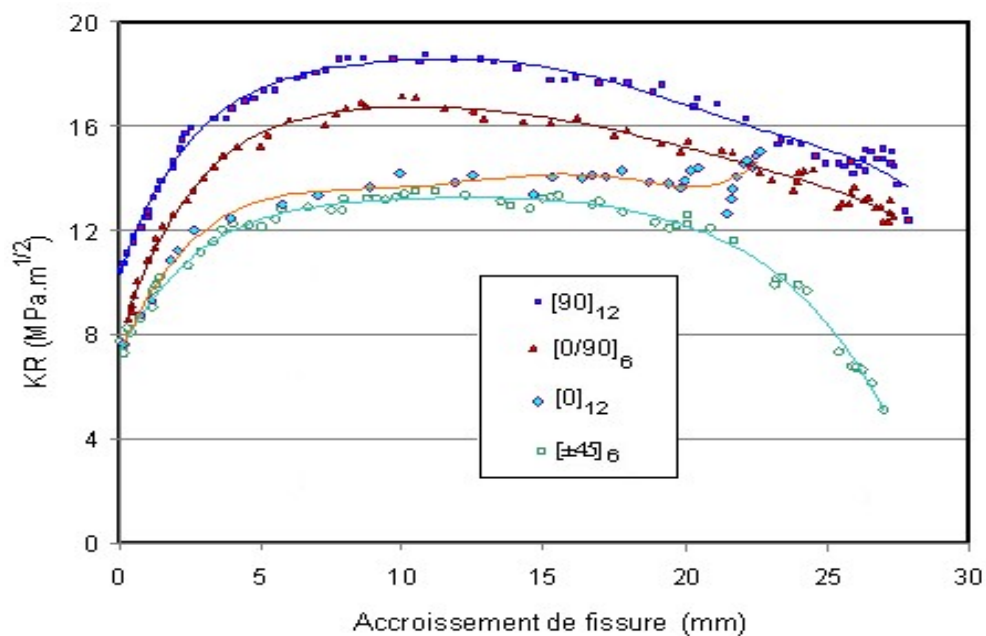


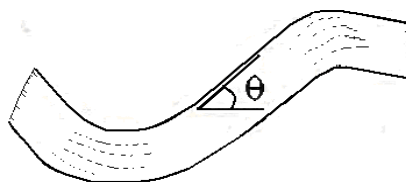
Fig. 4.24. Effet de l'orientation des plis sur les courbes de rupture du matériau A_{12}

Pour les stratifiés croisés, les valeurs du facteur d'intensité de contrainte continue à augmenter jusqu'à approximativement 4 mm avant d'atteindre un plateau (Fig. 4.24). Cependant, les plateaux pour le stratifié équilibré et les matériaux quasi-isotropes débutent approximativement à 4,5 mm et de 3 mm respectivement (Figs. 4.23 et 4.24). Il est plausible que la différence en valeurs de K_R observées dans les figures 4.23 et 4.24 est due principalement du fait d'orientation des plis et la présence apparente des mécanismes s'opposant à l'accroissement de fissure tel que le pontage des fibres (décohésion, rupture et extraction des fibres).

De la [figure 4.24](#), on constate qu'il y a une nette différence entre les valeurs de $K_{I\text{-ini}}$ et $K_{I\text{-Prop}}$ entre les différents stratifiés croisés. Le matériau croisé $[90]_{12}$ se caractérise par la ténacité à l'amorçage ($K_{I\text{-ini}}$) la plus élevée aussi bien que pour la valeur au plateau $K_{I\text{-Prop}}$; en deuxième position vient le matériau $[0/90]_6$. Les trois stratifiés présentent pratiquement les mêmes allures des Courbes-R. On signale qu'il y a une certaine différence entre les valeurs de $K_{I\text{-ini}}$ et $K_{I\text{-Prop}}$. Cette dernière est de l'ordre de 8%. Cependant, le matériau stratifié croisé $[0]_{12}$ se caractérise par la résistance la plus basse durant l'amorçage ($K_{I\text{-ini}}$) et celle de la propagation ($K_{I\text{-Prop}}$). Cela peut être associé aux raisons suivantes :

- la fraction de volume des fibres dans la direction (X_1) est de 7% plus haut que celle dans la direction (X_2) ([Fig. 3.2](#)) ;
- des espacements inter fibres plus élevés dans la direction (X_2) (16 torons par 25,4 mm) que dans la direction (X_1) (13 torons par 25,4 mm). Il est montré que les petits espacements inter-fibres s'accommodent plus facilement aux microfissurations matricielles [[110,119](#)].
- nombre et angle plus élevés des courbures caractérisant les fibres dans la direction (X_2) comparés à celles de la direction (X_1) (le nombre important des courbures des fibres produit des perturbations locales d'effort sous la tension uni-axiale, qui font concentrer de grandes contraintes normales et de cisaillement [[120](#)]).

J. Jortner [[119](#)] a introduit l'idée de caractériser la courbure de fibres en mesurant l'angle de courbure ([Fig. 4.25](#)). Des travaux ont montré que les petits angles de courbures transfèrent aux matériaux composites des modules et des résistances à la traction assez élevés [[77, 110,119](#)].



[Fig. 4.25](#). Définition de l'angle de courbure θ dans un toron [[77](#)]

Les basses valeurs de la résistance à l'amorçage $K_{I\text{-ini}}$ et celle au plateau $K_{I\text{-Prop}}$ relatives au stratifié équilibré $[\pm 45]$ ([Fig. 4.24](#)), semblent être dues principalement à la nature de l'orientation des plis (± 45). A. Godara et D. Raabe [[121](#)] ont démontré que le changement de l'orientation de fibre de $0^\circ/90^\circ$ à $\pm 45^\circ$ en respectant le même sens de traction s'accompagne d'une baisse significative dans la résistance à la traction et une augmentation ductilité du

matériel. D'où la résistance à la traction axiale est très sensible à l'alignement de fibre par rapport au chargement externe [122,123]. Les valeurs de la ténacité à l'amorçage, $K_{I\text{-ini}}$, et celles caractérisant la propagation, $K_{I\text{-Prop}}$, des trois stratifiés croisés et du stratifié équilibré sont dressés sur le tableau 4.12.

Tableau 4.12 : Paramètres de rupture relatives aux stratifiés $[90_2]_{12}$, $[0/90]_6$, $[\pm 45_2]_{12}$ et $[0_2]_{12}$

Matériau	$K_{I\text{-ini}}$ (MPa.m ^{1/2})	$K_{I\text{-Prop}}$ MPa.m ^{1/2}
$[90_2]_{12}$	10,41	18,37
$[0/90]_6$	8,1	16,6
$[\pm 45_2]_{12}$	7,3	13,4
$[0_2]_{12}$	7,4	13,2

Les valeurs moyennes $K_{I\text{-ini}}$ et $K_{I\text{-Prop}}$ des sept configurations des stratifiés A_{12} sont présentées dans un diagramme à barres par la figure 4.26. Les barrettes d'erreur sont représentées. Elles représentent l'écart type des moyennes de cinq essais effectués à chaque configuration des stratifiés. La tendance générale observée semble se traduire par : le fait de confiner les couches de 90° à l'intérieur du stratifié augmente à la fois la résistance à la rupture initiale, $K_{I\text{-ini}}$, et celle de la propagation, $K_{I\text{-Prop}}$, des matériaux stratifiés.

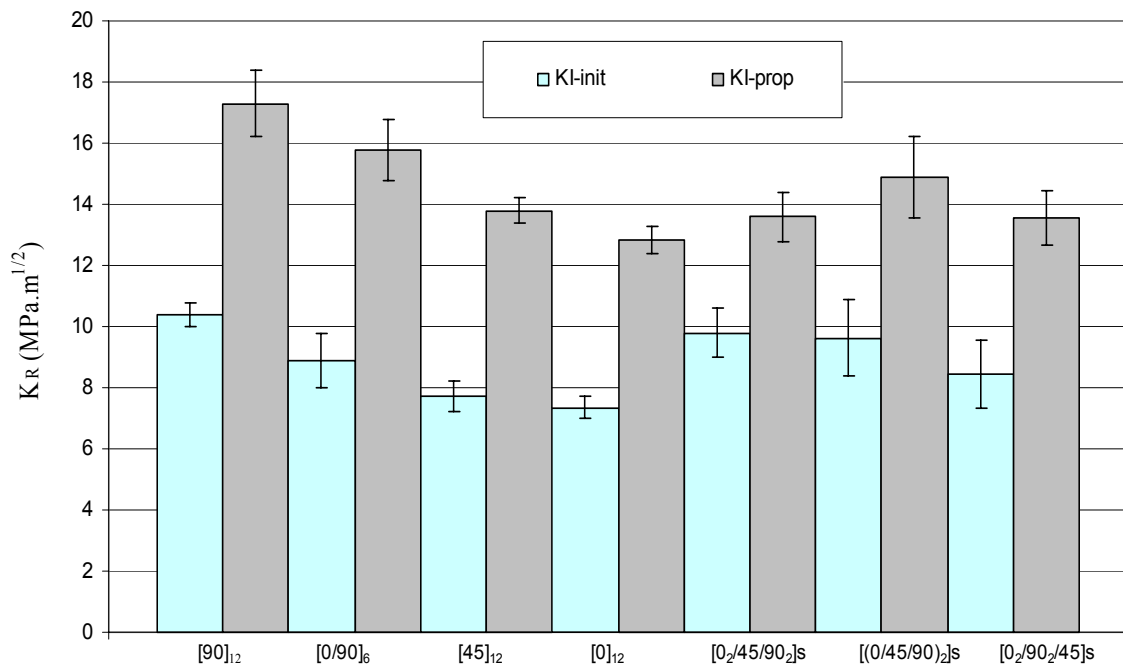


Fig. 4.26. Résistance à la rupture Durant l'initiation, $K_{I\text{-ini}}$, et la propagation, $K_{I\text{-prop}}$, des différents stratifiés A_{12}

IV.3.3. Analyse des Courbes-R relatives aux matériaux stratifiés B

A partir de plaques stratifiées constituées de résine époxyde renforcée par des tissus de verre E, sergé de 2, deux types de matériaux sont obtenus. Le premier, nommé matériau B_1 , se caractérise par une entaille perpendiculaire à la chaîne alors que le deuxième, matériau B_2 , l'entaille est parallèle au sens de la chaîne. Dans le but d'étudier l'effet du sens de l'entaille sur le comportement du matériau **classe B**, des tests de rupture statique sont menés sur des éprouvettes de traction compacte (CT). Nous avons analysé le comportement mécanique de ces types de matériau avec la comparaison des deux méthodes de mesure de l'accroissement de fissure adoptées dans cette étude. Les formulations de la détermination des Courbes-R des matériaux stratifiés A_{12} sont adoptés pour l'évaluation des courbes de rupture des stratifiés époxyde/verre E, sergé de 2.

IV.3.3.1. Effet du sens de l'entaille

Les caractéristiques mécaniques livrées par le fournisseur du matériau stratifié **classe B** indiquent que les modules d'Young, sens chaîne et trame, sont assez proches. Par contre les contraintes de traction (sens chaîne et trame) sont relativement distinctes. Dans le but voir l'effet de l'entaille sur le composite renforcé par le verre, sergé de 2, les entailles sont pratiquées dans le sens perpendiculaire puis parallèle à la direction de la chaîne. Les accroissements de fissure dans les Courbes-R des deux matériaux B_1 et B_2 sont déterminés par la technique CID et MCC simultanément.

