

50376
1996
306

n° d'ordre :

THÈSE

présentée à

**L'UNIVERSITÉ DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES
DE LILLE-FLANDRES-ARTOIS**

pour l'obtention du titre de

DOCTEUR

en

**CHIMIE ORGANIQUE ET MACROMOLÉCULAIRE
POLYMÈRES A L'ÉTAT SOLIDE**

par

Christophe MONNIER
Ingénieur de l'École des Mines de Douai

**INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE
ET DE LA CONSTITUTION DU COMPOSITE
SUR LES MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT
DE TUBES ET RÉSERVOIRS EN COMPOSITES
SOUS DIFFÉRENTES LOIS DE PRESSION**

Soutenue le 28 Novembre 1996 devant la Commission d'Examen :

Président : Mr F. RIETSCH

**Rapporteurs : Mr S. AIVAZZADEH
Mme M. GUIGON**

**Examineurs : Mr J.-J. MASSOT
Mr J. PABIOT**

Laboratoire d'accueil : Département Technologie des Polymères et Composites, École des Mines de Douai

Directeur de thèse : J. PABIOT, Professeur. Directeur du laboratoire d'accueil

SCD LILLE 1



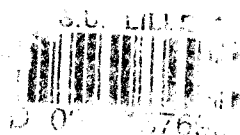
D 030 297040 0

REMERCIEMENTS

Arrivé au terme de cette étude, je tiens à remercier Monsieur Pabiot, Directeur du Département Technologie des Polymères et Composites de l'Ecole des Mines de Douai, pour m'avoir accueilli dans son laboratoire et encadré au cours de ces trois années.

J'adresse également mes plus sincères remerciements à Monsieur Rietsch pour avoir accepté de présider la commission d'examen, à Monsieur Aivazzadeh et à Madame Guigon pour avoir bien voulu être les rapporteurs de ce mémoire, et à Monsieur Massot pour sa présence en tant qu'examineur.

Enfin, ce travail n'aurait pu être mené à bien sans le concours du personnel du Département Technologie des Polymères et Composites. Je les remercie tous, avec une mention particulière pour : Patrice Hulot, sans qui une grosse part du travail expérimental n'aurait pas été possible, Michel Benteyn, pour ses conseils et son expérience, Pascal Jeannetaud et Patrick Vandevor, pour leur aide et leur soutien, et Marie-France Lacrampe et Patricia Krawczak, pour les calculs.



*A Patricia
A Michaël, Ludovic et Thomas*

SOMMAIRE

REMERCIEMENTS	3
SOMMAIRE	7
TABLE DES SYMBOLES	13
.1. INTRODUCTION	17
.2. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	
JUSTIFICATION DU PROGRAMME DE RECHERCHE	23
2.1. MATÉRIAUX COMPOSITES	27
2.1.1. RENFORTS	27
2.1.2. MATRICES	31
2.1.3. FABRICATION DES COMPOSITES PAR ENROULEMENT FILAMENTAIRE	37
2.1.4. MARCHÉ DES MATÉRIAUX COMPOSITES	39

2.2.	CALCUL DES COMPOSITES APPLIQUÉ À LA PRÉVISION DU COMPORTEMENT DES TUBES SOUS PRESSION INTERNE	42
2.2.1.	MATÉRIAUX ÉLASTIQUES ISOTROPES - DÉFINITIONS ET CONVENTIONS DE NOTATIONS	42
2.2.2.	MATÉRIAUX À RENFORCEMENT UNIDIRECTIONNEL - DÉFINITIONS ET CONVENTIONS DE NOTATIONS	46
2.2.3.	PRÉVISION DU COMPORTEMENT ÉLASTIQUE DE STRUCTURES TUBULAIRES MULTICOUCHES RÉALISÉES PAR ENROULEMENT FILAMENTAIRE	51
2.2.4.	DÉTERMINATION DE LA LIMITE DE LINÉARITÉ DE STRUCTURES TUBULAIRES RÉALISÉES PAR ENROULEMENT FILAMENTAIRE	56
2.2.5.	SCHÉMA DE LA PROCÉDURE DE CALCUL	61
2.2.6.	CALCUL DE L'ANGLE D'ENROULEMENT OPTIMAL PAR LA THÉORIE DES FILETS	64
2.3.	ENDOMMAGEMENT DES MATÉRIAUX COMPOSITES	65
2.3.1.	NOTION D'ENDOMMAGEMENT	65
2.3.2.	DÉTECTION DE L'ENDOMMAGEMENT	68
2.3.3.	MODÉLISATION DE L'ENDOMMAGEMENT	69
2.3.4.	CINÉTIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT	74
2.3.5.	TUBES SOUS PRESSION HYDRAULIQUE	77
2.3.6.	RÉSERVOIRS	83
2.3.7.	MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENTS	84
2.4.	CONCLUSIONS - JUSTIFICATION ET PROGRAMME DE L'ÉTUDE	85
2.5.	RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	88

.3. MOYENS EXPERIMENTAUX ET MATERIAUX	93
3.1. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION DES MATÉRIAUX	97
3.1.1. SPECTROSCOPIE MÉCANIQUE	97
3.1.2. ANALYSE ENTHALPIQUE DIFFÉRENTIELLE	97
3.1.3. ESSAI DE TRACTION	98
3.1.4. MESURE DES TAUX DE FIBRES, DE VIDES ET DES DENSITÉS	98
3.1.5. ÉMISSION ACOUSTIQUE	100
3.1.6. MICROSCOPIE OPTIQUE	100
3.2. MISE SOUS PRESSION HYDRAULIQUE DES STRUCTURES	101
3.2.1. RUPTURE INSTANTANÉE	102
3.2.2. FATIGUE DYNAMIQUE	103
3.2.3. FLUAGE	105
3.2.4. ACQUISITION DES DONNÉES	106
3.3. TUBES	108
3.3.1. TUBES ÉPOXY	108
3.3.2. TUBES VINYLESTER	111
3.4. BOUTEILLES VERRE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE	115
3.5. RÉSERVOIRS CARBONE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE	117
3.6. RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	119

.4. RESULTATS EXPERIMENTAUX	121
4.1. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX SUR TUBES	125
4.1.1. DESCRIPTION DES PHÉNOMÈNES ET DÉFINITION DES GRANDEURS MESURÉES	125
4.1.2. CARACTÉRISTIQUES INSTANTANÉES DES TUBES VERRE-ÉPOXY	127
4.1.3. CARACTÉRISTIQUES INSTANTANÉES DES TUBES VERRE-VINYLESTER	138
4.1.4. SYNTHÈSE COMPARÉE DES CARACTÉRISTIQUES INSTANTANÉES DES COMPOSITES ÉPOXY ET VINYLESTER	146
4.2. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX SUR STRUCTURES FERMÉES	149
4.2.1. BOUTEILLES VERRE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE	149
4.2.2. RÉSERVOIRS CARBONE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE	151
4.3. BILAN DES PARTICULARITÉS OBSERVÉES	152
.5. DISCUSSION	155
5.1. ANALYSE GLOBALE DE LA LOI DE COMPORTEMENT EN RELATION AVEC L'ÉVOLUTION DE LA STRUCTURE DU MATÉRIAU	159
5.1.1. ÉMISSION ACOUSTIQUE ET NATURE DES ENDOMMAGEMENTS	159
5.1.2. OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES	160
5.1.3. ORIGINE STRUCTURALE DE LA NON LINÉARITÉ AXIALE À FAIBLE TAUX DE CHARGEMENT	167
5.2. ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DE LA LOI DE COMPORTEMENT AVANT LE COUDE	174
5.2.1. ANALYSE THÉORIQUE DU COMPORTEMENT ÉLASTIQUE EN FONCTION DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE DU COMPOSITE ET COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE	174

5.2.2.	ANALYSE THÉORIQUE DE LA LIMITE ÉLASTIQUE EN FONCTION DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET D'ENVIRONNEMENT DU COMPOSITE ET COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE	193
5.3.	<u>ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DE LA LOI DE COMPORTEMENT AU COURS DE L'ENDOMMAGEMENT SOUS PRESSION CROISSANTE</u>	204
5.3.1.	LA PARTICULARITÉ DU PERLAGE ET SON ORIGINE	204
5.3.2.	QUANTIFICATION DE L'ENDOMMAGEMENT À PARTIR DES COURBES EXPÉRIMENTALES	208
5.3.3.	INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET D'ENVIRONNEMENT SUR LES FACTEURS D'ENDOMMAGEMENT	217
5.3.4.	ANALYSE THÉORIQUE	223
5.4.	<u>ENDOMMAGEMENT SOUS PRESSION RÉPÉTÉE</u>	226
5.4.1.	PRESSION RÉPÉTÉE À AMPLITUDE CROISSANTE	226
5.4.2.	PRESSION RÉPÉTÉE À AMPLITUDE CONSTANTE	228
5.5.	<u>RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES</u>	238
	.6. CONCLUSIONS - PERSPECTIVES	239
	TABLE DES ILLUSTRATIONS	245

TABLE DES SYMBOLES

Minuscules latines :

- $[a']$: matrice des souplesses en membrane dans le repère d'orthotropie
 d : densité de fissures
 e : épaisseur du composite
 e_g : épaisseur du gel-coat
 e_t : épaisseur du top-coat
 p : pas de bobinage
 r : rayon du tube
 u_i : déplacements suivant les directions x, y et $z, i = \{1, 2, 3\}$
 x, y, z : directions du repère principal

Majuscules latines :

- A_X : allongement à la rupture suivant la direction L
 A_T : allongement à la rupture suivant la direction T
 A_S : allongement à la rupture dans le plan LT
 $[A]$: matrice des rigidités en membrane dans le repère principal
 $[A']$: matrice des rigidités en membrane dans le repère d'orthotropie
 $[B]$: matrice des couplages membrane-flexion dans le repère principal
 $[C]$: matrice des rigidités dans le repère principal
 $[C']$: matrice des rigidités dans le repère d'orthotropie
 D : diamètre d'un tube
 D'_a : facteur d'endommagement des rigidités apparentes (§ 5.3.)
 D'_r : facteur d'endommagement des rigidités résiduelles (§ 5.3.)
 D^* : variable d'endommagement
 $[D]$: matrice des rigidités en flexion dans le repère principal
-

$[D^*]$: tenseur d'endommagement
E	: module d'Young
F_i	: fonction de vérification des critères de rupture
F_s	: fonction seuil d'endommagement
G	: module de cisaillement
H	: variable décrivant l'endommagement
$[H]$: tenseur d'endommagement
$[I]$: matrice identité
M_a	: masse dans l'air (mesure de la densité)
M_{ap}	: masse après calcination (mesure du taux de fibres)
M_{av}	: masse avant calcination (mesure du taux de fibres)
M_c	: masse d'une coupelle vide (mesure du taux de fibres)
M_e	: masse dans l'éthanol (mesure de la densité)
$[M]$: matrice des moments de flexion en membrane dans le repère principal
$[M(D^*)]$: opérateur tensoriel d'endommagement
N_a	: nombre de cycle à l'amorçage de fissures en fatigue dynamique
$[N]$: matrice des contraintes en membrane dans le repère principal
P	: pression interne
R	: rigidité apparente (§ 4.)
R_a	: rigidité apparente (§ 5.3.)
R'	: rigidité intrinsèque
R'_r	: rigidité intrinsèque résiduelle (§ 5.3.)
S	: contrainte à la rupture en cisaillement
$[S]$: matrice des souplesses dans le repère principal
X	: contrainte à la rupture en traction longitudinale
X'	: contrainte à la rupture en compression longitudinale
Y	: contrainte à la rupture en traction transversale
Y^d	: force thermodynamique liée à l'endommagement
Y'	: contrainte à la rupture en compression transversale

Minuscules grecques :

α	: angle de bobinage
β	: taux de fibres en masse
ε_i	: déformation normale dans la direction i
φ	: taux de fibres en volume
φ'	: taux de fibres en volume réel (tenant compte du taux de vides)
γ_{ij}	: déformation de cisaillement dans le plan (i,j)
η	: taux de vides en volume, ou coefficient de Halpin-Tsai

-
- $[\kappa]$: matrice des courbures dans le plan géométrique moyen
 ν : coefficient de Poisson
 ρ : densité
 σ_i : contrainte normale dans la direction i
 $[\sigma]$: matrice des contraintes
 τ_{ij} : contrainte de cisaillement dans le plan (i,j)

Majuscules grecques :

- Ω : section d'un composite

Indices et exposants :

- X^0 : valeur de la caractéristique X sur un matériau vierge ou valeur de la caractéristique X dans le plan géométrique moyen
 X^{ac} : valeur de la caractéristique X après le coude
 X^d : valeur de la caractéristique X sur un matériau endommagé
 X^l : valeur de la caractéristique X à la fin de linéarité
 X_{fin} : valeur de la caractéristique X à la fin d'un cycle (chargement répété progressif)
 X_{ini} : valeur de la caractéristique X au début d'un cycle (chargement répété progressif)
 X_k : valeur de la caractéristique X mesurée dans la couche k du stratifié
 X^p : valeur de la caractéristique X au perlage
 X_m : valeur de la caractéristique X pour la matrice
 X_r : valeur de la caractéristique X pour le renfort
 X^r : valeur de la caractéristique X à la rupture
 X_L : valeur de la caractéristique X suivant la direction longitudinale d'une monocouche
 X_T : valeur de la caractéristique X suivant la direction transversale d'une monocouche

.1.

INTRODUCTION

Les performances exceptionnelles des matériaux composites à matrice organique ont rendu leur utilisation de plus en plus fréquente dans tous les domaines industriels. Souvent, en effet, ils réussissent là où les matériaux traditionnels échouent, en combinant de nombreuses propriétés, aussi bien mécaniques que physiques ou chimiques. Ainsi, en choisissant judicieusement les constituants du composite, on peut obtenir un produit capable de résister simultanément à la corrosion, à de hautes températures (supérieures à 100°C), et à des contraintes mécaniques élevées, tout en ayant une longue durée de vie avec une maintenance réduite. De plus, leur légèreté permet des gains de poids très appréciables, qui sont pour une grande part responsables de ce succès.

Un des domaines qui a su le mieux tirer parti de tous ces avantages est celui de la canalisation. Les applications en sont nombreuses et variées, et vont de la simple évacuation d'eaux usées aux circuits secondaires de centrales nucléaires, en passant par les installations chimiques. Ces secteurs utilisent tous, à un degré plus ou moins important, les diverses propriétés énoncées précédemment.

L'utilisation des matériaux composites pour la fabrication de réservoirs de stockage sous pression pour combustibles gazeux est pour sa part en plein développement. Ainsi, le Ministère de l'Industrie a mis en place en 1992 un programme d'homologation de tels réservoirs, visant à démontrer les potentialités des composites dans ce domaine particulier : très grande résistance mécanique permettant de supporter des pressions en service jusqu'à 250 bars sur une plage de température très étendue, et légèreté vis-à-vis de leurs homologues métalliques.

C'est dans ces deux contextes que se situe notre étude, sachant que dans l'état actuel des choses :

- les mécanismes d'endommagement, et par suite leur origine, sont encore mal connus. Il en résulte l'utilisation de critères de fin de vie peu réalistes qui conduisent quelquefois à des résultats contradictoires, notamment en fonction de la température. En outre, aucun remède significatif ne peut être apporté,
- les méthodes de calcul, malgré leur niveau de développement, ne s'appliquent que dans des domaines limités, hors du champ des critères d'endommagement utilisés actuellement,

- il n'existe pas de quantification simple de l'endommagement permettant à un industriel un choix raisonné de structures, même en valeur relative. Il doit s'appuyer sur des essais longs et onéreux notamment pour juger du comportement à long terme, en l'absence de quoi il utilise des coefficients de sécurité confortables qui grèvent fortement le coût du produit.

Le travail présenté dans ce mémoire se propose donc de contribuer à la compréhension du comportement mécanique de tubes et réservoirs industriels sous pression interne à court terme, de préciser les mécanismes de fissuration et de relier les lois de comportement expérimentales aux modes d'endommagement et aux calculs théoriques, en fonction des paramètres de constitution, d'environnement, de géométrie et de sollicitation.

Il se propose en outre de dégager, pour des industriels, des méthodes simples de quantification de l'endommagement contribuant d'une part à classer des structures soumises à des pressions internes croissantes, d'autre part à prévoir leurs comportements relatifs à long terme sous pression dynamique.

Pour cela, nous présentons dans un premier temps une étude générale sur les composites (**.2. ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE - JUSTIFICATION DU PROGRAMME DE RECHERCHE**), au cours de laquelle nous situons ces matériaux dans leurs contextes économique et industriel, en s'intéressant plus précisément aux constituants et à leur mise en oeuvre. Nous développons également brièvement les méthodes de calcul des composites et de modélisation des endommagements. Un bilan des principaux résultats bibliographiques obtenus sur ces structures est finalement exposé, et nous conduit à une justification de notre étude et à la définition du programme de recherche.

Dans un deuxième temps, nous détaillons les techniques expérimentales utilisées, constitués d'une part des techniques de caractérisation et d'autre part des techniques de mise sous pression, ainsi que les matériaux testés, en décrivant aussi bien les constituants que les structures composites elles-mêmes (**.3. MÉTHODES EXPÉRIMENTALES ET MATÉRIAUX**).

Ces paramètres de composition, alliés à des paramètres d'essais conditionnent la présentation proprement dite des essais réalisés (**.4. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX**).

Tous ces résultats sont ensuite analysés et commentés lors de la dernière partie du travail (**.5. DISCUSSION**). On y étudie en détail la loi de comportement ainsi que les influences des différents paramètres. Dans tous les cas, les observations sont complétées par des analyses comportementales théoriques. De plus, on tente d'établir des corrélations entre les modes d'endommagement instantanés et en fatigue dynamique.

Enfin, le mémoire s'achève par un bilan sur l'ensemble du travail, mettant en avant les principaux résultats que l'on doit retenir. Des propositions de poursuite sont également présentées, en montrant notamment les points qui semblent les plus intéressants à approfondir (**.6. CONCLUSIONS - PERSPECTIVES**).

Il est important de préciser que cette étude a été menée sur des lots de produits industriels, malheureusement limités en quantité, et dont les constituants n'ont pas toujours pu être caractérisés dans les meilleures conditions, faute de matériaux disponibles.

.2.

ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE
JUSTIFICATION DU PROGRAMME
DE RECHERCHE

Ce chapitre se décompose en quatre parties. Dans un premier temps, on présente les principaux matériaux constitutifs des composites et leurs avantages, en détaillant les renforts puis les matrices, les modes de transformation, en s'attachant particulièrement à l'enroulement filamentaire, ainsi que le contexte économique du marché des composites.

Dans un deuxième temps, on s'intéresse aux méthodes de calcul propres aux stratifiés. On procède en déterminant tout d'abord les caractéristiques mécaniques d'une monocouche à partir des caractéristiques élastiques des constituants de base. Puis, par une technique d'assemblage, on en déduit le comportement global d'un stratifié, en présentant plus particulièrement le cas des tubes et réservoirs. Enfin, l'étude des critères de rupture montre à quel point il est délicat d'évaluer la résistance ultime des stratifiés.

Dans un troisième temps, on évalue les modes d'endommagement des stratifiés. Après avoir défini l'endommagement et ses modes de détection, on développe une modélisation de l'endommagement, en montrant essentiellement les aspects macro et microscopique. Ce paragraphe se poursuit par une présentation de la cinétique d'endommagement, puis par une présentation des principaux résultats bibliographiques sur ce thème, en insistant sur l'influence des paramètres étudiés par la suite. Pour terminer, un bilan des différents mécanismes d'endommagement identifiés est proposé.

Enfin, dans le quatrième et dernier temps, on tire les enseignements des paragraphes précédents et présente le programme de recherche, montrant par là-même l'intérêt de notre étude.

SOMMAIRE DU CHAPITRE .2.

2.1.	MATÉRIAUX COMPOSITES	27
2.1.1.	RENFORTS	27
2.1.1.1.	FIBRES DE VERRE	28
2.1.1.2.	FIBRES DE CARBONE	29
2.1.2.	MATRICES	31
2.1.2.1.	MATRICES THERMOPLASTIQUES	32
2.1.2.2.	MATRICES THERMODURCISSABLES	33
2.1.3.	FABRICATION DES COMPOSITES PAR ENROULEMENT FILAMENTAIRE	37
2.1.4.	MARCHÉ DES MATÉRIAUX COMPOSITES	39
2.2.	<u>CALCUL DES COMPOSITES APPLIQUÉ À LA PRÉVISION DU COMPORTEMENT DES TUBES SOUS PRESSION INTERNE</u>	42
2.2.1.	MATÉRIAUX ÉLASTIQUES ISOTROPES - DÉFINITIONS ET CONVENTIONS DE NOTATIONS	42
2.2.2.	MATÉRIAUX À RENFORCEMENT UNIDIRECTIONNEL - DÉFINITIONS ET CONVENTIONS DE NOTATIONS	46
2.2.3.	PRÉVISION DU COMPORTEMENT ÉLASTIQUE DE STRUCTURES TUBULAIRES MULTICOUCHES RÉALISÉES PAR ENROULEMENT FILAMENTAIRE	51
2.2.4.	DÉTERMINATION DE LA LIMITE DE LINÉARITÉ DE STRUCTURES TUBULAIRES RÉALISÉES PAR ENROULEMENT FILAMENTAIRE	56
2.2.5.	SCHÉMA DE LA PROCÉDURE DE CALCUL	61
2.2.6.	CALCUL DE L'ANGLE D'ENROULEMENT OPTIMAL PAR LA THÉORIE DES FILETS	64
2.3.	ENDOMMAGEMENT DES MATÉRIAUX COMPOSITES	65
2.3.1.	NOTION D'ENDOMMAGEMENT	65
2.3.2.	DÉTECTION DE L'ENDOMMAGEMENT	68
2.3.3.	MODÉLISATION DE L'ENDOMMAGEMENT	69
2.3.3.1.	ASPECTS MACROSCOPIQUES DE L'ENDOMMAGEMENT	69
2.3.3.2.	ASPECTS MICROSCOPIQUES DE L'ENDOMMAGEMENT	71

2.3.4.	CINÉTIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT	74
2.3.4.1.	EFFET KAISER - EFFET FELICITY	75
2.3.4.2.	MODÉLISATION DE LA CINÉTIQUE	76
2.3.5.	TUBES SOUS PRESSION HYDRAULIQUE	77
2.3.5.1.	APPLICATION ET VALIDITÉ DES CRITÈRES D'ENDOMMAGEMENT	77
2.3.5.2.	INFLUENCE DE LA RÉSINE	78
2.3.5.3.	INFLUENCE DES FIBRES	79
2.3.5.4.	INFLUENCE DU LINER (GEL-COAT)	81
2.3.5.5.	INFLUENCE DE L'ENSIMAGE	82
2.3.5.6.	INFLUENCE DE LA LOI DE CHARGEMENT	82
2.3.6.	RÉSEROIRS	83
2.3.7.	MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENTS	84
2.4.	CONCLUSIONS - JUSTIFICATION ET PROGRAMME DE L'ÉTUDE	85
2.5.	RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	88

2.1. MATÉRIAUX COMPOSITES [1, 2]

Un composite, au sens large du terme, est le résultat de l'assemblage de matériaux de nature et de composition différentes, et possède, de ce fait, des caractéristiques spécifiques. Ainsi, le béton peut être considéré comme un composite, même si l'appellation est souvent réservée aux matériaux réalisés à partir d'un renfort fibreux noyé dans une matrice. Ceux-ci permettent, par l'association judicieuse de fibres à caractéristiques élevées et d'une matrice, d'obtenir des performances accrues dans les directions où vont s'exercer les sollicitations mécaniques.

L'usage veut que l'expression *matériaux composites* s'adresse principalement aux matériaux composites à matrice organique (polymère), car ils représentent l'essentiel des composites élaborés à l'heure actuelle. Les matrices métalliques ou céramiques sont quant à elles d'un emploi encore limité, et sont réservées pour des températures de service supérieures à 300°C ou pour des applications très particulières.

Les composites à matrice organique étaient considérés il y a encore seulement une trentaine d'années comme des curiosités de laboratoire. Ils ont atteint maintenant le stade industriel où ils concurrencent l'aluminium et ses alliages, et l'acier (dans l'automobile, par exemple). La résistance mécanique élevée des fibres de renfort et la faible densité des résines permettent d'obtenir des caractéristiques spécifiques (rapport caractéristique/densité) élevées.

Le gain de poids réalisé est l'une des principales motivations du développement de ce type de matériau, en permettant par exemple :

- une consommation moindre de carburant (aviation, automobile),
- une vitesse supérieure ou une portée plus longue (missiles stratégiques, sports),
- une charge utile plus élevée (transports, applications spatiales).

2.1.1. RENFORTS

Les fibres de renforcement des matériaux composites modernes sont d'origine minérale, avec le verre, le bore ou les céramiques (alumine, carbure de silicium,...) ou organique; avec le carbone et l'aramide. Les fibres les plus employées sont les fibres de verre, loin devant les fibres de carbone et d'aramide.

2.1.1.1. FIBRES DE VERRE

Elles constituent actuellement le renfort le plus utilisé dans la réalisation des composites. Fabriqué essentiellement à partir de silice associée à divers oxydes (alumine, alcalins, alcalino-terreux), le verre textile est obtenu par fusion directe du mélange des matières premières, puis passage à travers une filière en platine, et étirage.

Les différents types de verre filables sont les suivants :

- verre E : il représente pratiquement la totalité du tonnage de verre textile pour composites ; d'usage général, il présente de bonnes propriétés électriques.
- verre D : à hautes propriétés diélectriques, il est réservé pour la construction de matériel électronique de télécommunications, civil ou militaire (radômes).
- verre A : il est moins résistant et possède un module plus faible que le verre E, mais a une très bonne tenue aux acides.
- verre C : il se situe entre le verre E et le verre A ; il est utilisé dans les couches superficielles de structures anticorrosion, particulièrement sollicitées sur le plan chimique.
- verre R ou S : verres spéciaux employés dans les structures à hautes performances mécaniques (aéronautique en particulier). Ils possèdent une résistance à la traction et un module d'élasticité très supérieurs à ceux des précédents.

Il est à noter la très faible proportion, voire l'absence, d'oxydes alcalins dans les divers types de verre textile à la différence du verre d'usage courant. Cette caractéristique permet l'obtention de très bonnes propriétés électriques, mais conduit à des températures de transformation élevées avec leurs conséquences techniques et économiques.

Le verre textile est disponible sous des présentations très variées :

- fibres broyées,
- fibres coupées,
- fibres continues (rovings, stratifils),
- mats (de fibres coupées ou continues),
- tissus (croisés, unidirectionnels).

Les fibres de verres sont caractérisées par une bonne adhérence à la plupart des matrices organiques, par de bonnes propriétés diélectriques, et par un rapport caractéristiques mécaniques/prix intéressant.

Pour améliorer les propriétés d'adhésion aux diverses matrices, les fibres de verre sont recouvertes par un ensimage, en sortie de filière. Les filaments sont ainsi revêtus d'une fine pellicule constituée, en général, d'une dispersion aqueuse de divers composés chimiques présentant chacun une fonction bien définie. Bien que le rôle principal de l'ensimage du verre soit d'assurer une bonne liaison avec la matrice, il améliore également :

- la cohésion entre les filaments,
- la raideur,
- la protection contre l'abrasion,
- l'élimination des charges électrostatiques,
- l'imprégnation par la résine à la mise en oeuvre,
- la protection contre le vieillissement en milieu humide.

Le marché des composites en France étant de 200 000 tonnes en 1994 [4], et la teneur moyenne en fibres de renfort dans les stratifiés étant de l'ordre de 25% à 30% en poids, la consommation en verre pour composites peut être estimée à 60 000 tonnes environ.

2.1.1.2. FIBRES DE CARBONE

L'essentiel de la production des fibres de carbone est obtenu à partir d'une fibre "précurseur" polyacrylonitrile (PAN). En jouant sur les paramètres de fabrication et les températures de mise en oeuvre (carbonisation à 1 500°C ou graphitisation à 3 000°C), on obtient soit des fibres HR (Haute Résistance), soit des fibres HM (Haut Module) (*Figure 2.1.*).

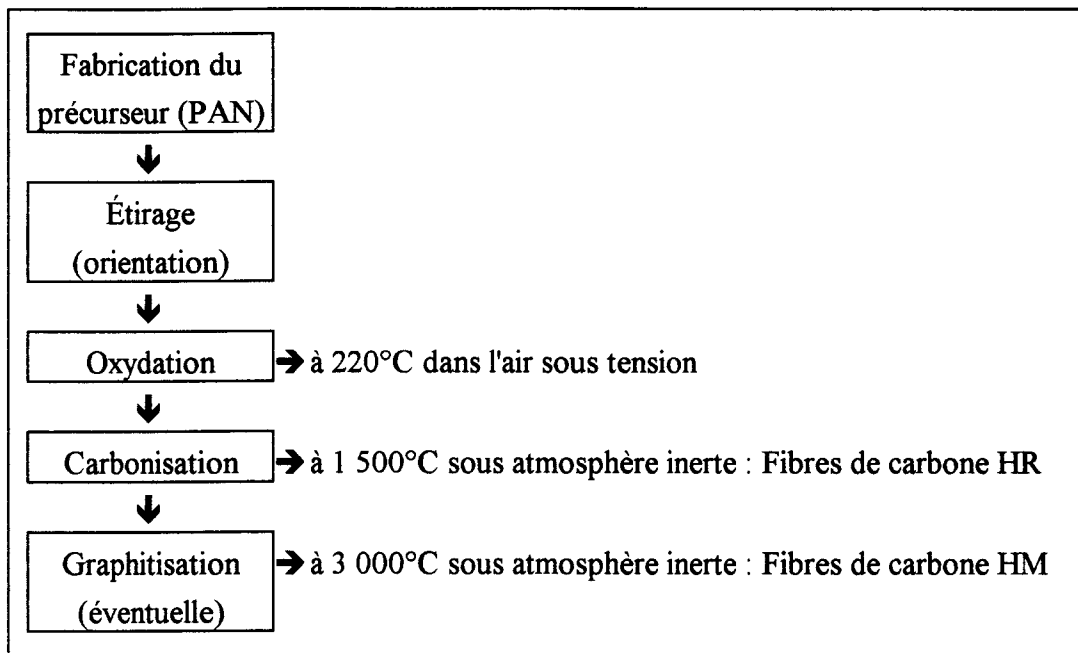


Figure 2.1. : Principe de fabrication de la fibre de carbone

Les fibres de carbone sont disponibles sous diverses formes :

- mèches regroupant de 3 000 à 12 000 filaments,
- fibres coupées de quelques millimètres de longueur,
- rubans et tissus uni ou multidirectionnels.

Les fibres de carbone se distinguent par des caractéristiques spécifiques élevées (Tableau 2.1.) du fait d'une résistance et d'un module importants, alliés à une grande légèreté. En effet, les densités sont de l'ordre de 1,75 pour les fibres HR et de 1,9 pour les fibres HM. Les fibres HM, par exemple, ont ainsi un module spécifique soixante-dix fois supérieur à ceux des alliages d'aluminium. Elles présentent également un coefficient de dilatation très faible permettant une grande stabilité dimensionnelle des structures et une conductibilité thermique élevée. Cependant, certains inconvénients demeurent, comme la résistance limitée aux chocs et les différences de potentiel engendrées au contact des métaux, qui peuvent favoriser des corrosions de type galvanique (Tableau 2.2.).

Caractéristique	Fibres HR	Fibres HM
Résistance en traction (MPa)	3 400 - 4 500	2 000 - 2 500
Module en traction (MPa)	230 000 - 250 000	390 000 - 450 000
Allongement à la rupture (%)	1,4 - 1,8	0,5 - 0,6
Résistance en compression (MPa)	2 200 - 2 800	1 300 - 1 700

Tableau 2.1. : Caractéristiques mécaniques des fibres de carbone, mesurées d'après la norme NF T 25.101

Enfin, signalons que la consommation actuelle en France ne dépasse pas 10 000 tonnes.

Caractéristiques distinctives	Limites d'utilisation
<ul style="list-style-type: none">• Densité : 1,75 à 1,9• Excellentes caractéristiques en traction et compression• Bonne tenue en température (sauf en atmosphère oxydante)• Excellente inertie chimique à température ambiante• Très faible coefficient d'expansion thermique• Bonne conductibilité thermique	<ul style="list-style-type: none">• Sensibilité aux chocs• Faible résistance à l'abrasion• Attaqué à chaud par l'oxygène de l'air et les acides oxydants• Corrosion de type galvanique au contact des métaux et des alliages

Tableau 2.2. : Caractéristiques générales de la fibre de carbone

2.1.2. MATRICES

Les matériaux composites, comme on l'a dit précédemment, sont constitués d'un renfort fibreux noyé dans une matrice organique. Celle-ci peut être de deux types, thermodurcissable ou thermoplastique. Bien que la grande majorité des produits actuellement fabriqués utilisent la première famille de résines, de nombreuses applications se sont développées autour des résines thermoplastiques.

On se propose ici de présenter les principales résines thermoplastiques et thermodurcissables utilisées, sachant que différents additifs, avec des vocations très différentes, peuvent être rajoutés au mélange de résine de base, permettant ainsi d'adapter les performances de la matrice aux besoins spécifiques de l'application pour laquelle elle est destinée : pigments, ignifugeants, anti U.V., antistatiques, agents thixotropes, stabilisants, agents démoulants,...

2.1.2.1. MATRICES THERMOPLASTIQUES

En théorie, tous les thermoplastiques peuvent être associés à des fibres de renforcement. En pratique, seules quelques familles de polymères techniques sont utilisées :

- polyamides,
- polycarbonate,
- polypropylène,
- polyoxyméthylène,
- polyoxyphénylène,
- polyesters linéaires.

La grande majorité des composites thermoplastiques est réalisée à l'aide de fibres courtes (entre 20% et 40% en masse), et la transformation se fait principalement par injection. L'intérêt de ces composites est un gain appréciable en module et en résistance, ainsi qu'une meilleure stabilité dimensionnelle. Malheureusement, en contrepartie, les matériaux deviennent fragiles, avec notamment une forte diminution de leur allongement à la rupture [3].

Bien que les pièces obtenues par injection soient considérées comme isotropes, il existe toujours en fonction des lignes d'écoulement une certaine anisotropie. La maîtrise de cette anisotropie permettra sans doute d'obtenir des pièces plus performantes que celles fabriquées actuellement. Les principales applications sont la réalisation de pièces mécaniques pour l'automobile, l'électroménager ou l'électricité.

Les composites à matrice thermoplastique et renforcés de fibres longues sont pour leur part encore marginaux. Ils sont utilisés soit pour la fabrication de plaques estampables, soit sous forme de ruban pour réaliser des structures frettées par enroulement filamentaire. Ces produits sont très prometteurs puisqu'ils permettent l'élaboration de structures performantes de manière plus simple qu'avec des matrices thermodurcissables. En effet, il y a un gain de temps important puisqu'aucune cuisson n'est nécessaire, et les conditions de travail sont améliorées : pas d'utilisation de produits toxiques ou inflammables, par exemple.

2.1.2.2. MATRICES THERMODURCISSABLES

Malgré le développement des composites à matrice thermoplastique, c'est encore avec des matrices thermodurcissables que la très grande majorité des composites est fabriquée. Les deux principales résines utilisées sont les résines polyesters (70%) et époxy (25%), les autres étant les résines phénoliques, polyuréthanes, polyimides, ...

Ce sont donc les deux principales familles auxquelles nous nous intéressons maintenant.

2.1.2.2.1. Résines polyester

Les résines polyester insaturées sont obtenues par polycondensation avec dégagement d'eau d'un ou plusieurs glycols sur un ou plusieurs diacides dont l'un au moins contient une double liaison éthylénique, selon les mécanismes suivants (*Figure 2.2.* et *Figure 2.3.*).

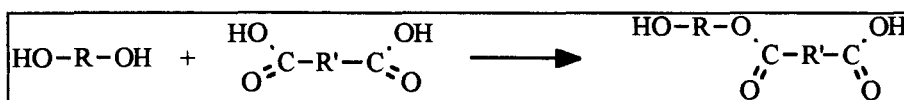


Figure 2.2. : Fabrication d'un monoester

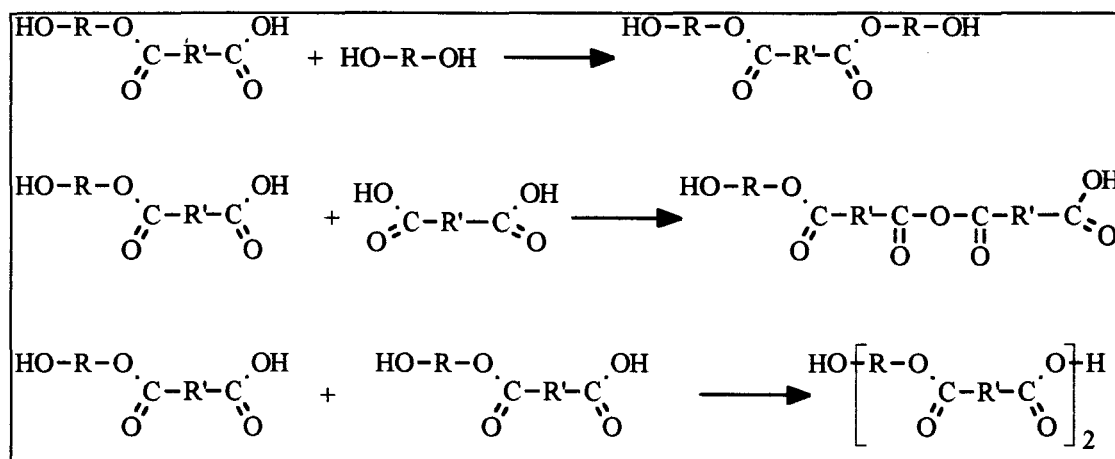


Figure 2.3. : Réactions de polyesterification

Le polycondensat est soluble dans un monomère (le plus souvent le styrène), et la solution ainsi obtenue est susceptible de copolymériser sous l'action d'un amorceur, improprement appelé aussi catalyseur, devenant alors une matière thermodurcissable. Celui-ci libère des radicaux libres, permettant ainsi de briser les doubles liaisons et d'entraîner la copolymérisation.

