

CENTRE UNIVERSITAIRE MOHAMED BOUDIAF DE M'SILA

INSTITUT DE GENIE MECANIQUE

**COMPORTEMENT A LA RUPTURE
ET CARACTERISATION MECANIQUE DE COMPOSITES
POLYESTER-FIBRES DE VERRE**

Thèse présentée pour l'obtention du diplôme de **Magister**

En : **GENIE MECANIQUE**

Option : **Techniques de Fabrication**

Par : **Mansour ROKBI**

Sous la direction de : **Hocine OSMANI**

Co-Encadreur : **Nadir DOUIB**

Devant le jury composé de:

M^r **Noureddine BOUAOUADJA**

Président

M^r **Chouki FARSI**

Examineur

M^r **Kamel LOUCIF**

Examineur

M^r **Younes BENARIOUA**

Examineur

Le :/...../ 2001

CENTRE UNIVERSITAIRE MOHAMED BOUDIAF DE M'SILA

INSTITUT DE GENIE MECANIQUE

**COMPORTEMENT A LA RUPTURE
ET CARACTERISATION MECANIQUE DE COMPOSITES
POLYESTER-FIBRES DE VERRE.**

Thèse présentée pour l'obtention du diplôme de Magister

En : GENIE MECANIQUE

Option : Techniques de Fabrication

Par : Mansour ROKBI

Sous la direction de : Hocine OSMANI

Co-Encadreur : Nadir DOUIB

Le :/...../ 2001

REMERCIEMENTS

Tous d'abord, Je tiens à exprimer ma reconnaissance envers Monsieur H. OSMANI de m'avoir bien orienté durant toute la période d'étude. Je lui suis très reconnaissant d'avoir su partager ses connaissances, ses compétences et de m'avoir offert une telle disponibilité. Je tiens à présenter mes sincères remerciements à Monsieur N. DOUIB pour son soutien constant et ses nombreux conseils m'ont aidé à franchir à diverses difficultés rencontrées dans cette étude.

J'exprime toute ma gratitude à Messieurs N. BOUAOUADJA, K.LOUCIF, C.FARSI, Y.BENARIOUA, pour avoir accepté d'être des membres de jury de ma thèse.

J'exprime mes remerciements les plus sincères pour Messieurs L. ZERGUINE " ENADITEX-M'sila", A.BELHADJ, B.KARA "METANOF-M'sila", A. BENZADI, KHORICHE, BOUMERZZAK "SNVI-Rouiba" , Pour leurs aides aimablement servies.

Je suis très reconnaissant à Messieurs le directeur de CUM'sila M. MOUSSAI, le directeur de la poste graduation RAHMOUNI, Le directeur de l'institut de GM CUM'sila M.ZAOUI, et le directeur adjoint chargée de la poste graduation M^{lle} H.BENKHERBACHE, ainsi que le directeur des études B. BENDJAIMA d'avoir facilité l'enchaînement de la préparation de la soutenance.

Je tiens à remercier tous les membres des laboratoires et d'organismes dont j'ai pratiqué la partie expérimentale, pour leurs collaborations ainsi leurs soutiens, entre autre, Messieurs, Y. MAIS, CHABI " D.R.A Elhadjer", A.MESSAOUDI "labo photo Setif", MESSAOUD "labo polymer Setif", A.MEKKI, A.HERIZI, S.KHANNOUF, M.SELMANI, DJ.KHLDOUNE "labos et Ateliers - CUM'sila", A.CHEKER, Madame AOUIA "labo de chimie -CUM'sila",

Mes remerciements profonds trouveront tous les amis qui m'ont partagés mes soucis, je cite M.ZEROUGA, A.CHERID, A.ZOUAOUI, M.ZEGHLACHE.

Résumé

Dans les plastiques renforcés, l'écoulement plastique à la pointe de fissure est intimement associé au processus de rupture, qui est fragile de nature. Un seul paramètre de rupture tel que le facteur d'intensité de contrainte, « K_R », ou le taux de restitution d'énergie de déformation, « G_R », est suffisant pour caractériser ce mode de rupture.

Dans ce cadre, le concept de la mécanique de rupture (K , J , R) était utilisé afin de déduire les quantités de la rupture mécanique et le comportement à la rupture, à chargement croissant, d'une matrice de polyester renforcée différents types de fibres de verre « tissu, mat et fibre de verre coupées ».

Les résultats des tests menés sur les éprouvettes " SENB et CT" ($1,5 \text{ mm.mn}^{-1}$) montrent l'applicabilité du concept de la Mécanique Linéaire Elastique de Rupture " MLER"

Les courbes charge-déplacement relève un comportement linéaire élastique dans le début de l'évolution, puis un aire d'affaiblissement. Les résultats indiquent que les valeurs du facteur d'intensité de contrainte " K_{IC} " et celles de l'énergie de rupture " G_{IC} " ne sont affectées par l'effet de la longueur initiale de la fissure , ni par l'effet de dimensions de l'éprouvette. La largeur minimale, B_{min} , nécessaire est de 25 mm pour le " Polyester renforcé par de tissu ou de mat de fibres de verre, et de 32 mm pour le " Polyester renforcé par des fibres de verre coupées". Ainsi, le ligament libre minimal est de 4 mm.

La chronophotographie a prouvé d'être un outil adéquat pour l'évaluation de la zone endommagée "ZE" ainsi son développement. Cette approche montre que le tissu de verre aide à réduire le saut de la rupture comparée aux mat de verre ainsi aux fibres de verre coupées.

Les valeurs de la ténacité " K_{IC} " et celles de l'énergie de rupture " G_{IC} ", des éprouvettes "CT", sont respectivement $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$, 35 KJ.m^{-2} pour "Polyester-tissu de verre"; $10 \text{ MPa.m}^{1/2}$, 36 KJ.m^{-2} "Polyester-mat de fibres de verre" et de $7 \text{ MPa.m}^{1/2}$, 50 KJ.m^{-2} pour " Polyester-fibres de verre coupées". Finalement, L'interface fibre/matrice ainsi que les arrangements locaux des fibres de verre ont un effet significatif sur l'absorption de l'énergie et sur le saut de la rupture.

Abstract

In reinforced plastics, the plastic flow at the tip of the crack is intimately associated with the fracture process which is brittle in nature. A single fracture parameter such as the critical stress intensity factor, $\langle K_R \rangle$, or the critical strain energy rate, $\langle G_R \rangle$, is sufficient to characterize this fracture.

In this pretext, fracture mechanical concepts (K, J, R) has been used to deduce fracture mechanical quantities and fracture behavior, at increased loading, of polyester matrix and different reinforcing glass-fiber «woven rovings, mat and short glass-fibre ».

The results of tests carried out " SENB and CT" ($1,5 \text{ mm.mn}^{-1}$) specimens show the applicability of concept of Linear Elastic Fracture Mechanics " LEFM" theory.

The load-displacement curves show a linear elastic behavior at the beginning , afterwards a softening area. The results indicated that the fracture toughness and the fracture energy values are not affected by the specimen's initial notch and the specimen's dimensions. The minimum thickness, $B_{\min}$, needed is average 25 mm for Polyester reinforced woven rovings or mat and 32 mm for Polyester reinforced short glass-fibre. So the free ligament of "CT" specimens (W_{ao}) is higher than 4 mm.

The chrono-photographic interpretation proved to be an adequate tool for assessing the damage zone "ZE" and its development. This interpretation show that woven fiber helps to reduce the crack jump distance as compared to the mat and short glass-fibre.

The fracture toughness " K_{IC} " and the fracture energy " G_{IC} " for "CT" specimens are respectively $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$, 35 KJ.m^{-2} for " Polyester reinforced woven"; $10 \text{ MPa.m}^{1/2}$, 36 KJ.m^{-2} for " Polyester reinforced mat" and $7 \text{ MPa.m}^{1/2}$, 50 KJ.m^{-2} for " Polyester reinforced short glass-fibre ".

Finally, the fiber/ matrix interface condition has a significant effect on energy absorption and on crack jump distance.

ملخص

في البلاستيك المقوى ، البلاستيك المتدفق في مقدمة الطقطقة يساهم أساسيا في مراحل الانكسار الذي هو هش من طبعه .

معامل وحيد مثل معامل شدة الجهد « K_R » أو طاقة الانكسار « G_R » كافي لإعطاء ميزة هذا الانكسار . في هذا الصدد ، مفهوم الانكسار الميكانيكي الخطي (MLER) استعمل قصد استنتاج مقدار وكذا سلوك الانكسار الميكانيكي خلال الحمولة المتزايدة للمادة المركبة (بوليستر - المقواة بألياف الزجاج " نسيج ، حصير ، ألياف الزجاج القصيرة المقطعة ") .

وضحت سلسلة التجارب المحرارة على العينات " SENB " و " CT " ($1,5 \text{ mm.mn}^{-1}$) قابلية تطبيق مفهوم الانكسار الميكانيكي الخطي على المادة المركبة (بوليستر - المقواة بألياف الزجاج ") .

و تشير المنحنيات "الحمولة -امتداد الثلم " على نشوء سيرة الخطية في القسم الأول من هذا المنحنى و يتميز القسم الثاني " بمساحة تلين " .

و بينت النتائج أن قيم معامل شدة الجهد « K_R » أو طاقة الانكسار « G_R » لم تتأثر بتغير الطول الأولي للثلم و لا بأبعاد العينة. و يضاف أن العرض الأدنى اللازم ، B_{min} ، للمادة المركبة (بوليستر -نسيج و حصير ألياف الزجاج) عين ب 25 مم بينما عين ب 32 مم بالنسبة للمادة المركبة (بوليستر - ألياف الزجاج القصيرة المقطعة) .

و عين أصغر طول للرباط الحر ب 4 مم و ما فوق.

و برهنت طريقة الفوتوغرافية على أنها أداة ناجعة لتقدير منطقة امتداد العطب، و كذا تطوراتها. و بينت هذه التقنية أن نسيج الزجاج يساهم بشكل كبير بتقليص مسافة قفز الانكسار مقارنة مع حصير ألياف الزجاج و ألياف الزجاج القصيرة المقطعة.

تم تعيين قيم معامل شدة الجهد « K_R » أو طاقة الانكسار « G_R »، و تقدر هذه الأخير، ب $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ و 35 KJ.m^{-2} على التوالي بالنسبة للمادة المركبة (بوليستر -نسيج ألياف الزجاج) و ب $10 \text{ MPa.m}^{1/2}$ و 36 KJ.m^{-2} على التوالي بالنسبة للمادة المركبة (بوليستر -حصير ألياف الزجاج) و ب $7 \text{ MPa.m}^{1/2}$ و 50 KJ.m^{-2} على التوالي بالنسبة للمادة المركبة (بوليستر -ألياف الزجاج القصيرة المقطعة) .

و أخيرا، يجدر بالذكر ، أن لطبيعة السطح البيني ألياف الزجاج و الكتلة الحاوية أثر مبرر على مفعول امتصاص الطاقة و كذا قياس قفز الانكسار.

SOMMAIRE

Sommaire	01
Abréviation	03
Introduction générale	04

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES MATERIAUX COMPOSITES

I . 1- Matériaux composites.....	08
I . 2- Classification des matériaux composites.....	09
I . 3- Les éléments constituant d'un matériau composite	11
I . 4- Comparaison des caractéristiques des fibres	18
I . 5- Composites fibres de verre-polyester	20
I . 6- Conclusion.....	25

CHAPITRE II

MECANIQUE DE LA RUPTURE

II . 1- Rupture des matériaux	42
II . 2- Conclusion	65

CHAPITRE III

COMPORTEMENT MECANIQUE UNIDIRECTIONNEL

DES PLASTIQUES RENFORCES

III . 1- Mécanismes de rupture dans un composite unidirectionnel.....	68
III . 2- Lois de comportement	71
III . 3- Analyse mécanique	75
III . 4- Rupture multiple	80
III . 5- Mécanismes de transfert de charge.....	82
III . 6- Contraintes thermiques résiduelles.....	89
III . 7- Conclusion	90

CHAPITRE IV

COMRPOTEMENT MECANIQUE DES PLASTIQUES RENFORCES

IV . 1- Comportement mécanique des plastiques renforcés à température ambiante.....	93
II . 2- Conclusion	108

CHAPITRE V

MATERIAUX ET METHODES EXPERIMENTALES

V . 1- Présentation des composites «Polyester-fibres de verre»	111
V . 2- Conditions expérimentales	113
V . 3- Les paramètres de rupture utilisés	115

CHAPITRE VI

RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSION

VI . 1- Analyse des courbes charges déplacement.....	122
VI . 2- Séquences du processus de rupture.....	124
VI . 3- Effet de taille sur la résistance à la rupture	132
VI . 4- Analyse des Courbes «R»	136
VI . 5- Comparaison sur le Polyester-fibres de verre à diverses morphologies	154
Conclusion générale.....	156
Références bibliographiques	159

- Abréviation -

Abréviation	English	Français
ASTM	American Society for Testing and Materials	Société Américaine pour Tests et Matériaux
CI	Polyester reinforcing glass-fiber woven	Polyester renforcé par du tissu de verre
CII	Polyester reinforcing mat glass-fibre	Polyester renforcé par de mat de verre
CIII	Polyester reinforcing short glass-fiber	Polyester renforcé par de fibres de verre coupées
CT	Compact Tension	Traction Compacte
1D	Unidirectional	Unidirectionnel
2D	Bi-directional	Bidirectionnel
EA	Acoustic Emission	Emission Acoustique
Gc-L	Fracture energy for L-Rup	Energie de rupture pour L-Rup
Gc-T	Fracture energy for T-Rup	Energie de rupture pour T-Rup
HM	High Modulus	Haut module
HR	High Resistance	Haute Résistance
ILSS	Interlaminar Shear Strength	Contrainte Interlaminaire de cisaillement
Kc-L	Fracture toughness for L-Rup	Facteur d'intensité de contrainte pour L-Rup
Kc-T	Fracture toughness for T-Rup	Facteur d'intensité de contrainte pour T-Rup
L-Rup	Initial notch parallel to the fibres direction	Fissure initiale parallèle à la direction des fibres
T-Rup	Initial notch perpendicular to the fibres direction	Fissure initiale perpendiculaire à la direction des fibres
C-Rup	Initial notch 45° to the fibres direction	Fissure initiale à 45° par rapport à la direction des fibres
MLER	Linear Elastic Fracture Mechanics	Mécanique Linéaire Elastique de Rupture
OC ₆	Cobalt Octoate	Octoate de Cobalt
PMEC	Methyl Ethyl Ketone Peroxide	Peroxyde de Méthyl Ethyl Cétone
RTM	Resin Transfert Molding	Moulage par Injection de Résine
SENB	Single Edge Notched Beam	Poutre Entaillée à bord
SMC	Sheet Molding Compound	Moulage des Compounds en Feuille
UP	Unsatured Polyester	Polyester Insaturé
ZE	Damage Zone	Zone Endommagée
Zm	Maximum Size	Taille Maximale

Introduction générale

Les plastiques renforcés par des fibres de verre sont devenus très attrayants pour de nombreuses applications à cause de leurs excellentes propriétés mécaniques, électriques, et thermiques convenables à leur poids. Ces composites allient les caractéristiques à la fois des métaux traditionnels (rigidité, bonne résistance à la rupture) et celles des composites massifs (légèreté, résistance, tenue à l'oxydation).

La plupart des tests utilisés pour valider les paramètres de rupture des composites sont exécutés sur des composites unidirectionnels renforcés par des fibres de carbone à haute performance. Cependant, ces matériaux ne représentent qu'une portion minuscule des applications des composites. Les mécanismes de l'accroissement de fissure sont l'un des majors soucis des applications des composites comme les constructions nautiques, qui sont dominées par le multidirectionnel «polyester insaturé renforcé par des fibres de verre».

L'objectif de l'étude présentée dans ce mémoire est de déterminer les paramètres de rupture (courbes « $R-\Delta a$ »), et de tenter d'expliquer les différents mécanismes associés à la propagation de la fissure. Le suivi du processus de l'accroissement de la zone endommagée (séparation de l'interface fibre-matrice, pontage et pull-out des fibres), est aussi interprété dans cette étude. Ceci sera applicable pour le composite polyester renforcé par des fibres de verre à différentes morphologies (tissu, mat, fibres coupées).

Le mémoire est constitué de six chapitres dont le premier est une présentation générale des matériaux composites.

Dans le second chapitre, un bref rappel de la mécanique de la rupture des matériaux est présenté, pour mettre l'accent sur les aspects qui peuvent être appliqués généralement aux composites.

Dans le chapitre III, nous avons présenté une description du comportement mécanique des plastiques unidirectionnels «1D» renforcées par des fibres. Les différents mécanismes de renforcement, qui peuvent exister dans un matériau composite à fibres, sont présentés. De plus, des modèles qualitatifs, décrivant l'extension de la zone endommagée «ZE» en relation avec la courbe « $R-\Delta a$ » et l'émission acoustique «EA» dans un composite à matrice fragile renforcée par des fibres, sont illustrés.

Une étude bibliographique du comportement mécanique des plastiques renforcées par des fibres à température ambiante est présentée dans le chapitre IV.

Une description des techniques d'élaboration, ainsi celles adoptées pour la détermination des paramètres de rupture relatifs à chaque composite, constituent le chapitre V.

En fin, nous présentons les résultats obtenus ainsi que leurs interprétations dans le chapitre VI. L'analyse des courbes « $R-\Delta a$ », et les faciès de rupture, ont permis la comparaison entre le comportement des différents matériaux élaborés.

CHAPITRE I

**GENERALITES SUR LES MATERIAUX
COMPOSITES**

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES MATERIAUX COMPOSITES

I . 1- Matériaux composites	7
I . 1 . 1- Définition	7
I . 1 . 2- Caractéristiques générales.....	7
I . 2- Classification des matériaux composites.....	8
I . 2 . 1- Classement suivant la nature des constituants	8
I . 2 . 1 . 1- Composites à matrice organique	8
I . 2 . 1 . 2- Composites à matrice métallique	9
I . 2 . 1 . 3- Composites à matrice minérale	9
I . 2 . 2- Classement suivant la morphologie	9
I . 3- Eléments constituant un matériau composite.....	10
I . 3 . 1- Résines.....	10
I . 3 . 1 . 1- Résines thermodurcissables.....	10
I . 3 . 1 . 2- Résines thermoplastiques	10
I . 3 . 1 . 3- Résines thermostables	11
I . 3 . 2- Agents de renfort.....	11
I . 3 . 2 . 1- Diverses formes de renforts	11
I . 3 . 2 . 2- Principales fibres	14
I . 4- Comparaison des caractéristiques des fibres	17
I . 5- Composites fibres de verre-polyester	18
I . 5 . 1- Élément renforçant	19
I . 5 . 1 . 1- Elaboration des fibres de verre.....	19
I . 5 . 1 . 2- Ensimage des fibres de verre.....	21
I . 5 . 2- Matrice	21
I . 5 . 2 . 1- Elaboration des polyesters insaturés	22
I . 6- Conclusion.....	24

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES MATERIAUX COMPOSITES

On définit les civilisations par les matériaux qui ont permis aux hommes de construire les matériaux, âge de la pierre, âge du bronze, âge de l'acier, âge de l'aluminium. A l'aube du XXI^{ème} siècle, c'est le début de l'ère des matériaux composites [1].

Les matériaux composites sont vieux comme le monde. Il y a plusieurs millénaires, les artisans de l'Egypte ancienne augmentaient les propriétés mécaniques des briques par une adjonction de paille courte à l'argile fraîche, citant aussi l'adjonction de ballots de papyrus dans une matrice de bitume améliore la qualité des canoës. La combinaison de deux phases caractérisées par des propriétés complémentaires se retrouve dans la nature, l'os (mélange complexe de collagène et de phosphate de calcium) [1].

I.1- Matériaux composites

I.1.1- Définition

On définit ces matériaux par un assemblage intime d'au moins deux corps non miscibles à structures différentes dont les qualités individuelles se combinent et se complètent en donnant un matériau hétérogène dont les performances globales sont supérieures à celles des composants pris séparément [1].

I.1.2- Caractéristiques générales

Un matériau composite est composé dans le cas général d'une ou plusieurs phases discontinues réparties dans une phase continue [2]. Dans le cas de plusieurs phases discontinues de natures différentes, le composite est dit hybride. La phase continue est appelée la matrice. La phase discontinue est appelée le renfort ou matériau renforçant (FIG. I.1).

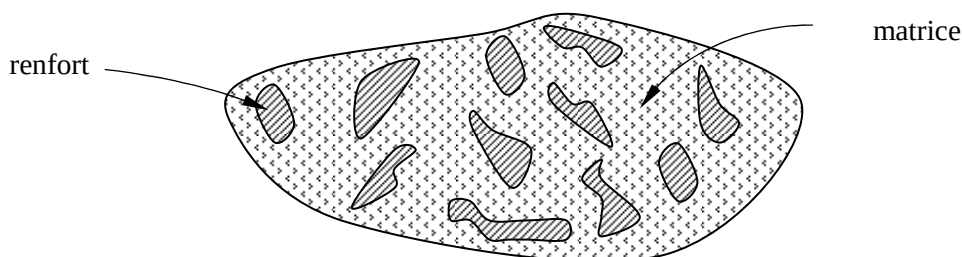


FIG. I.1 : Matériau composite [2]

Les propriétés des matériaux composites résultent [2] :

- des propriétés des matériaux constituants;
- de leur distribution géométrique;
- de leur interaction.

Pour accéder à la description d'un matériau composite, il sera nécessaire de spécifier:

- la nature des constituants et leurs propriétés;
- la géométrie du renfort, sa distribution;
- la nature de l'interface matrice-renfort.

Une grande variété de composites (FIG. I.2), sont classés suivant le type de matrice soit: métallique, minérale ou organique (Tab. I.1).

Tableau - I.1 : Exemples de matériaux composites, pris au sens large [2]

<i>Composites</i>	<i>Constituants</i>	<i>Domaines d'application</i>
1.Composites à matrices organiques		
Papier, carton	Résine/ charges/fibres cellulosiques	Imprimerie, emballage, etc
Panneaux de particules	Résine/ copeaux de bois	Menuiserie
Panneaux de fibres	Résine/ fibres de bois	Bâtiment
Toiles enduites	Résine souples/ tissus	Sports, bâtiment
Matériaux d'étanchéité	Elastomères/ bitume/textiles	Toiture, terrasse, etc..
Pneumatiques	Caoutchouc/ toile / acier	Automobile
Stratifiés	Résine / charges/ fibres de verre de carbone, etc....	Domaines multiples
Plastiques renforcés	Résine/ micro sphères	
2.Composites à matrice minérale		
Béton	Ciment/ sable / granulats	Génie civil
Composite carbone-carbone	Carbone / fibres de carbone	Aviation, espace, sports, biomédecine, etc...
Composite céramique	Céramique/ fibres de céramique	Pièces thermo-mécaniques
3.Composites à matrice métallique	Aluminium / fibres de bore Aluminium / fibres de carbone	Espace
4.Sandwiches	Métaux, stratifiés, etc..	
Peaux	Mousses, nids d'abeilles, balsa,	Domaines multiples
Ames	plastiques renforcés, etc..	

I.2- Classification des matériaux composites

Les composites peuvent être classés suivant la forme des composants ou suivant leurs natures.

I.2.1- Classement suivant la nature des constituants

Selon la nature de la matrice, les matériaux composites sont classés suivant des composites à matrice organique, à matrice métallique ou à matrice minérale. Divers renforts sont associés à ces matrices, parmi ces composites : [1,3]

I.2.1.1- Composites à matrice organique (résine, charges) avec :

- des fibres minérales: verre, carbone, etc;
- des fibres organiques: Kevlar, polyamides, etc;
- des fibres métalliques: bore, aluminium, etc;

I.2.1.2- Composites à matrice métallique (alliages légers et ultra-légers d'aluminium, de magnésium, de titane), avec:

- des fibres minérales: carbone, carbure de silicium (SiC);
- des fibres métalliques: bore;
- des fibres métallo-minérales: fibres de bore revêtues de carbure de silicium (B SiC).

I.2.1.3- Composites à matrice minérale (céramique), avec:

- des fibres métalliques: bore;
- des particules métalliques: cermets;
- des particules minérales: carbures, nitrures, oxydes réfractaires.

I.2.2- Classement suivant la morphologie

D'après la forme suivant laquelle se présente le renfort ou la matrice, on peut classer les composites en [1].

- composites à particules;
- composites à fibres courtes;
- composites à fibres longues, stratifiés;
- composites alvéolaires ou squelettes;
- lamifiés.

La figure (FIG. I.2) Présente les différents matériaux composites.

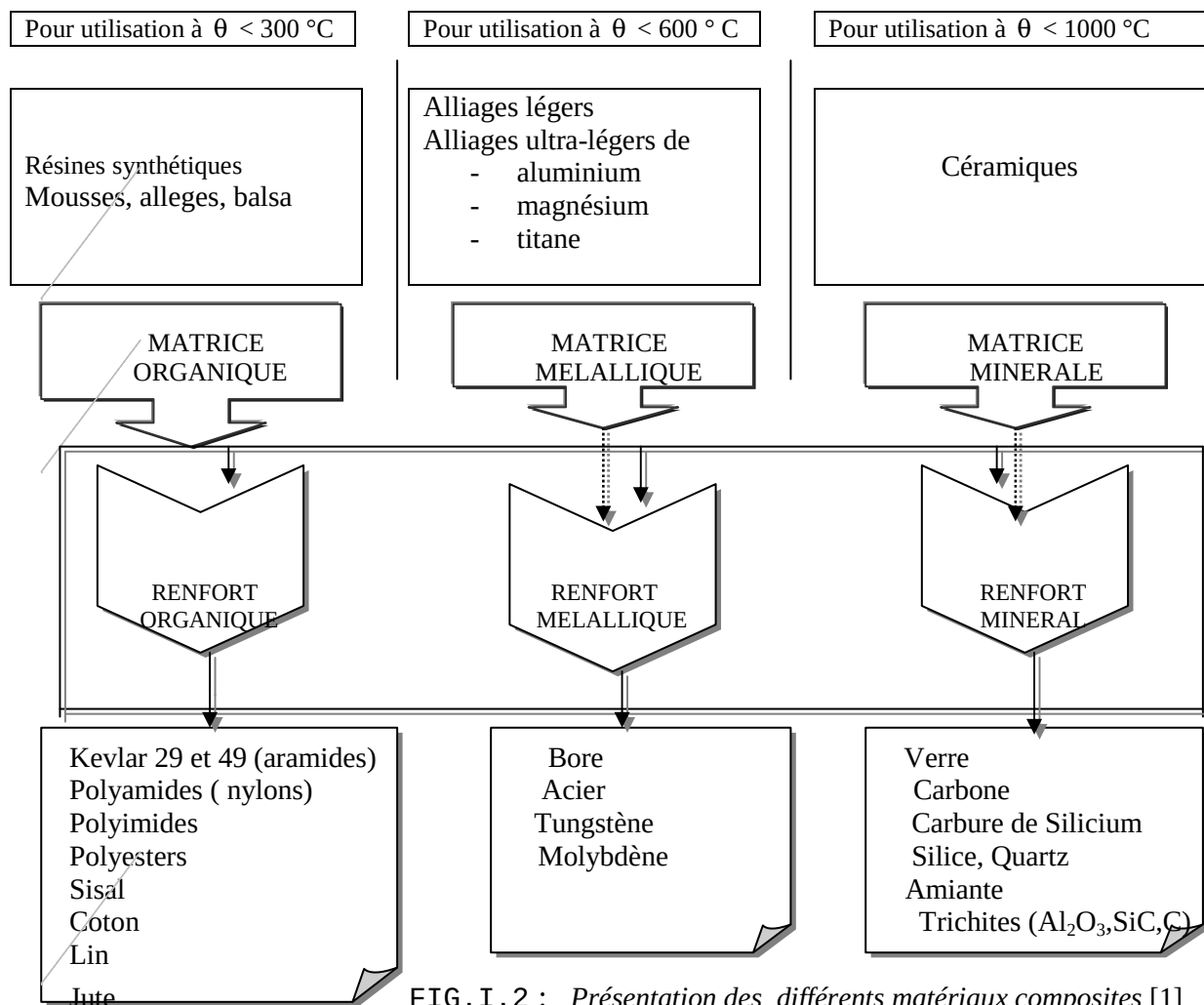


FIG. I.2 : Présentation des différents matériaux composites [1]

I.3- Éléments constituant un matériau composite fibreux

Un matériau composite, pris en sens adopté dans cette étude, est constitué d'une matrice continue renforcée par des fibres. Ces fibres résistantes sont, en général, noyées dans une matrice. Cette dernière assure d'une part le maintien de la forme du renfort et d'autre part, elle assure la cohésion de l'ensemble [2].

Le renfort apporte au matériau composite ses performances mécaniques élevées, alors que la matrice a pour rôle de maintenir les fibres en place, leur transmettre les sollicitations mécaniques extérieures et de les protéger vis-à-vis des agressions extérieures [3,4].

La combinaison fibre-résine aboutit tout naturellement à un matériau ayant une bonne résistance mécanique, une grande rigidité et une bonne résistance chimique. En outre, ce composite est doté d'un module spécifique (module par unité de poids) et d'une résistance spécifique qui les rendent très compétitifs, vis-à-vis des métaux, dans les applications où le poids est un facteur déterminant [5].

I.3.1- Résines

Les résines doivent être assez déformables et doivent présenter une bonne compatibilité avec les fibres, en outre, elles doivent avoir une masse volumique faible de manière à conserver au matériau composite des caractéristiques mécaniques spécifiques élevées [2].

Compte tenu de ces contraintes, les résines utilisées sont des polymères, modifiés par différents adjuvants et additifs: agents de démoulage, stabilisants, pigments.

Deux grandes familles de résines polymères existent: les résines thermoplastiques et les résines thermodurcissables. Ces deux types de résine possèdent la faculté de pouvoir être moulés ou mis en forme, pour donner soit un produit fini, soit un produit semi-fini dont la forme peut être modifiée [1,2,4,6].

I.3.1.1- Résines thermodurcissables

Un polymère thermodurcissable est constitué d'un réseau tridimensionnel de macromolécules qui ne peut pas être déformé par chauffage tel que les thermoplastiques. Leur mise en œuvre se fait par réaction chimique. Les composants de base peuvent être liquides, en poudre, plus ou moins fine, ou en pâte [7].

Les principales résines thermodurcissables utilisées pour la mise en œuvre des matériaux composites sont par ordre décroissant en tonnage: [1,2,4]

- les résines polyesters insaturées, polyesters condensés, vinylesters;
- les résines de condensation: phénoliques, aminoplastes, furaniques;
- les résines époxydes.

I.3.1.2- Résines thermoplastiques

Les thermoplastiques sont constitués de macromolécules linéaires qui peuvent devenir mobiles entre elles lorsqu'on élève la température. La mise en œuvre se fait avec un apport d'énergie par chauffage ou par frottement, la matrice passe d'un état solide à un état plastique ou fondu [6].

Parmi les résines thermoplastiques, nous citons [2]:

- le polychlorure de vinyle (PVC);
- le polyéthylène;
- le polypropylène;
- le polystyrène.

I.3.1.3- Résines thermostables

Les résines thermostables se distinguent essentiellement des autres résines par leurs performances thermiques, puisque dans ces résines nous retrouvons les deux grandes familles des résines thermoplastiques et thermodurcissables. Les résines thermostables sont développées surtout dans les domaines de l'aviation et de l'espace, où les laboratoires cherchent à mettre au point de nouvelles résines. Parmi les résines thermostables, nous citons: les résines polyimides [2].

I.3.2- Agents de renfort

Les matériaux de renfort confèrent aux composites leurs caractéristiques mécaniques et permettent également d'améliorer certaines propriétés physiques [2]. A l'exception du mica les principaux agents de renfort sont fibreux [3], et constituent une fraction volumique du matériau composite généralement comprise entre 0,3 et 0,7.

Les renforts peuvent être d'origines diverses: [1]

- végétale: bois, coton, jute, lin, sisal;
- minérale: alumine, amiante, mica;
- synthétique: polyester, polyamide;
- artificielle: bore, carbone, SiC, acier, tungstène.

I.3.2.1- Diverses formes de renforts

Les renforts fibreux se présentent sous diverses formes commerciales [2]:

- sous forme linéique (fils, mèches,...);
- sous forme de tissus surfaciques (tissus simples, mats,...);
- sous forme multidirectionnelle: (tresses, tissus complexes,...).

Il existe également des fibres courtes particulières, les Whiskers; qui sont des petits filaments monocristallins de diamètre micrométrique et de longueurs comprises entre quelques dizaines et quelques centaines de micromètres. Les Whiskers ont des propriétés mécaniques exceptionnelles et voisines des caractéristiques théoriques de liaisons entre atomes mais leur utilisation est encore limitée en raison des difficultés de fabrication [8].

A - Formes linéiques

Dans ces matériaux, les fibres sont toutes alignées dans une même direction. Ils présentent d'excellentes propriétés mécaniques dans la direction des fibres. Cette structure trop anisotrope, présente peu d'intérêt pratique [2].

B – Formes surfaciques

Les fils peuvent être utilisés pour réaliser des formes surfaciques de divers types: mats, tissus ou rubans, essentiellement développés dans le cas de fibres de verre.

La forme surfacique, dite aussi structure bidirectionnelle (2D), est la structure typique pour des pièces en formes de plaques ou de coques (FIG. I.3). Il s'agit d'un assemblage de fibres sous forme de mèches, orientées suivant deux directions généralement perpendiculaires, soit par couches successives (stratifiés (FIG. I.4), soit par tissage (FIG. I.5). Les tissus peuvent être superposés avec des désorientations entre les directions principales, ce qui confère à la structure des propriétés axisymétriques [2].

Dans certains cas l'introduction de fibres perpendiculaires (picots), par exemple par aiguilletage, améliore la tenue de la plaque au délaminage [8]. Les tissus sont définis par le poids par unité de surface, la gamme s'étend de 50 à 1250 g/m² [5].

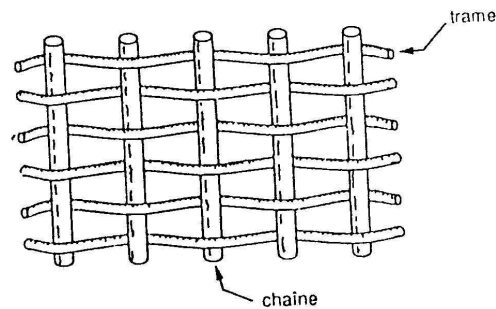


FIG. I.3 : Chaîne et trame d'un tissu [2]

C– Structures tissées multidirectionnelles

En plus des tissages plan, sont apparus sur le marché pour satisfaire les besoins de la construction aéronautique de fusées (cônes de rentrés, tuyères) [1].

Des fils constitués de plusieurs centaines de filaments (350 –500) sont associés en torons de section rectangulaire orientés suivant les trois directions de l'espace (FIG. I.5) [2,5,8].

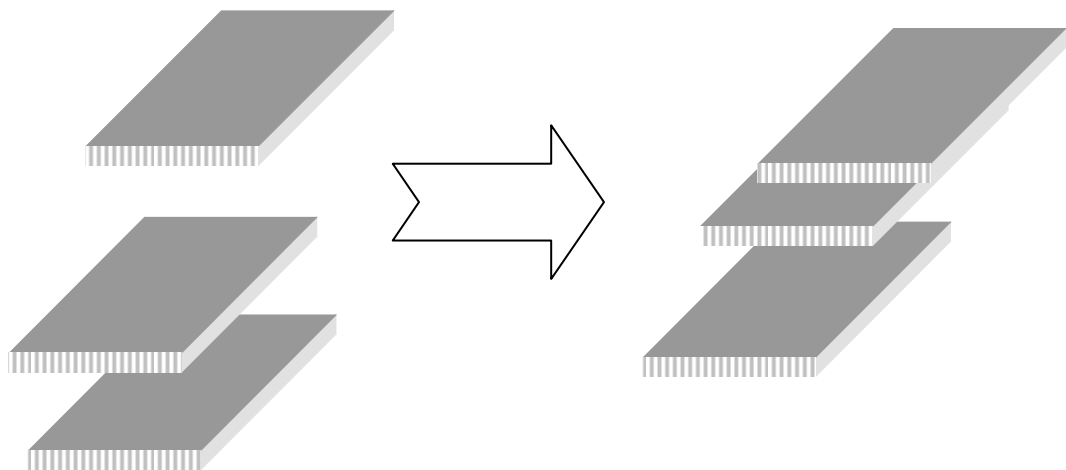


FIG. I.4 : Constitution d'un stratifié [2]

Les fils s'entrecroisent en hélice, dont la variation du pas (FIG. I.6) permet d'ajuster la tresse à la forme qu'elle doit recouvrir. On trouve donc des tissus en forme de chaussettes coniques, ogivales ou hémisphériques, appelés «substrats», qui a breveté en 1973 le système de tissage sur fibres de carbone ou de silice [1]. Ceci permet d'obtenir un tissu très dense et épais, mais par conséquent peu souple [4]. On distingue selon le nombre de directions données aux fils: les tissus 3D,4D (FIG. I.7 et I.8). On cite aussi les structures 5D, 6D qui peuvent être adoptées à des pièces de révolution (tuyères, turbines) [2,9].

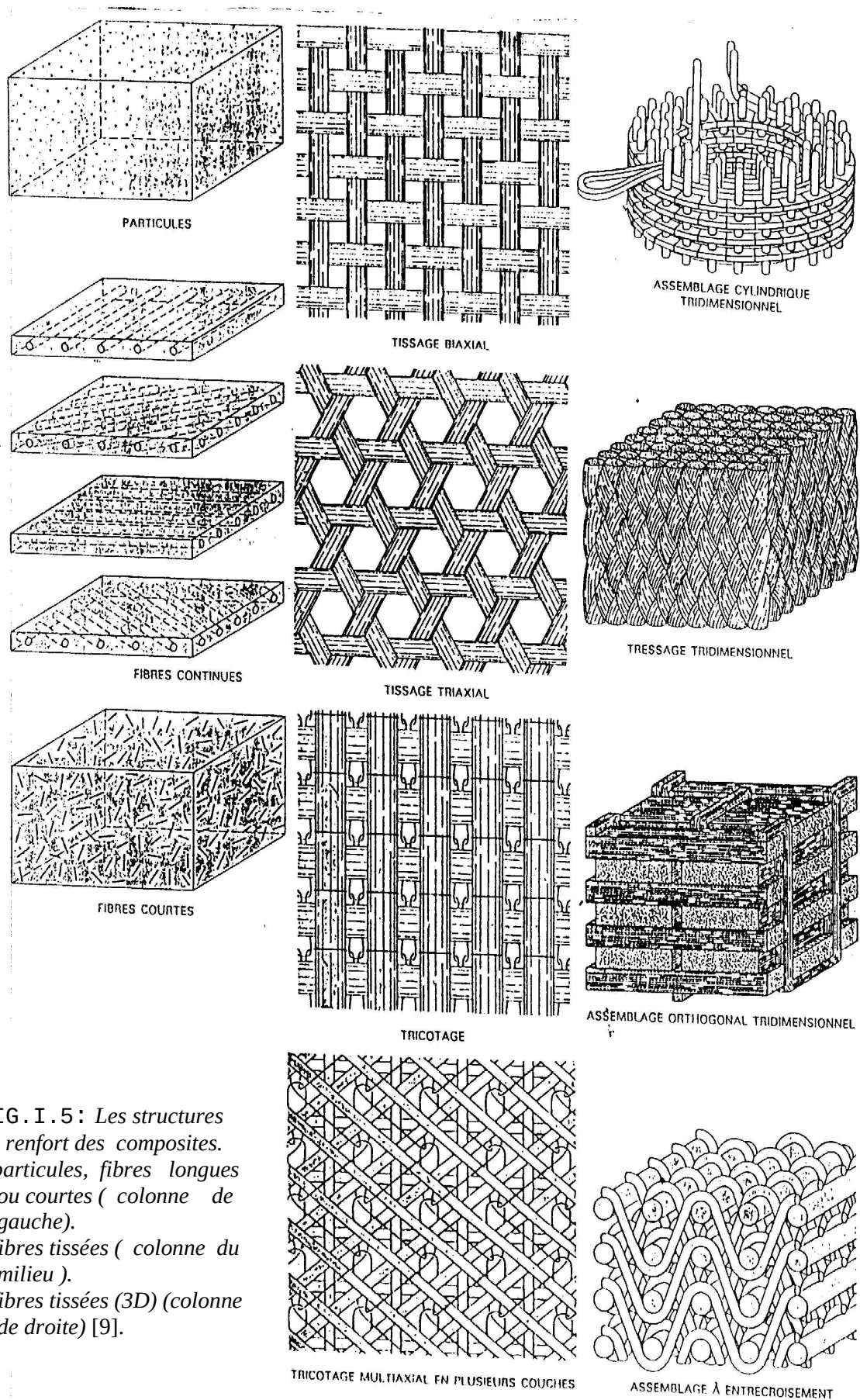


FIG. I. 5: Les structures de renfort des composites.

- particules, fibres longues ou courtes (colonne de gauche).
- fibres tissées (colonne du milieu).
- fibres tissées (3D) (colonne de droite) [9].

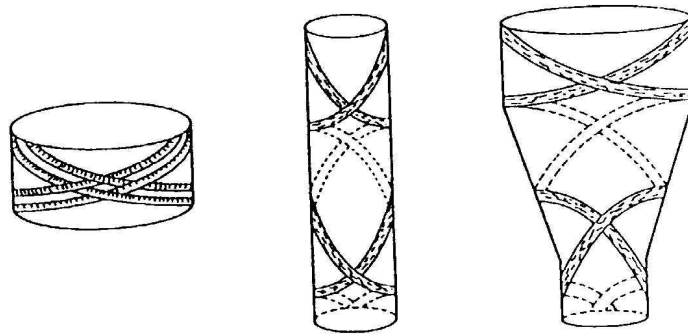


FIG. I. 6 : Tissages cylindrique ou conique [2]

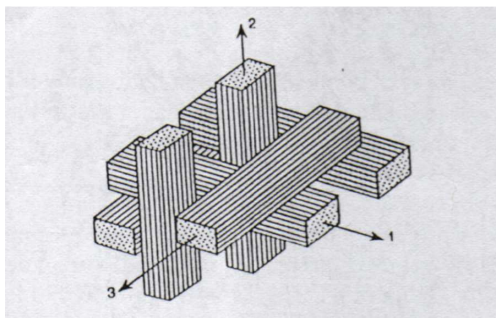


FIG. I. 7 : Tissage 3D orthogonal [2]

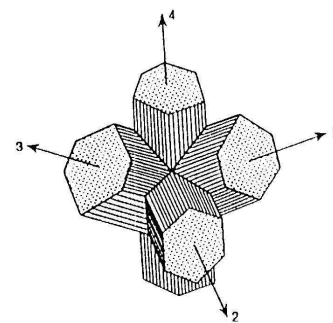


FIG. I. 8 : Tissage 4D [2]

I. 3. 2. 2- Principales fibres

On distingue deux grandes catégories: [4]

- les fibres à hautes performances, ce sont les fibres de verre, de carbone, de bore ou aramide, notamment qui ont une fonction prépondérante. Il y a également quelques fibres synthétiques qui ont une excellente résistance thermique.
- Les fibres à utilisation particulière, qui sont celles utilisées comme renfort mécanique. Actuellement ces dernières sont utilisées pour des applications très spéciales, revêtement thermique, isolant électrique.

A – Fibres de verre

Si le filage du verre était déjà pratiqué par les Egyptiens bien avant notre ère, ce n'est que vers la première moitié du XVIII^{ème} siècle que l'on utilise du fil de verre comme matériau textile. Le début d'une véritable production industrielle se situe vers 1930 et les premières applications furent l'isolation des conducteurs électriques. Quelques années plus tard, on commence à l'utiliser pour le renforcement de résines thermodurcissables [1].

B - Fibres de carbone

La fibre de carbone possède un arrangement atomique défini par la structure hexagonale du graphite (FIG. I. 9). Les atomes de carbone sont ainsi disposés en réseaux hexagonaux situés sur les plans parallèles [2].

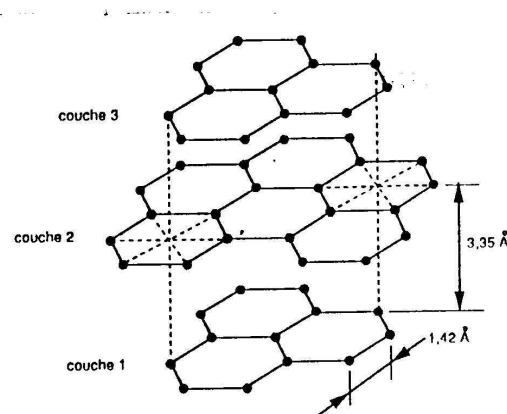


FIG. I.9 : Structure hexagonale du carbone [2]

Le carbone est fortement anisotrope; par conséquent les fibres sont orientées parallèlement aux plans hexagonaux afin de tirer profit principalement de ses caractéristiques mécaniques [7]. L'étude théorique des liaisons prévoit dans cette direction un module d'Young de 1200 GPa et une résistance à la rupture de 20 000 MPa. D'autre part, la masse volumique faible (inférieure à 2000 kg/m³) conduit à des propriétés mécaniques spécifiques théoriques remarquablement élevées. Ces faits expliquent les nombreux développements de différents procédés d'élaboration, permettant d'obtenir des fibres de carbone les plus parfaites possibles, et dont la direction des plans cristallographiques soit le plus parallèle possible à l'axe des fibres. Les fibres industrielles n'atteignent toutefois pas les valeurs mécaniques théoriques [3].

Le principe d'élaboration est de faire subir aux fibres acryliques, élaborées à partir du polyacrylonitrile (PAN), une décomposition thermique, sans fusion des fibres, aboutissant à une graphitisation dans laquelle on retrouve la structure initiale des fibres.

Les procédés actuels utilisent des mèches de filaments acryliques assemblés sans torsion (généralement 500, 1000, 6000, 10 000,... filaments); et leur font subir quatre traitements successifs: une oxydation, une carbonisation, une graphitisation et traitement de surface (FIG. I.10). La densité des fibres est de l'ordre de 1,8. Le diamètre de filament est généralement de 6 à 7,5 μm (Tab. I.2) [2,10].

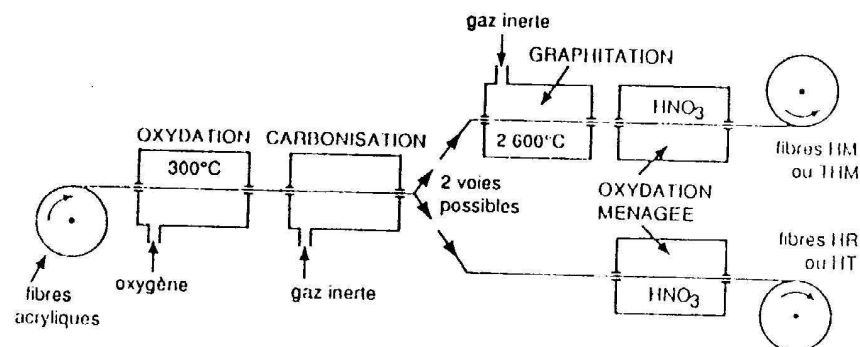


FIG. I.10 : Principe d'élaboration des fibres de carbone [2]

C - Fibres aramides

Les fibres aramides à caractéristiques mécaniques élevées sont généralement connues sous le nom de (Kevlar), nom commercial de la fibre mise au point par Dupont Nemours (U.S.A), et commercialisé en 1972. Les fibres aramides sont des fibres polyaramides ou polyamides aromatiques de synthèse dont la structure (FIG. I.11), est constituée de noyaux benzéniques reliés par des groupes CO et HN: [2]

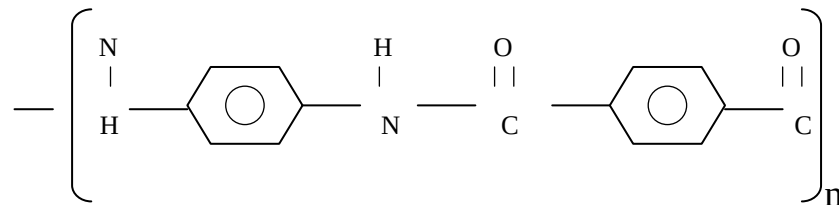


FIG. I.11 : Structure d'une fibre aramide [4]

Ces fibres sont produites par dissolution du polymère dans un solvant entre - 50 °C et - 80 °C. Cette solution séjourne dans un récipient à 200 °C. Le solvant s'évapore, alors que la fibre est extrudée puis bobinée. Le tirage de la fibre améliore la résistance mécanique et la rigidité [5]

Dupont de Nemours commercialise deux fibres à haute résistance: [1]

- le Kevlar 29 à module moyen, à haute résilience, utilisé pour les blindages;
- le Kevlar 49 à haut module et à haute résistance, utilisé pour les renforcements.

Les fibres de Kevlar ont un diamètre d'environ 12 μm , un module d'élasticité de 120 GPa et une densité de 1,44 g/cm^3 (Tab. I.2) [10].

D - Fibres céramiques

Diverses fibres de matériaux réfractaires ou céramiques peuvent être élaborées par dépôt chimique en phase vapeur sur un fil support. Actuellement, les fibres obtenues par ce procédé, et faisant l'objet d'une production, sont : [3]

- les fibres de bore (B);
- les fibres de bore (B)-carbure de bore (B_4C);
- les fibres de carbure de silicium (SiC);
- les fibres de bore-carbure de silicium, appelées BorSiC.

Les fibres sont en réalité de gros filaments (diamètre de l'ordre de 100 μm), formés d'une âme (fil support) en tungstène ou en carbone d'un diamètre d'environ 10 μm , recouverts: [2,9]

- d'une couche de bore d'épaisseur environ 40 μm (fibre de bore);
- d'une couche de bore d'épaisseur environ 40 μm et d'une couche de carbure de silicium de 4 μm d'épaisseur (fibres B- B_4C);
- d'une couche de carbure de silicium (fibres SiC);
- d'une couche de bore et d'une couche de carbure de silicium (fibres BorSiC).

I.4- Comparaison des caractéristiques des fibres

Le tableau (I.2) présente une comparaison récapitulative des principales propriétés mécaniques des fibres à hautes performances mécaniques.

Tableau .I.2: Propriétés mécaniques des fibres à hautes performances mécaniques: [2,3,4,11]

Fibre		Aspect	Densité	Propriétés type (prix comparé)	Diamètre	Contrainte à la rupture	Module d'élasticité	Température limite d'utilisation	Masse volumique	Allongement à la rupture
					Ø (µm)	σ _{rupture} (Mpa)	E (Gpa)	T max (°C)	ρ (Kg/m ³)	(%)
Fibres de verre	Verre E	Soyeux blanc	2.54	Prix / performance (1)	3 à 30	3400	73	700	2600	4.8
	Verre R ou S		2.48	Résistance en traction (4)		4400	86		2550	5.4
	Verre D		2.14	Rigidité diélectrique (15)		2500	55		2500	4.8
	Verre C		2.5	Résistance aux acides (2)		2800	70		2500	4
Fibres aramides	Kevlar 29	Soyeux jaune	1.45	Résistance en traction/ densité (8)	12	3000	70	Décomposition à 480	1400	4
	Kevlar 49			Résistance et module en traction/densité (12)		3600	130		1450	2
Fibres de carbone	Carbone HR	Soyeux noir	1.78	Haut module (60)	7	3200	220	> 1500	1750	1
	Carbone HM		1.80	Haut module/ prix (20)	6.5	2800	400		1810	0.5
Fibres de céramiques	Bore	Métallique gris-noir	2.63	Tenue mécanique générale (200)	100 à 150	3800	430	Décomposition	2600	0.8
	Bore Carbure de bore		2.60	Tenue mécanique générale (240)		4000	430		2500	
	Carbure de Silicium	Métallique gris-noir	3.45	Tenue mécanique à haute température (280)		3900	410		2550	

Les deux graphes (FIG. I.12 et I.13), montrent que : [10]

- les fibres présentent des caractéristiques mécaniques très supérieures à celles des matériaux isotropes classiques;
- La fibre de verre présente l'inconvénient d'avoir un module de Young faible et une densité relativement élevée. Elle est cependant très utilisée dans des usages courants car son prix de revient est bien faible que celui des autres fibres;

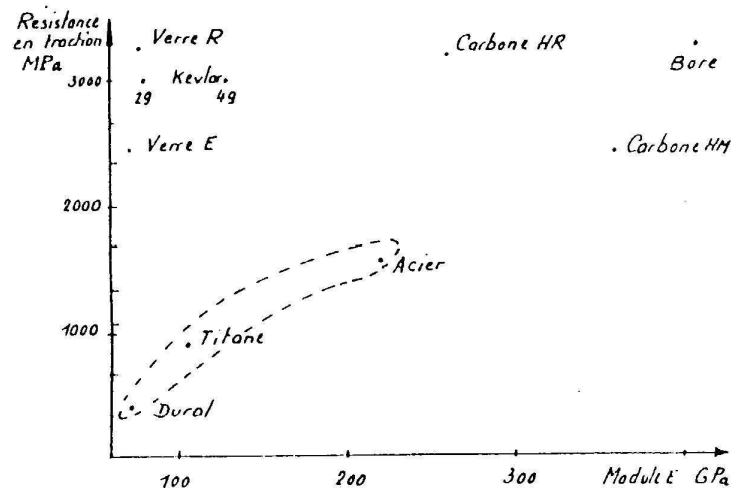


FIG. I.12 : Comparaison des caractéristiques: Module, résistance [10].

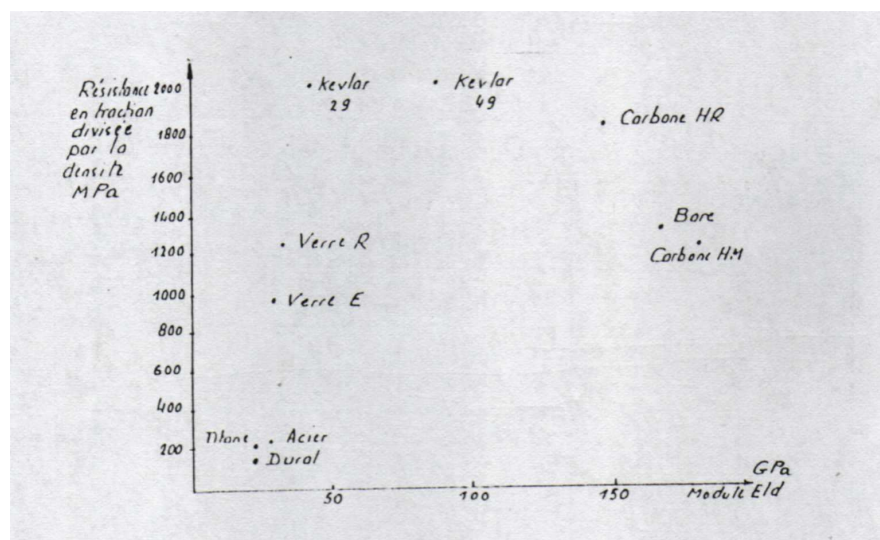


FIG. I.13: Comparaison des caractéristiques: Module spécifique, résistance spécifique [10].