Les valeurs de G_R et K_R sont calculées à partir des équations 2.37 et 2.39. Ces valeurs sont tracées en fonction de la longueur de la fissure pour dresser les Courbes-R (Figs. 4.27 à 4.30). Les deux stratifiés **classe B** ont des allures similaires. Comme dans le cas des matériaux A_{12} , trois niveaux caractérisent l'évolution des Courbes-R, après une légère montée de ces courbes, ces dernières se stabilisent à des valeurs au plateau. On constate une chute de ces propriétés au voisinage du bord de l'éprouvette ($\Delta a = 20\text{--}25$ mm). Les évolutions des Courbes-R le long du plateau indiquent qu'une diversité de mécanismes d'absorption d'énergie se produit pendant le processus de rupture [77].

Des deux figures 4.27 et 4.28, on constate que la fissure dans les deux matériaux **classe B** s'initie à des valeurs proches. En revanche, le matériau B_2 présente un plateau, K_{I-Prop} , plus bas d'un ordre de 4% comparé à celui du matériau B_1 . Globalement, le fait de pratiquer une entaille perpendiculaire ou parallèle au sens de la chaîne n'affecte ni la résistance à l'amorçage (K_{I-ini}) ni celle du plateau (K_{I-Prop}) du matériau époxyde/fibre de verre, sergé de 2.

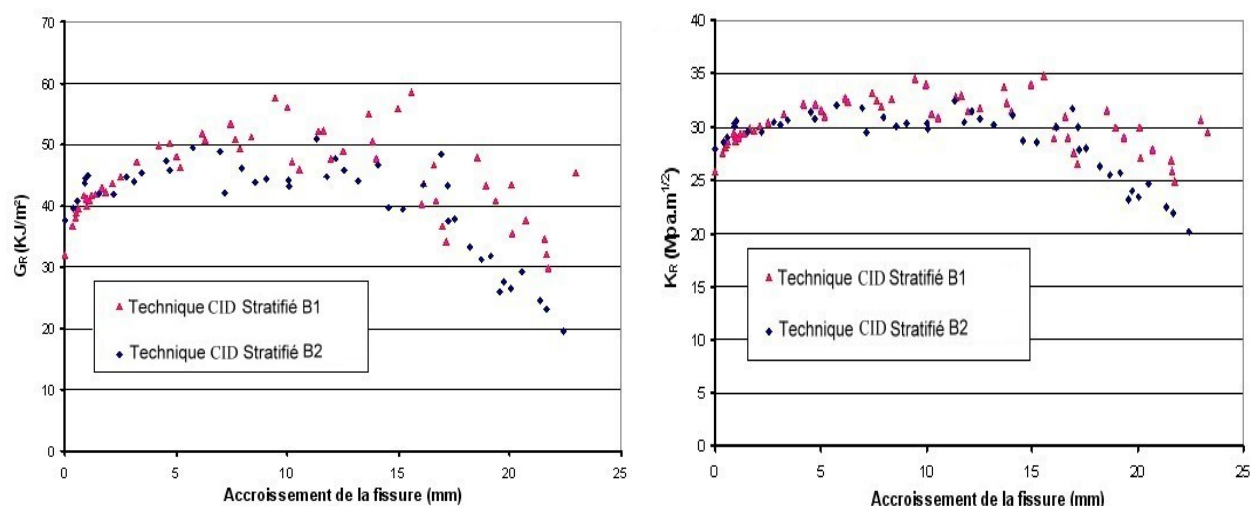


Fig. 4.27. Comparaison des Courbes-R des matériaux *classe B* en utilisant la CID

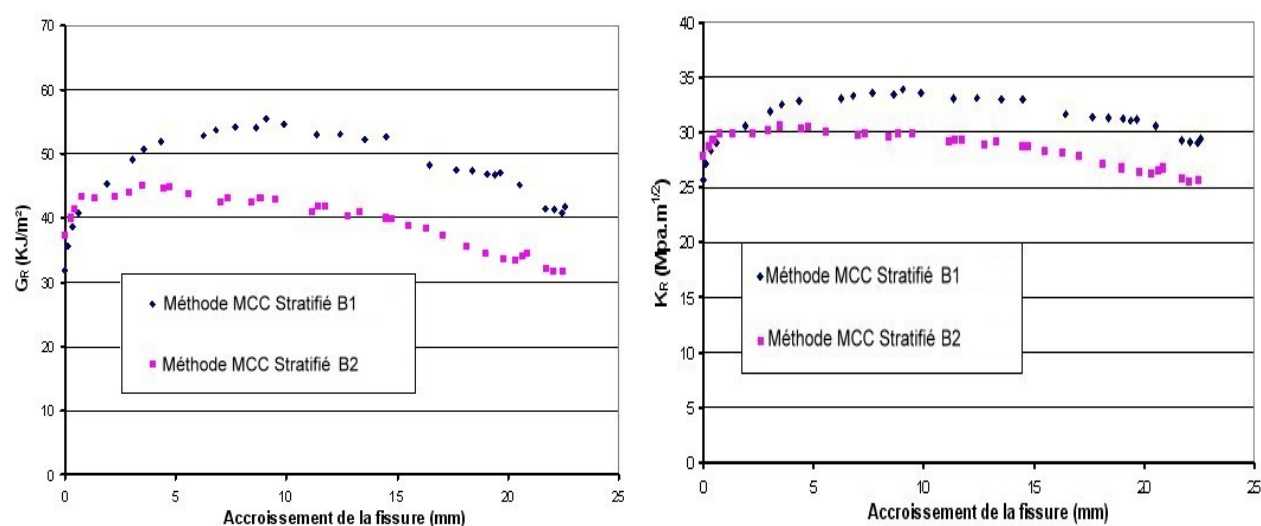


Fig. 4.28. Comparaison des Courbes-R des matériaux *classe B* en utilisant la MCC

Une fois les micro-fissurations sont initiées (point B de la [figure 4.8](#)), la résistance à l'amorçage augmente rapidement, en fonction d'une accroissance de fissure stable (portion (BC') sur la [figure 4.8](#) ou *étape-1* sur la [figure 4.12](#)). Pour les Courbes-R obtenues en utilisant la méthode CID ([Fig. 4.27](#)), une dispersion des valeurs est observée. Ceci est représenté par l'*étape-2* sur la [figure 4.12](#) ou la portion (C'C'') sur la [figure 4.8](#). Cependant, les Courbes-R, obtenues en utilisant la méthode MCC, sont lisses ([Fig. 4.28](#)). Dans cette dernière figure le plateau est clairement observé.

Dans tous les résultats des tests, les Courbes-R montrent une instabilité lorsque la fissure s'approche de la surface arrière de l'éprouvette (CT) (*étape-3* sur la [figure 4.12](#) ou la portion (C''D) sur la [figure 4.8](#)). Ceci est probablement dû à l'effet de bord [85,124].

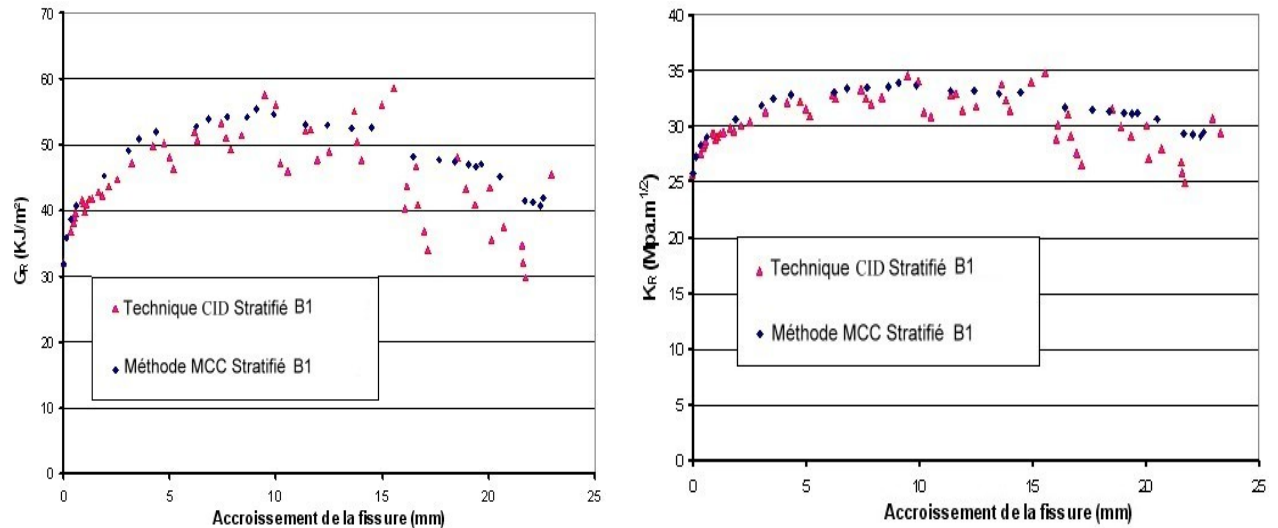


Fig. 4.29. Comparaison des Courbes-R du matériau B_1 en utilisant CID et MCC

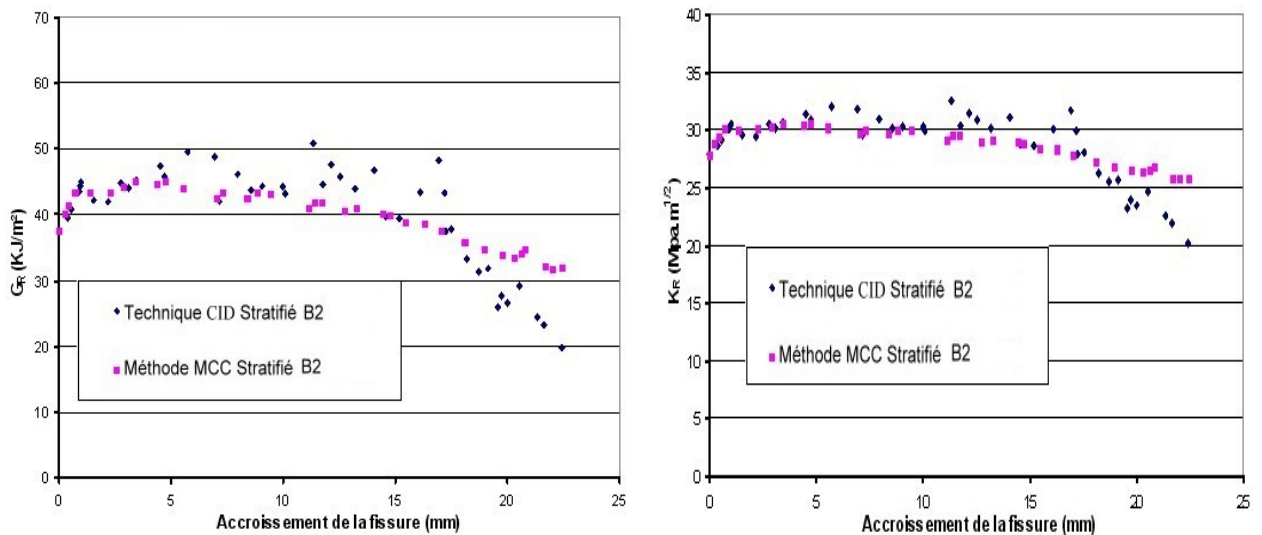


Fig. 4.30. Comparaison des Courbes-R du matériau B_2 en utilisant CID et MCC

Les tableaux 4.13 et 4.14 résument les valeurs intrinsèques moyennes du facteur d'intensité de contraintes ($K_{I\text{-ini}}$, $K_{I\text{-prop}}$) et du taux de restitution d'énergie ($G_{I\text{-ini}}$, $G_{I\text{-prop}}$) pour les deux sens d'orientations en utilisant les deux méthodes CID et MCC.