La réaction se produit à température ambiante ou à chaud, sans émission de produits secondaires et sans nécessité de pression. Les amorceurs doivent répondre à un certain nombre de critères : solubilité dans le monomère et inertie chimique vis-à-vis de celui-ci, stabilité à température ambiante, faible proportion dans le monomère (0,5% à 2%).

Pour éviter que la réticulation du polyester ait lieu avant la mise en oeuvre effective, on rajoute dans la solution quelques pour cent d'un produit appelé inhibiteur, qui bloque la polymérisation radicalaire à son stade initial, c'est-à-dire dès l'apparition des premiers radicaux.

Les principales familles de résines polyester sont :

- résines orthophtaliques : les plus courantes (fabrication de bateaux, plaques ondulées, vernis, préimprégnés, ...),
- résines isophtaliques : bonne tenue aux chocs et chimique (gel-coats, industries alimentaires et chimiques),
- résines téréphtaliques : tenue chimique améliorée (industrie pétrolière),
- résines au bisphénol : utilisées pour la tenue chimique et thermique ainsi que pour la résistance à la corrosion.

A noter que les résines vinylester, classées parmi les polyesters en raison de la similitude de leur réaction de pontage, sont le résultat de l'action de l'acide méthacrylique sur une fonction époxyde. A la différence des polyesters, le pontage a lieu en bout de chaîne.

Ces résines résistent bien aux produits corrosifs et aux températures élevées. Leur prix de revient est cependant plus élevé qu'une résine plus classique.

Les nombreuses applications des résines polyesters vont de produits non renforcés, comme la fabrication de vernis ou gel-coats, aux produits renforcés comme la réalisation de tubes, plaques, coques de bateaux, pièces de carrosserie ou plateaux de service.

Les principales performances de ces résines sont reprises dans le *Tableau 2.3*.

Caractéristiques distinctives	Limites d'utilisation
<ul style="list-style-type: none"> • Facilité de mise en oeuvre • Durcissement assez rapide sans élimination de produits secondaires • Bonne stabilité dimensionnelle • Bonnes caractéristiques mécaniques sous forme renforcée • Grande facilité de coloration • Transparence • Bonne tenue chimique aux acides non oxydants, aux alcools 	<ul style="list-style-type: none"> • Retrait au moulage important (diminué par les charges, les renforts et certains adjuvants thermoplastiques) • Mauvais comportement au feu des résines standards • Mauvaise tenue aux bases et à l'eau bouillante

Tableau 2.3. : Performances des résines polyester insaturées

2.1.2.2.2. Résines époxy

Les résines époxy sont des résines thermodurcissables qui contiennent dans leur formulation une fonction époxyde, ou plus généralement, une fonction glycidyl. La résine la plus utilisée (environ 95% du tonnage fabriqué) est le diglycidyléther du bisphénol A (DGEBA), résultant de l'addition de l'épichlorhydrine du glycol sur le bisphénol A en présence de soude (Figure 2.4.).

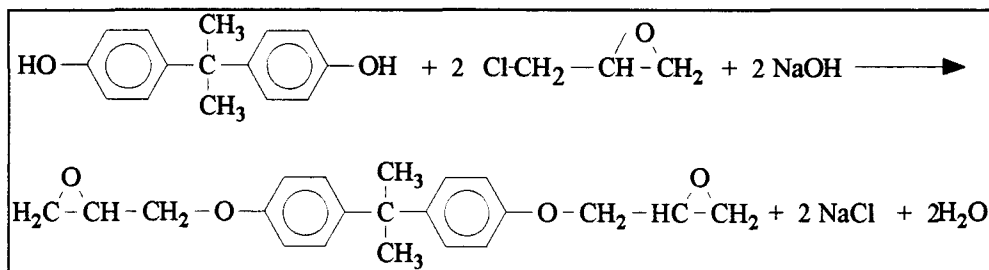


Figure 2.4. : Fabrication d'un DGEBA

On obtient ensuite une résine par addition du DGEBA sur lui-même ou avec du bisphénol A, pour obtenir la formulation générale suivante (Figure 2.5.).

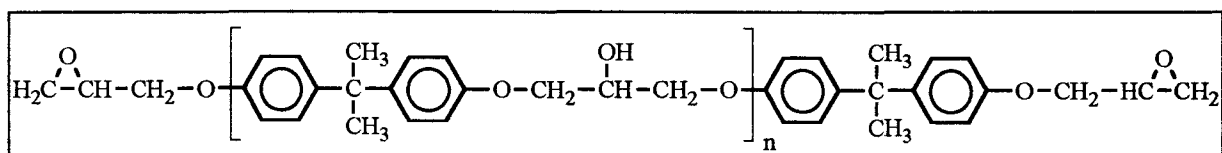


Figure 2.5. : Formulation générale des résines DGEBA

On peut bien sûr trouver de nombreux autres types de résines en fonction des performances particulières auxquelles elles doivent répondre : comportement au feu amélioré, tenue en température, résistance chimique, adhésivité, vieillissement.

On rajoute à la résine un durcisseur afin d'obtenir une structure réticulée thermodurcissable.

Les bonnes propriétés des résines époxy s'expliquent par les caractéristiques des différents groupements atomiques le long de la molécule (Figure 2.6.).

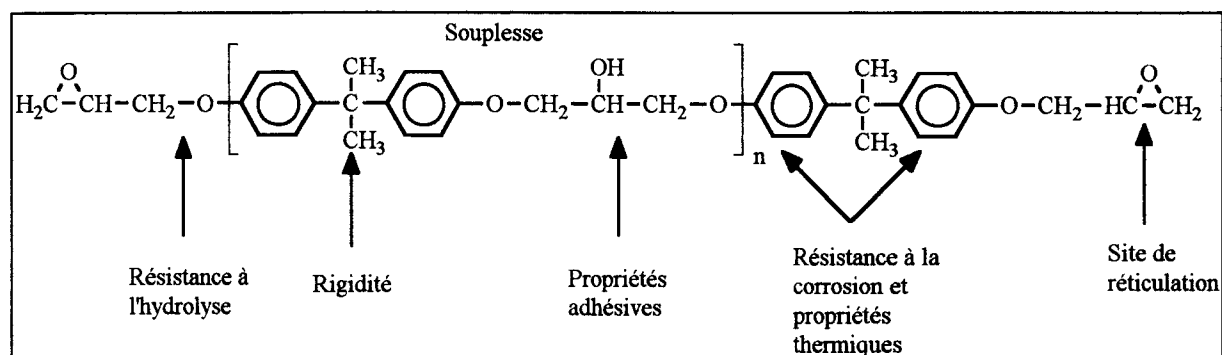


Figure 2.6. : Relations structure-propriétés des résines DGEBA

Les applications des résines époxy peuvent être divisées en quatre grands secteurs d'activité :

- colles et adhésifs : collage de plastiques sur métaux, assemblage de structures en nid d'abeille, ...
- peintures anticorrosion et finition : imperméabilisation de toitures, apprêts anticorrosion de métaux, ...
- industrie électrique : enrobage de composants, isolateurs, pièces de disjoncteur, ...
- composites : applications aéronautiques (pales d'hélicoptère, éléments de fuselage), chimiques (citernes, tuyaux), sports et loisirs (raquettes, planches à voile, bateaux, skis), outillage (moules).

Enfin, le Tableau 2.4. reprend les principales caractéristiques des résines époxy.

Propriétés distinctives	Limites d'utilisation
<ul style="list-style-type: none">• Excellentes propriétés mécaniques en association avec des fibres• Résistance chimique aux bases et aux solvants organiques• Caractéristiques thermiques élevées• Stabilité dimensionnelle• Pouvoir adhésif• Faible retrait au moulage	<ul style="list-style-type: none">• Cycles de moulage longs• Mise en oeuvre exigeant des démoulants appropriés (pouvoir adhésif)• Tenue thermique en continu de 180°C

Tableau 2.4. : Principales caractéristiques des résines époxy

2.1.3. FABRICATION DES COMPOSITES PAR ENROULEMENT FILAMENTAIRE

Les procédés de fabrication des matériaux composites sont très nombreux, et leur choix dépend de la géométrie de la pièce à fabriquer, de la série et des contraintes thermomécaniques qu'elle aura à subir.

Sans détailler chacun des procédés existant, on peut classer ceux-ci en trois grandes familles. On trouve d'abord les procédés artisanaux pour petites séries, ne nécessitant pas de technologie spécialisée (projection simultanée, moulage au contact). Il y a ensuite les procédés semi-industriels, permettant la fabrication de moyennes séries (imprégnation sous vide ou par injection sous pression, moulage au sac). Enfin, il y a les procédés industriels, permettant souvent la production de grandes séries (S.M.C.-B.M.C., enroulement filamentaire, R.T.M., pultrusion), où les besoins en technologie et en savoir-faire sont importants.

Les structures étudiées dans ce mémoire étant réalisées par enroulement filamentaire, seule cette technique est décrite.

Son principe consiste à bobiner une fibre de renfort imprégnée de résine sur un mandrin en rotation. En faisant varier la vitesse de rotation du mandrin et la vitesse de translation du bras porteur, on fait varier l'angle d'enroulement de la fibre par rapport à l'axe (*Figure 2.7*).

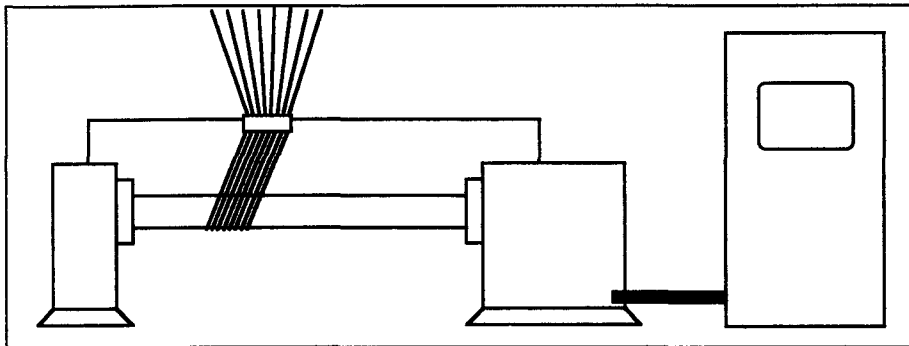


Figure 2.7. : Principe de l'enroulement filamentaire

Les machines les plus utilisées assurent une production discontinue. Elles sont constituées d'un bâti supportant le mandrin, d'un bac d'imprégnation, d'un cadre de distribution des renforts, d'un système d'entraînement en translation du bac et en rotation du mandrin, et d'un automate programmable, gérant les différentes vitesses.

Toutes les résines thermodurcissables peuvent être utilisées, à partir du moment où la viscosité n'est pas trop élevée. Quant au renfort, il est le plus souvent utilisé sous sa forme la plus simple (roving), mais on peut également utiliser des bandelettes de tissu d'une dizaine de centimètres de large.

Pour la fabrication de tubes ou viroles, on applique tout d'abord un agent de démoulage sur le mandrin, puis une couche de résine anticorrosion (gel-coat avec un voile de verre C le plus souvent). Le bobinage peut ensuite débuter, et se terminer par une couche protectrice de résine pure (top-coat).

On distingue trois types d'enroulement : l'enroulement circonférentiel, pour lequel le renfort fait un angle de 90° par rapport à l'axe du mandrin, l'enroulement polaire, qui nécessite un moule en porte-à-faux et qui est utilisé pour le bobinage de sphères ou de réservoirs, et l'enroulement hélicoïdal croisé, qui présente les meilleures possibilités. En effet, il permet d'ajuster l'angle des fibres par rapport à l'axe de la structure en fonction des caractéristiques mécaniques désirées.

Grâce à une maîtrise de l'anisotropie, cette technique permet de conférer à la structure des caractéristiques mécaniques élevées : l'angle de bobinage est déterminé avant fabrication par le calcul. De plus, le renfort est utilisé sous sa forme la plus simple, et la main-d'oeuvre nécessaire est limitée. Cependant, elle doit être très qualifiée, et les installations sont très coûteuses pour des cadences de production somme toute relativement faibles.

Enfin, à noter que pour le bobinage de réservoirs, on utilise le plus souvent des mandrins dits perdus, qui font corps avec la structure finale. Ces mandrins perdus sont en général en résine thermoplastique ou en alliage d'aluminium.

2.1.4. MARCHÉ DES MATÉRIAUX COMPOSITES

La production française des matériaux composites a été estimée en 1994 à environ 200 000 tonnes, représentant une valeur de 12 000 MF [4]. La production mondiale la même année était d'environ 3 300 000 tonnes. Au niveau européen, la France se place troisième derrière l'Allemagne et l'Italie [5].

Les applications techniques, à base de fibres de carbone ou d'aramide et de résine époxy, ne représentent environ que 2% du tonnage (*Tableau 2.5.*).

Applications	Exemples
Aéronautique, espace	Réservoirs haute pression, pales d'hélicoptère, corps et tuyères de fusées, gouvernes, portes, ...
Sport	Raquettes, mâts, clubs de golf, cannes à pêche, bâtons de ski, vélos de compétition, ...
Automobile	Ressorts, transmissions, ...

Tableau 2.5. : Applications des composites hautes performances (d'après [6])

Les 98% restant sont des composites de grande diffusion fabriqués à partir de fibres de verre. La part des résines thermodurcissables dans les composites avec fibres de verre s'élève à 70%, les polyesters réalisant elles-mêmes plus des deux tiers du tonnage le reste étant obtenu à l'aide de résines thermoplastiques, polyamides principalement (66%) [4] (*Tableau 2.6.*).

Applications	Exemples
Transports	Carrosserie, matériel ferroviaire, construction navale, aménagement de bateaux, conteneurs, ...
Électricité, électronique	Isolants, radômes, antennes, circuits imprimés
Industrie, agriculture	Citernes, bacs, cuves, silos, chambres froides, tuyaux, capots, carters, casques, ...
Bâtiment	Plaques ondulées, lanterneaux, coffrages, revêtements d'étanchéité, mobiliers, sanitaires, ...
Sports, loisirs	Bateaux de plaisance, piscines, skis, cannes à pêche
Divers	Meubles, sièges, enseignes, étals, ...

Tableau 2.6. : Applications des composites grande diffusion (d'après [6])

La Figure 2.8. montre les tonnages mis en oeuvre par procédé de transformation, alors que la Figure 2.9. présente la répartition en poids par secteur d'activité.

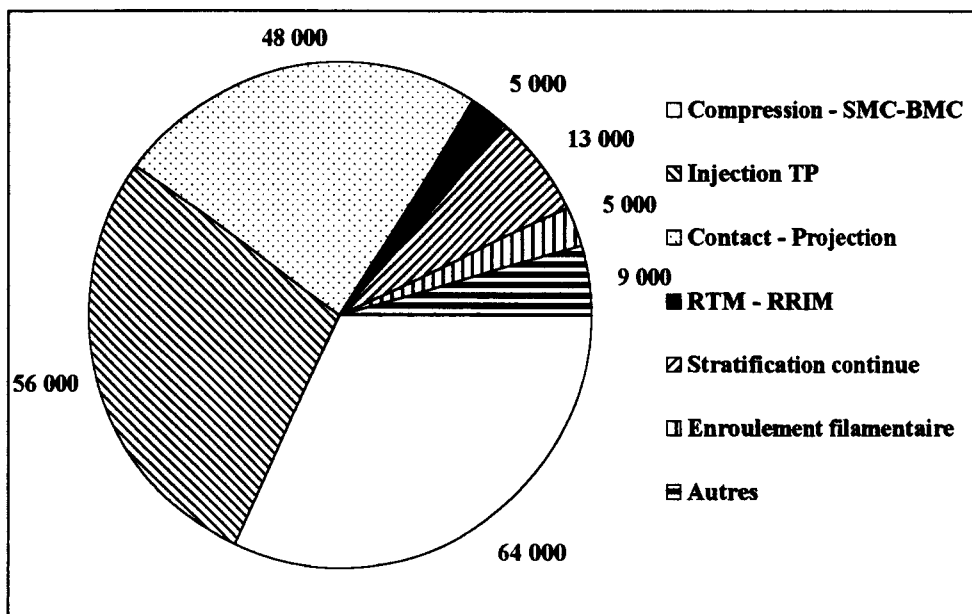


Figure 2.8. : Répartition de la production par procédé de transformation en 1994 (tonnes)

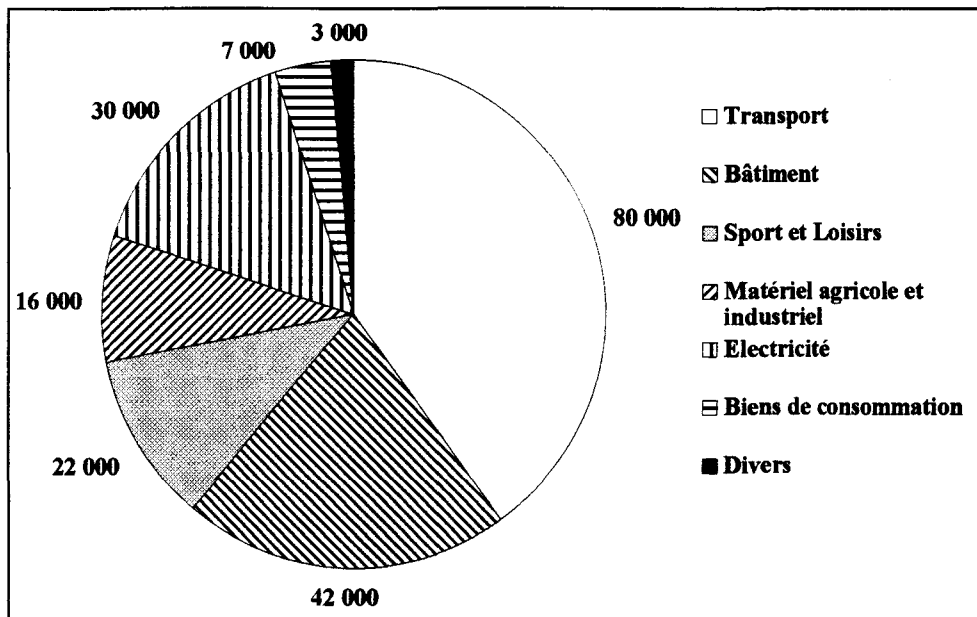


Figure 2.9. : Répartition de la production par secteur d'activité en 1994 (tonnes)

Enfin, on peut conclure cette présentation en indiquant les prix des fibres. Si les composites grande diffusion à base de fibres de verre sont très abordables, le prix du verre étant compris entre 20 et 50 F/kg, il n'en va pas de même pour les composites à applications techniques. En effet, le prix de la fibre de carbone est supérieur à 200 F/kg et celui de la fibre d'aramide est supérieur à 150 F/kg.

2.2. CALCUL DES COMPOSITES APPLIQUÉ À LA PRÉVISION DU COMPORTEMENT DES TUBES SOUS PRESSION INTERNE [7,8,9,11]

Ce paragraphe a pour objectif de présenter succinctement une des méthodes les plus simples et les plus couramment utilisées industriellement pour le dimensionnement de structures composites de géométries simples, le plus souvent soumises à un état de contraintes planes, mono ou biaxial. Cette théorie dite "des stratifiés" est à la base d'un certain nombre de logiciels commerciaux tels que Anastra (développé par le CETIM) ou Mic-Mac (développé par Think Composites) et est utilisée ultérieurement pour l'étude paramétrique de la loi de comportement des structures tubulaires étudiées. La méthode de calcul suppose qu'un composite peut toujours être considéré comme une superposition de nappes à renforcement unidirectionnel orientées différemment. Elle permet de calculer les relations contraintes-déformations dans le domaine linéaire et la limite de linéarité correspondant au premier endommagement d'une des couches.

Après avoir rappelé quelques définitions relatives à la loi de Hooke des matériaux élastiques isotropes, nous étendons le raisonnement à un matériau élastique orthotrope, modèle d'un composite à renforcement unidirectionnel. Nous appliquons ensuite directement la théorie des stratifiés, matériaux multicouches, à un tube réalisé par enroulement filamentaire et qui peut être considéré comme un empilement de nappes unidirectionnelles croisées suivant un certain angle.

Nous calculons notamment les pentes des lois de comportement suivant des directions particulières et le seuil de non-linéarité, caractéristiques qui sont directement mesurées par la suite en fonction de différents paramètres.

2.2.1. MATÉRIAUX ÉLASTIQUES ISOTROPES - DÉFINITIONS ET CONVENTIONS DE NOTATIONS

La mécanique des milieux continus permet de formaliser la relation contraintes-déformations pour un matériau élastique isotrope soumis à un état de contraintes quelconque (*Figure 2.10.*), dans un repère (x, y, z) donné.

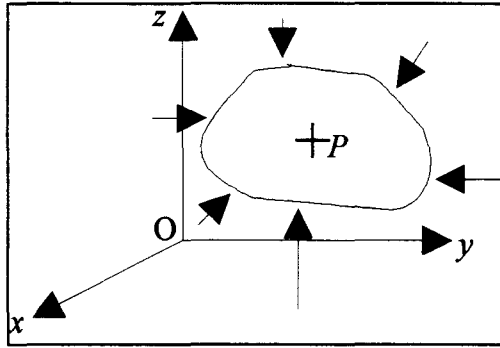


Figure 2.10. : Solide élastique isotrope soumis à un champ de contraintes quelconque, dans un repère donné

L'état de contraintes est caractérisé par le tenseur des contraintes, représenté dans le repère de référence (O,x,y,z) par une matrice 3×3 symétrique $[\sigma]$.

$$[\sigma]_{Oxyz} = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{bmatrix} \quad (2.1.)$$

où les σ_i sont les contraintes normales dans les directions i et les τ_{ij} les contraintes de cisaillement dans les plans ij .

L'état de déformation du matériau dans le repère de référence est caractérisé par le tenseur des déformations correspondant $[\epsilon]$, dont les termes peuvent être déterminés à partir des déplacements (u, v, w) de chaque point du solide [10] :

$$[\epsilon]_{Oxyz} = \begin{bmatrix} \epsilon_x & \gamma_{xy} & \gamma_{zx} \\ \gamma_{xy} & \epsilon_y & \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} & \gamma_{yz} & \epsilon_z \end{bmatrix} \quad (2.2.)$$

où les ϵ_i sont les déformations élongationnelles dans les directions i et les γ_{ij} les déformations de cisaillement dans les plans ij :

$$\begin{cases} \epsilon_i = \frac{\partial u_i}{\partial x_i} \\ \gamma_{ij} = \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \end{cases} \quad (2.3.)$$

L'application au solide de contraintes uniaxiales permet la détermination expérimentale de relations simples entre contraintes et déformations. Ainsi, en traction simple, l'application d'une contrainte normale σ_x et la mesure des déformations résultantes dans deux directions perpendiculaires ϵ_x et ϵ_y permettent la détermination de deux grandeurs caractéristiques du comportement élastique du matériau considéré : son module d'Young E et son coefficient de Poisson ν :

$$\begin{cases} E = \frac{\sigma_x}{\epsilon_x} \\ \nu = -\frac{\epsilon_y}{\epsilon_x} \end{cases} \quad (2.4.)$$

De même, lors d'un essai de cisaillement simple, la seule contrainte appliquée est une contrainte de cisaillement dans un plan particulier (ij), la déformation résultante est une déformation de cisaillement dans le même plan. Ces deux grandeurs sont proportionnelles et le coefficient de proportionnalité est le module de cisaillement ou module de Coulomb du matériau, G :

$$G = \frac{\tau_{ij}}{\gamma_{ij}} \quad (2.5.)$$

Par ailleurs, deux de ces caractéristiques suffisent à caractériser entièrement le comportement du matériau élastique isotrope puisque :

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (2.6.)$$

Pour un solide élastique isotrope soumis à un état de contrainte quelconque tridimensionnel, la relation générale contraintes-déformations est la loi de Hooke généralisée dont l'écriture matricielle est la suivante :

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \epsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{bmatrix} \quad (2.7.)$$

La matrice $[C]$ est la matrice des rigidités (ou des modules) et ses composantes sont facilement calculables à partir des caractéristiques élastiques du matériau :

$$\begin{cases} C_{ii} = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} & i = \{1, 2, 3\} \\ C_{ii} = G & i = \{4, 5, 6\} \\ C_{ij} = \frac{E \cdot \nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \end{cases} \quad (2.8.)$$

La loi de Hooke généralisée peut être inversée afin de déterminer les déformations à partir des contraintes appliquées, et fait alors intervenir l'inverse de la matrice des rigidités, $[S]$, c'est-à-dire la matrice des souplesses (ou des complaisances) :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \end{bmatrix} \quad (2.9.)$$

dont les termes s'expriment simplement à partir des caractéristiques élastiques du matériau :

$$\begin{cases} S_{ii} = \frac{1}{E} & i = \{1, 2, 3\} \\ S_{ii} = \frac{1}{G} & i = \{4, 5, 6\} \\ C_{ij} = -\frac{\nu}{E} \end{cases} \quad (2.10.)$$

La grande majorité des problèmes suppose que l'une des dimensions, l'épaisseur (direction z), est très faible par rapport aux deux autres. On est alors en état plan de contrainte et la loi de Hooke généralisée se simplifie en :

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{33} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (2.11.)$$

où :

$$\begin{cases} C_{11} = C_{22} = \frac{E}{1 - \nu^2} \\ C_{12} = -\frac{E \cdot \nu}{1 - \nu^2} \\ C_{33} = G \end{cases} \quad (2.12.)$$

Ou, de façon équivalente :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{33} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (2.13.)$$

Les matrices $[C]$ et $[S]$ sont alors appelées matrices de rigidité et de souplesse réduites.

2.2.2. MATÉRIAUX À RENFORCEMENT UNIDIRECTIONNEL - DÉFINITIONS ET CONVENTIONS DE NOTATIONS

Dans le cas de matériaux élastiques anisotropes, la loi de Hooke généralisée (2.7.) reste valable mais comporte 21 termes indépendants, *a priori* non nuls:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{xy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{14} & C_{24} & C_{34} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{15} & C_{25} & C_{35} & C_{45} & C_{55} & C_{56} \\ C_{16} & C_{26} & C_{36} & C_{46} & C_{56} & C_{66} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{xy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \end{bmatrix} \quad (2.14.)$$

Cependant, les composites possèdent, de par leur constitution, des plans ou axes de symétrie qui réduisent le nombre de ces termes indépendants. Ainsi, les nappes à renfort unidirectionnel, ou les composites réalisés par enroulement filamentaire de roving croisés, possèdent trois axes de symétrie perpendiculaires et correspondent donc à des matériaux dits "orthotropes".

Lorsque le repère de référence est confondu avec ces axes de symétrie, la loi de Hooke généralisée pour un tel matériau se réduit à la forme de l'équation (2.7.), avec seulement neuf termes indépendants. Dans le cas d'un composite orthotrope soumis à un état de contraintes planes, la loi de Hooke, exprimée dans le repère d'orthotropie du matériau, se réduit encore à :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{33} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (2.15.)$$

avec:

$$\begin{cases} S_{11} = \frac{1}{E_1} \\ S_{22} = \frac{1}{E_2} \\ S_{33} = \frac{1}{G_{12}} \\ S_{12} = -\frac{\nu_{21}}{E_2} = -\frac{\nu_{12}}{E_1} \end{cases} \quad (2.16.)$$

E_1 , E_2 , G_{12} , ν_{12} et ν_{21} sont les caractéristiques élastiques indépendantes d'un matériau orthotrope, notamment un composite à renforcement unidirectionnel, et correspondent à :

- E_1, E_2 : modules d'Young dans les directions 1 et 2 confondues avec les axes de symétrie du matériau,
- G_{12} : module de cisaillement,
- ν_{12}, ν_{21} : coefficients de Poisson, ν_{12} étant déterminé par l'application d'une contrainte dans le sens 1, engendrant une contraction dans le sens 2.

De même, par la suite, un coefficient de Poisson de la forme ν_{ij} correspond à l'application d'une contrainte dans le sens i suivi d'une contraction dans le sens j .

Pour un tel matériau à renfort unidirectionnel, qui peut être une nappe élémentaire constitutive d'un stratifié (Figure 2.11.), on peut calculer ses caractéristiques élastiques en fonction de celles de ses constituants, le repère (L, T, z) étant le repère d'orthotropie de la nappe unidirectionnelle :

- par une loi des mélanges pour le module d'Young dans la direction axiale E_L (2.17.) et le coefficient de Poisson ν_{LT} , (2.18.),
- par les formules de Pabiot [11] pour le module d'Young dans la direction transversale E_T (2.20.) et le module de Coulomb G_{LT} (2.19.) :

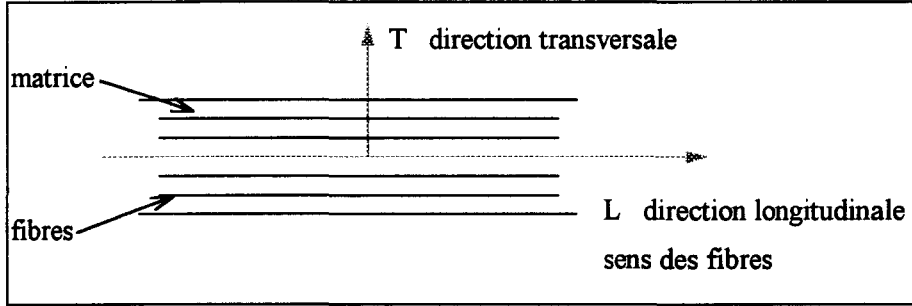


Figure 2.11. : Nappe unidirectionnelle - Notations

$$E_L = \phi \cdot E_r + (1 - \phi) \cdot E_m \quad (2.17.)$$

$$\nu_{LT} = \phi \cdot \nu_r + (1 - \phi) \cdot \nu_m \quad (2.18.)$$

$$G_{LT} = \frac{G_m + 0,2 \cdot \phi \cdot G_r \left(1 - \frac{G_m}{G_r}\right)^2}{1 - \phi \cdot \left(1 - \frac{G_m}{G_r}\right)} \quad (2.19.)$$

$$E_T = \frac{E_m + 0,2 \cdot \phi \cdot (1 - \phi) \cdot E_r \cdot \left(1 - \frac{E_m}{E_r}\right)^2}{1 - \phi \cdot \left(1 - \frac{E_m}{E_r}\right)} \quad (2.20.)$$

Si la loi des mélanges s'applique bien pour E_L et ν_{LT} quelles que soient les fibres, en revanche, les formules empiriques de calcul de E_T et G_{LT} ne sont valables que pour les fibres de verre. Il existe d'ailleurs d'autres formules dans la littérature, telles que les formules de Puck [12], qui ne sont pas valables aux limites :

$$G_{LT} = G_m \cdot \frac{1 + 0,6 \cdot \phi^{0,5}}{(1 - \phi)^{1,25} + \phi \cdot \frac{G_m}{G_r}} \quad (2.21.)$$

$$E_T = \frac{E_m}{1 - \nu_m^2} \cdot \frac{1 + 0,85 \cdot \phi^2}{(1 - \phi)^{1,25} + \frac{E_m}{E_r} \cdot \frac{\phi}{1 - \nu_m^2}} \quad (2.22.)$$

ou encore celles de Halpin-Tsai [13] :

$$G_{LT} = G_m \cdot \frac{1 + \eta \cdot \varphi}{1 - \eta \cdot \varphi} \quad \text{avec } \eta = \frac{G_r - G_m}{G_r + G_m} \quad (2.23.)$$

$$E_T = E_m \cdot \frac{1 + 2 \cdot \eta \cdot \varphi}{1 - \eta \cdot \varphi} \quad \text{avec } \eta = \frac{E_r - E_m}{E_r + 2 \cdot E_m} \quad (2.24.)$$

En tant que matériaux supposés isotropes, fibre et matrice sont entièrement caractérisés par leur module d'Young et leur coefficient de Poisson :

$$\begin{cases} G_m = \frac{E_m}{2(1 + \nu_m)} \\ G_r = \frac{E_r}{2(1 + \nu_r)} \end{cases} \quad (2.25.)$$

La matrice des rigidités de la nappe unidirectionnelle $[C]$ qui relie les contraintes imposées aux déformations résultantes dans le repère d'orthotropie (L, T) s'écrit :

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_L \\ \sigma_T \\ \tau_{LT} \end{bmatrix} = [C] \times [\varepsilon] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{33} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon_L \\ \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{bmatrix} \quad (2.26.)$$

Les termes C_{ij} de cette matrice de rigidité de la nappe unidirectionnelle dans le repère d'orthotropie peuvent être explicités à partir des caractéristiques élastiques indépendantes du matériau (modules d'Young et de Coulomb, coefficients de Poisson) :

$$\begin{cases} C_{11} = \frac{E_L}{1 - \nu_{LT} \cdot \nu_{TL}} \\ C_{22} = \frac{E_T}{1 - \nu_{LT} \cdot \nu_{TL}} \\ C_{33} = G_{LT} \\ C_{12} = \frac{\nu_{TL} \cdot E_L}{1 - \nu_{LT} \cdot \nu_{TL}} = \frac{\nu_{LT} \cdot E_T}{1 - \nu_{LT} \cdot \nu_{TL}} \end{cases} \quad (2.27.)$$

L'expression de la relation contrainte-déformation dans un repère (1,2) quelconque faisant un angle α avec le repère d'orthotropie (Figure 2.12.) nécessite l'utilisation de formule de changement de base pour les contraintes et pour les déformations :

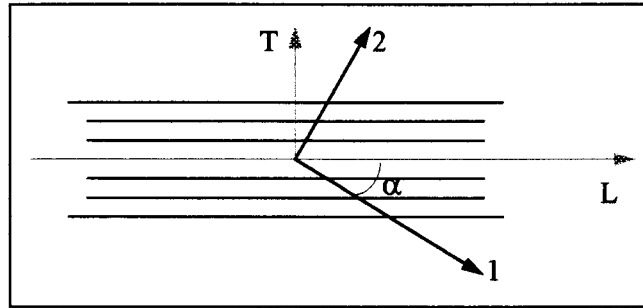


Figure 2.12. : Changement de repère pour l'écriture de la loi de comportement d'une nappe unidirectionnelle

$$\left\{ \begin{array}{l} [\sigma]_{LT} = P(\alpha)[\sigma]_{12} \\ P(\alpha) = \begin{bmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & 2 \sin \alpha \cos \alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & -2 \sin \alpha \cos \alpha \\ -\sin \alpha \cos \alpha & \sin \alpha \cos \alpha & \cos^2 \alpha - \sin^2 \alpha \end{bmatrix} \\ P^{-1}(\alpha) = P(-\alpha) \end{array} \right. \quad (2.28.)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} [\varepsilon]_{LT} = M(\alpha)[\sigma]_{12} \\ M(\alpha) = \begin{bmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & \sin \alpha \cos \alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & -\sin \alpha \cos \alpha \\ -2 \sin \alpha \cos \alpha & 2 \sin \alpha \cos \alpha & \cos^2 \alpha - \sin^2 \alpha \end{bmatrix} \\ M^{-1}(\alpha) = M(-\alpha) \end{array} \right. \quad (2.29.)$$

La matrice de rigidité du matériau dans le repère (1,2) peut alors s'écrire :

$$[C]_{12} = [C'] = P^{-1}(\alpha)[C]_{LT} M(\alpha) \quad (2.30.)$$

ou encore :

$$[C'] = P(-\alpha)[C]_{LT} M(\alpha) \quad (2.31.)$$

Ses termes s'expriment donc simplement en fonction de ceux de la matrice des rigidités dans le repère d'orthotropie $[C]$ et de l'angle entre les deux repères α :

$$\left\{ \begin{array}{l} C'_{11}(\alpha) = C'_{11} = C_{11} \cos^4 \alpha + C_{22} \sin^4 \alpha + [2C_{33} + C_{12}] \frac{\sin^2 2\alpha}{2} \\ C'_{22}(\alpha) = C'_{22} = C_{11} \sin^4 \alpha + C_{22} \cos^4 \alpha + [2C_{33} + C_{12}] \frac{\sin^2 2\alpha}{2} \\ C'_{33}(\alpha) = C'_{33} = C_{33} + [C_{11} + C_{22} - 4C_{33} - 2C_{12}] \frac{\sin^2 2\alpha}{4} \\ C'_{12}(\alpha) = C'_{12} = C_{12} + [C_{11} + C_{22} - 4C_{33} - 2C_{12}] \frac{\sin^2 2\alpha}{4} \\ C'_{13}(\alpha) = C'_{13} = [C_{11} \cos^2 \alpha - C_{22} \sin^2 \alpha - (2C_{33} + C_{12}) \cos 2\alpha] \frac{\sin 2\alpha}{2} \\ C'_{23}(\alpha) = C'_{23} = [C_{11} \sin^2 \alpha - C_{22} \cos^2 \alpha + (2C_{33} + C_{12}) \cos 2\alpha] \frac{\sin 2\alpha}{2} \end{array} \right. \quad (2.32.)$$

Remarquons que C'_{11} , C'_{22} , C'_{33} et C'_{12} sont des fonctions paires de α alors que C'_{13} et C'_{23} sont des fonctions impaires, c'est-à-dire :

$$\left\{ \begin{array}{l} C'_{11}(-\alpha) = C'_{11}(\alpha) \\ C'_{22}(-\alpha) = C'_{22}(\alpha) \\ C'_{33}(-\alpha) = C'_{33}(\alpha) \\ C'_{12}(-\alpha) = C'_{12}(\alpha) \\ C'_{13}(-\alpha) = -C'_{13}(\alpha) \\ C'_{23}(-\alpha) = -C'_{23}(\alpha) \end{array} \right. \quad (2.33.)$$

2.2.3. PRÉVISION DU COMPORTEMENT ÉLASTIQUE DE STRUCTURES TUBULAIRES MULTICOUCHES RÉALISÉES PAR ENROULEMENT FILAMENTAIRE

En supposant qu'un matériau réalisé par enroulement filamentaire de couches d'égales épaisseurs e_k est orthotrope, symétrique et équilibré, sa structure élémentaire suivant l'épaisseur peut être représentée par la *Figure 2.13*.