I.5 – Composites Polyester-fibres de verre

Le composite Polyester-fibres de verre se place de loin en tête des matériaux composites utilisés actuellement. L'utilisation des composites fibres-résines, dans les divers secteurs industriels, se classent par l'ordre de tonnage : [4]

- verre / polyester;
- verre / vinylester;
- verre / époxyde;
- verre / phénolique;
- verre / carbone / époxyde;
- carbone, graphite / époxyde;
- aramide / époxyde;
- carbone / aramide / époxyde;
- etc.....

I.5.1- Élément renforçant

Le verre sous forme massive est caractérisé par une très grande fragilité, attribuée à une sensibilité élevée à la fissuration. Par contre, élaboré sous forme de fibres de faibles diamètres (quelques dizaines de microns), le verre filamentaire acquiert de bonnes caractéristiques mécaniques. Les fibres de verre élaborées à partir d'un filable, appelé verre textile, est composé de silice, alumine, chaux, magnésie, etc..(Tab . I . 4). Ces produits peu coûteux, associés à des procédés assez simples d'élaboration, confèrent aux fibres de verre un excellent rapport performances/ prix, cet avantage les place au premier rang des renforts utilisés actuellement dans les matériaux composites [2].

Suivant leurs compositions, différents types de verre filables peuvent être obtenus. Dans la pratique, le verre de type «E» constitue la presque totalité du tonnage de verre textile produit actuellement. Les autres verres, représentent une faible quantité (environ 1 %), sont réservés à des applications spécifiques (tableau - I . 3).

Tableau - I . 3 : Différents types de verres filables [2]

Type	Caractéristiques
E	à usage général; bonnes propriétés électriques
D	hautes propriétés diélectriques
A	haute teneur en alcali
C	bonne résistance chimique
R,S	haute résistance mécanique

Tableau . I . 4 : Composition des différents fibres de verre [2,4]

Constituants en % en point	Verres polyvalents	Verres résistants aux acides	Verres à hautes résistances mécaniques		Verres diélectriques
	Type E	Type C	Type R	Type S	Type D
Silice SiO_2	53 à 54	60 à 65	60	62 à 65	73 à 74
Alumine Al_2O_3	14 à 15,5	2 à 6	25	20 à 25	< 0,5
Chaux CaO	20 à 24	14	6	-	0,5 à 0,6
Magnésie MgO		1 à 3	9	10 à 15	
Oxyde bore B_2O_3	6,5	2 à 7	-	0 à 1,2	22 à 23
Fluor F	0 à 0,7	-	-	-	-
Oxyde de sodium Na_2O	≤ 1	8 à 10		0 à 1,1	1,3
Oxyde de zirconium ZrO_2		0,5			-
Oxyde de potassium K_2O					1,5
Oxyde de fer Fe_2O_2					
Oxyde de titane TiO_2					

I.5.1.1- Elaboration des fibres de verre

Les fibres de verre sont élaborées par fibrage du verre fondu à travers des filières, à base d'alliages platine-rhodium. Ces dernières sont perforées à leurs bases d'orifices calibrés d'environ 2mm de diamètre. Le verre fondu est maintenu dans les filières, chauffées par effet Joule, aux environ 1250 °C. A cette température, la viscosité du verre permet un écoulement par gravitation à travers les orifices, sous formes de fibres de quelques dixièmes de millimètres.

A la sortie de la filière, le verre en phase plastique est simultanément étiré à grande vitesse et refroidi. Le diamètre des fibres élaborées se situe généralement entre 3 et 30 μm [5].

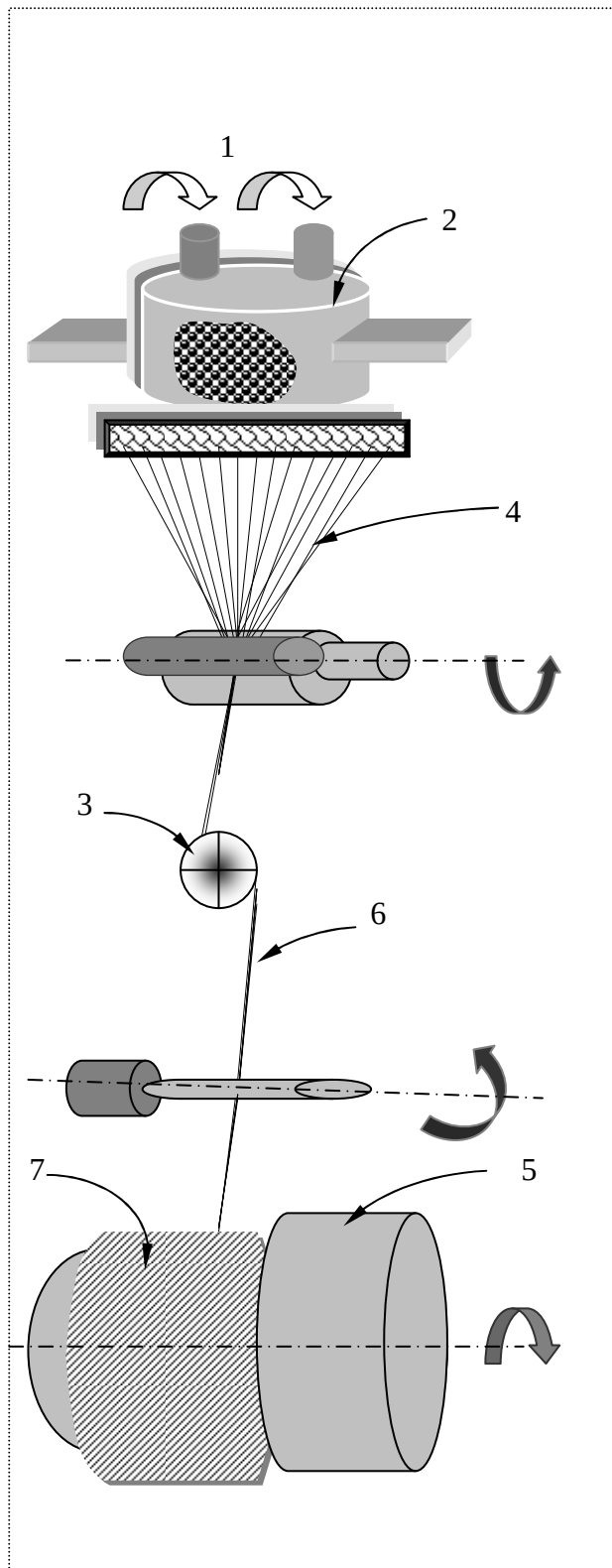


FIG. I.14: Schéma de principe du procédé d'étirage mécanique ou sillonne [2].

1. Alimentation en billes
2. Four filière chauffé par effet Joule
3. Organe de dépôt d'ensimage
4. Filaments unitaires
5. Broche de bobinoir
6. Fil de bas
7. Gâteau de formation

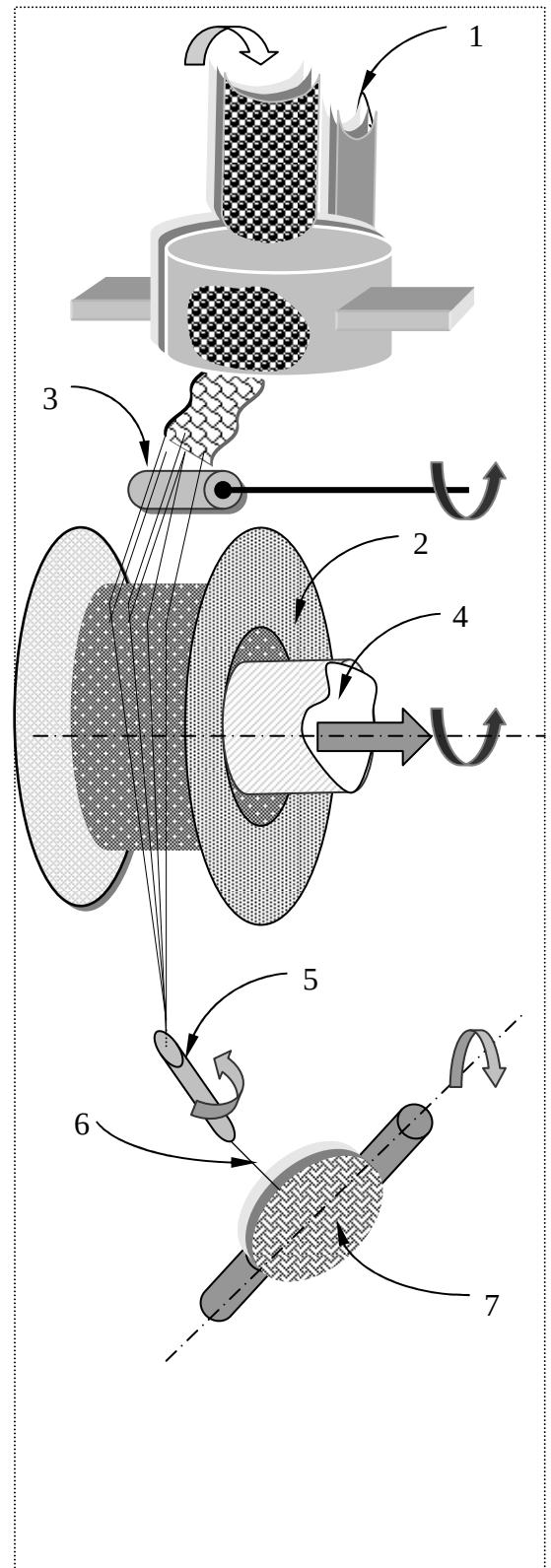


FIG. I.15: Schéma de principe du procédé d'étirage pneumatique ou verranne [2].

1. Alimentation en air surpressé
2. Tambour de réception perforé
3. Organe de dépôt d'ensimage
4. Aspiration à travers tambour
5. Anneau de fausse torsion
6. Ruban verranne
7. Fibres verranne

Il existe deux procédés d'étirage, conduisant chacun à un type de fil déterminé: [2,4]

A – Etirage mécanique

A la sortie de la filière, les fibres sont étirées par un procédé mécanique. Les monofilaments sont assemblés parallèlement sans torsion, sous forme de fils de base dénommés sillonnes, puis enroulés sur une bobine pour constituer un enroulement final appelé gâteau. Ces fils de base sont les plus utilisés comme renforts de verre dans les matériaux composites (FIG. I.14).

B – Etirage pneumatique

Les fibres de verre sont étirées par un système d'aspiration à travers un tambour perforé. Les fibres obtenues, sont discontinues et de longueur allant de 5 à 80 mm. Elles sont ensuite assemblées parallèlement en un ruban appelé verrane. Les fibres verrane se distinguent des fibres sillonnes par un aspect pelucheux (FIG. I.15).

I.5.1.2- Ensimage des fibres de verre

L'ensimage a comme rôle de protéger l'intégrité physique de la fibre durant les manipulations et le couplage avec la matrice (FIG. I.16) [3].

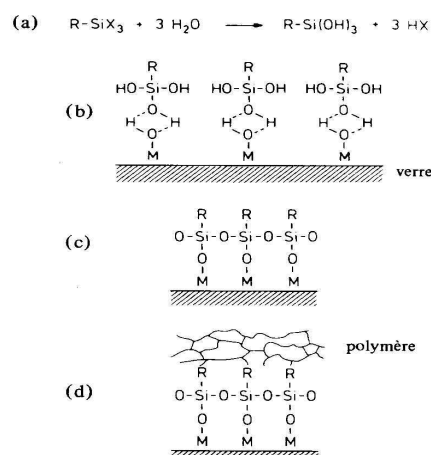


FIG. I.16 : Réaction d'un agent de couplage à l'interface fibre de verre-polymère [3].

(a) Hydrolyse de l'agent de couplage avec formation de silanol; (b) formation de lien hydrogène entre le silanol et la surface de verre; (c) formation d'un lien chimique à la surface de la fibre et (d) avec le polymère(d'après Hull,1981) représente un halogène (Cl) et M un cation métallique (Ca^{2+})

I.5.2- Matrice

Dans le domaine des matières plastiques, le terme polyester, recouvre les deux grandes familles suivantes:

- les polyesters insaturés;
- les polyesters saturés.

Les polyesters saturés sont des produits finis mis en œuvre par fusion (injection, extrusion). Les polyesters insaturés sont en général des liquides dont le durcissement est dû à une polymérisation par l'ajout d'un catalyseur [12].

Les polyesters insaturés (UP unsaturated polyester) sont d'un usage relativement ancien (1950), essentiellement dans le bâtiment. Ils ont connu un renouveau important à partir de 1980, à cause de leur prix, du nombre élevé de possibilités qu'elles offrent et des derniers progrès de la technique. Elles peuvent être des monocomposants adaptés aux procédés de

fabrication les plus modernes et les plus automatisés [4]. Elles rentrent dans la fabrication de 95% des composites thermodurcis renforcés [1]. Les propriétés thermomécaniques des polyesters insaturés sont illustrées dans le tableau (I.5).

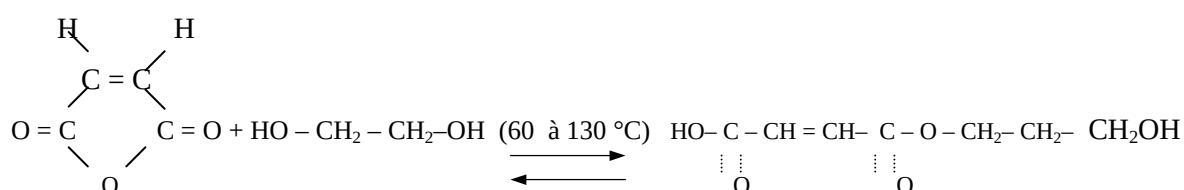
Tableau . I . 5 : Propriétés de la résine d'imprégnation «UP» non renforcée [4]

Polyesters insaturés	propriétés thermomécaniques				
	résistance à la rupture en flexion (MPa)	résistance à la rupture en traction (MPa)	module en traction (GPa)	allongement à la rupture (%)	température limite * (°C)
Orthophtallique	100 à 1	50 à 7	3,2 à 4,5	1,2 à 4,0	80 à 100
isophtallique	3 à 5	7 à 5	3,0 à 4,0	0,8 à 2,8	100 à 130
	110 à 140	55 à 90			

I . 5 . 2 . 1- Elaboration des polyesters insaturés

Les résines polyesters insaturées sont obtenues en faisant réagir, en général, des polyacides ou anhydrides d'acide dont l'un au moins est insaturé avec un diol ou un mélange de diols [1]. On fabrique d'abord un polyester insaturé proprement dit, par estérification-condensation de diols (FIG . I . 17). On dilue, ensuite, ce polyester dans un monomère, on se trouve alors en possession d'une résine de polyester insaturé. L'utilisation finale de la résine s'effectue par polymérisation [11].

- Première étape: estérification



- Seconde étape: polycondensation

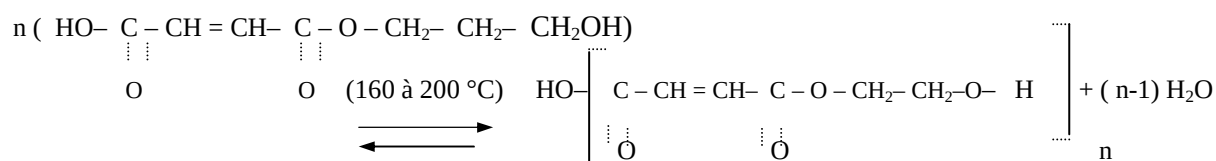


FIG . I . 17 : Réaction d'obtention des résines de polyesters insaturés [12].

A - Copolymérisation

La réaction de copolymérisation est déclenchée par un système catalytique dont le choix est fonction du procédé utilisé (rôle de la température).

a - Constituants du système catalytique

• Catalyseurs

Un catalyseur est un corps qui favorise une réaction sans paraître, ni participer et que l'on retrouve intact à la fin de l'expérience.

Le catalyseur initie la réticulation des chaînes de polyesters insaturés et des monomères réactifs en les faisant passer de l'état liquide à l'état solide, ce sont des peroxydes organiques.

Le plus utilisé est le *Peroxyde de méthyl éthyl cétone* «PMEC» [4,12].

Il est employé pour le travail au contact, sa formule est la suivante :

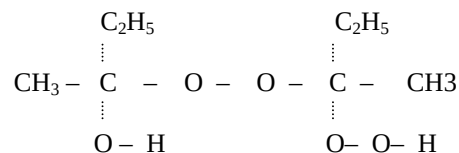


FIG. I. 18: Structure de Peroxyde de méthyl éthyl cétone «PMEC» [4]

• Accélérateurs

La gélification et le durcissement des résines polyesters insaturées s'effectuent au moyen des peroxydes qui sont utilisés comme sources de radicaux libres.

Pour obtenir ces derniers, il est nécessaire de fournir au peroxyde une certaine quantité d'énergie sous forme de chaleur. Pour un durcissement à froid ou à température peu élevée; on associe au peroxyde un accélérateur. Le sel de cobalt (naphténate ou octoate de cobalt «OC₆») est le plus employé. Ce dernier offre une meilleure reproductibilité des produits [1,4,12].

B– Système de durcissement

• Copolymérisation à froid

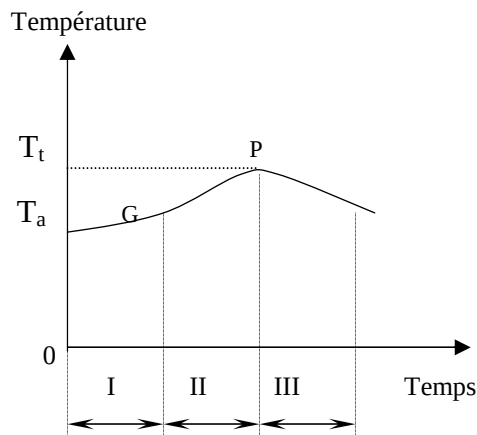
Le durcissement des résines polyesters insaturées s'effectue selon un mécanisme radicalaire activé par la formation de radicaux.

Une résine polyester insaturée passe successivement de l'état liquide visqueux à l'état de gel, puis à l'état de solide infusible (FIG. I. 19).

Le durcissement sera d'autant plus rapide ou, si l'on préfère, le temps nécessaire dans le moule sera d'autant plus court que la courbe de température en fonction du temps se rapprochera davantage de la verticale [4,12].

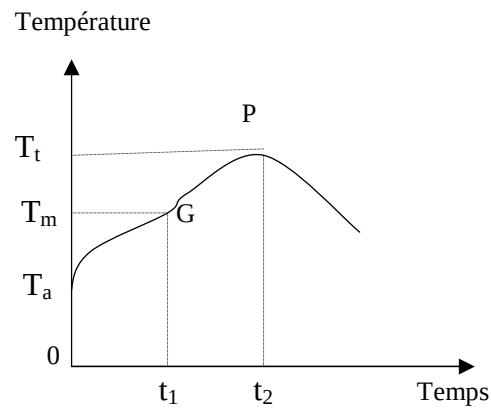
• Copolymérisation à chaud

Le principe du moulage à chaud consiste à alimenter un moule chauffé avec de la résine froide. La température de la résine augmente progressivement (FIG. I. 20) depuis la température du moule ou de l'enceinte jusqu'à un maximum (pic exothermique) en raison du caractère exothermique de la réaction de durcissement [4,12].



I - mise en oeuvre et débullage
 II - moulage
 III - démoulage et post cuisson

Ta : température ambiante
 Tt : température du pic exothermique
 G : point de gel
 P : Pic exothermique



Ta : température ambiante
 Tm: température du moule ou de l'enceinte
 Tt: température du pic exothermique
 G: point de gel
 P: Pic exothermique

FIG. I.19: Réaction de Copolymérisation à froid [12].

FIG. I.20: Réaction de Copolymérisation à chaud [12].

I.6- Conclusion

Avec quels extraordinaires matériaux pourrait-on construire un aéronef capable de décoller, de traverser l'atmosphère à des vitesses hypersoniques, puis d'atterrir comme un avion conventionnel après avoir résister à l'érosion thermique lors de sa rentrée dans l'atmosphère? Pour se mettre sur orbite en consommant ses propres réserves de carburant, l'engin aurait nécessairement une structure constituée à la fois de matériaux légers, rigides et solides, capables de résister à des d'importantes contraintes aérodynamiques. Dans certaines parties de la cellule de l'avion, les matériaux devraient résister à une températures supérieures à 1000°C. Dans les moteurs, les matériaux subiraient des températures encore supérieures. Si un tel avion a déjà été imaginé, on ne sait presque rien de sa structure possible; en revanche on n'a aucune hésitation quant à la nature de ses constituants, corps de l'avion et moteurs: ce seraient des matériaux composites.

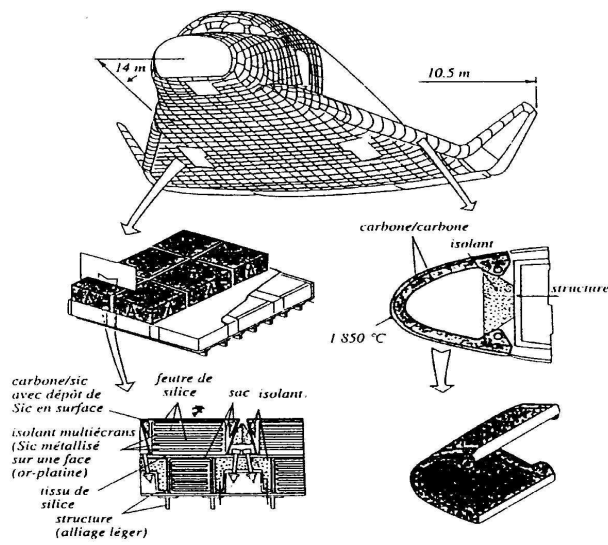


FIG.I.21: Exemples :
Navette aérospatiale
HERMES (EUR) [11].

CHAPITRE II

MECANIQUE DE LA RUPTURE

CHAPITRE II

MECANIQUE DE LA RUPTURE

II.1- Rupture des matériaux.....	27
II.1.1- Introduction	27
II.1.2- Modes de déformation d'un corps fissuré	28
II.1.3- Théorie de la mécanique de la rupture	29
II.1.3.1- Approche énergétique.....	29
II.1.3.2- Approche en termes d'intensité de contrainte.....	31
II.1.3.3- Critères de validité de la ténacité.....	34
II.1.3.4- Critère de stabilité.....	36
II.1.3.5- Détermination de l'accroissement de fissure	38
II.1.3.6- Mécanique non linéaire de la rupture	39
II.1.3.6.1- Intégrale «J»	39
II.1.3.7- Critère de validité de l'intégrale «J».....	40
II.1.3.8- Expression du paramètre énergétique J en fonction du travail dissipé.....	41
II.1.3.8.1- Extension de turner	41
II.1.4- Détermination des paramètres de rupture.....	41
II.1.4.1- Comportement linéaire	41
II.1.4.1.1- Comportement linéaire élastique	41
II.1.4.2.2-Travail de rupture	42
II.1.4.2.3-Analyse en terme de «K _R »	43
II.2- Conclusion	43

CHAPITRE II

MECANIQUE DE LA RUPTURE

La rupture est la séparation d'un matériau en deux ou plusieurs parties, sous l'action d'une contrainte. La rupture est fortement influencée par la présence de microfissures, de pores, d'inclusions de particules fragiles (défauts interne) et par la présence d'entailles (macrofissures) résultant de défauts de fabrication.

Pour caractériser la ténacité d'un matériau, il est nécessaire de déterminer les conditions de propagation des fissures dans un matériau en fonction des forces appliquées. Tous les matériaux contiennent un certain nombre de microfissures qui deviennent instables et conduisent à la rupture lorsque la contrainte appliquée dépasse une valeur critique. Pour comprendre ce comportement, il faut analyser en détail les phénomènes se produisant à la pointe d'une fissure. L'étude du comportement d'une fissure sous contrainte constitue la base de la mécanique de la rupture [2,8].

II.1- Rupture des matériaux

II.1.1- Introduction

La rupture de composants fissurés peut se produire de diverses manières comme le montre le schéma de la figure (II.1) relative à une plaque à fissure centrale et soumis à une contrainte globale σ_g . L'état de contrainte locale près de la fissure σ_{PF} peut alors être comparé à la limite d'élasticité R_e , contrainte globale σ_g et à la contrainte nominale sur le ligament σ_N , et 4 situations peuvent être distinguées: [13]

a) $\sigma_{PF} > R_e > \sigma_N > \sigma_g$: Dans ce cas, la zone plastique en fond de fissure est très limitée. La rupture se produit par la propagation rapide et instable de la fissure. On considère que le processus de rupture peut alors être décrit par *la mécanique linéaire des ruptures* (FIG. II.1a).

b) $\sigma_{PF} > R_e \geq \sigma_N > \sigma_g$: La plasticité est relativement étendue sans toutefois atteindre le bord libre de l'échantillon. Ce domaine est typiquement celui de *la mécanique élastoplastique des ruptures*. Toutefois la mécanique linéaire des ruptures avec une correction dite de zone plastique peut une réponse acceptable à ce problème. La propagation rapide est précédée par une propagation rapide stable plus ou moins importante (FIG. II.1b)

c) $\sigma_{PF} > \sigma_N \geq R_e > \sigma_g$: Dans ce cas la plasticité s'étend largement est atteint le bord libre et est donc non confinée. Ce régime est celui de *l'instabilité plastique*. Pour des grands ligaments, une instabilité de traction à 55° dans la direction de l'effort de développe (FIG. II.1c). Pour des matériaux moins tenaces, la fissure peut se propager largement avant l'apparition de l'instabilité.

d) $\sigma_{pF} > \sigma_N > \sigma_g > R_e$: La plasticité se développe largement dans toute la structure, entraînant un écrouissage appréciable dans le ligament, c'est le domaine de *la plasticité généralisée* (FIG. II.1d).

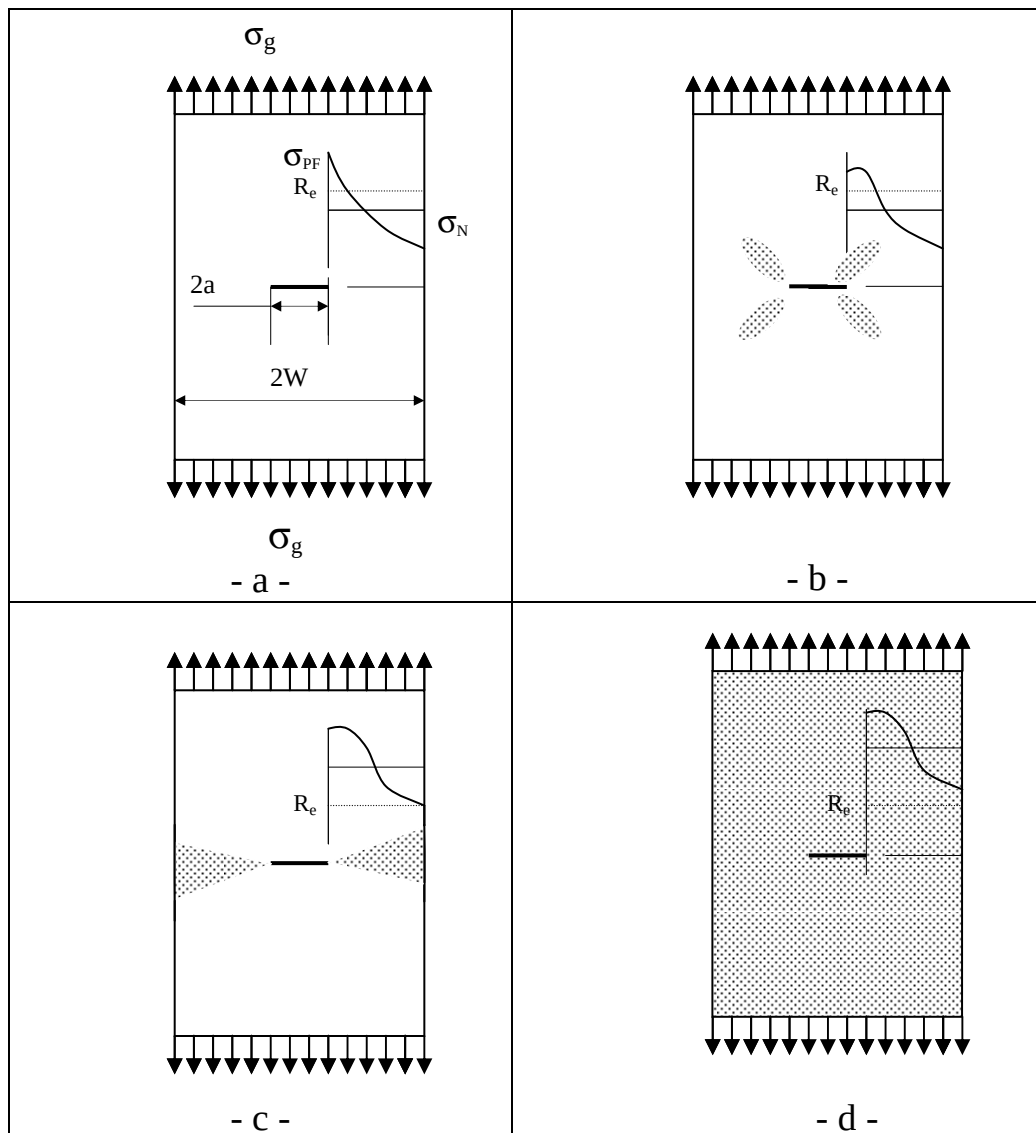


FIG. II.1 : Schéma représentant les différentes zones d'endommagement plastique [13].

a – mécanique linéaire de rupture

b – mécanique élasto-plastique de rupture

c – instabilité plastique

d – plasticité généralisée

II.1.2- Modes de rupture d'un corps fissuré

Trois modes de rupture principaux sont considérés: [8,13,14]

Mode I: C'est le cas le plus étudié car c'est le plus dangereux. Les surfaces de la fissure se déplacent perpendiculairement l'une à l'autre (FIG. II.2a).

Mode II: Les surfaces de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de la fissure (FIG. II.2b).

Mode III: Les deux lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de fissure (FIG. II.2c).

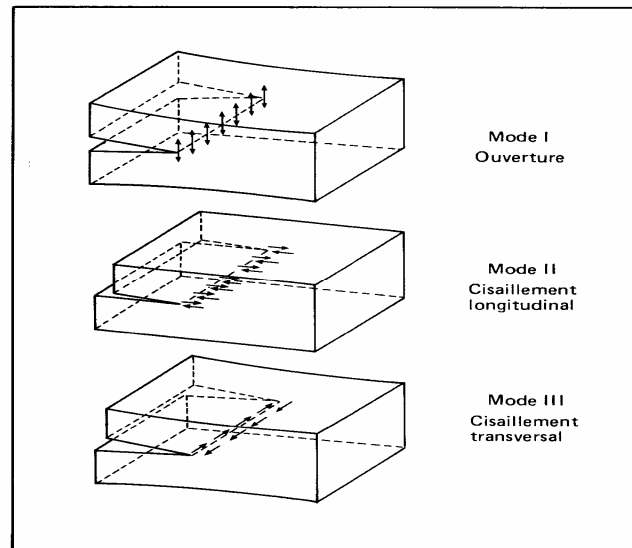


FIG. II.2 : Modes élémentaires de rupture [14].

II.1.3– Théorie de la mécanique de la rupture

II.1.3.1– Approche énergétique

En 1920, A. A. Griffith a introduit la théorie de mécanique de la rupture par des considérations énergétiques, en supposant que la rupture est un processus absorbant d'énergie.

Griffith suppose 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 [3,8,13,15].

Si on considère un solide purement élastique contenant une fissure elliptique de longueur « $2a$ » soumis à un champ de contrainte axiale « σ », le bilan énergétique dans le solide s'écrit: [8,13].

$$dU_{el} - d\tau_{ext} + d\Gamma + dT = 0 \quad \dots\dots\dots (II.1)$$

Où : U_{el} : est l'énergie de déformation élastique emmagasinée;

τ_{ext} : est le travail des forces extérieures;

Γ : est l'énergie de création de nouvelles surfaces;

T : est la variation de l'énergie cinétique.

Il y aura propagation de fissure si la variation de l'énergie cinétique $dT > 0$. Donc, pour un incrément de propagation de fissure (da) on a : [8,13]

$$\frac{1}{B} \left[\frac{\partial \tau_{ext}}{\partial a} - \frac{\partial U_{el}}{\partial a} - \frac{\partial \Gamma}{\partial a} \right] = 0 \quad \dots\dots\dots (II.2)$$

B : largeur de fissure

G. R. Irwin et Kies [16], en faisant l'hypothèse que la propagation instable de la fissure se fait à déplacement imposé c'est-à-dire que: $\partial \tau_{ext} / \partial a = 0$, introduisent *le taux d'énergie élastique disponible* G_c tel que :

$$\frac{1}{B} \cdot \left| - \frac{\partial U_{el}}{\partial a} \right| = 2\gamma = G \quad \text{..... (II . 3)}$$

Où : γ est l'énergie surfacique de rupture par unité d'aire.

En introduisant la complaisance C dans la relation entre la charge P et le déplacement " u ", en supposant que le comportement est linéaire élastique:

$$C = \frac{u}{P} \quad \text{..... (II . 4)}$$

$$G_c = \frac{1}{2 \cdot B} \cdot P^2 \cdot \frac{\partial C}{\partial a} \quad \text{..... (II . 5)}$$

C est la complaisance de l'éprouvette fissurée; elle varie avec la taille de la fissure « a » et la charge appliquée « P ».

u est le déplacement du point d'application de la charge P .

Le terme $[1/B \cdot (\partial \Gamma / \partial a)]$ caractérise *l'énergie de propagation de fissure*, c'est aussi une résistance à la propagation, qui est fonction du matériau notée « R ».

$$\frac{1}{B} \left[\frac{\partial \Gamma}{\partial a} \right] = R = 2 \cdot \gamma_s \quad \text{..... (II . 6)}$$

Où : γ_s est l'énergie dissipée dans la création de nouvelles surfaces libres.

La propagation catastrophique de la fissure est caractérisée par une valeur critique de l'énergie unitaire de propagation G_c [3,8,17].

Les critères de rupture se traduisent par les expressions suivantes: [8,13]

- à l'amorçage $G = G_c$, $G_c = R = 2 \cdot \gamma_s$ (II . 7)
- lors de la propagation $G \geq R$

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 de la propagation instable de la fissure. Dans le cas contraire, si à tout moment « $G = R$ », on assiste à une propagation stable de la fissure est la rupture est dite contrôlée (FIG. II.3)

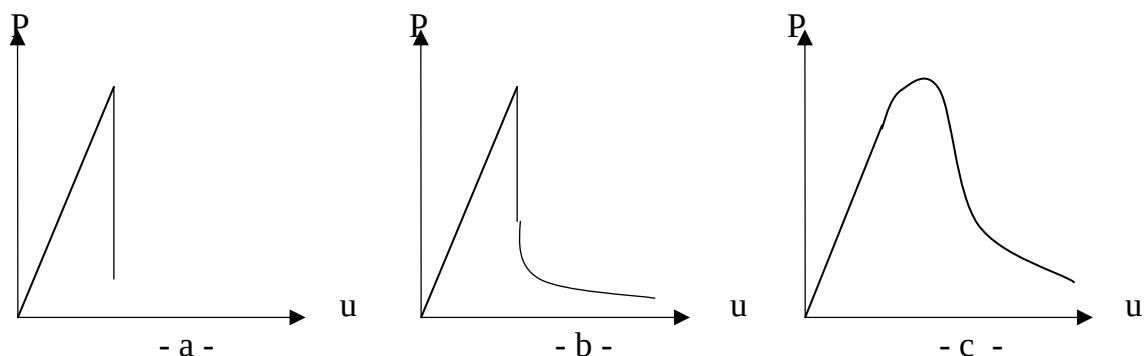


FIG. II.3: Types de rupture [8].

- i) rupture instable $G_c = R$ à l'amorçage, $G > R$ après. b)– rupture semi-contrôlée. c) rupture contrôlée à tout instant après amorçage.
- ii)

On a vu pour les matériaux fragiles, que l'énergie unitaire de propagation est reliée à l'énergie de surface γ_s par $G_{IC} = 2 \gamma_s$.

D'une manière générale, il est nécessaire de tenir compte de la déformation plastique qui se produit au moment de la rupture en additionnant une énergie de déformation plastique γ_p à l'énergie de surface γ_s . d'après [2,8,17]:

$$G_c = 2\gamma_s + \gamma_p \dots\dots\dots (II.8)$$

Pour les matériaux ductiles, $2\gamma_s$ est négligeable vis-à-vis de γ_p .

II.1.3.2 – Approche en terme d'intensité de contrainte

La deuxième approche étudie l'état des contraintes dans une zone proche de l'extrémité de la fissure, pour un matériau soumis à un champ de contrainte axiale, est établie par G. R. Irwin [16]. Il introduit un facteur qui permet de décrire les champs singuliers de contraintes où domine le terme en $r^{-1/2}$ (r étant le rayon au fond de la fissure). Les contraintes sont de la forme suivante: [8,13,18,19]

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{r}} \cdot f_{ij}(\theta) \dots\dots\dots (II.9)$$

avec :

$f_{ij}(\theta)$: fonction de l'angle polaire par rapport à l'extrémité de la fissure;

K_I : caractérise l'intensité de contrainte suivant le Mode I de rupture.

Pour le cas d'une fissure de longueur « $2a$ » continue dans un milieu infini, soumis à une contrainte de traction nominale σ , K_I a la forme suivante: [8,19,20].

$$K_I = \sigma \cdot Y \cdot \sqrt{a} \dots\dots\dots (II.10)$$

avec:

Y : facteur de forme, qui dépend des conditions de l'essai et de la géométrie 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_I atteint une valeur critique K_{IC} . Donc au moment de la rupture, on a (cas d'une éprouvette lisse) : [19,20,21,22]

$$K_{IC} = \sigma_R \cdot Y \cdot \sqrt{a_c} \dots\dots\dots (II.11)$$

Où :

a_c : taille du défaut critique;

σ_c : contrainte à rupture du matériau;

K_{IC} : facteur critique d'intensité de contrainte;

Le facteur K_I rassemble à lui tout seul l'influence de la dimension de la fissure, des forces appliquées et de la géométrie de la pièce fissurée. Le succès de la mécanique de la rupture provient de ce que les conditions à l'extrémité de la fissure dépendent de ce seul et unique paramètre. Cela permet donc des comparaisons faciles entre éprouvette et structure [18].

Le pontage des fibres guidé par la distribution de contraintes au fond de la fissure de la fissure, pour le cas des plastiques renforcés, est différent de celui du matériau linéaire élastique. La figure (II.4) montrent clairement la différence des deux comportements. Lau et al. [23] ont mesuré l'énergie de rupture interlaminaire du «Polyester renforcé par des fibres de verre», et cela en adoptant le concept de rupture mécanique (Mécanique Elastique Linéaire de Rupture «MLER»). Les résultats reflétés sont appréciables. Il est important de signaler que, la «MLER» n'exige pas la connaissance exacte de la longueur du ligament rompu [22].

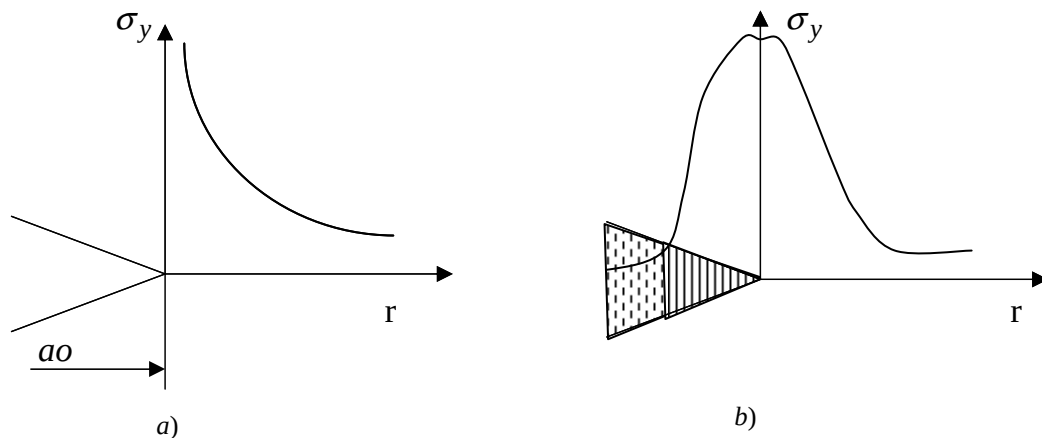


FIG. II.4 : Distribution de contrainte en fond de fissure [22].

a) rupture linéaire élastique

b) rupture des thermoplastiques renforcées

Dans la pratique, pour déterminer K_{IC} , il suffit de mesurer « σ_R » de l'éprouvette ayant une entaille de longueur « a » nettement supérieure à la taille des défauts critiques contenus dans le matériau de façon à initier la fissure à partir de l'entaille [8].

G. R. Irwin [16] a remarqué, au moins pour les matériaux usuels tels que les métaux, l'existence d'une zone plastique en fond de fissure dont le rayon « r_y » est lié au facteur d'intensité de contrainte K_I (FIG. II.5). Il suppose que l'on peut remplacer la fissure de longueur « $2a$ » avec la zone plastique par une fissure fictive de longueur « $2(a + r_y)$ » avec ($r_y \ll a$) [3,8,19].

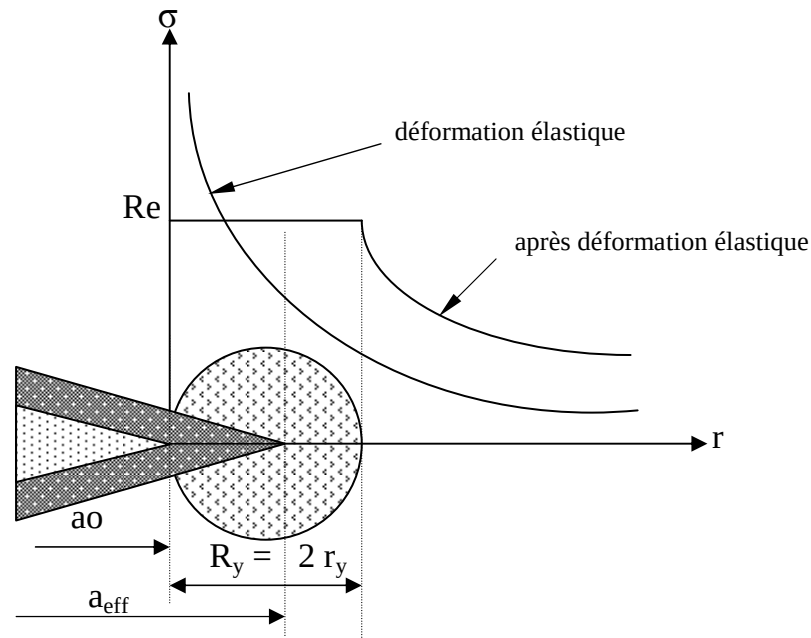


FIG. II.5 : Modèle d'Irwin de la correction de la zone plastique (Mode I) [13].

D'où l'équation (II.11) peut s'écrire : $K_{IC} = \sigma_R \cdot Y \cdot \sqrt{a + r_y}$ (II.12)

Pour un état de contraintes planes : $r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2$ (II.13)

Pour un état de déformations planes : $r_y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2$ (II.14)

Où : σ_y est la limite d'écoulement du matériau.

En général, dans le cas d'une plasticité limitée, on admet la condition suivante [8] :

$$a > 50 r_y.$$

G. R. Irwin [16] a montré que K est relié à G. Cette relation est donnée par : [8,19]

$$G_I = \frac{K^2}{E} \cdot f(v) \text{ (II.15)}$$

E : est le module de Young

$f(v) = 1$ en contrainte plane (plaque mince)

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

Quand les paramètres K_I et G_I atteignent des valeurs critiques on a: [8,13,15,19]

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} \quad (\text{contrainte plane}) \dots\dots\dots (II.16)$$

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} \cdot (1 - \nu^2) \quad (\text{déformation plane}) \dots\dots\dots (II.17)$$

A la différence de Griffith, 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....) [19].

II.1.3.3– Critères de validité de la ténacité

Afin d'obtenir une validité des mesures de K_{IC} , plusieurs auteurs ont contribué à la détermination des critères vis-à-vis le dimensionnement des éprouvettes lors de la résistance à la rupture.

D'après les travaux de W.F. Brown et J.E. Srawley [23], la détermination du K_{IC} exige certaines conditions sur la géométrie de l'éprouvette afin de respecter la théorie d'élasticité en déformation plane. Les critères de dimensions des éprouvettes sont basés sur: [19,21,22]

• Effet de la largeur

L'influence de la largeur de l'éprouvette «B» sur K_{IC} se traduit du fait que l'état de contrainte près de l'extrémité de la fissure se transforme de la contrainte plane dans la région relative à l'éprouvette épaisse, ou dans toute l'éprouvette (cas éprouvette mince), à une déformation plane au centre de l'éprouvette épaisse. La contrainte produite par un matériau, dans un champ de contrainte tri-axiales, est plus importante que celle créée dans un champ de contrainte bi-axiales. Dans le premier cas une petite étendue du degré de plasticité est développée au fond de la fissure et une propagation lente de la fissure est observée.

Donc la largeur «B» doit être suffisamment large pour que l'on ait un état de déformation plane au fond de la fissure [21].

La largeur minimale nécessaire pour avoir un état de déformation plane est:

$$B_{\min} \geq 2,5 \times \left(\frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 \dots\dots\dots (II.18)$$

où: K_Q : facteur d'intensité provisionnel;
 σ_y : limite d'écoulement.

• Effet de l'épaisseur

La deuxième condition de la validité des mesures de K_{IC} est la suivante:

$$W_{\min} \geq 5 \times \left(\frac{K_Q}{\sigma_y} \right)^2 \dots\dots\dots (II.19)$$

Où : $W_{\min}$ étant l'épaisseur minimale de l'éprouvette.

Ce critère découle du fait d'éviter la plasticité surabondante dans le ligament ($W - a_0$) (FIG. II.6). Si la contrainte dans le ligament est proche de la valeur de la contrainte produite alors la valeur du facteur d'intensité de contrainte est sous-estimée [21].

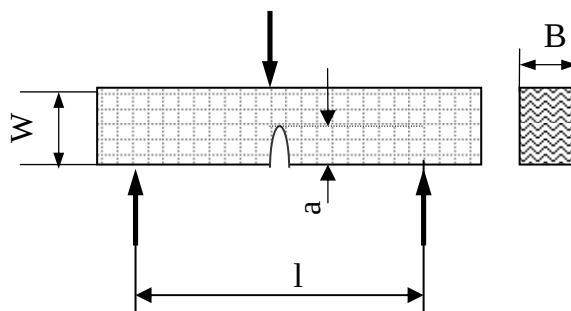


FIG. II.6 : Différents dimensions influant sur la validité de K_{IC} .
exemple « éprouvette S.E.N.B » [21].

• Effet de la non linéarité de la courbe charge-déplacement

Si le matériau était très fragile, la courbe charge-déplacement serait linéaire jusqu'à la rupture qui se produirait très brutalement. Or, on s'est aperçu que les courbes charge-déplacement ne présentent que rarement un point anguleux; on observe souvent que la courbe réelle s'éloigne progressivement de la droite idéale charge-déplacement. Cette non

linéarité est due principalement à l'existence d'une déformation plastique à l'extrémité de la fissure, à une éventuelle propagation lente de la fissure, et au fait que la fissure tend à se propager brutalement par à-coups d'intensité très faible.

Pour remédier ces problèmes ou au moins avoir des bonnes approximations, l' A.S.T.M (Standard for testing and Materials) a incarné une méthode graphique se basant sur la courbe charge-déplacement. A partir de la pente de la portion rectiligne OA (détermine la complaisance initiale «C»), on trace une droite OP dont la pente est inférieure à 5 % («C + 5 %») à définir la valeur conventionnelle $P_{5\%}$ de la charge de rupture à prendre en compte selon la forme de la courbe (FIG. II.7). On détermine ensuite une valeur correspondante K_{IC} , d'où la relation: [18,21]

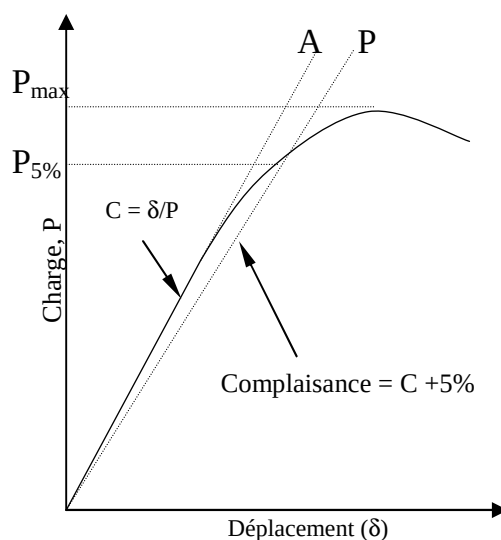


FIG. II.7: L' A.S.T.M procédure «équation de 5 %» [21].

$$\frac{P_{\max}}{P_{5\%}} \leq 1,1 \dots\dots\dots (\text{II.20})$$

II.1.3.4– Critère de stabilité

Si à tout instant, on a l'égalité $G_{IC} = 2\gamma$, il y a équilibre et la rupture est de type contrôlée. La croissance demeure stable et l'énergie cinétique est faible. La stabilité de la propagation dépend essentiellement du mode de chargement. Si on considère une plaque d'épaisseur l'unité ($B=1$) soumise loin de la fissure à la contrainte de traction σ , la fissure progresse d'un incrément " da " dont la propagation peut se produire selon les cas suivants : [2,8]

A– Propagation à déplacement constant (FIG. II. 8a)

L'énergie emmagasinée dans la plaque est donnée par l'aire OAC et la fissure passe de la longueur « a » à « $a + da$ ». L'allongement total est constant et la charge de traction décroît de dF , sur la figure, on passe du point A en B. La propagation de la fissure relaxe une énergie de déformation élastique OAB. Cette dernière est d'autant plus grande que F est grande. L'incrément de travail des forces extérieures $\tau_{ext(A,B)}$ entre les points A(C, P_A) et B(C, P_B) est nul ($dU = 0$)

$$U_A = \int_0^C P_A \cdot du = \text{Aire}(\text{OAC}) \quad U_B = \int_0^C P_B \cdot du = \text{Aire}(\text{OBC})$$

A partir de l'expression de : $G = \frac{d}{B \cdot da} (w - U)$, on a : $G \cdot \Delta a = \Delta (w - U)$

$$G \cdot \Delta a = \Delta w - (U_B - U_A) = \text{Aire}(\text{OAB})$$

B – Propagation à charge constante (FIG. II. 8b)

L'incrément de travail des forces extérieures $\tau_{ext(A,B)}$ entre les points A(C, P_A) et B(D, P_A) est:

$$\Delta \tau_{ext(A,B)} = \int_C^D P_A \cdot du = P_A (D - C) = \text{Aire}(\text{ABCD})$$

Donc le travail $\Delta \tau_{ext(A,B)} = \text{Aire}(\text{ABCD})$

Les énergies élastiques sont :

$$U_A = \int_0^C P \cdot du = \text{Aire}(\text{OAC}); \quad U_B = \int_0^C P \cdot du = \text{Aire}(\text{OBD})$$

Donc le travail d'énergie élastique :

$$\Delta U = U_A - U_B = \text{Aire}(\text{OAB}) = \frac{1}{2} \cdot \text{Aire}(\text{ABCD})$$

La différence des deux énergies

$$\Delta \tau_{ext(A,B)} - \Delta U = \frac{1}{2} \cdot \text{Aire}(\text{ABCD}) \text{ est la force motrice } G.$$

De la même façon, à partir de l'expression de : $G \cdot \Delta a = \Delta (w - U)$

$$G \cdot \Delta a = \text{Aire}(\text{OAB}) = \frac{1}{2} \cdot \text{Aire}(\text{ABCD})$$

C – Propagation dans le cas réel (FIG. II. 8c)

$$U_A = \int_0^{u_1} P \cdot du = \frac{1}{2} P_1 \cdot u_1 = \text{Aire (OAC)};$$

$$U_B = \int_0^{u_2} P \cdot du = \frac{1}{2} P_2 \cdot u_2 = \text{Aire (OBD)}$$

$$\Delta \tau_{ext(A,B)} = \int_{u_1}^{u_2} \frac{1}{2} (P_1 + P_2) (u_2 - u_1) = \text{Aire (ABCD)}$$

$$U_B - U_A = \frac{1}{2} (P_2 \cdot u_2 - P_1 \cdot u_1)$$

Si on pose : $P_2 = P_1 + \Delta P_1$ et $u_2 = u_1 + \Delta u_1$

On aura : $\Delta \tau_{ext(A,B)} = (U_B - U_A) = \frac{1}{2} \Delta(P_1 \cdot u_1)$

$\Delta \tau_{ext(A,B)} = (U_B - U_A) = \Delta U = \text{Aire (OAB)}$

Remarques :

L'énergie dissipée lors de la propagation de fissure d'un incrément «da» est toujours la même égale à l'aire (OAB) quelle que soit la configuration élémentaire de propagation. Le taux de restitution d'énergie peut s'exprimer uniquement à partir de la variation de l'énergie élastique du système [8].

$$G = \lim_{da \rightarrow 0} \frac{[\tau_{ext(A,B)} - (U_B - U_A)]}{da} \dots\dots\dots (II.21)$$

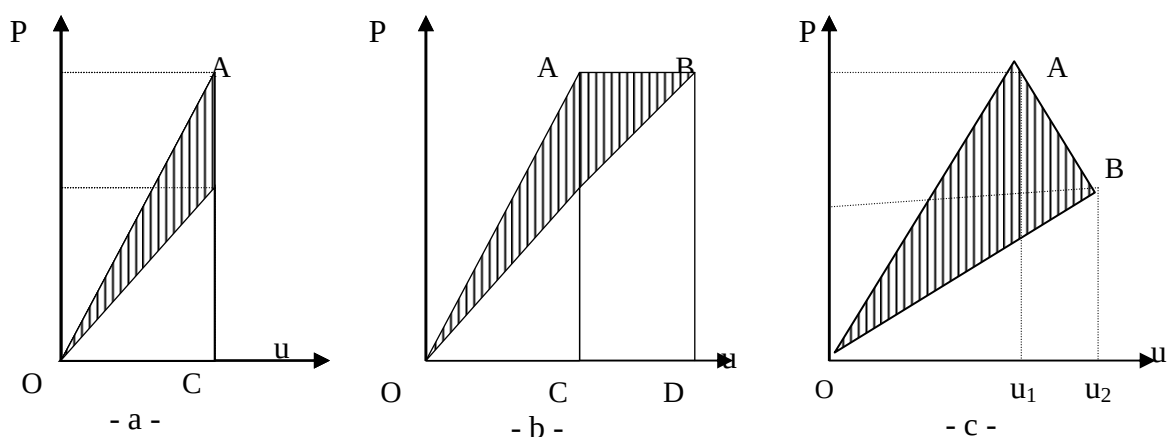


FIG. II. 8 : Mode de chargement [8].

a) Propagation à déplacement constante. b) Propagation à charge constante. c) cas réel.