Dans le cas de la MCC, on constate une bonne corrélation des valeurs des Courbes-R avec la courbe de tendance. Cela semble être dû au calcul itérative adopté dans cette méthode. En revanche, Les valeurs des Courbes-R, déterminées par la technique CID, présente une certaine dispersion de part et d'autre de la courbe de tendance. Cela semble être dû à la technique de mesure. La CID tient compte de la taille réelle de la fissure or que la MCC indique une valeur moyenne de la taille de la fissure liée à la complaisance de l'éprouvette. A

titre d'exemple, lors de l'avancée de la fissure dans une zone faible (matrice), la complaisance est faiblement affectée. Dans le cas de la CID, cet accroissement de fissure dans cette zone, se caractérise par un saut de rupture.

La différence entre les valeurs au plateau K_{I-prop} , G_{I-prop} des deux stratifiés **classe B** peut être attribuée aux raisons suivantes: (i) l'entrelacement entre les fibres est important dans le sens chaîne que dans le sens de la trame, il est démontré que les composites à tissu de faibles entrelacements présentent des microfissurations secondaires lors de l'endommagement [119], et (ii) un nombre important d'ondulation et l'angle d'ondulation assez important dans le sens de la trame. Le nombre important des courbures des fibres produit des perturbations locales d'effort sous la tension uni-axiale, qui fait concentrer de grandes contraintes normales et de cisaillement [77,119].

Tableau 4.13 : Résumé des valeurs du paramètre G_R déterminées par CID et MCC

	G_{I-ini} (KJ/.m ²)		G_{I-Prop} (KJ/.m ²)	
	MCC	CID	MCC	CID
Matériau B₁	31,88	32,05	52,79 – 55,39	46,00 – 57,61
Matériau B₂	37,42	37,66	40,40 – 44,96	42,04 – 50,97

Tableau 4.14 : Résumé des valeurs du paramètre K_R déterminées par CID et MCC

	K_{I-ini} (MPa.m ^{1/2})		K_{I-Prop} (MPa.m ^{1/2})	
	MCC	CID	MCC	CID
Matériau B₁	25,69	25,76	33,06 – 33,87	30,86 – 34,54
Matériau B₂	27,84	27,93	29,13 – 30,51	29,51 – 32,49

IV.4. Comparaison des deux méthodes de mesure de l'accroissement de fissure

Le facteur d'intensité de contrainte, K_R , est fonction de la charge critique P_c , et de la géométrie de l'éprouvette d'essai (la largeur W , l'épaisseur B et la longueur de la fissure a). Pour des conditions de tests stables, les charges critiques, P_c , sont obtenues directement après chaque tests de rupture (courbes $(P-\delta)$), alors que la largeur W , l'épaisseur B sont facilement mesurées bien avant les tests par des méthodes classiques. Il s'avère que l'élément principal qui peut influencer sur les valeurs de K_R est bien l'accroissement de fissure Δa . Pour cette raison, le choix d'une méthode de mesure de la propagation de fissure doit être soigneusement étudié.

Durant cette étude, deux méthodes de mesure de l'accroissement de fissure Δa sont utilisées séparément lors du calcul des paramètres de rupture (Courbes-R) des stratifiés **classe B** :

- la méthode du changement de la complaisance (MCC);
- la technique de corrélation d'image digitale (CID).

Laquelle des deux méthodes est la plus précise ?

Pour répondre à cette question, les deux méthodes sont adoptées simultanément lors de l'étude du comportement à la rupture des stratifiés **classe B**. Les figures 4.31 et 4.32 illustrent la superposition de l'évolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure respectivement du matériau **B₁** et matériau **B₂**. Dès le premier aperçu sur ces deux figures, il apparaît que, pour un niveau de charge quelconque, les deux méthodes de mesure indiquent des incréments d'accroissement de fissure très proches. Donc une bonne corrélation entre les résultats des deux techniques est observée. L'écart maximal enregistré est de l'ordre de 3%.

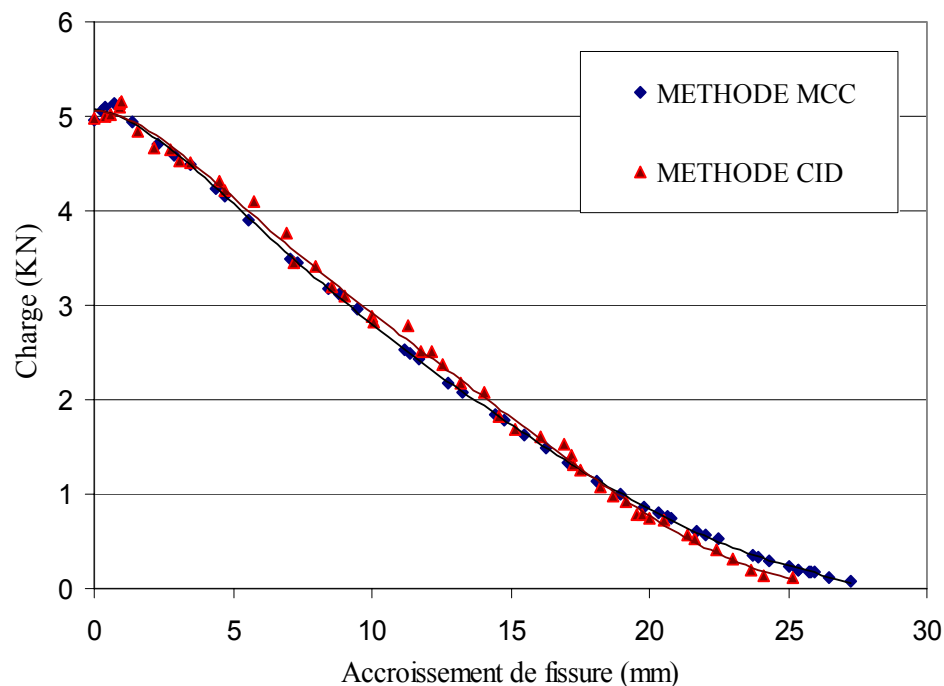


Fig. 4.31. Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure du matériau **B₁**

Pour acquérir le maximum d'informations sur l'applicabilité de ces deux méthodes, ainsi, de pouvoir relever les avantages et les inconvénients, les Courbes-R du matériau **B₁** (Fig. 4.29) et du matériau **B₂** (Fig. 4.30) sont discutées.

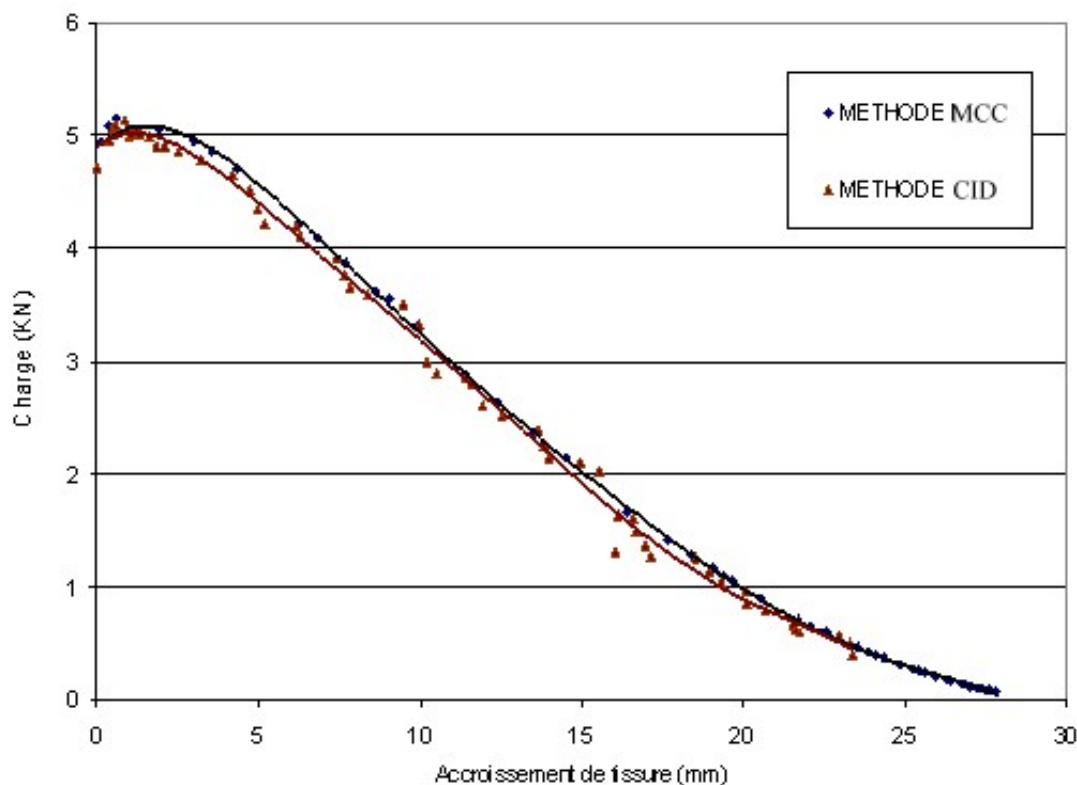


Fig. 4.32. Evolution de la charge en fonction de l'accroissement de fissure du matériau B_2

L'observation des Courbes-R (Figs. 4.29 et 4.30) de ces deux matériaux **classe B** reflète que les valeurs de la résistance à l'amorçage, K_{I-ini} et G_{I-ini} , sont presque identiques. On observe un léger écart entre les valeurs au plateau, K_{I-Prop} et G_{I-Prop} . Cet écart est de l'ordre de 3%. En vertu de l'utilisation de ces deux méthodes des comparaisons peuvent être tirées :

Méthode MCC	Technique CID
• Calcul des valeurs de K_R à partir des valeurs déterminées par une formule itérative ; • Nécessite seulement les valeurs des charges en fonction des déplacements ; • Pratique et demande peu de temps.	• Calcul des valeurs de K_R à partir des valeurs mesurées de l'accroissement de fissure ; • Nécessite une caméra pour acquérir une image de la région d'étude d'une éprouvette, plus la chronométrie relative à chaque charge ; • Pratique et nécessite une bonne aptitude visuelle pour l'observation du fond de fissure.

IV.5. Analyse de l'endommagement du matériau A_{16}

Cette partie porte principalement sur l'étude des différents composites constitués de fibres de verre et de résine polyester. Une étude statique a été menée sur quatre types de stratifiés croisés afin de voir l'effet de l'empilement et de l'emplacement des plis orientés à 90° par rapport à la direction des éprouvettes. L'effet de l'orientation des plis suivant un angle θ est

également interprété par l'analyse du comportement des stratifiés quasi-isotropes pour les valeurs d'inclinaisons des plis suivantes $\theta=30^\circ$, 45° et 60° .

Les essais sont menés sur des éprouvettes de flexion 3-points pour les différents types de stratifiés. Selon les cas envisagés, nous avons associé à chaque stratifié un empilement approprié dans le but de mettre en évidence l'effet de l'emplacement des plis et l'effet d'empilement des plis. Pour refléter l'effet de l'orientation des plis, nous avons élaboré trois types de stratifiés dont la séquence d'empilement répond à celle proposée par K.E Jackson et S. Kellas [38], soit $[+\theta_n/-\theta_n/90_{2n}]_s$. L'angle de l'orientation des plis, θ , est de 30° , 45° et 60° . Pour pouvoir comparer ces derniers stratifiés aux stratifiés croisés, le nombre entier n est égal à 2.

Pour minimiser les dispersions des résultats causées par les différences de dimensions des éprouvettes, nous avons converti les courbes charge-déplacement en contrainte-déplacement.

IV.5.1. Analyse des stratifiés croisés

IV.5.1.1. Effet d'emplacement des plis à 90°

Les matériaux $[0_4/90_4]_s$ et $[90_4/0_4]_s$, possèdent 8 plis à 0° et 8 plis à 90° . On constate que le matériau $[0_4/90_4]_s$ dont les plis à 0° sont à l'extérieur, est plus rigide et possède une grande contrainte à la rupture que le matériau $[90_4/0_4]_s$. par contre, ce dernier a un déplacement à la rupture plus important que celui du matériau $[0_4/90_4]_s$ (Fig. 4.33).