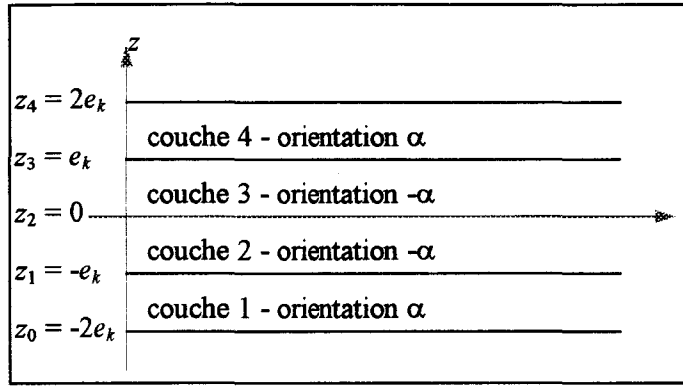


Figure 2.13. : Structure élémentaire obtenue par enroulement filamentaire

En admettant les hypothèses habituelles (liaison parfaite entre couches, faibles déformations et déplacements), on montre que sa loi de comportement peut s'écrire [14] :

$$\begin{bmatrix} N \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon^0 \\ \kappa \end{bmatrix} \quad (2.34.)$$

Dans cette relation, les différentes matrices sont définies par :

$$\left\{ \begin{array}{l} [N] = \begin{bmatrix} N_1 \\ N_2 \\ N_{12} \end{bmatrix}; [M] = \begin{bmatrix} M_1 \\ M_2 \\ M_{12} \end{bmatrix}; [\varepsilon^0] = \begin{bmatrix} \varepsilon_1^0 \\ \varepsilon_2^0 \\ \gamma_{12}^0 \end{bmatrix}; [\kappa] = \begin{bmatrix} \kappa_1 \\ \kappa_2 \\ \kappa_{12} \end{bmatrix} \\ A_{ij} = \sum_1^n (C'_{ij})_k (z_k - z_{k-1}) \\ B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_1^n (C'_{ij})_k (z_k^2 - z_{k-1}^2) \\ D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_1^n (C'_{ij})_k (z_k^3 - z_{k-1}^3) \end{array} \right. \quad (2.35.)$$

- avec
- [A] : matrice des rigidités en membrane,
 - [B] : matrice des couplages membrane - flexion,
 - [D] : matrice des rigidités en flexion,
 - [M] : matrice des moments de flexion,
 - [N] : matrice des efforts en membrane,
 - [ε^0] : matrice des déformations du plan moyen,
 - [κ] : matrice des courbures du plan moyen.

Dans le cas particulier de la *Figure 2.13.*, le stratifié est symétrique, donc tous les termes de couplage membrane-flexion B_{ij} sont nuls. Compte tenu de la géométrie du système et des équations (2.33.), la matrice des rigidités en membrane peut alors se simplifier en :

$$\begin{cases} A_{ij} = \sum_1^4 e_k C'_{ij} = 4e_k \cdot C'_{ij} = 4e_k \cdot A'_{ij} & ij \neq \{13, 23\} \\ A_{ij} = 0 & ij = \{13, 23\} \end{cases} \quad (2.36.)$$

Dans le repère d'orthotropie, la sollicitation d'un tube de rayon r et d'épaisseur e en pression interne P avec effet de fond correspond à l'état de contraintes et aux efforts en membrane suivants :

$$\begin{cases} [\sigma] = \frac{P \cdot r}{2e} \times \begin{bmatrix} 1 \\ 2 \\ 0 \end{bmatrix} = \frac{\sigma_2}{2} \times \begin{bmatrix} 1 \\ 2 \\ 0 \end{bmatrix} \\ [N] = e \cdot [\sigma] = \frac{P \cdot r}{2} \times \begin{bmatrix} 1 \\ 2 \\ 0 \end{bmatrix} = \frac{e \cdot \sigma_2}{2} \times \begin{bmatrix} 1 \\ 2 \\ 0 \end{bmatrix} \end{cases} \quad (2.37.)$$

où 1 est la direction axiale et 2 la direction circonférentielle.

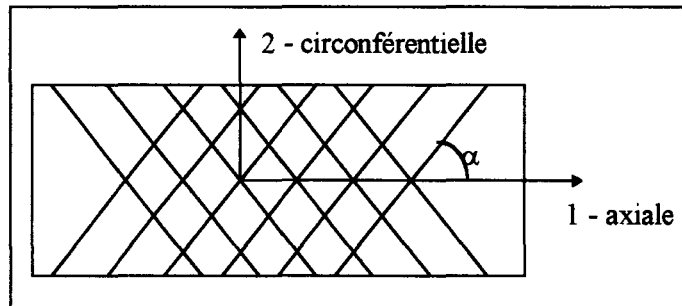


Figure 2.14. : Définition des axes de symétrie du tube

En combinant alors les équations (2.34.), (2.36.) et (2.37.), et sachant que dans le cas particulier $e = 4e_k$, on tire :

$$[N] = 4e_k \cdot [A'] \times [\epsilon^0] = 4e_k \cdot [\sigma] \quad (2.38.)$$

soit :

$$[\sigma] = [A'] \times [\varepsilon^0] \quad (2.39.)$$

L'inversion de l'équation (2.39) permet alors la détermination de la matrice des souplesses en membrane $[a']$ du tube, en posant :

$$[\varepsilon^0] = [A']^{-1} \times [\sigma] = [a'] \times [\sigma] \quad (2.40.)$$

La structure étant orthotrope et le repère (1,2) correspondant au repère d'orthotropie, cette matrice peut s'écrire :

$$[a'] = [A']^{-1} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E'_1} & -\frac{\nu'_{12}}{E'_1} & 0 \\ -\frac{\nu'_{21}}{E'_2} & \frac{1}{E'_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G'_{12}} \end{bmatrix} \quad (2.41.)$$

- où :
- E'_1 : module d'Young dans la direction axiale,
 - E'_2 : module d'Young dans la direction circonférentielle,
 - G'_{12} : module de Coulomb,
 - ν'_{12} : coefficient de Poisson.

On peut alors facilement calculer les caractéristiques élastiques du tube :

$$\begin{cases} E'_1 = \frac{1}{a'_{11}}; & \nu'_{12} = -\frac{a'_{12}}{a'_{11}} \\ E'_2 = \frac{1}{a'_{22}}; & \nu'_{21} = -\frac{a'_{12}}{a'_{22}} \\ G'_{12} = \frac{1}{a'_{33}} \end{cases} \quad (2.42.)$$

On peut ensuite déterminer les rigidités apparentes axiale R_{ax} et circonférentielle R_{circ} de la structure, définies comme le rapport de la contrainte circonférentielle à la déformation, en fonction de ses caractéristiques élastiques, sachant que ces rigidités sont directement accessibles par l'expérience.

En effet :

$$\begin{cases} R_{ax} = \frac{\sigma_2}{\varepsilon_1} \\ R_{circ} = \frac{\sigma_2}{\varepsilon_2} \end{cases} \quad (2.43.)$$

où :

- σ_2 : contrainte circonférentielle,
- ε_1 : déformation axiale,
- ε_2 : déformation circonférentielle.

Soit, en utilisant les équations (2.12.) et (2.16.) :

$$\begin{cases} \varepsilon_1 = \frac{1 - 2 \cdot \nu'_{12}}{2 \cdot E'_1} \sigma_2 \\ \varepsilon_2 = \frac{2 \cdot E'_1 - \nu'_{12} \cdot E'_{12}}{2 \cdot E'_1 \cdot E'_2} \sigma_2 \end{cases} \quad (2.44.)$$

On en déduit par conséquent :

$$\begin{cases} R_{ax} = \frac{2 \cdot E'_1}{1 - 2 \cdot \nu'_{12}} \\ R_{circ} = \frac{2 \cdot E'_1 \cdot E'_2}{2 \cdot E'_1 - \nu'_{12} \cdot E'_2} \end{cases} \quad (2.45.)$$

Pour déterminer les rigidités apparentes du tube dans les directions parallèle et perpendiculaire aux fibres, également déterminées expérimentalement, il suffit d'exprimer la loi de comportement dans le repère (L, T) d'une des couches unidirectionnelles, faisant un angle α avec le repère d'orthotropie, α étant l'angle d'enroulement :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{para} = \varepsilon_L \\ \varepsilon_{perp} = \varepsilon_T \\ \gamma_{LT} \end{bmatrix} = M(\alpha) \begin{bmatrix} \varepsilon_{ax} = \varepsilon_1 \\ \varepsilon_{circ} = \varepsilon_2 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (2.46.)$$

Ceci donne :

$$\begin{cases} \varepsilon_{para} = \varepsilon_{ax} \cdot \cos^2 \alpha + \varepsilon_{circ} \cdot \sin^2 \alpha \\ \varepsilon_{perp} = \varepsilon_{ax} \cdot \sin^2 \alpha + \varepsilon_{circ} \cdot \cos^2 \alpha \end{cases} \quad (2.47.)$$

En remplaçant ε_{ax} et ε_{circ} par leurs expressions de (2.43.), on déduit :

$$\begin{cases} \frac{1}{R_{para}} = \frac{\varepsilon_{para}}{\sigma_2} = \frac{\cos^2 \alpha}{R_{ax}} + \frac{\sin^2 \alpha}{R_{circ}} \\ \frac{1}{R_{perp}} = \frac{\varepsilon_{perp}}{\sigma_2} = \frac{\sin^2 \alpha}{R_{ax}} + \frac{\cos^2 \alpha}{R_{circ}} \end{cases} \quad (2.48.)$$

On en tire finalement :

$$\begin{cases} \frac{1}{R_{para}} = \frac{R_{ax} \cdot \sin^2 \alpha + R_{circ} \cdot \cos^2 \alpha}{R_{ax} \cdot R_{circ}} \\ \frac{1}{R_{perp}} = \frac{R_{ax} \cdot \cos^2 \alpha + R_{circ} \cdot \sin^2 \alpha}{R_{ax} \cdot R_{circ}} \end{cases} \quad (2.49.)$$

2.2.4. DÉTERMINATION DE LA LIMITE DE LINÉARITÉ DE STRUCTURES TUBULAIRES RÉALISÉES PAR ENROULEMENT FILAMENTAIRE

Les équations présentées plus haut supposent que le matériau composite, et donc chacune de ses couches constitutives, travaillent dans le domaine linéaire, c'est-à-dire ne sont pas endommagées. La fin de linéarité de la loi de comportement de la structure correspond à la fin de linéarité, donc à l'endommagement, d'au moins une de ses nappes constitutives, et peut être estimée en utilisant des critères de ruptures adaptés. Trois types de critères peuvent être retenus à cet effet : des critères "énergétiques" tels que le critère de Tsai-Hill [15,16,17] qui prennent en compte le couplage des différentes contraintes mais ne renseignent pas sur le mode de rupture, et des critères de contrainte et de déformation maximales, qui ne prennent pas en compte le couplage des sollicitations mais informent sur le mode de rupture probable.

Notons au passage que les critères énergétiques ont donné lieu à de multiples adaptations : Tsai-Wu [18], Tennyson *et al.* [19], Norris-McKinnon [20], Norris [21], Fisher [22], Hoffman [23], Marin [24], Franklin [25], Gol'denblat-Kopnov [26], Ashkenazi [27] et Puppo-Evensen [28], avec parfois des études comparatives telles que celle de Soemardi [29].

Tous les critères suivent le principe simple qu'il n'y a pas de rupture tant que dans chacune des couches les conditions de vérification du critère restent valables (*Tableau 2.7.*).

Type de critère	Conditions de vérification du critère
Tsai Hill	$F_{TH} = \frac{\sigma_L^2}{X^2} + \frac{\sigma_T^2}{Y^2} - \frac{\sigma_L \sigma_T}{X^2} + \frac{\tau_{LT}^2}{S^2} < 1 \quad (2.50.)$
Contrainte maximale	$\left\{ \begin{array}{l} F_{CM}^L = \frac{ \sigma_L }{X} < 1 \\ F_{CM}^T = \frac{ \sigma_T }{Y} < 1 \\ F_{CM}^{LT} = \frac{ \tau_{LT} }{S} < 1 \end{array} \right. \quad (2.51.)$
Déformation maximale	$\left\{ \begin{array}{l} F_{DM}^L = \frac{ \epsilon_L }{\epsilon_L^r} < 1 \\ F_{DM}^T = \frac{ \epsilon_T }{\epsilon_T^r} < 1 \\ F_{DM}^{LT} = \frac{ \gamma_{LT} }{\gamma_{LT}^r} < 1 \end{array} \right. \quad (2.52.)$

Tableau 2.7. : Conditions de vérification des critères de rupture

- où :
- X : contrainte à la rupture en traction longitudinale,
 - Y : contrainte à la rupture en traction transverse,
 - S : contrainte à la rupture en cisaillement,
 - ϵ_L^r : déformation à la rupture en traction longitudinale,
 - ϵ_T^r : déformation à la rupture en traction transverse,
 - γ_{LT}^r : déformation à la rupture en cisaillement.

Connaissant ces conditions de vérifications, il peut être intéressant de les exprimer en fonction des caractéristiques intrinsèques du matériau et de la constitution du stratifié.

Ainsi, pour un tube soumis à un essai de pression interne avec effet de fond et dans le repère d'orthotropie (1,2) de la structure, la combinaison des équations (2.37.) et (2.40.) donne :

$$[\varepsilon^0] = [a'] \times [\sigma] = \frac{\sigma_2}{2} \cdot [a'] \times \begin{bmatrix} 1 \\ 2 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (2.53.)$$

En remplaçant les termes de la matrice des souplesses par leurs expression données en (2.41.), la déformation du plan moyen de la structure peut s'écrire :

$$[\varepsilon^0] = \frac{\sigma_2}{2} \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1'} & -\frac{\nu_{12}'}{E_1'} & 0 \\ -\frac{\nu_{21}'}{E_2'} & \frac{1}{E_2'} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}'} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} 1 \\ 2 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (2.54.)$$

soit :

$$[\varepsilon^0] = \frac{\sigma_2}{2} \begin{bmatrix} \frac{1 - 2\nu_{12}'}{E_1'} \\ \frac{2 - \nu_{21}'}{E_2'} \\ 0 \end{bmatrix} \quad (2.55.)$$

Cette déformation est identique quelle que soit la couche considérée, et pour chaque couche unidirectionnelle d'orientation α , le champ des déformations dans le repère (L,T) de la nappe peut être déterminée en appliquant l'équation de changement de base (2.29.) :

$$[\varepsilon^0]_{LT} = M(\alpha)[\varepsilon^0] = \frac{\sigma_2}{2} \begin{bmatrix} \cos^2 \alpha & \sin^2 \alpha & \sin \alpha \cos \alpha \\ \sin^2 \alpha & \cos^2 \alpha & -\sin \alpha \cos \alpha \\ -2 \sin \alpha \cos \alpha & 2 \sin \alpha \cos \alpha & \cos^2 \alpha - \sin^2 \alpha \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \frac{1 - 2\nu_{12}'}{E_1'} \\ \frac{2 - \nu_{21}'}{E_2'} \\ 0 \end{bmatrix} \quad (2.56.)$$

ce qui donne :

$$[\varepsilon^0]_{LT} = \frac{\sigma_2}{2} \begin{bmatrix} \frac{\cos^2 \alpha}{E_1'} (1 - 2\nu'_{12}) + \frac{\sin^2 \alpha}{E_2'} (2 - \nu'_{21}) \\ \frac{\sin^2 \alpha}{E_1'} (1 - 2\nu'_{12}) + \frac{\cos^2 \alpha}{E_2'} (2 - \nu'_{21}) \\ 2 \sin \alpha \cos \alpha \left(\frac{2 - \nu'_{21}}{E_2'} - \frac{1 - 2\nu'_{12}}{E_1'} \right) \end{bmatrix} \quad (2.57.)$$

pour obtenir finalement :

$$[\varepsilon^0]_{LT} = \frac{\sigma_2}{2} \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1'} \left\{ \cos^2 \alpha (1 - 2\nu'_{12}) + \frac{E_1'}{E_2'} \sin^2 \alpha (2 - \nu'_{21}) \right\} \\ \frac{1}{E_2'} \left\{ \frac{E_2'}{E_1'} \sin^2 \alpha (1 - 2\nu'_{12}) + \cos^2 \alpha (2 - \nu'_{21}) \right\} \\ \frac{2 \sin \alpha \cos \alpha}{E_2'} \left\{ (2 - \nu'_{21}) - \frac{E_2'}{E_1'} (1 - 2\nu'_{12}) \right\} \end{bmatrix} \quad (2.58.)$$

Les équations de comportement de la couche unidirectionnelle (2.26.) et (2.27.) permettent ensuite le calcul du champ des contraintes résultant $[\sigma]_{LT}$ dans chacune des couche d'orientation α dans le repère lié à la nappe :

$$[\sigma]_{LT} = [C] \times [\varepsilon^0]_{LT} = \frac{\sigma_2}{2} \begin{bmatrix} \frac{E_L}{1 - \nu_{LT} \nu_{TL}} & \frac{\nu_{TL} E_L}{1 - \nu_{LT} \nu_{TL}} & 0 \\ \frac{\nu_{LT} E_T}{1 - \nu_{LT} \nu_{TL}} & \frac{E_T}{1 - \nu_{LT} \nu_{TL}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{LT} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1'} \left\{ \cos^2 \alpha (1 - 2\nu'_{12}) + \frac{E_1'}{E_2'} \sin^2 \alpha (2 - \nu'_{21}) \right\} \\ \frac{1}{E_2'} \left\{ \frac{E_2'}{E_1'} \sin^2 \alpha (1 - 2\nu'_{12}) + \cos^2 \alpha (2 - \nu'_{21}) \right\} \\ \frac{2 \sin \alpha \cos \alpha}{E_2'} \left\{ (2 - \nu'_{21}) - \frac{E_2'}{E_1'} (1 - 2\nu'_{12}) \right\} \end{bmatrix} \quad (2.59.)$$

et finalement :

$$[\sigma]_{LT} = \frac{\sigma_2}{2} \begin{bmatrix} \frac{E_L}{E_1(1-\nu_{TL}\nu_{LT})} \left\{ \begin{array}{l} (\cos^2 \alpha + \nu_{TL} \sin^2 \alpha)(1-2\nu'_{12}) + \\ \frac{E'_1}{E_2} (\sin^2 \alpha + \nu_{TL} \cos^2 \alpha)(2-\nu'_{21}) \end{array} \right\} \\ \frac{E_T}{E_2(1-\nu_{TL}\nu_{LT})} \left\{ \begin{array}{l} \frac{E'_2}{E_1} (\sin^2 \alpha + \nu_{LT} \cos^2 \alpha)(1-2\nu'_{12}) + \\ (\cos^2 \alpha + \nu_{LT} \sin^2 \alpha)(2-\nu'_{21}) \end{array} \right\} \\ 2 \frac{G_{LT}}{E_2} \sin \alpha \cos \alpha \left\{ (2-\nu'_{21}) - \frac{E'_2}{E_1} (1-2\nu'_{12}) \right\} \end{bmatrix} \quad (2.60.)$$

Les critères de ruptures peuvent donc s'écrire, tous calculs faits et en combinant les relations (2.50.), (2.51.) et (2.52.) avec (2.59.) :

Tsai Hill :

$$\sigma_2 \leq \frac{X}{\sqrt{U(\alpha)[U(\alpha)-V(\alpha)] + \left(\frac{X}{Y}\right)^2 V^2(\alpha) + \left(\frac{X}{S}\right)^2 W^2(\alpha)}} \quad (2.61.)$$

où :

$$\begin{cases} U(\alpha) = \frac{E_L}{2(1-\nu_{LT}\nu_{TL})E_1} \left[\begin{array}{l} (\cos^2 \alpha + \nu_{TL} \sin^2 \alpha)(1-2\nu'_{12}) + \\ \frac{E'_1}{E_2} (\sin^2 \alpha + \nu_{TL} \cos^2 \alpha)(2-\nu'_{21}) \end{array} \right] \\ V(\alpha) = \frac{E_T}{2(1-\nu_{LT}\nu_{TL})E_2} \left[\begin{array}{l} \frac{E'_2}{E_1} \sin(\cos^2 \alpha + \nu_{LT} \cos^2 \alpha)(1-2\nu'_{12}) + \\ (\cos^2 \alpha + \nu_{LT} \sin^2 \alpha)(2-\nu'_{21}) \end{array} \right] \\ W(\alpha) = \frac{G_{LT}}{E_2} \sin \alpha \cos \alpha \left[(2-\nu'_{21}) - \frac{E'_2}{E_1} (1-2\nu'_{12}) \right] \end{cases} \quad (2.62.)$$

Contrainte maximale :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_2 \leq 2X \frac{E'_1}{E_L} \left| \frac{1 - \nu_{LT} \nu_{TL}}{(\cos^2 \alpha + \nu_{TL} \sin^2 \alpha)(1 - 2\nu'_{12}) + \frac{E'_1}{E'_2} (\sin^2 \alpha + \nu_{TL} \cos^2 \alpha)(2 - \nu'_{21})} \right| \\ \sigma_2 \leq 2Y \frac{E'_2}{E_T} \left| \frac{1 - \nu_{LT} \nu_{TL}}{\frac{E'_2}{E'_1} (\sin^2 \alpha + \nu_{LT} \cos^2 \alpha)(1 - 2\nu'_{12}) + (\cos^2 \alpha + \nu_{LT} \sin^2 \alpha)(2 - \nu'_{21})} \right| \\ \sigma_2 \leq S \frac{E'_2}{G_{LT}} \left| \frac{1}{\sin \alpha \cos \alpha \left((2 - \nu'_{21}) - \frac{E'_2}{E'_1} (1 - 2\nu'_{12}) \right)} \right| \end{array} \right. \quad (2.63)$$

Déformation maximale :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_2 \leq \frac{2\varepsilon'_L \cdot E'_1}{\left| \cos^2 \alpha (1 - 2\nu'_{12}) + \frac{E'_1}{E'_2} \sin^2 \alpha (2 - \nu'_{21}) \right|} \\ \sigma_2 \leq \frac{2\varepsilon'_T \cdot E'_2}{\left| \frac{E'_2}{E'_1} \sin^2 \alpha (1 - 2\nu'_{12}) + \cos^2 \alpha (2 - \nu'_{21}) \right|} \\ \sigma_2 \leq \frac{\gamma'_{LT} \cdot E'_2}{\left| \sin \alpha \cos \alpha \left((2 - \nu'_{21}) - \frac{E'_2}{E'_1} (1 - 2\nu'_{12}) \right) \right|} \end{array} \right. \quad (2.64)$$

2.2.5. SCHÉMA DE LA PROCÉDURE DE CALCUL

Pour un tube de diamètre r et d'épaisseur e dont on connaît la composition et la structure et soumis à une pression interne avec effet de fond, on peut donc calculer les caractéristiques élastiques, les rigidités apparentes et le seuil de premier endommagement suivant la procédure présentée *Figure 2.15*.

Toutes ces caractéristiques, explicitées en fonction, notamment, des caractéristiques de la résine et de la fibre, de l'orientation et du taux de renfort, permettent de valider le modèle de calcul appliqué à des structures industrielles dont on a modifié l'angle de bobinage, la nature de la résine, la température d'essai et le taux de renfort.

La formulation explicite, quelquefois assez simple, de certaines caractéristiques telles que la rigidité axiale (2.45.), permet de juger de leur degré de sensibilité à certains paramètres, comme par exemple un simple coefficient de Poisson. Ainsi, cette rigidité axiale devient infinie lorsque le coefficient de Poisson ν'_{12} est égal à 0,5.

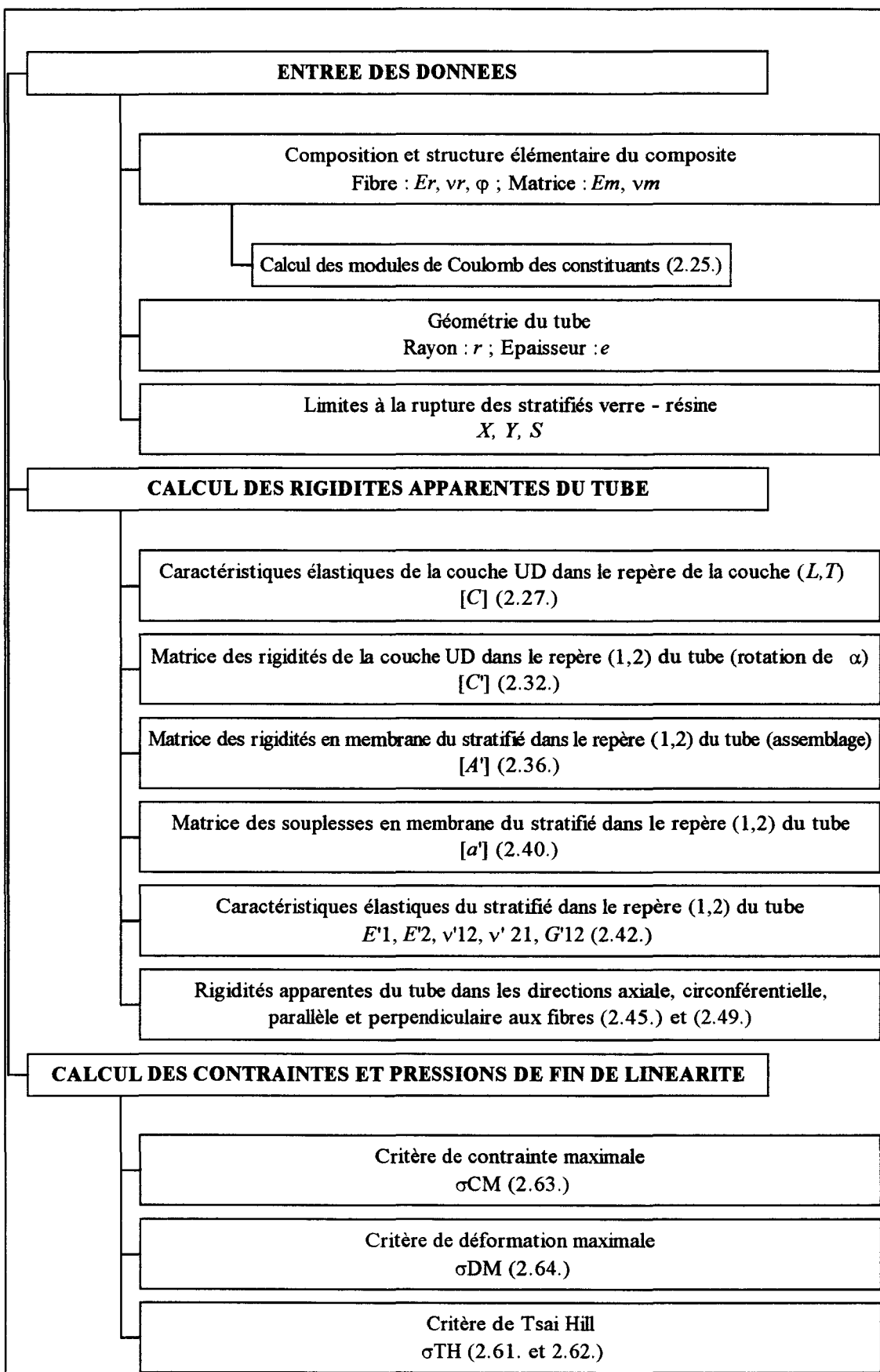


Figure 2.15. : Organigramme du calcul

2.2.6. CALCUL DE L'ANGLE D'ENROULEMENT OPTIMAL PAR LA THÉORIE DES FILETS

Si l'on admet que toutes les contraintes doivent être supportées par la fibre seule, alors on doit calculer l'angle de bobinage α tel que l'état de contrainte suivant les axes d'une couche soit :

$$\begin{cases} \sigma_L \\ \sigma_T = 0 \end{cases} \quad (2.65.)$$

En appliquant les formules de changement de repère, l'état de contraintes équivalent suivant les axes de symétrie (1,2) du tube est :

$$\begin{cases} \sigma_1 = \sigma_L \cos^2 \alpha \\ \sigma_2 = \sigma_L \sin^2 \alpha \end{cases} \quad (2.66.)$$

Sachant que sous pression interne :

$$\sigma_2 = 2. \sigma_1 \quad (2.67.)$$

l'angle optimum α est tel que :

$$\begin{cases} \tan^2 \alpha = 2 \\ \alpha = 54,7^\circ \end{cases} \quad (2.68.)$$

Certains auteurs, tels que Rosenow [30], ont vérifié expérimentalement que cet angle apporte de meilleures performances. Nous verrons ultérieurement où il se situe par rapport au maximum obtenu en appliquant les critères de rupture.

2.3. ENDOMMAGEMENT DES MATÉRIAUX COMPOSITES

Il existe de nombreuses études sur les matériaux composites. La plupart d'entre elles s'attachent à la modélisation du comportement, en mettant en oeuvre des méthodes de calcul plus ou moins complexes permettant de retrouver les résultats expérimentaux, sans nécessairement détailler les modes et mécanismes d'endommagement.

En fait, cette notion reste bien souvent assez floue. On se propose ici de présenter d'une part ce que l'on entend généralement par endommagement, et d'autre part les méthodes qui permettent de le détecter. On aborde également la modélisation et la cinétique de fissuration. On poursuit ensuite avec un résumé bibliographique des principaux travaux réalisés sur des tubes et réservoirs en composites. Enfin, nous terminons sur un bilan des paramètres d'influence mis en évidence par différents auteurs lors d'une sollicitation sous pression interne.

2.3.1. NOTION D'ENDOMMAGEMENT

L'endommagement d'un matériau est un processus irréversible qui consiste en l'apparition de microdéfauts locaux. Ceux-ci se multiplient et, par coalescence, conduisent à la création de fissures ou de défauts de taille macroscopique. La conséquence de cet endommagement est en général une diminution notable des caractéristiques mécaniques. Cependant, il faut remarquer que les structures composites peuvent supporter des efforts très importants tout en étant déjà endommagées. On verra ainsi que la perte d'étanchéité d'un tube (perlage) a lieu pour une pression en moyenne deux fois supérieure à la pression de premier endommagement.

La connaissance de l'évolution de l'endommagement dans les structures permet de mieux évaluer les sollicitations critiques que peut subir la pièce. Pour cela, il faut prendre en compte d'une part l'hétérogénéité du composite, et d'autre part, la multiplicité des modes d'apparition des microdéfauts, ces derniers étant liés soit à la matrice (microfissures), soit au renfort (rupture des fibres), soit aux deux (décohésions fibre-matrice). La combinaison de ces modes conduit à quatre principaux types d'endommagement :

- la fissuration transverse, qui correspond à une rupture de la matrice ou à une décohésion fibre-matrice dans la direction des fibres non alignées avec la direction de chargement,

- le délaminage, qui est une séparation locale entre deux couches due soit à une concentration de contraintes de cisaillement, en particulier à proximité des bords, soit à une densité de fissures transverses importante, le plus souvent à coeur,
- la fissuration longitudinale, qui est également lié à la rupture de la matrice, mais dans ce cas, les fissures sont orientées dans le sens de l'application de l'effort,
- la rupture des fibres, qui est la conséquence de concentrations de contraintes dues aux trois types d'endommagements précédents.

On retrouve l'illustration de ces modes d'endommagement sur la *Figure 2.16*.

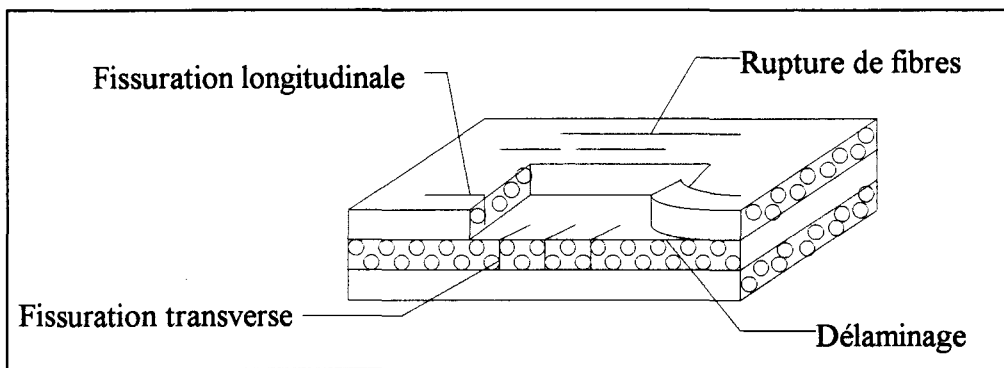


Figure 2.16. : Différents modes d'endommagements (d'après [63])

La *Figure 2.17*. montre quant à elle l'influence d'une sollicitation uniaxiale d'un composite unidirectionnel sur le mode d'endommagement.

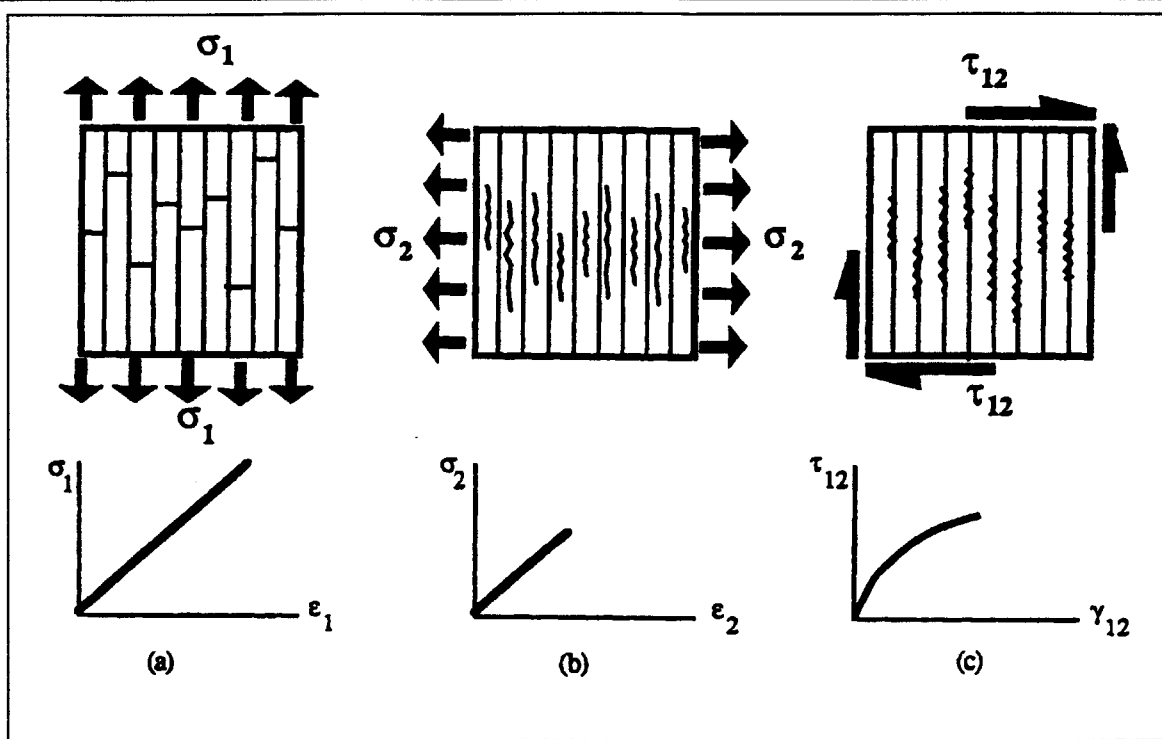


Figure 2.17. : Modes d'endommagement du composite unidirectionnel en fonction de la sollicitation uniaxiale : (a) longitudinale, (b) transversale, (c) cisaillement (d'après [29])

Sandhu [31] s'est attaché à déterminer la part de chacune des sollicitations uniaxiales élémentaires (longitudinale, transversale, cisaillement) dans l'endommagement d'un stratifié. Il remarque entre autre que dans les structures $\pm 45^\circ$, la part de la contrainte de cisaillement est de 95% (Figure 2.18.).

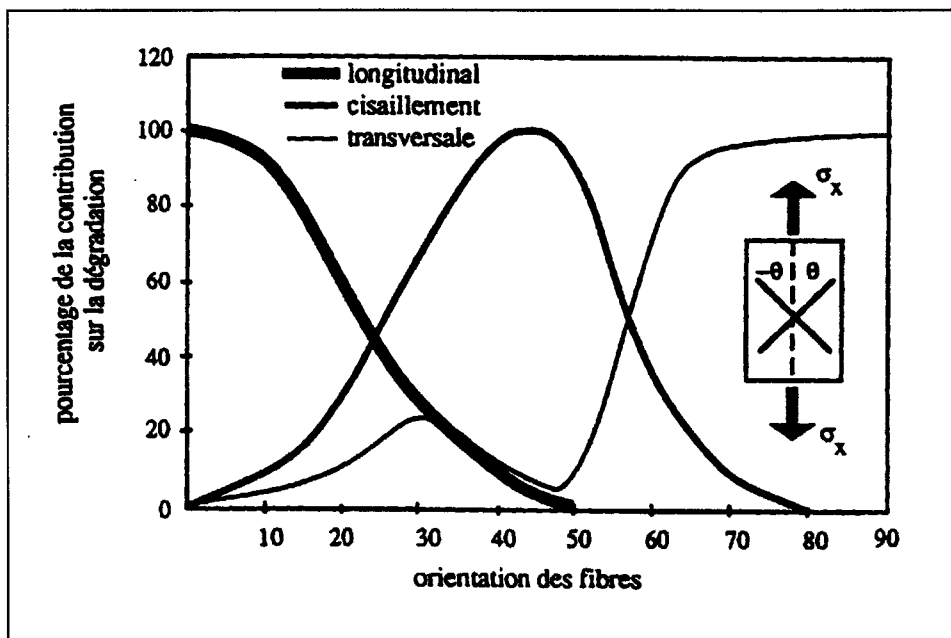


Figure 2.18. : Influence de la contrainte sur la dégradation d'un stratifié (d'après [31])

2.3.2. DÉTECTION DE L'ENDOMMAGEMENT

Les méthodes de détection et de quantification de l'endommagement sont diverses et peuvent parfois être couplées. On trouve tout d'abord les jauges d'extensométrie qui, collées sur la surface de la structure testée, permettent de déterminer, en fonction de l'effort appliqué, l'évolution de la déformation, et par suite de la rigidité associée à une direction donnée. Toute diminution de cette rigidité à partir d'un certain seuil de chargement est la conséquence d'un certain endommagement du composite.

On peut également utiliser l'émission acoustique. Des micros posés sur la structure enregistrent les bruits dans le composite pendant l'essai. Au fur et à mesure de l'application de la charge, le composite se fissure et émet des craquements de plus en plus nombreux et intenses. Il est alors possible de relier la quantité de bruit enregistrée à l'endommagement du matériau testé. De plus, l'utilisation simultanée de plusieurs micros permet de localiser les endommagements au cours de l'essai, et ainsi de détecter d'éventuelles zones de faiblesses. Il existe des méthodes recommandées [32], mais, comme le souligne Bunsell [33] pour l'étude des composites à renfort carbone, il faut rester prudent quant à l'interprétation.