Finalement pour le cas réel d'une plaque d'épaisseur B :

$$G = \frac{1}{B} \cdot \left(\frac{dU}{da} \right)_{u,p} \dots\dots\dots (II.22)$$

II.1.3.5– Détermination de l'accroissement de fissure

Plusieurs méthodes ont été proposées dans la bibliographie. Celle qui est couramment utilisée est basée sur l'approche de Tada et al. [24]. C'est la méthode de la variation des complaisances. Elle donne une relation entre la complaisance (inverse de la raideur) et de la longueur de la fissure en considérant que cette dernière est équivalente à une entaille. Entre deux cycles successifs «n» et «n+1», la fissure s'est propagée de : [8,19,21]

$$\Delta a = a_{n+1} - a_n = \frac{w - a_n}{2} \cdot \frac{C_{n+1} - C_n}{C_{n+1}} \dots\dots\dots (II.23)$$

Cette méthode ne donne qu'une approximation de «a». En effet, dans le cas des matériaux composites, les renforts (fibres) pontent la fissure lui conférant ainsi un incrément «a». (FIG. II. 9). A cela peut s'ajouter le fait que la fissure puisse évoluer de façon sinueuse. Il est clair que la longueur de la fissure ainsi calculée sera sous-estimée par rapport à la réalité. C'est pourquoi on parle de longueur de fissure effective.

L'estimation de l'accroissement de la fissure (Δa) a fait l'objet de plusieurs méthodes expérimentales. En effet, certains auteurs ont proposé l'utilisation de la radiographie X, de la microscopie électronique [25] ou optique à température ambiante [26] et aux hautes températures (observations directes), de colorants ou bien de jauges de contraintes de fissuration pour la mesure de la longueur de la fissure. Une autre méthode consiste à faire circuler du courant électrique dans l'échantillon et à mesurer la différence de potentiel de part et d'autre de la fissure [27]. On peut définir une relation entre la différence de potentiel et l'accroissement de la fissure: cependant cette relation varie avec le matériau utilisé.

Les mesures effectuées par observations directes ne rendent pas forcément compte de la longueur "da" la fissure réelle. En effet, celle-ci se propage plus au centre d'une éprouvette que sur les bords du fait de l'état de contraintes (FIG. II. 10) [19].

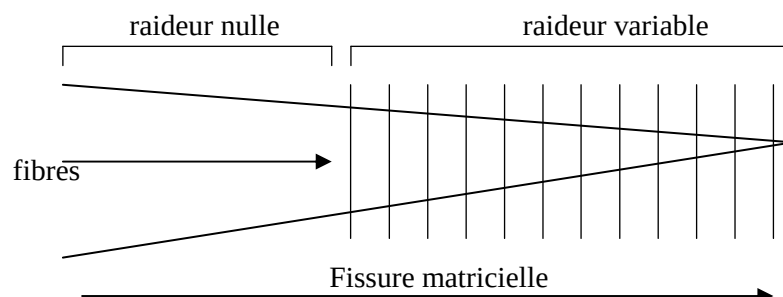
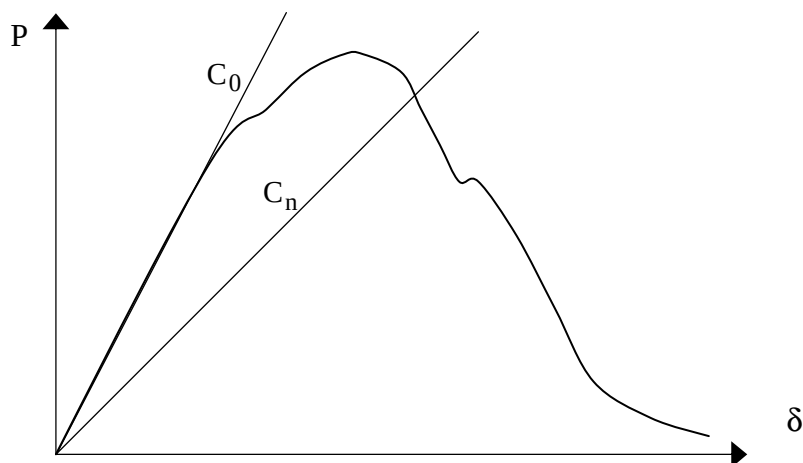


FIG. II. 9 : Représentation schématique d'une fissure matricielle dans le cas d'un composite à fibres. (Influence de la zone pontée de raideur variable sur le calcul de Δa par la méthode de Tada) [19].

FIG. II.10 : Schéma indiquant les complaisances C_0 , C_n [18].

II.1.3.6– Mécanique non linéaire de la rupture

On a vu précédemment (cf. §. II.1.3.1) que les paramètres de ténacité γ_s , K_{IC} et G_{IC} ne sont valables que pour des matériaux fragiles ou présentant une plasticité limitée en fond de fissure. Sinon il serait nécessaire d'utiliser des éprouvettes avec des dimensions très grandes de telle façon à pouvoir négliger l'effet de plasticité en fond de fissure.

J.R. Rice [16] a eu l'idée d'utiliser une intégrale de contour d'Eshelby comme un moyen commode pour élargir le concept de la mécanique linéaire de la rupture.

II.1.3.6.1 – Intégrale « J »

L'intégrale "J", introduite par Rice «1968» et Cherepanov [16], est définie pour un contour ouvert arbitraire « ξ » entourant la tête de fissure (FIG. II.11) [8, 15,18]

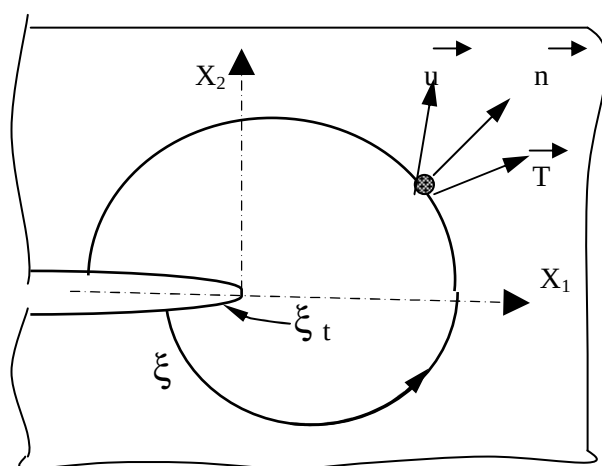


FIG. II.11 : Contour d'intégration de l'intégrale "J" [15].

Cette intégrale est définie par :

$$J = \int_{\xi} \left[W^* \cdot dx_1 - T \cdot \frac{\partial u}{\partial dx_2} \right] \dots\dots\dots (II.24)$$

avec:

ξ : Contour ouvert entourant l'extrémité de la fissure dans le sens inverse des aiguilles d'une montre;

ξ_t : Contour de la fissure

W^* : densité d'énergie de déformation contenue dans le volume V^* ;

T : vecteur contrainte sur le contour ξ ;

u : vecteur déplacement en un point du contour ξ ;

Cette intégrale jouit des propriétés remarquables suivantes pour un matériau élastique (même non linéaire): [8,15,18]

- Elle indépendante du contour choisi;
- Elle est nulle pour un contour fermé;
- Pour un comportement élastique $J = G$;
- Pour ξ égale ξ_t (contour de la fissure), le vecteur de contrainte de traction T est nul car les surfaces libres n'admettent pas de contraintes et dans ce cas l'intégrale J devient :

$$J = \int_{\xi} W^* \cdot dx_1 = - \frac{d\Pi}{da} \dots\dots\dots (II . 25)$$

Où : $-\partial\Pi/\partial a$ est la variation de l'énergie potentielle du système.

On admet que ces propriétés restent vraies pour un matériau plastique dans la mesure où le chargement est toujours croissant et où la fissure ne se propage pas (ou très peu).

II . 1 . 3 . 7 – Critère de validité de l'intégrale "J"

L'intégrale "J" représente la variation d'énergie potentielle avec la longueur de la fissure. Elle permet aussi de mesurer le taux de restitution d'énergie dans le cas de comportement linéaire élastique et non linéaire [13,21].

Le paramètre " J_{IC} " caractérise l'instant critique de la rupture du matériau. Si on considère que ce paramètre est indépendant des dimensions et du ligament de matière restant dans la section de l'éprouvette. En effet, des conditions de validité de "J" ont été proposées. Elles sont d'une analogie proche que celles vues (cf.§.II . 1 . 3 . 3): [8,21]

$$B_{min}, \frac{w_{min}}{2} \geq \alpha \cdot \left(\frac{J_{IC}}{\sigma_e} \right)^2 \dots\dots\dots (II . 26)$$

a, B,w sont respectivement la longueur de la fissure, l'épaisseur et la longueur;

α : est un coefficient compris entre 25 et 50;

σ_e est la contrainte d'écoulement,

$$\sigma_e = \frac{\sigma_F + \sigma_y}{2} \dots\dots\dots (II . 27)$$

Où : σ_F est la contrainte de rupture;

σ_y est la limite élastique.

II.1.3.8– Expression du paramètre énergétique "J" en fonction du travail dissipé

La détermination de "J" a été proposée initialement par Rice [16], Plusieurs autres méthodes visant la détermination du paramètre énergétique "J" à partir d'une seule courbe charge-déplacement ont été développées.

Ces méthodes consistent toutes à calculer avec le maximum de précision le coefficient " $\eta_{(i)}$ " de proportionnalité entre une composante du travail " $U_{(i)}$ " et la composante " $J_{(i)}$ " ou paramètre énergétique : [13]

$$J_{(i)} = \eta_{(i)} \cdot \frac{U_{(i)}}{B \cdot (W - a_0)} \dots\dots\dots (II.28)$$

B : est l'épaisseur;

L'indice (i) peut être relatif aux composantes élastiques (el), plastiques (pl), dûes à la fissure (cr), au corps non fissuré (nocr), au travail total (t) [13].

II.1.3.8.1– Extension de Turner

Turner [16] a étendu la méthode de Rice (Calculer l'intégrale "J" de l'aire sous une seule courbe charge-déplacement), en proposant que "J" est proportionnel à "U" selon l'équation: [13]

$$J = \eta \frac{U}{B (W - a)} \dots\dots\dots (II.29)$$

avec: η est un coefficient de proportionnalité.

Dans le cas d'un matériau dont le comportement mécanique est élastique:

$$G = J = \eta_{el} \frac{U_{el}}{B(w - a)} \dots\dots\dots (II.30)$$

II.1.4– Détermination des paramètres de rupture

De nombreuses méthodes sont proposées pour déterminer les paramètres de rupture. Dans ce paragraphe, nous ne citons que celles qui sont le plus couramment employées suivant le comportement linéaire (ou non) élastique.

II.1.4.1– Comportement linéaire

II.1.4.1.1– Comportement linéaire élastique

L'expression (II.5) permet de mesurer le terme " G_{IC} " dans la mesure où on connaît la variation de la complaisance en fonction de la longueur de la fissure. Par conséquent, il suffit de tracer les courbes charge-déplacement pour plusieurs éprouvettes identiques avec des longueurs d'entailles croissantes.

La ténacité est donnée par l'expression (II.11) en remplaçant K_{IC} et σ_R par K et σ . En effet, les matériaux de cette étude présentent une résistance à la fissuration. C'est pourquoi, par la suite, nous utiliserons les termes G_R et K_R (courbes "R- Δa ") [8,13,19].

II . 1 . 4 . 2 . 2 – Travail de rupture

Le travail de rupture « γ_{wof} » est l'un des paramètres de ténacité à la rupture. Il est utilisé pour la caractérisation des composites. Il est défini par le travail moyen qu'il faut fournir pour la création d'une unité d'aire pendant la rupture contrôlée.

En pratique, on détermine l'aire totale « U » sous la courbe effort-déplacement ramenée à l'unité de surface créée ($B.(W - a_0)$) [8,13,28,29].

$$\gamma_{wof} = \frac{U}{2B.(W - a_0)} \dots\dots\dots (II.31)$$

B , W et a_0 sont respectivement la largeur, l'épaisseur de l'échantillon et la longueur de fissure initiale.

Le tracé du travail de rupture en fonction du ligament ($W - a_0$) est schématisé par la figure (II.12). Les deux droites se coupent à $(W - a_0) = l_b$. La première droite coupe l'axe des ordonnées (travail de rupture) en « γ_s » ayant une pente « Φ_b ». La deuxième ayant une pente nulle [28].

a) à grande entaille

$$(W - a_0) < l_b$$

$$\gamma_{wof} = \gamma_s + \Phi_b \cdot (W - a_0)$$

b) à petite entaille

$$(W - a_0) \gg l_b$$

$$\gamma_{wof} = \gamma_s + \Phi_b \cdot l_b$$

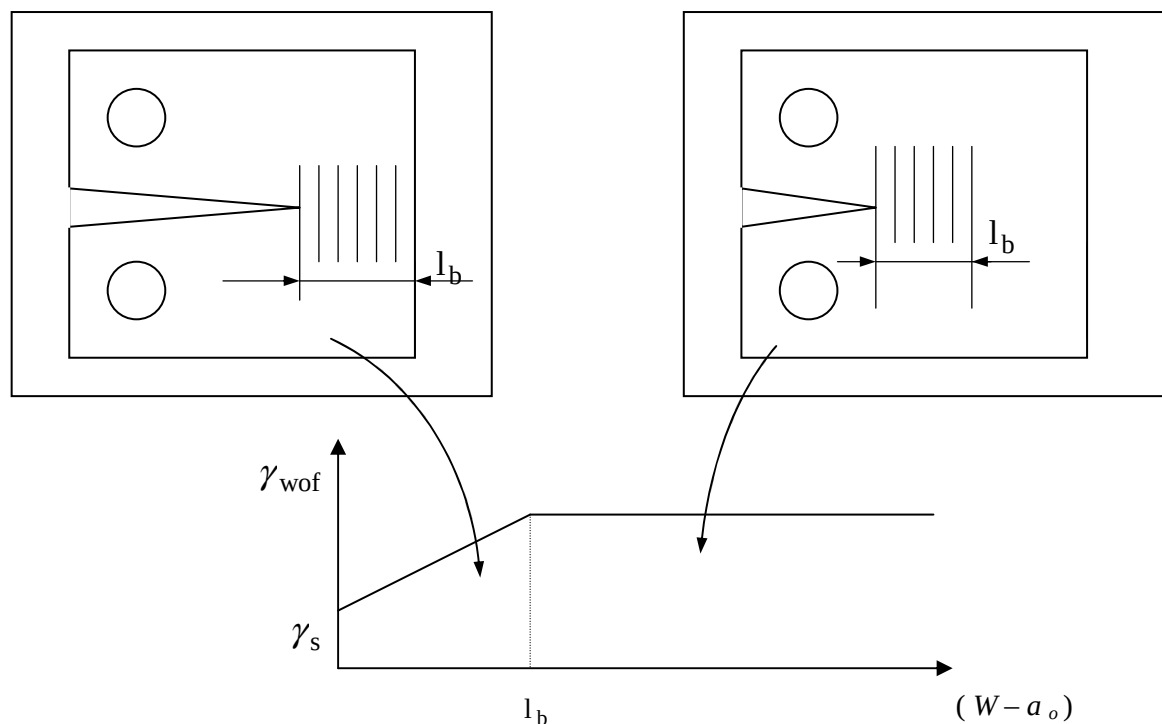


FIG. II . 12: Courbe typique de travail de rupture en fonction de $(W - a_0)$ [28].

Avec:

γ_s étant l'énergie de création de nouvelle surface;

l_b est la valeur bord de ligament.

Il faut noter que, dans le cas d'un composite à fibres, la surface de rupture [$2B.(W - a_0)$] est sous-estimée par rapport à la surface de rupture réelle, du fait des processus de décollement et de pull out [8,28].

II.1.4.2.3 – Analyse en terme de K_R

La résistance à la propagation de fissure peut être analysée en terme de facteur d'intensité de contrainte. On définit ainsi " K_R " à tout instant de la propagation par: [8,13,21]

$$K_{Rn} = Y \cdot \sigma_c \cdot \sqrt{a_n}$$

a_o : taille de la zone endommagée;

σ_c : contrainte critique à la rupture;

Y : facteur géométrique.

Si la longueur de la zone plastique est faible devant la longueur totale de la fissure, on peut utiliser le modèle de Dugdale [13,28]. Ce dernier considère une fissure réelle de longueur « a », à la pointe de cette fissure une zone plastique infiniment mince s'étend sur une longueur l_b (FIG. II.13).

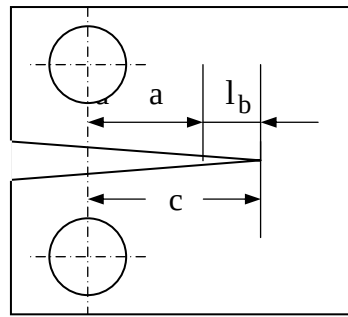


FIG. II.13: Description du modèle de Dugdale [13].

Selon Dugdale [28], le facteur d'intensité de contrainte est de la forme:

$$K_R = K_c + \frac{4 \cdot \sigma_{\text{pont}}}{\sqrt{2\Pi}} \cdot \sqrt{\Delta a} \quad , \text{ quand } \Delta a < \Delta a^* \dots\dots\dots (\text{II.32})$$

$$K_R = K_c + \frac{4 \cdot \sigma_{\text{pont}}}{\sqrt{2\Pi}} \cdot \sqrt{\Delta a^*} \quad , \text{ quand } \Delta a \geq \Delta a^* \dots\dots\dots (\text{II.32}')$$

Δa^* est la longueur stationnaire de la zone endommagée.

A partir de ces expressions on peut remonter à la contrainte de pontage « σ_{pont} » et l'ouverture critique en fond de fissure. Cette dernière étant l'écartement des lèvres de l'entaille quand la zone endommagée atteint sa taille maximale Δa^* et qu'elle n'a pas commencé à se propager.

II.2– Conclusion

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 ou 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.

CHAPITRE III

**COMPORTEMENT MECANIQUE
D'UN COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL**

CHAPITRE III

COMPORTEMENT MECANIQUE D'UN COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL

III.1- Mécanismes de rupture dans un composite unidirectionnel.....	46
III.2- Analyse mécanique.....	49
III.2.1- Cas de $\epsilon_f^R < \epsilon_m^R$	49
III.2.1.1- $E_f > E_m$	49
III.2.1.2- $E_f < E_m$	50
III.2.2- Cas de $\epsilon_f^R > \epsilon_m^R$	50
III.2.2.1- $E_f > E_m$	50
III.2.2.2- $E_f < E_m$	51
III.3- Rupture multiple	54
III.3.1- Rupture multiple de la fibre	54
III.3.2- Rupture multiple de la matrice.....	55
III.4- Mécanismes de transfert de charge	56
III.4.1- Synergie entre les fibres et la matrice.....	56
III.4.2- Effet de rupture d'un constituant.....	56
III.4.2.1- Interface liée	57
III.4.2.2- Interface non liée	58
III.4.3- Mécanismes de rupture.....	59
III.4.4- Zone endommagée	60
III.4.4.1- Effet de la "ZE" sur le comportement à la rupture	60
III.4.4.2- Prise en compte de la « ZE » pour les courbes « R- Δa » -	60
III.5- Contraintes thermiques résiduelles	63
III.6- Conclusion	64

CHAPITRE III

COMPORTEMENT MECANIQUE

D'UN COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL

Le comportement à la rupture des matériaux dépend de la présence de fissures internes et superficielles, et des conditions de leur propagation. Une fissure, présente dans un matériau, ne se propage de façon catastrophique sous l'effet d'une contrainte appliquée que si l'accroissement de sa longueur entraîne une diminution de l'énergie totale du système [3].

Il est usuel de parler d'initiation et de propagation d'une fissure. L'initiation de la rupture peut être considérée comme la création de microfissures à l'échelle microscopique (celle des constituants) à partir d'un défaut «microfissuration». La propagation de la rupture est le résultat de la création de nouvelles surfaces de rupture à l'échelle macroscopique (plusieurs fois celle des constituants), à partir des microfissures existantes «macrofissuration» [19].

Dans le cas des matériaux composites, l'initiation de la rupture se produit généralement bien avant l'observation d'un changement du comportement macroscopique [2,22]

Ce chapitre est consacré à la description du comportement mécanique des composites à matrice fragile unidirectionnels «1D», celui-ci étant plus facile à décrire que celui du composite «2D». Cependant ce dernier présente un comportement qualitativement comparable au composite «1D», dans l'hypothèse où l'on suppose que les torons parallèles au plan de la fissure absorbent très peu d'énergie par rapport aux torons perpendiculaires [19,22].

III.1- Mécanismes de rupture dans un composite unidirectionnel

La rupture finale d'un composite unidirectionnel est le résultat de l'accumulation de divers mécanismes élémentaires:

- la rupture des fibres;
- la rupture transverse de la matrice;
- la rupture longitudinale de la matrice;
- la rupture de l'interface fibre-matrice.

Généralement, un mécanisme n'est pas isolé, mais divers mécanismes coexistent. Ces mécanismes se développent suivant la nature des matériaux et les conditions de sollicitations mécaniques imposées.

Dans un matériau composite unidirectionnel soumis à des sollicitations mécaniques, la rupture des fibres intervient lorsque la contrainte de traction « σ_f » dans une fibre atteint la contrainte à la rupture « σ_f^R » de celle-ci (FIG. III.1). La rupture de la fibre produit une concentration de contraintes au voisinage de la rupture. La redistribution de ces contraintes, et par conséquent le processus de rupture résultant, dépend principalement: de la capacité de la matrice à absorber l'énergie libérée, des propriétés de l'interface fibre-matrice, etc. La figure (III.2) montre les différents processus de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre [2].

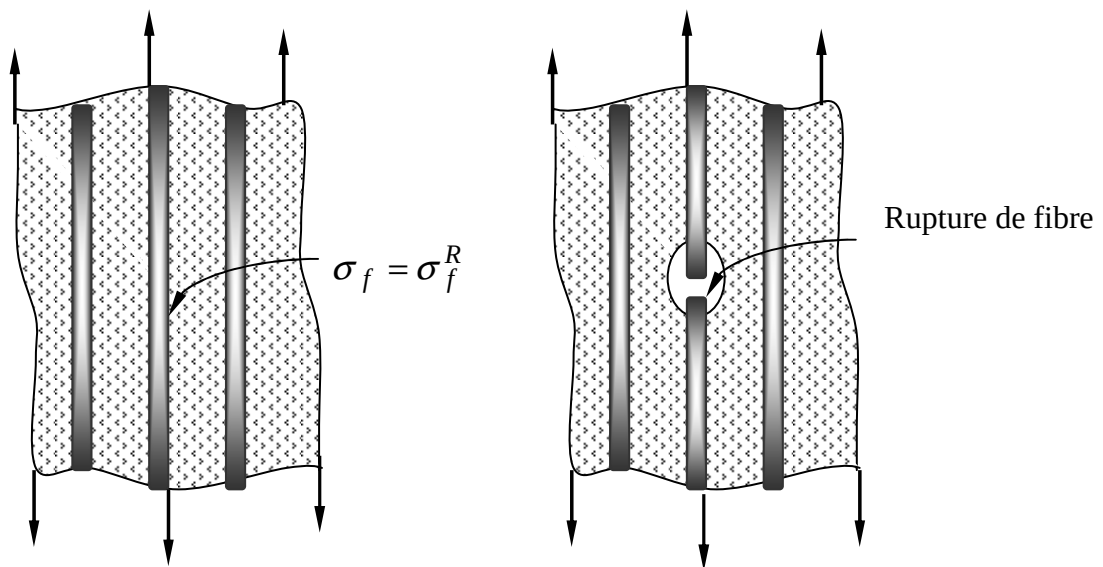


FIG. III.1: Rupture de fibre [2].

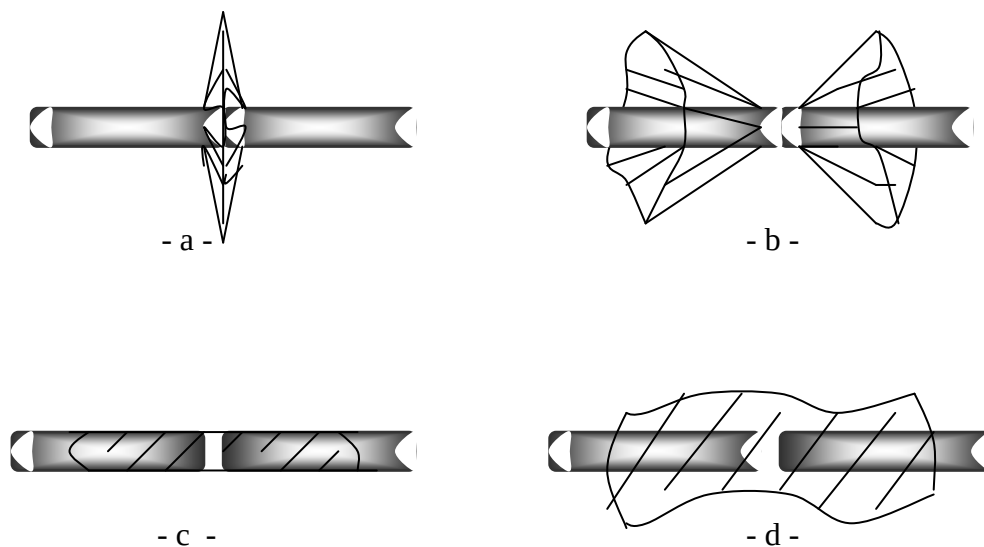


FIG. III.2 : Différents modes de rupture de la matrice associés à la rupture d'une fibre [2].

- a - rupture transverse de la matrice b - rupture en cisaillement de la matrice
c - décohésion de l'interface fibre-matrice d - rupture longitudinale de la matrice

La fissuration de la matrice peut se produire, par fissuration transverse (FIG. III.3) lorsque la contrainte de traction « σ_m » dans la matrice atteint la contrainte à la rupture « σ_m^R » de la matrice. Elle peut se produire par fissuration longitudinale (FIG. III.4) lorsque la contrainte de cisaillement « τ_m » dans la matrice atteint la contrainte de cisaillement à la rupture « τ_m^R ». Ce dernier mode, appelé «splitting», se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à la contrainte de cisaillement à la rupture de la matrice : $\tau_d > \tau_m^R$. Dans le cas contraire où $\tau_d < \tau_m^R$, il se produit une rupture par décohésion de l'interface fibre-matrice (FIG. III.5) [2].

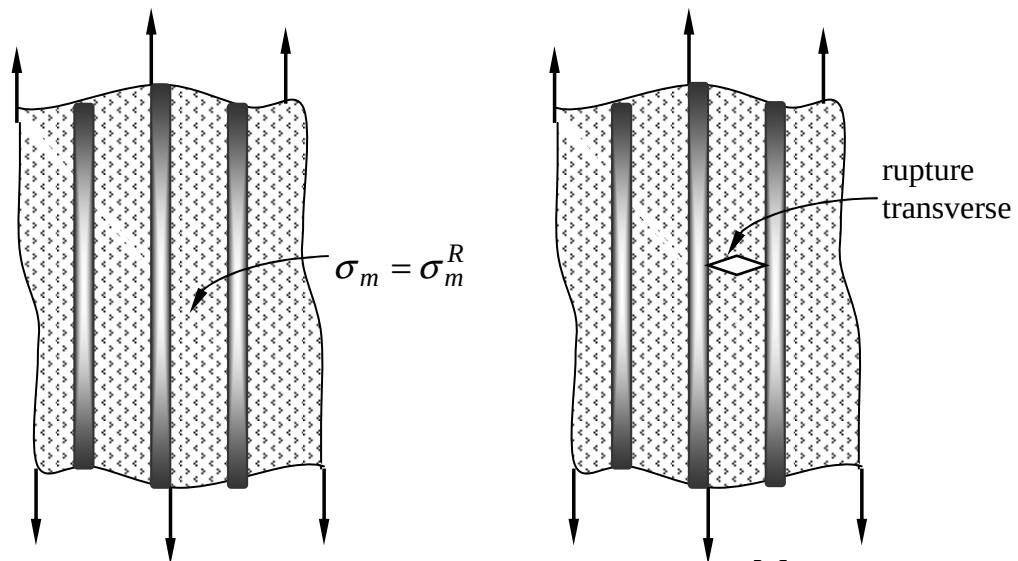


FIG. III.3: Rupture transverse de la matrice [2].

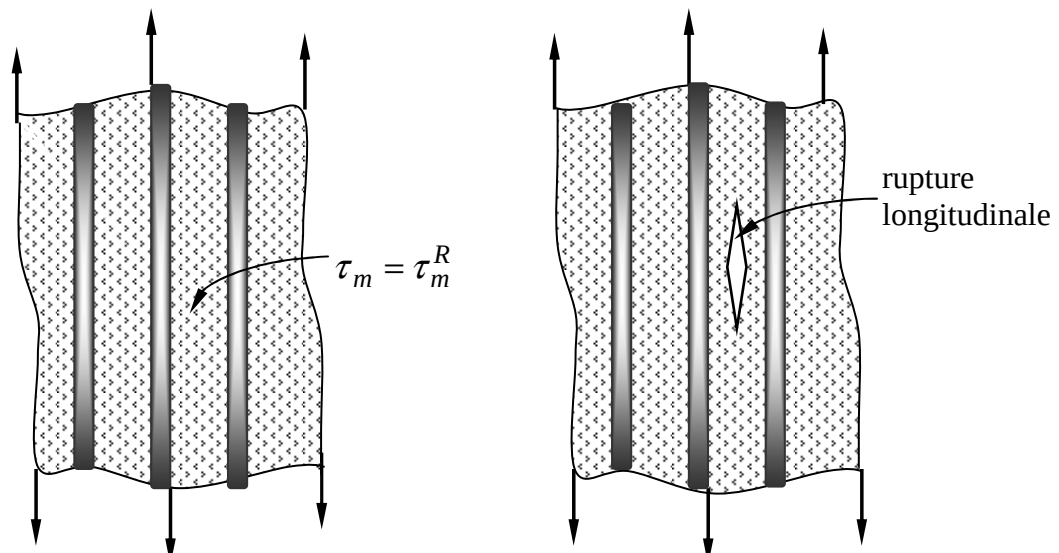


FIG. III.4: Rupture longitudinale de la matrice [2].

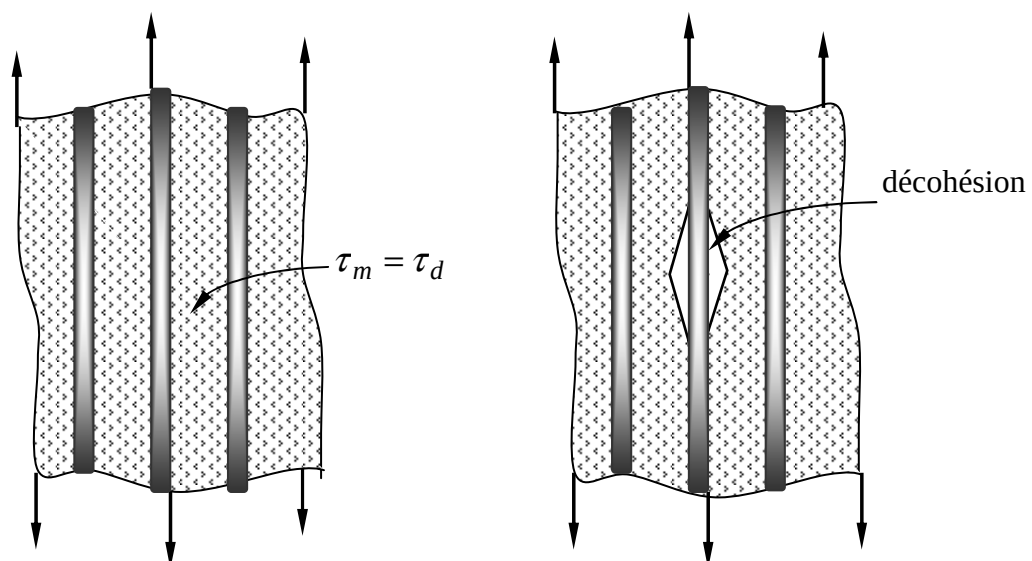


FIG. III.5: Décohésion fibre-matrice [2].

III.2- Analyse mécanique

Les propriétés mécaniques des matériaux composites à renfort fibreux dépendent de plusieurs paramètres liés aux propriétés et caractéristiques de leurs constituants :

$$\varepsilon_f^R, \varepsilon_m^R, V_f, \sigma_f^R, \sigma_m^R,$$

le module de Weibull et la contrainte de cisaillement à l'interface. L'exposant (R) indique que la grandeur indiquée est relative à la valeur moyenne à rupture. Selon ces différents paramètres, plusieurs cas de comportement peuvent être envisagés [2,4,8,10,30,31].

III.2.1- Cas où $\varepsilon_f^R < \varepsilon_m^R$

C'est le cas des plastiques et métaux renforcés. Nous décrivons ici le cas où le comportement des fibres et celui de la matrice sont linéaires jusqu'à rupture. Pour le développement du calcul de la résistance en traction d'un matériau unidirectionnel (1D) plusieurs cas de figures sont envisageables [2,8,30,31].

III.2.1.1- $E_f > E_m$

• V_f relativement grand

Dans ce cas, la rupture de fibres entraîne la rupture du composite (FIG. III.6); en effet, la matrice subit alors la contrainte $\sigma_c / V_m > \sigma_m^R$ et la résistance du composite est donnée par: [2,8,31,32]

$$\sigma_c = \sigma_f^R \cdot V_f + \sigma_m^* \cdot V_m \dots\dots\dots (III.1)$$

σ_m^* est la contrainte supportée par la matrice à l'instant de rupture des fibres.

$$\sigma_m^* = E_m \cdot \varepsilon_f^R \dots\dots\dots (III.2)$$

Le comportement du composite est linéaire, en première approximation jusqu'à rupture.

- a) si les fibres se rompent à la même charge (module Weibull grand), le comportement est quasiment linéaire jusqu'à rupture.
- b) Si le module de Weibull des fibres est petit, il peut y avoir une non linéarité due à l'accumulation des fibres cassées et de la diminution de raideur résultante [8,18,32,33].

Dans ce cas le module de composite E_c est :

$$E_c = E_f \cdot V_f + E_m \cdot V_m \dots\dots\dots (III.3)$$

• V_f petit

Si V_f est petit, la rupture des fibres n'empêche pas la matrice de résister à la surcharge de contrainte due aux fibres rompues. La résistance est donnée par :

$$\sigma_c^R = \sigma_m^R \cdot V_m \dots\dots\dots (III.4)$$

A cette période, les efforts sur le matériaux sont supportés par la matrice seule; la contrainte $\sigma_m^R \cdot V_m$ peut être supérieure ou inférieure à σ_c^R .

Si $\sigma_c^R > \sigma_m^R \cdot V_m$, la matrice se rompt immédiatement sous l'effet de la charge.

Si $\sigma_c^R < \sigma_m^R \cdot V_m$, une deuxième contrainte plus élevée est nécessaire pour le composite afin d'aboutir à une rupture finale de la matrice.

Il est possible dans ce cas, d'observer la rupture multiple des fibres (cf.§.III.3.1), et la pente avant la rupture est $E_m \cdot V_m$.

Dans la figure (III.6), on représente l'évolution de la résistance du composite en fonction du taux de fibres (V_f). Le premier endommagement est la rupture des fibres. Le module de Weibull est infiniment grand (toutes les fibres se rompent dans la zone de contrainte maximale induite de la première fibre) [8,18,33].

Il est donc clair que le renforcement de la matrice doit exiger un (V_f) minimal et n'est observé que si $\sigma_c^R > \sigma_m^R$, et on détermine ce volume par combinaison des expressions (III.1) et (III.4), d'où : [8,34,35]

$$V_{f \text{ crit}} = \frac{\sigma_m^R - \sigma_m^*}{\sigma_f^R + \sigma_m^R - \sigma_m^*} \dots\dots\dots (\text{III.5})$$

Ce qui permet de définir une fraction volumique minimale du fibres de verre :

$$V_{f \text{ min}} = \frac{\sigma_m^R - \sigma_m^*}{\sigma_f^R - \sigma_m^*} \dots\dots\dots (\text{III.6})$$

Dans la pratique, V_f doit être supérieur à $V_{f \text{ crit}}$, afin d'avoir un renforcement important du composite. Dans le cas contraire, on aura un affaiblissement des caractéristiques du composite.

On note aussi que les mécanismes de rupture des constituants se distinguent en deux domaines (FIG.III.6c) séparées par $V_{f \text{ crit}}$:

- domaine I : rupture multiple de fibres;
- domaine II : rupture unique.

III.2.1.2- $E_f < E_m$.

Ce cas présente peu d'intérêt pratique, du fait de l'absence de renforcement effectif.

III.2.2- Cas de $\varepsilon_f^R > \varepsilon_m^R$

C'est le cas général des composites à matrice et à fibres céramiques, rencontré également pour les composites à matrices thermosensibles [34,35].

III.2.2.1- $E_f > E_m$.

• V_f petit

Dans ce cas la rupture de la matrice entraîne la rupture du composite, car les fibres ne peuvent supporter la contrainte transmise $\sigma_c/V_f > \sigma_f^R$ lors de la fissuration matricielle.

$$\text{d'où : } \sigma_c = \sigma_f^* \cdot V_f + \sigma_m^R \cdot V_m \dots\dots\dots (\text{III.7})$$

σ_f^* est la contrainte transmise aux fibres à l'instant de rupture de la matrice.

$$\sigma_m^* = E_f \cdot \varepsilon_m^R \dots\dots\dots (\text{III.8})$$

- V_f **grand**

Dans ce cas, les fibres sont capables de résister à la contrainte appliquée après la rupture de la matrice et la résistance du composite est donnée par : [2,8,30,31]

$$\sigma_c^R = \sigma_f^R \cdot V_f \dots\dots\dots (III.9)$$

Dans ce cas, c'est bien les fibres qui supportent les efforts sur le matériaux; la contrainte $\sigma_f^R \cdot V_f$ peut être supérieure ou inférieure à σ_c^R .

Si $\sigma_c^R > \sigma_f^R \cdot V_f$, rupture immédiate de fibre sous l'effet de la charge.

Si $\sigma_c^R < \sigma_f^R \cdot V_f$, la rupture finale de la fibre n'est signalée qu'à une élévation de contrainte.

La fraction volumique $V_{f \text{ crit}}$ de transition de la rupture simultanée à la rupture séquentielle est définie par combinaison des expressions (III.7) et (III.9): [8,34,35]

$$V_{f \text{ crit}} = \frac{\sigma_f^R}{\sigma_f^R + \sigma_m^R - \sigma_m^*} \dots\dots\dots (III.10)$$

Ce qui permet de définir une fraction volumique minimale du fibres de verre :

$$V_{f \text{ min}} = \frac{\sigma_f^R}{\sigma_f^R - \sigma_m^*} \dots\dots\dots (III.11)$$

A partir des expressions (III.7) et (III.9), on peut schématiser la résistance du composite en fonction de V_f (FIG. III.7).

Remarques :

- Si $V_f < V_{f \text{ crit}}$, il y aura rupture catastrophique du composite lors de la première fissuration matricielle.
- Si $V_f > V_{f \text{ crit}}$, il y aura rupture multiple de la matrice avant rupture totale du composite. Ce domaine est très important, car il confère au matériau une ténacité importante, accompagnée par une large déformation «pseudo plastique» [8,34,35].

III.2.2.2- $E_f < E_m$.

Ce cas est très peu différent du cas précédent $E_f > E_m$.

- Si $V_f < V_{f \text{ crit}}$, le composite se rompt à $\epsilon = \epsilon_m^R$

- Si $V_f > V_{f \text{ crit}}$, il y aura possibilité de fissuration multiple de la matrice et la rupture du composite aura lieu à $\epsilon = \epsilon_f^R$, et $V_{f \text{ min}} = \frac{\sigma_m^R}{\sigma_f^R} \dots\dots\dots (III.12)$

Cas particulier : [8,34,35]

Si $E_f = E_m$ et $\epsilon_f^R = \epsilon_m^R$ alors $V_{f \text{ min}} = V_{f \text{ crit}} \dots\dots\dots (III.13)$

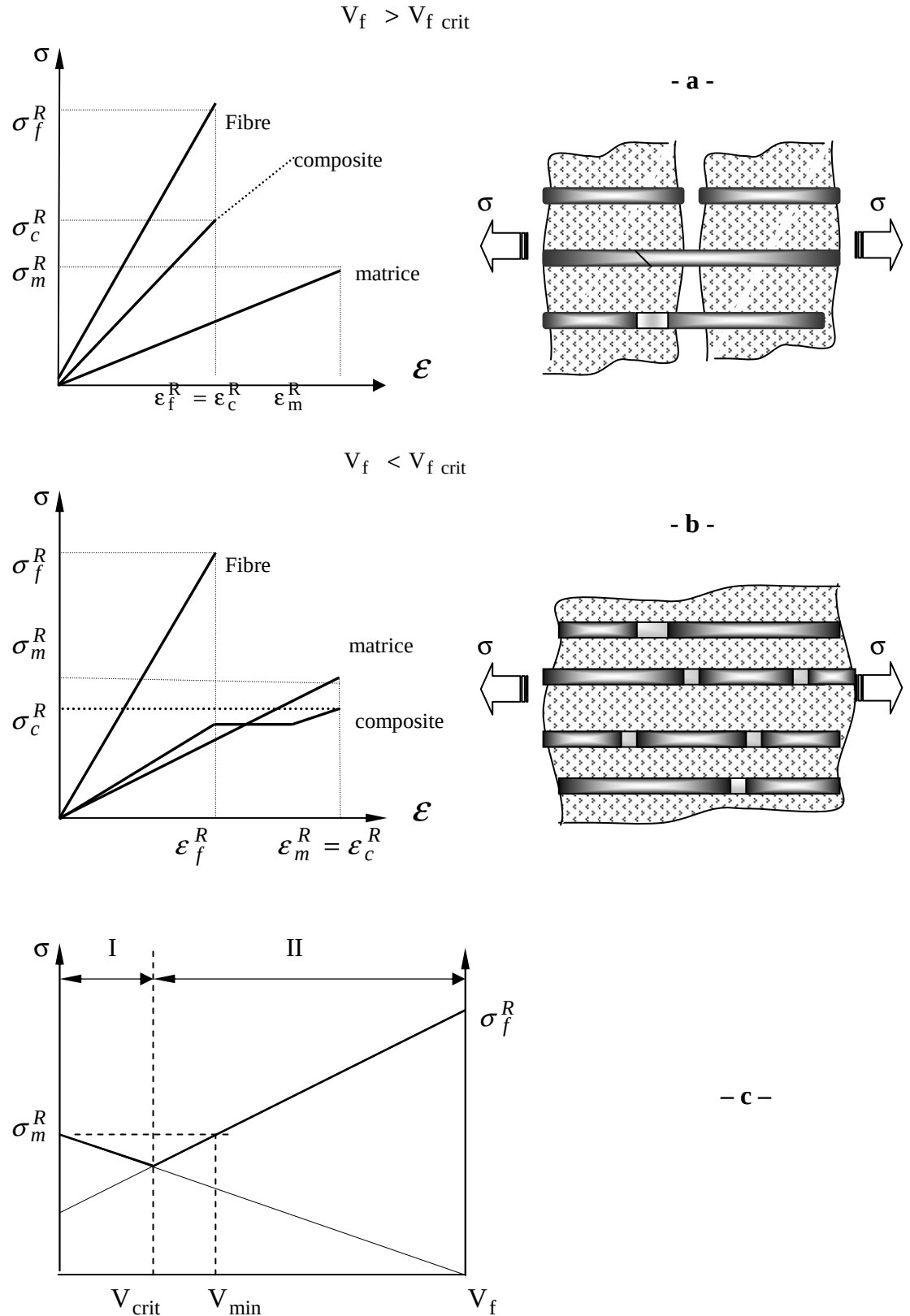


FIG. III. 6: Evolution de la résistance du composite en fonction de V_f avec $\epsilon_f^R < \epsilon_m^R$ [8].

a – rupture catastrophique du composite. b – rupture du composite contrôlée par la rupture matricielle.

c – variation de la résistance du composite en fonction de V_f .

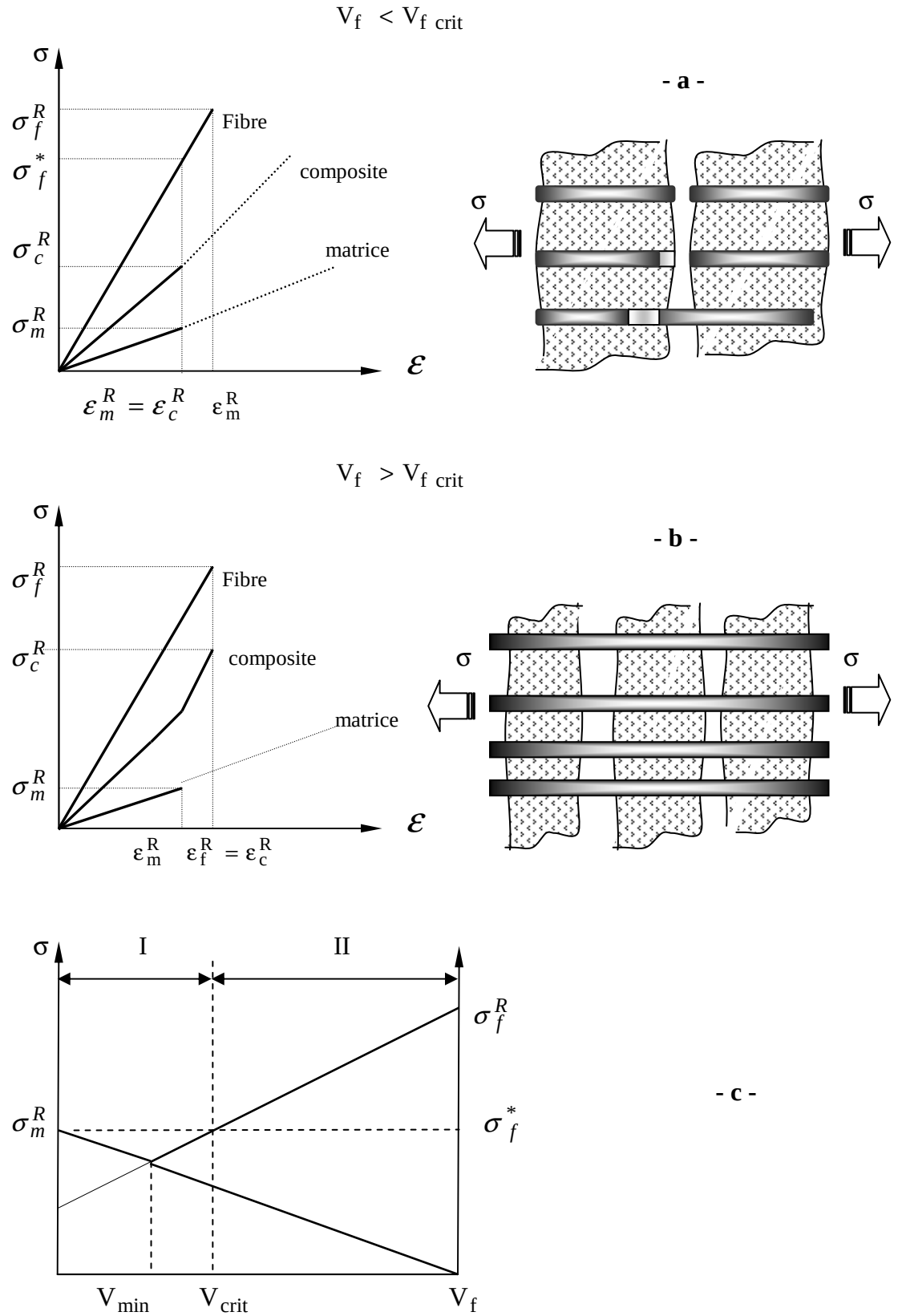


FIG. III.7: Evolution de la résistance du composite en fonction de V_f avec $\epsilon_f^R > \epsilon_m^R$ [8].

a – rupture catastrophique du composite (matricielle).

b – fissuration multiple de la matrice avant la rupture du composite.

c – résistance du composite en fonction de V_f .

III.3- Rupture multiple

On traite les deux cas de rupture multiple de la fibre et celle de la matrice.

III.3.1- Rupture multiple de la fibre

Ce phénomène n'est généralement observé que dans des éprouvettes à fibre unique élaborées spécialement pour estimer les caractéristiques de l'interface fibre-matrice. La rupture multiple n'apparaît que si $\epsilon_f^R < \epsilon_m^R$ et $V_f < V_{crit}$. Dans ce cas on assiste à une fragmentation de la fibre sous contrainte de traction (FIG. III.8). La première fissuration aura lieu au point de déformation $\epsilon_c < \epsilon_m^R$, σ_f est nulle au droit de la fissure et tend vers σ_f^R plus loin. Il existe de nouveau une zone où la fibre peut se rompre. Le processus se répète pour des déformations croissantes donnant lieu à des fragments de fibre de plus en plus courts. Le mécanisme continu à se produire jusqu'à ce que les morceaux de fibres ne peuvent plus être rechargés à leur contrainte de rupture σ_f^R (saturation $\sigma_{f\max} < \sigma_f^R$), et la longueur moyenne de fragments de fibre est de l'ordre de l_c (FIG. III.9).

Plusieurs auteurs ont exploité ce mécanisme de fragmentation pour mesurer la contrainte de cisaillement à l'interface τ^* [8,18,26,37].

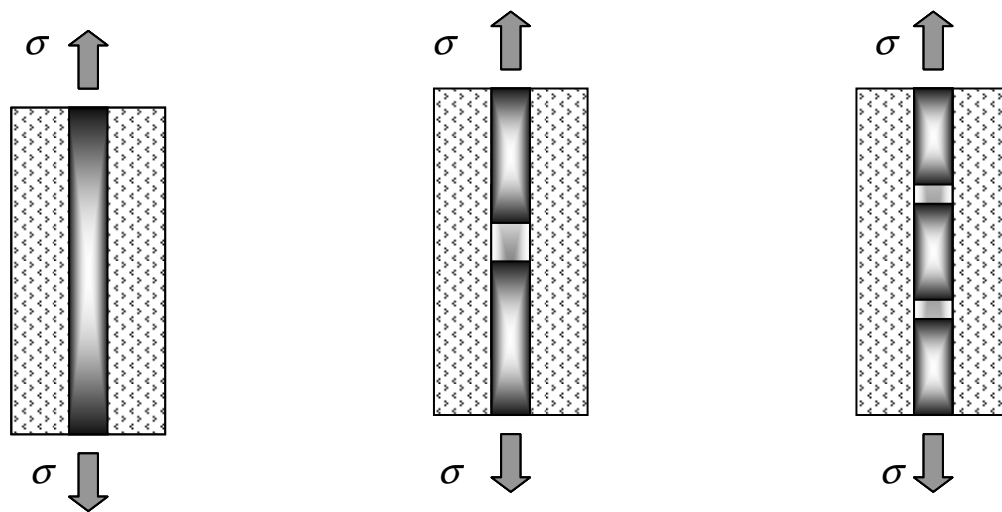


FIG. III.8: Rupture multiple de la fibre [37].

Connaissant le rayon de la fibre et sa contrainte à la rupture, l'expression suivante permet de déterminer la contrainte de cisaillement à l'interface τ^* avec : [8,37,38,39]

$$\tau^* = \frac{\sigma_f^R \cdot r_f}{l_c} \dots\dots\dots (III.14)$$

Reste, à noter que cette technique n'est applicable que pour des composites où $\epsilon_f^R < \epsilon_m^R$, par exemple dans le cas des matrices organiques ou métalliques renforcées par des fibres céramiques.

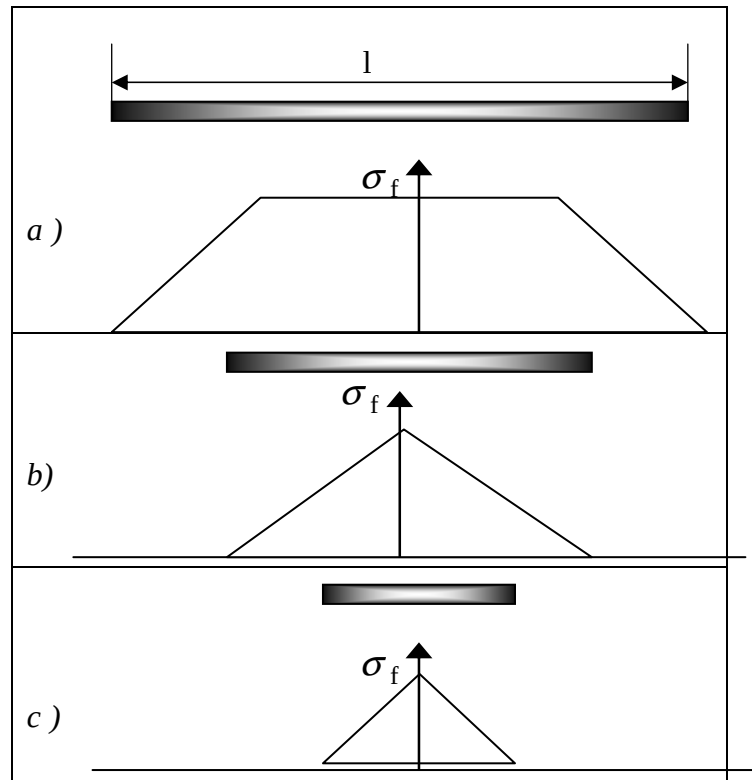


FIG-III.12: profil de contrainte de rupture multiple de la fibre [8].

a) $l > l_c$ ($\sigma_f^{\max} = \sigma_f^R$), b) $l = l_c$ ($\sigma_f^{\max} = \sigma_f^R$), c) $l < l_c$ ($\sigma_f^{\max} < \sigma_f^R$)

III.3.2- Rupture multiple de la matrice

On rencontre ce phénomène dans des composites où que si $\varepsilon_f^R > \varepsilon_m^R$ et $v_f > v_{f \text{ crit}}$. Pour $v_f > v_{f \text{ crit}}$, cas des thermoset renforcées par des fibres de verre, on constate la fissuration multiples de la matrice qui est souvent observée en service (FIG.III.10 et III.11). L'analyse des ruptures multiples de la matrice se déroule de la même manière que dans le cas précédent [8,36,37,40].