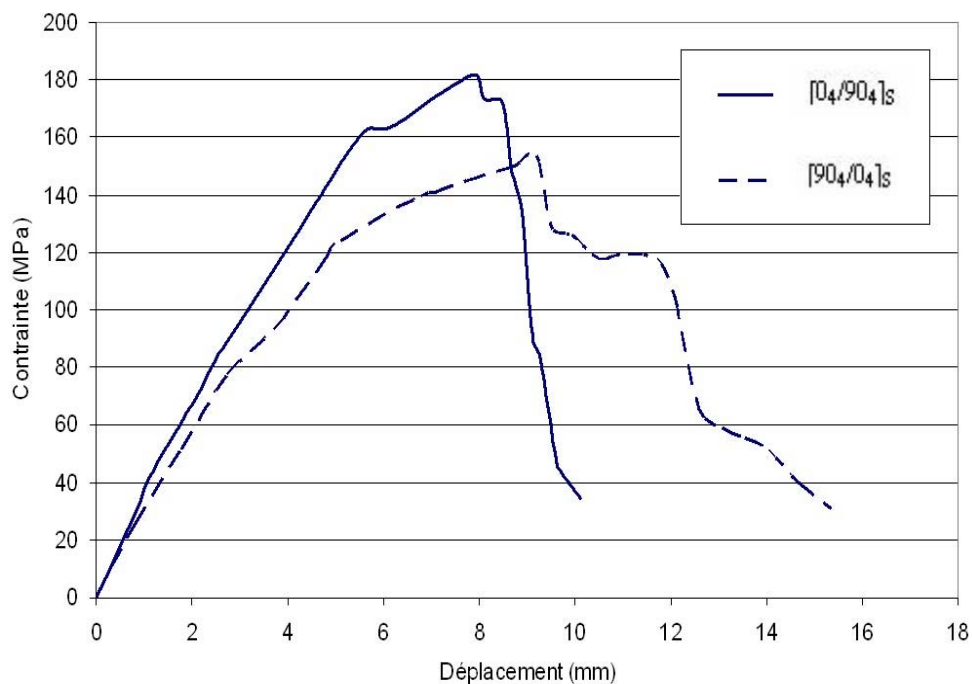


Fig. 4.33. Effet de l'emplacement des plis à 90°

L'aire sous la courbe contrainte-déplacement (σ - δ) est beaucoup plus important dans le cas du stratifié $[90_4/0_4]_s$. Donc la contribution des mécanismes qui opèrent lors du processus de rupture sont différents. A. Bezazi et al. [125] ont observé le même phénomène dans le cas de stratifiés époxyde / fibre de verre.

IV.5.1.2. Effet de la séquence d'empilement

Les stratifiés $[0_4/90_4]_s$, $[90_2/0_2/90_2/0_2]_s$ et $[(0_2/90_2)_s]_s$ ont le même nombre de plis à 0° et à 90° . Par contre, leurs empilements sont distincts d'un matériau à l'autre. L'analyse des courbes contrainte-déplacement, (Fig. 4.34), montre que l'alternance des plis à 0° et à 90° , (cas du stratifié $[90_2/0_2/90_2/0_2]_s$), permet d'avoir un important déplacement à la rupture [126]. En revanche, la contrainte à la rupture du stratifié $[90_2/0_2/90_2/0_2]_s$ est légèrement inférieure à celle des stratifiés $[0_4/90_4]_s$ et $[(0_2/90_2)_s]_s$. Ces derniers possèdent une bonne rigidité est une meilleure résistance à la rupture. Les stratifiés $[0_4/90_4]_s$ et $[(0_2/90_2)_s]_s$ présentent des comportements similaires. Par contre, le stratifié $[90_2/0_2/90_2/0_2]_s$ a une raideur moindre et présente un travail de rupture plus important par rapport aux deux autres configurations.

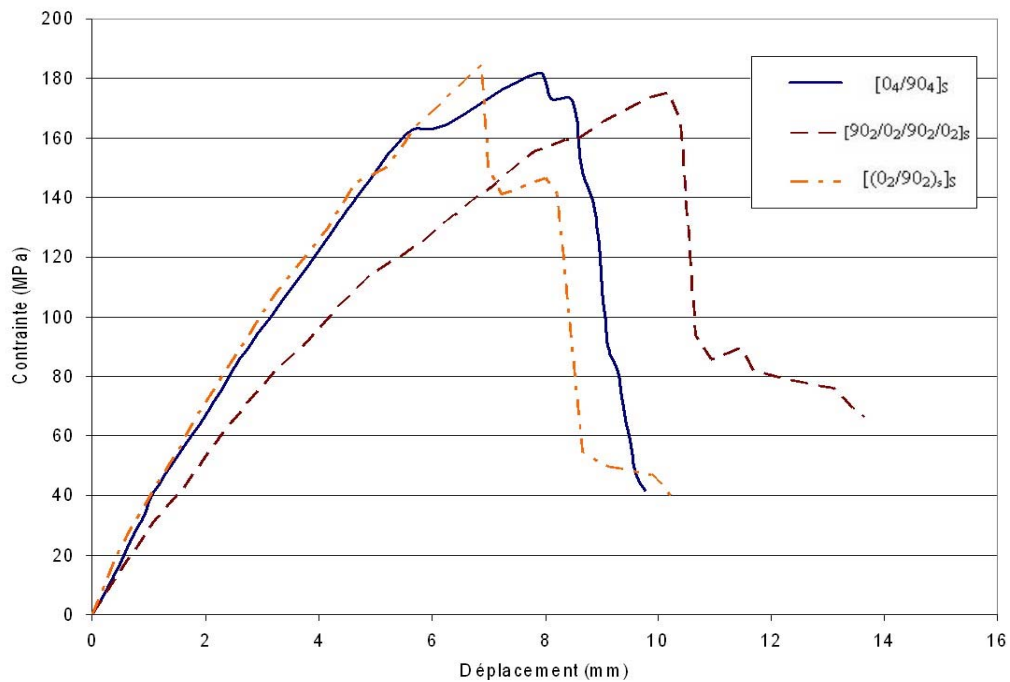


Fig. 4.34. Effet de séquence d'empilement

IV.5.2. Analyse des stratifiés quasi-isotropes

Afin de prédire l'effet de l'orientation des plis sur le comportement des stratifiés, une série de tests est menée sur des stratifiés dont l'empilement est conforme à la configuration $[\theta_n/-\theta_n/90_{2n}]_s$. L'angle d'inclinaison des plis, θ , est de 30° , 45° et 60° .

IV.5.2.1. Effet de l'orientation des plis

Pour $n = 2$ et $\theta = 30^\circ$, 45° puis 60° , nous présentons les courbes contrainte-déplacement des trois matériaux envisagés, soit $[+30_2/-30_2/90_4]_s$, $[+45_2/-45_2/90_4]_s$ et $[+60_2/-60_2/90_4]_s$, (Fig. 4.35).

L'analyse des résultats obtenu montre que :

- les 3 stratifiés ont un comportement non linéaire jusqu'à la rupture fragile ;
- l'orientation à 45° permet d'avoir le maximum de rigidité ($[+45_2/-45_2/90_4]_s$), l'orientation à 60° possèdent le déplacement à la rupture le plus important ($[+60_2/-60_2/90_4]_s$), alors que le stratifié $[+30_2/-30_2/90_4]_s$ est caractérisé par la plus importante contrainte;
- l'endommagement des stratifiés est initié par fissuration transverse, suivie d'un délaminage au niveau des couches tendues. La rupture totale n'a lieu qu'après rupture des faces tendues.

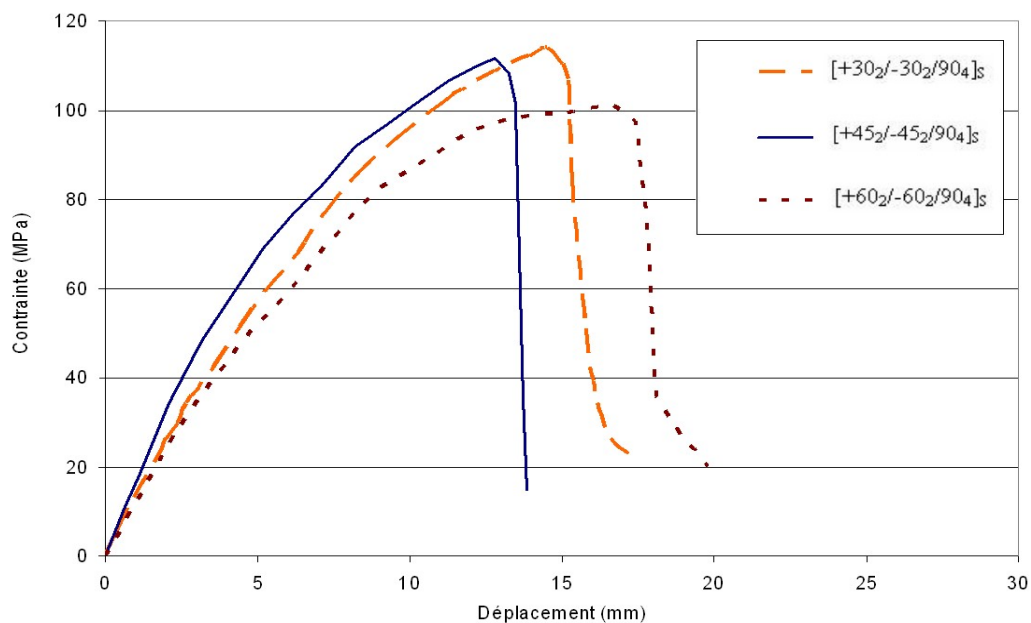


Fig. 4.35. Effet de l'angle de l'orientation θ

IV.5.3. Comparaison des deux classes de stratifiés

Pour comparer les comportements à la rupture des deux classes des stratifiés étudiés (croisés et quasi-isotropes), nous avons tracé, pour illustration, les courbes contrainte-déplacement des matériaux $[90_2/0_2/90_2/0_2]_s$ et $[+60_2/-60_2/90_4]_s$, (Fig. 4.36). Ces deux matériaux ont le même nombre de plis (16 plis) mais les séquences d'empilements des renforts sont nettement différentes.

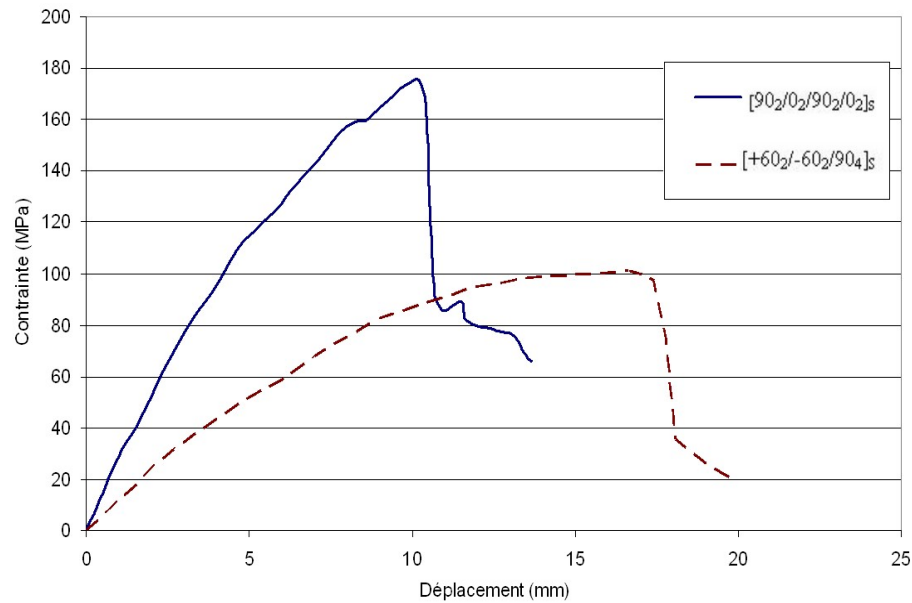


Fig. 4.36. Comparaison des stratifié croisé et stratifié quasi-isotrope

L'analyse des résultats obtenus montre que : le stratifié croisé $[90_2/0_2/90_2/0_2]_s$ est beaucoup plus rigide; sa contrainte maximale est 2 fois plus importante que celle du stratifié quasi-isotrope $[+60_2/-60_2/90_4]_s$. Il est plausible que les plis du stratifié croisé $[90_2/0_2/90_2/0_2]_s$ sont peu déchaussés et ne peuvent fournir une grande résistance à la propagation de la fissure une fois la charge maximale. En revanche, le déchaussement des plis à 45° semble prolonger le déplacement à la rupture. Ce qui peut expliquer l'important déplacement à la rupture du stratifié quasi-isotrope $[+60_2/-60_2/90_4]_s$ (40 à 50% plus importante que celui du stratifié croisé).