Certains auteurs, dont Nahas [34], couplent cette méthode à une détection par ultrasons. On peut également noter que la détection par ultrasons peut se suffire à elle-même, comme l'ont fait Duke *et al.* [35].

Une quatrième méthode consiste à insérer une fibre optique de très faible section dans les fibres de renforcement [36]. On relie alors la quantité d'endommagement à la réponse lumineuse de la fibre optique. Cette méthode permet de "voir" ce qui se passe effectivement au coeur de la structure mais demande un appareillage délicat et un mode opératoire rigoureux et précis.

Enfin, les méthodes classiques d'observation microscopique ne permettent pas de voir l'évolution de l'endommagement, mais seulement de le qualifier et d'analyser les modes d'endommagement après l'essai du matériau, comme le montrent les études de Purslow [37,38]. Dans ce cas, les observations se font à l'aide d'un microscope optique, d'un microscope électronique à balayage ou d'une radiographie aux rayons X.

Le *Tableau 2.8.* présente, en guise de conclusion, les principales informations que l'on peut obtenir des différentes méthodes de détection de l'endommagement.

Méthode	Global (G) ou local (L)	Qualitatif (QL) ou quantitatif (QT)	Utilisation in-situ	Instantané (I) ou permanent (P)
Ultrasons	L/G	QL	O	P
Émission acoustique	G	QT	O	I
Capteur optique	G	QT	O	P
Microscopie optique	L	QL	N	P
M.E.B.	L	QL	N	P
Rayons X	L	QL	N	P

Tableau 2.8. : Comparaisons des différentes techniques de contrôle non destructif (d'après [39])

2.3.3. MODÉLISATION DE L'ENDOMMAGEMENT [39,40]

2.3.3.1. ASPECTS MACROSCOPIQUES DE L'ENDOMMAGEMENT

Les premières approches théoriques de l'endommagement ont été présentées vers 1960 par Kachanov et Rabonov. Toutefois, les développements les plus intéressants sont dus à Chaboche et Lemaître [41,42] à partir de 1975.

Dans le cas d'une contrainte uniaxiale, on suppose un composite de section Ω^0 auquel on applique une contrainte σ^0 . Si la contrainte est endommageante, la contrainte effective σ^d appliquée à la section non endommagée Ω^d est donnée par :

$$\sigma^d = \sigma^0 \frac{\Omega^0}{\Omega^d} \quad (2.69.)$$

On définit alors une variable scalaire d'endommagement D^* , représentant la variation relative de surface :

$$D^* = \frac{\Omega^0 - \Omega^d}{\Omega^0} \quad (2.70.)$$

D'où l'on tire :

$$\sigma^d = (1 - D^*)^{-1} \cdot \sigma^0 \quad (2.71.)$$

Pour quantifier l'endommagement, on admet qu'il existe une équivalence en déformation entre le matériau endommagé et un matériau vierge homogène [43]. Supposons ainsi que ε est la déformation consécutive à l'application d'une contrainte σ^0 à un matériau endommagé de module d'Young E^d . On dit alors que l'on obtient la même déformation si on applique une contrainte σ^d à un matériau homogène vierge équivalent de module d'Young E^0 . Cela se traduit par :

$$\begin{cases} \sigma^d = E^0 \cdot \varepsilon \\ \sigma^0 = E^d \cdot \varepsilon \end{cases} \quad (2.72.)$$

En combinant avec la relation (2.71.), on tire :

$$\begin{cases} E^d = (1 - D^*) \cdot E^0 \\ D^* = \frac{E^0 - E^d}{E^0} \end{cases} \quad (2.73.)$$

Par conséquent, la variable scalaire d'endommagement peut donc être représentée par la variation relative de rigidité.

Dans le cas d'une contrainte multiaxiale et si l'endommagement est isotrope, la relation (2.71.) est simplement transposée en tenseur des contraintes :

$$[\sigma^d] = (1 - D^*)^{-1} \cdot [\sigma^0] \quad (2.74.)$$

Dans le cas où l'endommagement est anisotrope, on généralise la relation précédente en introduisant un opérateur tensoriel [44] :

$$[\sigma^d] = [M(D^*)] \times [\sigma^0] \quad (2.75.)$$

Afin de conserver une certaine analogie avec (2.74.), en considérant $[I]$ la matrice identité et $[D^*]$ le tenseur d'endommagement, cet opérateur est la plupart du temps donné sous la forme :

$$[M(D^*)] = ([I] - [D^*])^{-1} \quad (2.76.)$$

En appliquant ici aussi l'équivalence en déformation et en remplaçant dans (2.58.) E^d et E^0 par $[C^d]$ et $[C^0]$, respectivement tenseur des rigidités endommagé et initial du composite, on obtient :

$$\begin{cases} [C^d] = [M(D^*)]^{-1} \times [C^0] \\ [D^*] = [I] - [C^d] \times [C^0]^{-1} \end{cases} \quad (2.77.)$$

Il reste donc à identifier les coefficients de ce tenseur d'endommagement. Bien que plusieurs méthodes soient possibles [45,46], celle qui est présentée au § 2.3.3.2. est basée sur les micromécanismes d'endommagement d'abord dans une monocouche, puis dans un stratifié multicouche.

2.3.3.2. ASPECTS MICROSCOPIQUES DE L'ENDOMMAGEMENT

Dans le cas où une monocouche est fissurée suivant la *Figure 2.19.*, une évolution des caractéristiques élastiques n'est possible que si les faces des fissures se déplacent l'une par rapport à l'autre. Seuls E_{22} , ν_{21} , ν_{23} , G_{23} et G_{12} sont par conséquent concernés.

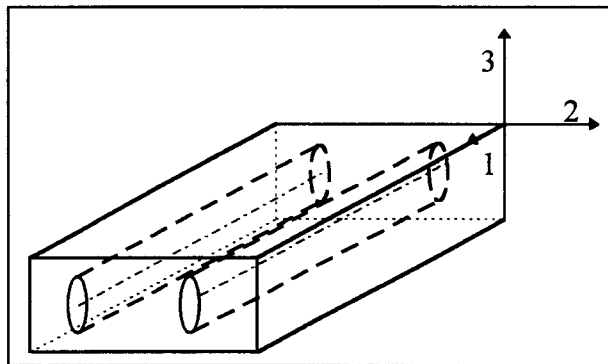


Figure 2.19. : Fissuration longitudinale dans une monocouche

Par suite, seuls les termes indicés $_{22}$, $_{44}$ et $_{66}$ du tenseur des souplesses sont modifiés, ce qui se traduit par :

$$[S^d] = \begin{bmatrix} S_{11}^0 & S_{12}^0 & S_{13}^0 & 0 & 0 & 0 \\ S_{12}^0 & S_{22}^d & S_{23}^0 & 0 & 0 & 0 \\ S_{13}^0 & S_{23}^0 & S_{33}^0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44}^d & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55}^0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66}^d \end{bmatrix} \quad (2.78.)$$

Pour déterminer les S_{ii}^d , on introduit un nouveau tenseur $[H]$, tel que :

$$[S^d] = [S^0] + [H] \quad (2.79.)$$

On voit donc facilement que tous les termes de $[H]$ sont nuls, sauf ceux indicés $_{22}$, $_{44}$ et $_{66}$. Sachant que $[S] = [C]^{-1}$, on peut transformer l'équation (2.77.), et obtenir une nouvelle formulation du tenseur d'endommagement :

$$[D^*] = [I] - ([I] + [C^0] \times [H])^{-1} \quad (2.80.)$$

Ce qui donne sous forme développée :

$$[D^*] = \begin{bmatrix} 0 & \frac{C_{12}^0 \cdot H_{22}}{1 + C_{12}^0 \cdot H_{22}} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{C_{22}^0 \cdot H_{22}}{1 + C_{12}^0 \cdot H_{22}} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{C_{32}^0 \cdot H_{22}}{1 + C_{12}^0 \cdot H_{22}} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{C_{44}^0 \cdot H_{44}}{1 + C_{44}^0 \cdot H_{44}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{C_{66}^0 \cdot H_{66}}{1 + C_{66}^0 \cdot H_{66}} \end{bmatrix} \quad (2.81.)$$

Il ne reste donc plus qu'à déterminer H_{22} , H_{44} et H_{66} .

Le calcul complet de ces coefficients est long et fastidieux et n'est pas développé ici. On indique seulement qu'il est basé sur la détermination de la quantité d'énergie élastique nécessaire à la création d'une fissure au sein du matériau endommagé [47].

On en tire alors :

$$\begin{cases} H_{22} = \frac{\pi \cdot d}{2\sqrt{2}} [S_{11}^0 \cdot (S_{22}^0 + H_{22})]^{1/2} \cdot \left[\left(\frac{S_{22}^0 + H_{22}}{S_{11}^0} \right)^{1/2} + \frac{2 \cdot S_{32}^0 + S_{66}^0 + H_{66}}{2 \cdot S_{11}^0} \right]^{1/2} \\ H_{44} = \frac{\pi \cdot d}{4} [S_{55}^0 \cdot (S_{44}^0 + H_{44})]^{1/2} \\ H_{66} = \frac{\pi \cdot d}{2\sqrt{2}} S_{11}^0 \left[\left(\frac{S_{22}^0 + H_{22}}{S_{11}^0} \right)^{1/2} + \frac{2 \cdot S_{32}^0 + S_{66}^0 + H_{66}}{2 \cdot S_{11}^0} \right]^{1/2} \end{cases} \quad (2.82.)$$

où d est la densité de fissures de la structure étudiée.

Pour simplifier la démarche de généralisation aux multicouches, on suppose être dans un état de contraintes planes, permettant ainsi d'appliquer la théorie des stratifiés. On suppose alors qu'à chaque couche est associée une densité de fissure d_k , et par suite une matrice d'endommagement $[D^*]_k$ définie par :

$$[D^*]_k = \begin{bmatrix} 0 & \frac{(C_{12}^0)_k \cdot (H_{22})_k}{1 + (C_{12}^0)_k \cdot (H_{22})_k} & 0 \\ 0 & \frac{(C_{22}^0)_k \cdot (H_{22})_k}{1 + (C_{12}^0)_k \cdot (H_{22})_k} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{(C_{66}^0)_k \cdot (H_{66})_k}{1 + (C_{66}^0)_k \cdot (H_{66})_k} \end{bmatrix} \quad (2.83.)$$

Par la suite, on obtient le tenseur des rigidités endommagé de chaque couche :

$$[C^d]_k = ([I] - [D^*]_k) \times [C^0]_k \quad (2.84.)$$

Il suffit enfin de calculer $[C^d]_k$, tenseur des rigidités de chaque couche dans le repère du stratifié, en multipliant $[C^d]_k$ par une matrice de passage.

On obtient alors :

$$\begin{cases} A_{ij}^d = \sum_{k=1}^n (C_{ij}^d)_k \cdot (z_k - z_{k-1}) \\ B_{ij}^d = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^n (C_{ij}^d)_k \cdot (z_k^2 - z_{k-1}^2) \\ D_{ij}^d = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^n (C_{ij}^d)_k \cdot (z_k^3 - z_{k-1}^3) \end{cases} \quad (2.85.)$$

Ce qui permet d'avoir la loi de comportement du stratifié endommagé :

$$\begin{bmatrix} N \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A^d & B^d \\ B^d & D^d \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \varepsilon^0 \\ \kappa \end{bmatrix} \quad (2.86.)$$

Signalons enfin que le calcul de $[C^d]$ peut être largement simplifié par l'utilisation d'une extrapolation numérique sous la forme [48] :

$$C_{ij}^d = C_{ij}^0 \cdot \exp(-k_{ij} \cdot d) \quad (2.87.)$$

2.3.4. CINÉTIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT

Quelques matériaux, comme certains composites carbone-carbone, voient leur endommagement apparaître dès l'application d'une contrainte. Ces matériaux n'ont donc pas de seuil d'endommagement à proprement parler. En revanche, pour la grande majorité des matériaux composites, l'endommagement n'apparaît qu'après l'application d'un chargement plus ou moins élevé. Cette distinction a encore été affinée puisque l'étude de l'évolution du seuil d'endommagement avec la contrainte a révélé deux comportements distincts, appelés *Effet Kaiser* et *Effet Felicity* [49].

2.3.4.1. EFFET KAISER - EFFET FELICITY

On appelle matériau à effet Kaiser un matériau pour lequel le seuil d'endommagement vérifie la relation :

$$\sigma_s(t) = \max(\sigma_s^0; \sigma_{\max}) \quad (2.88.)$$

- où :
- $\sigma_s(t)$ est le seuil d'endommagement à l'instant t ,
 - σ_s^0 est le seuil d'endommagement initial,
 - σ_{\max} est la contrainte maximum atteinte pour un temps $t' < t$.

C'est donc un matériau pour lequel, dans le cas d'un chargement répété progressif, l'endommagement du cycle $n+1$ n'augmente que lorsque la contrainte appliquée est supérieure au seuil d'endommagement du cycle n . Cela peut se traduire graphiquement par la *Figure 2.20*.

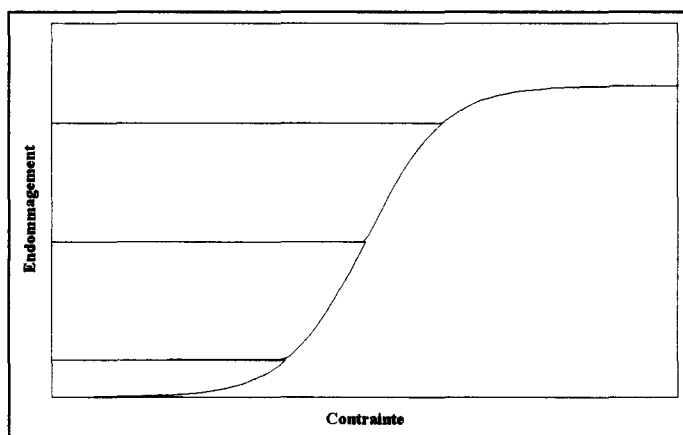


Figure 2.20. : Simulation d'un effet Kaiser en chargement répété progressif

On appelle matériau à effet Felicity un matériau pour lequel l'endommagement au cycle $n+1$ d'un chargement répété progressif apparaît à une contrainte nettement inférieure à la contrainte maximum des cycles précédents. Cela se traduit graphiquement par la *Figure 2.21*.

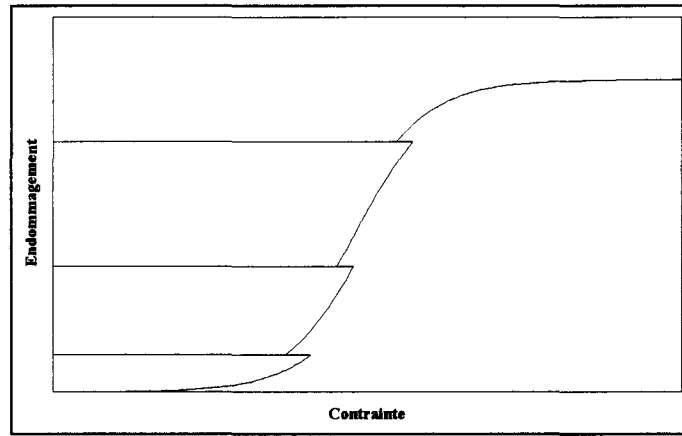


Figure 2.21. : Simulation d'un effet Felicity en chargement répété progressif

2.3.4.2. MODÉLISATION DE LA CINÉTIQUE

Le principal concept permettant de modéliser la cinétique de l'endommagement est basé sur la thermodynamique du matériau endommagé [50], où sans entrer dans le détail, on associe la force thermodynamique Y^d à l'endommagement d'un composite sous la forme [51] :

$$Y^d = \frac{1}{2} \left[\frac{\partial C_{11}^d}{\partial d} \cdot \epsilon_1^2 + 2 \frac{\partial C_{12}^d}{\partial d} \cdot \epsilon_1 \cdot \epsilon_2 + \frac{\partial C_{22}^d}{\partial d} \cdot \epsilon_2^2 + \frac{\partial C_{66}^d}{\partial d} \cdot \epsilon_6^2 \right] \quad (2.89.)$$

La résolution de ce problème ne peut se faire sans vérifier un certain nombre de critères thermodynamiques, et plus particulièrement l'inégalité de Clausius-Duhem. Ainsi, celle-ci implique que l'endommagement ne peut avoir lieu que si Y^d est strictement négatif. Malheureusement, ce concept n'est utilisable que dans le cas d'un matériau à effet Kaiser.

Dans le cas d'un matériau à effet Felicity, on utilise plutôt une fonction dite seuil, définie par :

$$F_s(H, d) = d_c \cdot (1 - \exp[-k_d \cdot (H - H_0)^{Np}]) - d \quad (2.90.)$$

- H variable décrivant l'endommagement,
- H_0 le seuil à partir duquel l'endommagement a lieu,
- d_c densité de fissures maximum,
- k_d, Np caractérisant l'endommagement.

Le principe de cette fonction est le suivant :

- $F_s(H, d) < 0$: pas d'endommagement,
- $F_s(H, d) = 0$: endommagement,
- $F_s(H, d) > 0$: impossible.

Notons cependant que ces concepts de cinétique sont valables uniquement dans l'hypothèse d'un comportement élastique. En effet, ils ne tiennent pas compte des endommagements supplémentaires dus à la viscoélasticité de la matrice polymérique, notamment lors de sollicitations en fluage. La formulation de ces phénomènes devient alors nettement plus complexe.

2.3.5. TUBES SOUS PRESSION HYDRAULIQUE

2.3.5.1. APPLICATION ET VALIDITÉ DES CRITÈRES D'ENDOMMAGEMENT

Peu d'études traitant des composites s'attachent à caractériser l'endommagement de la structure en fonction de la sollicitation. Pour la plupart des auteurs, en effet, il s'agit plus de corréler les résultats expérimentaux avec des critères de ruptures. Ils tentent de valider des modélisations numériques et de tracer des enveloppes de rupture en combinant les essais de pression interne avec de la traction axiale, de la compression, etc ...

On peut citer par exemple les travaux de Owen et Griffiths [52] sur des tubes verre-polyester bobinés à 0° ou 45°, Highton *et al.* [53] sur des tubes verre-époxy bobinés à 75°, ou encore Soden *et al.* [54] sur des tubes verre-époxy bobinés à 55° (*Figure 2.22.*). Ils vérifient que les critères utilisés sont en bon accord avec les résultats expérimentaux en ce qui concerne l'apparition des premiers endommagements et de la rupture, mais n'indiquent pas les mécanismes mis en oeuvre.

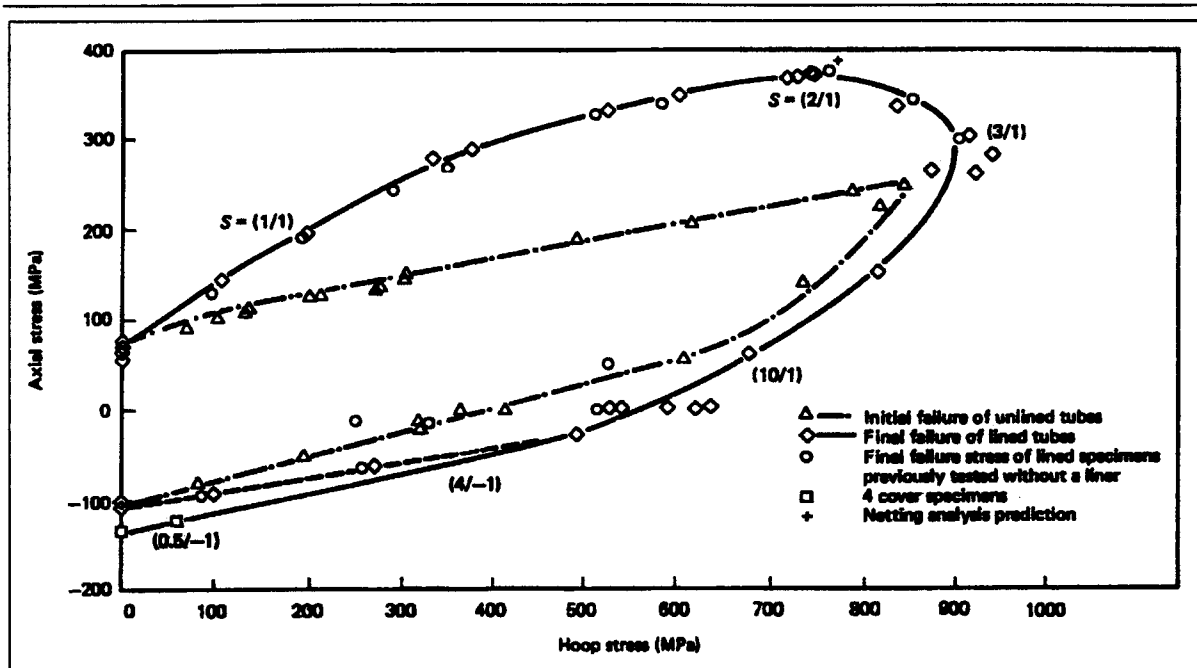


Figure 2.22. : Enveloppe de rupture de tubes verre-époxy soumis à une pression interne (d'après [54])

2.3.5.2. INFLUENCE DE LA RÉSINE

Certaines études se sont intéressées à un paramètre particulier des structures tubulaires. Ainsi, des auteurs comme Mieras [55] traitent de la qualité de la résine sur la durée de vie en fluage de tubes bobinés à 54,75°. Il montre que des tubes avec une matrice époxy sont capables de supporter des contraintes circonférentielles doubles de celles supportées par des tubes avec une matrice polyester. Il estime que cela est directement lié aux propriétés en fluage des résines elles-mêmes (Figure 2.23.).

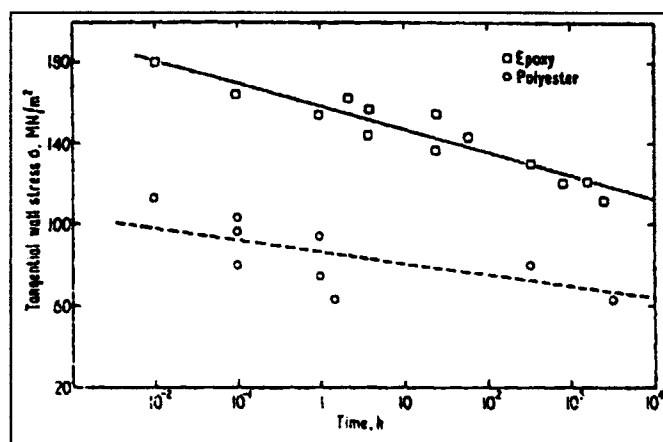


Figure 2.23. : Durée de vie en fluage de tubes verre-époxy et verre-vinylester (d'après [55])

Pour leur part, Legg et Hull [56] se sont intéressés à l'influence de la flexibilité de la matrice. Ils soumettent pour cela des tubes verre-polyester avec différents additifs flexibilisants à divers essais. Ils montrent ainsi que l'apparition du perlage est retardée avec une résine plus déformable (*Figure 2.24.*). Ils attribuent la fin de linéarité à un fluage de la résine et à l'apparition de fissures transverses. La quantité des microfissures et leurs tailles diminuent avec l'augmentation de la déformabilité, retardant d'autant le perlage. En revanche, le délaminage devient plus important pour les déformations élevées.

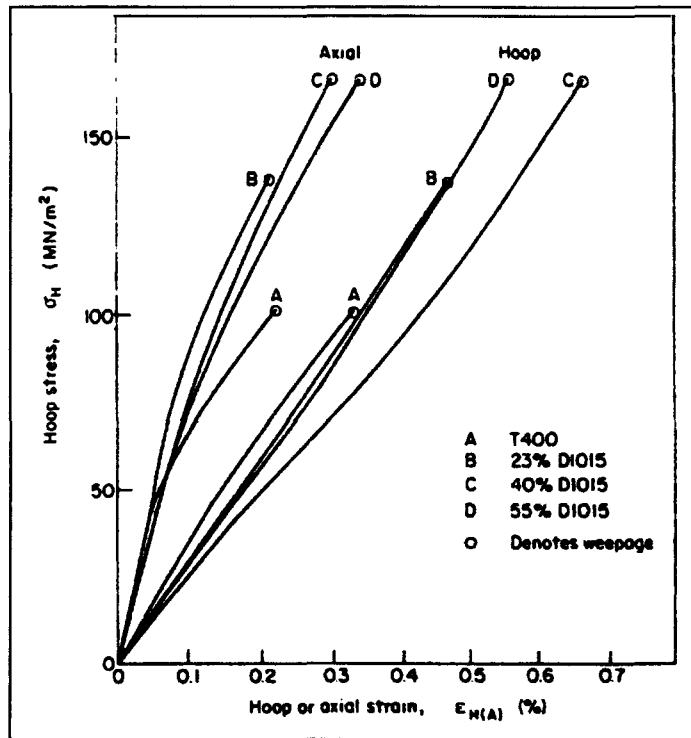


Figure 2.24. : Lois de comportement de tubes verre-polyester avec additifs flexibilisants (d'après [56])

2.3.5.3. INFLUENCE DES FIBRES

Un certain nombre d'études concerne également l'influence des fibres. Bien que, traditionnellement, les travaux soient effectués sur des tubes avec un renfort verre, Cazeneuve *et al.* [57] ont étudié le comportement de tubes carbone-époxy et Kevlar-époxy. Ils utilisent leurs résultats expérimentaux pour modifier le critère de Tsai et mieux prédire la rupture de ces composites hautes performances. Dans le même esprit Vicario et Rizzo [58] et Herring *et al.* [59] ont étudié la répartition des contraintes et déterminé les caractéristiques mécaniques dans des tubes bore-époxy pour les comparer aux modèles classiques.

Toujours concernant les fibres, Takahashi *et al.* [60], Rosenow [30] et Spencer et Hull [61] se sont intéressés à l'influence de l'angle de bobinage. Le premier effectue des tests de traction pour corréler les mesures expérimentales du module de tubes verre-époxy avec des calculs, et ce pour différents angles de bobinage (*Figure 2.25.*).

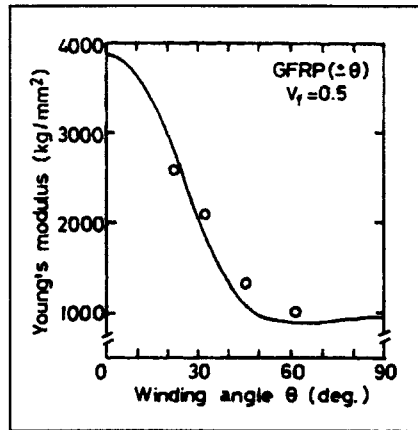


Figure 2.25. : Évolution du module d'un tube en fonction de l'angle de bobinage (d'après [60])

Les autres ont mesuré l'influence de l'angle de bobinage sur les propriétés de tubes verre-polyester. Ainsi, Rosenow teste sous pression interne des tubes bobinés avec six angles différents. Il observe tout d'abord une formation des fissures parallèlement aux fibres. Dans tous les cas les tubes ont un comportement initial linéaire. Cependant, les tubes bobinés avec un angle inférieur à 45° ont des déformations axiales négatives (*Figure 2.26.*). Le coude, signe de la fin de linéarité et du début de l'endommagement, est le plus marqué pour l'angle de 30° alors qu'il l'est le moins pour l'angle de 60° . De plus, alors que la non linéarité circonferentielle apparaît avant la non linéarité axiale pour les tubes bobinés avec un angle inférieur à 45° , elle est inexistante pour les angles supérieurs à 45° . Il suggère par ailleurs, en s'appuyant sur les travaux de Greenwood [62], que la fin de linéarité correspond à une diminution progressive des caractéristiques élastiques transverses de la couche endommagée au fur et à mesure que la déformation augmente, et que ces caractéristiques ne s'annulent pas brutalement.

Quant à Spencer et Hull, ils ont souligné l'intérêt d'utiliser un angle de bobinage proche de 55° pour les essais de pression avec effets de fonds. C'est en effet pour cet angle que les contraintes axiales de fin de linéarité et de perlage, sont les plus élevées. A titre de comparaison, ils obtiennent une contrainte circonferentielle au perlage (respectivement de fin de linéarité) de 101 MPa (respectivement 38 MPa) pour les tubes à 55° et de 73 MPa (21 MPa) pour les tubes à 45° . Ils font par ailleurs les mêmes observations que Rosenow, mais remarquent que pour tous les tubes qu'ils ont testés, le perlage apparaît pour des déformations perpendiculaires aux fibres de l'ordre de 0,2%.

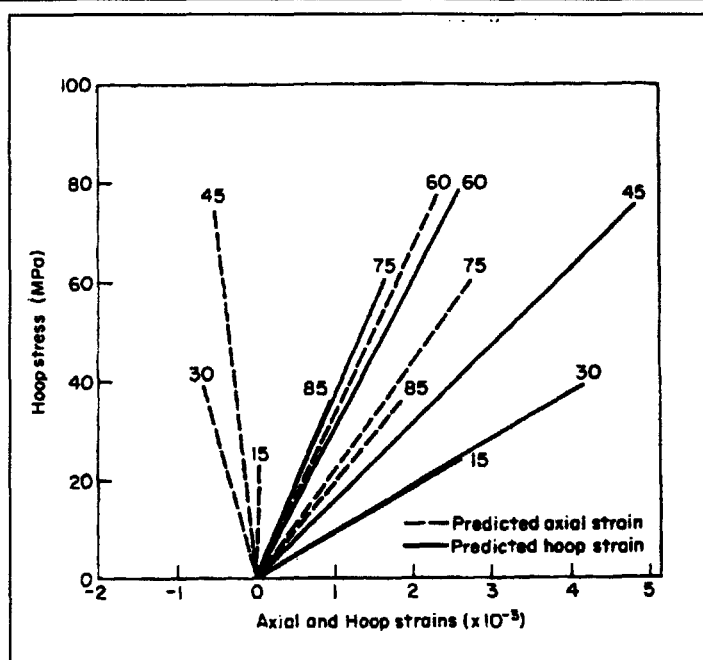


Figure 2.26. : Courbes contraintes/déformations en fonction de l'angle de bobinage

Un dernier aspect concernant le renfort a été étudié : sa structure. Ainsi, signalons par exemple les travaux de Jeannetaud [63], qui étudie le comportement sous pression interne de coudes réalisés par bobinage de bandelettes de tissu de verre et d'une résine époxy. Il a souligné une propagation de l'endommagement très progressive, contrairement aux tubes réalisés en enroulement filamentaire classique. De plus, il note que les premières fissures apparaissent préférentiellement au centre de la paroi, puis à proximité de la face interne, s'étendant petit à petit vers la face externe.

2.3.5.4. INFLUENCE DU LINER (GEL-COAT)

Pour des applications très spécifiques, comme le transport d'acides ou d'eau chaude, l'utilisation de tubes avec liner semble indispensable. Ainsi, Dudley et Hoa [64] montrent qu'un liner PVC offre une tenue en environnement corrosif très améliorée par rapport à un gel-coat classique. Renaud [65] va même plus loin et propose d'utiliser comme liner une feuille d'aluminium, de perméabilité nulle, pour avoir une durée de vie pratiquement infinie pour la canalisation considérée.

Ces études ne résolvent pourtant pas les phénomènes d'absorption des composites qui entraînent une diminution importante des caractéristiques mécaniques et de la tenue à long terme, en accélérant le vieillissement des matériaux, par des phénomènes de corrosion chimique (hydrolyse) ou de corrosion physique (plastification de la matrice) [66].

2.3.5.5. INFLUENCE DE L'ENSIMAGE

Enfin, dernier paramètre entrant dans la fabrication des composites, l'ensimage a fait l'objet aussi d'un certain nombre de travaux. On peut citer l'étude de Herbeaux [67], qui s'intéresse au comportement à long terme, en fatigue et en fluage, de quatre familles de tubes se différenciant par leurs ensimages. Elle montre que la qualité de l'ensimage influence fortement les valeurs des différents critères d'endommagement. Les mécanismes restent toutefois identiques d'une famille à l'autre, avec une fissuration initiée à l'interface fibre-matrice, suivie par du cisaillement interlaminaire. Notons que le perlage n'apparaît pas comme un critère d'endommagement significatif, contrairement au seuil de fin de linéarité, puisqu'il ne permet pas de différencier les matériaux entre eux.

2.3.5.6. INFLUENCE DE LA LOI DE CHARGEMENT

Thiébaud [68] étudie le comportement de tubes verre-époxy sous des sollicitations complexes combinées (traction-pression, traction-torsion,...), à la fois en fluage et en chargement répété progressif. Il bâtit un modèle en décomposant la déformation totale du stratifié en deux. D'une part, il considère une déformation "classique" (viscoélasticité-endommagement) directement liée aux propriétés d'une monocouche, et d'autre part, une déformation liée à la stratification (plasticité-viscoplasticité). Il identifie les différents paramètres de son modèle par des essais simples bien choisis. Il termine en remarquant que l'angle de 55°, bien qu'optimal pour les caractéristiques mécaniques du tube soumis à une pression avec effets de fonds, est loin de garantir une bonne résistance à l'endommagement : il relève des taux d'endommagement très élevés pour les sollicitations auxquelles il soumet ses tubes.

Suri [69] poursuit ces travaux en s'attachant à définir le couplage qui peut exister entre l'endommagement et l'absorption d'eau. Il montre que la cinétique d'absorption suit une loi de type Langmuir, et que l'apparition de l'endommagement accélère le phénomène : l'eau n'est plus seulement absorbée par le matériau, les microfissures la conduisent au coeur de celui-ci. Il montre également que le vieillissement hygrothermique diminue les propriétés mécaniques et favorise l'apparition de l'endommagement. Il se sert de ces résultats pour modifier le modèle de Thiébaud.

Soemardi [29] a testé pour sa part des tubes stratifiés à 0° et $\pm 45^\circ$ en essais monoaxiaux et biaxiaux. Il se sert des résultats obtenus en essai monoaxial sur les tubes à 0° pour établir un critère de rupture et prévoir la rupture des tubes à 45° . Il note de plus que le comportement des tubes à 0° est très élastique linéaire, avec une rupture brutale due aux ruptures de fibres pour les essais monoaxiaux, et un endommagement par fissuration longitudinale en essais biaxiaux. Par contre, les tubes à 45° ont un comportement linéaire très limité et dans tous les cas la rupture est surtout la conséquence de fissures transverses. Enfin, il juge que le critère de Tsai-Wu est le plus adapté à la prévision du comportement.

Enfin, citons les travaux de Frost et Cervenka [70] qui soumettent des tubes verre-époxy à un ensemble de tests sous pression interne. Ils arrivent à relier entre eux les résultats obtenus par les différents essais. Ainsi, ils montrent que les tubes ont un comportement instantané élastique linéaire jusqu'à des pressions équivalentes à la pression UEWS (Ultimate Elastic Wall Stress - critère établi par Schwencke et Steveninck [71]). De même, ils montrent qu'il existe une limite en fatigue (pression en dessous de laquelle la fatigue ne crée aucun endommagement), correspondant également à la pression UEWS. Enfin, ils pensent que la même limite existe en fluage, bien qu'elle n'ait pas été mise en évidence.

2.3.6. RÉSERVOIRS

Les études sur les réservoirs sont peu nombreuses, et celles consacrées aux appareils à hautes pressions sont marginales. Soit les auteurs se contentent de signaler les avantages de ces structures par rapport aux équivalents métalliques, notamment dans les domaines militaire et aérospatial [72], soit ils montrent les caractéristiques exceptionnelles de structures complexes composées de titane, Kevlar, carbone et verre S [73].

D'une manière générale, on s'intéresse peu au comportement des réservoirs. On tente plutôt de corréliser des résultats expérimentaux avec des modèles numériques de conception. On minimise alors les coefficients de sécurité, comme Ouellette et Hoa [74], ou bien on optimise la forme du réservoir. Ainsi, Denost [75] propose une méthode pour calculer un réservoir avec des ouvertures polaires inégales, alors que Barton *et al.* [76] s'intéressent plus particulièrement à la conception du fond du réservoir.

2.3.7. MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENTS

Suite aux différentes études présentées dans les pages précédentes, il est bon de faire ici un bilan des mécanismes d'endommagement décrits pour les composites tubulaires soumis à une loi de sollicitation en pression interne avec effets de fonds.

Sous l'action d'une pression croissante, on a des lois de comportement pression-déformations linéaires, suivies par un changement de pente. Cette fin de linéarité correspond à l'apparition des premiers endommagements, à l'accumulation des microfissures et à un certain fluage de la matrice. La ruine de la structure est alors déterminée soit par le perlage, soit par la rupture du matériau. L'utilisation d'une résine plus ou moins flexible rend cette non linéarité plus ou moins marquée et peut retarder le perlage, alors que l'emploi de liners performants, thermoplastiques ou gel-coat, améliore grandement le comportement du stratifié. De plus, l'ensimage et l'angle de bobinage ont des rôles importants sur les performances du stratifié. Enfin, aucune étude, à notre connaissance, ne quantifie l'influence de la température.

Microscopiquement, les fissures sont initiées au niveau de l'interface fibre-matrice [77] puis se propagent transversalement aux fibres dans la matrice [78]. Enfin, des connexions se créent entre les fissures transverses des différentes couches, soit par des délaminages soit par des fissures longitudinales, la fissure se propageant ainsi de pli en pli, pour atteindre finalement la dernière couche [79]. Le perlage apparaît donc lorsque toutes les couches sont fissurées et qu'il existe au moins un lien entre toutes ces fissures. Cette phase de propagation ne se produit qu'après la fin de linéarité, par un endommagement continu et progressif de la structure. Les ruptures de fibres, endommagement ultime, n'apparaissent généralement que lors de la rupture effective du composite et dans le cas de l'utilisation d'un liner étanche.

Lors d'une sollicitation en fatigue, les mêmes mécanismes ont lieu, avec toutefois trois phases distinctes. La première, relativement courte, correspond à l'apparition des premières fissures transverses. La deuxième, la plus longue, correspond à l'accumulation de ces fissures dans le composite, jusqu'à atteindre une densité critique. Enfin, lorsque la densité de fissures est suffisante, les fissures longitudinales et les délaminages se multiplient et se propagent, éventuellement accompagnés de ruptures de fibres. C'est la dernière et la plus courte phase.