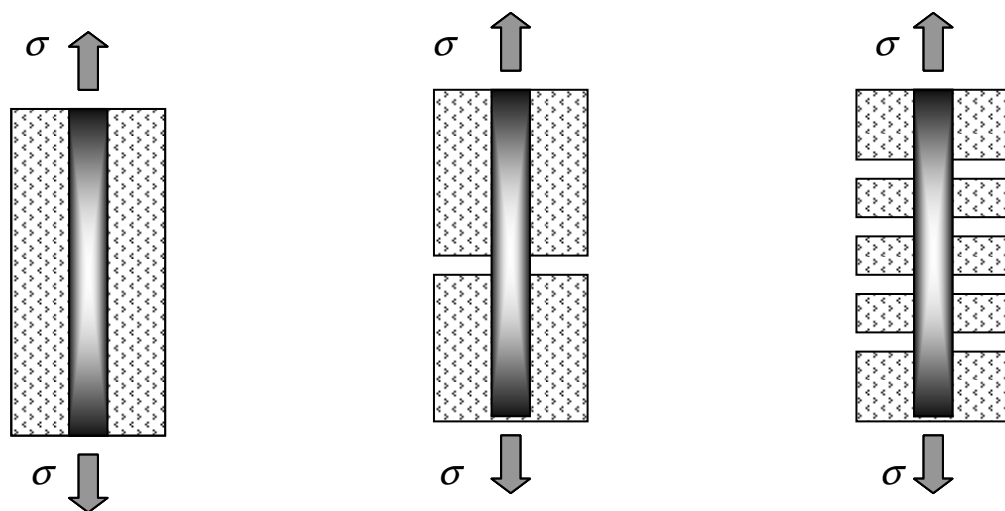


FIG.III.10: Fissuration multiple de la matrice [8].

III.4- Mécanismes de transfert de charge

Il est connu que le comportement mécanique des composites à renforts fibreux dépend fortement de la liaison fibre/matrice qui s'est établie entre les constituants lors de l'élaboration du composite. Cette liaison est constituée d'une ou plusieurs interphases et interfaces. Rappelons tout d'abord la distinction entre les termes interphase et interface. Cette dernière est la discontinuité physique entre deux milieux: la fibre et la matrice. Une interphase est un milieu continu, contiguë aux deux autres. Celle-ci peut être une zone de réaction chimique formée par un ou plusieurs constituants élémentaires du composite lors de son élaboration. De même, elle peut être une fine couche introduite volontairement dans le but de protéger la fibre ou de contrôler la liaison interfaciale, ou à améliorer la compatibilité chimique fibre/matrice. Dans ces derniers cas, les fibres sont revêtues d'un dépôt (cf.§.I.5.1.2) avant imprégnation de la matrice [3,19].

III.4.1- Synergie entre les fibres et la matrice

Dans un faisceau de fibres (sans matrice) soumis à une traction, il suffit qu'une seule fibre se rompe pour qu'elle soit inutilisable, car une contrainte supplémentaire se répartit alors sur les fibres intactes et favorise leur rupture; en revanche, quand ces fibres sont insérées dans une matrice, la rupture d'une fibre ne supprime pas sa fonction mécanique. Les matériaux composant la matrice sont en effet généralement ductiles. Lorsque les extrémités brisées de la fibre se séparent, une déformation élastique ou un écoulement élastique de la matrice créent des forces de cisaillement qui rétablissent progressivement la tension dans les fragments de la fibre. Grâce à ce transfert de contrainte, la fibre contribue au renforcement du composite; d'autre part, les fibres intactes sont moins sollicitées qu'en l'absence de la matrice. La synergie entre les fibres et la matrice renforce le matériau et augmente l'énergie nécessaire pour le rompre [9,22,40].

III.4.2- Effet de rupture d'un constituant

Lors de l'application d'une certaine contrainte de traction sur un composite unidirectionnel à fibres courtes ou à fibres longues coupées, deux phénomènes peuvent se produire. Selon les caractéristiques des deux constituants: soit la rupture de la matrice ($\epsilon_f^R > \epsilon_m^R$) ou bien celles des fibres. Près de cette rupture, il y a un transfert graduel de charge entre fibre et matrice par des contraintes de cisaillement à l'interface [8,34,35].

Si on considère un volume élémentaire représentatif (FIG.III.11): il s'agit d'un cylindre de matrice centré autour d'une fibre.

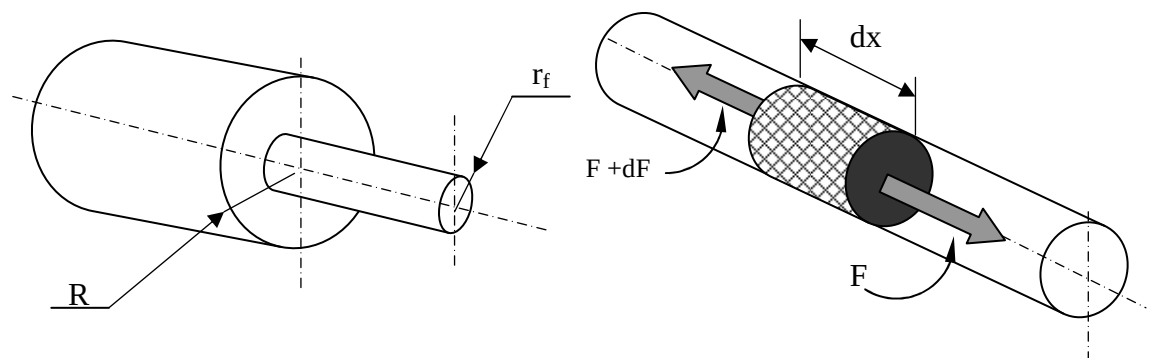


FIG.III.11: Volume élémentaire représentatif [8].

Au point de discontinuité, l'élément de fibre «dx» subit un gradient de charge «dF» et la condition d'équilibre est :

$$F = F + dF + 2 \cdot \Pi \cdot r_f \cdot dx \cdot \tau_i \dots\dots\dots (III.15)$$

Où : τ_i est la contrainte de cisaillement à l'interface.

L'équilibre des forces à une certaine distance radiale R avec celles de fibres conduit à écrire :

$$d\sigma_f = \frac{dF}{\Pi \cdot r^2} \dots\dots\dots (III.16)$$

Des deux expressions (III.13) et (III.14) on trouve :

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = - \frac{2 \cdot \tau_i}{r} \dots\dots\dots (III.17)$$

L'équilibre des forces sur la fibre à la distance radiale conduit : [8,37,38].

$$2 \cdot \Pi \cdot R \cdot \tau \cdot dx = 2 \cdot \Pi \cdot r_f \cdot \tau_i \cdot dx$$

Finalement :

$$\tau = \tau_i \cdot \frac{r_f}{R} \dots\dots\dots (III.18)$$

Avec τ est la contrainte de cisaillement dans la matrice à une certaine distance "R".

III.4.2.1- Interface liée

Le déplacement de la fibre coïncide à celui de la matrice d'où une parfaite adhésion entre fibre et matrice. Les déformations des deux constituants sont élastiques. La contrainte τ entraîne une déformation en cisaillement de l'interface [8,37,38].

Donc :

$$\frac{du}{dR} = \frac{\tau}{G_m} = \frac{r \cdot \tau_i}{R \cdot G_m} \dots\dots\dots (III.19)$$

Après intégration de (III.17) : $u_{r'} - u_r = \frac{r \cdot \tau_i}{G_m} \ln\left(\frac{r'}{r}\right) \dots\dots (III.20)$

On combinant les expressions (III.17) et (III.20) , et après intégration on aura:

$$\sigma_f = E_x \cdot \epsilon_x \left[1 - \exp\left(-\frac{\beta \cdot x}{r}\right) \right] \dots\dots\dots (III.21)$$

De l'expression (III.17) et (III.21) , on aura:

$$\tau_i = - E_x \cdot \epsilon_x \cdot \frac{\beta}{2} \exp\left(-\frac{\beta \cdot x}{r}\right) \dots\dots\dots (III.22)$$

Avec : $\beta = \frac{2 \cdot G_m}{E_f \cdot \ln(r'/r_f)}$, d'où : $\tau_{i \max} = - E_x \cdot \epsilon_x \cdot \frac{\beta}{2} \dots\dots\dots (III.23)$

Les profils des contraintes dans la fibre (cas d'une interface liée) sont représentés sur la figure (III.12).

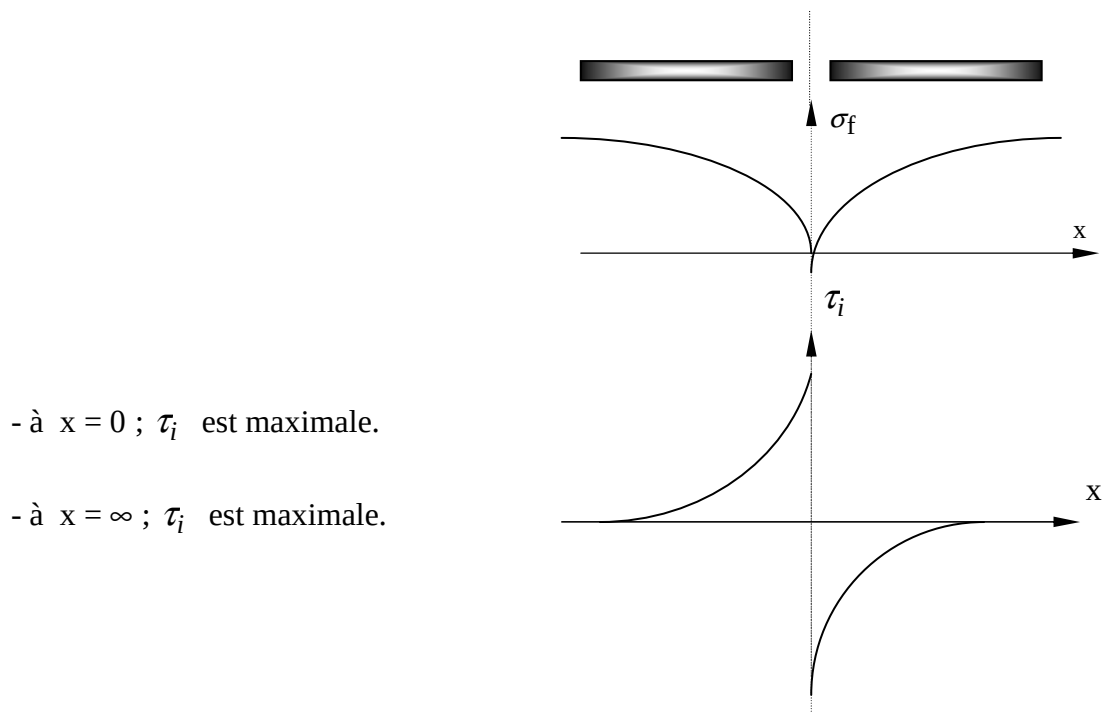


FIG. III.12: *Profils des contraintes dans la fibre (cas d'une interface liée)* [19].

III.4.2.2- Interface non liée

Il n'y a, entre la fibre et la matrice, aucune cohésion et le déplacement relatif entre les deux se fait avec frottement [8,19,36,39].

Si on considère $\tau_i = \tau^*$, avec τ^* est valeur limite de la contrainte de cisaillement à l'interface; d'après l'expression (III.17), la contrainte dans la fibre est:

$$\sigma = - \left(\frac{2 \cdot \tau^*}{r_f} \right) \cdot x \dots\dots\dots (III.24)$$

avec : $0 < x < l/2$

la figure (III.13) représente les profils des contraintes dans la fibre (cas d'une interface non liée).

On définit une longueur critique l_c en dessus de laquelle la fibre ne peut être rompue [8],

à partir de l'expression (III.24), on a pour $x = l_c/2$:

$$\sigma = - \frac{2 \cdot \tau^*}{r_f} \cdot \frac{l_c}{2} \dots\dots\dots (III.25)$$

d'où :

$$l_c = - \frac{\sigma_f^R \cdot r_f}{\tau^*}$$

Entre A et B: après intégration de (III.17),

$$\sigma_f = - \frac{2 \cdot \tau^*}{r} \cdot x, (x = 0 \text{ alors } \sigma_f = 0)$$

Croissance linéaire de σ_f de A à $l/2$.

Entre B et C, $\tau_i = 0$ alors $\sigma_f = C^{st} = E_f \cdot \varepsilon_x$

$$\text{En B, on a: } E_f \cdot \varepsilon_x = - \frac{2 \cdot \tau^*}{r} \cdot \frac{l}{2}$$

$$\text{D'où : } l_c = \frac{E_f \cdot \sigma_x \cdot r}{E_x \cdot \tau^*}$$

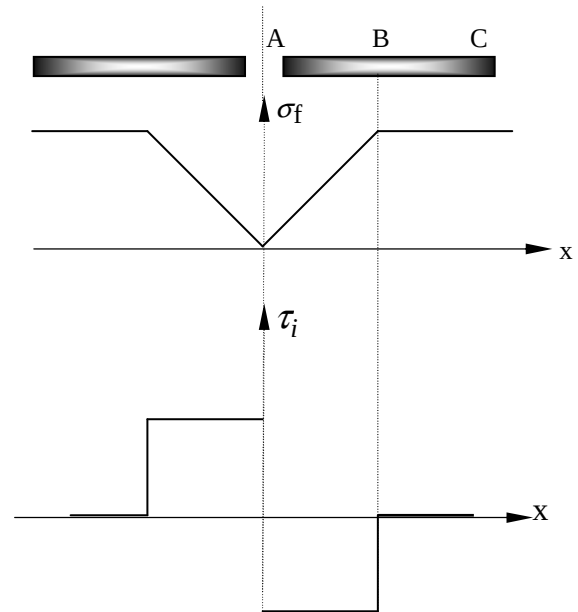


FIG. III.13: Profils des contraintes dans la fibre (cas d'une interface non liée) [19].

III.4.3- Mécanismes de rupture

Les principaux mécanismes dissipateurs d'énergie sont les suivants: [21,30,41]

- la multi-fissuration de la matrice;
- la déviation de la fissure principale;
- la décohésion de l'interface fibre/matrice;
- l'extraction des fibres (pull out) par glissement dans les gaines de matrice;
- le pontage des surfaces de la fissure par des fibres.

Tous ces mécanismes sont liés à la qualité de l'interface fibre/matrice. En effet, celle-ci est dépendante à la fois de la compatibilité chimique et mécanique et/ou des propriétés physiques de ces deux constituants [19,22].

Une simulation numérique est développée par père [24] sur la propagation d'une fissure en présence de fibres. Il s'est basé sur les travaux de Griffith pour le calcul de «G» en fond de fissure. Cette énergie, qui est périodique en relation avec la position des fibres, oscille entre deux valeurs

limites asymptotiques (FIG. III.14). On remarque que si la valeur de τ^* augmente, ces dernières diminuent: le glissement interfacial facilite l'ouverture de la fissure. La périodicité de l'énergie dissipée par le frottement aux interfaces est également montrée par cette simulation. Le fond de la fissure est ralenti lorsqu'il s'approche d'une fibre, il la contourne puis accélère de nouveau jusqu'à la prochaine fibre [8,19].

Ce même comportement est observé par S. K. Khanna et A. Shukla [41] dans un composite (Polyester-fibre de verre «E»). Ces auteurs expliquent l'effet de dissipation d'énergie par le mécanisme de pontage et/ou du pull out. Ces derniers sont les mécanismes les plus absorbants d'énergie.

III.4.4- Zone endommagée

En plus de la formation de la microfissuration dans les composite à fibres longues, une zone formée de microfissures, dite zone endommagée, est présente si on localise les contraintes, par exemple en présence d'une entaille. De plus, la formation des microfissures est favorisée par des contraintes thermiques résiduelles [8,19].

III.4.4.1- Effet de la "ZE" sur le comportement à la rupture

Allard [24] schématise l'influence de cette zone endommagée (ZE) (FIG. III.15). Le domaine (1) met en évidence des mécanismes de renforcement se produisant au sein du matériau que l'on attribue à la croissance de la «ZE». Celle-ci atteint une taille constante et se propage de façon quasi statique avec la fissure dans le domaine (2). C'est la valeur du plateau de la courbe «R» qui nous permet de comparer les matériaux en eux. 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 [19].

III.4.4.2- Prise en compte de la « ZE » pour les courbes « R- Δa »

Un certain nombre de modèles sont proposés dans la bibliographie pour calculer les courbes «R- Δa » en tenant compte de cette «ZE», ainsi que des formulations de la taille moyenne de celle-ci.

Lenain [24] propose un modèle qualitatif décrivant l'extension de la «ZE» en relation avec la courbe « K_R » et l'émission acoustique «EA» dans un composite à matrice fragile renforcée par des fibres coupées. Il décrit les mécanismes de propagation de la façon suivante (FIG. III.16): la détection de l'émission acoustique indique que l'endommagement (microfissures) est apparu en fond de fissure après le point A; puis la taille de cette zone augmente progressivement avant et durant la propagation stable jusqu'à ce qu'elle atteigne une taille maximale « Z_m » au point C: « Z_m » garde une taille constante en se déplaçant avec Δa . Au delà du point C, Δa augmente avec « K_R » car le nombre de fibre qui intervient dans la propagation augmente avec Δa . A partir du point D, lorsque $\Delta a > \Delta a^*$, le nombre de fibres pontant la fissure ne croît plus et celle-ci progresse en absorbant une énergie constante [19,41].

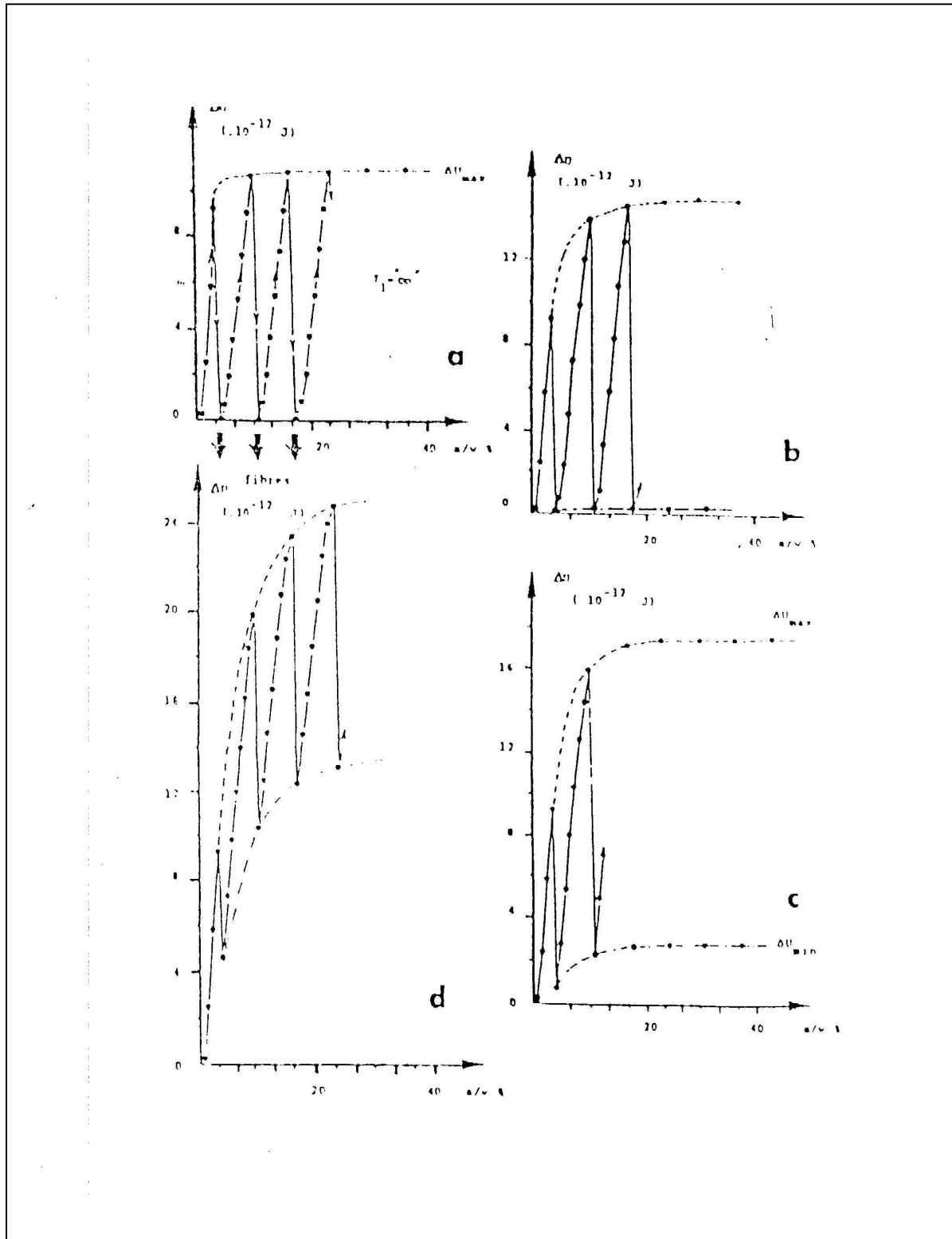


FIG. III.14: Présentation de simulation de l'énergie libérée (ΔU) en fond de fissure matricielle en fonction de son avance (a/W), dans un composite 1D, [19].

a) interface liée b) $\tau^* = 30$ MPa c) $\tau^* = 20$ MPa d) $\tau^* = 10$ MPa

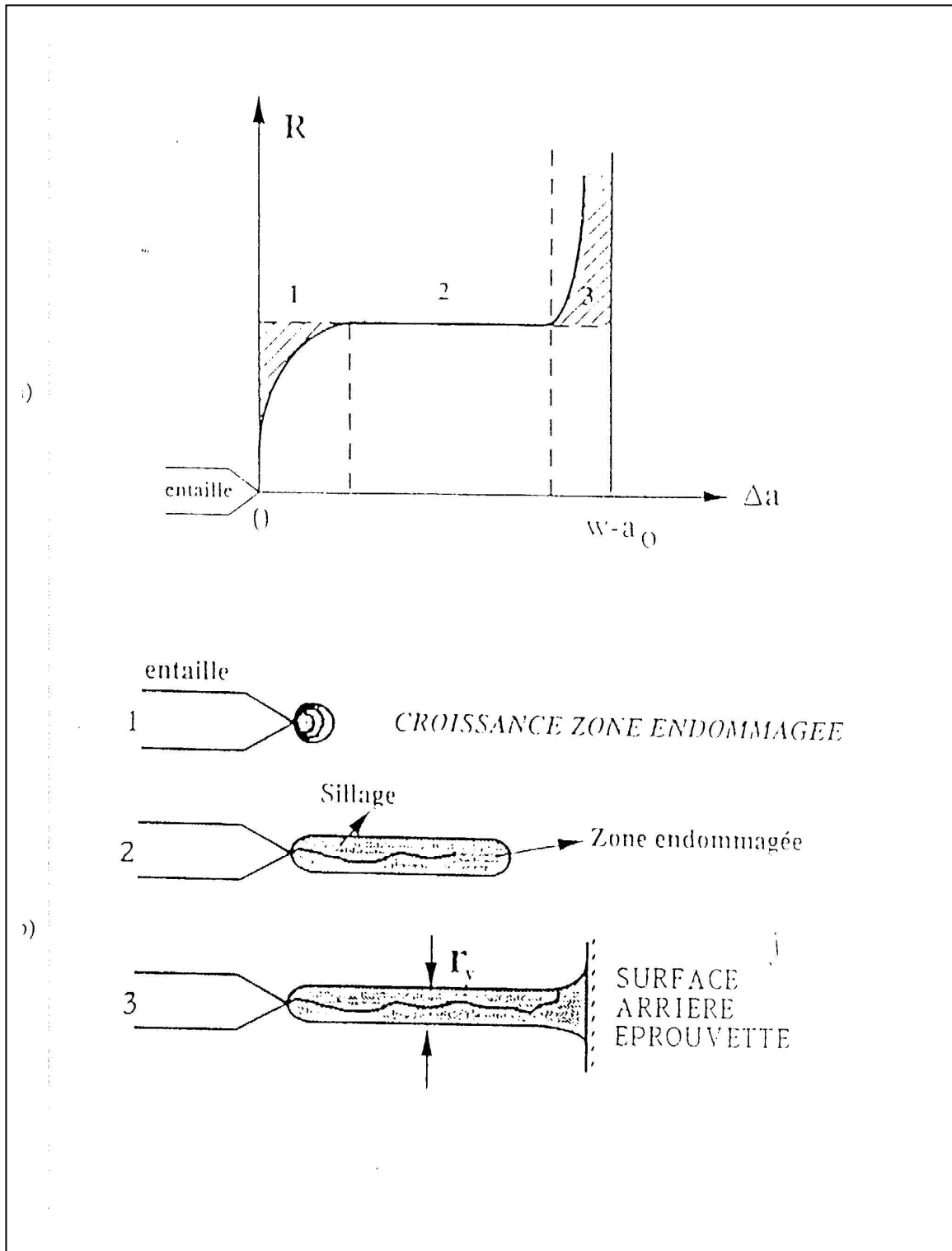


FIG. III. 15: Influence de la «ZE» sur la courbe «R» [19].

a) schéma d'une courbe «R- Δa » typique b) les trois étapes de l'évolution de la «ZE»

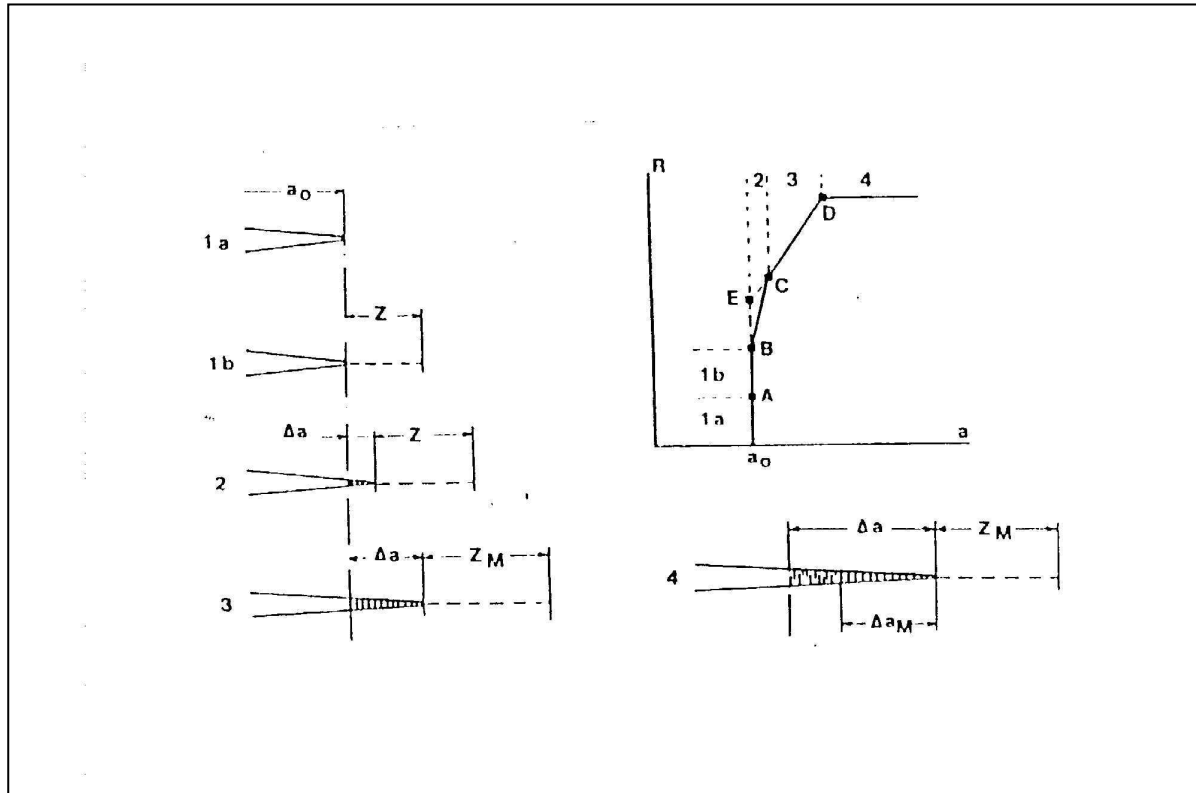


FIG. III.16: Représentation des différentes étapes de l'extension de la «ZE» dans un composite à fibres courtes verre-matrice Polyester [19].

III.5- Contraintes thermiques résiduelles

Ces contraintes sont générées par la température d'élaboration (T_{el}) du matériau. A l'issue du refroidissement, la matrice se trouve en état de contraction ou de tension (FIG. III.17). Dans les composites fibreux, trois formes d'itération pourront se manifester, si les contraintes résiduelles sont mises en évidence. Lorsque le coefficient de dilatation de la matrice « α_m » est supérieure à celui de la fibre « α_f », la contrainte résiduelle interfaciale « α_i^T » est une compression, la fibre est freinée par la matrice [4].

S'il existe une grande différence entre les valeur de « α_m et α_f » (i.e $\Delta\alpha < 0$), la matrice se fissure lors du refroidissement. Ceci peut avoir des conséquences non négligeables sur la protection des fibres à l'interfaces.

Au contraire, si $\alpha_f > \alpha_m$, la matrice se trouve en compression. Dans ce cas la fibre et la matrice peuvent se désolidariser à l'interface « $\alpha_i^T > 0$ » et conduit à un transfert de charge médiocre [11,19,42].

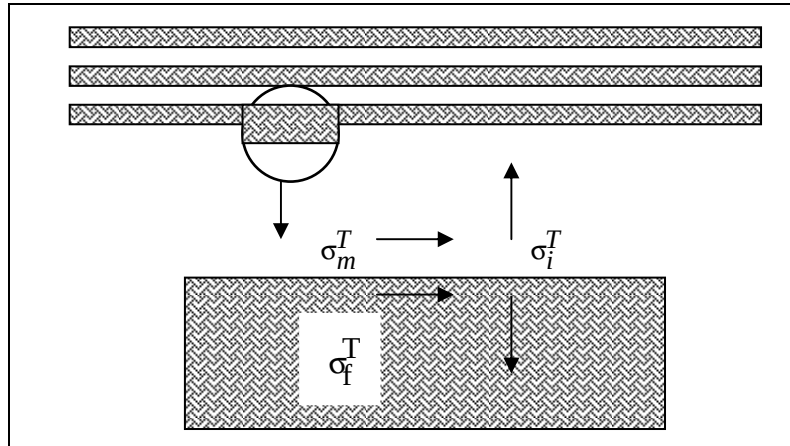


FIG. III.17: Illustration des contraintes thermiques résiduelles [19].

III.6- Conclusion

Ce chapitre passe en revue les différents mécanismes de renforcement qui se produisent au sein du matériau composite à fibres. Mais en réalité, lors de mise en service du composite, les mécanismes d'endommagement se déroulent simultanément, montrant ainsi la complexité de l'évolution du renforcement. Celui-ci est accru dans le cas des plastiques renforcés par des fibres du fait de leur architecture complexe (Torons ondulés, macropores).

CHAPITRE IV
COMPORTEMENT MECANIQUE DES
PLASTIQUES RENFORCES

CHAPITRE IV

COMPORTEMENT MECANIQUE DES PLASTIQUES RENFORCES

IV.1-Comportement mécanique des plastiques renforcés à température ambiante..	67
IV.1.1-Analyse des courbes charge-déplacement.....	67
IV.1.2- Séquences de processus de rupture.....	70
IV.1.3- Effet du ligament rompu sur la résistance à la rupture	
.....	
72	
IV.1.4- Influence de l'orientation de la fissure sur la résistance la rupture.....	74
IV.1.5- Effet de l'acuité de la pointe de la fissure sur la résistance la rupture.....	75
IV.1.6- Effet de la vitesse sur la résistance la rupture.....	75
IV.1.7- Influence des dimensions de l'éprouvette sur la résistance la rupture	
.....	
77	
IV.1.8- Influence de taux de fibre sur la résistance à la rupture	79
IV.1.9- Comportement à la rupture – courbes « R- Δa ».....	80
II.2- Conclusion.....	84

CHAPITRE IV

COMPORTEMENT MECANIQUE DES PLASTIQUES RENFORCES

Ce chapitre est consacré à une revue bibliographique sur le comportement mécanique des plastiques renforcés et en particulier sur les paramètres pouvant influencer les courbes R. En premier lieu, on étudiera le comportement des plastiques renforcés à température ambiante. Puis une présentation du comportement de ces derniers à diverses températures sera présentée. Le terme endommagement est utilisé ici comme une expression collective pour différents types de mécanismes d'endommagement microscopiques. De plus, les désignations des paramètres de forme et/ou mécaniques sont indifférentes de celles livrées en bibliographies afin d'apprécier le mode de comportement à la rupture de ces composites.

IV.1-Comportement mécanique des plastiques renforcés à température ambiante

Les plastiques renforcés par des fibres de verre sont devenus très attrayants pour des variétés d'applications à cause de leurs excellentes propriétés mécaniques, électriques, et thermiques relatives à leur faible poids. A cause de leur non magnétisme et leur isolation électrique, les plastiques renforcés sont utilisés pour l'isolation des enroulements d'aimants de super-conductivité pour la fusion du réacteur nucléaire. La plupart des tests utilisés pour valider les paramètres de rupture des composites sont exécutés sur des composites unidirectionnels renforcés par des fibres de carbone à haute performance. Cependant, ces matériaux ne représentent qu'une portion minuscule des applications des composites dont la majorité est emportée par les plastiques renforcés [22].

IV.1.1-Analyse des courbes charge-déplacement

L'idée d'analyser la courbe «charge déplacement (P- δ)», obtenue à partir de l'essai de traction conduit sous déformation imposée, a marqué l'attention de plusieurs auteurs. Ces derniers [21,22,29,43] relèvent un comportement non fragile conduisant à une rupture de type contrôlée. Deux parties distinctes caractérisent le comportement à la rupture des plastiques renforcés. On trouve, la partie initiale de la courbe (P- δ), qui est suffisamment linéaire à permettre au point de la non linéarité de se définir clairement. Bien que, le mécanisme de fissuration de la matrice soit présent dans la phase initiale de la courbe (P- δ), aucune sensibilité de la pente n'a été enregistrée durant cette phase tant qu'aucune fibre n'a été affectée. Dans la seconde partie de la courbe (P- δ), on trouve «l'aire d'affaiblissement», la charge chute graduellement et la fissure croît sous des conditions de croissance stable.

Dans le but d'obtenir une meilleure approximation du comportement à la rupture des plastiques renforcés «mode I», TSCHegg et al. [22] ont mis en œuvre une version modifiée de la méthode dite «wedge-splitting device» (FIG. IV.1). L'éprouvette se compose d'une plaque rectangulaire comprenant une rainure et une entaille (FIG. IV.1a). Les éprouvettes sont obtenues à partir d'une plaque élaborée à partir de la résine époxyde renforcée par de tissu de verre. La courbe typique (P- δ), enregistrée (et

calculée) pour les dimensions de l'éprouvette « $h = 40 \text{ mm}$, $W=25 \text{ mm}$, $t=2 \text{ mm}$ et $l=20 \text{ mm}$ », est illustrée sur la figure (IV.2). Les deux parties caractéristiques de cette courbe sont clairement distinguées. La réponse linéaire élastique apparaît à chaque test avant que la charge maximale est atteinte.

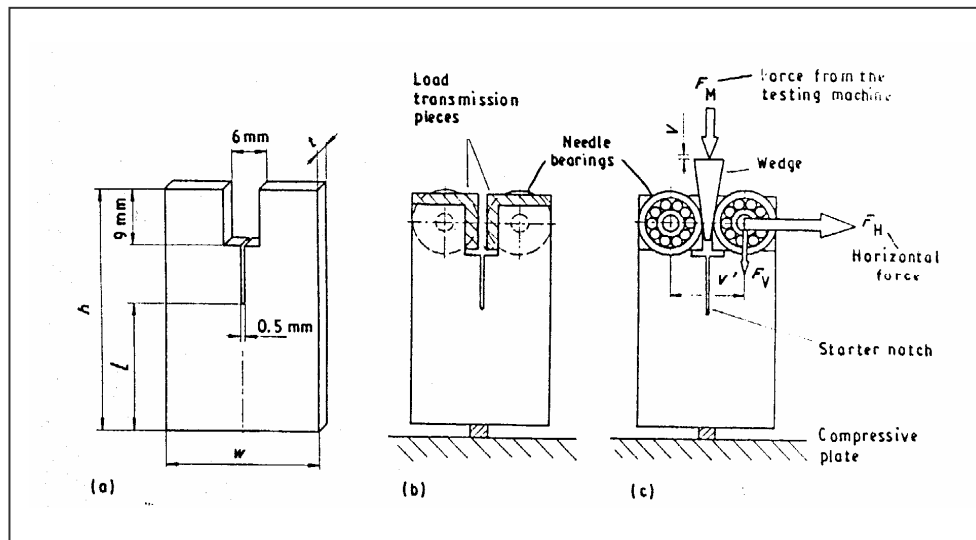


FIG. IV.1: Test de fendage « wedge-splitting device ». (a) Géométrie et dimensions de l'éprouvette, et (b,c) schéma du dispositif et de l'arrangement du test [22].

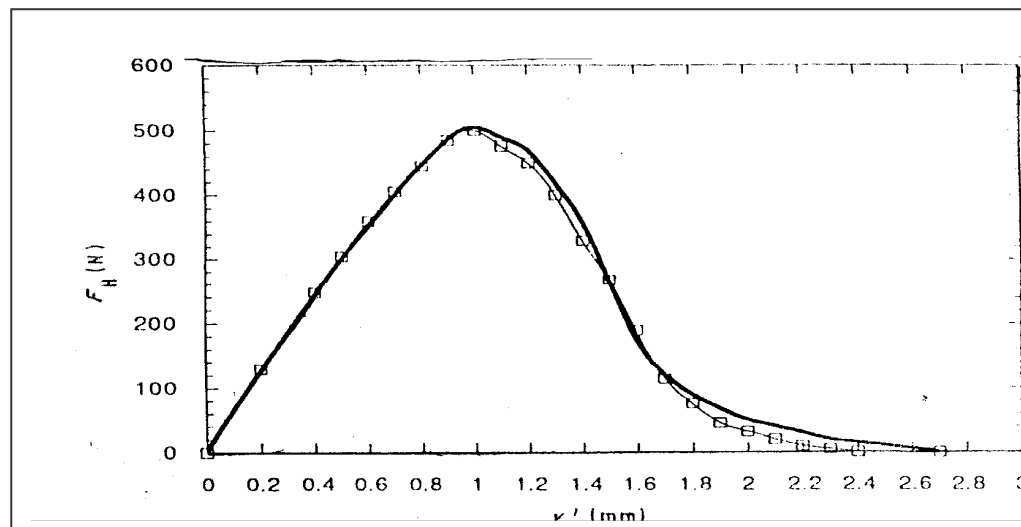


FIG. IV.2 : Courbe typique charge-déplacement du composite «époxy -tissu de verre» [22].
«($\square$) mesurée et (—) calculée»

Juste avant d'atteindre la charge maximale une courte et légère plasticité est observée. Cette dernière reflète le début d'un comportement non linéaire caractérisant «l'aire d'affaiblissement»; dans laquelle, la charge chute graduellement, et la fissure croît sous des conditions stables. Il est important de signaler la présence de petites dentures le long de cette deuxième partie. Ces dernières sont nettement distinguées lors des essais à 77°K . La matrice devient plus fragile à basse température comparée à la température ambiante (FIG. IV.3). Les dentures peuvent être dues à l'effet du pull-out successif et du pontage des fibres rompues et celles non rompues.

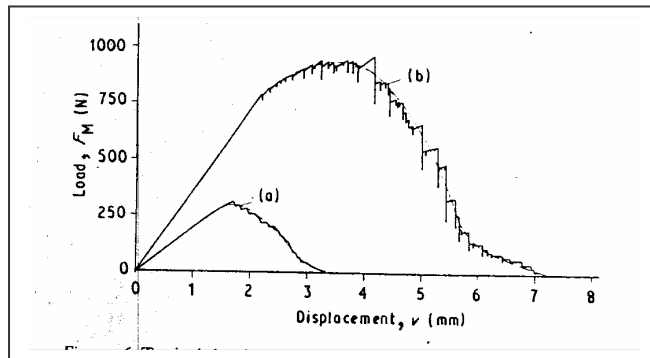


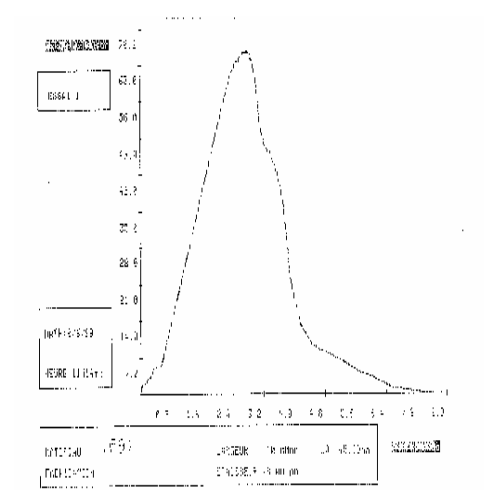
FIG. IV.3: Courbe typique charge-déplacement du composite «époxyde - tissu de verre» de l'éprouvette pour « $l = 20 \text{ mm}$ » [22].

à température ambiante. (b)
à 77 °K.

OSMANI et al. [29] ont mis en épreuve des éprouvettes «SENB» du composite «polyester renforcé par mats de verre à fils de base coupés de longueur 50 mm, Les mats de verre sont caractérisés par une masse surfacique respectivement 600 g/m^2 et 300 g/m^2 . Le fil coupé de mat est un fil verrane ($\varnothing 11 \mu\text{m}$). La vitesse de la traverse est constante. Elle est fixée dans cette étude à $1,5 \text{ mm.mn}^{-1}$. Les signaux analogiques délivrés par le capteur sont lus et sauvegardés en permanence.

Les deux parties caractérisants le comportement à la rupture du composite sont clairement distinctes. La forme de la partie initiale de la courbe (P, δ) est suffisamment linéaire au point où de la non-linéarité se définir clairement. Bien que, le mécanisme de fissuration de la matrice soit présent dans la phase initiale de la courbe (P, δ), aucune sensibilité de la pente n'a été enregistrée durant cette phase tant qu'aucune fibre n'a été affectée par un effet de fissuration. D'où le matériau a un comportement quasi-linéaire dans l'intervalle de l'accroissement de la charge qui s'étend de 0 à 91% de la charge moyenne de rupture. Au-delà de cette dernière, la charge chute graduellement et le comportement devient non linéaire jusqu'à la rupture.

FIG. IV.4: Courbe typique (charge-déplacement) d'un composite «polyester-mats de verre» de l'éprouvette pour « $a_0/W = 0.5$ » [29].



Cette non-linéarité est liée à un endommagement du matériau «l'aire d'affaiblissement» (FIG. IV.4). Cette courbe reflète une rupture de type contrôlé. L'initiation de la rupture prendra place quand la charge maximale est atteinte. Bien que la fissuration de la matrice ait

lieu avant le point de la charge maximale, aucune sensibilité de la pente n'a été enregistrée durant cette phase.

Ces mêmes auteurs [29], et par superposition des courbes (P, δ) obtenues pour différents rapports a_0/W , montrent que la valeur de la charge maximale est une fonction inverse de la valeur de a_0/W (FIG. IV.5).

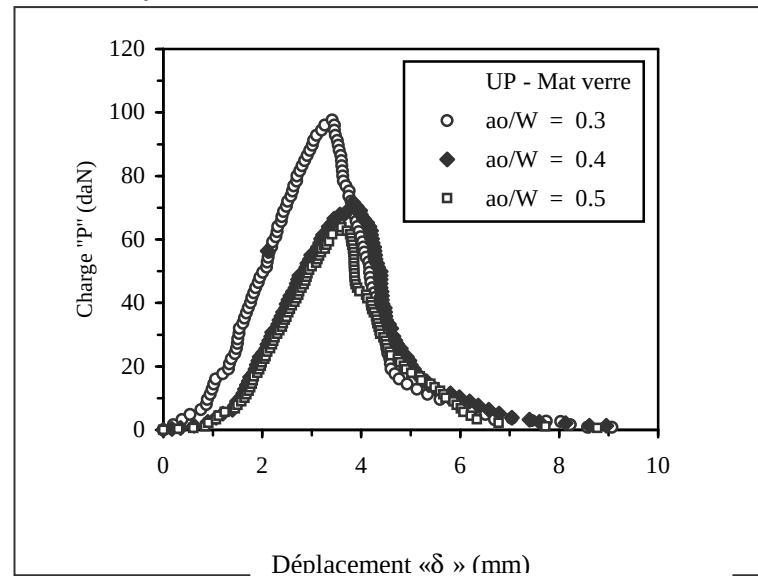


FIG. IV.5 : Exemples de Courbes (P, δ) du composite «UP-Mat de verre» à vitesse de traverse constante pour les différentes valeurs de a_0/W [29].

IV.1.2– Séquences de processus de rupture

En se basant sur une série de photos microscopiques à champ lumineux prises durant le chargement d'une éprouvette «CT» du composite obtenu par le renforcement Nylon 6.6 par des torons de verre «E», KARGER et al. [44] présentent une illustration du processus de rupture. C'est évident que l'entaille s'émousse au premier lieu. Les contraintes de blanchissement de la matrice, à moins que sur la zone endommagée, sont causées par le déchirement ductile et par la présence des pores. L'intersection des plages de la propagation de la fissure dépend de leurs positions relatives. L'étendue de la «zone endommagée (ZE)», ni au moins dans l'entourage proche de la fissure, se fléchit et s'affaiblit à la suite des contraintes locales. A l'extrême du champ des forces locales de la matrice, l'étendue de la zone endommagée tend à se partager, tandis que le pontage des bords de la pointe de fissure assure la linéarité des charges de traction avant la rupture finale. Ce processus se reproduit jusqu'au dernier stade de chargement, qui peut être encore attribué à la déformation du mat de verre dans la matrice.

La figure (IV.6) visualise les diverses étapes du déroulement du processus de rupture transféré par les émissions acoustiques «EA». Les valeurs de '«EA» correspondant à la déformation de la matrice, sont basses comparées à celles reliées à la déformation des fibres (Tab. IV.1). L'observation précédente peut être attribuée au changement du mode de déformation de la matrice. Le flambement le long de l'étendu aux différents sites initiés la formation ainsi l'union des vides tout en favorisant de la déformation du fond de la fissure par déchirement. Ainsi, dans la «ZE», les contraintes planes restaient dominantes. L'état de contraintes favorise la ductilité de la matrice par un champ d'écoulement ductile.

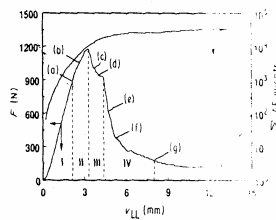


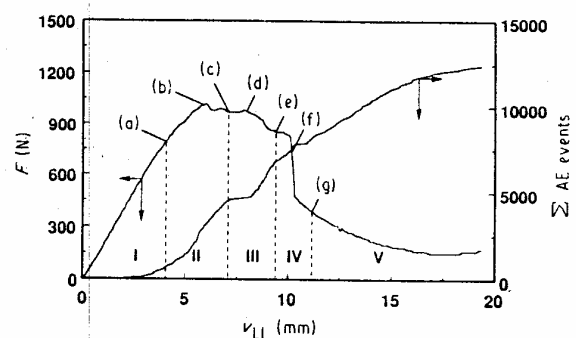
FIG. IV. 6: Profil de la Courbe charge-déplacement et de «EA» événement enregistré lors de la rupture à température ambiante du composite «Nylon 6.6- torons de verre «E» pour une éprouvette «CT» ($V_f = 20\%$, $V=1 \text{ mm.mn}^{-1}$ et $W=50 \text{ mm}$) [44].

Tableau .IV.1 : Assignation des séquences de rupture observées conformément à la série des photos microscopiques [44].

Section	Séquences de rupture	EA Amplitude (dB)
I	Déformation de la matrice	< 25
	Flambement de matrice-fibres «petites étendues»	< 25
II	Affaiblissement de la pointe de fissure	< 25
	Flambement de matrice-fibres «petites étendues sous contraintes locales»	45
	Déchirement du cordon et rupture	70
III	Déformation de la matrice par écartement	< 25
	Flambement de matrice-fibres «grandes étendues sous contraintes locales»	55
	Déchirement du cordon et rupture	75
IV	Déformation de la matrice par augmentation du vide et la propagation du déchirement	< 20
	Rupture matrice-fibres «petites et grandes étendues»	33 et 50
	Rupture des faibles cordons sous déchirement	75
	Rupture des cordons sous l'effet des contraintes de traction	> 90

Les auteurs montraient que la rupture de la zone engendrant la pointe de la fissure change durant le test. Cependant, sa taille ainsi que son extension peuvent être difficilement déterminées par macrographie puisque le flambement ne peut être évalué dans les zones les plus lointaines de la «ZE». Pour cela, les auteurs équipaient l'éprouvette «CT» de quatre détecteurs de «EA». La figure (IV.7) montre la superposition de la courbe charge-déplacement et «EA» pour une éprouvette «CT» ($V_f = 20\%$, $V=1 \text{ mm.mn}^{-1}$ et $W = 50 \text{ mm}$).

IV.7: Profil de la Courbe charge-déplacement et de «EA» événement enregistré lors de la rupture à température ambiante du composite (Nylon 6.6- torons de verre «E») [44].



En comparant les photos microscopiques du processus de rupture à celles de «AE» pour chaque section de la courbe charge déplacement, ces constatations peuvent être déduites.

Phase I : Déformation de la matrice (fléchissement et déchirement) par affaiblissement de la pointe de la fissure. Bien que le processus semble se dérouler seulement au voisinage du fond de la fissure, l'«EA» ont détecté les points les plus éloignés de la «ZE». Cela implique que les arrangements locaux de mat influent sur le transfert de charge, néanmoins dans la zone endommagée.

Phase II : L'étendue de l'endommagement s'étend dans les différentes directions. Le plan favorisant l'accroissement de la fissure flambait par-dessus du large étendue d'où un déchirement partiel sous fracture filamentaire. Ce processus de flambement ainsi de déchirement représente la seule complication suffisante introduisant les petites et les larges étendues flambement et déchirement de la «ZE».

Phase III : Dans cette étape, Le processus de flambement et de déchirement s'étend de petits angles dans la direction de l'accroissement de la fissure. Cela résulte de l'élongation de la «ZE» à cette étape. La plage d'écoulement est, néanmoins, parallèle à la direction favorisant l'avance de la fissure.

Phase IV : A cette étape de propagation stable de la fissure, la matrice s'affaiblit par augmentation du vide. L'affaiblissement ainsi que le déchirement de la matrice a lieu au milieu des fibres ayant rapport à l'événement. L'étendue se flambe suivie d'une rupture de ses constituants sous l'effet des contraintes de flambement.

Phase V : Dans cette dernière étape, tous les événements de rupture mentionnés ci-dessus sont compromis (déformation de la matrice, petites et larges étendues, flambement de la zone imaginaire et rupture des fibres). La taille recherchée de la «ZE» est maximale au point du chargement maximal. Elle favorise l'extension le long du ligament libre relié à la pointe croissante et l'ouverture de la fissure. D'où, il est évident de conclure que la charge maximale est reliée avec le développement de la taille critique «ZE».

Une réelle concordance a été trouvée entre les mécanismes de rupture microscopiques et ceux reflétés par les amplitudes. Les analyses par l'«EA» ont prouvé être un outil adéquat pour l'évaluation de la «ZE» ainsi que son développement.

IV.1.3- Effet du ligament rompu sur la résistance à la propagation de la fissure

Afin d'examiner l'effet de ligament rompu sur la contrainte de rupture, HASHIMI et MUGAN [21] ont testé une série d'éprouvettes «CT» pour «W = 40». Ces dernières sont élaborées à partir du thermoplastique Nylon 6.6 renforcé par 33 % de fibres de verre coupées. Toutes les entailles sont faites par insertion d'une lame de rasoir. La vitesse de sollicitation est de 5 mm.mn^{-1} .

La figure (IV.8) illustre la courbe typique de (P-δ). Pour différents ligaments rompus, ces courbes gardent la linéarité de l'accroissement de la charge jusqu'à la charge maximale. A cette charge maximale la fissure commençait une croissance instable. Comme il est indiqué sur par les courbes (FIG. IV.8), la présence de l'entaille conduit à une réduction de l'effort. Ces auteurs justifiaient cette réduction d'effort par deux raisons; soit

respectivement, la section effective de rupture $(W-a).B$ de l'éprouvette a été réduite, une concentration de contrainte au fond de fissure a été produite.

FIG. IV.8: Courbes typiques (P, δ) du composite «Nylon 6.6- fibres de verre «E» Coupées» pour différents rapport de ao/W [21].