IV.6. Analyse des faciès de rupture

Afin de décrire les processus de rupture et de fournir d'éventuelles évidences des causes d'endommagement, les faciès des éprouvettes des différents composites stratifiés sont analysés après rupture.

IV.6.1. Analyse des faciès de rupture des stratifiés A_{12}

L'analyse des surfaces rompues des stratifiés croisés, (stratifié A_{12}), montre que la fissure s'est propagée d'une manière presque rectiligne le long du processus de rupture statique (Fig. 4.37a). Cette photographie indique que, sous des conditions de chargement statique, la rupture des fibres aussi bien que les décohésions fibre/matrice sont manifestées sur la surface de rupture.

Quelques fibres sont déchaussées (pull out), mais, il semble que la plupart d'entre elles sont rompues non loin du le plan de rupture de la matrice (Fig. 4.37b). Sur cette photographie on peut voir aussi des ruptures individuelles et collectives (torons) des fibres. Un délaminage entre les $90^\circ/90^\circ$ est observé. Ce dernier semble s'amortir avec toute propagation ultérieure de la fissure.

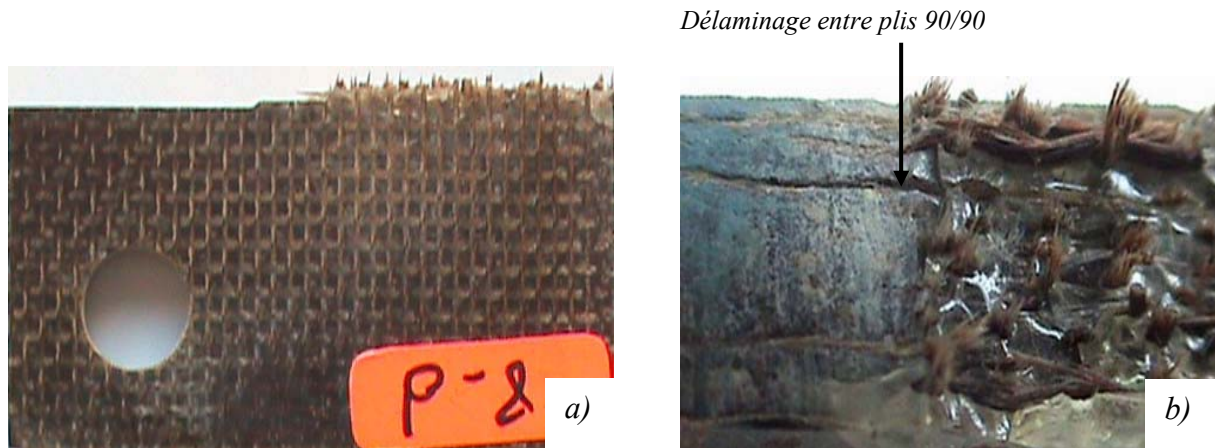


Fig. 4.37. Profil du stratifié croisé $[0/90]_6$ après rupture

La figure 4.38a illustre des ruptures individuelles des fibres à des longueurs différentes jusqu'à la rupture finale. Au fur et à mesure que la fissure progresse, seules les contraintes de cisaillement dominent la ZE [126]. Il semble qu'une grande partie des fibres transversales sont déchaussées à leur tour lors de la progression de la fissure (Fig. 4.38b)

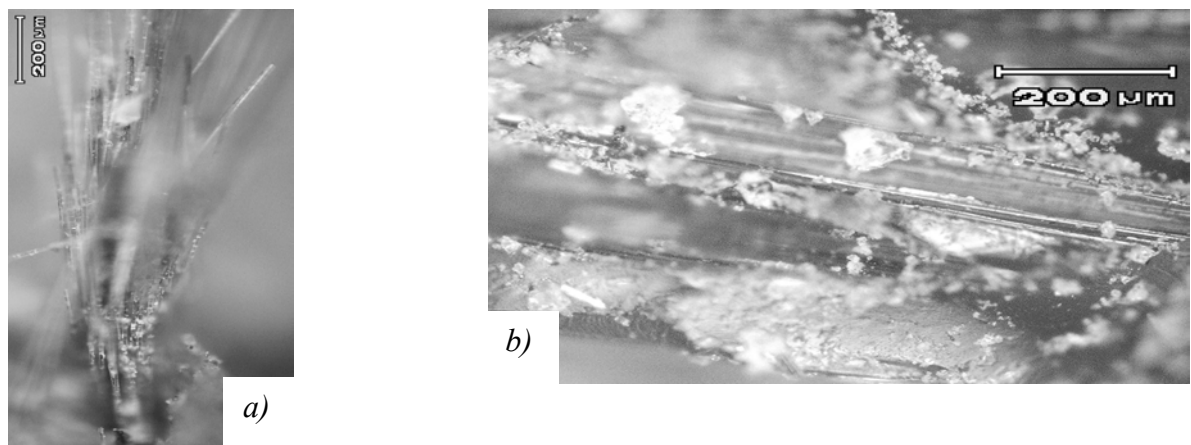


Fig. 4.38. Profil de la surface rompue du stratifié croisé $[0/90]_6$

L'examen du faciès de rupture du stratifié équilibré $[\pm 45]_6$ (A_{12}), montre un accroissement irrégulier de la fissure (Fig. 4.39a). Plusieurs déviations substantielles dans la direction de l'accroissement de fissure sont observées.

La forte présence du phénomène de pull out semble être due à la décohésion fibre/matrice suivie par la propagation de la fissure le long des plis à 45° [110]. Les torons se rompent au même endroit en donnant naissance à des mèches. Aucun délaminage n'est observé sur les faciès du stratifiés $[\pm 45]_6$ (Fig. 4.39b).

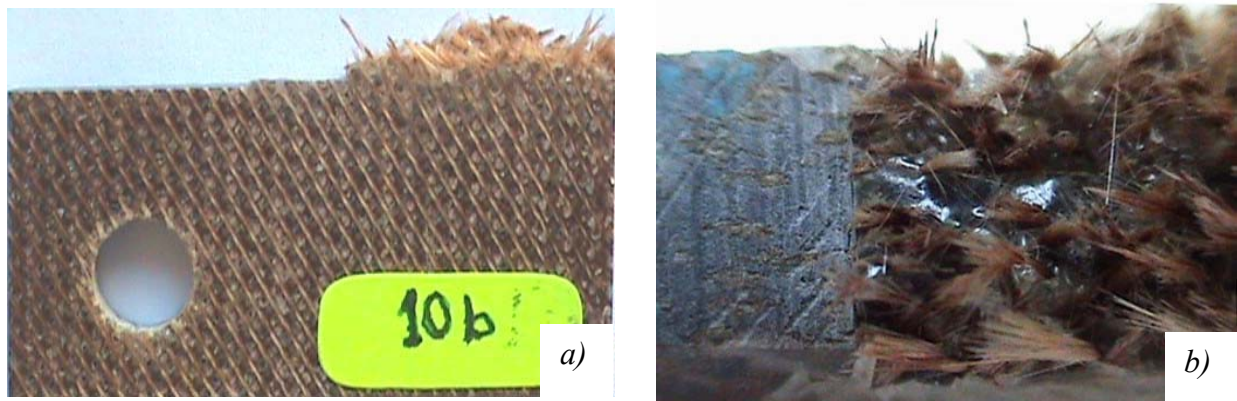


Fig. 4.39. Profil du stratifié équilibré $[\pm 45]_6$ après rupture

La combinaison des deux types précédents conduit à un mode d'endommagement mixte. Dans ce dernier, La ZE est caractérisée par un cisaillement au niveau des plis à 0° et à 90° avec un pull out au niveau des plis à 45° . Ce troisième cas d'endommagement semble définir les mécanismes relatifs aux stratifiés quasi-isotropes (Figs. 4.40a, b) [110]. La photographie sur la figure 4.40b montre un délaminage entre les couches $45^\circ/0^\circ$, $90^\circ/0^\circ$ et $90^\circ/90^\circ$. Ce dernier est observé même loin de la zone d'amorçage de fissure.

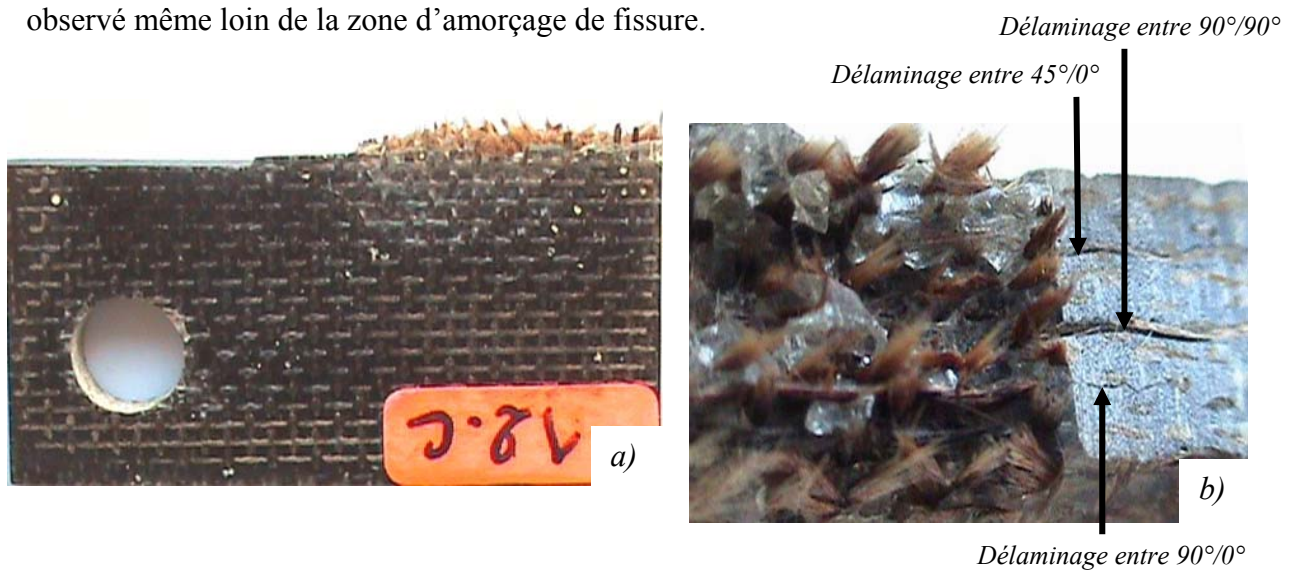


Fig. 4.40. Profil du stratifié quasi-isotrope $[(0/+45/90)_2]_s$ après rupture

IV.6.2. Analyse des faciès de rupture des stratifiés A_{16}

L'observation des faciès de rupture des différents stratifiés A_{16} , permet de dégager quatre types d'endommagements :

- Fissuration transversale des plis 90° ;
- Délaminage entre les plis à 90° et ceux à 0° ;

- Délaminage entre les plis à 90° et ceux à 0° ;
- Rupture des fibres.