Enfin, pour les sollicitations en fluage, c'est surtout l'interface qui entre en compte [67,80], principal paramètre responsable de la cohésion du composite. Là aussi, on distingue trois phases, correspondant approximativement à celles des essais cycliques : première phase transitoire, deuxième phase d'accumulation, troisième et ultime phase où les processus s'accélèrent. Ces phases sont toutefois plus lentes qu'en sollicitation dynamique.

2.4. CONCLUSIONS - JUSTIFICATION ET PROGRAMME DE L'ÉTUDE

Cette étude bibliographique révèle qu'il n'existe que peu de résultats sur les mécanismes d'endommagement de structures composites soumises à des lois de pression interne et leur exploitation. Aussi, ce travail, qui s'articule autour de "*l'influence de la température et de la constitution du composite sur les mécanismes d'endommagement de tubes et réservoirs en composites sous différentes lois de pressions*" se propose de contribuer à une meilleure compréhension de ces mécanismes, sachant que de nombreux paramètres influencent le comportement des matériaux composites, parmi lesquels :

- la géométrie de la structure : les efforts développés sont différents suivant que l'on a un tube ou un réservoir, ainsi qu'en fonction des épaisseurs.
- la matrice : sa résistance à la corrosion et à l'hydrolyse ainsi que sa fragilité sont des facteurs intervenant dans la cinétique d'apparition et de propagation d'endommagement.
- les fibres de renforcement : leur type permet de satisfaire à des exigences mécaniques pouvant être élevées.
- l'interface : sa qualité améliore la cohésion du composite, et limite l'apparition des premières fissures.
- la structure du composite : les angles de bobinages et la présence d'un liner apportent des solutions en ce qui concerne la résistance à des sollicitations particulières et l'étanchéité.
- l'environnement hygrothermique : la température et l'humidité influencent de manière considérable la déformabilité et les caractéristiques de la matrice.
- les lois de sollicitations en fonction du temps : les lois de comportement à court terme ne sont pas extrapolables aux lois de comportement à long terme, et les fatigues statiques et dynamiques conduisent à des comportements différents.

Pour que le concepteur puisse optimiser la fabrication des structures et garantir fiabilité et sécurité tout en restant compétitif vis-à-vis des matériaux concurrents, il est donc nécessaire de connaître le poids respectif de tous ces facteurs et des endommagements correspondants. C'est ce que cette étude se propose de faire, du moins en partie.

Les échantillons utilisés sont des tubes de diamètre 100 mm, des bouteilles de capacité 20 litres et des réservoirs de capacité 80 litres, réalisés par enroulement filamentaire. La couche interne est un gel-coat pour les tubes et un liner en polyéthylène pour les réservoirs. Les tubes sont réalisés avec deux angles d'enroulement, et deux matrices sont étudiées : une époxy (commune aux tubes, réservoirs et bouteilles) et une vinylester (tubes seuls). De même, deux fibres de renforcement sont employées : fibre de verre pour les tubes et les bouteilles, et fibre de carbone pour les réservoirs.

Afin de quantifier l'influence de l'environnement thermique, les essais sont menés à trois niveaux de température : une température basse (-40°C et -30°C), la température ambiante et une température haute (80°C et 110°C), fonctions de la nature de la structure et de sa constitution.

L'ensemble de ces paramètres est repris dans le *Tableau 2.9* :

Structure	Liner	Renfort	Bobinage	Matrice	Températures
Tubes	////////	Verre	52,8° ou 56°	époxy ou Vinylester	-30°C/-40°C 23°C 80°C/110°C
Bouteilles	Polyéthylène	Verre	couches axiales et circonférentielles	Époxy	23°C
Réservoirs	Polyéthylène	Carbone	couches axiales et circonférentielles	Époxy	23°C

Tableau 2.9. : Paramètres d'étude

Enfin, trois lois de sollicitation sont appliquées aux structures : une loi de pression croissante, une loi de fatigue dynamique à amplitude croissante et une loi de fatigue dynamique à amplitude constante. A noter que tous les essais sont réalisés sous pression interne d'eau et qu'ils peuvent être réalisés successivement sur une même structure.

L'étude de base est effectuée sur les tubes pour lesquels on dispose d'une quantité assez importante d'échantillons. Seulement quelques conclusions sont tirées des résultats expérimentaux sur réservoirs du fait du peu d'échantillons disponibles.

Le programme de recherche porte sur la détermination des lois de comportement instantané en fonction des différents paramètres, sur la base de quoi on se propose :

- d'analyser globalement ces lois en relation avec l'évolution de la structure du matériau,
- de calculer ces lois dans leur domaine linéaire jusqu'au seuil de premier endommagement et discuter des écarts théorie-expérience,
- d'analyser et de quantifier par différentes approches l'amorce et la propagation de l'endommagement, à partir de ces lois expérimentales au-delà du seuil de premier endommagement.

Ensuite, on se propose de montrer l'intérêt des seuils et des facteurs d'endommagement instantanés ainsi définis pour prévoir le comportement relatif des tubes sous pressions répétées en fatigue dynamique.

2.5. RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- 1 : Chrétien G., *Matériaux composites à matrice organique*, Lavoisier, Paris (1986)
- 2 : Pabiot J., *Composites, paramètres de structure et de fabrication*, Techniques de l'Ingénieur, A 3245 (1987)
- 3 : Tancrez J. P., *Contribution à l'analyse de la fragilité de composites polypropylène-fibres de verre courtes*, Thèse de Doctorat, Université de Lille I (1994)
- 4 : Reyne M., *Les composites, Que sais-je ?*, Presses Universitaires de France, Paris (08/1995)
- 5 : Syndicat Professionnel des Producteurs de Matières Plastiques, *Les composites, situation économique en France, en Europe et dans le Monde* (04/1991)
- 6 : Reyne M., *L'utilisation industrielle des plastiques*, Editions Usine Nouvelle (1982)
- 7 : Biotti R., Pabiot J., *Analyse théorique et expérimentale de structures planes et cylindriques en plastiques renforcés*, Entropie, n° 46 (07-08/1972)
- 8 : Dato M. H., *Mechanics of Fibrous Composites*, Elsevier Applied Science (1991)
- 9 : Jabet C., *Calcul de structures tubulaires - Etude théorique de l'influence relative des paramètres de structure du composite sur la loi de comportement mécanique dans le domaine linéaire et sur le niveau de premier endommagement d'un tube réalisé par enroulement filamentaire sous pression interne*, Publication interne de l'Ecole des Mines de Douai (1994)
- 10 : Timoshenko S., *Théorie de l'élasticité*, Librairie Béranger, Paris (1948)
- 11 : Pabiot J., *Plastiques renforcés - Propriétés mécaniques, Calcul*, Techniques de l'Ingénieur, A 3246 (1987)
- 12 : Puck A., *Zum Deformationsverhalten und Bruchmechanisms von unidirektionalem und orthogonalem Glassfaser Kunststoffen*, AVK, Vol. 12 (1965), pp. 29-38
- 13 : Halpin J. C., Tsai S. W., *Effects Of Environmental Factors On Composite Materials*, AFML-TR 67-243 (06/1969)
- 14 : Ashton J. E., Whitney J. M., *Theory Of Laminated Plates*, Progress in Materials Science Series, Vol. 4 (1970), Technomic, Lancaster, PA, Etats-Unis
- 15 : Hill R., *The Mathematical Theory Of Plasticity*, Oxford University Press, Londres (1950)
- 16 : Tsai S. W., Azzi V. D., *Anisotropic Strength Of Composite Materials*, Experimental Mechanics, Vol. 5, n°9 (1965), pp. 283-288
- 17 : Tsai S. W., Azzi V. D., *Strength Of Laminated Composite Materials*, AIAA Journal, Vol. 4, n°4 (02/1966), pp. 296-301
- 18 : Tsai S. W., Wu E. M., *A General Theory Of Strength For Anisotropic Materials*, Journal of Composite Materials, Vol. 5 (1971), pp. 58-80
- 19 : Tennyson R. C., MacDonald D., Nanyaro A. P., *Evaluation Of The Tensor Polynomial Failure Criterion For Composite Materials*, Journal Of Composite Materials, Vol. 12 (01/1978), pp. 63-75
- 20 : Norris C. B., McKinnon P. F., *Compression, Tension, And Shear Test On Yellow Poplar Plywood Panels Of Sizes That Do Not Buckle With Test Made At Various Angles To The Face Grain*, Report n°1328, US Forest Product Laboratory (1956), in ASTM STP 853 (1985), pp. 381-395

- 21 : Norris C. B., *Strength Of Orthotropic Materials Subjected To Combined Stresses*, Report n°1816, US Forest Product Laboratory (1962), in ASTM STP 853 (1985), pp. 381-395
- 22 : Fisher L., *Optimization Of Orthotropic Laminates*, Trans ASME Ser. B, Engineering Industry, n°89 (1967), pp. 399-402
- 23 : Hoffman O., *The Brittle Strength Of Orthotropic Materials*, Journal of Composite Materials, Vol. 1 (1967), pp. 200-206
- 24 : Martin J., *Theories Of Strength For Combined Stresses And Nonisotropic Materials*, Journal of Aeronautical Science, Vol. 24 (1957), pp. 265-268
- 25 : Franklin H. G., *Classic Theories Of Failure Of Anisotropic Materials*, Fibre Science and Technology, Vol. 1 (1968), pp. 137-150
- 26 : Gol'denblat I. I., Kopnov V. A., *Strength Of Glass Reinforced Plastics In The Complex Stress State*, Mekhanika Polimerov, Vol. 1 (1965), pp. 70-78
- 27 : Ashkenazi E. K., *Problems Of The Anisotropy Of Strength*, Mekhanika Polimerov, Vol. 1 (1965), pp. 79-92
- 28 : Puppo A. H., Evensen H. A., *Strength Of Anisotropic Materials Under Combined Stresses*, AIAA Journal, Vol. 10 (1977), pp. 468-474
- 29 : Soemardi T. P., *Etude du comportement mécanique et de l'endommagement de tubes en composites verre/époxy soumis à des sollicitations axiales et biaxées en statique et en fatigue*, Thèse de l'Ecole Centrale de Paris (1990)
- 30 : Rosenow M. W. K., *Wind Angle Effect In Glass Fibre Reinforced Polyester Filament Wound Pipes*, Composites (01/1981), pp. 13-25
- 31 : Sandhu R. S., *Non-Linear Response Of Unidirectional And Angle-Ply Laminates*, J. Aircraft, Vol. 13 (02/1975), pp. 104-111
- 32 : Drodge M., *Recommended Practice For Acoustic Emission Testing Of Fiberglass Reinforced Plastic Piping System*, 1st International Symposium on Acoustic Emission From Reinforced Composites (19-21/07/1983), Session 4
- 33 : Bunsell A. R., *The monitoring Of Damage In Carbone-Fibre Composite Structures By Acoustic Emission*, 2nd International Conference on Composite Structures, Paisley (Ecosse) (09/1983), pp. 1-20
- 34 : Nahas M. N., *Analysis Of Composite Failure Mechanisms Using Acoustic Emission And Ultrasonic Scanning Techniques*, Composites, Vol. 16, N°5 (04/1985), pp. 148-152
- 35 : Duke J. C., Henneke E. G., Stinchcomb W. W., Reifsnider K. L., *Characterization Of Composite Materials By Mean Of The Ultrasonic Stress Wave Factor*, 2nd International Conference on Composite Structures, Paisley (Ecosse) (09/1983), pp. 21-39
- 36 : Waite S. R., Tatam R. P., Jackson A., *Use Of Optical Fibre For Damage And Strain Detection In Composite Materials*, Composites, Vol. 19, N°6 (11/1988), pp. 435-442
- 37 : Purslow D., *Some Fundamental Aspects Of Composites Fractography*, Composites (10/1981), pp. 241-247

- 38 : Purslow D., *Matrix Fractography Of Fibre-Reinforced Epoxy Composites*, Composites, Vol. 17, N°4 (10/1986), pp. 289-303
- 39 : Maire J. F., *Etudes théorique et expérimentale du comportement de matériaux composites en contraintes planes*, Thèse de l'Université de Franche-Comté (1992)
- 40 : Perreux D., *Prévision de la durée de vie de matériaux composites verre-époxy unidirectionnel, stratifié et tissé en contraintes complexes*, Thèse de l'Université de Franche-Comté (1989)
- 41 : Lemaître J., Chaboche J. L., *Aspect phénoménologique de la rupture par endommagement*, Journal de Mécanique Appliquée, Vol. 2, N°3 (1978), pp. 317-364
- 42 : Chaboche J. L., *Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumulation non linéaire*, Revue Française de Mécanique, N° 50-51 (1974), pp. 71-82
- 43 : Lemaître J., Chaboche J. L., *Mécanique des matériaux solides*, Editions Dunod (1985)
- 44 : Baste S., *Phénoménologie, modélisation et évaluation de l'endommagement*, CODEMAC, 2ème Ecole d'automne, Guéthary (10/1989), pp. 12/1-12/25
- 45 : Joguet P., *Comportement mécanique de matériaux composites : étude sur tubes bobinés sous sollicitations uniaxiales et biaxiales*, Thèse de l'Université de Franche-Comté (1989)
- 46 : Reifsnider K. H., *A Hybrid Approach To Composite Component Life Prediction*, International Symposium in Composite Materials & Structures, Bessing (1986)
- 47 : Sih G. C., Paris P. C., Irwin G. R., *Mathematical Theories Of Brittle Fracture*, in. *Fracture : An Advanced Treatise*, Academic Press, New-York (1968), pp. 68-188
- 48 : Jeggy P., *Modélisation des dégradations dans des plaques trouées en carbone-époxy sous chargements biaxiaux quasi-statiques*, Thèse de l'Université de Paris (1990)
- 49 : Summerscale J., *Non Destructive Testing Of Fibre-Reinforced Plastic Composites*, Elsevier Applied Science, Londres (1987)
- 50 : Lemaître J., Chaboche J. L., *Mécanique des matériaux solides*, Dunod, Paris (1985)
- 51 : Thionnet A., Lesne P. M., Renard J., *Endommagement dans les matériaux composites stratifiés : interaction fissuration transverse-délamination*, JNC 7, Lyon (11/1990), pp. 443-451
- 52 : Owen H. J., Griffiths J. R., *Evaluation Of Biaxial Stress Failure Surfaces For A Glass Fabric Reinforced Polyester Resin Under Static And Fatigue Loading*, Journal Of Materials Science, Vol. 13 (1978), pp. 1521-1537
- 53 : Highton J., Adeoye A. B., Soden P. D., *Fracture Stresses For $\pm 75^\circ$ Filament Wound GRP Tubes Under Biaxial Loads*, Journal Of Strain Analysis, Vol. 20, N°3 (1985), pp. 139-150
- 54 : Soden P. D., Kitching R., Tse P. C., *Experimental Failure Stresses For $\pm 55^\circ$ Filament Wound Glass Fibre Reinforced Plastic Tubes Under Biaxial Loads*, Composites, Vol. 20, N°2 (03/1989), pp. 125-135
- 55 : Mieras H. J. M. A., *Irreversible Creep Of Filament Wound Glass Reinforced Resin Pipes*, Plastics And Polymers (04/1983), pp. 84-89
- 56 : Legg M. J., Hull D., *Effect Of Resin Flexibility On The Properties Of Filament Wound Tubes*, Composites (1982), pp. 369-376

- 57 : Cazeneuve C., Joguet P., Maile J.-C., Oytana C., *Predicting The Mechanical Behaviour Of Kevlar-Epoxy And Carbon-Epoxy Filament Wound Tubes*, Composites, Vol. 23, N°6 (11/1992), pp. 415-424
- 58 : Rizzo R. R., Vicario A. A., *A Finite Element Analysis Of Laminated Anisotropic Tubes - Part 1 : Characterization Of The Off-Axis Tensile Specimen*, Journal Of Composite Materials, Vol. 4 (07/1970), pp. 344-359
- 59 : Herring H. W., Baucom R. M., Pride R. A., *Mechanical Behaviour Of Boron/Epoxy And Glass/Epoxy Filament-Wound Cylinder Under Various Loads*, NASA TN D-5050 (1969)
- 60 : Takahashi K., Ban K., Sakai T., *Mechanical Properties Of FRP-FW Pipes*, Composite Structures, Vol. 2 (1984), pp. 91-104
- 61 : Hull D., Spencer B., *Effect Of Winding Angle On The Failure Of Filament Wound Pipes*, Composites (10/1987), pp. 263-271
- 62 : Greenwood J. H., *German Work On GRP Design*, Composites, Vol. 8, N° 3 (07/1977), pp. 175-184
- 63 : Jeannetaud P., *Etude paramétrique du comportement de coudes en composites sous pression interne - Prévision et mécanismes d'endommagement*, Thèse de l'Université de Lille I (01/1995)
- 64 : Dudley N., Hoa S. V., *Mechanical Behaviour Of Composite Tubes After Exposure To Corrosive Environments*, 45th S.P.I. (12-15/02/1990), Session 2-E
- 65 : Renaud C., *Influence Of Liner Permeability On Mechanical Properties Of GRP Laminates After Hot Water Exposure*, Magazine Of International Reinforced Plastics Industry, Vol. 2, N°3 (01-02/1983), pp. 10-13
- 66 : Verdu J., *Vieillessement des plastiques*, AFNOR Technique, Editions Eyrolles, Paris (1984)
- 67 : Herbeaux M., *Etude de l'influence de l'interface sur le comportement à long terme de tubes en composites verre-époxy soumis à une pression interne*, Thèse de l'Université de Lille I (10/1990)
- 68 : Thiébaud F., *Modélisation du comportement global en sollicitations quasi-statiques d'un composite stratifié verre-époxy : aspects théorique et expérimental*, Thèse de l'Université de Franche-Comté (06/1994)
- 69 : Suri C., *Etude du couplage des phénomènes d'absorption et d'endommagement dans un composite verre-époxyde*, Thèse de l'Université de Franche-Comté (03/1995)
- 70 : Frost S. R., Cervenka A., *Glass Fibre Reinforced Epoxy Matrix Filament Wound Pipes For Use In The Oil Industry*, Composite Manufacturing, Vol. 5, N°2 (1994), pp. 73-81
- 71 : Schwencke H. F., de Ruyter van Steveninck A. W., *The Ultimate Elastic Wall-Stress - A Criterion For The Determination Of The Working Pressure Of A GRP Pipe*, 6th International Reinforced Plastics Conference (1968)
- 72 : Morris E. E., *Commercial Filament Wound Pressure Vessels For Military And Aerospace Applications*, SAE Aerospace Exhibition, Anaheim (Californie - USA) (10/1981)
- 73 : Saatchi H., *Development Of Advanced Composite Pressure Vessels*, Advanced Composite Conference, ASM, Dearborn (Michigan - USA) (12/1985), pp. 285-292

- 74 : Ouellette P., Hoa S. V., *Creep Of Fiber Glass Reinforced Plastic Pressure Vessels*, *Journal Of Reinforced Plastics And Composites*, Vol. 4 (07/1985), pp. 287-296
- 75 : Denost J. P., *Nouvelle conception de réservoirs bobinés à ouvertures polaires inégales soumis à une pression interne*, *JNC 3, Paris (France) (21-23/09/1982)*, pp. 223-233
- 76 : Barton D. C., Soden P. D., Gill S. S., *The Strengths And Deformations Of Torispherical Ends For Glass Reinforced Plastic Pressure Vessels - Part 1 : Effect Of Torus Radius/Cylinder Diameter Ratio On Ends With Sphere Radius Equal To Cylinder Diameter*, *International Journal Of Pressure Vessel And Piping*, Vol. 9 (1981), pp. 285-318
- Part 2 : Effect Of Torispherical Geometry For Ends Of Fixed Head Heights*, *International Journal Of Pressure Vessel And Piping*, Vol. 10 (1982), pp. 31-53
- 77 : Jones M. L. C., Hull D., *Microscopy Of Failure Mechanisms In Filament-Wound Pipes*, *Journal Of Materials Science*, Vol. 14 (1979), pp. 165-174
- 78 : Hull D., Legg M. J., Spencer B., *Failure Of Glass/Polyester Filament Wound Pipe*, *Composites*, (01/1978), pp. 17-24
- 79 : Gottenberg W. G., Allen R. C., Breitigam W. V., Dickerson C. T., *Mode Of Failure Of Hydrostatically Overstressed Reinforced Plastic Pipes*, 34th SPI (1979), Session 13-C
- 80 : Siebert A. W., *The Relationship Of Creep To The Design Of RTP Composite Equipment*, *Materials Performance*, Vol. 25, N°12 (12/1984), pp. 27-35

.3.

<p>MOYENS EXPÉRIMENTAUX</p> <p>ET MATÉRIAUX</p>

Ce chapitre présente les moyens expérimentaux employés et les structures testées.

Dans un premier temps, nous examinons les principales méthodes de caractérisation physico-chimiques et mécaniques des constituants de base, et les moyens de quantification et d'analyse de l'endommagement.

Dans un deuxième temps, nous voyons les moyens de mis sous pression des structures.

Enfin, les trois dernières parties de ce chapitre présentent les tubes, les bouteilles et réservoirs utilisés, avec leurs caractéristiques structurales, thermomécaniques et géométriques.

SOMMAIRE DU CHAPITRE .3.

3.1.	MÉTHODES DE CARACTÉRISATION DES MATÉRIAUX	97
3.1.1.	SPECTROSCOPIE MÉCANIQUE	97
3.1.2.	ANALYSE ENTHALPIQUE DIFFÉRENTIELLE	97
3.1.3.	ESSAI DE TRACTION	98
3.1.4.	MESURE DES TAUX DE FIBRES, DE VIDES ET DES DENSITÉS	98
3.1.5.	ÉMISSION ACOUSTIQUE	100
3.1.6.	MICROSCOPIE OPTIQUE	100
3.2.	MISE SOUS PRESSION HYDRAULIQUE DES STRUCTURES	101
3.2.1.	RUPTURE INSTANTANÉE	102
3.2.2.	FATIGUE DYNAMIQUE	103
3.2.3.	FLUAGE	105
3.2.4.	ACQUISITION DES DONNÉES	106
3.3.	TUBES	108
3.3.1.	TUBES ÉPOXY	108
3.3.2.	TUBES VINYLESTER	111
3.4.	BOUTEILLES VERRE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE	115
3.5.	RÉSERVOIRS CARBONE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE	117
3.6.	RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	119

3.1. MÉTHODES DE CARACTÉRISATION DES MATÉRIAUX

Les méthodes présentées ici permettent de déterminer les propriétés physico-chimiques des constituants des composites, en mesurant les températures de transitions (analyse enthalpique différentielle, spectroscopie mécanique), les taux de cristallinité (analyse enthalpique différentielle), ainsi que l'évolution du module de conservation et du facteur d'amortissement en fonction de la température (spectroscopie mécanique), les caractéristiques mécaniques (modules, coefficient de Poisson) des résines (traction), l'amorçage et la propagation des fissures (émission acoustique) et enfin la structure des composites (taux de fibres et de vide, densité).

3.1.1. SPECTROSCOPIE MÉCANIQUE

La spectroscopie mécanique, ou D.M.T.A. (Differential Mechanical Thermal Analysis), consiste à appliquer à une éprouvette une sollicitation en flexion trois points, à déformation et fréquence imposées, en même temps qu'une rampe de température. On mesure alors le déphasage de la contrainte par rapport à la déformation, ainsi que son amplitude, en fonction de la température. Il est ensuite possible de calculer le module de conservation, le module de perte et le coefficient d'amortissement du matériau. Chaque transition d'état produit une chute du module de conservation et un pic du coefficient d'amortissement. La transition générant la chute de module et le pic d'amortissement les plus importants est la transition vitreuse.

Le matériel utilisé peut travailler entre -150°C et $+300^{\circ}\text{C}$, avec une fréquence comprise entre 0,01 Hz et 100 Hz. Les essais ont été effectués dans une plage comprise entre -50°C et 250°C , à une fréquence de 1 Hz, avec une amplitude de déformation de $64\ \mu\text{m}$, et avec une rampe de montée en température de $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Notons que la force maximale générée par l'intermédiaire du bras de transmission est limitée à 4 N.

3.1.2. ANALYSE ENTHALPIQUE DIFFÉRENTIELLE

L'analyse enthalpique différentielle, ou D.S.C. (Differential Scanning Calorimetry), permet de déterminer les températures des différentes transitions des matériaux testés, ainsi que les enthalpies mises en jeu lors de ces transitions.

Pour cela, on chauffe simultanément deux échantillons avec une rampe de température fixée, l'un du matériau à tester et l'autre d'un matériau de référence n'ayant pas de transition dans le domaine de température exploré, et on enregistre la différence entre les puissances de chauffe nécessaires au maintien de ces échantillons à la même température.

Pour déterminer alors le taux de cristallinité d'un matériau, on détermine le rapport entre l'enthalpie de fusion l'échantillon considéré et l'enthalpie de fusion pour un échantillon 100% cristallin donnée par des tables.

3.1.3. ESSAI DE TRACTION

Les essais de traction sont effectués selon la norme NF T 51.034 [1] pour les éprouvettes en résine pure. Le principe consiste à appliquer une charge de traction avec un taux de déformation constant à une éprouvette calibrée fixée entre deux mors.

La machine utilisée est une Instron 1115. Elle est reliée à un micro-ordinateur qui, à l'aide d'un programme, calcule automatiquement le module d'Young. Cet essai permet également de déterminer la contrainte à la rupture et le coefficient de Poisson.

3.1.4. MESURE DES TAUX DE FIBRES, DE VIDES ET DES DENSITÉS

La mesure du taux de fibres s'effectue à l'aide d'une pesée avant et après calcination d'un échantillon. Pour cela, on découpe un échantillon dans une structure. Cet échantillon est placé dans une coupelle en aluminium et pesé. L'ensemble est ensuite mis dans un four à 550°C pendant plusieurs heures afin de détruire tous les produits organiques, puis est de nouveau pesé [2].

On pose :

- M_c : masse de la coupelle,
- M_{av} : masse de l'ensemble coupelle + échantillon avant calcination,
- M_{ap} : masse de l'ensemble coupelle + échantillon après calcination.

On détermine alors le taux de fibre en masse β par la relation :

$$\beta = \frac{M_{ap} - M_c}{M_{av} - M_c} \quad (3.1.)$$

En connaissant les densités ρ_m et ρ_r de la matrice et du renfort, valeurs généralement données par les fournisseurs, et en supposant que le composite ne comporte aucune porosité, on en déduit le taux de fibre en volume φ par :

$$\varphi = \frac{\beta \cdot \rho_m}{\rho_r - (\rho_r - \rho_m) \cdot \beta} \quad (3.2.)$$

Enfin, à l'aide de la densité du composite ρ_c et des valeurs calculées précédemment, on détermine le taux volumique de vides η à l'intérieur du composite, en utilisant la formule [3] :

$$\eta = 1 - \rho_c \left(\frac{\beta}{\rho_r} + \frac{1 - \beta}{\rho_m} \right) \quad (3.3.)$$

Ceci permet alors d'en déduire φ' , taux réel en volume de fibres dans le composite, grâce à l'expression [4] :

$$\varphi' = \varphi \cdot (1 - \eta) \quad (3.4.)$$

Ce qui, en utilisant les équations (3.3.) et (3.4.), donne :

$$\varphi' = \beta \frac{\rho_c}{\rho_r} \quad (3.5.)$$

La connaissance de la densité de la résine ainsi que du taux volumique de vides ne sont donc pas indispensables à la détermination précise du taux volumique de fibres.

Les densités utilisées pour la détermination des taux volumiques de fibres et de vides se déterminent de manière assez simple. Pour cela, on pèse un échantillon de matériau (renfort, résine ou composite) dans l'air puis dans un fluide de densité connue (ici l'éthanol) [5,6], la densité recherchée ρ étant alors donnée par :

$$\rho = \rho_e \frac{M_a}{M_a - M_e} \quad (3.6.)$$



où :

- M_a : masse de l'échantillon dans l'air,
- M_e : masse de l'échantillon dans l'éthanol,
- ρ_e : densité de l'éthanol.

3.1.5. ÉMISSION ACOUSTIQUE

L'émission acoustique permet de détecter et d'enregistrer tous les bruits émis au sein du matériau pendant l'essai. L'appareillage est constitué d'un micro, posé directement sur le composite et relié à un préamplificateur, et d'un micro-ordinateur. Ce dernier sert d'amplificateur et d'enregistreur. L'intérêt d'une telle méthode de caractérisation est qu'elle est passive : on a des informations sur le comportement de la structure testée sans que celui-ci soit modifié par la présence du capteur. Cette méthode peut donc être couplée à toute autre méthode d'essai.

Pour les essais effectués sur les matériaux verre-époxy, on règle le gain à 50 dB et le seuillage à 30 dB. Les fréquences de scrutation sont comprises entre 100 et 300 kHz, avec un gain de 40 dB au niveau du préamplificateur.

3.1.6. MICROSCOPIE OPTIQUE

Afin d'examiner les microfissures ou autres défauts de structure, des échantillons sont découpés dans les tubes et sont observés au microscope optique. Après sélection des parties à observer, les échantillons sont enrobés dans une résine acrylique. Les observations microscopiques devant être réalisées sur des surfaces parfaitement planes, les échantillons sont rectifiés au moyen d'une polisseuse combinant deux mouvements de rotation, celui du porte-échantillon et celui du disque abrasif.

Afin d'avoir le meilleur état de surface possible, plusieurs grains de papier abrasif sont successivement utilisés (320, 500, 1200 et 4000), le lubrifiant retenu étant à l'eau. On poursuit le polissage à l'aide de pâtes diamantées de taille 6 μm et 3 μm avec une lubrification à l'alcool. Le polissage se termine sur un drap de velours et une lubrification à l'aide d'une suspension de SiO_2 . Enfin, pour éliminer tous les résidus, les échantillons sont plongés dans un bain à ultrasons.

Le microscope utilisé est de marque Zeiss. On l'utilise en réflexion avec un grossissement entre 10 et 1000. Il peut être couplé à un appareil photo 24x36 ou à un appareil Polaroid.

3.2. MISE SOUS PRESSION HYDRAULIQUE DES STRUCTURES

Ce paragraphe présente les méthodes déjà mises au point par le laboratoire [7, 8] pour tester les structures, tubes et réservoirs industriels, en décrivant les principes des essais sous pression hydraulique interne, ainsi que les appareillages. Trois modes de chargement ont été développés, mais seuls les deux premiers seront utilisés dans le cadre de cette étude :

- pression croissante en fonction du temps ou rupture instantanée,
- pression cyclique en fonction du temps ou fatigue dynamique,
- pression constante en fonction du temps ou fluage.

L'étanchéité des tubes est réalisée par des collets composites bobinés aux extrémités et sur lesquels vient s'adapter un montage composé d'un bouchon en forme de disque et de quatre brides métalliques maintenus par huit boulons (*Figure 3.1.* et *Figure 3.2.*).

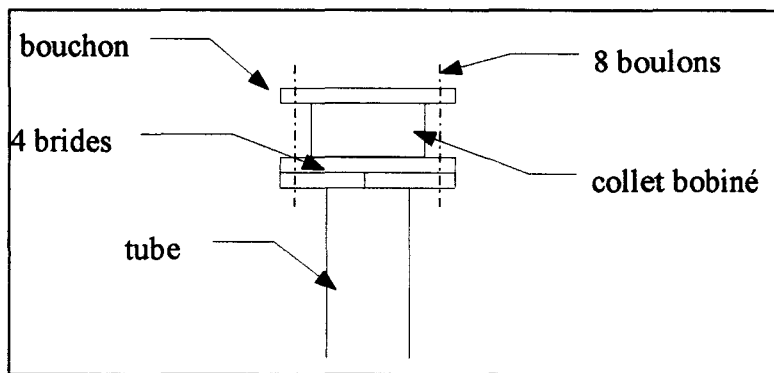


Figure 3.1. : Principe du bouchage des tubes

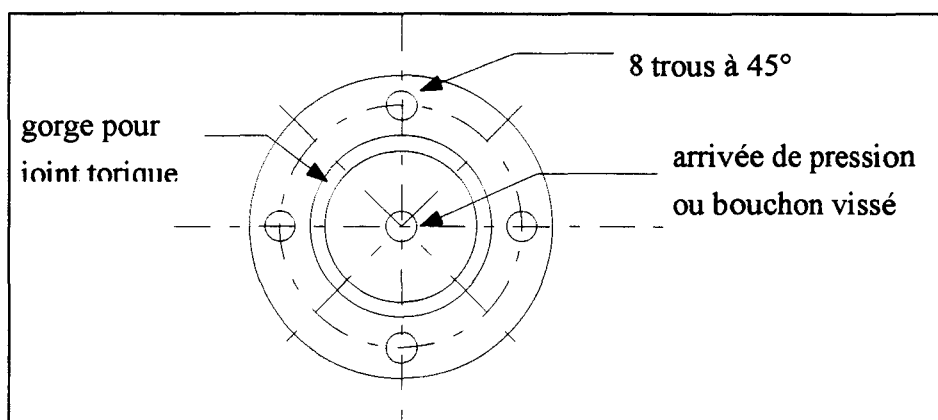


Figure 3.2. : Détail d'un bouchon de tube

3.2.1. RUPTURE INSTANTANÉE

L'essai de rupture instantanée correspond à l'application d'une pression croissante en fonction du temps.

Un groupe hydraulique délivre une pression de 200 bars. Cette pression est reprise par un multiplicateur de transfert, permettant d'appliquer une pression maximum de 1 000 bars dans l'éprouvette. La rampe de montée en pression est fixée avant essai et contrôlée par un automate, elle va de 10 bars/min à 60 bars/min suivant la résistance de la structure et son application. Les essais sont réalisés dans une enceinte thermique dont la température est réglable de -50°C à 160°C . Les structures sont instrumentées jusqu'à six jauges d'extensométrie, dont les déformations sont enregistrées en fonction de la pression (Figure 3.3.).

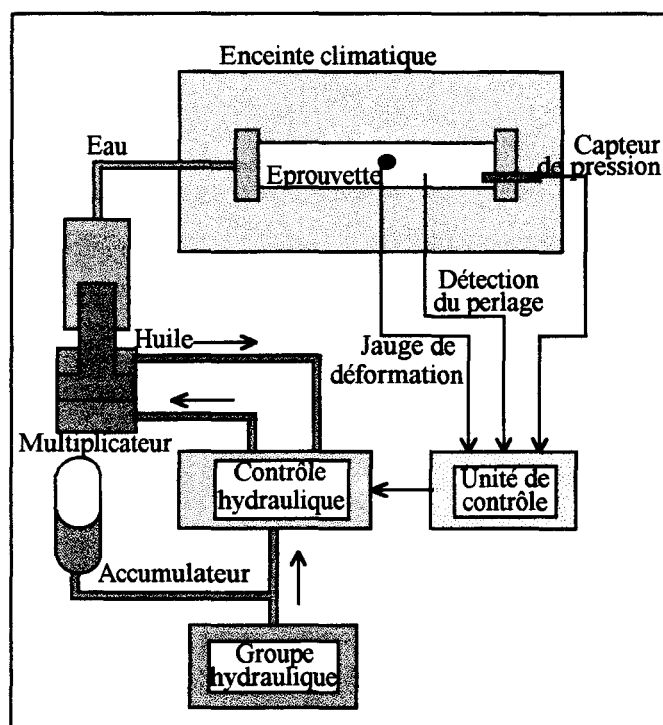


Figure 3.3. : Machine pour l'essai de rupture instantanée

Deux critères de fin d'essai sont usuellement retenus : le perlage et la rupture. Le perlage correspond à l'apparition de gouttelettes d'eau sur la surface extérieure de la structure, signifiant ainsi que le composite n'est plus étanche. On le détecte de manière électrique par mesure de résistance, ou visuellement. Cette dernière méthode est moins précise, du fait que toutes les parties de la structure ne sont pas toujours visibles et que le perlage visuel a toujours lieu après le perlage électrique. Ce critère de perlage est surtout utilisé pour les tubes industriels standards.

Le critère de rupture est le plus souvent utilisé pour les réservoirs, ceux-ci ne perlant pas, grâce à l'étanchéité du liner thermoplastique. Il est par contre très peu utilisé pour les tubes qui perlent, car il est très difficile de monter en pression et d'atteindre la rupture du fait des fuites.

3.2.2. FATIGUE DYNAMIQUE

L'essai de fatigue dynamique correspond à l'application d'une pression hydraulique interne périodique, répétée ou ondulée, entre une pression basse et une pression haute, la pression basse n'étant pas nécessairement nulle (*Figure 3.4.*).

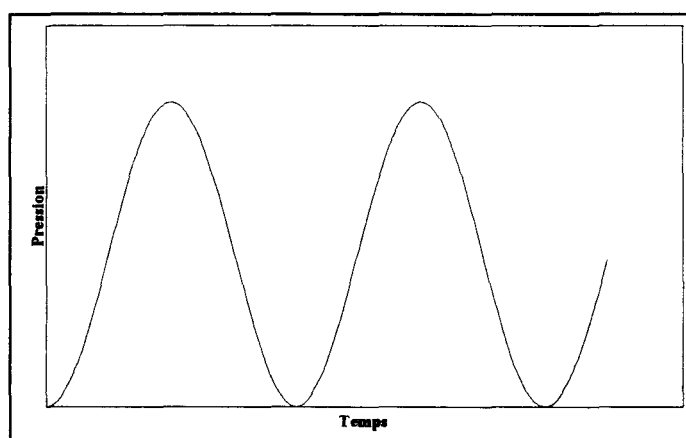


Figure 3.4. : Principe de l'essai de fatigue dynamique

On distingue deux procédures d'essais, suivant la capacité et la résistance de la structure ainsi que le niveau de chargement. Pour les tubes, en général à chargement limité, la méthodologie est conforme à la norme ASTM D 2992 procédure A [9], c'est-à-dire que l'on applique 25 cycles par minute à une éprouvette entre la pression nulle et une pression maximum donnée. Celle-ci, limitée technologiquement à 400 bars, et la fréquence sont contrôlées par un automate (*Figure 3.5.*)

Le matériel utilisé est composé d'un groupe hydraulique relié à deux multiplicateurs fonctionnant en va-et-vient, permettant de tester simultanément quatre éprouvettes. Comme précédemment, les essais sous pression dynamique sont réalisés dans une enceinte thermique pouvant atteindre 160°C et il est possible de mesurer six déformations par tube.