- 1) $ao/W=0,3$,
- b) $ao/W=0,4$
- c) $ao/W=0,5$

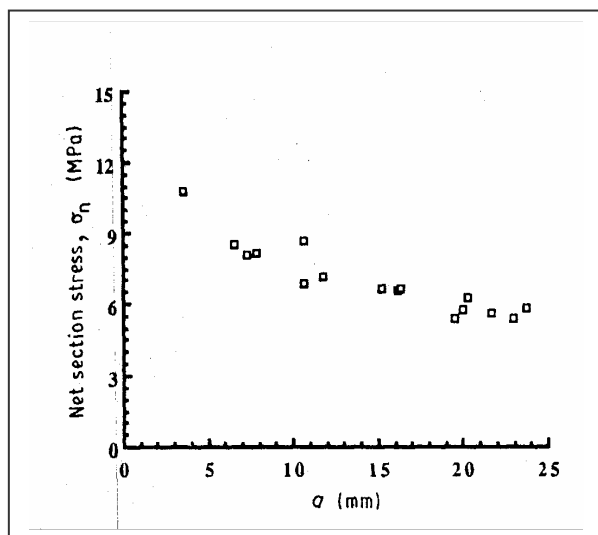
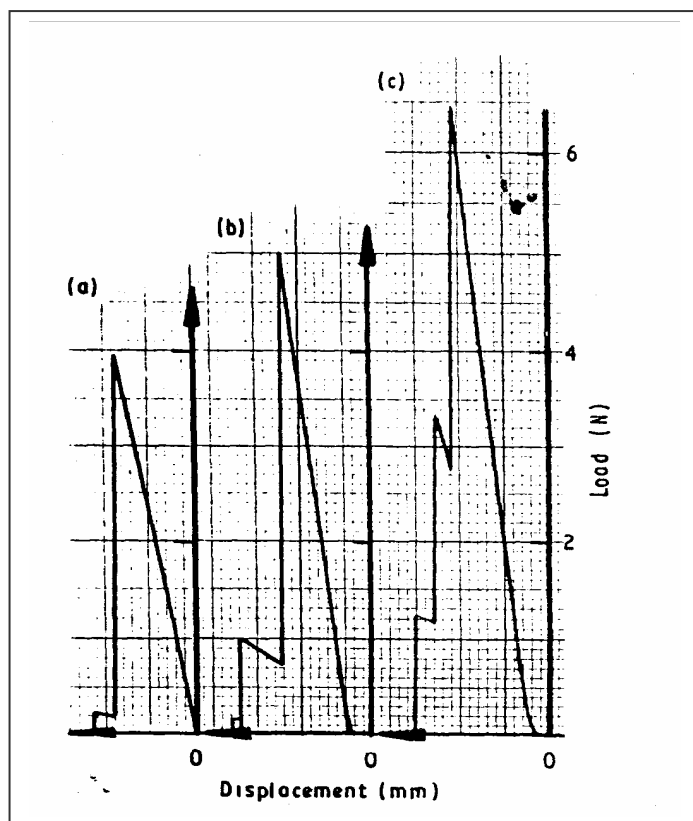


FIG. IV.9: Profil de variation de la contrainte en fonction de la longueur initiale de la fissure du «Nylon 6.6- fibres de verre » (éprouvette «CT ») [21].

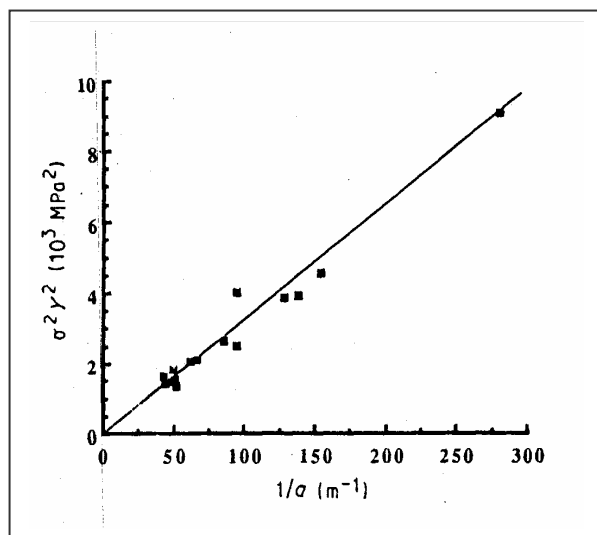


FIG. IV.10: Valeurs de rupture du composite «Nylon 6.6- fibres de verre «E» coupées» (éprouvette «CT ») [21].

A partir de l'étendue de la section pure de contraintes vis-à-vis la longueur initiale de la fissure " ao " (FIG. IV.9), il est apparent que cette section dépend fortement de la profondeur de l'entaille. La ténacité, « K_C », a été défini comme étant la valeur du facteur d'intensité de contrainte, « K_I », à lequel la propagation instable de la fissure commençait à croître avant d'être arrêtée. Cela aura lieu quand la charge maximale, « P_C », sera atteinte.

Afin de tester l'applicabilité de la théorie de la mécanique linéaire élastique de rupture «MLER», l'évolution de $(\sigma_c/Y)^2$ en fonction de $(1/a)$ est tracée (FIG. IV. 10). Cette courbe est linéaire, et passe par l'origine, avec une pente de $(K_c)^2$. De la figure (IV. 10), il apparaît que les valeurs expérimentales prouvent un accès convenable à «MLER», ainsi, les valeurs de la résistance à la rupture mesurées pour ce matériau sont toujours indépendantes du ligament de rupture, qui doit être pris comme une vérification de l'applicabilité de la «MLER» aux plastiques renforcés.

IV. 1. 4– Influence de l'orientation de la fissure sur la résistance à la propagation de la fissure

L'alignement de la fibres produit une haute anisotropie des propriétés mécaniques des plastiques renforcés, HASHIMI et MUGAN [21] présentent une série de test sur des éprouvettes «CT» dans les trois directions; une entaille initiale parallèle à la direction des fibres «L-Rup», une entaille initiale perpendiculaire à la direction des «T-Rup», et une entaille initiale à 45° par rapport à l'orientation des fibres «C-Rup»), (FIG. IV. 11).

Pour une série d'éprouvettes «CT», une vitesse de la traverse de 5 mm.mn^{-1} , avec $ao/W = 0.5$, les résultats (Tab. IV. 2) montrent une grande dépendance de la résistance à la rupture vis-à-vis de la direction de l'entaille.

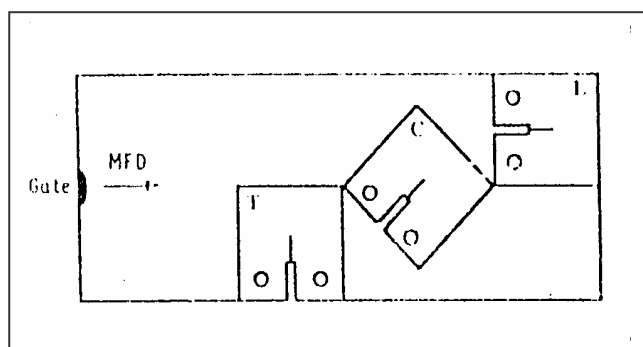


FIG. IV. 11: Position relative de la fissure initiale par rapport à celle des fibres [21].

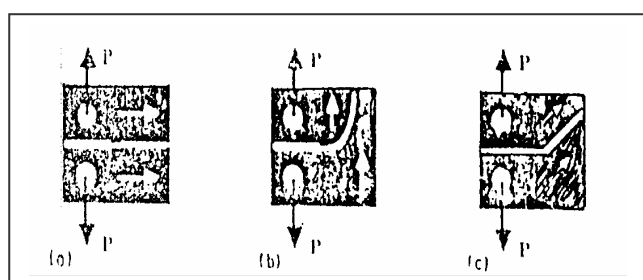


FIG. IV. 12: Direction de la propagation de la fissure. (a) L-Rup, (b) T-Rup, (c) C-Rup. (la ligne blanche montre l'orientation des fibres) [21].

Ces auteurs [21] expliquent l'amélioration de la résistance à la propagation de la fissure par l'augmentation de la valeur de « K_C », lors du chargement de la direction de la pointe de 0° à 90°. Le rapport de « K_{C-L} » à celui de « K_{C-T} », pour ce composite, est approximativement 1.73. Ce rapport peut changer avec la variation de l'épaisseur. De plus, comme il est montré (FIG. IV. 12b et IV. 12c), les éprouvettes ayant des entailles «T-Rup» et «C-Rup» présentent de grandes déviations par rapport au plan initial perpendiculaire à la direction de la charge.

Pour les fissures «T-Rup», les éprouvettes se rompent en mode II, et dans le cas des fissures «C-Rup», les éprouvettes se rompent en mode mixte. Les résultats montrent que la valeur la plus élevée de la résistance à la rupture, pour une entaille perpendiculaire aux fibres est $10,36 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ [21].

En revanche, les travaux menés par KARGER et al. [44] sur une série d'éprouvettes «CT» obtenues par le renforcement Nylon 6.6 par des torons de verre «E», montrent que ni la direction de l'entaille, ni le ligament libre de rupture ($W-a$) de l'éprouvette n'affectent

Tableau . IV . 2: Valeurs de la ténacité relatives aux éprouvettes «CT- $W = 40$ » $ao/W = 0.5$ [21].

Orientation de la fissure	Ténacité $MPa.m^{1/2}$
L-Rup	6.00
C-Rup	7.76
T-Rup	10.36

Le résultats de « K_C ». L'observation précédente indique que le mat à torons de verre utilisés confère au matériau une structure isotrope. Les auteurs ajoutent l'effet de la dépendance qui dépend de l'arrangement local du renfort.

IV . 1 . 5– Effet de l'acuité du fond de la fissure sur la ténacité à la rupture

L'effet de l'acuité de la fissure initiale sur la résistance à la rupture est étudié par HASHIMI et MUGAN [21]. Les entailles sont introduites dans les deux directions parallèle et perpendiculaire à la direction des fibres en utilisant une lame de rasoir. Les entailles émoussées sont introduites en utilisant une scie coupante. Les éprouvettes «CT, $W=40$ », élaborées par de Nylon 6.6 et de fibres de verre coupées, sont entaillées à un rapport $ao/W = 0,25$. La vitesse de la traverse est $5 mm.mn^{-1}$.

Tableau . IV . 3 : Valeurs de la ténacité relatives aux éprouvettes «CT- $W = 0,4$ », $ao/W = 0,25$ [21].

Orientation de la fissure	Fissure réalisée par	Ténacité $MPa.m^{1/2}$
L-Rup	Lame de rasoir	6.00
	Scie	7.76
T-Rup	Lame de raasoir	10.36
	Scie	10.89

Les résultats de cette étude ont montré que (Tab . IV . 3), lorsque les entailles sont perpendiculaires à la direction des fibres, l'acuité de la fissure n'a aucun effet significatif sur la valeur de la ténacité; parce que l'acuité est influencée par la présence des fibres. Cependant, lorsque l'entaille initiale est parallèle à la direction des fibres,

l'entaille demeure vive et par conséquent, la valeur de la ténacité est fonction l'acuité initiale. Pour l'entaille obtenue par introduction d'une lame de rasoir, la ténacité est $6,00 MPa. m^{1/2}$ qui est considérée basse comparée à celle entaillée par la scie. Cette dernière est de l'ordre de $7,97 MPa. m^{1/2}$ pour le cas de «L-Rup». De même pour «T-Rup», cette ténacité est plus basse pour une entaille incorporée par lame que celle entaillé par la scie, soient respectivement $10,6 MPa. m^{1/2}$ et $10,9 MPa. m^{1/2}$.

IV . 1 . 6– Effet de la vitesse sur la resistance à la propagation de la fissure

Les tests menés par HASHIMI et MUGAN [20] sur des éprouvettes «SENB» portent essentiellement sur l'effet de la variation de la vitesse de sollicitation ($0,5 - 50 mm.mn^{-1}$) sur la résistance à la rupture. Au minimum quatre éprouvettes sont préparées avec un rapport $ao/W = 0,5$. Les entailles sont faites par insertion de la de rasoir au cours de l'élaboration, sur l'une des directions parallèle ou perpendiculaire à la direction des fibres. Les résultats de ces tests ne montrent aucune influence de la vitesse de sollicitation sur les valeurs de la ténacité « $0,5 - 50 mm.mn^{-1}$ ».

Afin de déterminer la valeur de la résistance à la rupture à vitesse élevée, une série d'éprouvettes «SENB» sont testées à la vitesse de $3 m.s^{-1}$. La figure (IV . 13) montre les courbes de l'énergie absorbée par l'éprouvette jusqu'à rupture, «U», en fonction de la section rompue «BD ou BW ». Ces courbes montrent une interception positive sur l'axe de travail à la rupture «U». A partir de la pente de ces courbes, les valeurs de « G_C » ont été

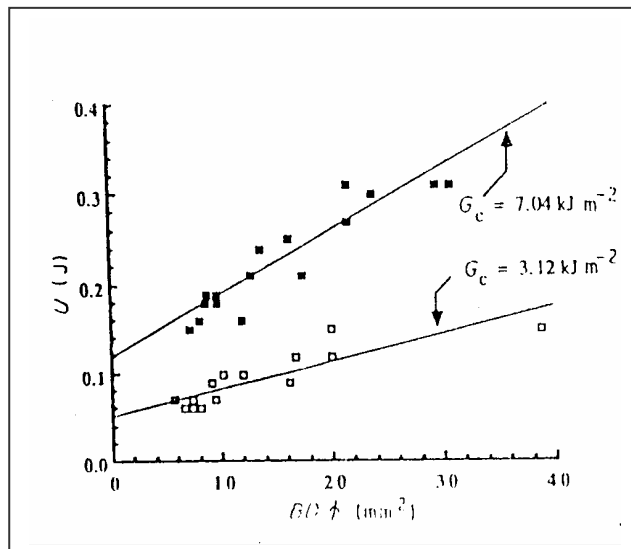


FIG-IV.13: Profil de l'énergie absorbée, U, en fonction de BD ou BW. « (□) L-Rup et (■) T-Rup » [21].

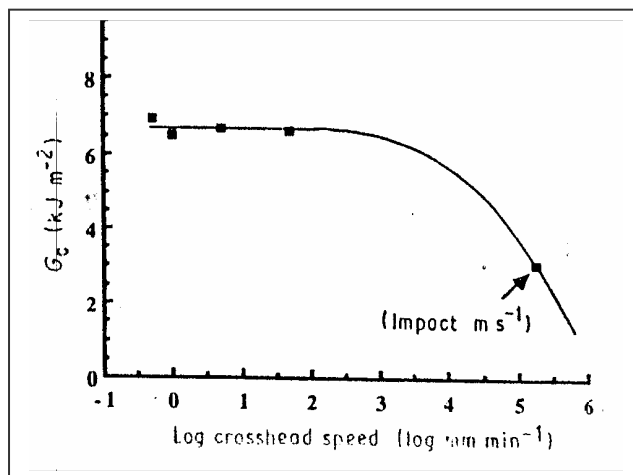


FIG-IV.14: Effet de vitesse sur l'énergie de déformation pour L-Rup déterminé par «MLER» [21].

déterminées, soient, $3,12 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ pour les fissures longitudinales et $7,04 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ pour les fissures transversales. Il est important à signaler que sous la charge de rupture, les éprouvettes contenant des fissures transversales ont subi une fracture en mode I via la rupture des fibres, à l'opposé du mode II.

Des essais similaires, pour les différentes valeurs du rapport ao/W , sont mises en œuvre, ce qui a mené à établir l'influence de la vitesse sur « G_C » (FIG. IV.14). Pour des entailles transversales, les valeurs statiques de « K_C » ne peuvent être converties proprement aux valeurs de « G_C » parce que le mode de rupture des éprouvettes à entaille transversale était celui du mode II. Pour cela une estimation de « G_C » peut être déterminée par la relation reliant « K_C » en fonction de « G_C » et le module de Young. Par la substitution de la valeur moyenne de « K_{C-T} » et celle du module de Young qui sont respectivement $9,75 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ et $5,36 \text{ GPa}$ dans $G_{C-T} = K_{C-T}^2 / 4.E \dots (\text{IV.1})$, on abouti à une approximation des tests statiques à une valeur de $G_{C-T} = 4,43 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$.

Cette dernière est considérée comme étant faible comparée à celle déterminée par «MLER» qui est de l'ordre $G_{C-T} = 7,04 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$.

L'effet de la vitesse sur les paramètres de rupture est étudié également par KARGER et al. [44], sur des éprouvettes «CT, $W=50$ », élaborées par de Nylon 6.6 et torons de verre, Elles entaillées à un rapport $ao/W = 0,25$. Les éprouvettes sont sollicitées à des vitesses différentes ($1-1000 \text{ mm} \cdot \text{mn}^{-1}$). Les résultats de cette étude montrent (FIG. IV.15), montrent que la ténacité de déformation dépend fortement de la structure ainsi sur la déformabilité de la mat à fibres de verre continues utilisées.

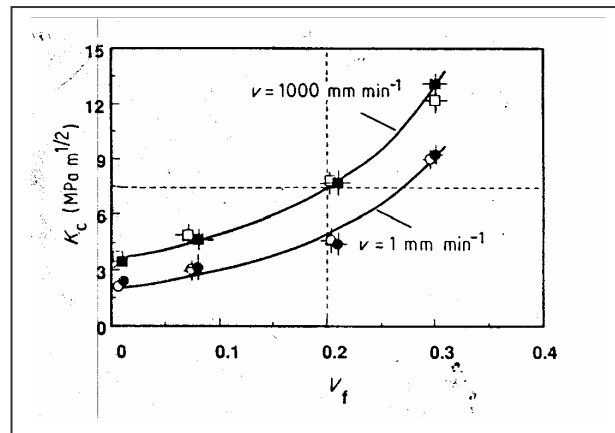


FIG. IV.15 : Variation de « K_C » en fonction de « V_f », pour ($\circ, \square$) petites et ($\bullet, \blacksquare$) grandes éprouvettes «CT», ainsi en fonction de la vitesse. Les traits interrompus indiquent l'effet de l'orientation de la fissure [21].

IV.1.7– Influence des dimensions de l'éprouvette sur la résistance à la propagation de la fissure

Les recherches menées par TSCHEGG et al. [22] ont montré que les dimensions spécifiques de l'éprouvette peuvent, en effet, influencer sur les paramètres de rupture du composite. Les résultats des tests correspondants à l'influence du ligament « l » (FIG. IV.1), pour une éprouvette ($h = 50 \text{ mm}$, $W = 35 \text{ mm}$) sur l'énergie spécifique de rupture sont représentés sur la figure (IV.16). Pour une augmentation du ligament de 14 mm à 29 mm l'énergie spécifique de rupture augmente légèrement ($\sim 5 \%$) de $14,5 \text{ N.mm}^{-1}$ à 15 N.mm^{-1} .

La dépendance de l'énergie spécifique de rupture avec la largeur de l'éprouvette ($h = 40 \text{ mm}$ et $l = 20 \text{ mm}$) est montrée sur la figure (IV.17). L'énergie spécifique de rupture atteint une valeur $14,5$ pour $W = 20 \text{ mm}$) est décroît légèrement ($\sim 10 \%$) à une valeur de 13 N.mm^{-1} (pour $W = 35 \text{ mm}$). Une série d'expériences a été menée tout en gardant la longueur d'entaille et la largeur constantes (respectivement 15 et 35 mm). En faisant varier la longueur « l », l'énergie de rupture augmente de 12 N.mm^{-1} ($l = 14 \text{ mm}$) à 15 N.mm^{-1} ($l = 26 \text{ mm}$) (FIG. IV.18)). La variation de l'épaisseur des éprouvettes (1, 1,5, 2 mm) entraîne une légère augmentation de l'énergie de rupture. La valeur de l'énergie de rupture passe de $12,5 \text{ N.mm}^{-1}$ à $13,5 \text{ N.mm}^{-1}$ (FIG. IV.19).

L'un des inconvénients du critère de l'énergie de rupture et que l'énergie spécifique de rupture et la charge maximale de la courbe ($P-\delta$) dépendent de la géométrie des éprouvettes. Avec ces considérations l'énergie de rupture ne peut être nommé la valeur intrinsèque du matériau. Comme une conséquence, l'expérience a montré une légère croissance ou décroissance de l'énergie spécifique de rupture ($\sim 10 \%$ à $\sim 20 \%$) en fonction de la longueur du ligament et des dimensions de l'éprouvette. Cela peut être expliqué comme suit. Le délaminage avec des petites épaisseurs se compose seulement de quelques couches. Les autres couches sont, plus ou moins, bien imprégné dans la matrice que attribuée au délaminage. Comme conséquence, les autres couches ne peuvent être soumises au même effort que celles de l'intérieur. Avec l'augmentation de l'épaisseur, l'augmentation des couches intérieures conduit à de grandes valeurs de l'énergie surfacique. A partir d'une certaine épaisseur de l'éprouvette, les autres couches peuvent être négligées, et l'énergie spécifique demeure constante.



FIG. IV.16: Résultats de l'énergie spécifique en fonction de la longueur du ligament rompu à température ambiante [22]



IG. IV.17: Résultats de l'énergie spécifique en fonction de la largeur de l'éprouvette à température ambiante [22]



FIG. IV.18: Résultats de l'énergie spécifique en fonction de la longueur du ligament rompu pour une géométrie constante de la fissure à température ambiante [22]



IG. IV.19: Résultats de l'énergie spécifique en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette à température ambiante [22]

L'un des désinconvénients du concept de l'énergie de rupture basé sur ce fait, montre que l'énergie spécifique de rupture aussi bien que la charge maximale de la courbe ($P-\delta$) dépendent de la géométrie des éprouvettes, si celles-ci sont très petites. Sous ces circonstances, l'énergie de rupture ne peut, dans ce cas, nommée la valeur intrinsèque du matériau, qui doit, bien sûr, être indépendante de la géométrie de l'éprouvette. Comme une conséquence, l'expérience «l'effet de taille» est exécuté à température ambiante, les résultats ont montré une légère croissance ou décroissance de l'énergie spécifique de rupture ($\sim 10\%$ à $\sim 20\%$) en fonction de la longueur du ligament et des dimensions de l'éprouvette. Cela peut être expliqué comme suit. Le délaminage avec des petites épaisseurs se compose seulement de quelques couches. Les autres couches sont, plus ou moins, bien

imprégné dans la matrice que celles soumises au délaminage. Comme conséquence, les autres couches ne peuvent être soumises au même effort que celles de l'intérieur. Avec l'augmentation de l'épaisseur, l'augmentation des couches intérieures conduit à de grandes valeurs de l'énergie surfacique. A partir d'une certaine épaisseur de l'éprouvette, les autres couches peuvent être négligées, et l'énergie spécifique demeure linéairement constante.

IV. 1. 8- Influence du taux de fibre sur la résistance à la propagation de la fissure

Les travaux menés par REO et ANSELL [45] sur un composite unidimensionnel contenant plus de 0.6 de fibre portent essentiellement sur la détermination des valeurs intrinsèques du composite en raison de refléter l'effet de la fraction de fibre sur le comportement du composite. Ils ont incorporé dans le polyester des fibres pures de jute.

Les résultats des essais sur des éprouvettes «SNEB» (1 mm.mn^{-1}), montrent que la première chute du module de Young s'est produite à $V_f = 0.66$ (FIG. IV. 20). Cette chute est due à un manque d'imprégnation des fibres dans le polyester. A $V_f = 0.7$, le délaminage et la rupture ont eu lieu à contraintes relativement basses. Ainsi, ils ont conclut que le composite peut contenir une fraction optimale de volume de fibre de $V_f = 0.6$.

Les auteurs ajoutent que les composites jute-polyester contenant $V_f > 0,3$ sont considérés comme matériaux durs. La figure (IV. 21) illustre la variation du travail de rupture en fonction de « V_f ». La contrainte interlaminaire de cisaillement (ILSS) du composite Jute-polyester varie près de la linéarité avec « V_f » (FIG. IV. 22). Deux lignes sont observées sur cette dernière figure : la ligne continue convenable pour les cinq fractions volumiques, au-dessus de $V_f = 0,35$ le mode de rupture était ductile. Cependant, la première rupture par cisaillement aura lieu à $V_f = 0,35$. Pour les trois fractions volumiques : « $V_f = 0,37, 0,46$ et $0,59$ » qui sont jointes en ligne discontinue (FIG. IV. 22), donnent des valeurs plus performantes et plus raisonnables. Pour le composite unidirectionnel jute-polyester, les résultats des tests de rupture reflètent des valeurs de «ILSS», relativement basses.

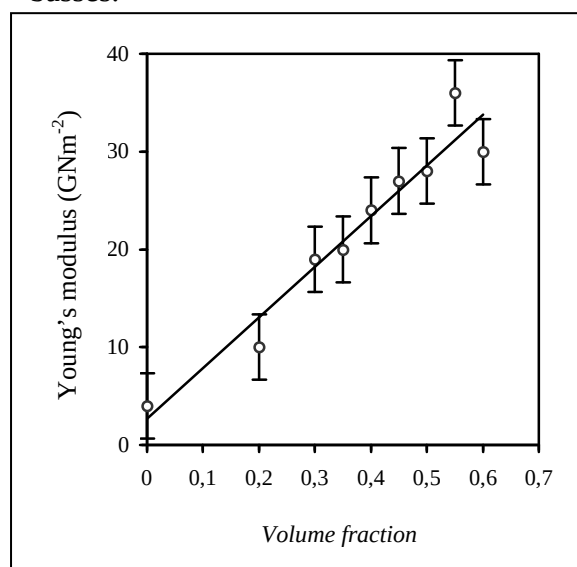


FIG. IV. 20: Variation du module de Young en fonction de la fraction volumique de jute [45]

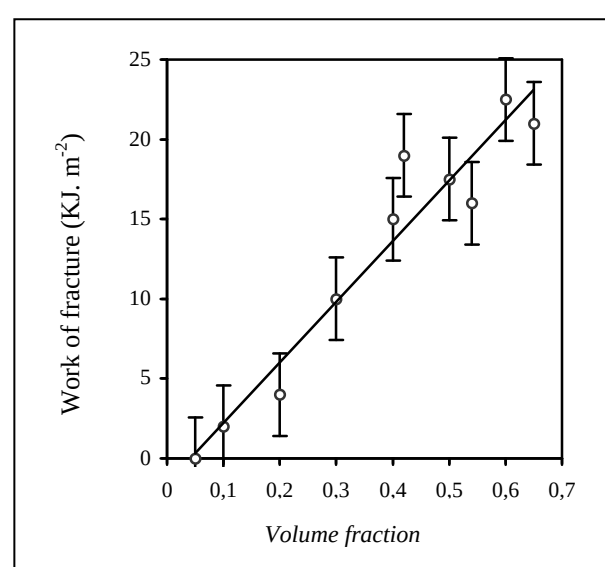


FIG. IV. 21: Variation du travail de rupture en fonction de la fraction volumique de jute [45]

Au delà de « $V_f = 0.15$ », des petits pull-out microscopiques des fibres de jute sont observés. Comme le taux de jute contenu dans le polyester augmente, le pull-out augmente, et la densité de microfissuration augmente avec un branchement complexe. A cause de l'augmentation de la fraction volumique de fibre, le mode du comportement change d'une ductilité prédominante « $V_f = 0.1$ » à un cisaillement intense « $V_f = 0.3$ », l'augmentation du taux de jute jusqu'à « $V_f = 0.6$ » conduit à un endommagement due, seulement, à un cisaillement. Pour les éprouvettes contenant « $V_f = 0.35$ », La micrographie enregistre une chute de tension.

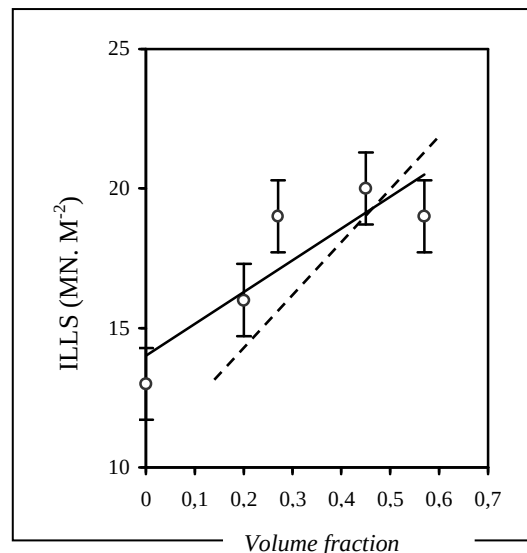


FIG. IV.22: Variation de la contrainte inter-laminaire de cisaillement (ILSS) en fonction du volume de jute [45]

Les auteurs ont mis en évidence la nécessité d'un taux de jute minimale de « $V_f > 0.3$ », pour l'obtention d'un composite «polyester-fibres de jute» raide . Ce volume minimal est inférieur à celui du composite polyester-fibre de verre(E) « $V_f < 0.6$ ».

II.1.9- Comportement à la rupture – courbes « R- Δa » -

Le mécanisme de la propagation de la fissure (Mode I) des plastiques renforcés par des fibres de verre est très complexe, parce que, ni le ligament rompu ni la pointe de fissure ne peuvent être évalués avec une exactitude suffisante à cause de l'effet de délaminage et le pontage des fibres rompues et celles non rompues. Les méthodes expérimentales standards ne sont pas encore dressées, en revanche des travaux intenses sont menés par des groupes de recherche comme «American Society for Testing and Materials (ASTM)», «the European Structural Integrity Society (ESIS)» et «the Japanese Industrial Standards (JIS)». Les approches suivies maintenant sont basées sur le concept d'énergie de rupture, qui n'exige pas la connaissance de longueur exacte du ligament rompu [21,22,29,43,44].

Les résultats sur l'approche en terme montrent l'indépendance de la valeur de K_R^0 (amorçage de la fissure) des dimensions de l'éprouvette. La profondeur, l'épaisseur de l'éprouvette, n'ont pas également un effet significatif sur la valeur de « K_R^0 » [20,21,41,46]

Lors de l'étude du comportement mécanique du composite Epoxyde–fibres de verre, TSCHegg et al. [22] ont montré une légère variation de l'énergie spécifique de rupture. Cette dernière ait une variation de ($\sim 10\%$) pour l'intervalle d'épaisseur de l'éprouvette «CT» de 1 à 2 mm. Les auteurs expliquent l'allure de la courbe « R- Δa » par la décohésion fibre-matrice, et le pontage de la fissure.

Pour un composite unidirectionnel «jute-polyester», REO et ANSELL [45] expliquent la nécessité d'un taux minimal de jute pour avoir un comportement raide aboutissant à $G_R = 25 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$. Cependant, cette valeur n'est que 1/4 du taux de restitution d'énergie

OSMANI et al. [29,43,46] ont déterminé les courbes de résistance à la fissuration du composite «polyester–mats de verre «E»». Ces auteurs ont signalé l'enregistrement d'une réduction et/ou une augmentation de « G_R » et de « K_R » respectivement de 25% et de 11%, et celles-ci peuvent être dues à d'une anisotropie initiale lors du moulage du composite «traversée de la fissure principale des plans de couches formant les différents plis de l'éprouvette, ainsi que l'épaisseur du film de résine entre les plis de mat». L'analyse en terme d'énergie de rupture est effectuée sous l'hypothèse d'un comportement linéaire élastique. On note aussi que le rapport « ao/W » n'a pas un effet notable sur le comportement du matériau. Ceci peut être attribué à la nature fragile de la matrice et sa faible énergie de rupture.

La figure (IV.23) montre l'évolution du taux de restitution d'énergie « G_R » en fonction de « Δa » pour les différentes valeurs de « ao/W ». La fragilité de la matrice favorise la rupture des fibres.

Les mécanismes d'endommagement donnent naissance à frottement important par l'effet de pull-out et le pontage des fibres rompues et celle non rompues lors de la formation des surfaces de rupture macroscopiques. La coïncidence d'un nombre important des valeurs du taux de restitution d'énergie « $ao/W = 0,4$ et $0,5$, (FIG. IV.23)» ne permette une inverse proportionnalité entre « G_R » et « ao/W » bien que « G_R » pour $ao/W = 0,3$ semble atteindre une valeur plateau nettement supérieure aux autres rapports. L'effet de bord n'apparaît qu'à des « Δa » relativement importantes. La figure (IV.24) montre l'évolution du paramètre « K_R » en fonction de l'accroissement de la fissure. On observe que les valeurs de « K_R », pour « $ao/W = 0,3$ et $0,5$ », sont quasiment confondues, et elles semblent se saturer. Cela, signifie que la zone endommagée a atteint sa taille. Les valeurs initiales « G_R^0 » et « K_R^0 » sont indépendantes de la valeur ao/W . Elle sont de l'ordre de 27 à $45 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$, dans le cas des courbes « G_R » et de l'ordre de 8 à $9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, dans le cas des courbes « K_R ». Les valeurs des énergies croissent pour atteindre un plateau de $70 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ ($\Delta a = 1,40 \text{ mm}$). Pour la même valeur de « Δa », la valeur maximale enregistrée du plateau, dans le cas des courbes « K_R », est de $11 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$.

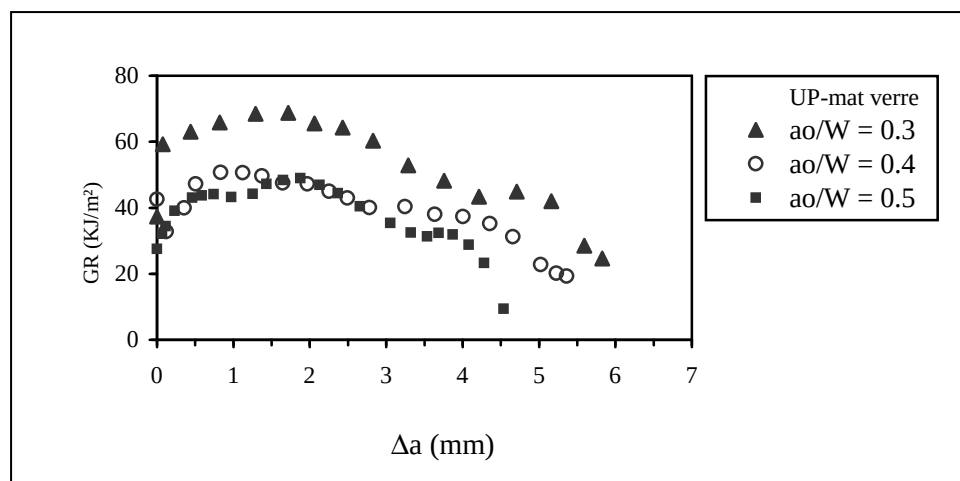


FIG.IV.23 : Evolution de G_R en fonction de Δa pour les différentes valeurs de ao/W [29].

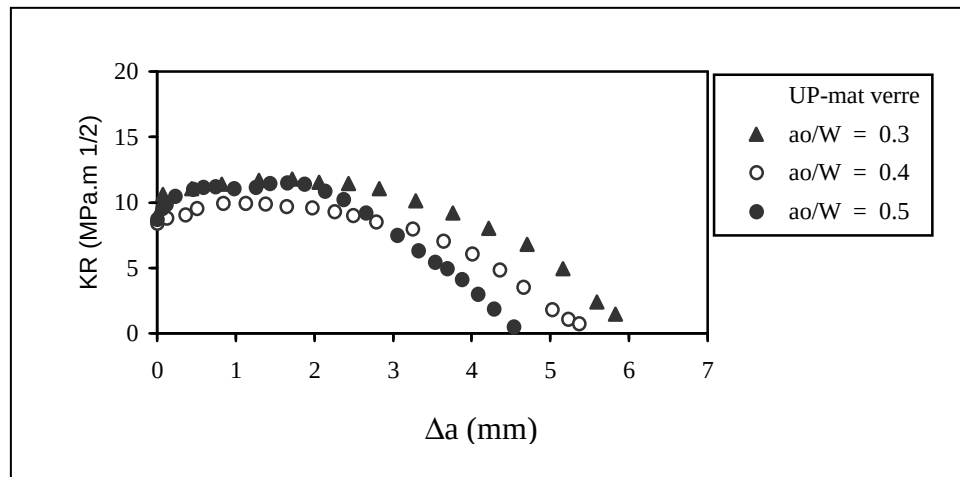


FIG. IV. 24 : Evolution de K_R en fonction de Δa pour les différentes valeurs de a_o/W [29].

La figure (IV. 25) présente l'évolution du paramètre « K_R » en fonction de $(\Delta a^{1/2})$. Les courbes sont croissantes pour des accroissements de fissure relativement petits. Pour des $(\Delta a^{1/2})$ de plus en plus grands, le paramètre « K_R » devient décroissant. Ceci se traduit par l'apparition de l'effet de bord éventuellement avant même qu'on ait atteint la longueur stationnaire de la zone endommagée Δa^* . Ceci est valable pour toutes les éprouvettes testées. La valeur moyenne de la contrainte de pontage est relativement importante. Le calcul de la longueur de pontage en supposant que la taille stationnaire de la zone endommagée est atteinte au maximum de la courbe donne une longueur moyenne de $\phi^* = 2$ mm. Il est à signaler que si les éprouvettes étaient de dimensions un peu importantes, l'effet de bord serait minimisé.

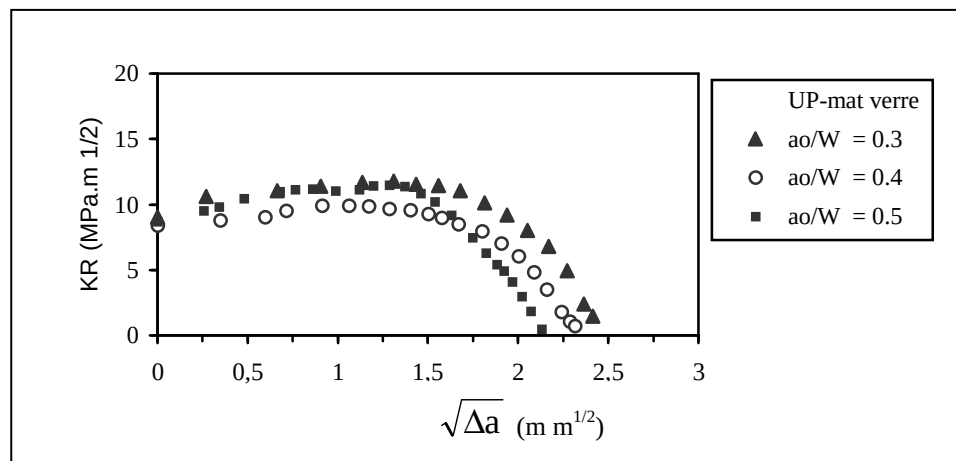


FIG. IV. 25 : Evolution de K_R en fonction de $\sqrt{\Delta a}$ pour les différentes valeurs de a_o/W [29].

Les travaux présentés par DEVIES et BRUNELLIERE [47] ont pour objectif la validité de l'approche développée pour le carbone de haute performance renforcé de fibre aux plastiques renforcés. Dans cette étude, le polyester insaturé «UP-orthophthalique» est renforcé par des fibres de verre «E». Deux types d'orientation sont données au renfort. La première s'agit d'une disposition unidirectionnelle de huit couches de roving ($V_f = 0,35$). La deuxième a été identique à la précédente à l'exception des deux couches centrales qui ont été remplacées par deux plis tissus roving (500 g/m²) combinées avec de mat de roving

(300 g/m²) ($V_f = 0,40$). La fissure était induite, lors du moulage par contact, soit par un dépôt d'un film d'aluminium d'épaisseur 7 et 15 μm , soit par un film de Téflon d'épaisseur 40 et 80 μm . Bien que les courbes «R- Δa » en mode I ont été présentées ailleurs concernant les composites unidirectionnels (résine polyester et l'époxyde) renforcés, ces auteurs ont étudié l'influence du type du défaut initial ainsi que l'effet des plis non- unidirectionnels.

Les valeurs initiales de « G_{IC} » sont définies en utilisant la charge de la non linéarité de la courbe (P, δ) comme au critère d'amorçage de fissure.

Pour les éprouvettes unidirectionnelles, elles sont indépendantes de l'épaisseur du défaut initial du film. L'initiation au délaminage dans l'intercouches «tissu-roving» est, cependant, fortement dépendante de l'épaisseur du film, avec les valeurs du défaut épais atteignent deux fois les valeurs du défauts mince. Et cela peut être du aux microfissurations au niveau du renforcement transversal retardant l'avance de la fissure. Cette accroissement est favorisée par le champ de contrainte au fond de la fissure. De plus, une dispersion considérable a été enregistrée pour toutes les valeurs de « G_{IC} » mesurées des éprouvettes renforcées par des tissu-roving, avec un coefficient de variation dépassant 25%. Et cela peut être relié à la variation de la position initiale des fibres transverses à l'égard de la distinction de la pointe du film d'une éprouvette à l'autre.

Les valeurs de « G_{IC} » sont similaires pour les défauts les plus minces. Les auteurs inspirent que si le défaut était suffisamment mince, l'approche peut être adaptée comme valeur standards en mode I. Il est intéressant d'étudier les films minces, mais ce dernier est déjà plus petit que la moitié du diamètre de la fibre de verre et présente des limites moindres du côté pratique. Les valeurs principales de « G_{IC} » se rapportant aux différentes épaisseurs du film sont illustrées dans la figure (IV.26). Il est à noter que les valeurs plateau de propagation pour toutes les éprouvettes unidirectionnelles est de l'ordre de 1000 J/m².



FIG. IV. 26: Comparaison des valeurs principales « G_{IC} », se rapportants aux différentes épaisseurs du film lors de l'essai de délaminage, entre (■) les plis (UD) et (□) les plis du tissu de verre (E) roving [47]

II.2- Conclusion

Les résultats des tests menés sur les plastiques renforcés montrent clairement, que l'approche énergétique développée pour les composites de haute performance est valable aussi pour la caractérisation mécanique. Il est donc essentiel qu'une simple méthode est développée dans le but de prédire exactement les performances d'un tel composite.

CHAPITRE V
MATERIAUX ET METHODES
EXPERIMENTALES

CHAPITRE V**MATERIAUX ET METHODES EXPERIMENTALES**

V.1- Présentation des composites « polyester-fibres de verre ».....	87
V.1.1- Description des matériaux étudiés	87
V.1.1.1- Description des fibres utilisées	87
V.1.2- Elaboration des composites	88
V.2- Conditions expérimentales	89
V.2.1- Choix des éprouvettes	89
V.2.2- Obtention des éprouvettes	90
V.2.3- Essais mécaniques	90
V.3- Paramètres de rupture utilisés	91
V.3.1- Facteur d'intensité de contrainte.....	91
V.3.2- Taux de restitution d'énergie	93
V.3.3- Mesure de l'accroissement de la fissure.....	94
V.3.4- Contrainte de pontage « σ_{pont} ».....	94

CHAPITRE V

MATERIAUX ET METHODES EXPERIMENTALES

Ce chapitre porte sur la présentation de la procédure d'élaboration du composite polyester- fibres de verre «E» (2D) étudié dans le présent travail, les techniques expérimentales et les approches de ruptures utilisés.

V.1- Présentation des composites « polyester-fibres de verre »

Les matériaux étudiés ont été élaborés au sein de la S.N.V.I – Rouiba –, au niveau de l'atelier de polyester. Ce sont des composites à matrice de polyester (UP) (cf. §.I.5.2), renforcées par des fibres de verre «E».

Le renfort utilisé se présente sous trois types (tissus, mats et fils coupés). Les caractéristiques du composite, ainsi élaboré, sont récapitulées dans le tableau (IV.1). Le volume fibre est déterminé par calcination à une température de 800°C pendant 5h.

Tableau (IV.1) : Caractéristiques du composite étudié

Composite	renfort	fibre	matrice	Taux de fibres (%)
Polyester fibres de verre	2D	tissus	UP	$V_f = 45$
	2D	mats de fils coupés	UP	$V_f = 48$
	2D	fils Coupés	UP	$V_f \cong 32$

V.1.1- Description des matériaux étudiés

Les composites étudiés se présentent sous forme bidirectionnelle "2D". Les fibres de verre se présentent sous trois formes qui sont tissu, mat de fils de verre coupés et les fibres de verre fils coupées (arrangement aléatoire). Dans ce qui suit, une appellation simplifiée est associée à chaque composite soit:

- Composite I : désignant le composite polyester-tissus de verre, soit «CI»;
- Composite II : désignant le composite polyester-mats de fils coupés, soit «CII»;
- Composite III : désignant le composite polyester- fils coupés, soit «CIII».

V.1.1.1- Description des fibres utilisées

A - tissus de verre

Le tissu utilisé comme renfort de «CI» est un tissu silloné à tissage biaxial (voir figure-I.5), caractérisé par une masse surfacique de 300 g/m². Les tissus à tissage biaxial, appelés aussi toiles, sont mouillable par la résine, faciles à débuller et donnent des résistances identiques dans les sens trame et chaîne. Elles sont peu déformables et peu adaptés au drapage [48]

B – Mats de fils coupés

Ils sont constitués de fils de base coupés de longueur 50 mm, s'imprégnant parfaitement. Deux mats de fils coupés sont utilisés (CII). Ils sont caractérisés par une masse surfacique respectivement 600 g/m^2 et 300 g/m^2 . Le fil coupé est un fil verrane ($\varnothing 11 \text{ }\mu\text{m}$) à ensimage plastique, le système de liage est organique. Le liant est rapidement soluble dans la résine (styrène de la résine UP) [48].

C – Fils (de base) coupés

Comme leur nom l'indique, ce sont des fils de base coupés. Ils ont une longueur relativement faible (15mm). Ils sont obtenus par coupe des fils de base silionne [48].

V.1.2- Elaboration des composites

Les composites (CI, CII et CIII) sont élaborés au sein de la «SNVI- ROUIBA» en utilisant le processus de moulage au contact. Les composites sont sous forme de plaques (2D). La mise en œuvre débute par un dépôt d'un agent démoulant «cire» pour éviter l'adhésion des plaques au moule. Les ingrédients catalytiques sont employés à très faibles doses (PMEC «1,2%», OC_6 «0,5 %»). Afin d'éviter les risques d'auto-inflammation ou d'explosion, les ingrédients sont mélangés séparément avec la résine. On aura, soit une résine catalysée (polyester + PMEC); soit une résine accélérée (polyester + OC_6).

Le moulage est effectué selon les opérations suivantes:

1. Le moule est enduit avec de la résine catalysée et accélérée, au pinceau ou au rouleau;
2. Le renfort est disposé dans le moule;
3. Le renfort est ensuite imprégné avec la matrice, puis un ébullage est effectué avec un rouleau cannelé;
4. Après gélification de la première couche, les couches suivantes sont appliquées, en utilisant la même technique;
5. Accélération de la polymérisation par un étuvage (5 heures aux environs de 70°C);
6. Le démoulage est ensuite effectué.

A – Plaques: polyester-tissu de verre «CI»

Quatre plaques renforcées par de tissu de verre (300 g/m^2) sont réalisées:

- deux plaques ($300 \times 300 \times 11 \text{ mm}^3$), soient 16 couches de tissu de verre;
- une plaque ($300 \times 300 \times 7 \text{ mm}^3$), soient 12 couches de tissu de verre.
- une plaque ($300 \times 300 \times 4 \text{ mm}^3$), soient 5 couches de tissu de verre.

B – Plaques: polyester-mat de fils coupés «CII»

trois plaques sont réalisées:

- deux plaques ($300 \times 300 \times 12 \text{ mm}^3$), soient:
7 couches de mat 600 g/m^2 (épaisseur $7 \times 1,2 \text{ mm}$)
2 couches de mat 300 g/m^2 (épaisseur $2 \times 0,8 \text{ mm}$)
- une plaque ($300 \times 300 \times 6 \text{ cm}^3$), soient:
2 couches de mat 600 g/m^2 (épaisseur $2 \times 1,2 \text{ mm}$)
2 couches de mat 300 g/m^2 (épaisseur $2 \times 0,8 \text{ mm}$)

C – Plaques: polyester-fils de base coupées «CIII»

Trois plaques sont réalisées:

- deux plaques ($250 \times 250 \times 12 \text{ mm}^3$) contenant 300 g de fibres de verre coupées, l'équivalent de 8 couches de mat 600 g/m^2 .
- deux plaques ($250 \times 250 \times 6 \text{ mm}^3$) contenant 150 g de fibres de verre coupées, l'équivalent de 4 couches de mat 600 g/m^2 .

V.2- Conditions expérimentales

V.2.1- Choix des éprouvettes

Pour apprécier quantitativement des informations comparatives, on peut appliquer des contraintes de cisaillement dans un plan perpendiculaire au plan des couches, par flexion trois points «méthode S.E.N.B (Single Edge Notched Beam)». Dans ce prétexte, des éprouvettes de flexion «S.E.N.B» sont mises en épreuve (FIG. IV.1).

Des études faites sur des éprouvettes de flexion entaillées «S.E.N.B» montrent l'apparition prématuré de l'effet de bord [20,21,25,41,44]. En effet, dans le prolongement de l'entaille, la zone endommagée «ZE» se propage très rapidement jusqu'à atteindre la face arrière de l'éprouvette avant qu'une fraction significative de fibres ne se rompe. Pour ces raisons, des éprouvettes de traction compactes «CT» (FIG. IV.2) ont été retenues car celles-ci possèdent un ligament plus grand. Ceci doit retarder l'apparition de l'effet de bord afin de pouvoir déterminer les courbes «R» représentatives de la propagation de la fissure de rupture jusqu'à un régime stationnaire. Les éprouvettes «S.E.N.B, et CT» sont de forme prismatique, de géométrie bien définie et répondant aux critères de validité de K_{IC} (cf.§.II.1.3.3).

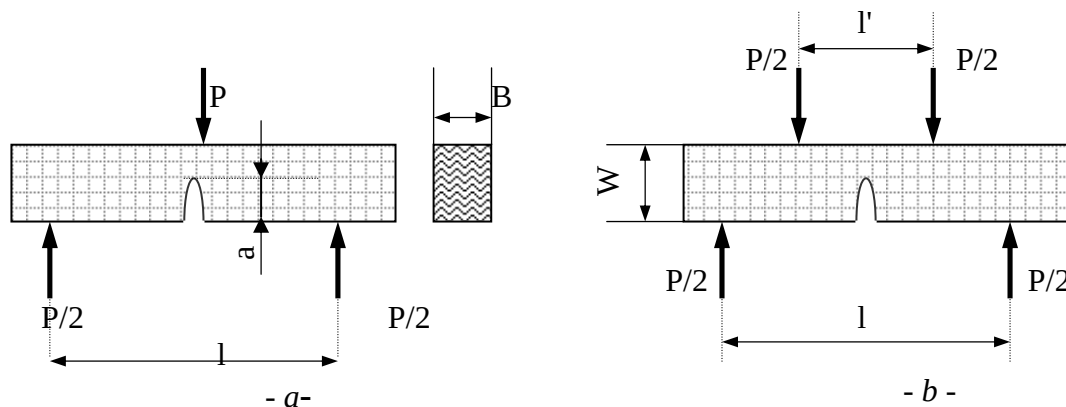


FIG. IV.1: Schéma d'une éprouvette «S.E.N.B» [21]
 a) flexion trois points . b) flexion quatre points.

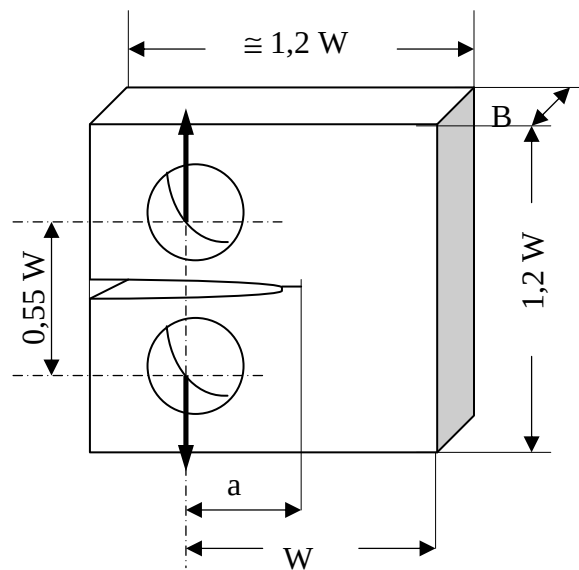


FIG. IV.2: Eprouvette «CT» [21].

V.2.2- Obtention des éprouvettes

Les éprouvettes sont obtenues à partir des plaques citées précédemment. Le découpage est effectué par une scie diamantée selon les dimensions des éprouvettes. Le perçage des éprouvettes «CT» (en raison de les fixer sur machine d'essais), est réalisé par un forêt à béton ($\varnothing 10$, $\varnothing 12$) dans le but d'éviter la naissance des contraintes résiduelles.

Avant que les éprouvettes aient leurs dimensions finales ($a \times B \times W$); elles ont subi un polissage on utilisant les disques (180, 320, 500 et 1000 grains/cm²), puis, elles ont été entaillées par une fraise scie ($\varnothing 0,5$) possédant un angle de 60°. Ce dernier permet de générer le fond de l'entaille.

V.2.3- Essais mécaniques

Les essais mécaniques, menés sur les différents types d'éprouvettes, sont réalisés à température ambiante sur une machine de traction /compression ADAMEL L HOMARGY au niveau du laboratoire de polymère (Université de Sétif). La machine d'essai est équipée de deux capteurs de force interchangeable (10 daN et 20 daN). La vitesse de traverse étant constante, qui est fixée dans cette étude à 1,5 mm.mn⁻¹. De plus, la machine présente un dispositif de fixation des éprouvettes d'essais (chapes et goupilles). La chape supérieure étant mobile par contre la chape inférieure est fixée au bâti.

Un montage est conçu pour la fixation de l'éprouvette «CT». Ce dernier est réalisée au niveau de l'atelier de mécanique (Centre Universitaire de M'sila) (FIG. V.3). Pour les éprouvettes «SENB», on associe un dispositif appelé (inverseur de sens). Ce dernier est un accessoire de la machine de traction/compression (FIG.V.4). Les signaux analogiques délivrés par le capteur sont lus et sauvegardés en permanence (charge et déplacement).



FIG. IV. 3: Montage de fixation de l'éprouvette «CT»

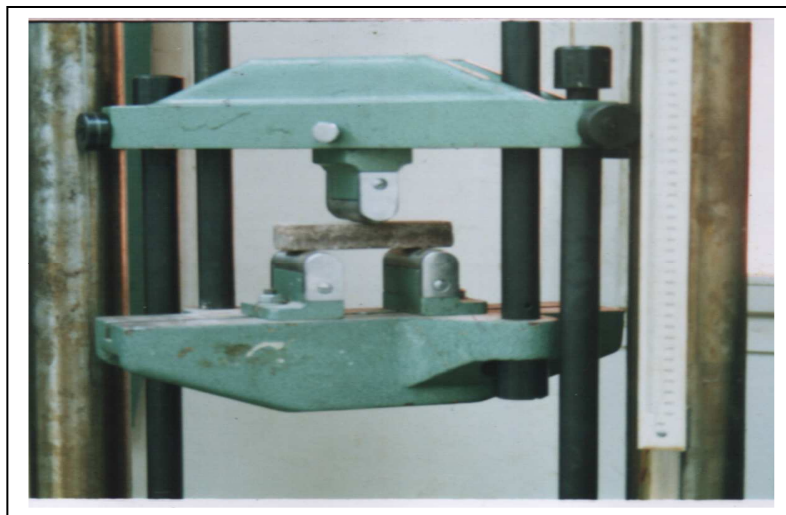


FIG. IV. 4: Essai de rupture sur éprouvette «S.E.N.B»

V.3- Paramètres de rupture utilisés

Afin de déterminer le comportement à la fissuration des composites (CI, CII et CIII), nous utilisons, en premier lieu, la méthode développée par Rice, (cf.§.II.1.3.6). Puis deux autres grandeurs sont utilisées: « K_R » (le facteur d'intensité de contrainte pour la propagation contrôlée de la fissure) et « G_R » (la force motrice nécessaire pour l'extension de la fissure).