La rupture en statique des différents matériaux étudiés peut être classée en quatre groupes :

a) Les matériaux $[90_4/0_4]_S$ et $[90_2/0_2/90_2/0_2]_S$, dont les plis à 90° sont à l'extérieur, sont fortement endommagés par fissurations transverses. A travers les faciès de rupture (Figs. 4.41 et 4.42), nous pouvons conclure que la ruine de ces matériaux est favorisée par la forte présence des fissurations transverses. A la suite de ces fissurations, apparaît le délaminage entre les plis orientés à 0° et à 90° et finalement la rupture des fibres dans la face comprimée.

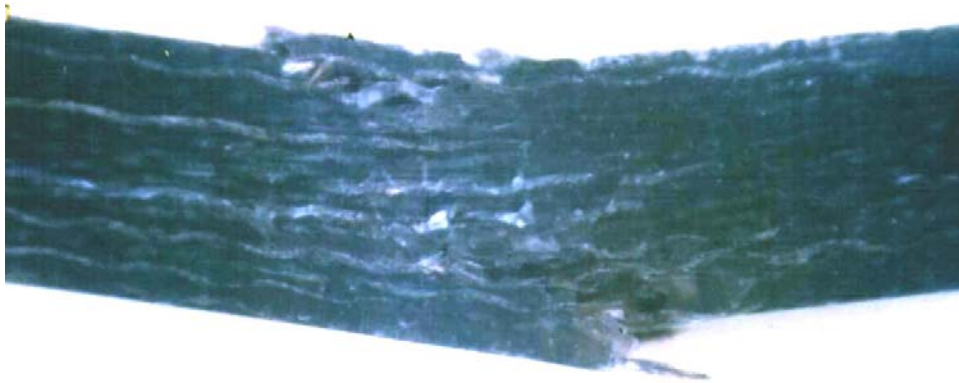


Fig. 4.41. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[90_4/0_4]_S$



Fig. 4.42. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[90_2/0_2/90_2/0_2]_S$

b) Les matériaux $[0_4/90_4]_S$ et $[(0_2/90_2)_S]_S$, dont les plis à 90° sont confinés à l'intérieur par des plis à 0° , sont peu endommagés par fissurations transverses, (Figs. 4.43 et 4.44).

Bien que la fissuration transverse soit le premier phénomène d'endommagement qui apparaît, il s'avère que : le stratifié $[0_4/90_4]_S$ s'endommage essentiellement par délaminage et rupture de la face tendue. Alors que le stratifié $[(0_2/90_2)_S]_S$ s'endommage par délaminage au niveau des couches externes suivi d'une rupture aussi bien de la face tendue que de la face comprimée (par flambement). Pour le stratifié $[0_4/90_4]$ époxyde/verre [27,125] la rupture apparaît sur la face comprimée alors que la face tendue reste sans endommagement significatif.

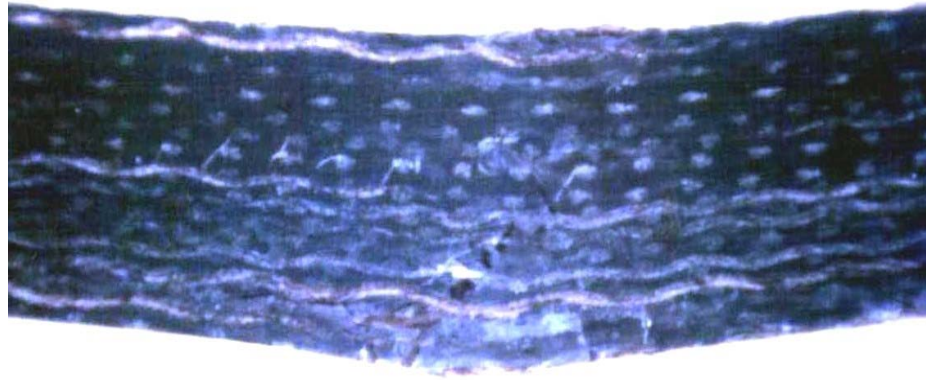


Fig. 4.43. *Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[0_4/90_4]_s$*



Fig. 4.44. *Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[(0_2/90_2)_s]_s$*

c) Les stratifiés $[+30_2/-30_2/90_4]_s$ et $[+45_2/-45_2/90_4]_s$ sont fortement endommagés par fissuration transverse. Après la formation de graves fissurations au niveau des plis 90° , il y a eu délaminage des interfaces $-0/90$ ($\theta=30^\circ$ ou 45°). Des fissurations inclinées s'étendent dans diverses directions de la partie inférieure des stratifiés, et donnent naissance à des cavités toutes en favorisant la rupture des fibres de la face tendue, (Figs. 4.45 et 4.46). Il est à signaler que la ruine de ces deux matériaux est due à l'accumulation de l'ensemble des mécanismes d'endommagements.



Fig. 4.45. *Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[+30_2/-30_2/90_4]_s$*



Fig. 4.46. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[+45_2/-45_2/90_4]_s$

d) Pour le stratifié $[+60_2/-60_2/90_4]_s$, un délaminage important s'est formé à l'interface $-60^\circ/90^\circ$. Il tend à se propager le long de l'éprouvette. La fissuration transverse est fortement présente en raison de la souplesse du matériau caractérisé par un déplacement à la rupture beaucoup plus important que celui des stratifiés $[+30_2/-30_2/90_4]_s$ et $[+45_2/-45_2/90_4]_s$. Des cavités sont visibles dans les plis 90° , ainsi que dans les plis à $+60^\circ/-60^\circ$ de la partie inférieure. Ce qui favorise une destruction du matériau par délaminage. De plus, il semble que les fibres de la partie comprimée sont purement cisailées, (Fig. 4.47).



Fig. 4.47. Faciès de rupture après endommagement du stratifié $[+60_2/-60_2/90_4]_s$

IV.6.3. Analyse des faciès de rupture des stratifiés classe B

Les photographies de la figure 4.48 montrent une diversité de mécanismes d'endommagement qui se manifestent pendant le processus de l'accroissement de la fissure dans les stratifiés **classe B**. Ces mécanismes se résument en micro-fissurations matricielles, décohésion fibre / matrice, le pull-out et la rupture des fibres (torons). Le pull-out des torons de fibres longitudinales est remarquable sur la figure 4.48b (matériau B_2) que sur la figure 4.48a (matériau B_1). Il semble que les torons dans le sens de la trame sont bien imprégnés que ceux dans le sens de la chaîne. Cette dernière constatation ne révèle aucune différence significative

liée aux paramètres d'amorçage de la fissure ($G_{I\text{-ini}}$ et $K_{I\text{-ini}}$), mais il y a une augmentation des paramètres au plateau. Cette augmentation est d'environ 10 et 4%, respectivement, pour $G_{I\text{-Prop}}$ and $K_{I\text{-Prop}}$.

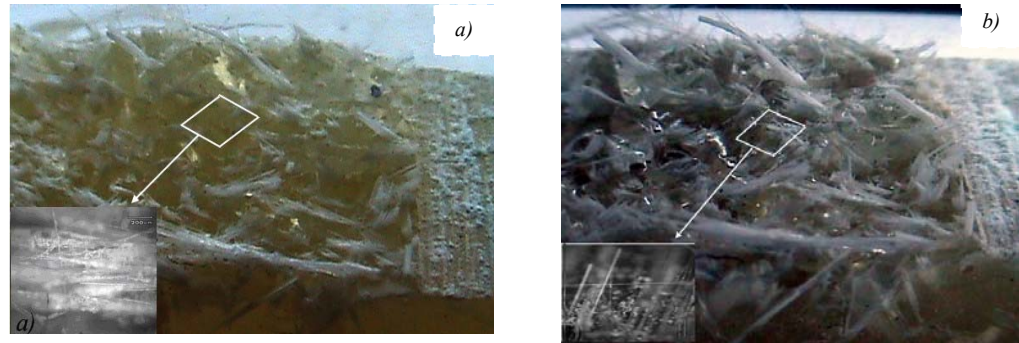


Fig. 4.48. *Faciès de rupture du matériau classe B*

a) matériau B_1 , b) matériau B_2

Conclusions et perspectives

L'étude de la rupture statique des stratifiés fissurée avec différentes configurations d'empilement montre que l'orientation des plis a un effet majeur sur les propriétés mécaniques des composites et en particulier sur leur résistance à la rupture durant l'amorçage et la propagation de la fissure.

La technique de corrélation d'image digitale semble être un outil appréciable pour la détection des diverses étapes d'endommagement des stratifiés. Après la réponse linéaire qui est présente dans l'ensemble des courbes (P- δ) des éprouvettes testées, trois phases d'endommagement caractérisent le processus de rupture des stratifiés à renfort tissé. Ces dernières se résument à un émoussement du fond de fissure suivi par un amorçage de la fissure puis le début de divers mécanismes d'endommagement. L'analyse des résultats livrés par la technique CID montre que :

- le confinement des plis à 90° à l'intérieur des matériaux classe A assure une bonne rigidité et une résistance appréciable à l'initiation ainsi à l'accroissement de la zone de dommage ;
- le fait de pratiquer une entaille perpendiculaire ou parallèle au sens de la chaîne n'affecte pas le processus de rupture du matériau classe B.
- les paramètres essentiels qui distinguent les trois étapes d'évolution de la fissure sont le saut de rupture, qui représente l'avance de la pointe de la fissure, et la vitesse d'endommagement,

Une réelle correspondance est observée entre les incréments de l'accroissement de fissure déterminés par la technique de corrélation d'image digitale et ceux déterminés par la méthode du changement de la complaisance.

L'analyse des surfaces rompues des éprouvettes (CT) montre que, sous des conditions de chargement statique, les décohésions fibre/matrice et la rupture des fibres (individuelles et/ou collectives (torons)) sont les mécanismes communs aux différents matériaux stratifiés étudiés (classe A et classe B).

Les faciès de rupture, des éprouvettes (FTP) montrent que le délaminage est le phénomène le plus prépondérant. L'endommagement des stratifiés peuvent être séparés en trois classes : la fissuration transversale des plis à 90°, ensuite et durant le prolongement du chargement, il y a un amorçage de nouveaux modes d'endommagements qui sont soit le délaminage à l'interface des

couches 0/90 ou - θ /90, soit la rupture des fibres notamment dans les faces tendue ou/et comprimée. L'accumulation de ces modes tend à accélérer la ruine du matériau.

Vu la diversité des séquences d'empilement qui peuvent se présenter, on ne peut donner des prédictions spécifiques concernant les mécanismes de ruptures. Les résultats obtenus semblent encourageantes mais nécessitent encore des travaux importants. On projette :

- Une campagne d'essais appropriée soigneusement menée pour améliorer les approches expérimentales, afin d'établir un scénario assez proche des modes d'endommagements des stratifiés à renfort tissu.
- Utilisation d'un code de calcul numérique qui permet de déterminer les paramètres de rupture et de simuler de manière satisfaisante la dégradation au sein des structures stratifiées.