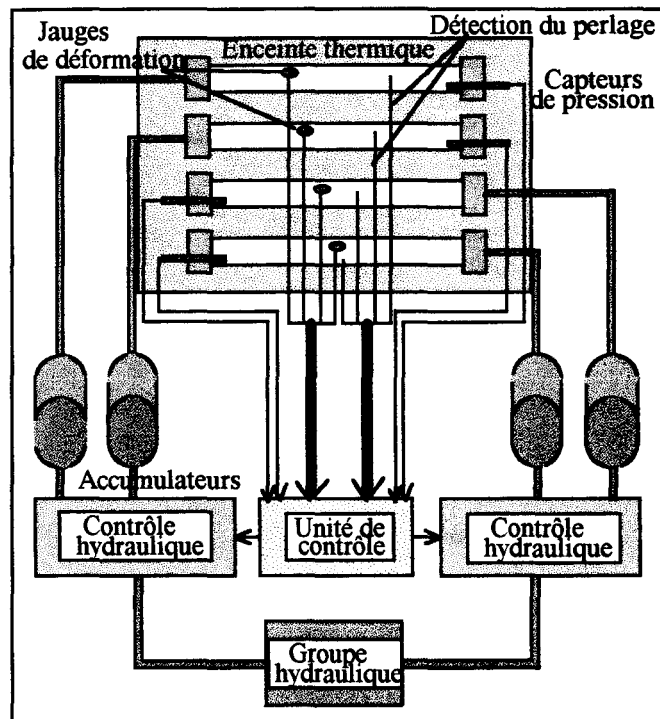


Figure 3.5. : Machine pour l'essai de fatigue dynamique

Pour des structures de volume important et de résistance élevée, on utilise une autre machine, composée d'un groupe hydraulique alimentant un vérin de transfert, le tout piloté par un micro-ordinateur. Technologiquement, la fréquence d'essai est plus faible, limitée à quatre ou cinq coups par minute, et la pression minimum n'est pas nécessairement nulle. La commande permet de générer des lois de pression diverses en fonction du temps et notamment des pressions répétées à amplitude croissante (Figure 3.6.). L'enceinte thermique a une plage de température plus importante puisque les essais peuvent se faire entre -50°C et $+160^{\circ}\text{C}$.

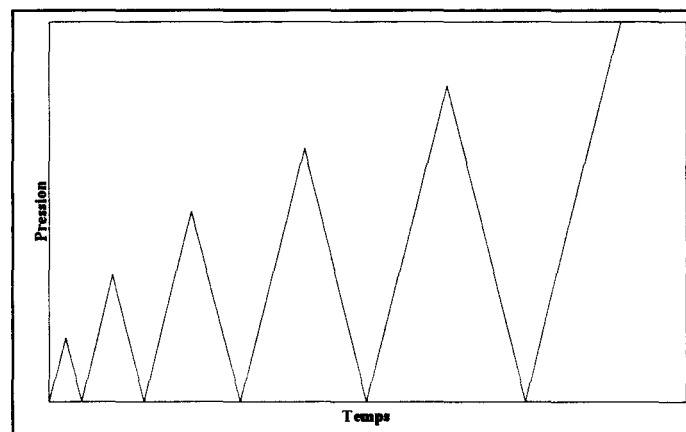


Figure 3.6. : Principe des essais de fatigue à amplitude croissante

Comme dans le mode de chargement précédent, les critères de fin d'essai sont soit le perlage soit la rupture. Lorsqu'une des structures perle, elle est automatiquement isolée grâce à une électrovanne permettant la poursuite de l'essai pour les autres éprouvettes le cas échéant. On relève alors le nombre de cycles effectués jusqu'au perlage. Ces essais, effectués à différents niveaux de pression, permettent de tracer des courbes de durée de vie en fatigue, et de décrire pour chaque niveau de contrainte la chute de rigidité associée à une direction donnée en mesurant la déformation en fonction du nombre de cycles.

3.2.3. FLUAGE

L'essai de fluage correspond à l'application d'une pression hydraulique constante en fonction du temps, suivant la norme ASTM D 2992 Procedure B [9].

L'appareillage utilisé permet de tester simultanément seize échantillons répartis dans quatre enceintes climatiques, chacune avec un niveau de pression différent. Ces enceintes permettent elles aussi de faire des essais jusqu'à 160°C et de mesurer six déformations par structure (*Figure 3.7.*). La pression maximum délivrable est de 450 bars.

Tout comme les essais de fatigue dynamique, dès qu'un défaut d'isolement (perlage ou fuite) est détecté sur une des structures, celle-ci est isolée par une électrovanne, permettant la poursuite de l'essai pour les autres structures installées dans l'étuve. Les critères de fin d'essai sont là également soit le perlage soit la rupture.

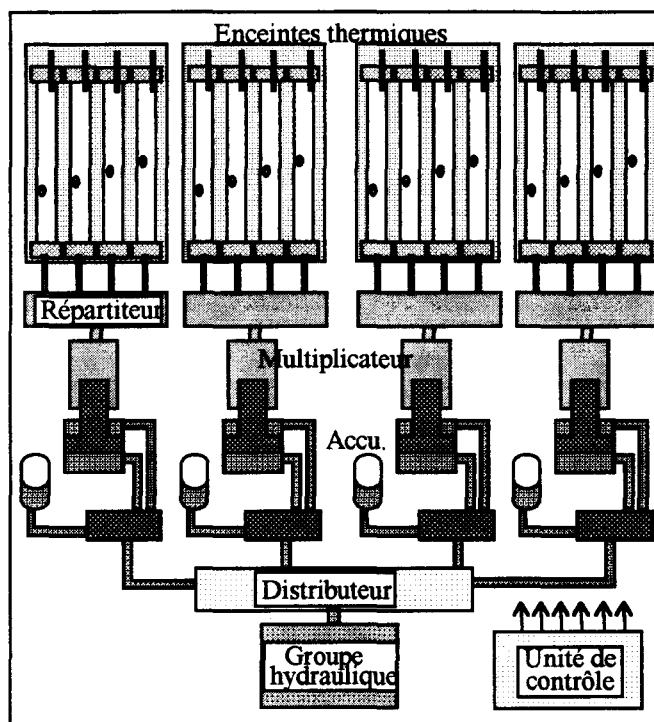


Figure 3.7. : Machine pour l'essai de fluage

3.2.4. ACQUISITION DES DONNÉES

Au cours des différents essais sous pression, les paramètres mesurés et enregistrés sont : les déformations de la structure, la pression hydraulique interne et la résistance électrique de la paroi composite.

Pour mesurer les déformations, on colle à l'extérieur des structures des jauges d'extensométrie suivant différentes directions : une suivant l'axe du tube, une suivant la circonférence, une suivant la direction des fibres, et enfin une suivant la direction perpendiculaire aux fibres. Afin de minimiser les erreurs de positionnement relatif des jauges les unes par rapport aux autres, on utilise des rosettes de deux jauges à 90°. Elles ont une résistance de 350 Ω et une longueur de grille de 20 mm (Kyowa SKF 4705). La pression est pour sa part mesurée par un capteur positionné sur le circuit d'alimentation d'eau.

En ce qui concerne la détection du perlage, on mesure la résistance électrique de la paroi du composite. Tant que celle-ci est étanche, on mesure une résistance infinie. Lorsqu'il existe un chemin d'écoulement du fait des fissures entre l'intérieur et l'extérieur de la paroi, l'eau ferme le circuit et la résistance chute. Deux éléments facilitent cette détection. D'une part, un ajout de sel dans l'eau (à hauteur de 5%) augmente la conductivité électrique, et d'autre part, la surface extérieure du composite est recouverte d'une peinture conductrice à base graphite.

Toutes les données (déformations, températures, isolements, pressions) sont envoyées et enregistrées par une centrale d'acquisition de données Hewlett-Packard HP 3852 A - 3853 A (fréquence d'horloge de 100 MHz), qui scrute régulièrement tous les postes d'essais. La centrale est reliée à un micro-ordinateur HP, qui permet l'archivage et la relecture éventuelle des données, ainsi que l'édition des courbes expérimentales.

3.3. TUBES

Tous les tubes utilisés sont des tubes industriels réalisés par enroulement filamentaire. Ils comportent une couche de résine pure côté interne (le gel-coat), la partie renforcée, puis une autre couche de résine pure côté externe (le top-coat). Le gel-coat assure l'étanchéité de la structure, alors que le top-coat a plutôt un rôle de protection mécanique (manutention, chocs,...). La surface intérieure des tubes est lisse et de bonne qualité.

Nous ne donnons ci-après que les caractéristiques des deux familles de tubes de diamètre 100 mm sur lesquelles nous avons effectué l'étude de base en fonction de la nature de la résine (époxy ou vinylester), l'angle de bobinage (52,8° ou 56°) et la température, les autres tubes de technologie identique mais de diamètre différent ou avec des résines modifiées utilisées pour vérifier certaines conclusions seront présentées ultérieurement.

Les fibres de verre utilisées pour la fabrication des deux familles de tubes sont des rovings de masse linéique 2 400 tex, dont les caractéristiques principales sont indiquées *Tableau 3.1*. Lorsque le verre est utilisé avec une résine époxy, il est revêtu d'un ensimage spécifique époxy. Lorsque l'utilisation concerne la résine vinylester, c'est un ensimage universel qui est employé.

Module d'Young (MPa)	73 000
Contrainte à la rupture (MPa)	3 400
Coefficient de Poisson	0,25
Densité	2,54

Tableau 3.1. : Caractéristiques mécaniques du verre pour tubes (d'après le fournisseur)

3.3.1. TUBES ÉPOXY

La résine époxy utilisée est une résine DGEBA couplée à un durcisseur à 32 parties pour 100.

Des essais de traction sont réalisés sur des coulées de résine pure. Les résultats obtenus serviront par la suite à modéliser le comportement des tubes aux différentes températures retenues, sachant que n'ayant pas pu mesurer le coefficient de Poisson, nous avons utilisé des valeurs mesurées par le Pr. Verdu de l'ENSAM sur une résine de même nature (*Tableau 3.2.*).

	-30°C	23°C	110°C
Module (MPa)	3 380	2 760	1 650
Résistance à la rupture (MPa)	>34,3	57,6	30,0
Déformation à la rupture (%)	>1,1	3,0	3,8
Coefficient de Poisson	0,40	0,42	0,45

Tableau 3.2. : Caractéristiques mécaniques mesurées de la résine époxy pour tubes

On mesure une T_g de 156°C (Figure 3.8.) ainsi qu'une densité de résine de 1,130, valeur utilisée plus loin pour déterminer les taux de fibres et de vides des tubes.

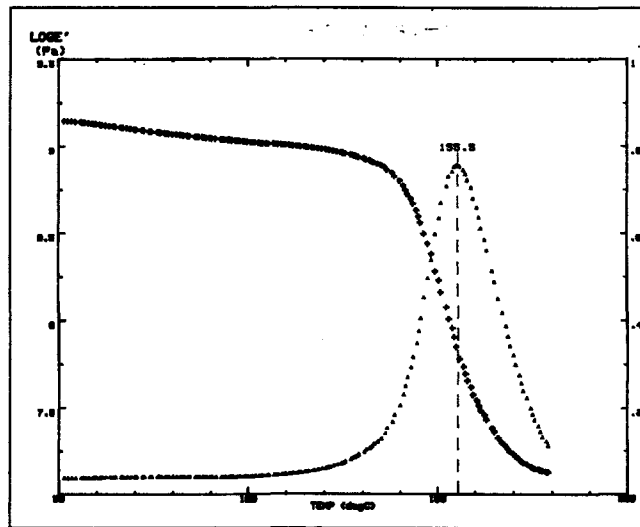


Figure 3.8. : Courbe D.M.T.A. de la résine époxy

Après réalisation du tube, on impose un cycle de cuisson de 1 h 30 à 150°C, puis une post-cuisson de 0 h 30 à 150°C. Les tubes sont alors découpés à la longueur voulue et des collets sont bobinés aux extrémités afin de pouvoir fixer les bouchons.

Longueur (mm)	1 200	
Diamètre intérieur (mm)	100	
Nombre de couches de renfort	10	
Angle de bobinage (°)	56,0	52,8
Épaisseur totale (mm)	3,55	3,90
Épaisseur renforcée (mm)	3,20	3,55
Taux de renfort en volume (%)	55,0	56,7
Taux de renfort en masse (%)	72,5	73,8

Tableau 3.3. : Caractéristiques nominales - Tubes verre-époxy (d'après le fournisseur)

Le *Tableau 3.4.* présente les principales caractéristiques géométriques mesurées sur les tubes verre-époxy.

Angle théorique	Épaisseur (mm)	Diamètre (mm)	Pas de bobinage (mm)	Angle réel moyen	
56°	3,35	100,0	220,1	55,95°	Moyenne
	0,11	0,2	0,3	0,05	Écart-type
52,8°	3,86	99,9	245,8	53,06°	Moyenne
	0,09	0,3	0,4	0,09	Écart-type

Tableau 3.4. : Caractéristiques géométriques mesurées - Tubes verre-époxy

L'angle de bobinage moyen est calculé pour le diamètre moyen renforcé, déterminé grâce à la relation :

$$\tan \alpha = \frac{\pi D_m}{p} \quad (3.7.)$$

avec :

$$D_m = D + e_g + e - e_t \quad (3.8.)$$

- où :
- D : diamètre intérieur du tube,
 - D_m : diamètre moyen renforcé,
 - e : épaisseur du tube,
 - e_g : épaisseur du gel-coat (ici 0,5 mm),
 - e_t : épaisseur du top-coat (ici 0,2 mm),
 - p : pas de bobinage.

On peut remarquer que les résultats sont globalement peu dispersés et proches des valeurs annoncées par le fabricant. Les écarts concernant l'épaisseur sont certainement dus à une réalisation médiocre du gel-coat et du top-coat, alors que les différences d'angle de bobinage peuvent provenir d'un léger glissement des fibres lors de la phase de bobinage.

De plus, remarquons que l'angle varie de manière relativement importante d'une couche à l'autre. Ainsi, pour les tubes à 56°, l'angle varie entre 55,23° (1^{ère} couche) et 56,49° (10^{ème} couche), et pour les tubes à 52,8°, la variation a lieu entre 52,21° (1^{ère}) et 53,77° (10^{ème}).

Les densités et les taux de fibres et de vides sont mesurés sur des échantillons de tubes verre-époxy suivant les méthodes exposées au § 3.1.4. Les résultats obtenus sont regroupés dans le *Tableau 3.5*.

Angle théorique	Densité	Taux de fibres en masse	Taux de fibres en volume	Taux de vides en volume	Taux de fibres en vol. réel	
56°	1,83	71,7%	52,9%	2,3%	51,7%	Moyenne
	0,01	0,3%	0,3%	0,2%	0,4%	écart-type
52,8°	1,86	72,6%	54,1%	1,7%	53,2%	Moyenne
	0,01	0,8%	1,1%	0,5%	0,9%	Écart-type

Tableau 3.5. : Densités, taux de fibres et de vides mesurées - Tubes verre-époxy

On constate que contrairement au taux de vides en volume, la densité et les taux de fibres augmentent légèrement lorsque l'angle de bobinage diminue. Ceci semble être lié à l'augmentation d'épaisseur qui a lieu simultanément. En effet, pour une épaisseur plus importante, la masse de verre déposée par unité de surface est plus élevée, entraînant ainsi ces variations.

Notons que les vides sont essentiellement dus à une mauvaise imprégnation des fibres, provenant soit d'une mauvaise mouillabilité des fibres soit de l'emprisonnement d'air pendant la phase d'imprégnation elle-même. La raison peut également être une tension de bobinage insuffisante, créant alors des porosités interlaminaires, ou encore la présence de produits volatils. Cependant, les taux de vides mesurés sont typiques de l'enroulement filamentaire, et correspondent à des composites de bonne qualité.

Pour conclure, signalons ici aussi la faible dispersion des résultats, signe d'une bonne reproductibilité du mode de fabrication.

3.3.2. TUBES VINYLESTER

La formule chimique de la résine vinylester utilisée est présentée *Figure 3.9*. Pour la mise en oeuvre, la résine est mélangée à un accélérateur et un catalyseur, aux taux respectifs de 1,5 et 1 pour 100 parties de résine.

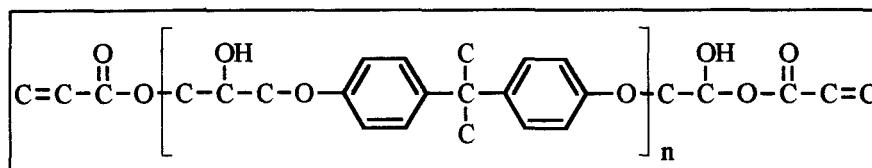


Figure 3.9. : Résine vinylester

Les mêmes mesures que pour la résine époxy sont effectuées sur la résine vinylester : elles sont reportées dans le *Tableau 3.6.*, sachant que les coefficients de Poisson sont mesurés sur un matériau de même constitution par l'ENSAM (Pr. Verdu).

	23°C	80°C
Module (MPa)	2 500	1 410
Résistance à la rupture (MPa)	66,7	16,6
Déformation à la rupture (%)	3,3	7,3
Coefficient de Poisson	0,38	0,42

Tableau 3.6. : Caractéristiques mécaniques mesurées de la résine vinylester

Quant à la densité de la résine, on trouve une valeur de 1,131 et la T_g est de 105°C (*Figure 3.10.*), ce qui limite donc son utilisation à environ 80°C.

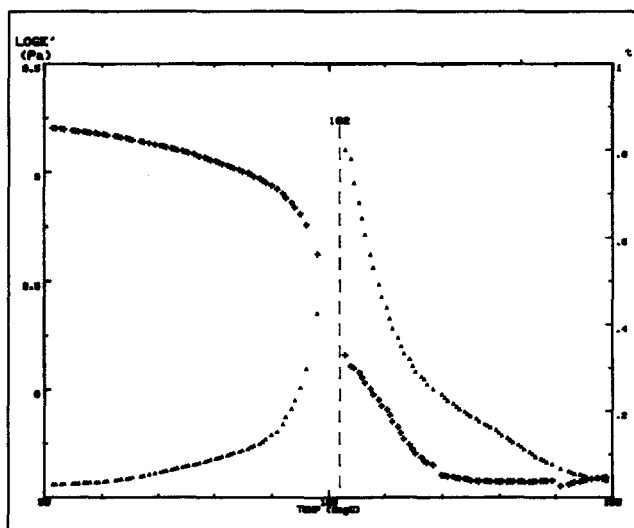


Figure 3.10. : Courbe D.M.T.A. de la résine vinylester

Le mode de préparation des tubes avec une résine vinylester est identique à celui des tubes époxy, avec toutefois un cycle de cuisson spécifique, qui est ici de 1 h 30 à 80°C, suivi d'une post-cuisson de 4 h à 80°C.

Longueur (mm)	1 200	
Diamètre intérieur (mm)	100	
Nombre de couches de renfort	8	
Angle de bobinage (°)	56,0	52,8
Épaisseur totale (mm)	3,25	3,65
Épaisseur renforcée (mm)	2,9	3,3
Taux de renfort en volume (%)	45,0	48,7
Taux de renfort en masse (%)	65,0	68,4

Tableau 3.7. : Caractéristiques nominales - Tubes verre-vinylester (d'après le fabricant)

Les mêmes mesures que sur les tubes époxy sont réalisées sur les tubes vinylester. Les résultats sont regroupés dans le *Tableau 3.8*.

Angle théorique	Épaisseur (mm)	Diamètre (mm)	Pas de bobinage (mm)	Angle réel moyen	
56°	2,89	100,1	220,1	55,84°	Moyenne
	0,08	0,3	0,3	0,06	Écart-type
52,8°	3,62	99,9	245,8	53,00°	Moyenne
	0,22	0,3	0,4	0,10	Écart-type

Tableau 3.8. : Caractéristiques géométriques mesurées - Tubes verre-vinylester

Les angles de bobinages réels sont en fait compris entre 52,52° (1^{ère} couche) et 53,68° (8^{ème} couche) pour les tubes à 52,8° et entre 55,26° (1^{ère}) et 56,36° (8^{ème}) pour les tubes à 56°. On peut remarquer que l'écart-type de l'épaisseur des tubes à 52,8° est assez élevé. La cause principale est la présence de surépaisseurs externes de résine pure, conférant à la structure un état de surface irrégulier.

Les densités, taux de fibres et de vides mesurés sur les tubes à matrice vinylester sont rassemblés dans le *Tableau 3.9*.

Angle théorique	Densité	Taux de fibres en masse	Taux de fibres en volume	Taux de vides en volume	Taux de fibres en vol. réel	
56°	1,78	66,9%	47,4%	1,0%	46,9%	Moyenne
	0,02	1,0%	1,0%	0,5%	1,0%	Écart-type
52,8°	1,81	69,0%	49,8%	1,2%	49,2%	Moyenne
	0,04	3,0%	3,3%	0,3%	3,2%	Écart-type

Tableau 3.9. : Densités, taux de fibres et de vides mesurés - Tubes verre-vinylester

D'une manière générale, à l'exception du taux de vides en volume, on retrouve les mêmes tendances que pour les tubes époxy. On remarque cependant que les dispersions sont nettement plus élevées, mais restent cependant dans des proportions raisonnables.

3.4. BOUTEILLES VERRE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE

Ces bouteilles, pour lesquelles le *Tableau 3.10.* et la *Figure 3.11.* donnent les caractéristiques et l'allure, sont utilisées pour le stockage de gaz sous basse pression, de l'ordre de 20 bars. Elles sont réalisées par enroulement filamentaire sur un liner en polyéthylène. Le liner assure l'étanchéité de la structure vis-à-vis du gaz transporté, alors que le renforcement composite apporte la tenue mécanique nécessaire. Le bobinage est effectué en deux temps : tout d'abord un bobinage axial, recouvrant l'intégralité du liner, puis un bobinage circonférentiel, uniquement dans la partie cylindrique, permettant de contenir les contraintes, qui sont maximales à ce niveau.

Longueur (mm)	380
Diamètre extérieur (mm)	305
Volume (l)	19
Masse (kg)	3,5
Type de renfort	Verre
Épaisseur renforcée (mm)	3,3
Nombre de couches	8
- axiales	4
- circonférentielles	4

Tableau 3.10. : Caractéristiques nominales - Bouteilles verre-époxy/PE (d'après le constructeur)

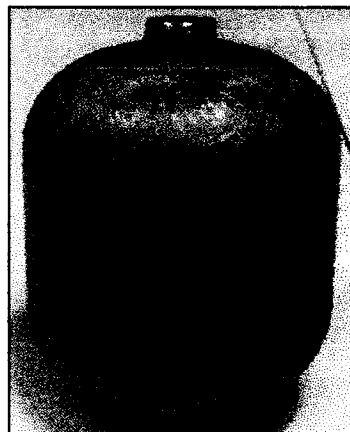


Figure 3.11. : Bouteilles verre-époxy/polyéthylène

La vérification expérimentales des données géométriques des bouteilles ne peut se faire de manière aussi complète que pour les tubes. En effet, le mode de réalisation ne permet pas de mesurer simplement le pas de bobinage axial, mais on peut toutefois l'estimer à 20°.

Le *Tableau 3.11.* présente la densité et les taux de fibres mesurés sur la partie composite des bouteilles. On remarque un taux de fibre en masse relativement élevé, associé à un taux de vides très faible, signe d'un composite de bonne qualité. Les écarts-types sont très faibles, montrant la bonne reproductibilité et la maîtrise du procédé de mise en oeuvre.

	Densité	Taux de fibres en masse	Taux de fibres en volume	Taux de vides en volume	Taux de fibres en vol. réel
Moyenne	1,97	77,4%	60,6%	1,0%	60,0%
Écart-type	0,01	0,4%	0,5%	0,4%	0,6%

Tableau 3.11. : Densité, taux de fibres et de vides mesurés - Bouteilles verre-époxy/polyéthylène

Les fibres de verre utilisées sont les mêmes que celles des tubes vinylester, c'est-à-dire un roving de verre E avec un ensimage polyvalent (*Tableau 3.1.*).

La résine utilisée est une DGEBA, dont les caractéristiques mécaniques en traction mesurées à différentes températures (-30°C, 23°C, 55°C) sont reprises dans le *Tableau 3.12.* La résine a une densité de 1,143 et la T_g est de 93°C. Cette température, assez faible pour une résine époxy, est nécessaire pour avoir une réticulation de la résine à une température relativement basse (100°C), qui ne dégrade ni ne déforme le liner polyéthylène lors de la cuisson.

	-30°C	23°C	55°C
Module (MPa)	3 630	3 120	2 420
Résistance à la rupture (MPa)	>17,9	30,4	41,6
Allongement à la rupture (%)	0,48	1,0	2,8

Tableau 3.12. : Caractéristiques mécaniques de la résine époxy pour bouteilles

Le liner est réalisé avec un polyéthylène linéaire basse densité spécialement développé pour le rotomoulage, pour lequel on note une densité d'environ 0,94. Des prélèvements réalisés sur des bouteilles rompues et passés en D.S.C. donnent un taux de cristallinité du liner de 44,6%. Enfin, il a une épaisseur moyenne de 2,8 mm.

3.5. RÉSERVOIRS CARBONE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE

Ces réservoirs sont utilisés pour le stockage du gaz naturel pour véhicules sous une pression de 200 bars. Les caractéristiques principales sont données dans le *Tableau 3.13*. La *Figure 3.12* montre un tel réservoir. Le polyéthylène assure l'étanchéité du réservoir alors que le renfort apporte la résistance mécanique. Le liner est réalisé par rotomoulage. Après un cycle de refroidissement visant à conférer au liner un taux de cristallinité minimum, donc une déformabilité maximum, le renfort est bobiné par enroulement filamentaire.

Longueur (mm)	993 ± 2
Diamètre extérieur (mm)	386 ± 1
Volume (l)	77
Masse (kg)	28,5 ± 1
Type de renfort	carbone
Épaisseur renforcée (mm)	9
Nombre de couches	24
- axiales	12
- circonférentielles	12
Taux de fibre en volume (%)	60

Tableau 3.13. : Caractéristiques nominales - Réservoirs carbone-époxy/polyéthylène (d'après le constructeur)



Figure 3.12. : Réservoir carbone-époxy/polyéthylène

Pour les mêmes raisons que celles invoquées plus haut, il n'est pas possible de faire une analyse géométrique précise des réservoirs, et on peut également estimer l'angle de bobinage à 20°.

Le *Tableau 3.14.* présente la densité et les taux de fibres mesurés sur la partie renforcée des réservoirs. Les résultats présentés ici montrent des valeurs bien groupées, avec des écarts-types relativement faibles. Cependant, notons que le taux de fibres en volume est légèrement inférieur à la valeur annoncée par le constructeur (60%). La cause peut en être une mauvaise imprégnation des fibres de carbone, ou des fibres mal essorées. De plus, il faut noter que les réservoirs comportent une couche circonférentielle extérieure de fibres de verre, qui n'ont ici qu'un rôle de protection.

	Densité	Taux de fibres en masse	Taux de fibres en volume	Taux de vides en volume	Taux de fibres en vol. réel
Moyenne	1,49	68,9%	57,1%	1,6%	56,7%
Écart-type	0,05	3,1%	3,5%	1,4%	4,5%

Tableau 3.14. : Densité, taux de fibres et de vides mesurés - Réservoirs carbone-époxy/polyéthylène

Les caractéristiques principales des fibres de carbone utilisées sont regroupées *Tableau 3.15.*

Module d'Young (MPa)	234 000
Contrainte à la rupture (MPa)	4 800
Coefficient de Poisson	0,22
Allongement à la rupture (%)	2
Densité	1,8

Tableau 3.15. : Caractéristiques de la fibre de carbone pour réservoirs (d'après le fournisseur)

Concernant la résine époxy, le fabricant de réservoirs n'a pas souhaité nous donner d'échantillons pour réaliser nos divers essais, et nous a seulement communiqué la densité (1,09), et la température de transition vitreuse (78,8°C). Cette faible T_g vitreuse s'explique par les mêmes raisons que celles exposées au § 3.4., à savoir qu'une température trop élevée risque d'endommager le polyéthylène lors de la cuisson. En ce qui concerne ses caractéristiques mécaniques, nous les supposons identiques à celles de la résine époxy pour bouteilles.

Le liner est en polyéthylène basse densité et présente des caractéristiques analogues à celui des bouteilles, avec une densité de 0,935 et un taux de cristallinité de 50% environ. Son épaisseur est par contre supérieure (10 mm).

3.6. RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- 1 : Norme NF T 51.034, *Plastiques - Détermination des caractéristiques en traction*, AFNOR, Paris (12/1981)
- 2 : Norme NF T 51.101, *Détermination de la perte au feu*
- 3 : Norme ASTM D 2734, *Void Content Of Reinforced Plastics*, (1970)
- 4 : Chamis C. C., *Micro And Structural Mechanics And Structural Synthesis Of Multilayered Filamentary Composite Panels*, Report n°9, Division of solid mechanical structures and mechanical design, Case Western University, Cleveland (Ohio - U.S.A.) (1967)
- 5 : Norme NF T 51.063, *Méthode de détermination de la masse volumique des produits à l'état solide à l'exclusion des produits alvéolaires*,
- 6 : Norme ASTM D 792 method A-2, *Specific Gravity And Density Of Plastics By Displacement - Testing Solid Plastics In Liquid Other Than Water*, (1966)
- 7 : Jeannetaud P., Pabiot J., Benteyn M., *Long Term Damage Data And Mechanisms Of Industrial Composite Pipes With Multiparameter Internal Pressure Testing Machines*, ECCM-CTS, Amsterdam (09/1982), pp. 347-356
- 8 : Benteyn M., Hulot P., Monnier C., Pabiot J., Baylac G., *Mise en place d'une homologation des appareils à pression en matériaux composites*, 29èmes Journées Européennes des Composites, Paris (04/1994)
- 9 : Norme ASTM D2992, *Obtaining Hydrostatic Or Pressure Design Basis For Fiberglass (Glass-Reinforced Thermosetting-Resin) Pipe And Fittings*, (1987)

.4.

RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

Nous présentons ici l'ensemble de nos résultats expérimentaux. Dans un premier temps, nous nous intéressons aux tubes, pour lesquels nous détaillons chacun des cas de figure résine-angle de bobinage-température, afin d'avoir des bases de comparaison de comportement entre les différentes familles.

Dans un second temps, nous présentons les résultats sur structures fermées. La présentation se fait sur le même modèle que pour les tubes, pour pouvoir faire par la suite des comparaisons sur l'influence de la géométrie.

SOMMAIRE DU CHAPITRE .4.

4.1.	RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX SUR TUBES	125
4.1.1.	DESCRIPTION DES PHÉNOMÈNES ET DÉFINITION DES GRANDEURS MESURÉES	125
4.1.2.	CARACTÉRISTIQUES INSTANTANÉES DES TUBES VERRE-ÉPOXY	127
4.1.2.1.	INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LES TUBES BOBINÉS À 52,8°	127
4.1.2.2.	INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LES TUBES BOBINÉS À 56°	133
4.1.3.	CARACTÉRISTIQUES INSTANTANÉES DES TUBES VERRE-VINYLESTER	138
4.1.3.1.	INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LES TUBES BOBINÉS À 52,8°	138
4.1.3.2.	INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LES TUBES BOBINÉS À 56°	142
4.1.4.	SYNTHÈSE COMPARÉE DES CARACTÉRISTIQUES INSTANTANÉES DES COMPOSITES ÉPOXY ET VINYLESTER	146
4.2.	RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX SUR STRUCTURES FERMÉES	149
4.2.1.	BOUTEILLES VERRE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE	149
4.2.2.	RÉSERVOIRS CARBONE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE	151
4.3.	BILAN DES PARTICULARITÉS OBSERVÉES	152

4.1. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX SUR TUBES

4.1.1. DESCRIPTION DES PHÉNOMÈNES ET DÉFINITION DES GRANDEURS MESURÉES

Lorsque l'on applique une pression interne croissante à des tubes en matériau composite, il apparaît pratiquement instantanément, à un certain niveau de pression, des gouttes d'eau uniformément réparties à la surface du tube. C'est le phénomène de perlage, habituellement utilisé dans l'industrie comme critère de rupture. Une poursuite de l'essai à pression croissante ne fait qu'accroître le débit d'eau à travers la paroi, mais sans rupture par éclatement.

Cependant, l'enregistrement en fonction de la pression des quatre déformations suivant les deux axes de symétrie du tube et des nappes à renforcement unidirectionnel, montre qu'en fait le premier endommagement apparaît bien avant le perlage. Les courbes pression-déformations, comme le montre la *Figure 4.1.*, s'écartent en effet de la linéarité à une pression voisine de 50% de la pression de perlage et présentent les particularités suivantes :

- la direction la plus sensible à l'endommagement est la direction axiale du tube et, à un degré moindre, la direction perpendiculaire aux fibres ; les deux autres directions sont beaucoup moins affectées.
- le premier endommagement, qui s'amorce instantanément, se traduit par un coude et donne lieu à un second état linéaire stable caractérisé par un certain parallélisme des courbes suivant les quatre directions et au cours duquel l'endommagement se propage.
- aucune discontinuité n'apparaît à la pression de perlage.

En fait, avant le coude, les lois de comportement ne sont pas toujours linéaires, principalement dans la direction axiale où apparaît un point d'inflexion plus ou moins marqué suivant la structure du composite et la température. On verra que ce phénomène est dû à une réorientation des fibres accompagnée d'une déformation de la matrice mais sans rupture. Il ne s'agit donc pas d'un endommagement, mais d'une modification de structure.

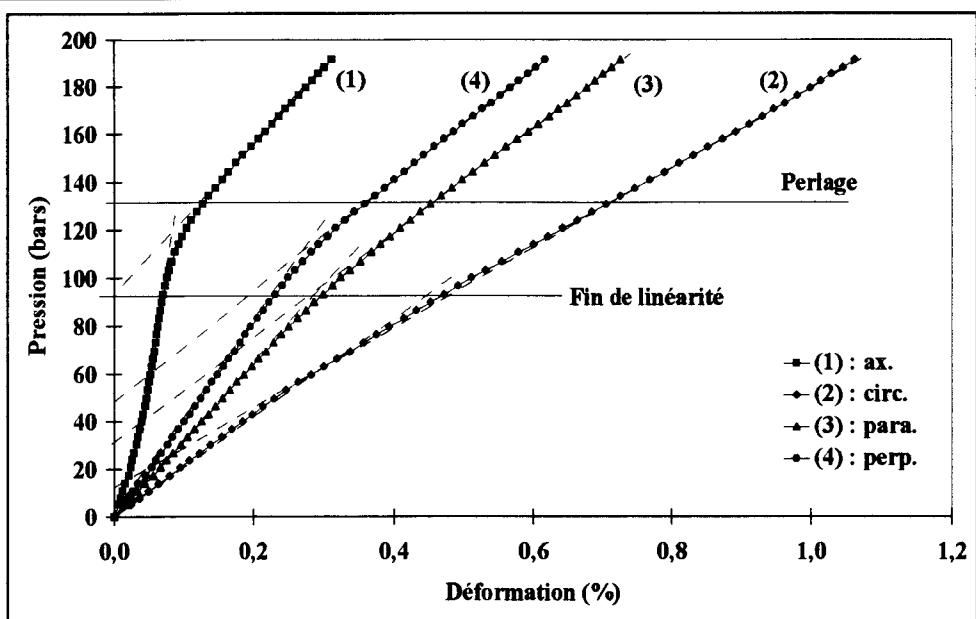


Figure 4.1. : Exemple de loi de comportement instantané pression-déformations multidirectionnelles

Afin de quantifier les phénomènes observés en fonction des différents paramètres de structure et d'environnement appliqués, sont relevées les coordonnées des éléments singuliers sur les lois de comportement pression-déformations :

- le coude correspondant à la fin de linéarité et dont les coordonnées (pression P et déformations ϵ) seront identifiées par l'exposant f^l .
- le perlage, identifié par l'exposant P .
- les pentes R des courbes pression-déformations, notées R^l avant le coude et R^{ac} après le coude.

Afin d'éliminer les effets de géométrie (écarts de diamètres et d'épaisseurs), on utilise le plus souvent la contrainte circonférentielle au lieu de la pression et la rigidité intrinsèque plutôt que la rigidité, définies par:

$$\sigma = \frac{PD}{2e} \quad (4.1.)$$

$$R' = R \frac{D}{2e} \quad (4.2.)$$

Les quatre directions de référence pour la mesure des déformations sont identifiées par :

- ax : direction axiale du tube ;
- circ : direction circonférentielle du tube ;
- para : direction parallèle aux fibres ;
- perp : direction perpendiculaire aux fibres.

Enfin, on désigne les résines époxy par EP et vinylester par VE et les matériaux (par exemple à matrice époxy) avec un certain angle d'enroulement du renfort (par exemple 52,8°) et à une certaine température (par exemple 23°C) par EP52,8/23.

Les unités utilisées sont le MPa pour les contraintes et les rigidités, le bar pour les pressions, les déformations étant données en %.

4.1.2. CARACTÉRISTIQUES INSTANTANÉES DES TUBES VERRE-ÉPOXY

4.1.2.1. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LES TUBES BOBINÉS À 52,8°

Pour les températures imposées de -30°C, 23°C et 110°C, les lois de comportement enregistrées sont présentées *Figure 4.3.* à *Figure 4.5.*, et les coordonnées moyennes des zones singulières ainsi que les écarts par rapport aux minimum et maximum mesurés sont données du *Tableau 4.1.* au *Tableau 4.3.*, sachant que deux tubes ont été testés à -30°C, neuf à 23°C et trois à 110°C.

Les histogrammes de la *Figure 4.6.* donnent une image comparative de l'influence de la température sur les différentes caractéristiques. On remarque un certain nombre de points particuliers :

- La loi de comportement avant le coude présente, principalement dans la direction axiale, un point d'inflexion d'autant plus accentué que la température est élevée. Cette singularité rend délicate la mesure de la limite de linéarité et de la rigidité avant le coude, ces caractéristiques étant définies respectivement comme le point de décollement de la tangente au point d'inflexion avec la courbe, et comme la pente au point d'inflexion. (*Figure 4.2.*).