V.3.1- Facteur d'intensité de contrainte

Le facteur d'intensité de contrainte est déterminé à partir de l'expression (II.11), qui est généralisée pour divers types d'éprouvettes. Reste à signaler la distinction entre les éprouvettes et la formulation de contrainte à la rupture du matériau « σ_R » et celle du facteur de forme «Y».

A – Eprouvette « S.E.N.B »

L'expression de la contrainte à rupture du matériau « σ_R » : [8,19,21,29]

$$\sigma_R = \frac{3}{2} \cdot P \cdot \frac{(l-l')}{B \cdot (W - a_0)^2} \dots\dots\dots (V.1)$$

B, W sont respectivement l'épaisseur et la profondeur de l'éprouvette (FIG. V.1);
L, l' sont respectivement les distances entre appuis inférieurs et supérieurs.

En flexion trois points (l' = 0).

D'où le facteur d'intensité de contrainte sera calculé par : [19,21,29]

$$K_R = \frac{3}{2} \cdot \frac{P \cdot l \cdot \sqrt{a}}{B \cdot (W - a_0)^2} \cdot Y \dots\dots\dots (V.2)$$

Le facteur Y est induit pour pallier au problème de la taille finie des éprouvettes. Il est dépendant du rapport (a_0/W), de l'élancement (l/W) de l'éprouvette. Son expression générale est: [8,19,41]

$$Y = A_0 + A_1 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right) + A_2 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 + A_3 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^3 + A_4 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^4 \dots\dots\dots (V.3)$$

Les constantes A_0 , A_1 , A_2 , A_3 et A_4 sont données par Brown et Srawley pour;

$$0,15 \leq \frac{a_0}{W} \leq 0,55$$

Valeurs numériques avec $x = \frac{a_0}{W}$:

$$Y = 1,99 - 2,47 \cdot (x) + 12,97 \cdot (x)^2 - 23,17 \cdot (x)^3 + 24,80 \cdot (x)^4, \quad \text{flexion pure}$$

$$Y = 1,96 - 2,75 \cdot (x) + 13,66 \cdot (x)^2 - 23,98 \cdot (x)^3 + 25,22 \cdot (x)^4, \quad \frac{l}{W} = 8$$

$$Y = 1,93 - 3,07 \cdot (x) + 14,53 \cdot (x)^2 - 25,11 \cdot (x)^3 + 25,80 \cdot (x)^4, \quad \frac{l}{W} = 4$$

B – Eprouvettes «CT»

Pour ce type d'éprouvette la contrainte à la rupture du composite est: [19,21]

$$\sigma_R = \frac{P}{B \cdot (W - a_0)} \dots\dots\dots (V.4)$$

B, W sont respectivement l'épaisseur et la profondeur de l'éprouvette (FIG. V.2).

Deux expressions de K_{IC} sont utilisées (cas d'une éprouvette présentant un grand ligament), l'une est proposée par Wessel [19,21]. En remplaçant l'expression (V.4) dans (II.11), on aura:

$$K_R = \frac{P \cdot \sqrt{a}}{B \cdot (W - a_0)} \cdot Y \dots\dots\dots (V.5)$$

avec $x = \frac{a_0}{W}$ le facteur Y sera alors de la forme :

$$Y = 29,60 - 185,5 \cdot (x) + 655,7 \cdot (x)^2 - 1017,0 \cdot (x)^3 + 638,9 \cdot (x)^4 \dots\dots\dots (V.6)$$

Pour : $0,3 \leq \frac{a_0}{W} \leq 0,7$

L'autre par Srawley: [19,21,46] avec:

$$Y = \left[\frac{1}{(x)^{\frac{1}{2}}} \right] \left[\frac{(2+x)}{(1-x)^{\frac{3}{2}}} \right] x \left[0,886 + 4,64 \cdot (x) - 13,32 \cdot (x)^2 + 14,72 \cdot (x)^3 - 5,6 \cdot (x)^4 \right] \dots (V.7)$$

Srawley a établi une formulation plus simple

$$Y = \left[\frac{(2+x)}{(1-x)^{\frac{3}{2}}} \right] x \left[0,886 + 4,64 \cdot (x) - 13,32 \cdot (x)^2 + 14,72 \cdot (x)^3 - 5,6 \cdot (x)^4 \right] \dots (V.7')$$

$$D'où: K_R = \frac{P \cdot \sqrt{a}}{B \cdot (W - a_0)} \cdot Y \dots (V.8)$$

$$\text{Pour: } 0,2 \leq \frac{a_0}{W} \leq 1$$

Nous avons choisi l'expression proposée par Srawley car :

- elle offre une gamme de valeurs de a_0/W plus large;
- elle est plus largement utilisée dans le cas des thermodurcis renforcées par des fibres de verre.

Etant donné que la longueur de la zone plastique est faible devant la longueur totale de la fissure, le modèle de Dugdale sera utilisé. En vertu duquel la contrainte de pontage « σ_{pont} » et l'ouverture critique en fond de fissure « l_b » seront déterminées.

A partir de l'expression (II.31), on définira le travail moyen qu'il faut fournir pour la création d'une unité d'aire, soit « γ_{wof} ».

IV.3.2 - Taux de restitution d'énergie

En ce qui concerne l'expression de G_R , nous utilisons l'expression (II.5) avec: [8,13]

$$G_c = \frac{1}{2 \cdot B} \cdot P^2 \cdot \frac{2C}{W - a} \dots (V.9)$$

Remarques :

- d'une façon analogue on déterminera K_R , en remplaçant l'indice (IC) par (R).
- pour estimer l'énergie de rupture (cas d'un comportement linéaire élastique), nous avons utilisé l'expression (II.30), pour laquelle: [13,19,43,49]
 - $g(x) = 1$ pour $a_0/W \geq 0,3$ éprouvettes « S.E.N.B et CT ».
 - $\eta = 2$, pour « S.E.N.B »;
 - $\eta = 2 + 0,555 \cdot \frac{(W-a)}{W}$ pour « CT » (V.10)

Celle utilisée dans la norme «A.S.T.M»

V.3.3- Mesure de l'accroissement de la fissure

Notre choix s'est porté sur l'expression de Tada et al. (II.23) En effet, l'emploi de cette dernière nécessite de faibles incréments de longueur de fissure (quelques %) car elle provient d'une forme différentielle. La complaisance sera déterminée à partir de l'inverse de la pente de la droite passant par les points de la courbe enveloppe (P- δ) et l'origine (FIG. II.10). Le seuil de la propagation de la fissure est déterminé lorsque la courbe (P- δ) commence à s'écarter de la linéarité.

$$\Delta a = a_{n+1} - a_n = \frac{W - a_n}{2} \cdot \frac{C_{n+1} - C_n}{C_{n+1}} \dots\dots\dots (V.11)$$

Bien que l'expression de Tada et al. Sous-estime la valeur de Δa (on considère la fissure équivalente à une entaille, (cf. §.II.1.3.5) et est donc entachée d'erreur pour la détermination de valeurs des paramètres de rupture intrinsèque au matériau. Elle permet de pouvoir faire, en première approximation, une comparaison entre les composites CI, CII et CIII.

V.3.4- Contrainte de pontage « σ_{pont} »

La contrainte de pontage « σ_{pont} » est calculée à partir de l'expression :

$$K_R = K_c + \frac{4 \cdot \sigma_{\text{pont}}}{\sqrt{2\Pi}} \cdot \sqrt{\Delta a^*} \dots\dots\dots (V.13)$$

Δa^* est l'écartement des lèvres de l'entaille quand la zone endommagée atteint sa taille maximale et qu'elle n'a pas commencé à se propager.

CHAPITRE VI
RESULTATS EXPERIMENTAUX ET
DISCUSSION

CHAPITRE VI

RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSION

VI . 1–	Analyse des courbes charges déplacement.....	97
VI . 2–	Séquences du processus de rupture	99
VI . 3–	Effet des dimensions sur la propagation de la fissure	107
VI . 3 . 1–	Effet de l'épaisseur de l'éprouvette sur la propagation de la fissure ...	107
VI . 3 . 2–	Effet du ligament rompu sur la propagation de la fissure.....	108
VI . 3 . 3–	Influence de l'orientation de fissure sur la résistance de la rupture.....	109
VI . 4–	Analyse des Courbes « R - Δa »	111
VI . 4 . 1–	Influence de l'anisotropie initiale sur les Courbes « R - Δa »	111
VI . 4 . 2–	Analyse des Courbes « R - Δa » relatives aux éprouvettes «SENB»..	112
VI . 4 . 2 . 1–	Evolution des Courbes « R - Δa » relatives à «CIII»	115
VI . 4 . 2 . 2–	Evolution des Courbes « R - Δa » relatives à «CII»	115
VI . 4 . 2 . 3–	Evolution des Courbes « R - Δa » relatives à «CI»	119
VI . 4 . 2 . 4–	Faciès de rupture	119
VI . 4 . 2 . 4 . 1–	Faciès de rupture de «SNEB»	1
21		
VI . 4 . 2 . 5–	Conclusion	122
VI . 4 . 3–	Courbes « R - Δa » relatives aux éprouvettes «CT»..	122
VI . 4 . 3 . 1–	Evolution des Courbes « R - Δa » relatives à «CI»	123
VI . 4 . 3 . 2–	Evolution des Courbes « R - Δa » relatives à «CII»	123
VI . 4 . 3 . 3–	Evolution des Courbes « R - Δa » relatives à «CIII»	125
VI . 4 . 3 . 4–	Faciès de rupture	125
VI . 4 . 3 . 4 . 1–	Faciès de rupture de «CI»	1
25		
VI . 4 . 3 . 4 . 2–	Faciès de rupture de « CII »	1
27		
VI . 4 . 3 . 4 . 3–	Faciès de rupture de «CIII»	12
7		
VI . 4 . 3 . 4 . 4–	Observation de la multifissuration	1
28		
VI . 4 . 3 . 4 . 5–	Rupture des fibres	1
29		
VI . 4 . 3 . 5–	Conclusion	1
29		
VI . 5–	Comparaison sur le Polyester-fibres de verre à diverses morphologies	129

CHAPITRE VI

RESULTATS EXPERIMENTAUX ET DISCUSSION

Dans ce chapitre, une synthèse des essais mécanique, menée sur le polyester insaturé renforcé par les différentes morphologies de fibres de verre «E», est présentée. Dans un premier temps, une analyse de l'évolution des courbes (P, δ) est faite, puis dans un second temps, une description du processus de rupture de chaque composite, est proposée. Ensuite, on abordera l'analyse des énergies de rupture «courbes $R-\Delta a$ » qui seront discutées en relation avec les mécanismes microscopiques de rupture, eux-mêmes analysés au travers des faciès de ruptures afin de comparer le comportement à la rupture de chaque type de composite.

VI.1- Analyse des courbes charges déplacement

Afin de présenter une illustration sur l'évolution de la fissure, ainsi que la nature du comportement à la rupture des composites «CI-CII-CIII», une série de tests est menée sur des éprouvettes «S.E.N.B» ($10 \times 8 \times 60 \text{ mm}^3$). La vitesse de traverse est fixée à $1,5 \text{ mm.mn}^{-1}$. Signalant que l'entaille initiale dans chacune des éprouvettes de «CII et CIII» est entaillée dans la direction parallèle à la direction des fibres, alors que pour les éprouvettes «CI», l'entaille initiale est réalisée, soit dans le sens parallèle à la direction des fibres notée « $CL_{(L)}$ », soit dans la direction perpendiculaire à cette dernière notée « $CL_{(T)}$ ».

Un premier aperçu sur l'influence de la profondeur relative est bien marquée sur la courbe (P, δ) (FIG. I . a, b, c et d), pour chaque type de composite, on constate que la courbe (P, δ) est linéaire. La déviation de cette linéarité est relativement claire. Le début de la propagation de la fissure est relativement difficile à estimer. Il nécessite des moyens de détection par exemple l'émission acoustique. Le premier effet de fissuration affectant la fibre de chaque composite « $CL_{(L)}$, $CL_{(T)}$, CII et CIII», ait lieu juste avant que la charge maximale soit atteinte [21,22,26,41], soit respectivement, 92%, 89%, 93%, 90% de la charge maximale relative à chaque composite. Bien que, le mécanisme de fissuration de la matrice ait bien présent dans la phase initiale de la courbe (P, δ) , aucune sensibilité de la pente n'a été enregistrée durant cette phase. Dans la seconde partie de la courbe (P, δ) , on trouve «l'aire d'affaiblissement», la charge chute graduellement et la fissure croît sous des conditions de croissance stables [21,22]. L'aire d'affaiblissement de la courbe (P, δ) de « $CL_{(L)}$, $CL_{(T)}$ », comparés aux courbes (P, δ) de «CII et CIII» (FIG.VI.1), se distingue par la présence de petites dentures jusqu'à la fin du processus de rupture, cela est due à la forme structurale du tissu, cette dernière forme un pontage important s'opposant à la propagation de la fissure, et est mise en évidence par des chutes de la charge sans qu'aucune fibre ne soit affectée par un effet de fissuration. Puis une toute petite étendue favorisant l'accroissement de la pointe de la fissure à charge presque constante, comme le montre l'évolution «en marches d'escalier» (FIG-VI.a, et VIb).

L'évolution des courbes (P, δ) de «CI, CII et CIII» est du type contrôlée. Pour une même profondeur relative de l'entaille, la valeur de la charge maximale est assez importante pour «CII et CIII» comparée à celle de «CIII», de l'ordre d'un facteur, respectivement, 2,0 et 2,2. En revanche, la charge maximale de «CII» n'est que de l'ordre d'un facteur de 1,1 par rapport à celle de «CI».

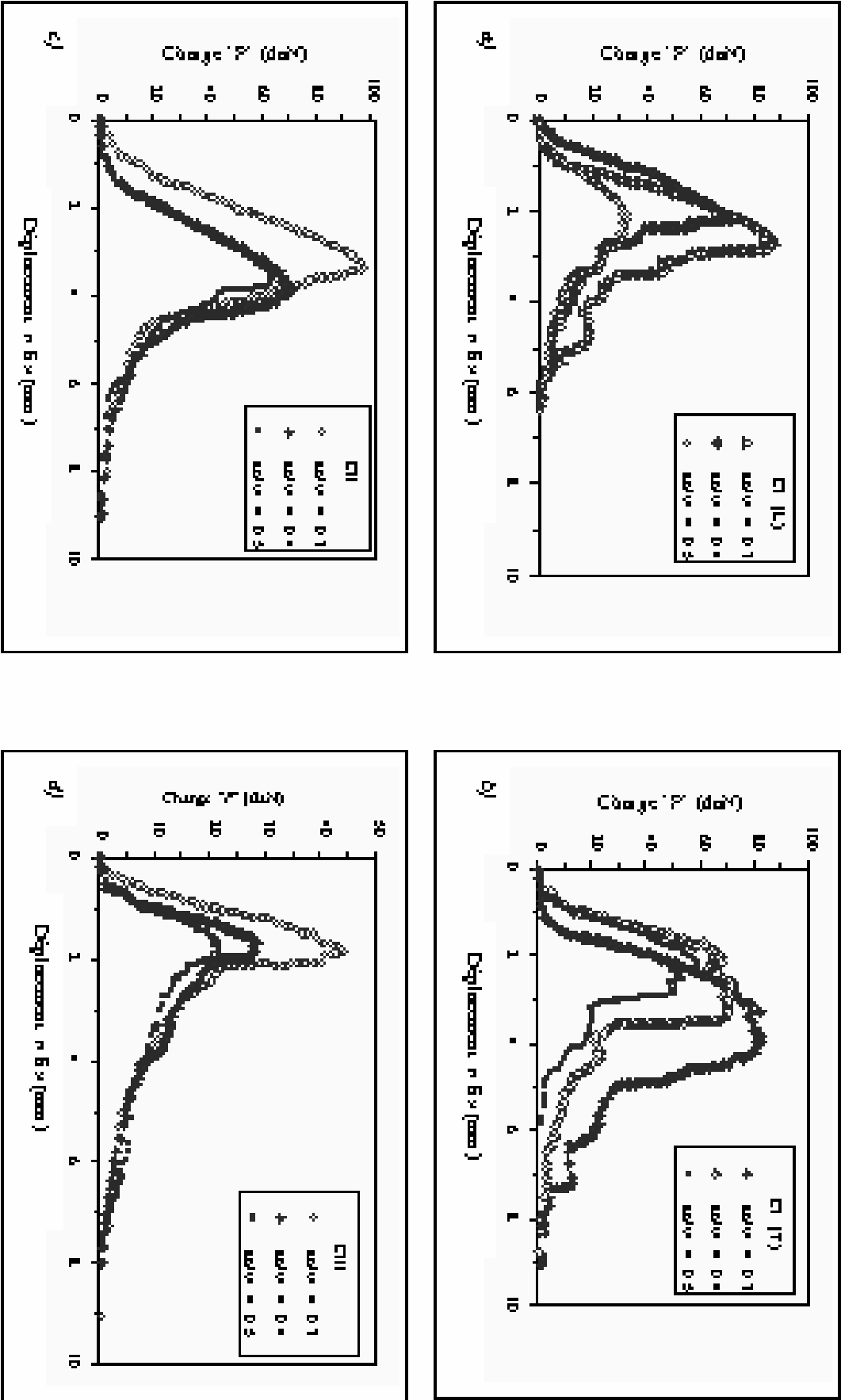


FIG- VI . 1 : Exemples de Courbes (P, δ) du composite U/P, obtenus de même d'après de analyses classiques pour les différents modules de déform.

La figure (VI . 2) montre l'évolution du travail de rupture en fonction de $(W- a_0)$. Pour les différentes valeurs de $(W- a_0)$, ce travail est presque le même pour les composites étudiés. De plus, il semble que le travail de rupture est proportionnel à la profondeur de l'entaille [43] (FIG.VI. 2). Ceci peut être attribué à l'interaction de la «ZE» avec la face arrière de l'éprouvette qui consomme plus d'énergie. Cela se justifie par l'apparition prématurée de l'effet de bord.

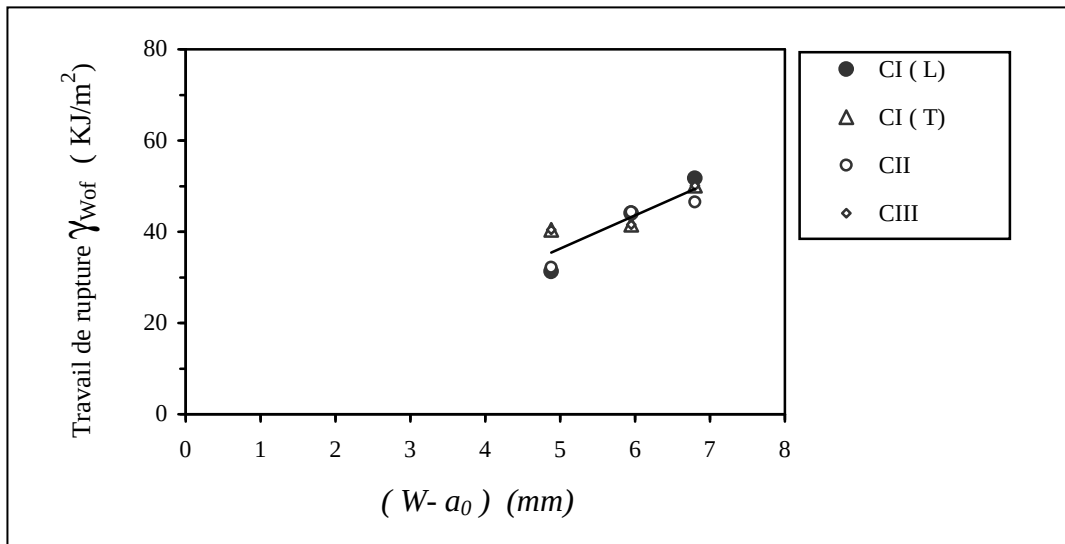


FIG .VI . 2: Evolution du travail de rupture en fonction de $(W- a_0)$ du composite «Polyester-fibre de verre».

VI . 2– 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 (séparation de l'interface fibre-matrice, pontage et pull-out des fibres). Afin de décrire les séquences de l'accroissement de la fissure, ainsi que les différents mécanismes d'endommagement présents à chaque séquence, une série des photos microscopiques sont prises durant le chargement d'une éprouvette «CT» de chaque composite «CI, CII et CIII» jusqu'à l'arrêt du processus. Le procédé de la chronophotographie étant adapté dans ce présent paragraphe en raison d'en déduire la vitesse du saut de rupture relative à «CI, CII et CIII».

Chaque série de photos microscopiques, prise en raison de cette présentation, débute à l'instant juste où la pointe de la fissure s'éroussait d'une façon visible (FIG-VI . 3 . a et VI . b). C'est à cette instant même qu'une première fissuration soit affectée à la fibre. Une microfissuration de l'étendue matricielle entourant la pointe de la fissure qui tend à s'érousser puis à s'étendre. Et ainsi, une déformation de la matrice et un flambement de cette dernière a eu lieu [44,43].

Quand la pointe de la fissure heurte la fibre, une partie de son énergie est absorbée par la face avant de la fibre, tandis que, l'autre tranche d'énergie enfonce la pointe à avancer lentement autour de la fibre donnant une cohésion le long de la circonférence de la fibre. Cette zone tend à s'accroître le long de la longueur. L'opposition de la fibre à la force l'avance de

la pointe de la fissure favorise la création d'une empreinte sur les deux faces de la fibre, qui conduit à un affaiblissement de la section de fibre puis la rupture de cette dernière, après une légère avance de la pointe de la fissure. Cette interaction se reproduit successivement favorisant l'accroissement de la zone endommagée sur des petites étendues (FIG.VI.3.b,c). Le déchirement ductile, ainsi que la présence des pores augmentaient le vide. La Fissuration matricielle s'étalait, de plus en plus, sur des petites et grandes étendues, en se divisant en deux faces latérales puis à se joindre [44]. Cela donnait naissance à une dégradation instantanée de l'interface, d'où création d'une zone non liée le long de la circonférence, et ainsi, un pull-out important sous l'effet des contraintes locales (FIG.VI.3.c,d,e,f).

Un déchirement partiel sous fracture filamenteuse, et ainsi, la linéarité des charges de traction est assurée par le pontage des bords de la pointe de fissure jusqu'à la rupture finale [43,44]. Ce processus d'endommagement englobe tous les événements de rupture mentionnés ci-dessus (déformation de la matrice, création de zone non liées sur des petites et larges étendues), ces mécanismes d'endommagement favorisaient l'extension du ligament rompu sur des petites et grandes étendues (FIG-VI.3.f,g,h). Les séquences de rupture relatives à «CII et CIII» (FIG.VI.4 et VI.5) trouvent les mêmes interprétations que celles décrites pour «CI».

Afin de mettre en évidence les différentes séquences d'endommagement observées lors de la chronophotographie, le tableau (VI.I) indique la chronométrie des diverses séquences de rupture relatives à «CI,CII et CIII». De plus, les figures (VI.6.a,b, et c) visualisent les diverses étapes séquentielles. Il est apparent que la «ZE» à la pointe de la fissure change durant le tests, (FIG.VI.3, VI.4 et VI.5). Cependant, sa taille ainsi que son extension ne peuvent être déterminées avec une exactitude suffisante à cause de la variété des mécanismes d'endommagement compromis à la pointe de la fissure (flambement de fibre/matrice, soumission et multifissuration de la matrice, pontage des fibres). En raison de réduire l'erreur induite par l'adaptation de la chronophotographie pour la détermination de la taille et la vitesse du ligament rompu, plus de trois séries de photos micrographiques sont soigneusement dépouillées.

La comparaison des photos microscopiques du processus de rupture, de chaque type de composite, aux valeurs chronométrées relatives à chaque séquence (FIG-VI.3, VI.4 et VI.5), les déductions suivantes peuvent être tirées :

Phase I : La micro-fissuration de la matrice ainsi que sa déformation semble avoir lieu qu'au voisinage de la pointe de la fissure après une légère avance de la pointe de la fissure. La chronométrie de cette phase montre que la réponse linéaire de «CI» est aussi importante comparée à celles enregistrées pour «CII et CIII». Cela semble indiquer que les fibres lentes «tissu de verre» sont très effectives à prolonger la durée d'initiation de la rupture, de l'ordre de 25%, 45% comparées, respectivement, à «CII et CIII» (Tab-VI.I).

Phase II : A la suite de l'augmentation de la charge, la pointe de la fissure s'affaiblit. La fissuration de la matrice favorise la création des interface non liées poussant une grande partie des contraintes locales à se concentrer le long de la circonférence de la fibre, puis rupture de la fibre[44]. La pointe de la fissure s'accroît seulement de petites étendues. De même, pour cette phase, le tissu de verre prouve une résistance importante à la propagation de la fissure comparée à la durée de rupture enregistrée lors des testes de «CII et CIII», tout en gardant les mêmes rapports mentionnés dans la «Phase I».

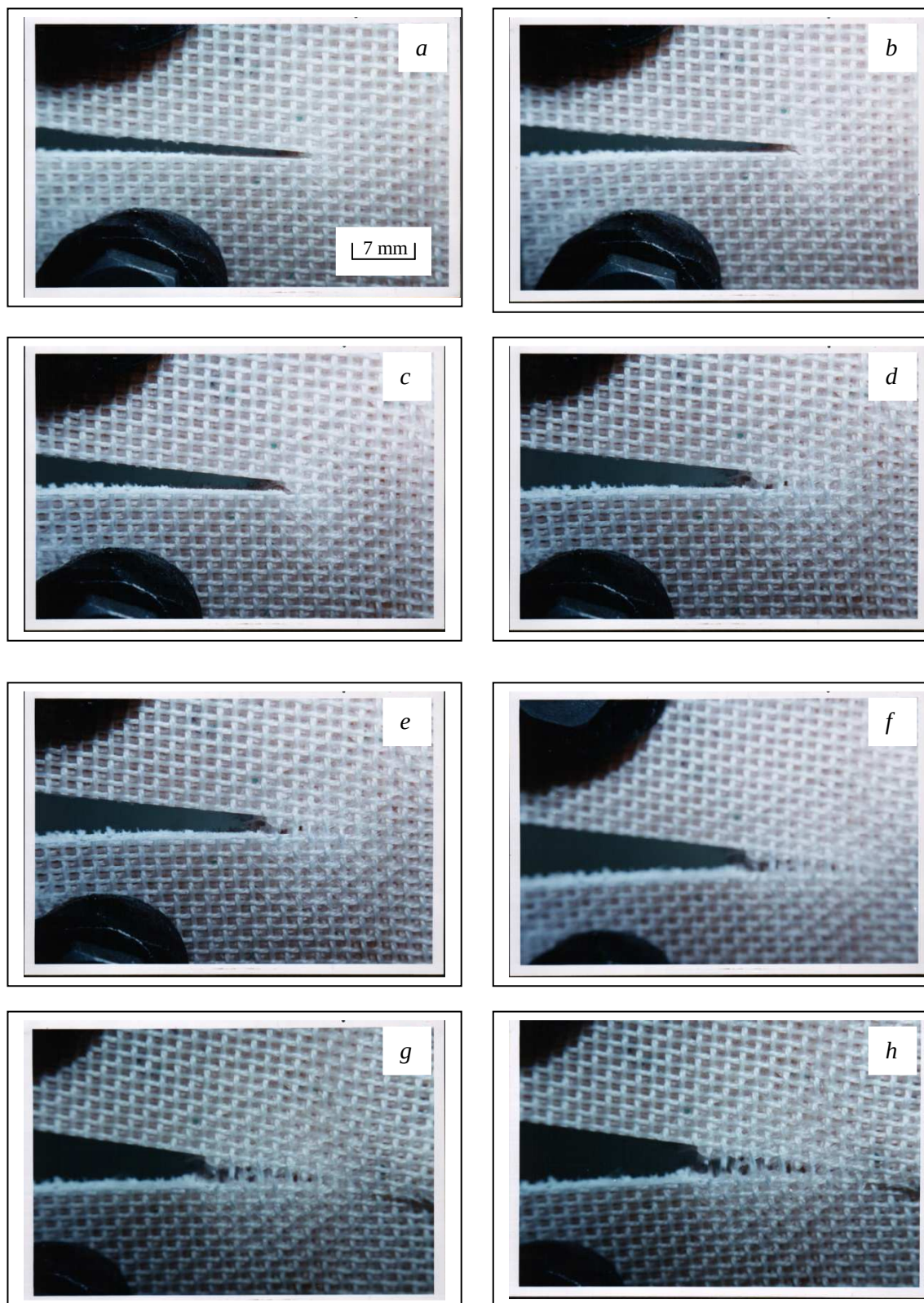


FIG.VI.3: Série de photos microscopiques, prise durant le chargement variable de «CI». Le saut de rupture, qui représente l'avance de la pointe de la fissure, relative à «CII et CIII», semble avoir des grandeurs proches. Par contre, pour «CI», ce saut est nettement inférieur à ceux enregistrés pour «CII et CIII», de l'ordre, respectivement, 30% et 40% (Tab.VI.1). Cela se traduit par un faible pontage des fibres coupées qui est rapidement affaibli lors de la création des zones non liées. Cette interaction favorisant l'accroissement de la « ZE » sur des petites étendues (FIG.VI.3.b,c).

bleau(IV.1) : Chronométrie / extension des séquences de rupture observées lors de la prise des photos microscopiques

		Durée/extension Totales de la rupture	Séquences de rupture				Durée totale du processus
			I	II	III	IV	
CI	Δt (s)	03': 19" : 62	03': 31" : 33	00': 56" : 44	01': 23" : 41	00': 59" : 77	06': 50" : 95
	Δa (mm)	21,959	0,000	2,855	6.105	12.999	
CII	Δt (s)	03': 03" : 53	02': 35" : 68	01': 14" : 49	01': 01" : 85	00': 46" : 19	05': 39" : 21
	Δa (mm)	22.293	0,000	4.077	6.364	13.829	
CIII	Δt (s)	02': 48" : 43	02': 15" : 12	00': 48" : 72	01': 11" : 68	00': 48" : 03	05': 03" : 55
	Δa (mm)	23.281	0,000	4.632	6.207	13.423	

Phase III : Dans cette étape, l'accroissement de la fissure est favorisé par l'augmentation du vide, ainsi par l'extension de la décohésion (fibres/matrice) sur des petites et grandes étendues. Malgré le pontage des bords de la pointe de fissure, relative à «CI et CII», à assurer une linéarité des charges de traction, une légère avance de la pointe de la fissure est distinguée (FIG.VI.3.d,e,f). Cette augmentation de séparation a eu lieu avant que la rupture des fibres, formants le pontage, soit totalement observée. Par contre, la non linéarité de l'accroissement de la pointe de la fissure de «CIII», conduit à un manque de visibilité de la pointe de fissure. Cela résulte du fait de l'fortement distingué (FIG.VI.5.d,e,f).

La chronométrie enregistrée ne révèle aucune distinction comparative entre «CI, CII et CIII», le processus de l'accroissement de la fissure étant le même pour chaque type de composite. Il est important de signaler, que le tissu de verre préserve sa grande aptitude à s'opposer à l'avance rapide de la pointe de la fissure comparée à celles de «CII et CIII» (tableau-VI.1).

Etant donné que l'accroissement de la pointe de la fissure est favorisé dans la direction de pontage la moins résistante, le mécanisme du pull out est fortement distingué sur les éprouvettes de «CIII» rompues, et est de l'ordre de 4 mm. Et Cela peut être constaté lors de l'examen de la photographie microscopique de l'éprouvette «CIII» après rupture, (FIG.VI.7a). De plus, et en se basant sur la même figure, l'absence du pontage des bords de la pointe de fissure est nettement distinguée par la non linéarité des charges de traction jusqu'à la rupture finale. En revanche, le parcours de l'accroissement de la fissure de «CI et CII» est visiblement linéaire jusqu'à l'arrêt du processus de rupture, (FIG.VI.7.b et c). Cela peut être attribué au pontage des bords de la pointe de la fissure.

Phase IV : Dans cette étape, la vitesse étant extrême au point de création d'une nouvelle surface de rupture jusqu'à l'arrêt du processus. La pointe de la fissure croît d'une façon stable (FIG.VI.4). L'augmentation du vide est clairement observé (FIG.VI.4.f,g,h). L'union de ce dernier tendait à affaiblir la matrice en donnant naissance à une déformation du fond de la fissure par déchirement [43,44]. De plus, la vitesse du processus de rupture semble réduire le pull out. Ainsi, la rupture de la fibre est favorisée par les contraintes de cisaillement (FIG.VI.7.a, b et c).

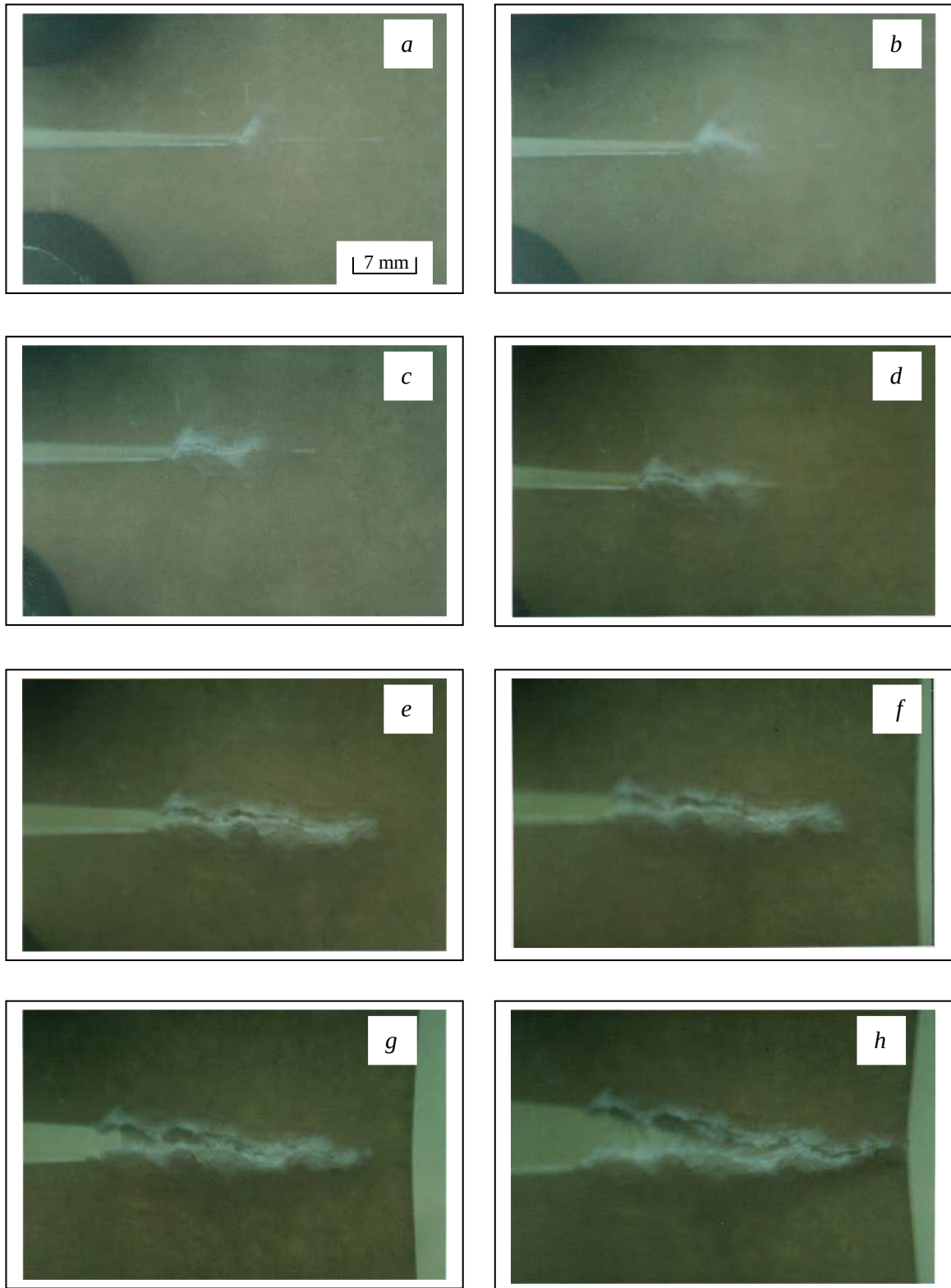


FIG .VI .4: Série de photos microscopiques, prise durant le chargement variable de «CII».

Les résultats de cette approche montrent une superposition convaincante des courbes $((W-ao), t)$. Cela implique que le tissu de verre est très effectif à la réduction de la distance du saut de rupture. Cette réduction est fonction des arrangements locaux des fibres. Elle est de l'ordre de 8% et 10%, respectivement, pour «CI et CII». Les séquences de l'extension de la fissure, pour chaque type de fibre, sont illustrées par la portion de la ligne-courbe représentée entre deux points successifs de l'évolution des courbes $((W-ao), t)$ (FIG .VI .8).

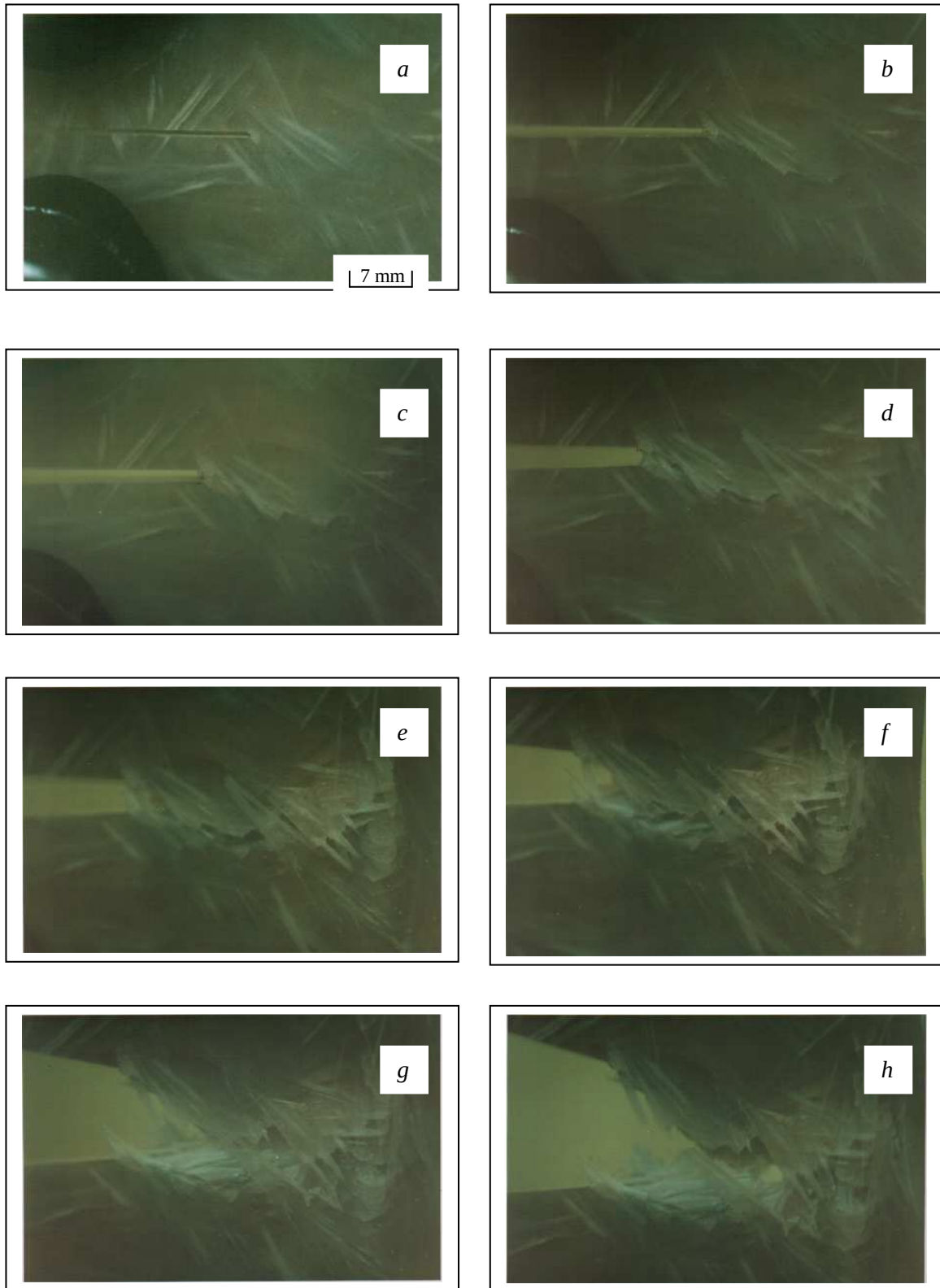


FIG.VI.5: Série de photos microscopiques, prise durant le chargement variable de «CIII».

Les séquences de rupture, pour chaque renfort, sont caractérisées par des «ZE» de plus en plus extensives. Cela peut être expliqué par l'augmentation de l'ouverture de la fissure et une réduction des contraintes cohésives, qui correspondent à l'augmentation de la séparation du matériau favorisée par la présence des pores (FIG.VI.9).

L'allure des courbes de la figure (VI.10) permet de préciser que la vitesse de l'accroissement est fonction de la longueur du ligament rompu ($W - a_0$).

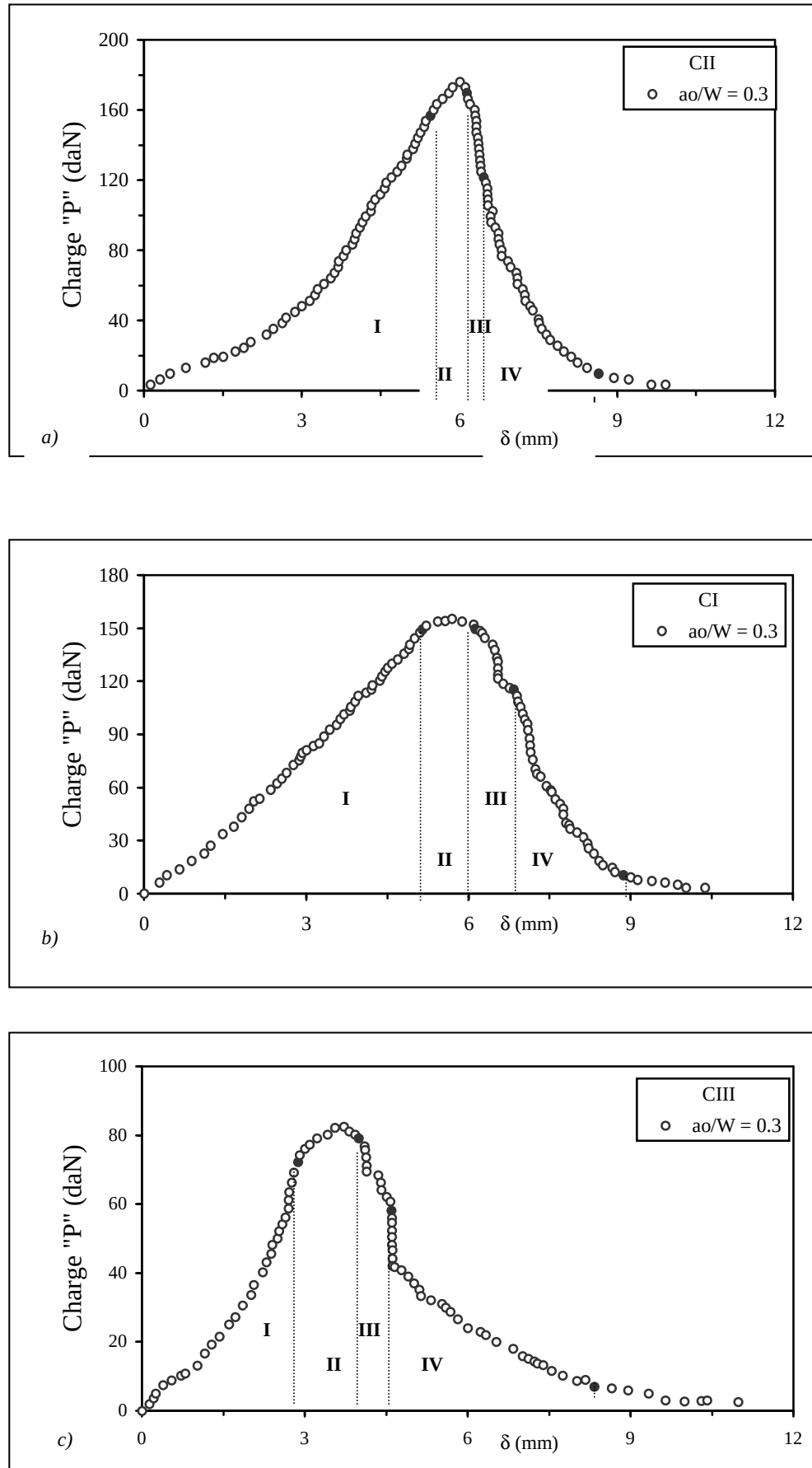
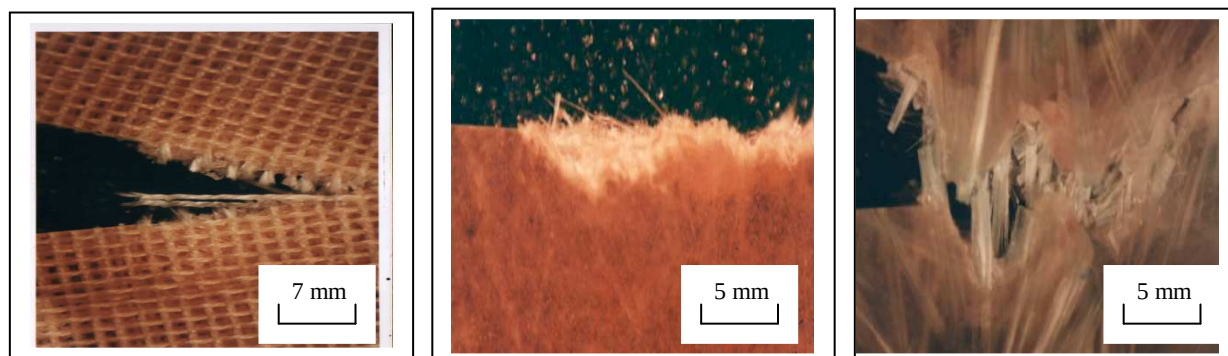


FIG.VI.6: Représentation de la répartition des séquences caractérisants le processus de rupture, de l'éprouvette « CT », pour « $ao/W = 0.3$ » et une vitesse de traverse de $1.5 \text{ mm} \cdot \text{mn}^{-1}$.

a) «CI»

b) «CII»

c) «CIII»



a)

b)

c)

FIG. VI. 7: Photographies de l'éprouvette «CT» par l'arrêt du processus de rupture

a) «CI»

b) «CII»

c) «CIII»

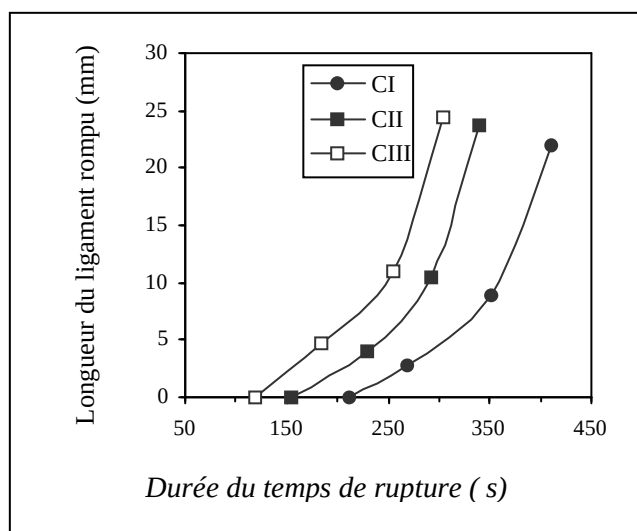


FIG. VI. 8: Evolution la longueur de ligament rompu en fonction de la durée de rupture du «Polyester-fibre de verre».

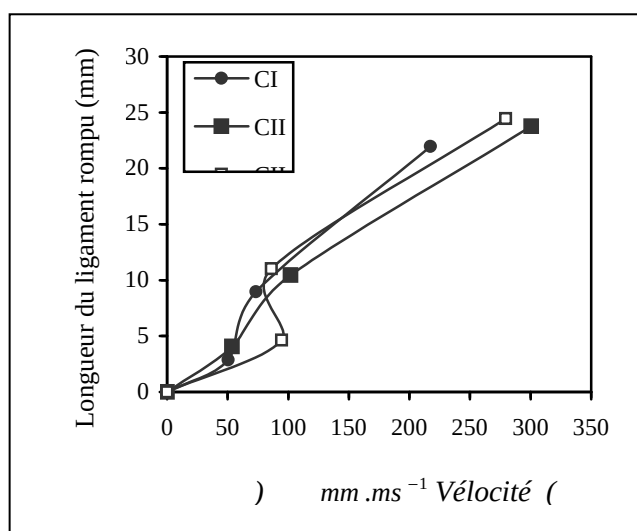


FIG. VI. 10: Evolution la longueur de ligament rompu en fonction de la vitesse du composite «Polyester-fibre de verre».

La chronophotographie montre que le renforcement favorise la réduction du saut de rupture. Cela semble être plus conséquent lors de l'examen de l'évolution de $\underline{(W - a_0)}$, ω , ω étant la vitesse de la pointe de la fissure (FIG. VI. 10). L'évolution de «ZE», relative à la Phase (II) de «CIII», semble se dérouler à une vitesse constante. Cela peut se traduire par une anisotropie initiale. Dans cette phase les fibres prouvent un bon pontage conduisant à une réduction de l'avance de la fissure. Alors que les autres séquences se déroulaient sous des conditions stables.



FIG. VI. 9: Photographie représentative d'une anisotropie initiale «présence des pores».

VI.3– Effet des dimensions sur la propagation de la fissure

En raison de valider l'applicabilité du concept de l'énergie de rupture, nous avons étudié l'influence des paramètres externes (longueur du ligament rompu, l'épaisseur de l'éprouvette), une série d'éprouvettes «CT et SENB» ont été testées. La vitesse de sollicitation est de $1,5 \text{ mm.mn}^{-1}$.

VI.3.1– Effet de l'épaisseur de l'éprouvette sur la propagation de la fissure

L'influence de l'épaisseur de l'éprouvette sur les valeurs des paramètres de rupture et « K_R^0 » et « G_R^0 », est étudiée pour les différentes épaisseurs (2,5 à 4,5mm) des éprouvettes «CT» du composite «CI». Comme on peut le constater, (FIG.VI.10), le facteur d'intensité de contrainte initiale « K_R^0 » a une augmentation de l'ordre de ($\sim 28\%$) de $8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ à $11 \text{ MPa.m}^{1/2}$. De même pour les valeurs du taux de restitution d'énergie « G_R^0 » qui augmente de ($\sim 37\%$) de 35 KJ.m^{-2} à 65 KJ.m^{-2} .

L'augmentation de la résistance à la rupture, illustrée sur les figures (VI.11 et VI.12), croît à la suite de la variation de l'état de contrainte entourant la pointe de la fissure d'une contrainte plane engendrant, soit les régions de la surface de l'éprouvette épaisse, soit le long de l'épaisseur de l'éprouvette peu épaisse. à une déformation plane dans le centre de l'éprouvette épaisse, (cf.§.II.1.3.3). L'état de déformation plane est le plus contraignant et par conséquent le plus petit degré de plasticité est développé à la pointe de la fissure [22,43]. Ainsi, l'épaisseur, B, de l'éprouvette doit être suffisamment large afin de garantir que l'état de contrainte à la pointe de la fissure ait une déformation plane.

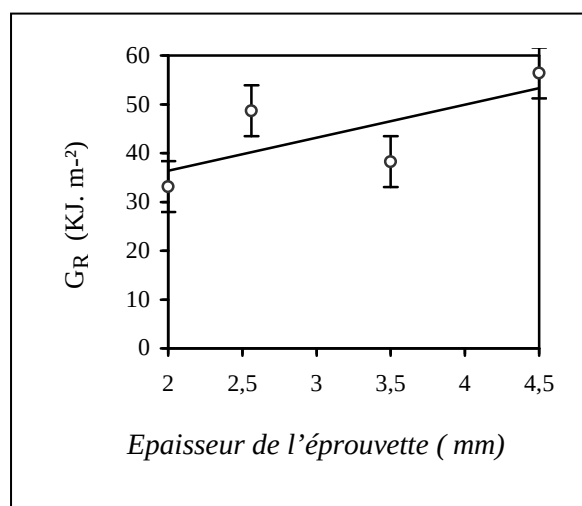


FIG.VI.11: Evolution de « G_R^0 » en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette.
«CT – $ao/W = 0,4$ ».

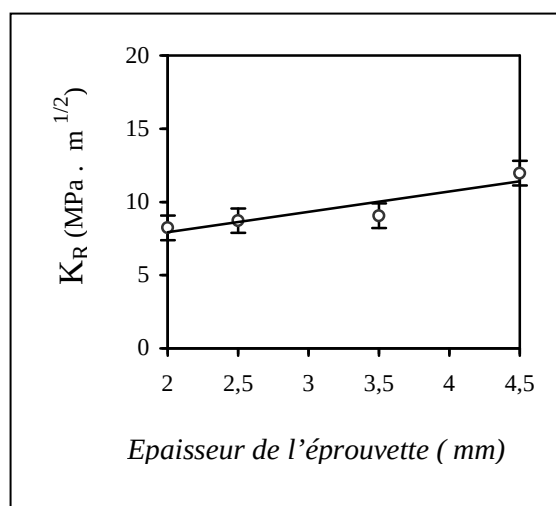


FIG.VI.12: Evolution de « K_R^0 » en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette
«CT – $ao/W = 0,4$ ».