Références bibliographiques

- [1] J. M. Berthelot. Matériaux composites : Comportement mécanique et analyse des structures, Paris, édition MASSON, 2ème édition, 1992.
- [2] D. Gay. Matériaux composites, Paris, édition HERMES, 4ème édition, 1997.
- [3] J. Weiss, C. Bord. Les matériaux composites : Calculs, Essais et contrôles, Conception, Paris, édition de L'USINE, 1983.
- [4] R. M. Jones. Mechanics of composite materials, USA, TAYLOR & FRANCIS, 2ème édition, 1999.
- [5] F.L. Matthews, R.D. Rawlings. Composite materials: Engineering and science. Woodhead Publishing, 1999.
- [6] S.R. Abdussalam, M.L. Ayari. Experimental study of fracture toughness and energy in composite materials, *Mech. Compos. Mater.*, 34(3):235-42, 1998.
- [7] C. Goidescu. Caractérisation et modélisation de l'endommagement par microfissuration des composites stratifiés: Apports des mesures de champs et de l'homogénéisation. Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2011, 180p.
- [8] D. Gay, S.V. Hoa, S.W. Tsai. Composite materials design and applications, 2003 by CRC Press LLC.
- [9] D. Krajcinovic. Damage mechanics: accomplishments, trends and needs. *Int. J. Solids. Struct.*, 37(1-2):267-77, 2000.
- [10] B.W. Smith. Fractography for continuous fiber composites, Engineered materials handbook - Volume 1: Composites. Ohio, USA: ASM International, ISBN 0871702797 (v.1), 786-93, 1993.
- [11] Y. Thollon, C. Hochard. A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure, *Mech. Mater.*, 41(7): 820-27, 2009.
- [12] P. Prombut. Caractérisation de la propagation de délaminage des stratifiés composites multidirectionnels. Thèse de doctorat, Université Toulouse III – Paul Sabatier, 2007, 335p.
- [13] R.Y. Kim. Fatigue strength, Engineered materials handbook -Volume 1: Composites. Ohio, USA : ASM International, ISBN 0871702797 (v.1), 436-44, 1993.
- [14] S. Benmedekhane. Etude phénoménologique du comportement à l'impact des matériaux composites. Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compiègne, 1996, 211p.
- [15] J.R. Reeder. An evaluation of mixed-mode delamination failure criteria, Virginia: Langley research center, N° NASA-TM-104210, 1992. 49 p
- [16] J.E. Masters. Basic failure modes of continuous fiber composites, Engineered materials handbook - Volume 1: Composites. Ohio, USA: ASM International, ISBN 0871702797 (v.1), 781-85, 1993.
- [17] J.M. Berthelot. Transverse cracking and delamination in cross-ply glass-fiber and carbon-fiber reinforced plastic laminates: static and fatigue loading. *Appl. Mech. Rev.*, 56(1):111-47, 2003.
- [18] S. Baste. Inelastic behaviour of ceramic-matrix composites. *Comp. Sci. Tech.* 61(15):2285-97, 2001.
- [19] J.M. Park, D.S. Kim, S.R. Kim. Interfacial properties and micro-failure degradation mechanisms of bioabsorbable fibers/poly-L-lactide composites using micromechanical test and nondestructive acoustic emission. *Comp. Sci. Tech.*, 63:403-19, 2003.
- [20] X.J. Gong. Rupture interlaminaire en mode mixte I+II de composites stratifiés unidirectionnels et multidirectionnels verre/époxy. Thèse de doctorat, Université Technologie de Compiègne, 1994, 155p.
- [21] J.A. Nairn. Polymer Matrix Composites: Matrix Microcracking in Composites, Edited by R. Talreja, J-A Manson, Elsevier, pp:403-32, 2000.
- [22] K.W. Garrett, J.E. Bailey. Multiple transverse fracture in 90° cross-ply laminates of glass fibre-reinforced polyester, *J. Mater. Sci.*, 12(1):157- 68, 1977.
- [23] E. Aussadat-Yahia. Comportement et endommagements du composite tissé carbone/PMR15 soumis à des chargements mécaniques et thermiques. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1997, 152p.
- [24] R. Joffe. Damage accumulation and stiffness degradation in composite laminates, Doctoral Thesis, Luleå tekniska University, 1999, 140p.
- [25] Y. Perrot. Influence des propriétés de la matrice sur le comportement mécanique de matériaux composites verre/polyester utilisés en construction navale de plaisance - Cas des résines polyester limitant les émissions de styrène. Thèse de doctorat, Université de Bretagne Sud, 2006, 236p.
- [26] F. Desrumaux, F. Meraghni, M.L. Benzeggagh. Micromechanical modelling coupled to a reliability approach for damage evolution prediction in composite materials. *Appl. Comp. Mater.*, 7:231-50, 2000.
- [27] A./R. Bezazi, A. El Mahi, J.-M. Berthelot, B. Bezzazi. Flexural fatigue behaviour of cross-ply laminates : an experiment approach, *Strength Mater.*, 35(2): 149-61, 2003.
- [28] Cs. Varga, N. Miskolczi, L. Bartha, G. Lipóczi. Improving the mechanical properties of glass-fibre-reinforced polyester composites by modification of fibre surface, *Mater. Design.*, 31(1):185-93, 2010.

- [29] O. Allix, D. Levêque, L. Perret. Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. *Comp. Sci. Tech.*, 58(5):671–78, 1998.
- [30] J.M. Morvan. Comportement anélastique des matériaux composites à matrice céramique. Thèse de doctorat, Université de Bordeaux I, 1997, 140p.
- [31] J.M. Berthelot, J.F. Le Corre. Statistical analysis of the progression of transverse cracking and delamination in cross-ply laminates, *Comp. Sci. Tech.*, 60(14):2659–69, 2000.
- [32] Y. Duplessis Kergomard, J. Renard, A. Thionnet, C. Landry. Intralaminar and interlaminar damage in quasi-unidirectional stratified composite structures: Experimental analysis, *Comp. Sci. Tech.*, 70(10):1504–12, 2010.
- [33] J.C Walrick, D. Coutellier, P. Geoffroy. Méthodologie pour une prévision du délaminage dans la modélisation de structures stratifiées composites, *Mécanique & Industries*, 1(3):259–65, 2000.
- [34] J. Payan. Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue. Thèse de doctorat, Université de la Méditerranée Aix-Marseille II, 2004, 139 p.
- [35] K. Friedrich. Fractographic analysis of polymer composites : Application of fracture mechanics to composite materials. Chapitre 1 : *Elsevier Science Publishers B.V.*, pp:425–87. 1989,
- [36] P. Ladevèze, O. Allix, J.F. Deü et D. Lévéque. A mesomodel for localisation and damage computation in laminates. *Comput. Method. Appl. M.*, 183(1-2):105–22, 2000.
- [37] C. Huchette. Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés. Thèse de Doctorat, Université de Paris VI, 2005, 189p.
- [38] K.E. Jackson, S. Kellas. Effect of specimen size on the tensile strength of geometrically scaled Composite laminates. Army Symposium on Solid Mechanics, Plymouth, 1993.
- [39] J.A. Lavoie. Scaling effects on damage development, strength, and stress-rupture life of laminate composites in tension, Ph.D. Dissertation, Virginia Tech, Blacksburg, Virginia, 1997, 145p.
- [40] Ch. Bois. Mesure et prévision de l'évolution des endommagements dans les composites stratifiés. Thèse de doctorat, Université de la Méditerranée Aix-Marseille II, 2003, 144 p.
- [41] K. Wieghardt, A. Sommerfeld, H.P. Rossmannith. On splitting and cracking of elastic bodies, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 18(12): 1371-1405, 1995.
- [42] A.A. Griffith, The phenomena of rupture and flow in solids. *Phil. Proc. Roy. Soc. Lond.*, A221, 163–97, 1920.
- [43] I.N. Sneddon. The distribution of stress in the neighborhood of a crack in an elastic solid, *Proc. Roy. Soc. Lond.*, 187(1009): 229–60, 1946.
- [44] G.R. Irwin, Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate, *J. Appl. Mech. Transactions*, 24(3):361–64, 1957.
- [45] J.R. Rice, A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks. *J. Appl. Mech.*, 35(2): 379-86, 1968.
- [46] D. Bui, Dualité entre les intégrales de contour. *Compte Rendu Acad. Sciences*, T. 276, Paris, 1973.
- [47] G.C. Sih, J.R. Rice. The bending of plates of dissimilar materials with cracks, *J. Appl. Mech.*, 31(3):477–82, 1964.
- [48] F. Erdogan. Stress distribution in bonded dissimilar materials with cracks, *J. Appl. Mech.*, 32(2):403–10, 1965.
- [49] M. Comninou. The interface crack, *J. Appl. Mech.*, 44(4): 631-36, 1977.
- [50] L.M. Kachanov. Time of the rupture process under creep conditions. *Isv. Akad. Nauk. SSR. Otd Tekh. Nauk.*, (8): 26–31, 1958.
- [51] J.L. Chaboche. Sur l'utilisation des variables d'état interne pour la description de la viscoplasticité cyclique avec endommagement. In *Problèmes Non Linéaires de Mécanique*, Symposium Franco-Polonais de Rhéologie et Mécanique, 137–59. 1977.
- [52] J. Lemaitre, J.L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*, édition DUNOD, Paris, 1985. 532p.
- [53] H.D. Bui, A. Ehrlacher. Propagation of damage in elastic and plastic solids, *Advances in fracture research*, édition D.François, Pergamon press, Oxford (UK), 533–51, 1982.
- [54] A. Ehrlacher. Contribution à l'étude thermodynamique de la progression de fissure et à la mécanique de l'endommagement brutal. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie Paris 6, 1985, 225p.
- [55] A.L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I – Yield criteria and flow rules for porous ductile media, *Transaction of the ASME*, 99(1):2–15, 1977.
- [56] A. Needleman, V. Tvergaard. An analysis of ductile rupture modes at a crack tip, *J. Mech. Phys. Solids*, 35(2):151–83, 1987.
- [57] G. Rousselier. Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture, *Nucl. Eng. Des.* 105(1):97–111, 1987.
- [58] C.E. Inglis. Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners, *Trans. Inst. Naval Arch.*, London, 55:219-230, 1913.
- [59] E. Orowan. Energy criteria of fracture, *Weld. J. Res. Supp.* 34(3):157–60, 1955.
- [60] H.M. Westergaard. Bearing pressure and cracks, *J. Appl. Mech.*, 6(2):49–53, 1939.
- [61] G. R. Irwin. Plastic Zone New a Crack and Fracture Toughness, *Proc. 7th. Sagamore Cod.*, p.IV-63, 1960.
- [62] D. Broek. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Martinus Nijhoff, 1982.