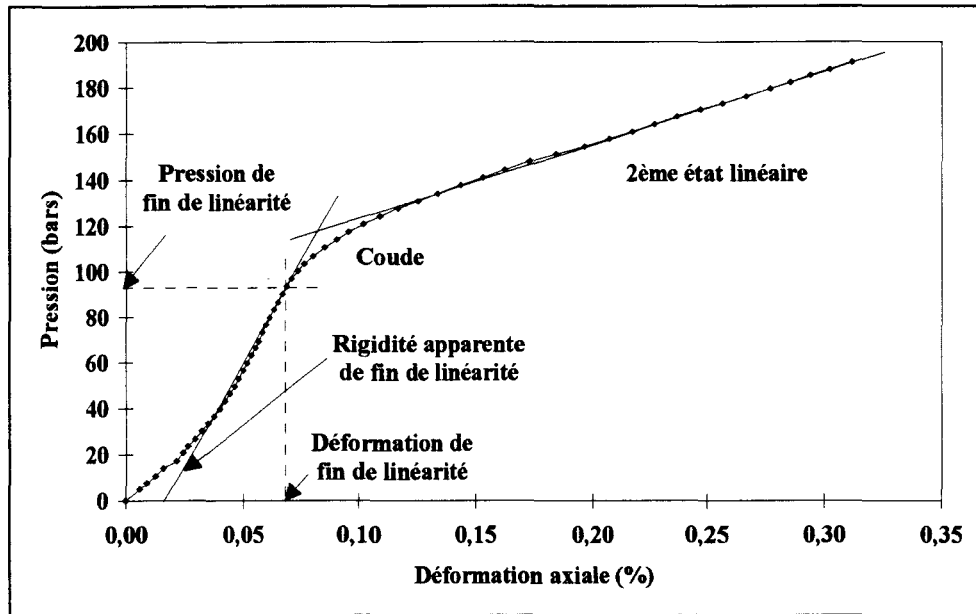


Figure 4.2. : Détermination des rigidités

- La discontinuité de comportement au coude est surtout marquée dans les directions axiales et perpendiculaires aux fibres. Elle est cependant plus progressive à haute température, ce qui pose d'ailleurs un problème d'indétermination de la rigidité après le coude notamment dans la direction axiale.
- Seule la rigidité axiale avant le coude est très influencée par la température, alors que par exemple la rigidité perpendiculaire aux fibres est pratiquement indépendante de la température.
- La contrainte à la limite de linéarité est significativement plus élevée à 110°C qu'à 23°C.
- Dans la limite des possibilités du montage expérimental (étanchéité et fixation des bouchons), il n'a pas été possible d'atteindre le perlage à 110°C. La pression de perlage à 110°C est donc supérieure à la pression maximale atteinte de 233 bars, alors que la pression de perlage à 23°C est de 144 bars.

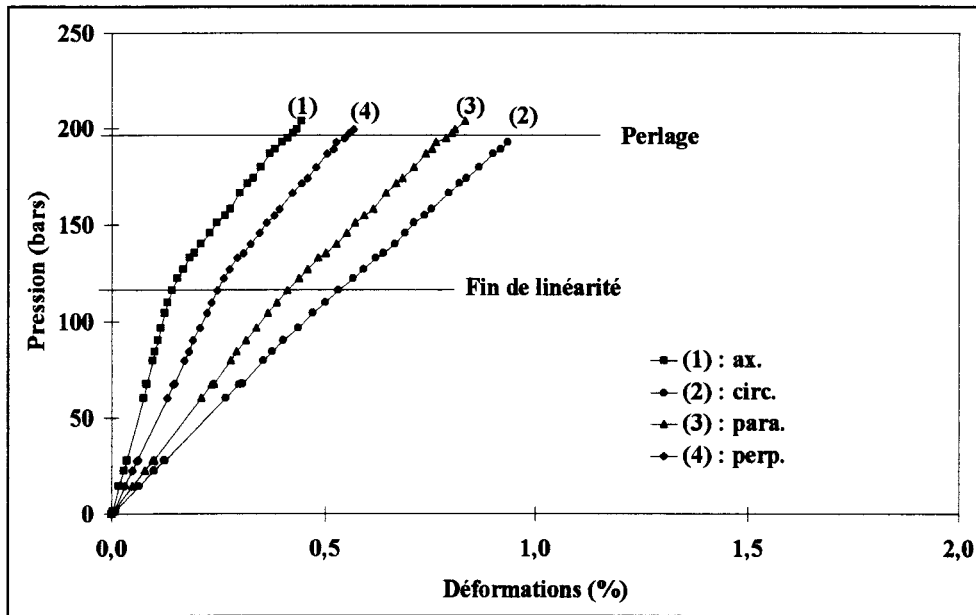


Figure 4.3. : Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP52,8/-30

Fin de linéarité							
P^{fl}	σ^{fl}	ϵ_{ax}^{fl}	ϵ_{circ}^{fl}	ϵ_{para}^{fl}	ϵ_{perp}^{fl}		
107,7	145,2	0,12	0,52	0,39	0,24		
(8,6)	(11,6)	(0,02)	(0,01)	(0,03)	(0,01)		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^{fl}	R_{circ}^{fl}	R_{para}^{fl}	R_{perp}^{fl}	R'_{ax}^{fl}	R'_{circ}^{fl}	R'_{para}^{fl}	R'_{perp}^{fl}
9 288	2 111	2 843	4 609	125 199	28 456	38 316	62 122
(956)	(107)	(10)	(88)	(12 882)	(1 440)	(138)	(1 189)
Perlage							
P^p	σ^p	ϵ_{ax}^p	ϵ_{circ}^p	ϵ_{para}^p	ϵ_{perp}^p		
201,4	271,5	0,43	1,05	0,84	0,59		
(6,6)	(8,9)	(0,02)	(0,10)	(0,05)	(0,05)		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
2 663	1 781	2 051	2 489	35 902	24 006	27 650	33 553
(23)	(75)	(12)	(48)	(308)	(1 010)	(164)	(652)

Tableau 4.1. : Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP52,8/-30

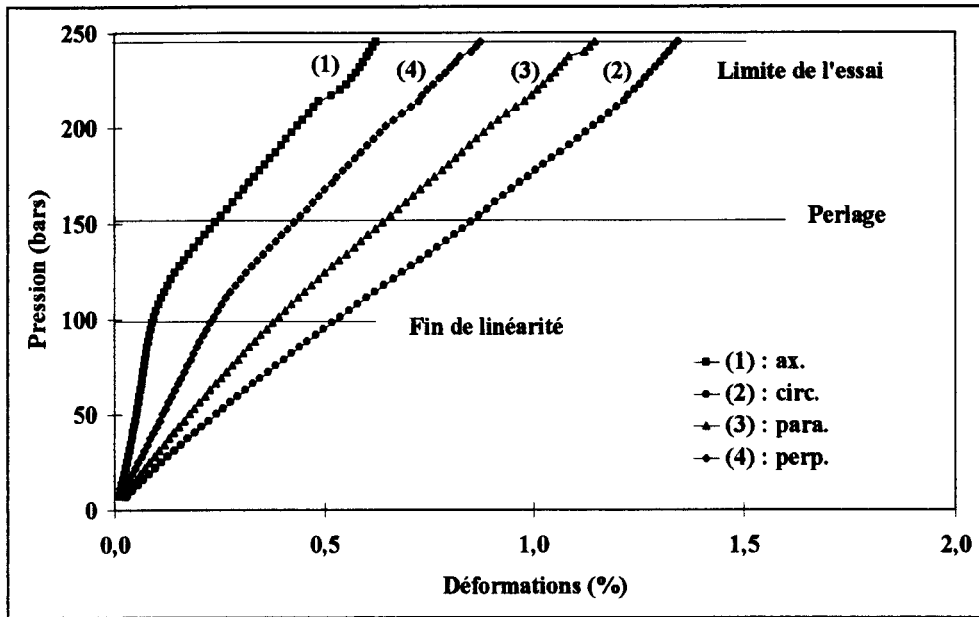


Figure 4.4. : Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP52,8/23

Fin de linéarité							
P^{fl}	σ^{fl}	ϵ_{ax}^{fl}	ϵ_{circ}^{fl}	ϵ_{para}^{fl}	ϵ_{perp}^{fl}		
88,3	119,0	0,08	0,45	0,32	0,20		
(9,4)	(12,7)	(0,01)	(0,06)	(0,04)	(0,02)		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^{fl}	R_{circ}^{fl}	R_{para}^{fl}	R_{perp}^{fl}	R'_{ax}^{fl}	R'_{circ}^{fl}	R'_{para}^{fl}	R'_{perp}^{fl}
15 990	2 060	2 858	4 381	215 539	27 772	38 518	59 053
(5 646)	(63)	(154)	(458)	(76 102)	(850)	(2 080)	(6 173)
Perlage							
P^p	σ^p	ϵ_{ax}^p	ϵ_{circ}^p	ϵ_{para}^p	ϵ_{perp}^p		
143,6	193,6	0,20	0,78	0,55	0,38		
(24,2)	(32,6)	(0,09)	(0,15)	(0,08)	(0,06)		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
2 845	1 720	1 901	2 207	38 344	23 182	25 629	29 754
(524)	(47)	(167)	(239)	(7 060)	(630)	(2 246)	(3 226)

Tableau 4.2. : Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP52,8/23

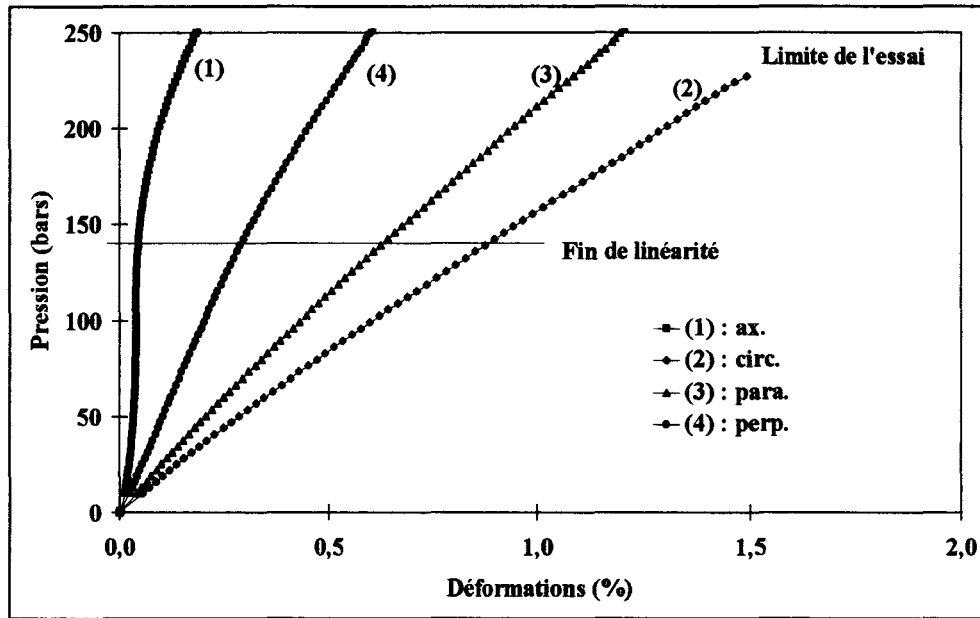


Figure 4.5. : Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP52,8/110

Fin de linéarité							
P^{fl}	σ^{fl}	ϵ_{ax}^{fl}	ϵ_{circ}^{fl}	ϵ_{para}^{fl}	ϵ_{perp}^{fl}		
138,9	187,2	0,05	0,85	0,60	0,32		
(16,3)	(22,0)	(0,00)	(0,14)	(0,10)	(0,05)		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^{fl}	R_{circ}^{fl}	R_{para}^{fl}	R_{perp}^{fl}	R'_{ax}^{fl}	R'_{circ}^{fl}	R'_{para}^{fl}	R'_{perp}^{fl}
113 386	1 730	2 437	4 508	1 528 363	23 326	32 847	60 766
(13 871)	(104)	(140)	(275)	(186 971)	(1 404)	(1 886)	(3 712)
Paramètres limites des essais (Perlage non atteint)							
P	σ	ϵ_{ax}	ϵ_{circ}	ϵ_{para}	ϵ_{perp}		
233,0	314,0	0,16	1,52	1,06	0,60		
(25,5)	(34,4)	(0,03)	(0,23)	(0,18)	(0,06)		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
7 137	1 544	2 040	3 134	96 196	20 815	27 493	42 239
(1 033)	(143)	(98)	(157)	(13 921)	(1 921)	(1 319)	(2 112)

Tableau 4.3. : Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP52,8/110

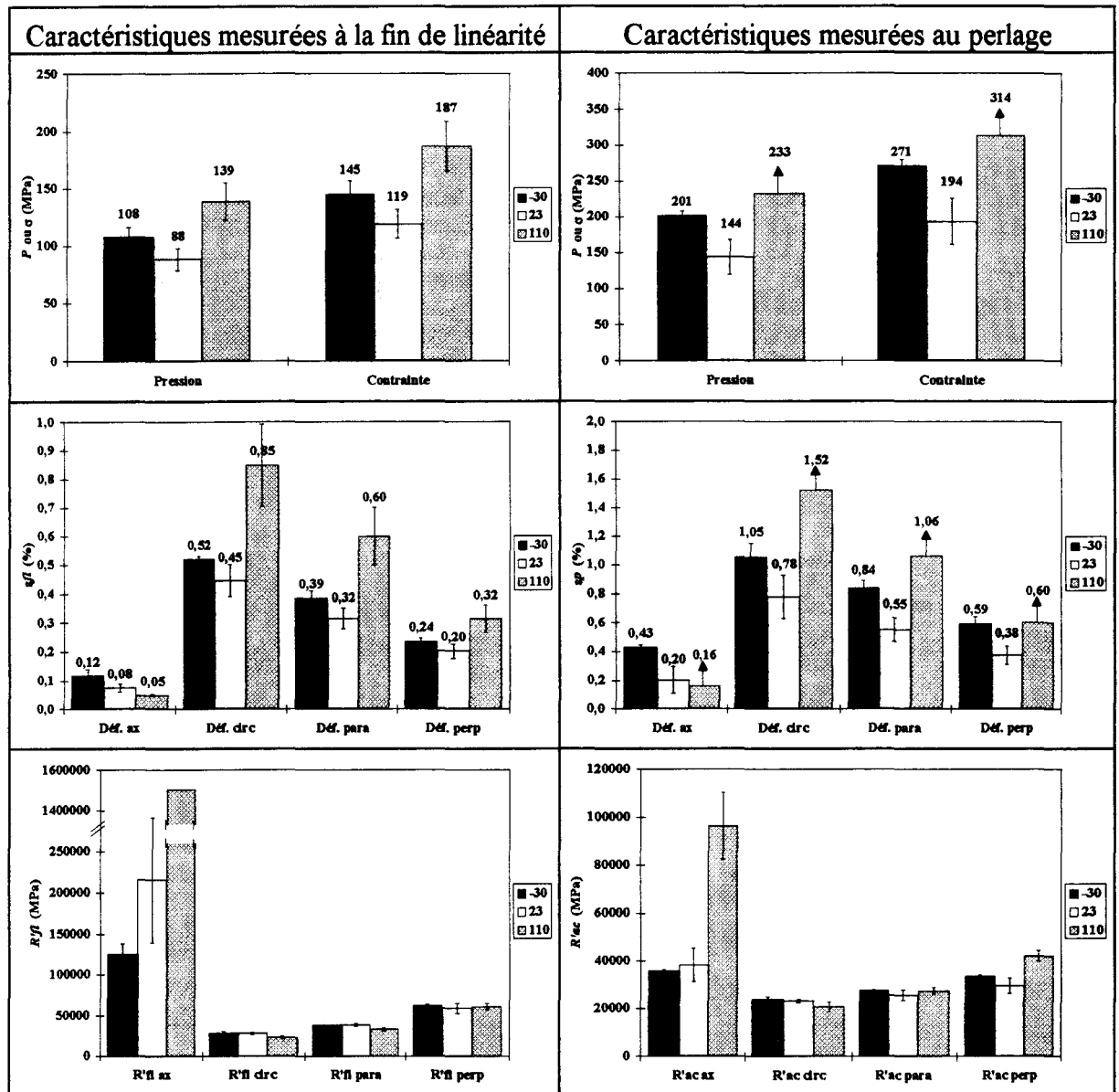


Figure 4.6 : Caractéristiques instantanées moyennes en fonction de la température - Tubes verre-époxy bobinés à 52,8°

4.1.2.2. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LES TUBES BOBINÉS À 56°

Pour les températures imposées de -40°C, 23°C et 110°C, les lois de comportements enregistrées sont présentées *Figure 4.7.* à *Figure 4.9.* et les coordonnées moyennes des zones singulières avec les écarts par rapport aux minimum et maximum, sont données du *Tableau 4.4.* au *Tableau 4.6.*, sachant que seulement un tube a été testé à -40°C, quatre à 23°C et neuf à 110°C. Les histogrammes de la *Figure 4.10.* résument l'influence de la température.

On remarque, notamment par rapport aux observations générales faites pour les tubes avec un angle d'enroulement du renfort de 52,8°, que :

- Le point d'inflexion avant le coude est très peu marqué, même à 110°C dans la direction axiale.
- La discontinuité de comportement au coude est également marquée dans les directions axiales et perpendiculaires aux fibres, avec une variation de pente plus progressive à haute température.
- L'ensemble des rigidités est peu influencé par la température, notamment entre 23°C et 110°C, la mesure à -40°C étant peu précise. En outre, on notera à ces deux mêmes températures une certaine identité des pentes après le coude résultant du parallélisme des droites post-coude.
- La limite de linéarité est peu influencée par la température.
- Le perlage n'a pas pu être atteint à 110°C, dans la limite des possibilités du matériel, son niveau en pression est ainsi supérieur à 157 bars, alors qu'à 23°C, il est de 123 bars.

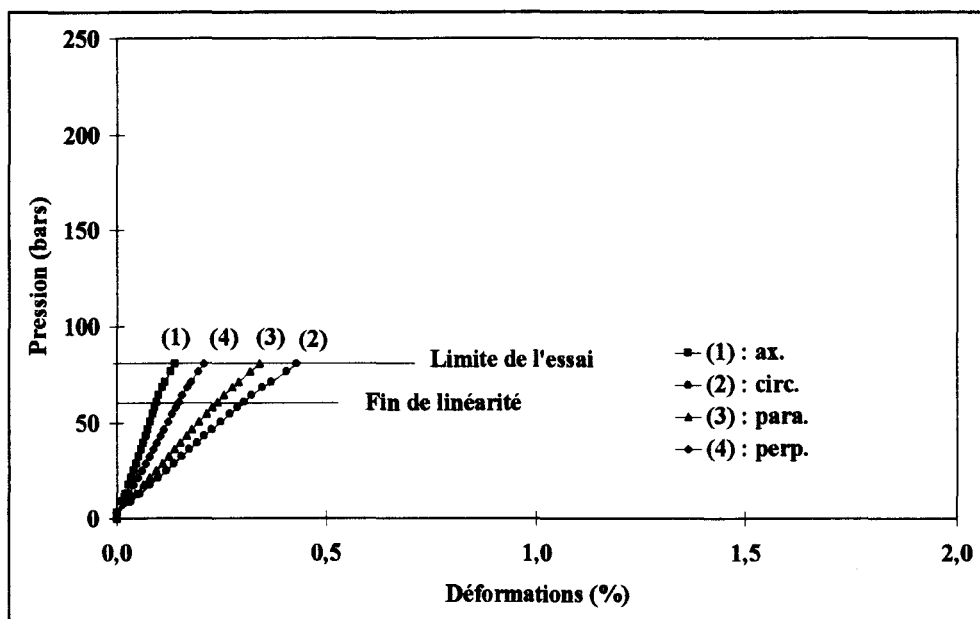


Figure 4.7. : Loi de comportement instantané - Tube EP56/-40

Fin de linéarité							
P^fl	σ^fl	ϵ_{ax}^fl	ϵ_{circ}^fl	ϵ_{para}^fl	ϵ_{perp}^fl		
60,9	94,2	0,09	0,30	0,24	0,15		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^fl	R_{circ}^fl	R_{para}^fl	R_{perp}^fl	R'_{ax}^fl	R'_{circ}^fl	R'_{para}^fl	R'_{perp}^fl
6 366	2 058	2 594	4 151	98 476	31 843	40 123	64 223
Paramètres limites des essais (perlage non atteint)							
P	σ	ϵ_{ax}	ϵ_{circ}	ϵ_{para}	ϵ_{perp}		
80,4	124,4	0,14	0,43	0,34	0,21		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
4 021	1 449	1 868	3 159	60 016	21 627	27 880	47 150

Tableau 4.4. : Caractéristiques instantanées - Tube EP56/-40

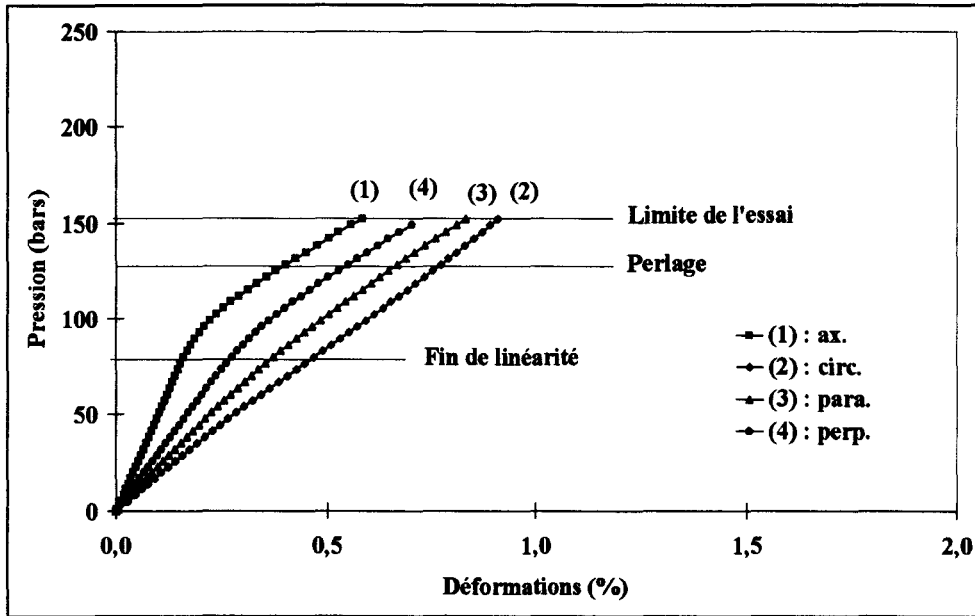


Figure 4.8. : Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP56/23

Fin de linéarité							
P^f	σ^f	ϵ_{ax}^f	ϵ_{circ}^f	ϵ_{para}^f	ϵ_{perp}^f		
74,9	115,8	0,14	0,42	0,32	0,22		
(4,1)	(6,3)	(0,01)	(0,03)	(0,03)	(0,02)		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^f	R_{circ}^f	R_{para}^f	R_{perp}^f	R'_{ax}^f	R'_{circ}^f	R'_{para}^f	R'_{perp}^f
5 508	1 854	2 385	3 545	85 215	28 684	36 891	54 834
(532)	(57)	(130)	(451)	(8 232)	(879)	(2 005)	(6 974)
Perlage							
P^p	σ^p	ϵ_{ax}^p	ϵ_{circ}^p	ϵ_{para}^p	ϵ_{perp}^p		
123,2	190,6	0,37	0,71	0,59	0,46		
(4,2)	(6,6)	(0,07)	(0,04)	(0,05)	(0,09)		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
1 314	1 713	1 597	1 398	20 320	26 507	24 704	21 629
(57)	(45)	(63)	(49)	(888)	(702)	(972)	(760)

Tableau 4.5. : Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP56/23

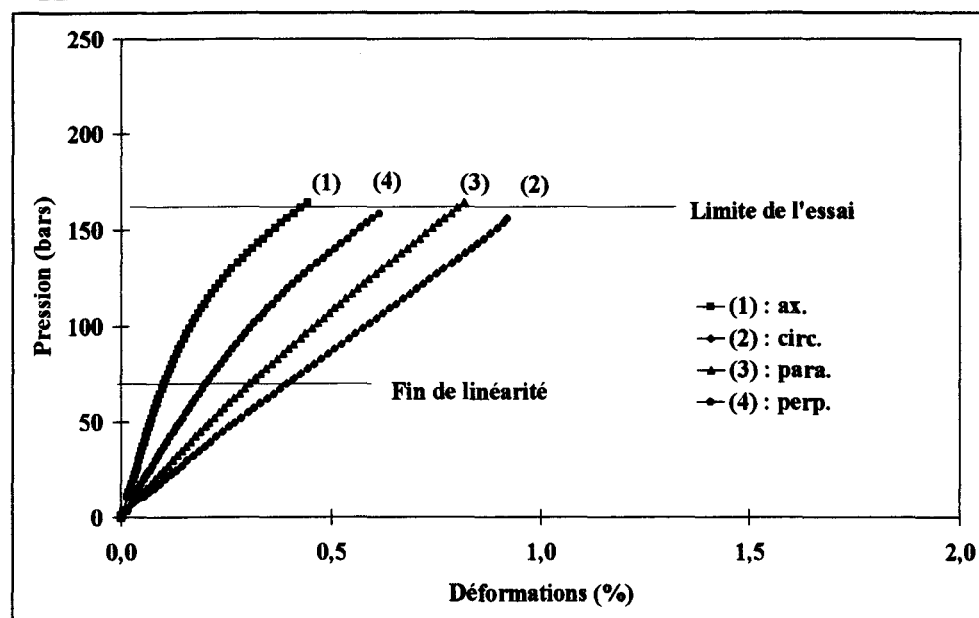


Figure 4.9. : Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP56/110

Fin de linéarité							
P^fl	σ^fl	ϵ_{ax}^fl	ϵ_{circ}^fl	ϵ_{para}^fl	ϵ_{perp}^fl		
67,0	103,7	0,13	0,39	0,31	0,21		
(7,1)	(11,0)	(0,03)	(0,05)	(0,05)	(0,03)		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^fl	R_{circ}^fl	R_{para}^fl	R_{perp}^fl	R'_{ax}^fl	R'_{circ}^fl	R'_{para}^fl	R'_{perp}^fl
5 317	1 776	2 216	3 332	82 252	27 475	34 285	51 546
(855)	(87)	(119)	(275)	(13 232)	(1 352)	(1 842)	(4 251)
Paramètres limites des essais (Perlage non atteint)							
P	σ	ϵ_{ax}	ϵ_{circ}	ϵ_{para}	ϵ_{perp}		
157,4	243,6	0,50	0,94	0,81	0,63		
(14,0)	(21,7)	(0,08)	(0,08)	(0,10)	(0,11)		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
1 826	1 629	1 714	1 824	28 245	25 207	26 509	28 211
(201)	(62)	(19)	(203)	(3 103)	(958)	(1 091)	(3 139)

Tableau 4.6. : Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP56/110

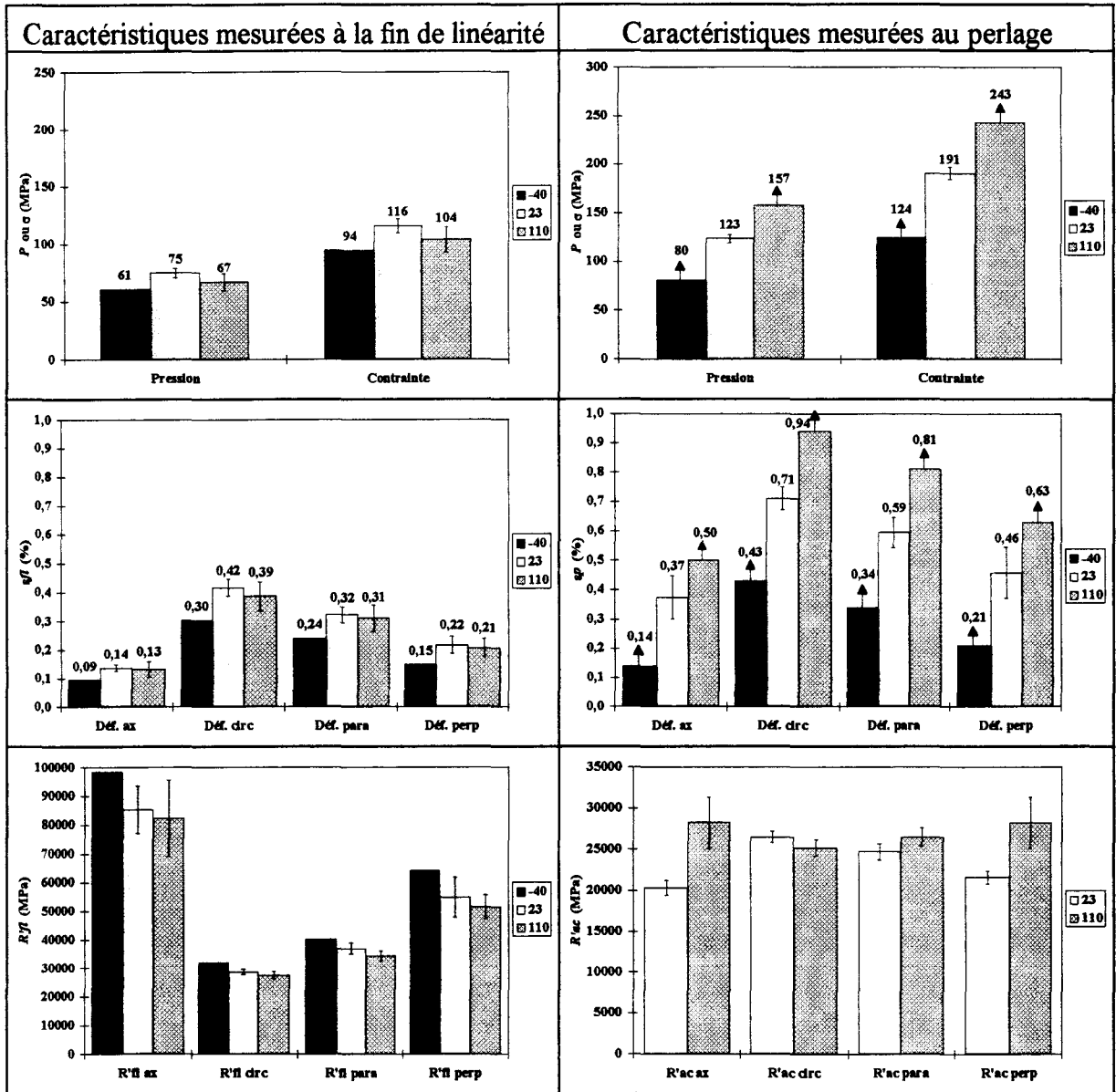


Figure 4.10. : Caractéristiques instantanées moyennes en fonction de la température - Tubes verre-époxy bobinés à 56°

4.1.3. CARACTÉRISTIQUES INSTANTANÉES DES TUBES VERRE-VINYLESTER

4.1.3.1. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LES TUBES BOBINÉS À 52,8°

Pour les températures imposées de 23°C et 80°C, les lois de comportement enregistrées sont présentées *Figure 4.11.* et *Figure 4.12.*, et les coordonnées moyennes des zones singulières avec les écarts par rapport aux minimum et maximum mesurés sont données dans le *Tableau 4.7.* et le *Tableau 4.8.*, sachant que cinq tubes ont été testés à 23°C et quatre à 80°C. Les histogrammes de synthèse en fonction de la température sont présentés *Figure 4.13.*

On remarque que :

- La loi de comportement avant le coude présente, principalement dans la direction axiale, un point d'inflexion encore plus marqué que pour le composite à matrice époxy, à haute température mais aussi à la température ambiante, à tel point que l'angle de la tangente au point d'inflexion à 80°C dépasse parfois 90° et engendre ainsi une pente négative, avec une forte dispersion compte-tenu de la valeur infinie de la tangente dans cette zone. Ce phénomène conduit, comme on l'a déjà souligné pour l'époxy, aux mêmes difficultés de détermination de certaines caractéristiques de rigidité et de limite de linéarité.
- La discontinuité de comportement au coude reste plus marquée dans les directions axiale et perpendiculaire aux fibres, mais elle est moins brutale pour la résine vinylester que pour la résine époxy.
- La contrainte au coude est également sensiblement plus élevée à 80°C qu'à 23°C alors que les rigidités sont peu affectées, hors les rigidités axiales pour les raisons déjà évoquées précédemment.
- De même que pour le composite EP52,8/110, le perlage n'a pu être mis en évidence à 80°C jusqu'à la pression maximum possible de 265 bars, alors qu'il s'est manifesté à 23°C aux environs de 160 bars.

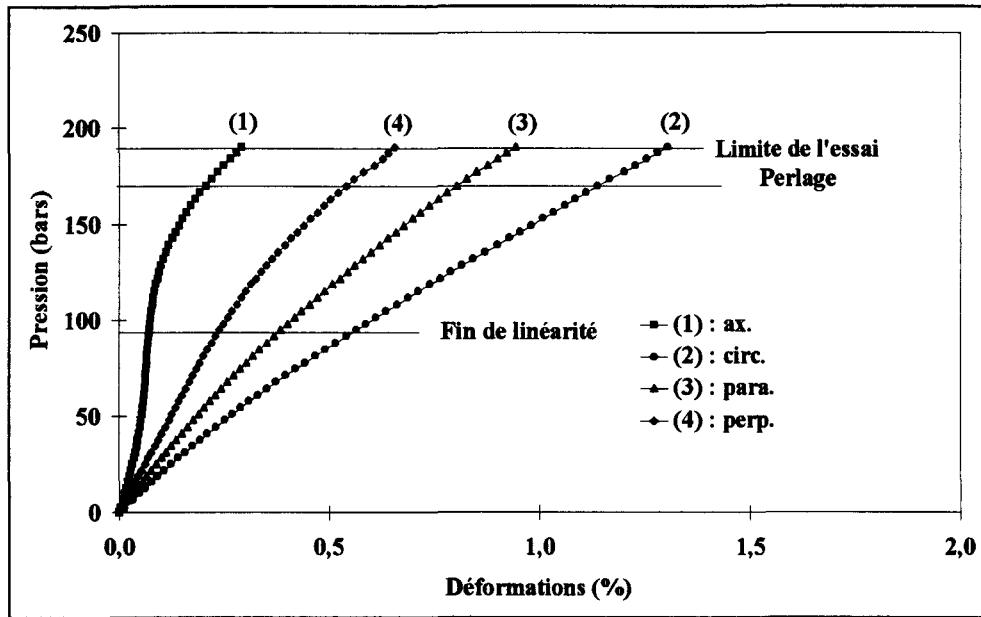


Figure 4.11. : Exemple de loi de comportement instantané - Tube VE52,8/23

Fin de linéarité							
P^f	σ^f	ϵ_{ax}^f	ϵ_{circ}^f	ϵ_{para}^f	ϵ_{perp}^f		
96,3 (2,7)	138,0 (3,8)	0,07 (0,01)	0,58 (0,04)	0,41 (0,03)	0,24 (0,01)		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^f	R_{circ}^f	R_{para}^f	R_{perp}^f	R'_{ax}^f	R'_{circ}^f	R'_{para}^f	R'_{perp}^f
28 816 (6 615)	1 755 (64)	2 477 (102)	4 030 (223)	413 213 (94 857)	25 166 (918)	35 520 (1 467)	57 793 (3 196)
Perlage							
P^p	σ^p	ϵ_{ax}^p	ϵ_{circ}^p	ϵ_{para}^p	ϵ_{perp}^p		
159,0 (13,5)	228,0 (19,4)	0,15 (0,06)	1,04 (0,09)	0,73 (0,08)	0,44 (0,06)		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
3 497 (1 051)	1 251 (90)	1 592 (243)	2 136 (560)	50 146 (15 067)	17 943 (1 284)	22 829 (3 490)	30 635 (8 035)

Tableau 4.7. : Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes VE52,8/23

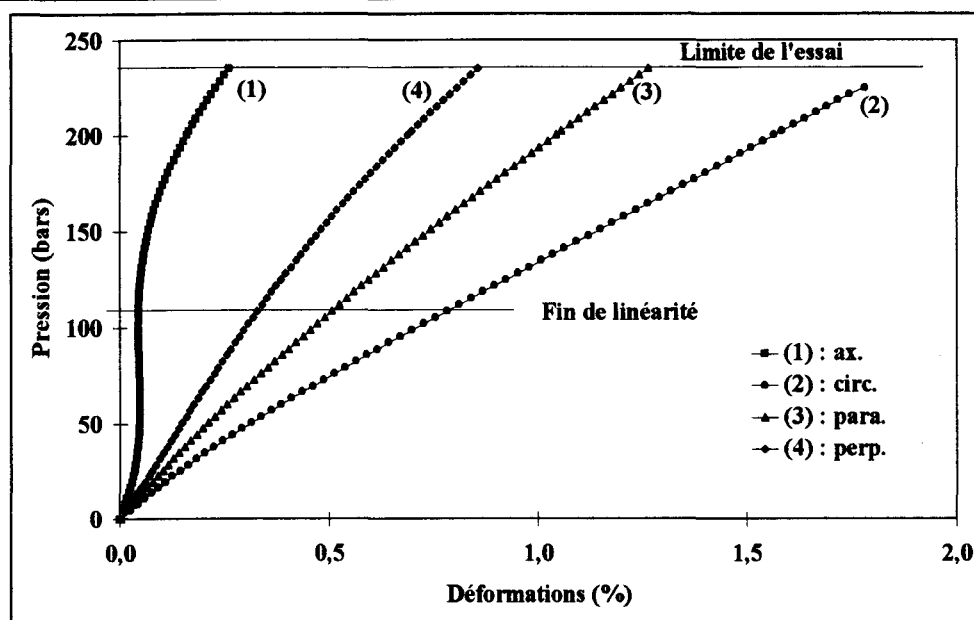


Figure 4.12. : Exemple de loi de comportement instantané - Tube VE52,8/80

Fin de linéarité							
P^fl	σ^fl	ϵ_{ax}^fl	ϵ_{circ}^fl	ϵ_{para}^fl	ϵ_{perp}^fl		
111,7	160,1	0,02	0,83	0,52	0,32		
(10,4)	(14,9)	(0,03)	(0,12)	(0,04)	(0,03)		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^fl	R_{circ}^fl	R_{para}^fl	R_{perp}^fl	R'_{ax}^fl	R'_{circ}^fl	R'_{para}^fl	R'_{perp}^fl
-33 171	1 442	2 225	3 556	-475 664	20 678	31 910	50 996
(62 987)	(87)	(38)	(170)	(903 214)	(1 243)	(548)	(2 438)
Paramètres limites des essais (Perlage non atteint)							
P	σ	ϵ_{ax}	ϵ_{circ}	ϵ_{para}	ϵ_{perp}		
265,5	380,5	0,21	2,09	1,43	0,95		
(21,6)	(31,0)	(0,03)	(0,23)	(0,12)	(0,10)		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
4 080	1 171	1 628	2 323	58 513	16 791	23 349	33 309
(823)	(53)	(44)	(318)	(11 800)	(762)	(637)	(4 563)