Bien qu'il y ait une augmentation et/ou réduction de « G_R^0 » et « K_R^0 » avec «B», le taux de variation de ces derniers, respectivement ($\sim 37\%$) et ($\sim 28\%$), est peu appréciable. Cette dispersion semble indiquée que la valeur de la résistance à l'initiation à la rupture est liée aux arrangements locaux des fibres à la face résistante.

Le concept d'énergie de rupture n'exige pas l'incertitude de longueur exacte du ligament rompu. Cette particularité conduit à une évaluation appréciable des valeurs de la résistance à la propagation de la pointe de la fissure.

L'observation attentive des photographies prises durant la rupture du composite (FIG.VI.3, VI.4 et VI.5), ainsi que la réponse linéaire enregistrée durant la «Phase I», montrent que la pointe de la fissure s'émousse intensivement sans qu'une ouverture critique en fond de fissure soit nettement distinguée. Cela inspire que la taille maximale de zone endommagée, Δa^* , est d'une dimension d'ordre proche du point d'initiation de la rupture. Ainsi, la longueur de la zone endommagée envisagée, avant que la pointe de la fissure ait son extension, est de l'ordre de $\Delta a^* = 0,5 \text{ mm}$. La contrainte de pontage de l'éprouvette «CT - (W = 50)» du composite «CI» est de l'ordre de « $\sigma_{\text{pont}} = 138 \text{ MPa}$ ». Pour un facteur d'intensité de contrainte provisionnel « $K_Q = 5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ », L'épaisseur minimale, B_{min} , nécessaire est de l'ordre de 2,1 mm. Etant donnée que l'épaisseur minimale des éprouvettes testées est «B = 2,5 mm», la condition $B > B_{\text{min}}$, est largement respectée.

Comme l'arrangement des fibres de «CIII», la nature des fibres (courtes ou longue, si celles-ci sont ramenées aux dimensions de l'éprouvette «CT» de «CII»), ainsi que la superposition des divers plis de tissu de «CII», l'effet de l'épaisseur ne peut seule confirmer la validité du concept d'énergie de rupture.

VI.3.2-Effet du ligament rompu sur la résistance à la propagation de la fissure

Afin que la pointe de la fissure ne soit engendrée par une plasticité excessive, l'épaisseur « W_{min} » doit être respectée. Ou W_{min} est la largeur minimale nécessaire pour qu'une déformation plane puisse dominer le long du ligament ($W - a_0$).

Les résultats des tests menés sur des éprouvettes «CT» de «CII», sont illustrés par l'évolution de « K_R^0 » et « G_R^0 » en fonction du ligament « $W - a_0$ », (FIG.VI.13 et VI.14).

Comme il est indiqué sur ces figures, le facteur d'intensité de contrainte initiale « K_R^0 » ait une augmentation de l'ordre de (~32%) de $8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ à $12 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, alors que la variation du taux de restitution d'énergie « G_R^0 » enregistrée est assez importante de l'ordre de (~44%) de $20 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ à $36 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$.

La dispersion observée sur les figures (VI.13 et VI.14) semble découler d'une anisotropie initiale (nature du renfort de «CII»). Ainsi, l'épaisseur minimale nécessaire « W_{min} » est de l'ordre de 4 mm. Cette condition est nettement respectée. La variation de « K_C » en fonction de « $W - a_0$ » est représentée par la figure (VI.15). Cette dernière montre que la largeur « W » n'a aucun effet significatif sur « K_C ».

Les courbes (P, δ) de «CI, CII et CIII» (FIG.VI.1) ne présentent aucun point anguleux. La réponse linéaire «phase I» est si droite qu'elle permet au point de la non linéarité de se définir clairement. La rupture est du type contrôlée, du fait que l'évolution de (P, δ) tend à

s'éloigner de la droite de linéarité d'une façon progressive «phase II ,III et IV». De plus, pour les différentes courbes de (P,δ) , le rapport $P_{\max}/P_{5\%} \leq 1,1$.

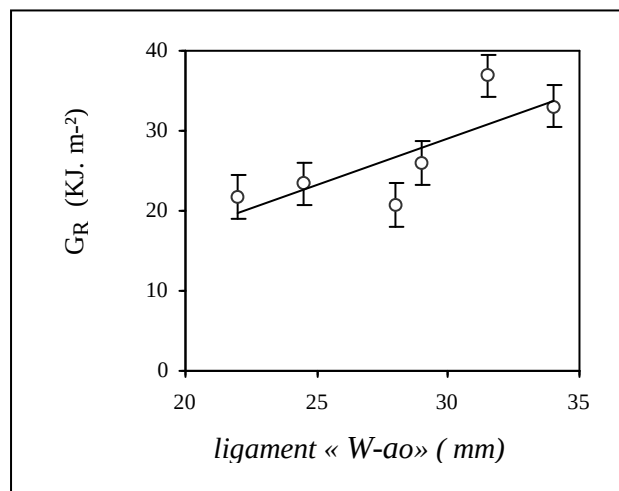


FIG. VI. 13: Evolution de « G_R^0 » en fonction du ligament de l'éprouvette.

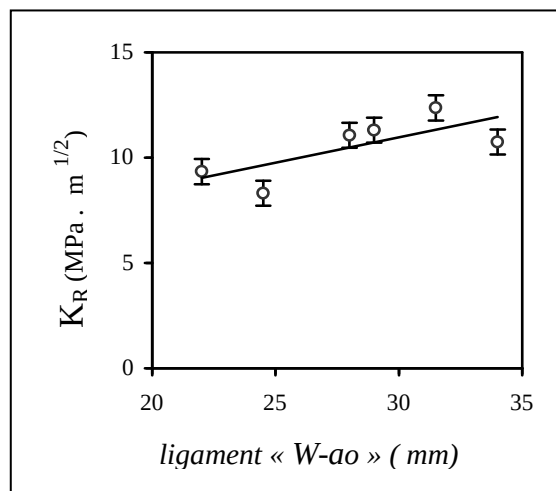


FIG. VI. 14: Evolution de « K_R^0 » en fonction du ligament de l'éprouvette.

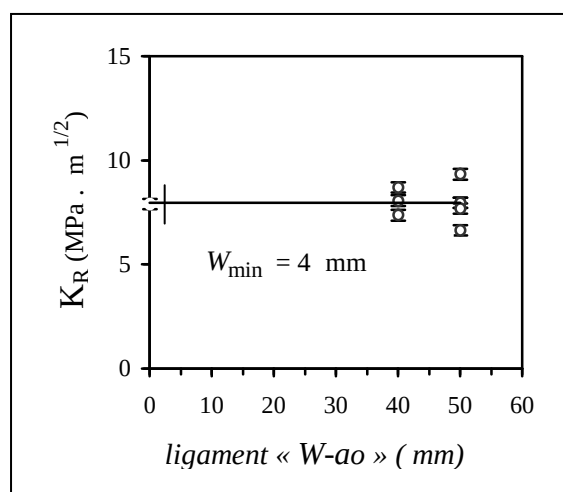


FIG. VI. 15: Evolution de « K_R^0 » en fonction ligament « W-ao » (mm)

Ces dernières constatations permettent l'applicabilité de la «MLER» au plastiques renforcées par des fibres de verre, ainsi, les valeurs de la résistance à la rupture trouvent des grandeurs appréciables vu qu'elles sont non influencées par l'effet de taille.

VI. 3. 3-Influence de l'orientation de la fissure sur la propagation de la fissure

Le composite «polyester-fibres de verre» doit marquer son aptitude de s'opposer aux forces de la propagation de la fissure initialement incorporée, néanmoins, pour une durée prolongée.

Du fait que les arrangements locaux des fibres donne naissance à une anisotropie nettement distinguée; de plus, les domaines d'application de «UP-fibres de verre», (constructions nautiques imposent que la capacité de résister aux événements d'endommagement soit importante, surtout, dans les deux directions les plus favorites de l'accroissement d'une fissure initiale, soit, dans le sens parallèle à la direction des fibres (fissure longitudinale «L-Rup»), soit dans le sens perpendiculaire à la direction des fibres (fissure transversale «T-Rup»).

Dans ce prétexte, une série d'éprouvettes «SENB» ($10 \times 60 \times 8 \text{ mm}^3$) de «CI» ont été préparées en raison d'en déduire l'aptitude d'un tel composite à amortir l'avance de la pointe d'une fissure initialement. La fissure est introduite dans les deux sens. Le processus de rupture se déroulait à une vitesse de traverse $1,5 \text{ mm.mn}^{-1}$.

Les résultats de ces tests montrent, pour un rapport $a_0/W = 0,3$, une augmentation de « K_{R-T-} » d'un ordre de 15% comparé à « K_{R-L-} » (FIG -VI.16). De plus, l'initiation à la propagation de la fissure a des valeurs voisines, elle est de l'ordre de $6.88 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $6.38 \text{ MPa.m}^{1/2}$, respectivement, pour « K_{R-T-} » et « K_{R-L-} ».

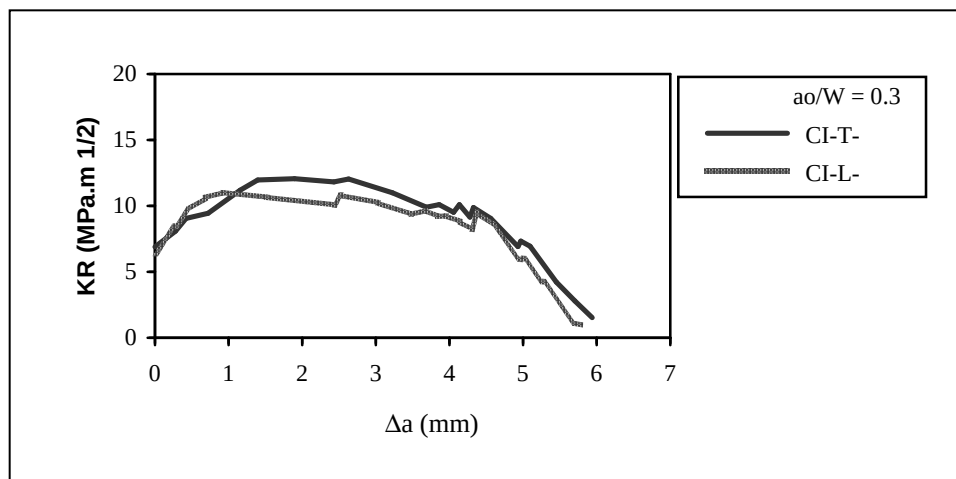


FIG.VI.16: Evolution de K_R en fonction de Δa .

En revanche, une nette distinction entre les valeurs plateaux de « G_{R-T-} » et « G_{R-L-} » (FIG.VI.17). Pour le même rapport $a_0/W = 0,3$, Le rapport de « G_{R-T-} » à celui de « G_{R-L-} », pour ce composite, est approximativement 1.94. Cette dispersion semble être due au changement du mode de rupture lors du chargement de la direction de la pointe de 0° à 90° .

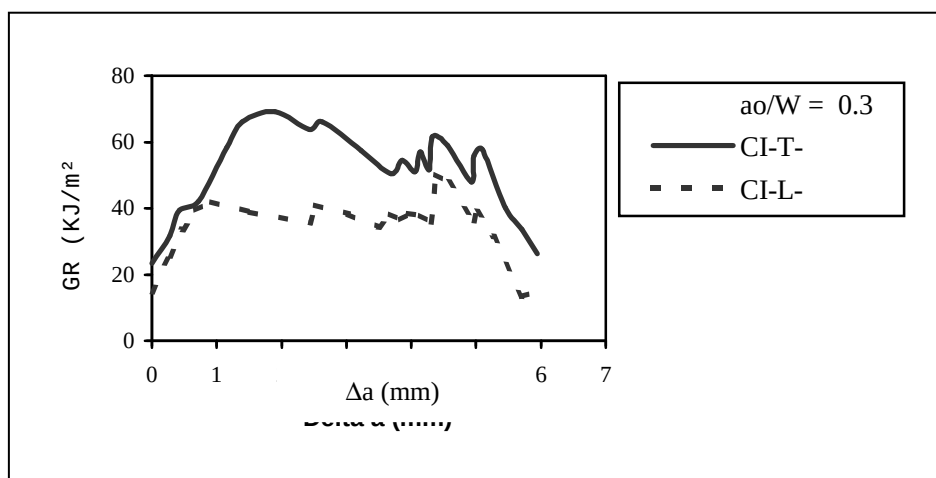


FIG.VI.17: Evolution de G_R en fonction de Δa .

VI.4- Analyse des Courbes «R- Δa »

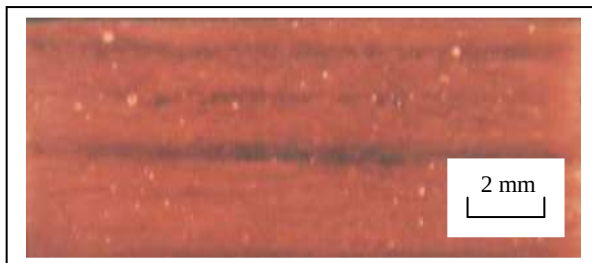
Dans ce paragraphe, les courbes « G_R - Δa » et « K_R - Δa » relatives à «CI, CII et CIII» sont déterminées en faisant l'hypothèse d'un comportement linéaire élastique, d'où la notion de G_R et K_R est utilisée. L'accroissement de la fissure est évalué par les variations de complaisance. Cette dernière est calculée par la droite passant par les points de la courbe enveloppe (P, δ) et l'origine (cf.§.II.1.3.5). Nous verrons par la suite (cf. §.VI.4.2) que l'effet de bord est important dans le cas d'un ligament de petite dimension «éprouvette SENB». C'est pourquoi les éprouvettes «CT» sont utilisées en raison de minimiser l'effet de bord. Nous avons considéré que la dispersion des valeurs « G_R » et « K_R » sont dues à des éprouvettes atypiques dont on associera l'interprétation dans ce qui suit.

VI.4.1- Influence de l'anisotropie initiale sur les Courbes «R- Δa »

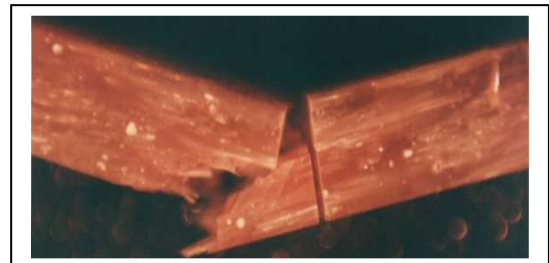
Les essais de rupture menés sur les éprouvettes de «CI, CII et CIII» ont reflété une dispersion, plus ou moins importante, sur les valeurs des paramètres de rupture du composite de même rapport « a_0/W ». Cette dispersion peut être issue d'une anisotropie initiale involontaire.

Deux types d'anisotropie initiale sont apparents :

- *Anisotropie initiale dérivant du processus d'élaboration.* Elle peut se manifester par :
 - un arrangement inadéquat des fibres (cas de «CII et CIII» (FIG.VI.18a);
 - à la suite de la traversée de la pointe de fissure des plans de couches formants les différents plis de l'éprouvette;
 - le film de résine entre plis de mat (FIG.VI.18b);
 - l'union des pores favorisant l'augmentation du vide lors de la propagation de la fissure.
- *Anisotropie initiale dérivant du processus d'échantillonnage.* Ce défaut peut affecter les valeurs de « K_R^0 » et « G_R^0 ». Cela se traduit par la nature du fond de la fissure qui peut être:
 - une petite étendue de résine (FIG.VI.19a);
 - une section de fibre tronçonnée partiellement (FIG.VI.19b);
 - une section de fibre non affectée par aucun effet de tronçonnage (FIG.VI.19c).



a)



b)

FIG.VI.18: Photographies de a) surface de l'éprouvette vue dans le sens du plan perpendiculaire à la surface de rupture (éprouvette «CII»). b) L'influence de l'arrangement inadéquat des fibres sur l'accroissement de la fissure (éprouvette «CIII»).

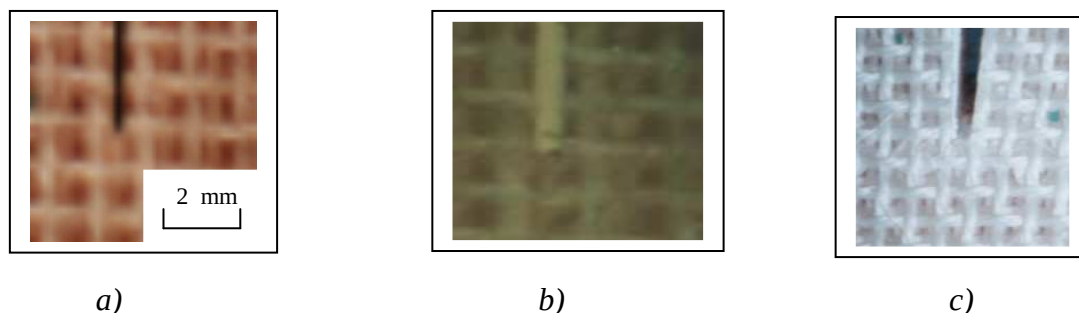


FIG. VI. 19: Photographies d'une fissure confrontant: a) une petite étendue de résine. b) une section de fibre tronçonnant partiellement. c) une section de fibre non affectée par aucun effet de Tronçonnage.

L'incorporation volontaire de micro-bulles entre les plis d'une éprouvette «SENB» de «CII» a défavorisé la cohésion parfaite de l'interface fibre/matrice (FIG. VI. 20); ce qui a conduit à une réduction du paramètre d'initiation à la rupture « K_R^0 », qui est de l'ordre $1,5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. Cela semble imposer un suivi éventuel du processus d'élaboration du composite mis en cause.

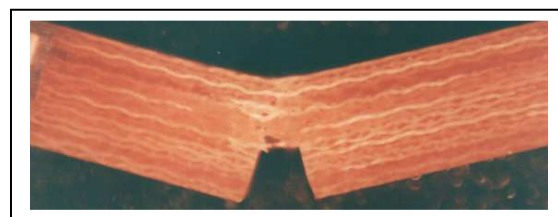


FIG. VI. 20: Photographies de micro-bulles (éprouvette «CI»)

Bien que les plaques «CI, CII et CIII» sont soigneusement élaborées (l'utilisation de l'acétone «agent nettoyant défavorisant la création de micro-bulles», ainsi que la déposition des plis a eu lieu avant que la prise de gel de la résine ait naissance). Une nette réduction et/ou une augmentation de « G_R » et « K_R » est observée sur la figure (VI. 21). la dispersion de « G_R » et « K_R » de «CI» est de l'ordre 26% et 15%, celle de «CII» est de 25% et 17% et pour «CIII» elle est de 46% et de 41%.

La compromission de l'ensemble des défauts influençants sur les valeurs des paramètres de rupture peut être observée lors des tests de rupture menés sur des éprouvettes «CT». Ces dernières sont caractérisées par un ligament assez important pouvant mettre en reflet l'influence de l'union des pores. Les dispersions enregistrées sont présentées sur la figure (VI. 22), elles sont de l'ordre de 25% et 5% pour «CI» et de 14% et 20% pour «CII» et de 65% et 11% pour «CIII».

VI. 4. 2- Analyse des Courbes «R - Δa » relatives aux éprouvettes «SENB»

Les résultats de l'approche en terme de « K_R », montrent que dans le cas des éprouvettes «SENB», pour les différents rapports « $ao/W = 0,3, 0,4$ et $0,5$ », la valeur de « K_R^0 » (amorçage de la fissure) est indépendante de la profondeur de l'entaille initiale, pour un composite donné. Et est de même pour les valeurs de « G_R^0 ». Les courbes «R - Δa », pour chaque composite, semblent présenter des évolutions distinctes. La description des courbes «R - Δa », suivant l'architecture fibreuse, semble donner une clarté à l'analyse de leurs évolutions.

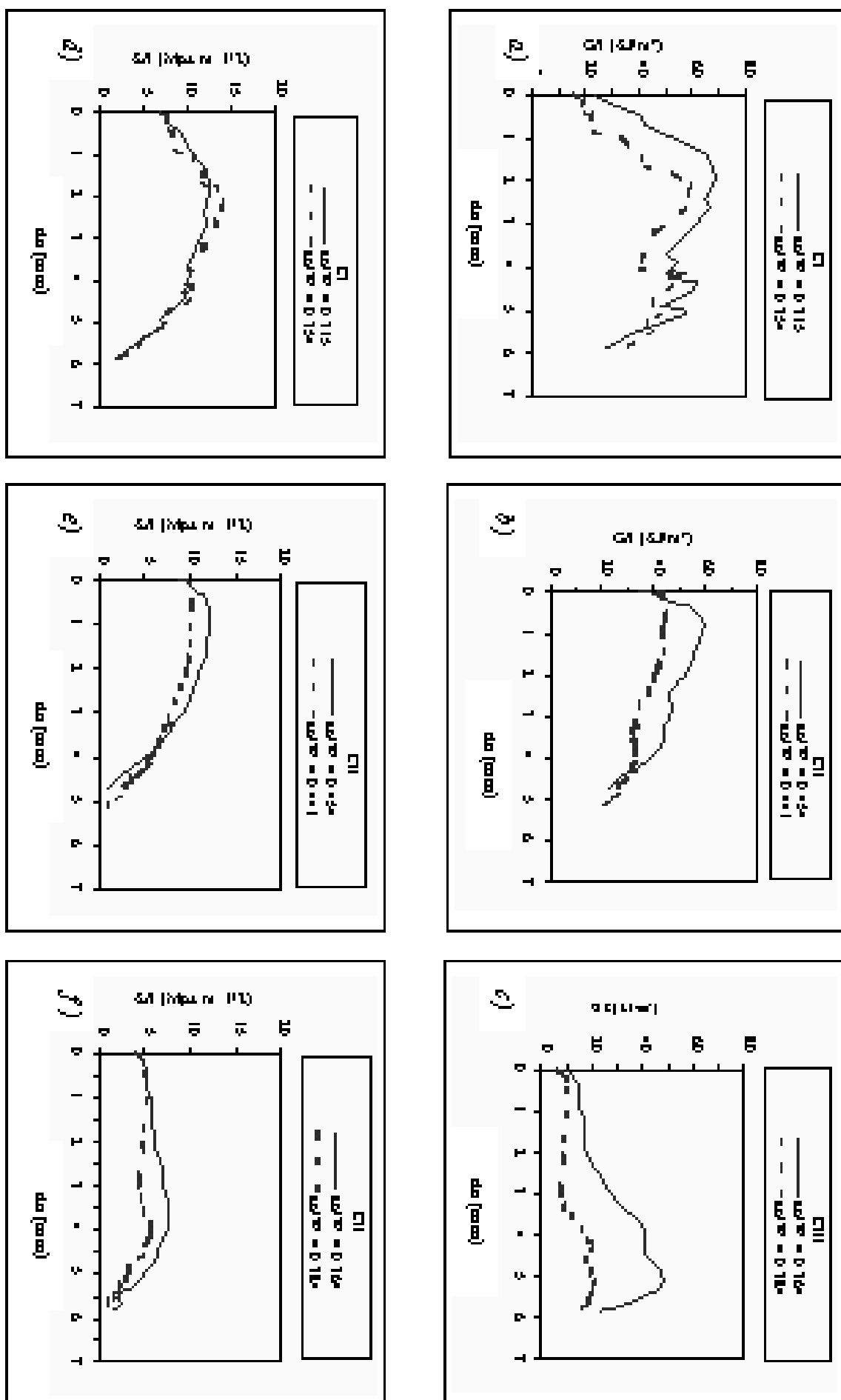


FIG. VI.21: Influence des conditions initiales sur les paramètres de rupture de l'éprouvette «SENB».

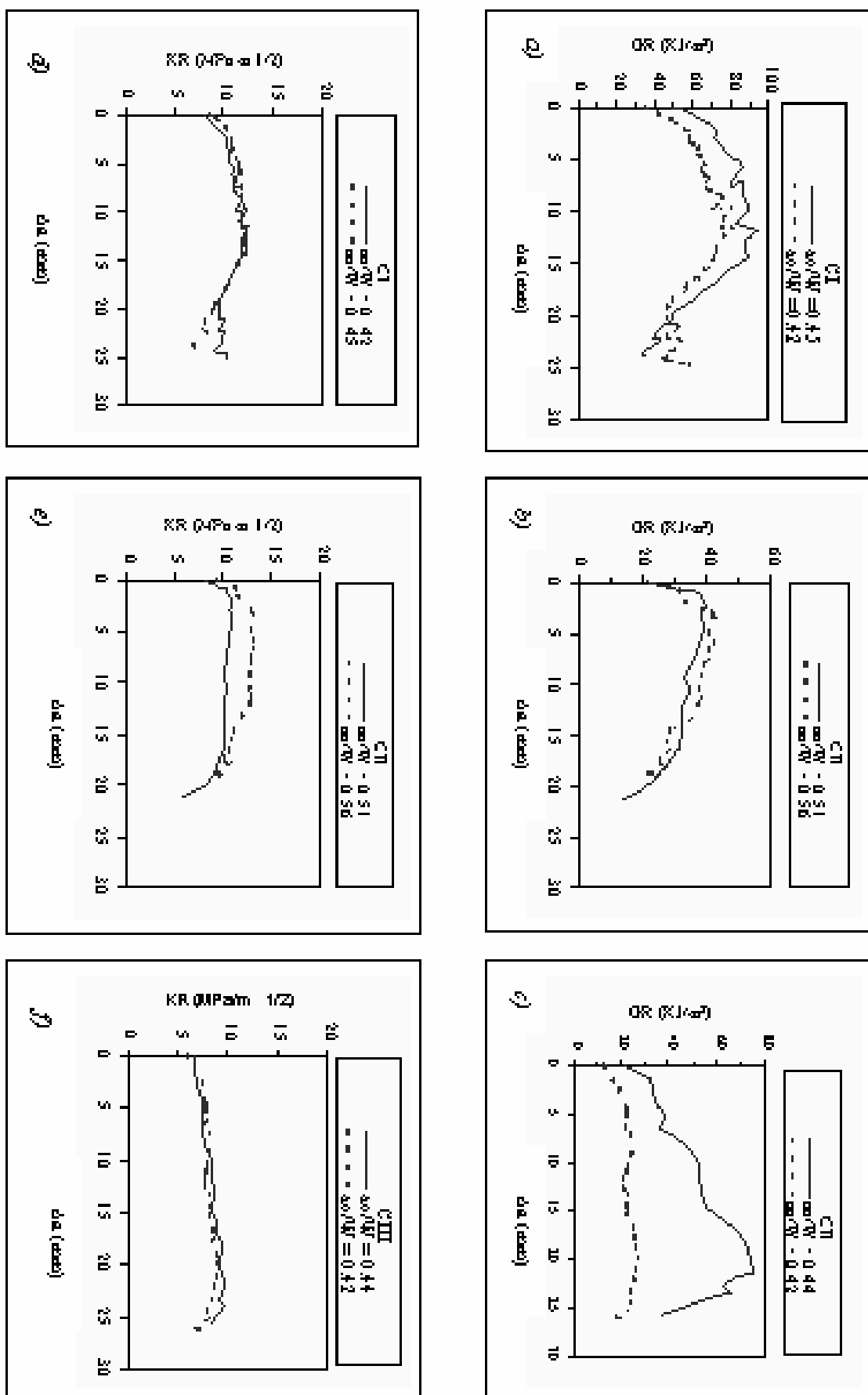


FIG. VI. 22 : Évolution de l'endoscopie initiale sur les paramètres de rupture de l'éprouvette « CTI », a) « CTI », b) « CTI », c) « CTI », d) « CTI », e) « CTI », f) « CTI ».

VI.4.2.1– Evolution des Courbes « R- Δa » relatives à «CIII»

Les courbes «R- Δa » de «CIII» augmentent avec l'accroissement de fissure pour atteindre des niveaux d'énergie de plus en plus importants. L'absence du plateau sur ces courbes est due à l'apparition opérante de l'effet de bord. Il se traduit par un changement de pente gérant l'accroissement des courbes «R- Δa ». Les résultats sont fortement influencés par la profondeur de l'entaille seulement à partir d'un incrément « $\Delta a = 3,3 \text{ mm}$ ». Le rapport « ao/W » n'a aucun effet significatif sur les valeurs d'amorçage de « G_R » et « K_R », elles sont d'un ordre relatif de 6 à 10 KJ.m^{-2} et de 3 à 5 $\text{MPa.m}^{1/2}$.

L'analyse en terme énergétique, montre une dispersion nettement observée pour le rapport « $ao/W = 0,3$ » (FIG.VI.23a). Il semble qu'elle soit liée à une répartition adéquate des fibres de verre coupées. Il est plausible que certaines éprouvettes soient prélevées dans une portion de plaque déficiente en fibres ou plus poreuse). Ce qui a conduit à une évolution distinguée à celle dressée pour ce type de composite (cf. §.III.4.4.2). Dans ce cas, la courbe enveloppe n'est pas représentative du phénomène de rupture typique.

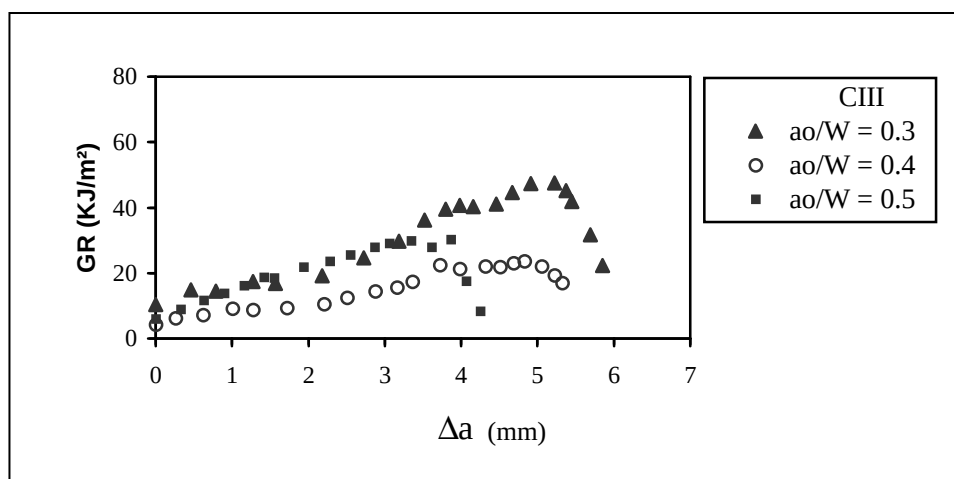
En vertu de la même figure mise en cause, il semble que la partie élastique est très faible. Cela peut refléter une importante décohésion fibre/matrice, et un faible pontage de la fissure qui est nettement influencé par la nature fragile de la matrice. Les courbes ne présentent pas de plateau mais une valeur maximale pour des valeurs de profondeur de l'entaille. Cette valeur est de l'ordre de 48 KJ.m^{-2} pour « G_R ». L'absence de plateau sur ces courbes est probablement due à l'existence de l'effet de bord: l'établissement d'un régime stationnaire de propagation de la fissure, avec une «ZE» ayant atteint une dimension constante, ne se réalise pas.

Les mêmes interprétations semblent s'approprier à l'évolution des courbes «R- Δa » en terme de « K_R », pour lesquelles, la valeur maximale est d'un ordre de 8 $\text{MPa.m}^{1/2}$ (FIG.VI.23b).

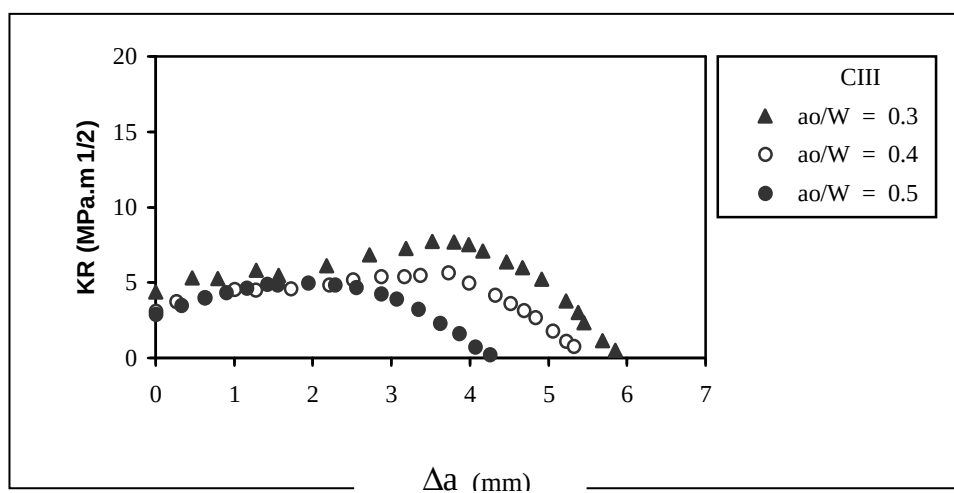
VI.4.2.2– Evolution des Courbes « R- Δa » relatives à «CII»

La figure (VI.24) présente les courbes «R- Δa » relatives à «CII». Les valeurs de « G_R^0 » et de « K_R^0 » (amorçage de la fissure) sont relativement proches pour les différents rapports de « ao/W ». Elles sont indépendantes de la profondeur de l'entaille initiale. Et elles ont pour grandeurs, respectivement, 36 à 38 KJ.m^{-2} et 9 à 10 $\text{MPa.m}^{1/2}$.

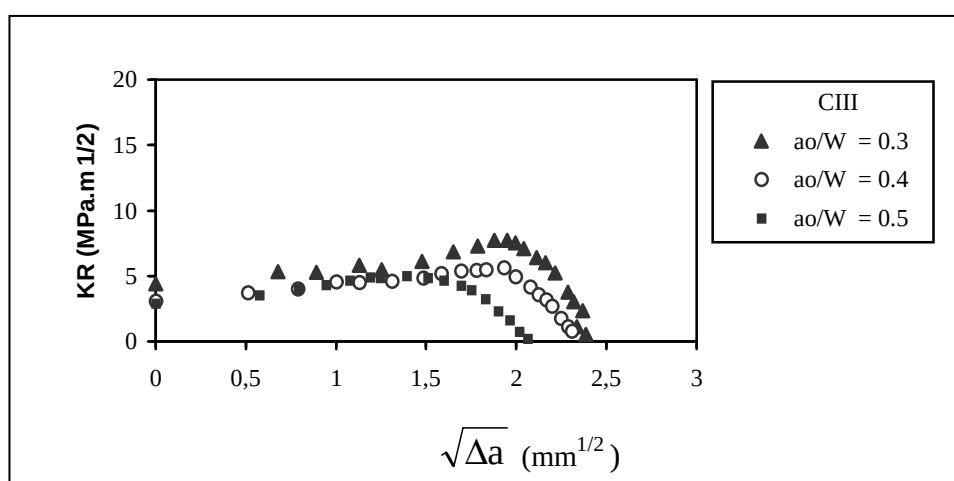
Après l'initiation à la rupture (FIG.VI.24a et b), Les paramètres « G_R » et « K_R » croissent jusqu'à l'incrément « $\Delta a = 0,5$ », pour atteindre des valeurs plateau moyennes, respectivement, de 56 KJ.m^{-2} pour « G_R » et de 11 $\text{MPa.m}^{1/2}$ pour « K_R ». L'extension de ce plateau est observée jusqu'à l'incrément « $\Delta a = 3,1 \text{ mm}$ ». Cette croissance semble correspondre à la fissuration de la matrice, à la rupture des fibres voisines de l'entaille ainsi qu'à leur interaction. Au-delà de cet incrément de ligament, les courbes décrivent une dégradation de la valeur de la résistance jusqu'à l'arrêt du processus de rupture. La décroissance est due à la mise en évidence de l'effet de bord.



a) Evolution de G_R en fonction de Δa pour différentes valeurs de ao/W

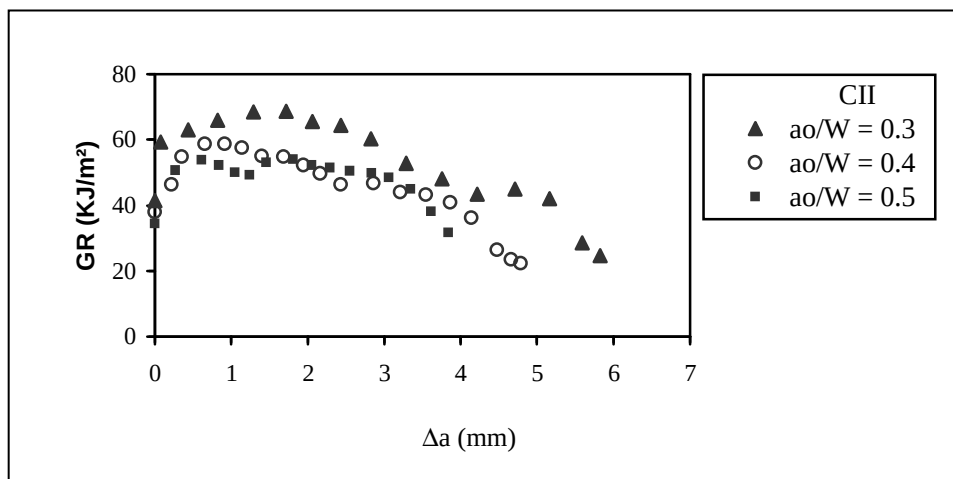


b) Evolution de K_R en fonction de Δa pour différentes valeurs de ao/W

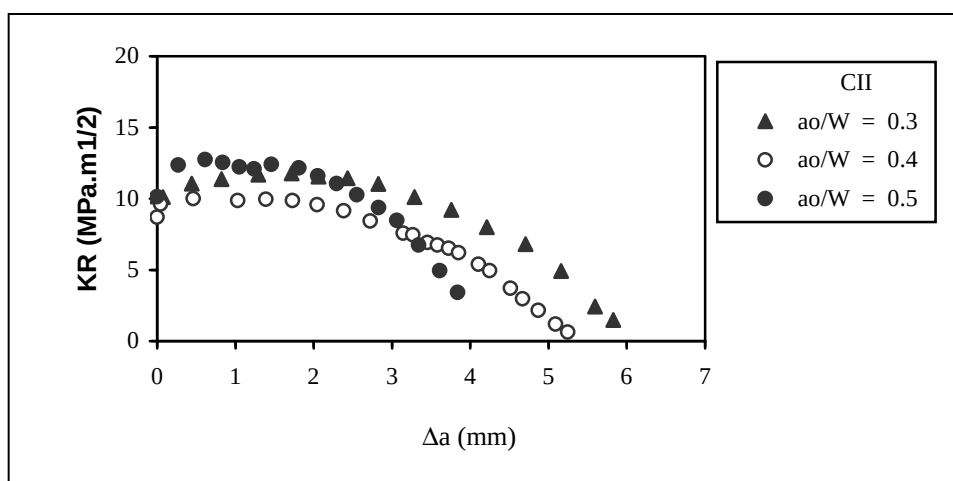


c) Evolution de K_R en fonction de $\sqrt{\Delta a}$ pour différentes valeurs de ao/W

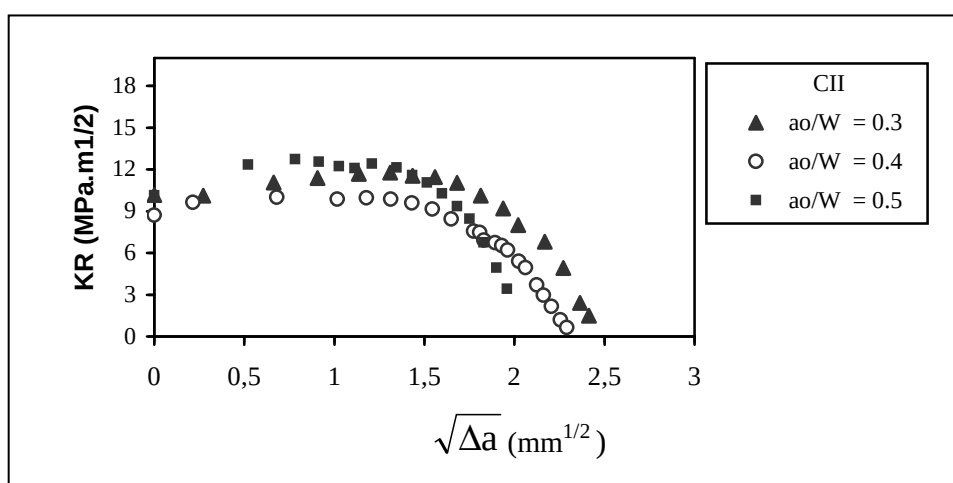
FIG. VI . 23: Paramètres de rupture caractéristiques de «CIII» à vitesse de traverse constante pour les différentes valeurs de ao/W .



a) Evolution de G_R en fonction de Δa pour différentes valeurs de ao/W

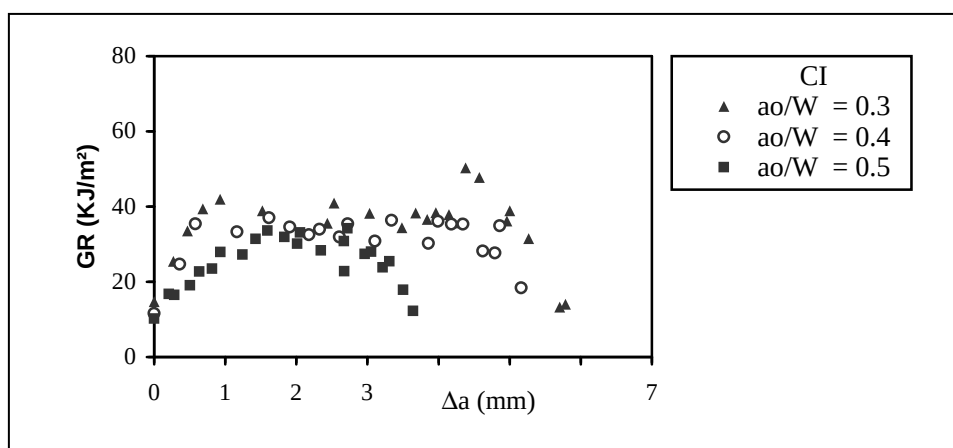


b) Evolution de K_R en fonction de Δa pour différentes valeurs de ao/W

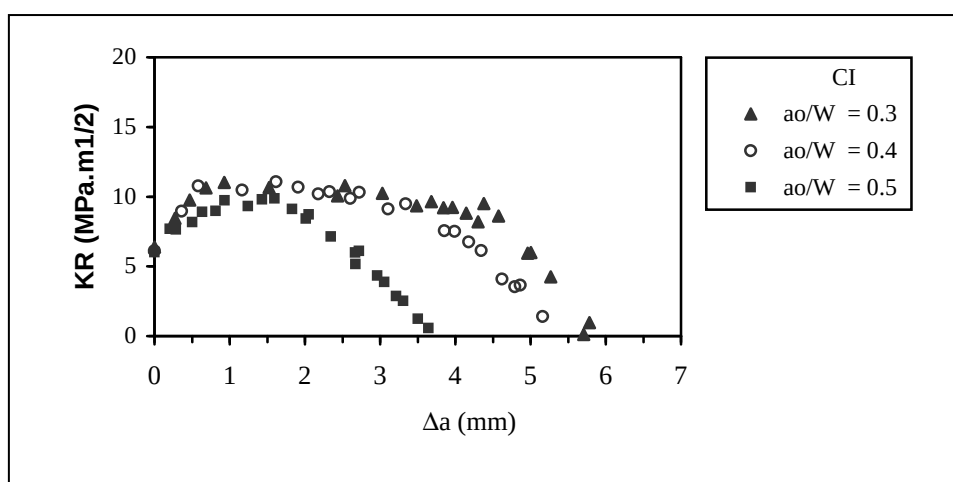


c) Evolution de K_R en fonction de $\sqrt{\Delta a}$ pour différentes valeurs de ao/W

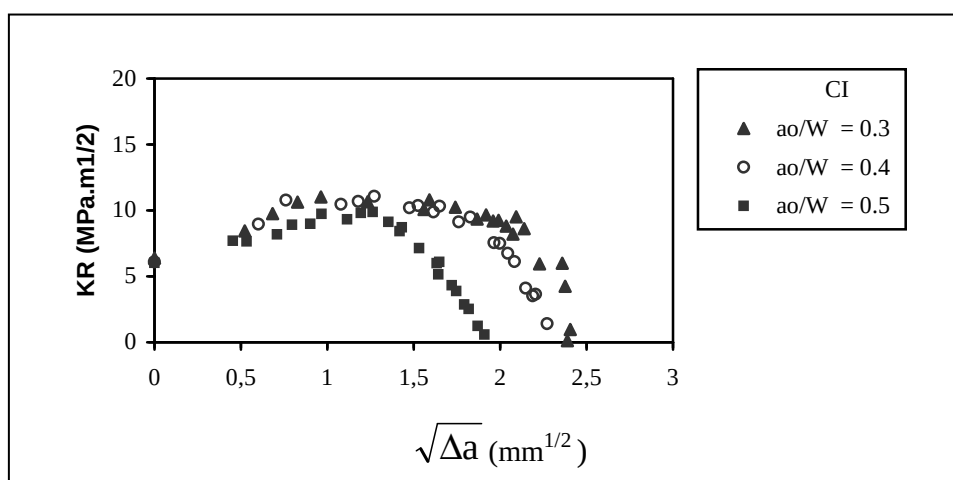
FIG. VI . 24: Paramètres de rupture caractéristiques de «CII» à vitesse de traverse constante pour les différentes valeurs de ao/W .



a) Evolution de G_R en fonction de Δa pour différentes valeurs de ao/W



b) Evolution de K_R en fonction de Δa pour différentes valeurs de ao/W



c) Evolution de K_R en fonction de $\sqrt{\Delta a}$ pour différentes valeurs de ao/W .

FIG. VI . 25: Paramètres de rupture caractéristiques de «CI» à vitesse de traverse constante pour les différentes valeurs de ao/W

VI.4.2.3- Evolution des Courbes « R- Δa » relatives à «CI»

Les courbes « R- Δa » relatives au composite «CI» semblent avoir une évolution similaire au cas précédent. La propagation de la fissure s'initie à des valeurs de « G_R^0 » et « K_R^0 » assez proches et non influencées par la profondeur de l'entaille initiale. Elles sont d'un ordre, respectivement, de 10 à 14 $KJ.m^{-2}$ et de 6 à 7 $MPa.m^{1/2}$.

Les paramètres « G_R » et « K_R » croissent jusqu'à l'incrément « $\Delta a = 0.5$ », pour atteindre une valeur plateau moyenne de l'ordre de 36 $KJ.m^{-2}$ et de 10 $MPa.m^{1/2}$, respectivement, pour « G_R » et « K_R ». Une fois que le plateau est nettement défini, ce dernier reste sensiblement constant le long du ligament rompu jusqu'au dernier incrément de « Δa » (FIG. VI.25a et b). Il est intéressant de signaler la présence des pics engendrant l'évolution du plateau. Cela semble se dériver de la morphologie du tissu de verre (pas de tissu). Ces pics sont fortement distingués pour des valeurs de « Δa » assez importantes, et cela semble être due à un effet de bord.

VI.4.2.4- Faciès de rupture

Les faciès de rupture de «CI, CII et CIII» sont très divers. Cette diversité semble se dériver, essentiellement, de la morphologie ainsi de leurs arrangements dans la matrice. La morphologie de la répartition de renfort dans la matrice, relative à chaque composite, est présentée sur les faciès, prises dans le sens transversal, de la figure (VI.26). Nous présentons, dans ce qui suit, une tentative de classification systématique des faciès avec les mécanismes qui sont à l'origine (FIG. VI.27).

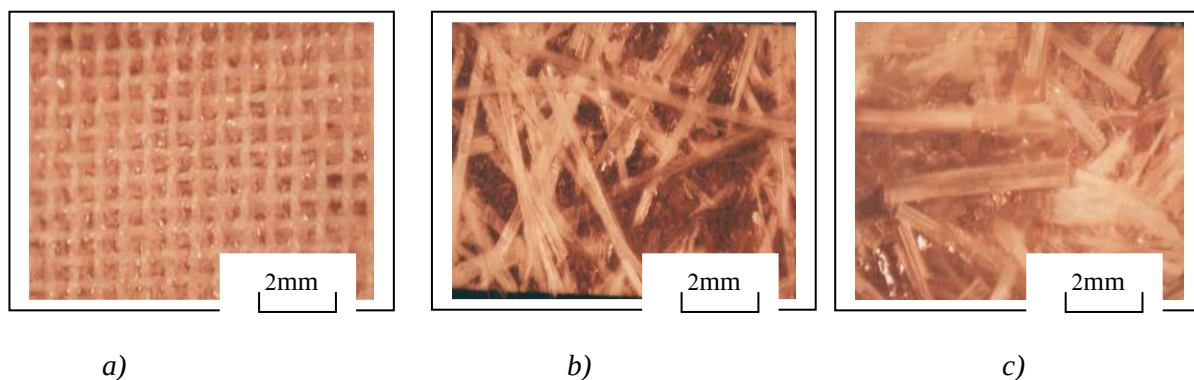


FIG. VI.26: faciès de rupture, pris dans le sens transversal.
a) «CI». b) «CII». c) «CIII».

La rupture de «CI, CII et CIII» se distingue par des mécanismes qui opèrent à l'échelle de l'éprouvette (1cm), des mèches ou des torons (2mm), des fils et des fibres. On considère que seules les structures perpendiculaires à la fissure principale sont susceptibles des contrôler la rupture. Les structures parallèles sont considérées comme fragiles (énergie de rupture très faible).

Cas E1 : La fissure matrice entraîne la rupture du composite. Les torons sont rompus au droit de la fissure matrice. La contrainte de décohésion du toron est supérieure à celle de leur rupture $\sigma_D^D > \sigma_R^R$. La rupture est de caractère fragile (idem cas A1 à l'échelle des torons).

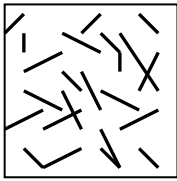
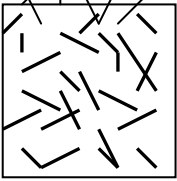
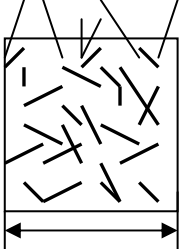
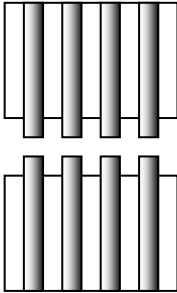
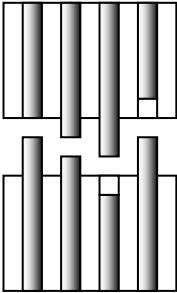
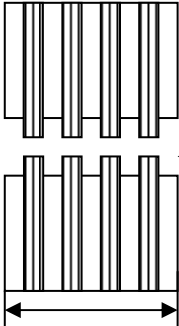
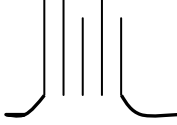
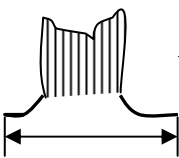
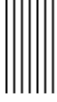
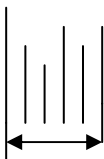
			Renfort aléatoire échelle éprouvette
Cas A1	cas A2	cas A3	
			Sous structure: toron échelle éprouvette
cas E1	cas E2	cas E3	
			Sous structure: fil échelle toron
cas T1	cas T2	cas T3	
			Sous structure: fil échelle fil
cas F1	cas F2	Cas F3	

FIG.VI. 27: Schéma des faciès de rupture à différentes échelles d'observation [8]

Cas E2 : Après la rupture de la matrice, il y a un décollement à l'interface toron-toron et toron matrice, de part et d'autre de la fissure matricielle ($\sigma_t^R > \sigma_t^D$). L'énergie de rupture est la somme des contributions suivantes: rupture matrice, le décollement et rupture des torons. Dans ce cas, la rupture est un peu plus contrôlée que le cas précédent.

Cas E3: C'est typiquement le même que celui du cas E2. Par contre, il y a décollement au sein des sous structures du toron (fil ou filaments). De plus, on note que l'interface fil-fil et fil matrice est très faible par rapport au cas précédent ($\sigma_{fi}^R > \sigma_{fi}^D$). L'énergie de rupture englobe en plus du cas E2, l'énergie de

décollement des fils et des filaments. Les sous structures des torons peuvent être analysées de la même façon que les torons.

Cas T1 : rupture coplanaire des fils et des filaments: rupture fragile.

Cas T2 : déchaussement des fils au sein du toron et la rupture est du type contrôlée.

Cas T3 : déchaussement et rupture des fils dans toute la section du toron à des niveaux différents.

Les mêmes cas peuvent avoir lieu à l'échelle des fils du fait qu'ils se présentent comme des torons à une échelle plus petite.

Tous les fils d'un toron peuvent se rompre dans le même plan (cas T1) ou à des niveaux différents.

Cas F1 : rupture des filaments dans un même plan : rupture fragile.

Cas F2 : rupture et déchaussement des filaments en paquet à différents niveaux: rupture contrôlée.

Cas F3 : rupture et déchaussement des fibres individuellement au sein d'un fil.

VI.4.2.4.1- Faciès de rupture de l'éprouvette « SENB »

L'observation des faciès de rupture des éprouvettes «SENB» montre que l'accroissement de la fissure entraîne la rupture des fibres. La rupture matricielle est franche. La propagation de la fissure est pratiquement droite, cette linéarité peut s'expliquer par l'effectivité du pontage des bords de la pointe de fissure à assurer une linéarité des charges de traction. Cette dernière est peu influencée par l'arrangement aléatoire des fibres (FIG.VI.28). De cette dernière observation, on peut inspirer que, si le ligament de rupture avait été à un niveau microscopique peu important, divers faciès de ruptures semblent se définir.

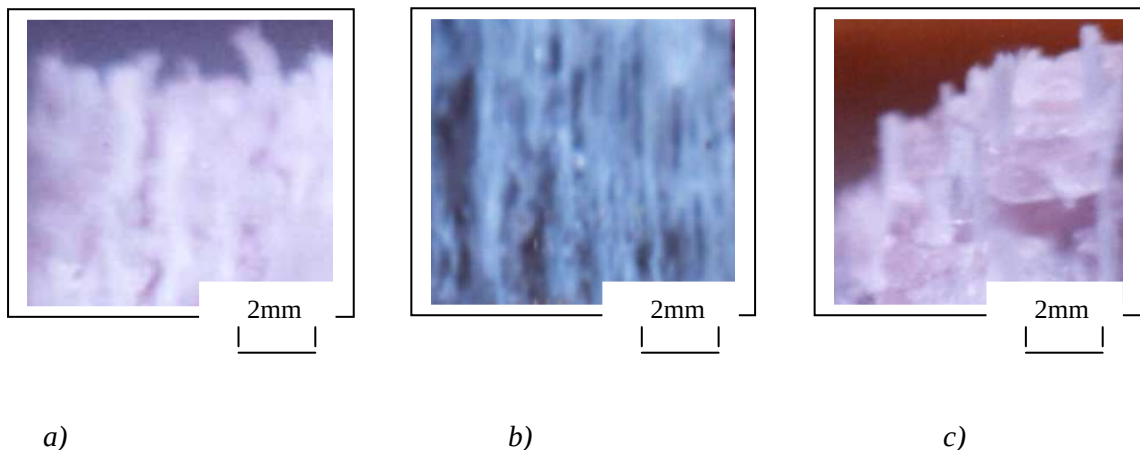


FIG.VI.28: faciès de rupture, pris dans le sens perpendiculaire au ligament rompu «SENB» .

a) «CI».

b) «CII».

c) «CIII».