- [63] J.E. Srawley. Wide range stress intensity factor expressions for ASTM E399 standard fracture toughness specimens, *Int. J. Fracture*, 12(6): 475–476, 1976.
- [64] F. Conchin, Etude du comportement thermo-mécaniques de matériaux à renfort fibreux, SiC/C/SiC 2D. Thèse de doctorat, INSA de Lyon, , 1994. 254p.
- [65] S. Parhizgar, L.W. Zachary, C.T. Sun, Application of the principles of linear fracture mechanics to the composite materials, *Int. J. Fracture*, 20 (1):3–15,1982.
- [66] U.A. Khashaba. Behavior of Woven Composites Containing Various Cracks Geometry. *J. Compos. Mater.*, 37(1):5-20, 2003.
- [67] ASTM. Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials. ASTM standard E399-90, 1993.
- [68] S. Jose, R. Ramesh Kumar, M.K. Jana, G. Venkateswara Rao. Intralaminar fracture toughness of a cross-ply laminate and its constituent sub-laminates, *Comp. Sci. Tech.*, 61(8):1115–22, 2001.
- [69] X. Li, S.R. Hallett, M.R. Wisnom, N. Zobeiry, R. Vaziri, A. Poursartip. Experimental study of damage propagation in Over-height Compact Tension tests. *Compos. Part A-Appl. S.*, 40(12):1891– 99, 2009.
- [70] M.J. Laffan , S.T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci, Measurement of the in situ ply fracture toughness associated with mode I fibre tensile failure in FRP. Part I: Data reduction, *Comp. Sci. Tech.*, 70(4):606–13, 2010.
- [71] S.T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci. Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites. *Comp. Sci. Tech.*, 66(13):2069–79, 2006.
- [72] G. R. Irwin. Analytical aspects of crack stress field problems. TAM Report no. 213, University of Illinois, Urbana, IL, 1962.
- [73] G.C. Sih, H. Liebowitz. Mathematical theories of brittle fracture. In *Fracture*, édition. H. Liebowitz. Academic Press, New York, vol(2): 67–190,1967.
- [74] M. Rokbi. Comportement à la rupture et caractérisation mécanique de composites Polyester/fibres de verre. Thèse de magister, Université de M'sila, Algérie, 2001,141p.
- [75] F.J. Gomez, M. Elices, Fracture loads for ceramic samples with rounded notches, *Eng. Fract. Mech.*, 73(7):880–94, 2006.
- [76] R. Damani, R. Gstrein, R. Danzer. Critical Notch-Root Radius Effect in SENB-S Fracture Toughness testing, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 16(7):695–702, 1996.
- [77] G. E. Griesheim, P. B. Pollock, S. C. Yen. Notch Strength and fracture behavior of 2-D Carbone-Carbone Composites, *J. Am. Ceram. Soc.*, 76(4):944–56, 1993.
- [78] P.P. Camanho, G. Catalanotti. On the relation between the mode I fracture toughness of a composite laminate and that of a 0° ply: Analytical model and experimental validation, *Eng. Fract. Mech.*, 78(13):2535–46, 2011.
- [79] M.J. Laffan, S.T. Pinho, P. Robinson, A.J. McMillan. Translaminar fracture toughness: The critical notch tip radius of 0° plies in CFRP, *Comp. Sci. Tech.*, 72(1):97–102, 2011.
- [80] M. R'Mili, D. Rouby, G. Fantozzi. Energy Toughness Parameters for a 2D Carbon Fibre Reinforced Carbon Composite, *Comp. Sci. Tech.*, 37(1-3):207–21, 1990.
- [81] S. Guofang. Fracture of Fiberglass Reinforced Composites, *J. Compos. Mater.*, 15 (4):521–30, 1981.
- [82] D. Gay, S.V. Hoa, S.W. Tsai. Composite materials: Design and application, New York, CRC Press, LLC, 2003.
- [83] ASTM Standards E399-83. Standard method of test for plane strain fracture toughness of materials. Philadelphia, PA, American Society for Testing and Materials, 1983.
- [84] V. Kostopoulos, Y.P. Markopoulos, Y.Z. Pappas, S.D. Peteve. Fracture Energy Measurements of 2-D Carbon/Carbon composite, *J. Eur. Ceram. Soc.*, 18(1):69–79, 1998.
- [85] N. Jēkabsons, S.P. Fernberg. Prediction of progressive fracture of SMC by application of bridging laws, *Comp. Sci. Tech.*, 63(15):2133–42, 2003.
- [86] M.A. Sutton, W.J. Wolters, W.H. Peters, W.F. Ranson, S.R. McNeill. Determination of displacements using an improved digital correlation method, *Image Vision Comput.*, 1(3):133–139, 1983.
- [87] M.A. Sutton, M. Cheng, W.H. Peters, Y. S. Chao, S. R. McNeill. Application of an optimized digital image correlation method to planar deformation analysis. *Image Vision Comput.*, 4(3):143–50, 1986.
- [88] M. Li, J. Zhang, C.Y. Xiong, J. Fang, J.M. Li, Y. Hao. Damage and fracture prediction of plastic-bonded explosive by digital image correlation processing. *Opt. Laser Eng.*, 43(8):856–68, 2005.
- [89] L. Gonzäles , W.G. Knauss. Scaling global fracture behavior of structures-sized laminated composites, *Int. J. Fracture*, 118(4):363–94, 2002.
- [90] G. Catalanotti , P. P. Camanho, J. Xavier, C. G. Dávila, A.T. Marques. Measurement of resistance curves in the longitudinal failure of composites using digital image correlation, *Comp. Sci. Tech.*, 70(13):1986–93, 2010.
- [91] S. Yoneyama, Y. Morimoto, M. Takashi. Automatic evaluation of mixed-mode stress intensity factors utilizing Digital Image Correlation. *Strain*, 42(1):21–29, 2006.
- [92] C.J. Tay, C. Quan, Y.H. Huang, Y. Fu. Digital image correlation for whole field out-of-plane displacement measurement using a single camera, *Opt. Commun.*, 251 (1-3):23–36, 2005.

- [93] F. Lagattu, F. Bridier, P. Villechaise, J. Brillaud. In-plane strain measurements on a microscopic scale by coupling digital image correlation and an in situ SEM technique, *Mater. Charact.*, 56 (1):10–18, 2006.
- [94] B. Mouhmid, A. Imad, N. Benseddig, D. Lecompte. An experimental analysis of fracture mechanisms of short glass fibre reinforced polyamide 6,6 (SGFR-PA66), *Comp. Sci. Tech.*, 69(15-16):2521–26, 2009.
- [95] M. Rokbi, H. Osmani, N. Benseddig, A. Imad. On experimental investigation of failure process of woven-fabric composites, *Comp. Sci. Tech.*, 71(11):1375–84, 2011.
- [96] S. Meille, M. Saâdaoui, P. Reynaud, G. Fantozzi. Mechanisms of crack propagation in dry plaster. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 23(16): 3105-12, 2003.
- [97] S. Morel, N. Dourado, G. Valentin, J. Morais. Wood: a quasibrittle material R-curve behavior and peak load evaluation. *Int. J. Fracture*, 131(4):385–400, 2005
- [98] M.J. Laffan, S.T. Pinho, P. Robinson, L. Iannucci. Measurement of the in situ ply fracture toughness associated with mode I fibre tensile failure in FRP. Part II: Size and lay-up effects, *Comp. Sci. Tech.*, 70(4):614–21, 2010.
- [99] B.L. Karihaloo, P. Nallathamb. An improved effective crack model for the determination of fracture toughness of concrete, *Cement Concrete Res.*, 19(4):603–610, 1989.
- [100] B. L. Karihaloo, P. Nallathambi. Effective crack model for the determination of fracture toughness K_{IC} of concrete. *Eng. Fract. Mech.*, 35(4-5):637–45, 1990.
- [101] V. Kostopoulos, Y.P. Markopoulos. On the fracture toughness of ceramic matrix composites. *Mat. Sci. Eng. A*; 250(2):303–12, 1998.
- [102] V. Kostopoulos, Y.P. Markopoulos, Y.Z. Pappas, S.D. Peteve. Fracture Energy Measurements of 2-D Carbon/Carbon Composites. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 18(1):69–19, 1998.
- [103] N. Gubeljak, D.M. Chapetti, J. Predan, J.D. Landes. CTOD-R curve construction from surface displacement measurements, *Eng. Fract. Mech.*, 78(11):2286–97, 2011.
- [104] S. Xu, H.W. Reinhardt. Determination of double-K criterion for crack propagation in quasi-brittle fracture, Part II: Analytical evaluating and practical measuring methods for three-point bending notched beams, *Int. J. Fracture*, 98(2):151–77, 1999.
- [105] X. Zhang, S. Xu. A comparative study on five approaches to evaluate double-K fracture toughness parameters of concrete and size effect analysis, *Eng. Fract. Mech.*, 78(10):2115–38, 2011.
- [106] H. Tada, P. Paris, G. Irwin. The Stress Analysis of Cracks, Handbook. Del Research Corporation, 1973.
- [107] S. Hashimi, J. Mugan. Fracture mechanics of short glass fibre-reinforced Nylon composite, *J. Mater. Sci.*, 28(15):3983–90, 1993.
- [108] E.K. Tschegg, K. Humer, W. Weber. Fracture tests in mode I on fibre-reinforced plastics, *J. Mater. Sci.*, 28(9):2471–80, 1993.
- [109] H. Yanada, H. Homma. Study of fracture toughness evaluation of FRP, *J. Mater. Sci.*, 18(1):133–39, 1983.
- [110] M. Rokbi, A. Imad, H. Osmani, N. Benseddig. Prediction of intralaminar fracture toughness of two directional glass fibre reinforced polyester laminated composite plate, *Int. Rev. Mech. Eng.*, 1(5):487–94, 2007.
- [111] S. Xu, S. Gao. Fracture and Tensile Properties of Polyvinyl Alcohol Fiber Reinforced Cementitious Composites. *J Wuhan Univ. Technol.*, 23(1):7–11, 2008.
- [112] Q. Liu, M. Hughes. The fracture behaviour and toughness of woven fax fiber reinforced epoxy composites. *Compos. Part A-Appl. S.*, 39(10):1644–52, 2008.
- [113] S. Kawazoe, Y. Kagawa. Application of photon emission technique to the determination of micro-fracture behavior in glass fiber-reinforced epoxy matrix composite. *Sci. Technol. Adv. Mat.*; 2(2):425–31, 2001.
- [114] S.K. Khanna, A. Shukla. Absorption mechanisms during dynamic fracturing of fibre-reinforced composites, *J. Mater. Sci.*, 28(14):3722–30, 1993.
- [115] M. Rokbi, H. Osmani. Contrôle simultané de l'extension de la zone endommagée (Mode I) de la matrice polyester renforcée par des fibres de verre. 16^{ème} Congrès Français de Mécanique, Nice, 2003.
- [116] U.A. Khachaba. Fracture Behavior of Woven Composites Containing Various Cracks Géométrie, *J. Compos. Mater.*, 37(1):5–20, 2003.
- [117] R.F. El-Hajjar, R.M. Haj-Ali. Mode-I fracture toughness testing of thick section FRP composites using the ESE(T) specimen, *Eng. Fract. Mech.*, 72(4):631–43, 2005.
- [118] M. Rokbi, A. Imad, H. Osmani, N. Benseddig, Ch. Herbelot. Effet de l'orientation des plis sur la rupture intralaminare des stratifiés (2D) (Polyester/tissu de verre), 18^{ème} Congrès Français de Mécanique, Grenoble, 2007.
- [119] J. Jortner. Effects of Crimp Angle on the Tensile Strength of a Carbon-Carbon Laminate, *Proc. Symposium on High Temperature Composites, Lancaster*, 243–25, 1989.
- [120] J.K. Kim, M.L. Sham. Impact and delamination failure of woven-fabric composites, *Comp. Sci. Tech.*, 60(5):745-761, 2000.
- [121] A. Godara, D. Raabe. Influence of fiber orientation on global mechanical behavior and mesoscale strain localization in a short glass-fiber-reinforced epoxy polymer composite during tensile deformation investigated using digital image correlation, *Comp. Sci. Tech.*, 67(11-12):2417–27, 2007.

- [122] G.C. Papanicolaou, S.P. Zaoutsos, E.A. Kontou. Fibre orientation dependence of continuous carbon/epoxy composite nonlinear viscoelastic behavior, *Comp. Sci. Tech.*, 64(16):2535–45, 2004.
- [123] I.M. Low, M. McGrath, D. Lawrence, P. Schmidt, J. Lane, B.A. Latella, K.S. Sim. Mechanical and fracture properties of cellulose-fibre-reinforced epoxy laminates, *Compos. Part A-Appl. S.*, 38(3):963–74, 2007.
- [124] K. Sato, T. Hashida. Fracture toughness evaluation based on tension-softening model and its application to hydraulic fracturing. *Pure Appl. Geophys.*, 163(5-6):1073–89, 2006.
- [125] A./R. Bezazi, A. El Mahi, J.M. Berthelot, B. Bezzazi. Analyse de l'endommagement des stratifiés en flexion 3-points, influence de la séquence d'empilement, XV^{ème} Congrès Français de Mécanique, Nancy, 2001.
- [126] M. Rokbi, A./R. Bezazi, H. Osmani. Influence de la séquence d'empilement sur le comportement en statique des stratifiés Verre E/polyester, *Algerian Journal of Technology (AJOT) ISSN: 1111 375X*, special issue, pp 163-168, 2005.