De plus, les photographies, prises dans le sens perpendiculaire de la propagation de la fissure, ne peuvent refléter autant de détails surtout sur les faciès matrice, celles des fibres ainsi que leur interaction. Ces derniers trouveront une analyse assez descriptive à la suite de l'observation des faciès de rupture à une échelle microscopique peu importante (éprouvette «CT»).

VI.4.2.5- Conclusion

Compte tenu de la dispersion des résultats, il est difficile d'apprécier un effet de longueur de la fissure initiale sur les valeurs des plateaux. Néanmoins, il semble que la valeur plateau est assez élevée pour la valeur de « $ao/W = 0,3$ » que pour les autres rapports, de plus, zone pontée, relative à « $ao/W = 0,3$ » à une taille légèrement élevée. Par contre les valeurs initiales, « G_R^0 » et « K_R^0 », pour un composite et une dimension donnés, sont indépendantes de la valeur d'élancement de la fissure (amorçage de la fissure). et sont, de même, indépendantes des valeurs de « ao/W ».

L'analyse de Dugdale conduit à une contrainte de pontage « $\sigma_{\text{pont}} = 105 \text{ MPa}$ ». La longueur de la zone endommagée envisagée, avant que la pointe de la fissure ait son extension, est de l'ordre de $\Delta a^* = 0,4 \text{ mm}$ (FIG.VI.25c).

Il en ressort de l'analyse des courbes « $R-\Delta a$ » que les matériaux «CI, CII et CIII» ont un comportement différent. Cela semble s'attribuer au changement de la morphologie du renfort. L'effet de bord est le phénomène prépondérant, ce dernier est nettement observé sur l'évolution des courbes de la résistance de «CIII». Et de ce fait une taille suffisante du ligament doit être retenue afin d'observer une plage de courbe non influencée par cet effet.

De plus, il semble que l'application de la mécanique linéaire élastique de la rupture ne soit pas adéquate pour ce composite. Mais il se peut que ces résultats ne soient pas significatifs compte tenu de la petite dimension des éprouvettes «SENB» utilisées eu égard à la taille de la «ZE». Par contre, l'application de la 33 «MLER», à «CI» semble appréciable. La dimension de la «ZE» étant petite par rapport aux dimensions de l'éprouvette, une valeur plateau est nettement observée sur les courbes $R(\Delta a)$.

VI.4.3- Courbes « $R-\Delta a$ » relatives aux 2prouvettes

Les résultats des tests menés sur des éprouvettes de petites dimensions indiquent que les valeurs enregistrées ne peuvent être considérées comme une valeur intrinsèque du matériau et cela est due à la manifestation de l'effet de bord. Il semble qu'un ligament plus important semble conduire à l'enregistrement des courbes « $R-\Delta a$ » non influencées par cet effet. Notre choix est tombé sur l'éprouvette «CT». Pour cette raison, une série de cette dernière, Pour chaque rapport « $ao/W = 0,3, 0,4$ et $0,5$ » et pour chaque composite, étant préparée.

Dans la première série des tests, on a pris « $W = 40$ ». Bien que des courbes « $R-\Delta a$ », relatives aux éprouvettes «CT- $W = 40$ », montrent une minimisation de l'effet de bord et présentent des valeurs plateau clairement distinguées (FIG.VI.29), il semble qu'une longueur assez importante, « $W = 50$ », peut refléter une caractérisation bénéfique.

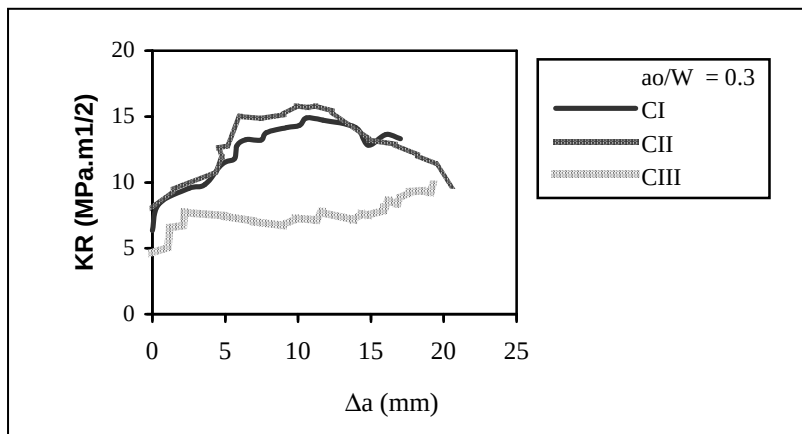


FIG.VI.29: Evolution de « K_R » en fonction de « Δa » pour chaque type de composite.

VI.4.3.1- Evolution des Courbes «R- Δa » relatives à «CI»

Les résultats de l'approche en terme énergétique de la propagation de la fissure de «CI» montrent que, pour les différentes valeurs de « ao/W », l'évolution de « G_R » présente le domaine (1) qui est suivie immédiatement de (3) (FIG.VI.30a) (cf.§. III.4.4.1). Bien qu'une croissance parabolique est observée au passage de A à B pour « $ao/W = 0.3$ », il semble qu'un plateau est défini sur un petit incrément « Δa ». Ce dernier est de l'ordre « $G_R^P = 70 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ ».

A partir de ce dernier, les valeurs de « G_R » croissent continûment avec l'accroissement de la fissure et cela d'une façon significative (minimisation de l'effet de bord), pour atteindre une valeur maximale de l'ordre « $G_R^M = 108 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ ». Il paraît que l'évolution de la courbe «R- Δa » présente l'évolution attribuée à ce type de composite (cf.§. III.4.4.2). et elle n'est observable que pour des ligaments d'ordre supérieur à 32 mm. Pour les valeurs de « $ao/W = 0,4$ et $0,5$ », l'évolution des courbes «R- Δa » montrent la présence des trois domaines successifs (FIG.VI.30a). De plus, une superposition des pics énergétiques est observée sur ces courbes. Il est à noter que le domaine (3) est d'ordre décroissant contrairement à celui de « $ao/W = 0,3$ », Cette décroissance semble être due à la mise en évidence par la contribution de l'effet de bord. La propagation de la fissure s'initie à des valeurs de « G_R^0 » assez proches et non influencées par la profondeur de l'entaille initiale. Elle est d'un ordre de 26 à $35 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$.

L'approche en terme de « K_R » (FIG.VI.30d) montre que les trois domaines caractérisants la rupture ((1), (2) et (3)) sont nettement distingués. Les courbes «R- Δa » relatives aux valeurs « $ao/W = 0,3, 0,4$ et $0,5$ », s'initient à des valeurs assez proches de l'ordre de « $K_R^0 = 7$ à $8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ », à partir desquelles, ces courbes prennent une croissance jusqu'à une valeur plateau moyenne de « $K_R^P = 12 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ». Le plateau trouve une propagation stable jusqu'à l'incrément « $\Delta a = 11 \text{ mm}$ ». Au delà de cet incrément, le domaine (3) prend naissance, il est caractérisé par une chute de valeurs de « K_R » (cas de « $ao/W = 0,4$ et $0,5$ »), soit par une croissance continue pour atteindre une valeur maximale « $K_R^M = 16 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ». Les courbes semblent être quasiment confondues jusqu'à l'incrément « $\Delta a = 11 \text{ mm}$ ».

VI.4.3.2- Evolution des Courbes «R- Δa » relative à «CII»

Les courbes «R- Δa », relatives aux valeurs «CII», montrent que la longueur du ligament rompue n'a aucun effet significatif sur ces courbes. Les trois domaines de l'accroissement de la fissure sont présents (accroissement des courbes, relatif à « $ao/W = 0,3, 0,4$ et $0,5$ », à partir de « $K_R^0 = 8$ à $10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ », domaine (1), suivi d'une extension de la fissure le long d'un plateau « $K_R^P = 15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ », domaine (2), puis une décente correspond à l'interaction de la zone endommagée avec le bord de l'éprouvette (effet de bord) (FIG.VI.30e). Contrairement à «CI», l'effet de bord ne prendra naissance qu'à une valeur de « Δa » assez importante. Inspirant que si le ligament avait été assez important (d'ordre « $W = 60$ »), on aurait abouti à une évolution similaire à celle de «CI» pour « $ao/W = 0.3$ » (FIG.VI.30e). Bien que l'effet de bord soit le mécanisme prépondérant, domaine (3), (FIG.VI.30b), nous avons enregistré des valeurs d'initiation d'énergie de rupture ainsi que la valeur plateau moyenne qui sont de l'ordre, respectivement, de « $G_R^0 = 21$ à $36 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ » et « $G_R^P = 55 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ ».

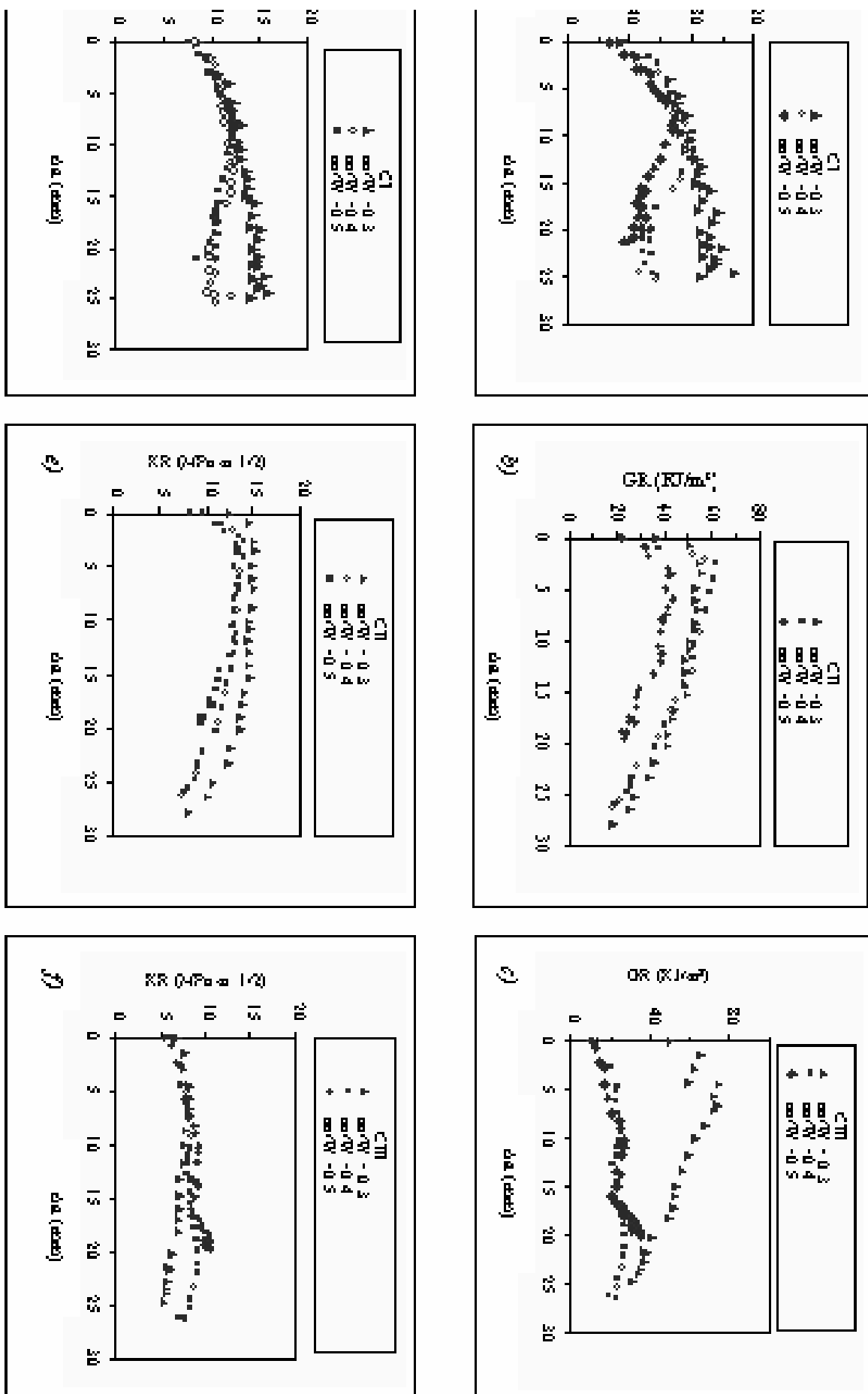


FIG. VI. 30 : Evolution de " G_A " et de " X_A " en fonction de la pour différentes valeurs de CTI de l'éprouvette « CT ».

a.d) «CTI», b.e) «CTI», c.f) «CTI».

Vu que les courbes « $R - \Delta a$ » sont quasiment confondues, cas « $K_R - \Delta a$ » pour « $ao/W = 0,3$ et $0,5$ » ainsi pour le cas de « $G_R - \Delta a$ » pour « $ao/W = 0,3$ et $0,5$ » (FIG. VI. 30b), il n'est possible de trouver une inverse proportionnalité entre les valeurs de « K_R » et « G_R » et celles de ao/W .

VI.4.3.3- Evolution des Courbes « $R - \Delta a$ » relatives à «CIII»

Les mêmes interprétations décrites pour l'évolution de «SENB», cas de «CIII», semblent s'approprier à l'évolution des courbes « $R - \Delta a$ », cas « $ao/W = 0,4$ et $0,5$ » (FIG. VI. 30c,f). Alors que la courbe caractéristique ne commence à se définir qu'à partir d'un ligament de rupture supérieur à 32 mm (cas observé pour « $ao/W = 0,3$ ») (FIG. VI. 30c).

Pour un rapport « $ao/W = 0,3$ »), la propagation de la fissure s'initie à des valeurs de « $G_R^0 = 50 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ ». La courbe de « $G_R - \Delta a$ » s'accroisse pour atteindre une valeur plateau moyenne de l'ordre de « $G_R^p = 60 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ » (FIG. VI. 30c). A partir de l'incrément « $\Delta a = 19 \text{ mm}$ » la courbe tend à chuter d'où le domaine (3). Ce dernier est caractérisé par une apparition prépondérante de l'effet de bord conduisant à une augmentation de la «ZE».

L'analyse de « $K_R - \Delta a$ » (FIG. VI. 30f) montre qu'à partir d'une valeur caractérisant l'initiation de la rupture, qui est d'un ordre de « $K_R^0 = 6 \text{ à } 7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ». La valeur moyenne est d'un ordre de « $K_R^m = 9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ », puis une décroissance indiquée par le domaine (3).

VI.4.3.4- Faciès de rupture

Les faciès de rupture relatifs à «CI, CII et CIII» sont représentés par les photographies prises dans le sens transversal et engendrant une étendue «ZE» de l'accroissement de la fissure de l'éprouvette «CT» (FIG. VI. 31).

L'accroissement de la fissure trouve une étendue effective pour exprimer sa propagation plane, à l'exception de «CIII», dans laquelle la fissure se distingue par une propagation en dents de scie. Cela s'explique par la nature fragile de la matrice dont la microfissuration s'exprime par la concentration de contrainte dans les régions déficientes en fibres et/ou plus poreuses.

VI.4.3.4.1- Faciès de rupture de «CI»

L'observation des faciès de rupture de «CI» (FIG. VI. 31a) montre que la rupture est suffisamment plane avec des longueurs déchaussées de l'ordre de 0,5 à 2 mm (type E1, T1, F2). Il semble que le décollement des fibres, dans le domaine «II», se fait individuellement, alors que pour les domaines «III et IV» (cf. §. VI. 2). L'extraction des fibres s'effectue en paquet et individuellement. Cela est du à une importante contrainte de décohésion à l'interface des torons et des filaments par rapport à leurs contraintes de rupture.



FIG.VI.31: *faciès de rupture, pris dans le sens latéral du ligament rompu de «CI»*

De l'observation attentive des faciès de rupture de «CI» (FIG.VI.31b), une alternance entre les deux types E1 et E3 semble se définir. Ceci peut s'expliquer par l'existence d'une plastification de la matricielle. Ce phénomène s'étend d'environ 13 mm (mesuré perpendiculairement au plan de la fissure). Une approche est attribuée à la manière d'extension des micro-fissures matricielles. Cela dérive de l'alternance décrite entre pas du tissu, dans lequel la micro-fissuration a largement d'étendue nécessaire pour s'étaler. Après la rupture de la fibre (point P_2), les microfissures matricielles tendent à se propager transversalement. Puisqu'elles sont peu amorties par la fibre de côté, elles se trouvent obliger d'étendre suivant la diagonale (P_2 , P_3 , P_6 , P_7), et ainsi le processus s'alterne. La représentation proposée sur la figure (VI.32) peut donner plus d'éclairci.

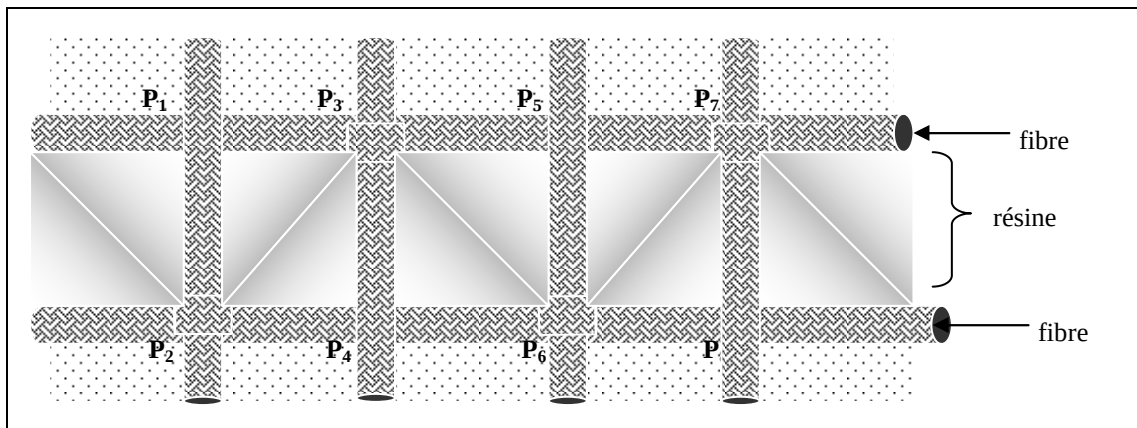


FIG.VI.32: *Représentation schématique d'une fissure pontée par des fibres longues et du site de la rupture moyenne (propagation en dents de scie).*

Le déchaussement des fibres est très distingué lors de l'examen des séquences photographiques présentées sur la figure (VI.33). La matrice conserve sa nature fragile. Dans un premier lieu, une fissuration matricielle tend à se propager, tout en gardant une ligne partiellement droite, sur des petites étendues. Le mécanisme du pull out et celui de déchaussement individuel des fibres et des filaments sont observés (domaine «II») (FIG.VI.33a). Le déchaussement en paquet n'est observé qu'à des incréments relativement importants (domaine «III et IV») (FIG.VI.33b,c)

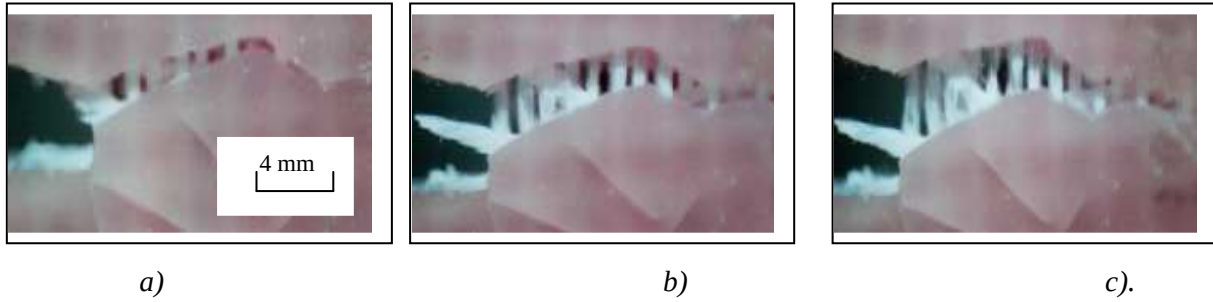


FIG. VI .33: *faciès de rupture, pris dans le sens latéral du ligament rompu de «CI»*

VI.4.3.4.2- Faciès de rupture de «CII»

L'analyse des faciès de rupture, montre que l'interface fibre/matrice est très résistante. Toutes les fibres se rompent au droit de la fissure matricielle. Sur la figure (VI.34a), on voit bien que la rupture des fibres a eu lieu sans qu'il y ait d'importantes longueurs déchaussées (type E1,T2, F3). Les fibres longues présentes sur a photographie sont dues, non pas à un pull out, mais à des macrofissurations matricielles;

de plus, leur position parallèle au plan de fissuration favorise leur présence. La rupture est partiellement plane. La fissuration matricielle est nettement observée (domaine «II»), elle est de l'ordre de 8 mm (mesurée perpendiculairement au plan de la fissure). Il semble que, pour des vitesses assez importantes, l'intensité du mécanisme pull out se réduit.

VI.4.3.4.3- Faciès de rupture de «CIII»

Les faciès de rupture de l'éprouvette «CT», relatifs à «CIII», montrent un très bon exemple du pull out (FIG. VI.34b). Les longueurs extraites sont de l'ordre de 1 à 5 mm. Cela est dû à une faible contrainte à l'interface des torons et des filaments par rapport à leurs contraintes de rupture. Une propagation en dents de scie est nettement observée (FIG. VI.34b). Il semble que la fissure croît dans les portions plus déficientes en fibres et/ou les plus poreuses. Les fibres sont plutôt déchaussées individuellement. Le déchaussement en paquet n'est observé qu'à des vitesses relativement importantes (domaine «III et IV»). La rupture du composite ainsi que l'interaction fibre/matrice semble du type E2, T2, F3.

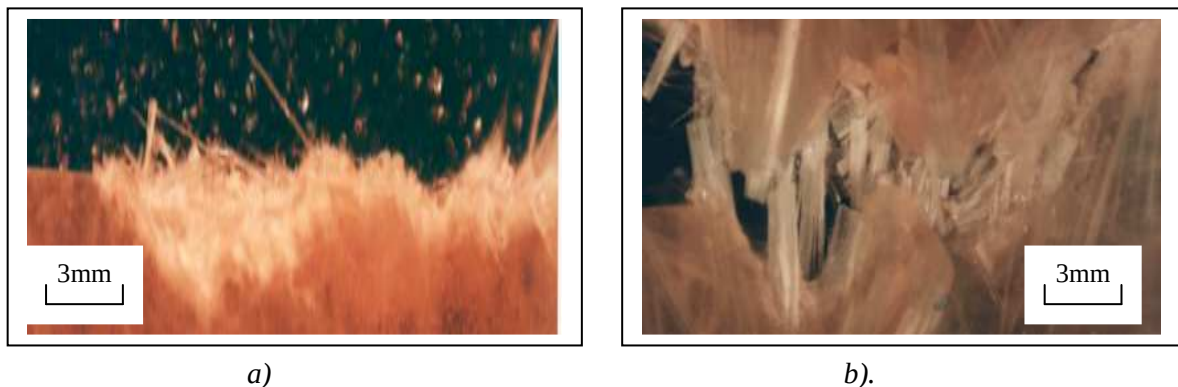


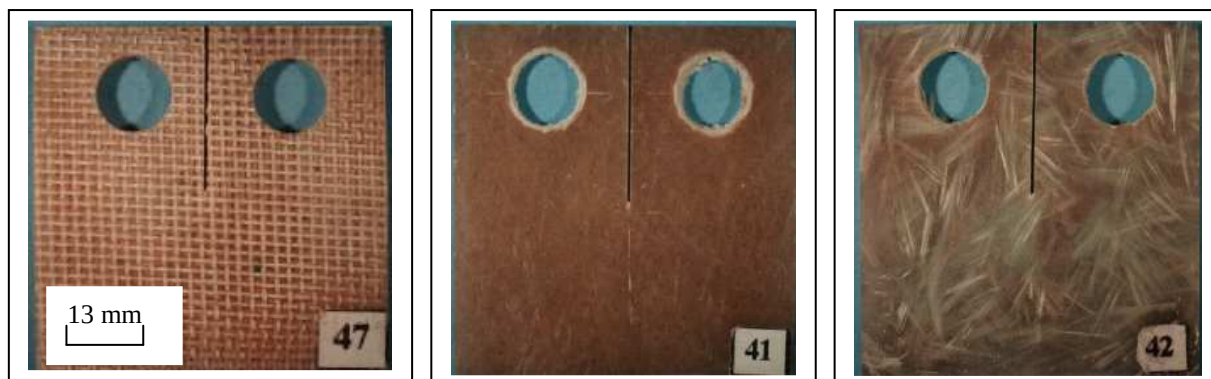
FIG. VI .34: *faciès de rupture, pris dans le sens latéral de ligament rompu de «CI»*
a) «CII». b) «CIII».

VI.4.3.4.4– Observation de la multifissuration

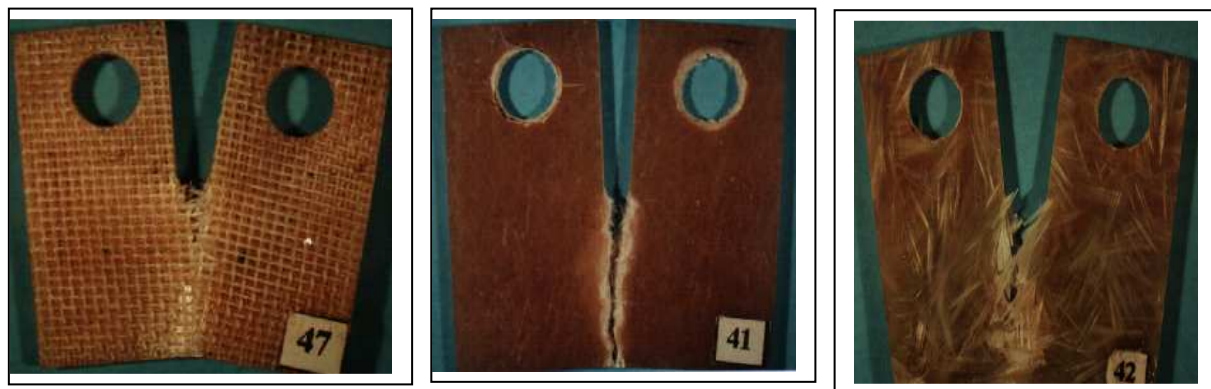
L'accroissement de la multifissuration, relative «CI, CII et CIII», est similaire à celle décrite pour «CI». La «ZE» se développe de part et d'autre de la fissure principale par ondulations décrivant ainsi une propagation en dents de scie. L'amplitude des ondulations est maximale dans le cas de «CIII» et est de l'ordre de 9 mm (FIG. I.34b), et elle est minimale pour le cas de «CI» (FIG. VI.31).

La microfissuration est assez importante dans le domaine «II». La présence de cette dernière conduit à un pull out nettement observé (FIG. VI.34b). L'observation des photographies des éprouvettes «CT», prises avant et après rupture, montre que les étendues situées au de là du plan de fissuration ne sont pas fortement atteintes par la microfissuration. Le point le plus éloigné est enregistré dans le cas de «CI» et qui est de l'ordre de 15mm. La taille ainsi que l'extension de la microfissuration peut être difficilement déterminée par photographie puisque le flambement ne peut être évalué dans les zones les plus lointaines de la «ZE» (FIG. VI.35).

Avant rupture



Après rupture



a)

b)

c)

FIG. VI.35: Photographies des éprouvettes «CT», prises avant et après rupture,

a) «CI».

b) «CII».

c) «CIII».

VI.4.3.4.5– Rupture des fibres

Deux types de rupture de fibre sont distingués, soit, rupture du filament (cas de «CII»), soit rupture du toron suivi de celle de filament (cas observé sur «CI et CIII»). La rupture à l'échelle toron se déroule soit individuellement (domaine «II»), soit les deux à la fois (individuellement et en paquet (domaine «III et IV»). La contrainte σ_f^R est supérieure à celle de la décohésion de l'interface fibre/matrice. La rupture est, dans ce cas, du type E2, T2, F3 pour «CIII» et est de type E1, T2, F2 pour «CI» (FIG.VI.34a).

Les torons rompus, relatifs à «CIII» ne présentent pas de mèche, mais ils sont de la forme F3. Pour «CI» (FIG.VI.31a), les torons ne conservent pas leur ondulations de tissage, ils se présentent sous forme de mèches de type F2. La fissuration de «CII» entraîne la rupture des fibres. La longueur déchaussée est peu importante (E1, T2, F3). Autant Un décollement de fibres est observé sur les faciès de «CIII» que sur celles de «CI et CII».

VI.4.3.5– Conclusion

La courbe caractéristique du composite « Polyester-fibres de verre » n'est observée qu'à des longueur du ligament rompu de l'ordre de 32mm. Pour chaque composite, Les grandeurs « K_R » et « G_R » restent indépendante du rapport ao/W . Le domaine (3) peut se manifester soit par une évolution croissante, soit par une évolution décroissante. La présence de l'un ou de l'autre se traduit par l'intensité de l'effet de bord.

Une nette convergence des courbes « $R-\Delta a$ » vers une courbe caractéristique de l'évolution de la propagation de la fissure, qui gardera probablement la même allure sans être influencée ni par l'effet de bord, ni par celui de taille.

L'observation de la photographie a montré une nette distinction entre les faciès de rupture de «CI, CIII» et celles de «CII». Et cela se traduit par la morphologie du renfort. Des longueurs de décollement assez importantes sont aussi observées sur les faciès de rupture de «CI, CIII», cela s'explique par une présence réduite de contrainte de décohésion comparée à celle de rupture de la fibre. Dans le cas contraire, la rupture de la fibre se produit au même endroit de la fissure matrice (cas «CII»). Pour les trois composites, la rupture est stable le long du ligament.

VI.5– Comparaison sur le Polyester-fibres de verre à diverses morphologies

Afin de donner à ce paragraphe un sens comparatif, ainsi d'éviter une présentation conclusive, les ressemblances de mêmes les dissemblances entre «CI, CII et CIII» portent essentiellement sur une classification sur leurs aptitudes à s'opposer à l'extension de la fissure.

Les graphes comparatifs des paramètres de rupture relatifs à «CI, CII et CIII» sont représentés par la figure (FIG-VI.36). La superposition des courbes « $R-\Delta a$ » respectivement pour « $ao/W = 0,3, 0,4$ et $0,5$ », montrent que l'intensité de l'effet de bord et en fonction inverse du rapport ao/W . Les trois domaines semblent se définir pour chaque composite sur l'évolution de « $R-\Delta a$ ». Il est à signaler que l'incrément de l'extension de plateau, relatif à chaque composite, est fonction de « ao/W » jusqu'à ce que la courbe caractéristique soit définie (cas «CI») pour « $ao/W = 0,3$ ».

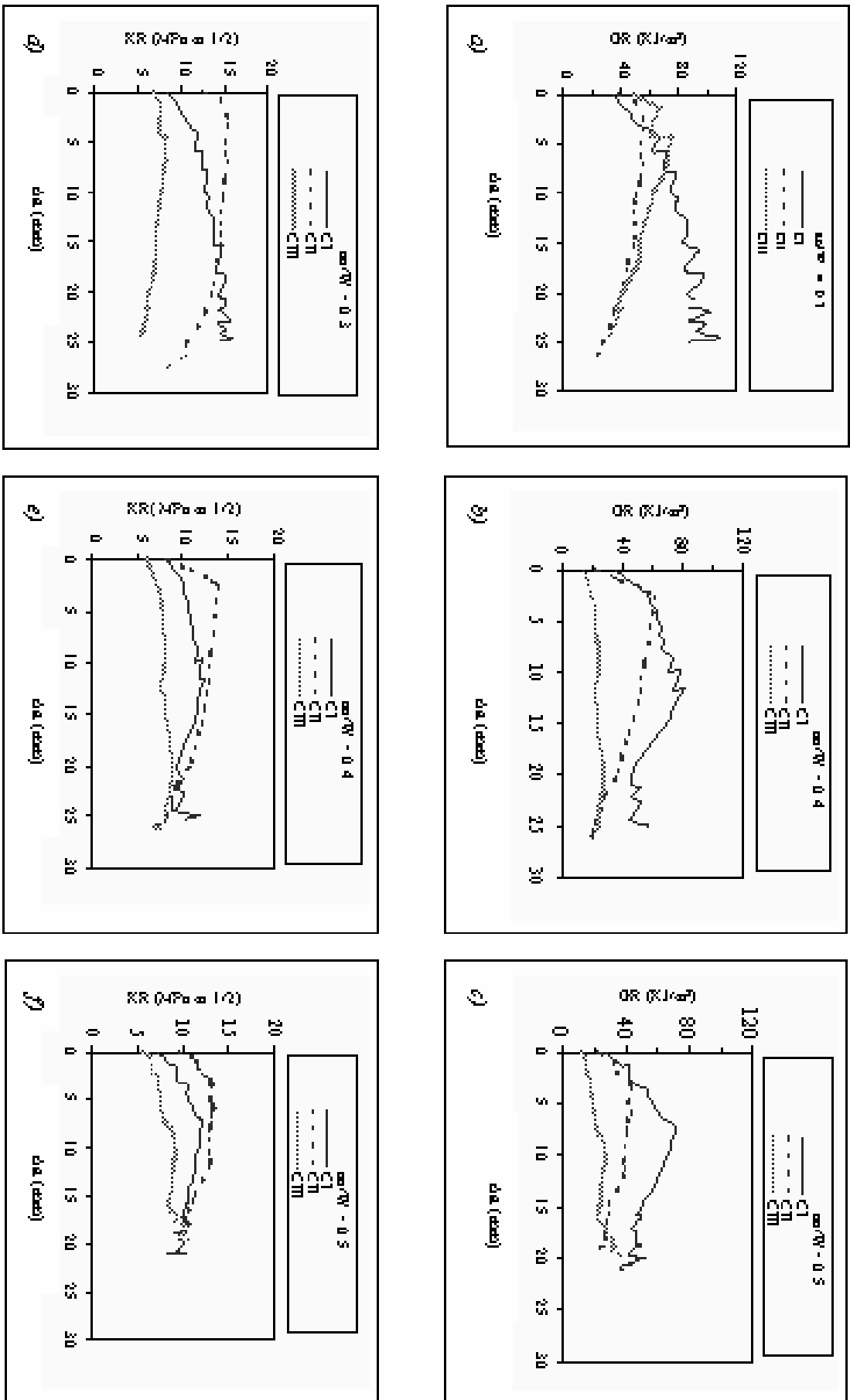


FIG. VI.36 : Graphes comparatifs des paramètres de rupture de «C1, CII et CIII» pour les différentes valeurs de a_0/W .
a, d) « $a_0/W=0.3$ », b, e) « $a_0/W=0.4$ », c, f) « $a_0/W=0.5$ ».

Le fait d'observation de l'évolution des courbes « R- Δa », successivement de droite à gauche (« $a_0/W = 0.5, 0.4$ et 0.3 », une convergence vers la courbe caractéristique (FIG. VI. 36c,b,a et/ou f,e,d), semble se décrire. De cette dernière formalité, une classification des composites, selon leur résistance à l'endommagement, peut être envisagée et est d'ordre décroissant, respectivement pour «CII et CIII puis CI». De plus, une ténacité, « K_{max}^0 », est enregistrée. Elle est de l'ordre de « $K_{max}^0 = 8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ », dans le cas de l'approche en terme de « K_R », et est de « $G_{max}^0 = 30 \text{ KJ} \cdot \text{m}^{-2}$ », dans le cas de l'approche énergétique. Ces valeurs correspondent au maximum de la courbe (P, δ). Inspirons qu'un ligament assez important pourra donner plus de validité à cette dernière observation.

CONCLUSION GENERALE

Conclusion Générale

Les tests de rupture à charge variable menés sur les éprouvettes «UP-fibre de verre» ont confirmé la validité du concept de l'énergie de rupture. Ce dernier n'exige pas l'exactitude de la longueur du ligament rompu. La réponse linéaire est présente à chaque enregistrement de (P, δ) de « CI, CII et CIII ». Cette pente n'est pas nécessairement sensible aux événements locaux tant qu'aucune fibre n'a été affectée par un effet de fissuration. D'où, l'initiation à la rupture prendra place quand la charge maximale est atteinte. Une fois cette charge est atteinte, la courbe (P, δ) tend à s'éloigner progressivement de la droite idéale charge-déplacement. Cette non linéarité (aire d'affaiblissement) semble indiquer qu'une diversité de mécanismes d'endommagement sont forts présents lors de l'accroissement de la pointe de la fissure. Du fait que l'évolution de la courbe (P, δ) ne présente pas de point anguleux, il en ressort que la rupture est du type contrôlée.

La chronophotographie semble être d'une applicabilité efficace pour le suivi de l'accroissement extensif de la pointe de la fissure. Néanmoins, dans l'entendu engendrant la pointe de la fissure. Cette approche révèle que les fibres longues «tissu de verre» sont très effectives à prolonger la durée de la rupture, ainsi de réduire le saut de rupture, comparées aux fibres coupées, d'où l'arrangement des fibres a un effet significatif sur l'état de l'accroissement de la fissure et le saut de la rupture. De plus, les résultats de cette approche ont montré une proportionnalité de la vitesse en fonction la longueur du ligament rompu.

Une réelle correspondance est observée entre les informations livrées par la chronophotographie et celles enregistrement durant la période d'endommagement. Cette coïncidence a mis en évidence les séquences de l'accroissement de la fissure.

Les courbes « R- Δa » ont été déterminées dans l'hypothèse linéaire élastique en fonction de l'accroissement de la fissure, calculé par la méthode itérative de Tada et al.

L'analyse des courbes de la rupture montre, que l'effet du ligament est sans importance notable pour les différents a_0/W . Une légère dépendance de l'énergie de rupture et de la taille de l'entaille, et cela semble être du à une anisotropie initiale (éprouvettes atypiques). Les courbes des énergies de rupture « G_R » et de la ténacité apparente « K_R », relatives à l'éprouvette «SENB» n'atteignent pas le plateau escompté. Ceci dit que la zone endommagée n'a pas atteint sa densité de micro-fissuration; inspirer que si les éprouvettes étaient de dimensions un peu importantes, l'effet de bord sera minimisé.

Bien qu'une distinction assez nette entre les différentes morphologies de fibres de verre, une tendance vers une courbe caractéristique du matériau semble se définir. Après l'initiation à la rupture, les trois domaines (1), (2) et (3) sont suffisants pour la description du comportement à la rupture du matériau mis en cause: une croissance de la courbe suivie d'une extension du plateau jusqu'à un incrément " Δa " dont la valeur est fortement influencée par l'interaction de la zone endommagée avec le bord de l'éprouvette.

Reste à signaler qu'une longueur du ligament doit être retenue pour l'enregistrement de la courbe caractéristique du matériau qui ne sera, probablement, influencée par un effet de bord ni par celui de taille.

Pour les différents composites, l'initiation à la rupture a eu lieu à des valeurs de résistance proches. Cela s'explique par l'aptitude de la fibre de verre, sous différentes morphologies, de conserver ces propres caractéristiques mécaniques. Inspirant que si le ligament était peu élevé, on aurait assisté à une évolution plus ou moins similaire.

Il est essentiel qu'avec une simple méthode, qui est appliquée sur un composite dont le processus d'élaboration est effectué avec un outillage de base très réduit, l'utilisateur d'un tel matériau pourra qualifier l'influence du chargement résine/fibre, ligament rompu et tous les autres paramètres associés, sur la résistance à la rupture.

Le concept de l'énergie de rupture reflète que le composite «Polyester-fibre de verre» prouve une résistance appréciable, favorisant son application dans divers domaines industriels entre autre, le domaine nautique.

REFERENCES

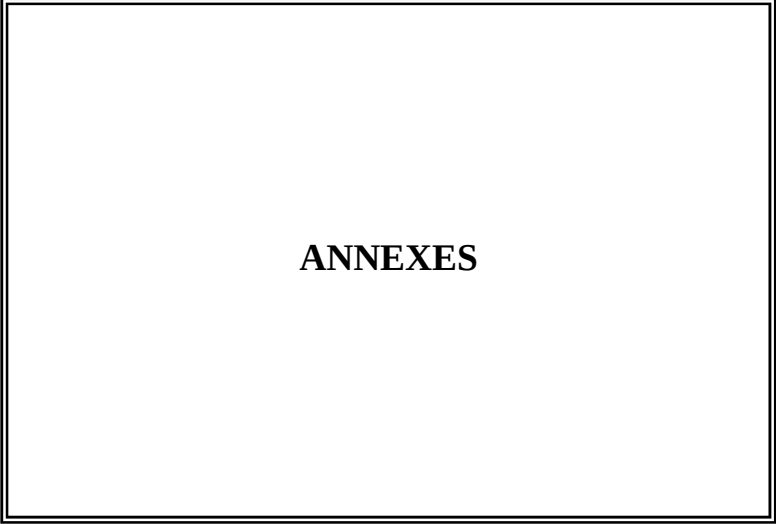
BIBLIOGRAPHIQUES

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1]- M.GEIER ,D.DUEDAL «*Guide pratique des matériaux composites*», TEC & DOC (Lavoisier), Paris, 1985, 349P.
- [2]- J.M.BERTHELOT«*Matériaux composites: Comportement mécanique et analyse des structures* », Ed. MASSON, Paris, 1992, 620P.
- [3]- W.KURZ, J. P. MERCIER, G.ZAMBELLI «*Traité des matériaux: Introduction à la science des matériaux*», Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, Lausanne, 1995, 404P.
- [4]- J.WEISS, C. BORD «*Les matériaux composites, Tome I: Structure, constituants, fabrication*», Ed. l'Usine nouvelle, Paris, 1983, Partie: A-B-C.
- [5]- TEC & DOC «*Guide de la technique -2-: Métaux, Liants, Plastiques, Composites, Matières vivantes*», Presses Polytechniques et Universitaires Romandes, Lausanne, 1991, PP: 143-148.
- [6]- J. PABIOT«*Plastiques renforcés: Propriétés mécaniques, Calcul*», Techniques de l'ingénieur, Paris, 1987, PP: A3245 (1-13).
- [7]- A. DESSARTHE, H. GUYOT, M. CARAYOL «*Techniques de fabrication de pièces mécaniques en plastiques ou composites*», Centre Technique des Industries Mécaniques (CTIM), Paris, 1994, 226P.
- [8]- H. OSMANI «*Rupture des composites céramique-céramique à fibres*», thèse de doctorat, INSA de Lyon, 1989, 226p.
- [9]- T. CHOU, R. Mc CULLOUGH, B. PIPES «*Les composite*», Pour la science, Déc.1987, PP: 147-158.
- [10]- S. LAROSE, J. J. BARRAU «*Mécanique des Structures, Tome 4: Calcul de structures en matériaux composites*», EYROLLES-MASSON, Paris, 1987, 276P.
- [11]- D. GAY «*Matériaux composites*», HERMES, Paris, 1997, 672P.
- [12]- P. CANARD «*Monographies des thermdurcissables: Polyesters insaturés*», Techniques de l'ingénieur, Paris, 1985, PP: A3445- (1-17).
- [13]- G. PULVINAGE «*Mécaniques élasto-plastique de la structure: Critères d'amorçage*», CEEPADUES-EDITIONS, Toulouse, 1989, 501P.
- [14]- C. BOUHELIER «*Mécanique de la rupture: Seuil de propagation*», Centre Technique des Industries Mécaniques (CTIM), Paris, 1992, 121P.
- [15]- H. D. BUI «*Introduction aux problèmes inverses en mécanique des matériaux*», EYROLLES, Paris, 1993, 236P.
- [16]- bibliographies tirées de [13]

- [17]- D. MAUGIS «*Review subcritical crack growth surface energy, fracture toughness, stick-slip and embrittlement*», Journal of materials Science 20 (1985), PP: 3041- 3073.
- [18]- D. FRANCOIS «*Essais mécaniques des métaux: (Essais de rupture)*», Techniques de l'ingénieur, Paris, 1987, PP: M127 (1-13).
- [19]- F. CONCHIN, «*Etude du comportement thermo-mécaniques de matériaux à renfort fibreux, SiC/C/SiC 2D*», thèse de doctorat, INSA de Lyon, 254p, 1994.
- [20]- H. ABDIZADEH «*Elaboration et caractérisation de composite duplex laminaires tri-couches à base d'alumine*», thèse de doctorat, INSA de Lyon, 1997, 200P.
- [21]- S.HASHIMI. J. MUGAN «*Fracture mechanics of short glass fibre-reinforced Nylon composite*», Journal of materials Science 28, 1993, PP: 3983-3990.
- [22]- E. K. TSCHEGG, K. HUMER, W. WEBER «*Fracture tests in mode -I- on fibre-reinforced plastics*», Journal of materials Science 28, 1993, PP: 2471-2480.
- [23]- Bibliographies tirées de [22]
- [24]- Bibliographies tirées de [19]
- [25]- D. J. BOLL, W. D. BASCOM, J. C. WEIDNER, W. J. MURRI «*A microscopy study of impact damage of epoxy-matrix carbone-fibre composites*», Journal of materials Science 21, 1986, PP: 2667-2677.
- [26]- A. F. YEE, D. M. LI, L. XIAWEI. LI «*The importance of constraint relief caused by rubber cavitation in the toughening of epoxy*», Journal of materials Science 28, 1993, PP: 6392-6398.
- [27]- X. M. WANG, H. S. KIM «*Continuous measurement of crack growth in plastics*», Journal of materials Science Letters 12, 1993, PP: 357-358.
- [28]- H. OSMANI, N. BOUAOUADJA, M. HAMIDOUCHE, K. LOUCIF «*Application des concepts KR et γ wof dans les composites 3D*», 2^{ème} conférence internationale sur les mathématiques appliquées et les sciences de l'ingénieur, CIMASI 98, casablanca , Maroc, 27-29 avril 1998, PP: 826-830.
- [29]- H. OSMANI, M. ROKBI, N. DOUIB «*Bi-directional fracture of glass fibre (mat) reinforced polyester composites*», sixth International meeting on Materials Science, Algeria, 3rd-5th April 2000, 9P.
- [30]- A. R. SANADI, M. R. PIGGOTT «*Strength and modulus with short aligned fibres: Part 1*», Journal of materials Science 20, 1985, PP: 421- 430.
- [31]- Idem. «*Strength and modulus with short random fibres: Part2*», Journal of materials Science 20 , 1985, PP: 431- 437.
- [32]- B. BERGMAN «*On the estimation of the Weibull modulus*», Journal of materials Science 3, 1984, PP: 689- 692.
- [33]- TH. KLUK, J. REICHERT, R. BRÜCKNER «*Contribution to the problem of tensile and bending-test method for SiC-fibre-reinforced glass*», Journal of materials Science 28, 1993 , PP: 6303-6306.

-
- [34]- A. FELS, K. FRIENRICH, E. HORNBOKEN «*A study of reinforcement by prestressed metallic glass ribbons*», Journal of materials Science Letters 3, 1984 , PP: 639-642.
- [35]- Idem «*Reinforcement of a brittle epoxy resin by metallic glass ribbons*», Journal of materials Science Letters 3, 1984, PP: 569-574.
- [36]- W. A. CURTIN «*Theory of mechanical properties of ceramic-matrix composite*», J. Am. Ceram. Soc, 74 (11) , 1991, PP: 2837-2845.
- [37]- L. T. DRZAL, M. MADHUKAR «*Fibre-matrix adhesion and its relation ship to composite mechanical properties*», Journal of materials Science 28, 1993, PP: 569- 610.
- [38]- J. K. WELLS «*Micromechanisms of fracture of fibrous composites*», Ph.D thesis, Cambridge University, 1982, 232P.
- [39]- J. K. WELLS, P. W. R. BEAUMONT «*Crack-tip energy absorption processes in fibre composites Theory of mechanical properties of ceramic-matrix composite*», Journal of materials Science 20, 1985, PP: 2735–2749.
- [40]- A. N. GENT, C. WANG «*What happens after a fibre breaks-pull-out or resin craking ?* », Journal of materials Science 28, 1993, PP: 2494–2500.
- [41]- S. K. KHANNA, A. SHUKLA «*Energy absorption mechanisms during dynamic fracturing of fibre-reinforced composites*», Journal of materials Science 28, 1993, PP: 3722-3730.
- [42]- J.WEISS, C. BORD «*Les matériaux composites, Tome II: Calculs, Essais et contrôles, Conceptions*», Ed. l'Usine nouvelle, Paris, 1983, Partie: E, F, G.
- [43]- H. OSMANI, N. DOUIB, M. ROKBI «*Comportement mécanique bidirectionnel: Polyester-fibre de verre*», III^{ème} Colloque de l'ELACAM , Biskra (Algérie), 10-11 Avril 2001, 18P.
- [44]- J. KARGER-KOCSIS, T. CZIGANY «*Fracture behaviour of glass-fibre mat-reinforced structural nylon RIM composites studied by microscopic and acoustic emission techniques*», Journal of materials Science 28, 1993, PP: 2438-2448.
- [45]- P. J. ROE, M. P. ANSELL «*Jute-reinforced polyester composites*», Journal of materials Science 20 , 1985, PP: 4015-4020.
- [46]- H. OSMANI, M. ROKBI, N. DOUIB «*Rupture d'un composite bidirectionnel: Polyester-fibre de verre "2D"*», CIMASI, Maroc, 23, 24 et 25 Octl 2000, 6P.
- [47]- P. DEVIES, O. BRUNELLIERE «*Effet of defects on interlaminar fracture of glass fibre – reinforced polyester composites*», Journal of materials Science Letters 12, 1993, PP: 427-429.
- [48]- Documentation fabricants: VETROTEX, Saint-Gobain, 15P
- [49]- S. BYUN, B. S. LEE, J. H. YOON, J. H. HONG «*An iteration method for directly determining J-Resistance curves of nuclear structural Steels*», Journal of material Science 34, 1999, PP: 2039-2047.



ANNEXES

Tableau (A.1) : dimensions et masses des éprouvettes « S.E.N.B »

	EP N°	L (mm)	W (mm)	a ₀ (mm)	B (mm)	a ₀ /W	M(g)
C I (T)	18	58.74	9.38	5.407	7.88	0.576	6.09
	19	58.76	9.63	3.290	8.04	0.341	6.32
	20	59.24	10.20	4.447	7.66	0.435	6.49
	21	58.52	10.08	4.859	7.84	0.482	6.71
	22	58.74	9.38	5.407	7.88	0.576	6.09
C I (L)	23	54.62	9.54	2.955	7.66	0.309	5.09
	24	54.34	9.52	5.195	7.64	0.545	5.48
	25	54.72	9.64	4.075	7.16	0.422	6.15
	26	60.94	9.86	4.506	8.04	0.456	6.93
	27	60.18	10.12	5.115	8.08	0.503	7.10
C II	1	60.02	9.96	3.074	8.28	0.308	7.05
	2	54.72	9.64	3.145	7.16	0.326	6.15
	3	61.01	9.98	4.602	7.38	0.461	5.29
	4	59.92	10.16	4.776	8.04	0.470	7.05
	5	59.84	10.08	3.665	7.98	0.363	6.85
	6	54.34	9.52	4.607	7.64	0.483	5.48
	7	60.94	9.86	5.934	8.04	0.601	6.93
	8	60.18	10.12	5.304	8.08	0.524	7.10
C III	9	59.16	10.06	3.140	7.78	0.312	6.52
	10	59.04	10.02	3.640	7.66	0.363	6.59
	11	60.52	9.76	3.558	8.18	0.364	6.91
	12	58.76	10.06	3.865	8.08	0.384	6.75
	13	59.78	9.84	4.100	7.92	0.416	6.72
	14	60.02	9.94	4.852	7.94	0.488	6.75
	15	60.14	10.04	4.115	7.98	0.409	6.09
	16	60.52	10.02	5.370	7.94	0.535	6.70
	17	60.10	9.96	5.396	7.94	0.541	6.98

Tableau (A.2) : dimensions et masses des éprouvettes « CT »

CT - CI-						
N°	M(g)	L (mm)	L' (mm)	W (mm)	a ₀ (mm)	B (mm)
46	12.445	48.12	48.41	40	15	3.84
47	12.541	48.05	47.61	40	15	4.02
48	18.470	58.12	60.03	50	19	3.82
49	21.686	60.10	60.31	50	19	4.52
50	12.370	59.19	58.41	50	19	2.62
51	12.989	60.00	60.12	50	19	2.56
52	12.940	59.51	59.29	50	19	2.70
53	12.517	60.04	60.00	50	19	2.52
54	12.742	59.85	60.08	50	19	2.54
55	12.808	59.40	59.11	50	19	2.56
56	12.622	60.18	60.44	50	23	2.70
57	23.485	59.82	61.50	50	22	4.52
58	12.501	60.34	58.72	50	25	2.52
59	12.875	59.92	59.68	50	23	3.50

CT - CII-						
N°	M(g)	L (mm)	L' (mm)	W (mm)	a ₀ (mm)	B (mm)
37	16.968	60.10	60.00	50	19	3.36
38	15.441	60.20	59.60	50	19	3.12
39	09.848	47.50	48.10	40	15	3.08
40	10.791	48.00	48.10	40	15	3.38
41	16.442	59.90	59.60	50	19	3.38
60	18.751	60.04	59.32	50	22	3.87
61	16.938	60.82	59.10	50	25	3.92
62	17.218	61.180	58.74	50	21	3.54
63	18.924	60.23	59.62	50	28	3.94

CT - CIII-						
N°	M(g)	L (mm)	L' (mm)	W (mm)	a ₀ (mm)	B (mm)
42	20.405	60.00	60.10	50	19	4.08
43	18.663	60.00	60.03	50	19	3.72
44	11.695	48.11	47.33	40	15	3.78
45	11.636	48.05	47.71	40	15	3.74
64	20.922	60.32	57.84	50	24	4.44
65	18.66	58.82	60.00	50	21	3.82
66	21.50	60.92	60.44	50	28	4.92
67	20.58	57.96	58.86	50	26	4.25