Tableau 4.8. : Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes VE52,8/80

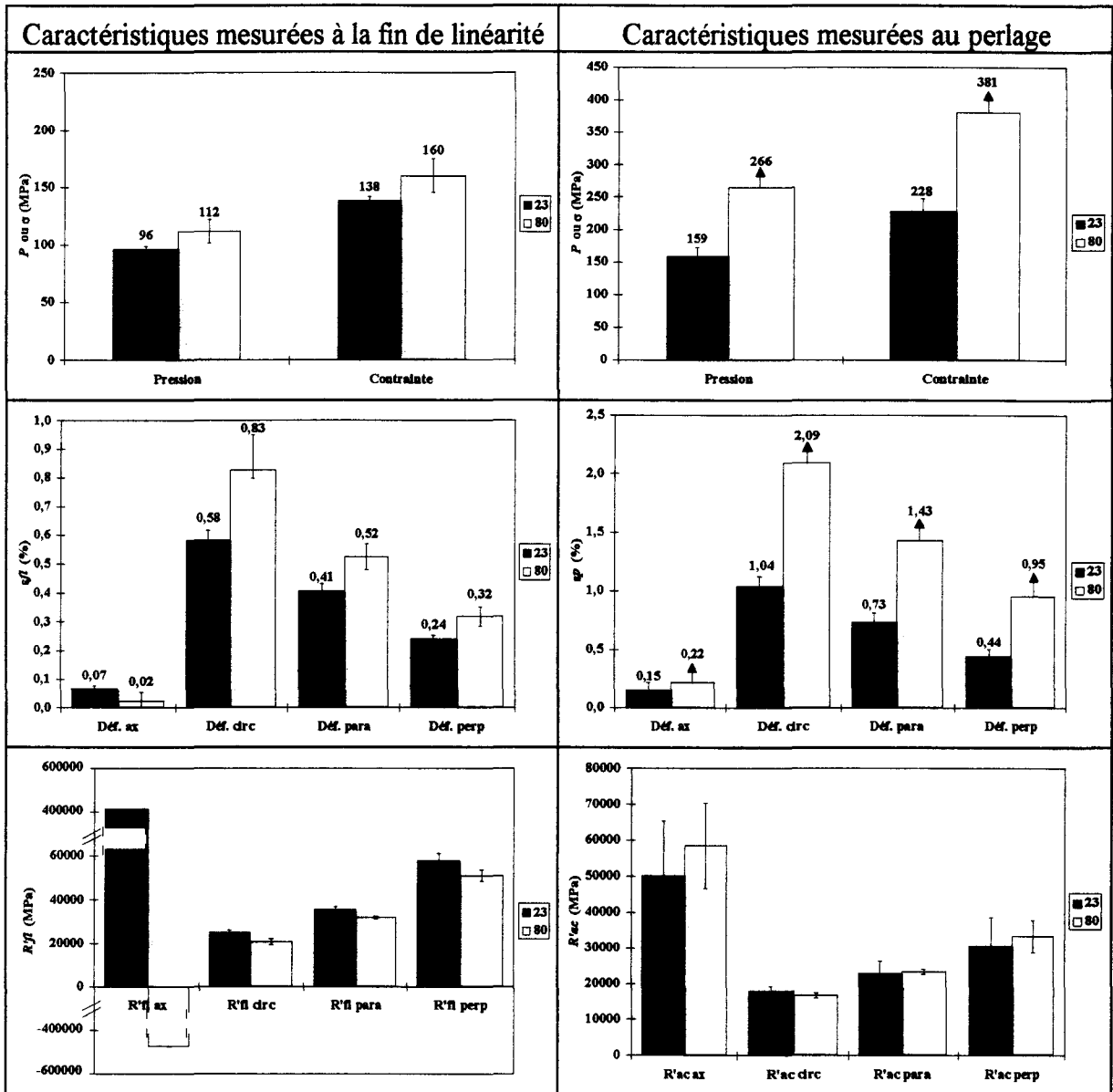


Figure 4.13. : Caractéristiques instantanées moyennes en fonction de la température -
Tubes verre-vinylester bobinés à 52,8°

4.1.3.2. INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LES TUBES BOBINÉS À 56°

Pour les températures imposées de 23°C et 80°C, les lois de comportement enregistrées sont présentées *Figure 4.14.* et *Figure 4.15.* et les coordonnées moyennes des zones singulières avec les écarts par rapport aux minimum et maximum mesurés sont données dans le *Tableau 4.9.* et le *Tableau 4.10.*, sachant que huit tubes ont été testés à 23°C et quatre à 80°C. Les histogrammes de synthèse en fonction de la température sont présentés *Figure 4.16.*

On peut faire sur ces résultats les mêmes remarques que celles faites sur les tubes époxy bobinés suivant ce même angle de 56° pour les températures de 23°C et 110°C, en notant cependant que les résultats sont ici en général plus dispersés et que:

- Le point d'inflexion est beaucoup moins marqué que pour l'angle de 52,8°.
- La discontinuité au coude présente les mêmes particularités.
- Les rigidités sont en moyenne peu influencées par la température, sauf peut-être dans la direction axiale où l'on observe une forte dispersion. Les rigidités après le coude sont toutes, en revanche, pratiquement constantes confirmant ainsi le parallélisme des courbes.
- La limite de linéarité est sensiblement plus faible à 80°C qu'à 23°C.
- Le perlage n'a pu être mis en évidence à 80°C.

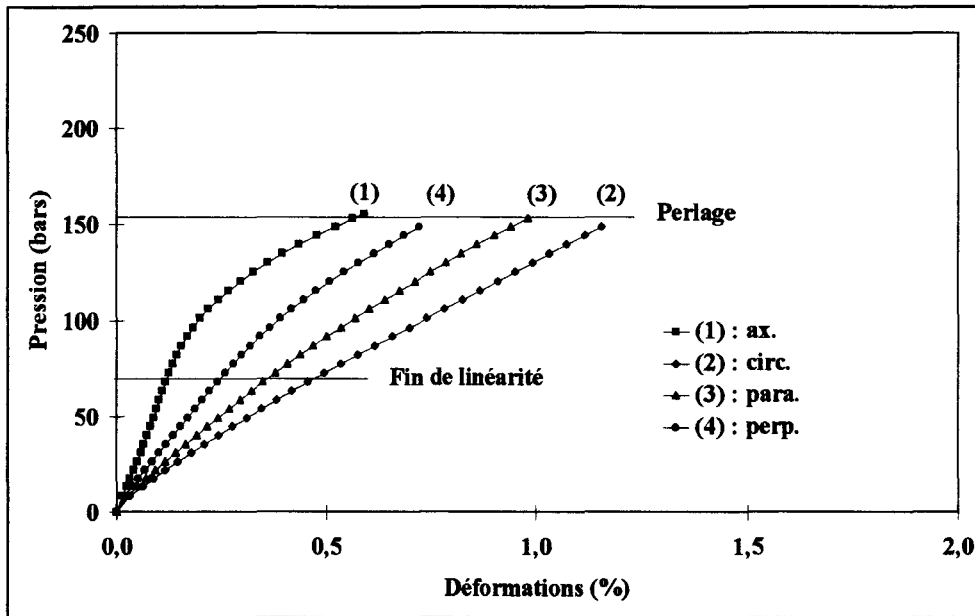


Figure 4.14. : Exemple de loi de comportement instantané - Tube VE56/23

Fin de linéarité							
P^fl	σ^fl	ϵ_{ax}^fl	ϵ_{circ}^fl	ϵ_{para}^fl	ϵ_{perp}^fl		
72,0	128,7	0,11	0,48	0,38	0,23		
(6,5)	(11,7)	(0,02)	(0,06)	(0,04)	(0,02)		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^fl	R_{circ}^fl	R_{para}^fl	R_{perp}^fl	R'_{ax}^fl	R'_{circ}^fl	R'_{para}^fl	R'_{perp}^fl
7 390	1 566	1 980	3 182	132 053	27 992	35 385	56 862
(1 302)	(111)	(76)	(247)	(23 271)	(1 988)	(1 356)	(4 420)
Perlage							
P^p	σ^p	ϵ_{ax}^p	ϵ_{circ}^p	ϵ_{para}^p	ϵ_{perp}^p		
134,3	240,1	0,38	0,98	0,76	0,53		
(11,5)	(20,5)	(0,10)	(0,09)	(0,05)	(0,05)		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
1 281	1 243	1 293	1 320	22 889	22 214	23 105	23 598
(163)	(87)	(143)	(97)	(2 914)	(1 554)	(2 556)	(1 739)

Tableau 4.9. : Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes VE56/23

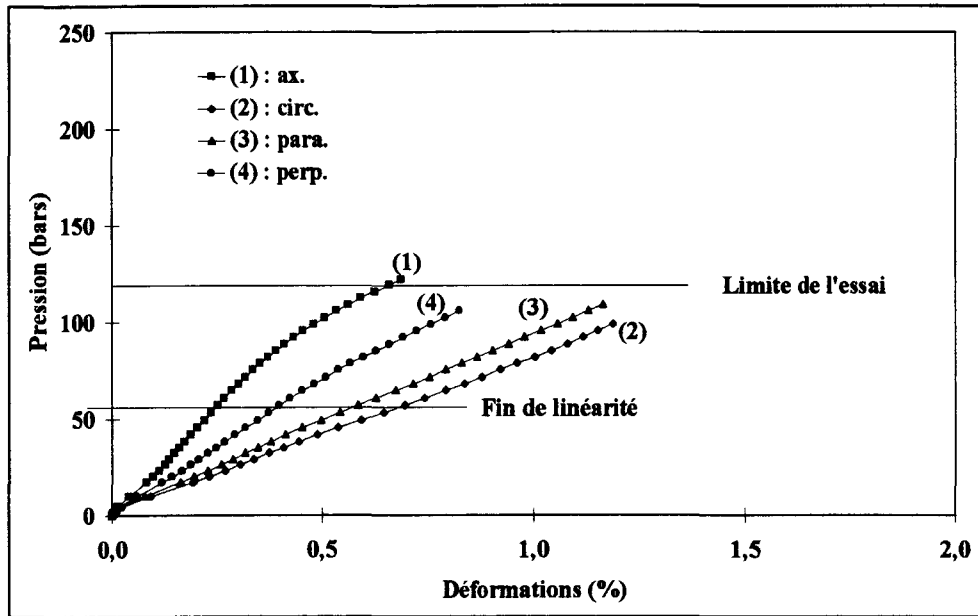


Figure 4.15. : Exemple de loi de comportement instantané - Tube VE56/80

Fin de linéarité							
P^{fl}	σ^{fl}	ϵ_{ax}^{fl}	ϵ_{circ}^{fl}	ϵ_{para}^{fl}	ϵ_{perp}^{fl}		
54,5	97,4	0,13	0,43	0,35	0,22		
(4,6)	(8,3)	(0,07)	(0,14)	(0,12)	(0,09)		
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude							
R_{ax}^{fl}	R_{circ}^{fl}	R_{para}^{fl}	R_{perp}^{fl}	R'_{ax}^{fl}	R'_{circ}^{fl}	R'_{para}^{fl}	R'_{perp}^{fl}
4 610	1 428	1 719	3 021	82 377	25 517	30 723	53 978
(1 847)	(366)	(440)	(1 051)	(33 001)	(6 538)	(7 858)	(18 780)
Paramètres limites des essais (Perlage non atteint)							
P	σ	ϵ_{ax}	ϵ_{circ}	ϵ_{para}	ϵ_{perp}		
129,2	230,9	0,51	0,95	0,87	0,60		
(12,8)	(22,9)	(0,15)	(0,20)	(0,19)	(0,21)		
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude							
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R_{para}^{ac}	R_{perp}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}	R'_{para}^{ac}	R'_{perp}^{ac}
1 284	1 280	1 452	1 565	22 942	22 869	25 943	27 970
(110)	(308)	(394)	(452)	(1 970)	(5 501)	(7 036)	(8 069)

Tableau 4.10. : Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes VE56/80

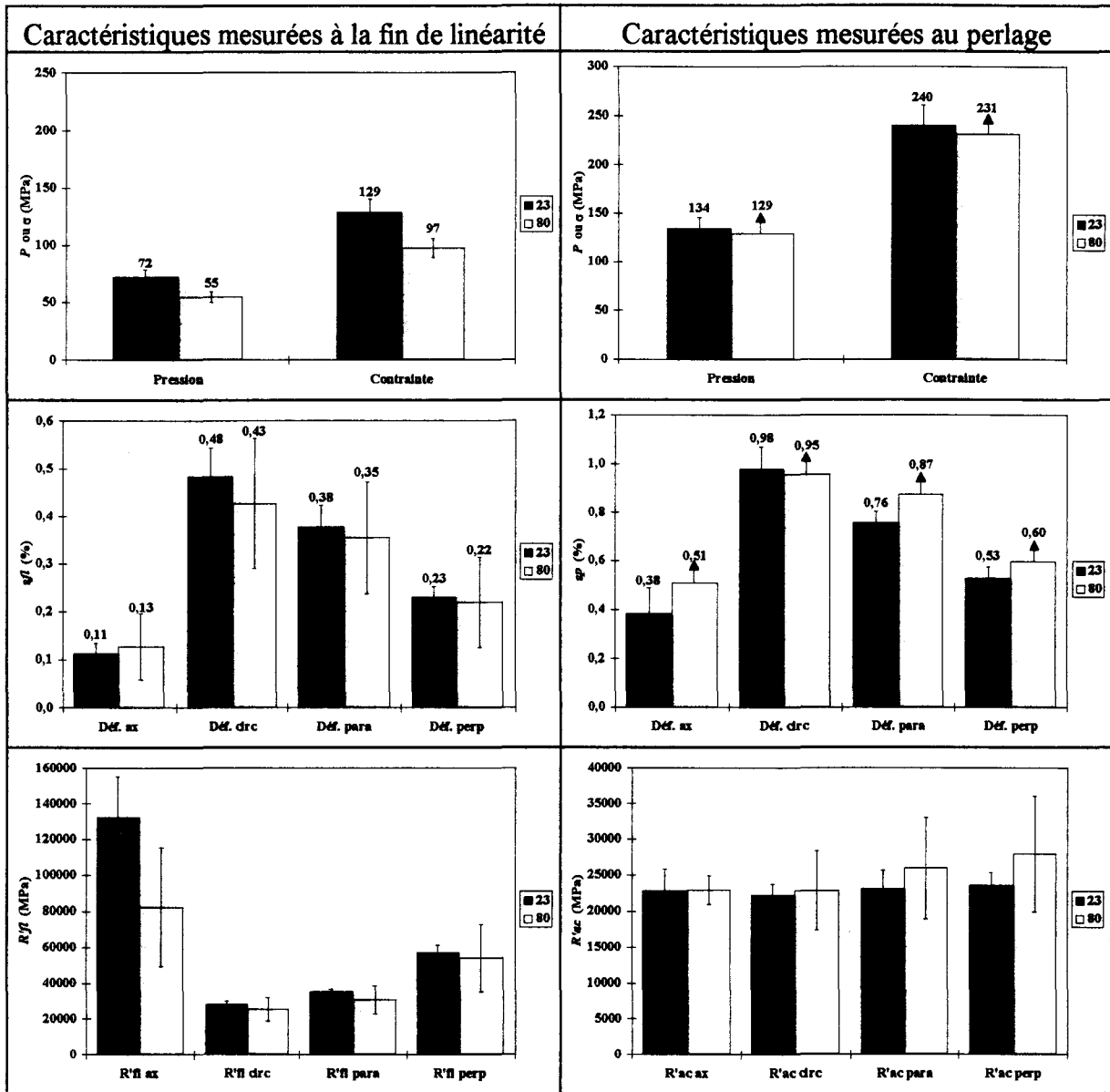


Figure 4.16. : Caractéristiques instantanées moyennes en fonction de la température - Tubes verre-vinylester bobinés à 56°

4.1.4. SYNTHÈSE COMPARÉE DES CARACTÉRISTIQUES INSTANTANÉES DES COMPOSITES ÉPOXY ET VINYLESTER

La *Figure 4.17.* et la *Figure 4.18.* présentent, en fonction de la température, les différentes caractéristiques des tubes époxy et vinylester pour les angles d'orientation des fibres 52,8° et 56°.

Sachant que les résultats à basse température sont soit inexistant, soit peu significatifs, et qu'à haute température le perlage ne peut pas être mis en évidence pour les époxy comme pour les vinylester, on remarque les points suivants :

- Les rigidités dans la direction axiale sont très sensibles à la température, à la nature de la résine et à l'angle d'enroulement. Elles sont en outre très supérieures aux rigidités dans les autres directions. A 52,8°, la pente de loi de comportement de la résine vinylester à 80°C dépasse 90° et la rigidité change de signe.
- Les rigidités dans les autres directions sont pratiquement insensibles à la nature de la résine et à la température pour un angle de 56°. En revanche, pour 52,8°, on note un écart entre époxy et vinylester. Elles sont peu sensibles à l'angle d'enroulement.
- La limite de linéarité est insensible à la nature de la résine ainsi qu'à la température pour un angle de 56°. Pour un angle plus faible, elle augmente avec la température pour les deux résines. Sa valeur pour un angle de 56° est en général inférieure à la valeur obtenue pour un angle de 52,8°.
- Les résultats obtenus avec la résine vinylester sont en général plus dispersés que ceux obtenus avec la résine époxy.

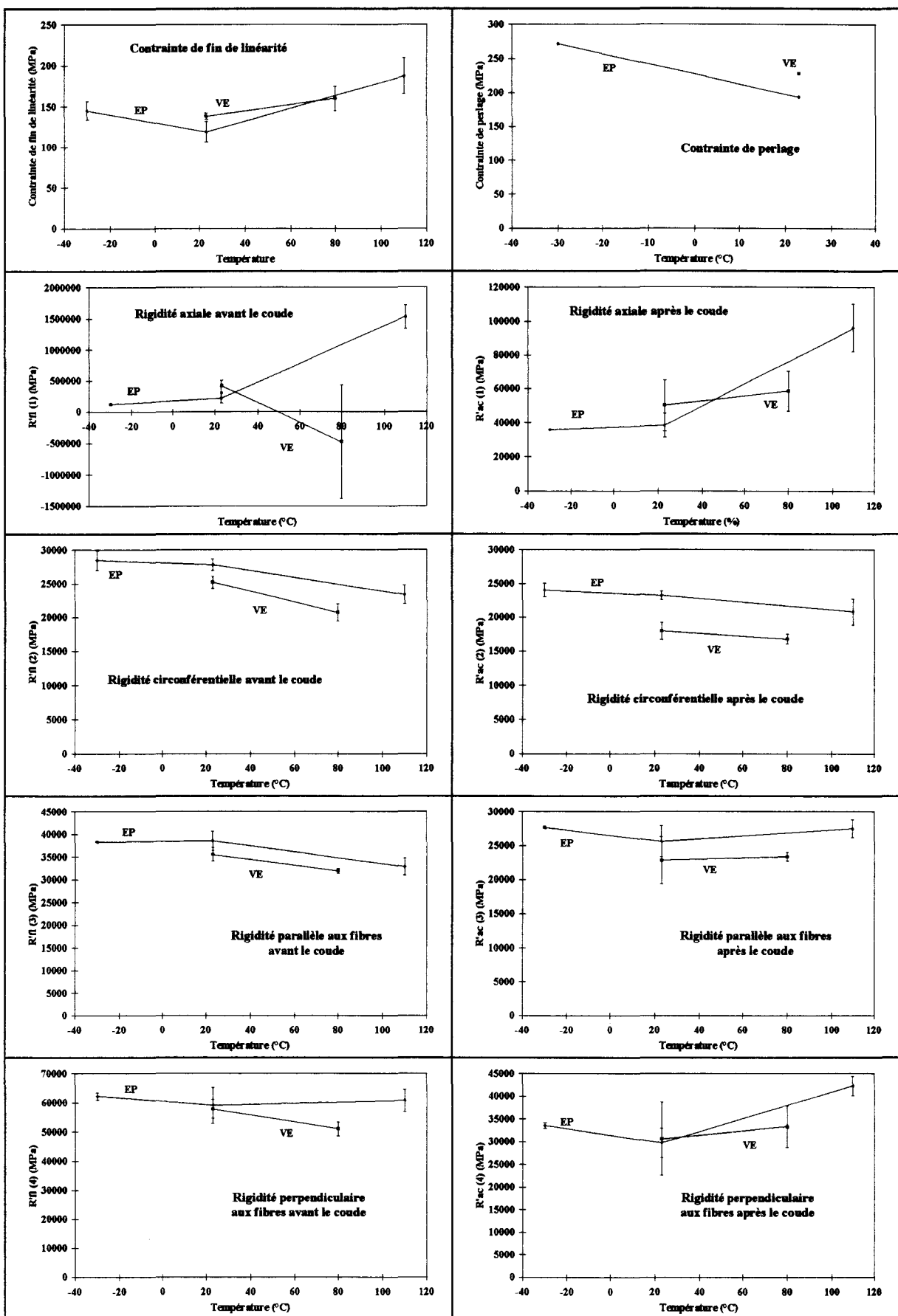


Figure 4.17. : Synthèse comparée des résultats instantanés - Tubes bobinés à 52,8°

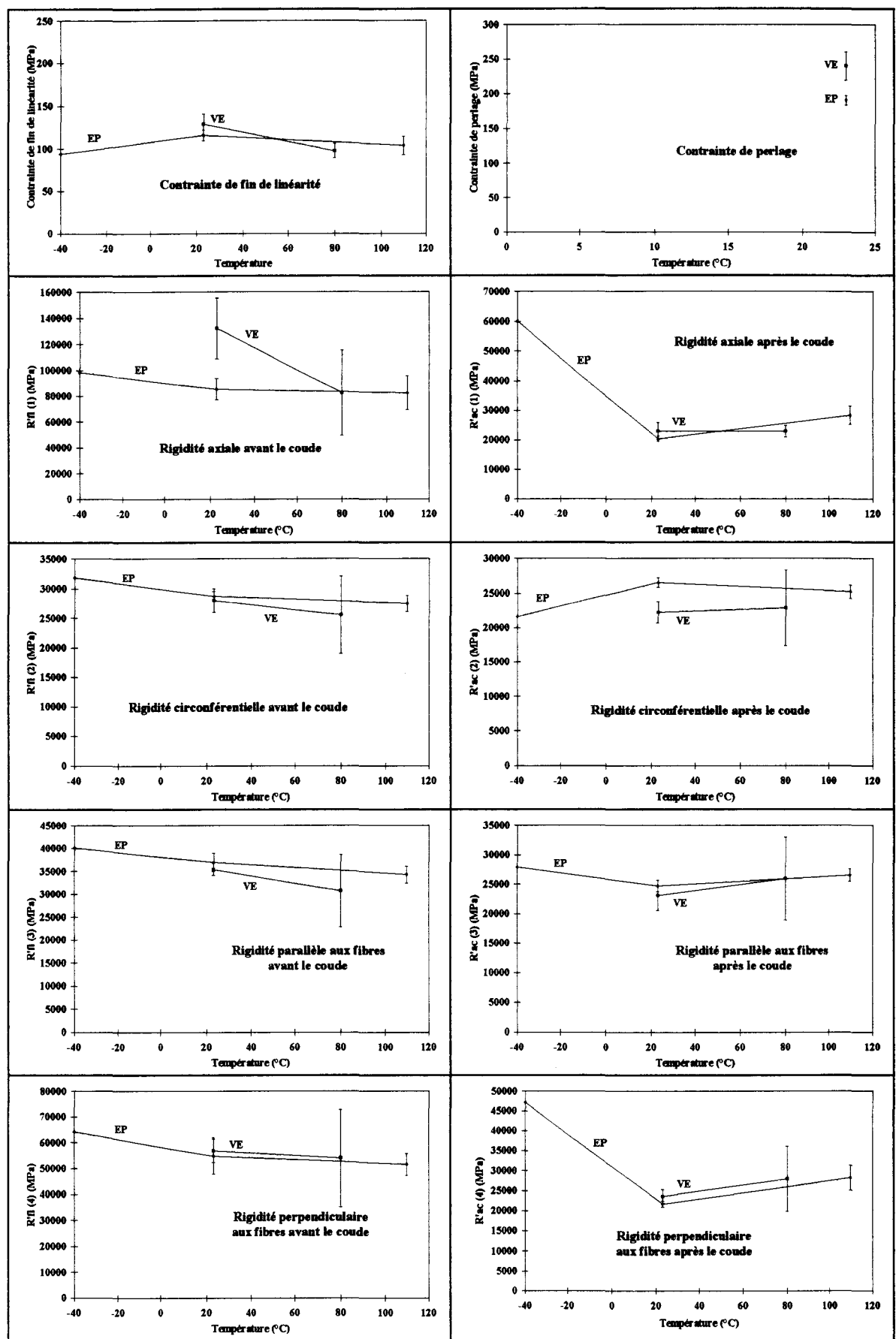


Figure 18. : Synthèse comparée des résultats instantanés - Tubes bobinés à 56°

4.2. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX SUR STRUCTURES FERMÉES

Comme on l'a vu aux § 3.4. et 3.5., il s'agit de structures cylindriques fermées constituées de nappes de renfort circonférentielles et quasi axiales (l'angle de bobinage par rapport à l'axe du cylindre étant de 20°), bobinées sur un liner en polyéthylène avec une intégration des fonds dans le bobinage axial.

Les deux familles de réservoirs diffèrent par la structure du composite (nature du renfort verre ou carbone, nombre de couches), et la géométrie (rapport longueur/diamètre voisin de 1 pour la structure à base de fibres de verre, voisin de 3 pour la structure à base de fibres de carbone). Il s'agit donc de structures très différentes des tubes, tant en constitution qu'en géométrie.

Les déformations sont enregistrées dans les deux directions axiale et circonférentielle.

4.2.1. BOUTEILLES VERRE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE

Un exemple de loi de comportement est présente *Figure 4.19.* et les caractéristiques moyennes des points singuliers sont données dans le *Tableau 4.11.* On note les particularités suivantes :

- On observe une rupture par éclatement avec déchirure instantanée du liner et du composite, mais pas de perlage.

- On n'observe pas de discontinuité de pente marquée comme dans le cas des tubes. Il existe une limite de linéarité, mais au-delà, dans la direction axiale, la pente de la tangente décroît progressivement jusqu'à la rupture et on ne peut pas calculer de rigidité après le coude comme avec les tubes. Cette seconde linéarité existe en revanche dans la direction circonférentielle.

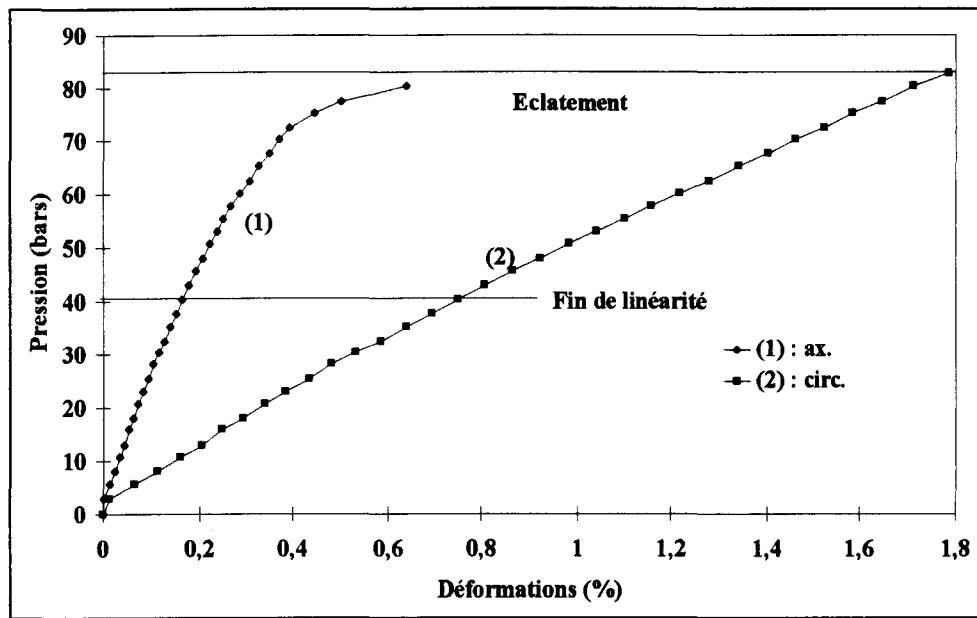


Figure 4.19. : Exemple de loi de comportement instantané - Bouteilles verre-époxy/polyéthylène

Fin de linéarité			
P^{fl}	σ^{fl}	ε_{ax}^{fl}	ε_{circ}^{fl}
41,1	179,0	0,20	0,79
(0,8)	(3,7)	(0,04)	(0,03)
Rigidités apparentes et intrinsèques avant le coude			
R_{ax}^{fl}	R_{circ}^{fl}	R'_{ax}^{fl}	R'_{circ}^{fl}
2 082	545	90 705	23 745
(522)	(27)	(22 757)	(1 185)
Rupture			
P^r	σ^r	ε_{ax}^r	ε_{circ}^r
92,1	401,3	0,60	2,19
(12,0)	(52,3)	(0,09)	(0,34)
Rigidités apparentes et intrinsèques après le coude			
R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	R'_{ax}^{ac}	R'_{circ}^{ac}
----	385	----	16 760
	(12)		(527)

Tableau 4.11. : Caractéristiques instantanées moyennes - Bouteilles verre-époxy/polyéthylène

4.2.2. RÉSERVOIRS CARBONE-ÉPOXY ET LINER POLYÉTHYLÈNE

Les résultats sont présentés *Figure 4.20.* et *Tableau 4.12.* Là également, on observe une rupture par éclatement et si l'on néglige les effets de mise en charge à l'origine, on obtient des lois de comportement linéaires jusqu'à la rupture.

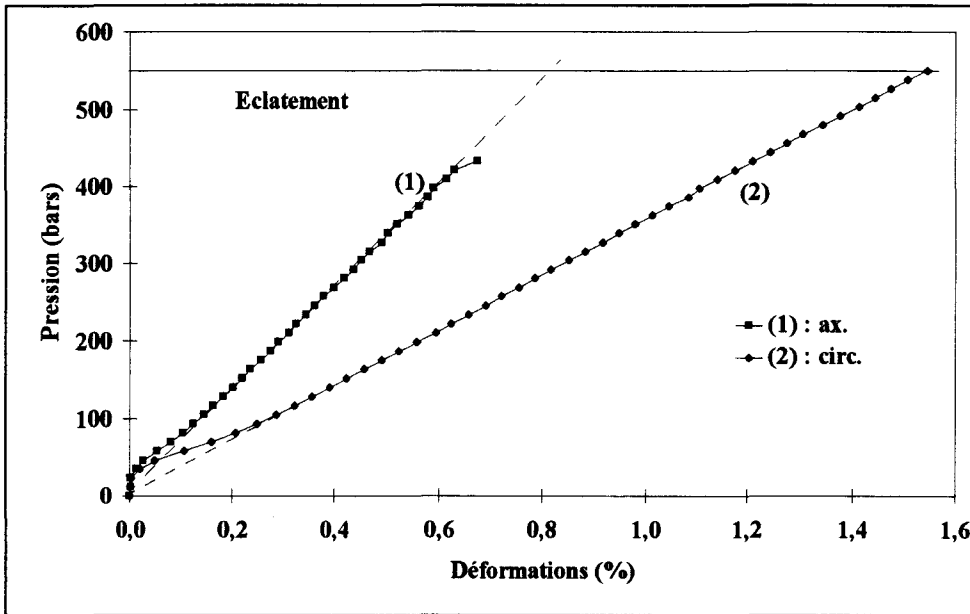


Figure 4.20. : Exemple de loi de comportement instantané - Réservoirs carbone-époxy/polyéthylène

	P^r	σ^r	ϵ_{ax}^r	ϵ_{circ}^r	R_{ax}^{ac}	R_{circ}^{ac}	$R_{ax}'^{ac}$	$R_{circ}'^{ac}$
Moyenne	543,8	1139,0	0,82	1,52	6 632	3 577	138 901	74 921
Ecart-type	9,9	20,8	0,02	0,02	89	29	1 862	613

Tableau 4.12. : Caractéristiques instantanées moyennes - Réservoirs carbone-époxy/polyéthylène

4.3. BILAN DES PARTICULARITÉS OBSERVÉES

Pour les tubes, les lois de comportement pression-déformations multidirectionnelles, enregistrées sous l'action d'une pression interne croissante en fonction du temps pour les différents paramètres de structure (nature de la matrice, angle d'enroulement des renforts) et d'environnement (température), présentent un certain nombre de particularités qu'il conviendra d'expliquer en terme de mécanismes structuraux, puis de modéliser, afin d'optimiser l'utilisation de ces tubes dans un contexte industriel :

- Les courbes présentent une rupture de pente (coude), très marquée dans les directions axiale et perpendiculaire aux fibres et dont la discontinuité est beaucoup plus progressive à haute température qu'à basse température. La position de ce coude est peu sensible à la nature de la résine ainsi qu'à la température pour un angle de 56° . Pour un angle plus faible, la contrainte au coude augmente avec la température pour les deux résines.
- Cette discontinuité est précédée d'une zone initiale de mise en déformation non linéaire jusqu'au point d'inflexion, dans la direction axiale et plus modestement dans la direction perpendiculaire aux fibres, et son importance est particulièrement marquée à haute température et avec l'angle d'enroulement le plus faible.
- Les rigidités sont peu influencées par la nature de la résine, la température et l'angle d'enroulement à l'exception de la rigidité dans la direction axiale.
- Les rigidités après le coude ont, en outre, des valeurs souvent assez voisines, confirmant le parallélisme des courbes post-coude.
- La dégradation des tubes sous pression élevée n'intervient pas par éclatement mais par perte d'étanchéité caractérisée par l'apparition instantanée de fines gouttelettes d'eau sur toute la surface extérieure du tube. Ce phénomène ne génère aucune discontinuité de la loi de comportement.
- À température élevée, il n'est pas possible de mettre en évidence ce perlage du tube, dans la limite des pressions maximales applicables avec le système expérimental utilisé.

Il conviendra en outre d'expliquer les modifications de certains phénomènes observés avec les réservoirs possédant un liner thermoplastique et des directions d'orientation de fibres pratiquement confondues avec les axes de symétrie de la structure, à savoir l'existence d'un éclatement et non d'un perlage et l'absence de coude pour le réservoir renforcé de fibres de carbone.

.5.

DISCUSSION

Après la présentation des résultats, ce chapitre a pour objectifs de les commenter et de les analyser, afin de contribuer à la compréhension des mécanismes d'endommagement des structures composites sous pression interne.

Nous nous intéressons tout d'abord aux phénomènes particuliers développés par les tubes, en analysant globalement la loi de comportement et en nous appuyant sur des observations microscopiques et des résultats d'émission acoustique.

Nous nous attachons ensuite à quantifier les influences respectives des divers paramètres retenus pour l'étude (résine, température, angle) pour la partie de la loi de comportement avant le coude, en nous basant sur une analyse théorique détaillée et en comparant avec les résultats expérimentaux.

La troisième partie s'intéresse quant à elle à la loi de comportement après le coude, en étudiant le perlage et en définissant des facteurs permettant la quantification de l'endommagement et de son évolution.

Enfin, après la présentation rapide de résultats en fatigue dynamique, la dernière partie de ce chapitre tente de mettre en évidence des corrélations entre les endommagements à court terme et en fatigue dynamique.

SOMMAIRE DU CHAPITRE .5.

5.1.	<u>ANALYSE GLOBALE DE LA LOI DE COMPORTEMENT EN RELATION AVEC L'ÉVOLUTION DE LA STRUCTURE DU MATÉRIAU</u>	159
5.1.1.	ÉMISSION ACOUSTIQUE ET NATURE DES ENDOMMAGEMENTS	159
5.1.2.	OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES	160
5.1.2.1.	OBSERVATIONS PARTICULIÈRES SUR LES TUBES VERRE-ÉPOXY	161
5.1.2.2.	OBSERVATIONS PARTICULIÈRES SUR LES TUBES VERRE-VINYLESTER	164
5.1.2.3.	CONCLUSIONS SUR LES OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES	167
5.1.3.	ORIGINE STRUCTURALE DE LA NON LINÉARITÉ AXIALE À FAIBLE TAUX DE CHARGEMENT	167
5.2.	<u>ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DE LA LOI DE COMPORTEMENT AVANT LE COUDE</u>	174
5.2.1.	ANALYSE THÉORIQUE DU COMPORTEMENT ÉLASTIQUE EN FONCTION DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE DU COMPOSITE ET COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE	174
5.2.1.1.	BILAN DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET OBJECTIFS	174
5.2.1.2.	ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DES CARACTÉRISTIQUES ÉLASTIQUES DU COMPOSITE	175
5.2.1.3.	ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DES RIGIDITÉS APPARENTES SOUS PRESSION INTERNE	179
5.2.1.4.	COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE ET DISCUSSION	187
5.2.2.	ANALYSE THÉORIQUE DE LA LIMITE ÉLASTIQUE EN FONCTION DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET D'ENVIRONNEMENT DU COMPOSITE ET COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE	193
5.2.2.1.	BILAN DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET OBJECTIFS	193
5.2.2.2.	ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DE LA LIMITE DE LINÉARITÉ	196
5.2.2.3.	COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE ET DISCUSSION	199

5.3.	ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DE LA LOI DE COMPORTEMENT AU COURS DE L'ENDOMMAGEMENT SOUS PRESSION CROISSANTE	204
5.3.1.	LA PARTICULARITÉ DU PERLAGE ET SON ORIGINE	204
5.3.2.	QUANTIFICATION DE L'ENDOMMAGEMENT À PARTIR DES COURBES EXPÉRIMENTALES	208
5.3.2.1.	RIGIDITÉS RÉSIDUELLES APRÈS ENDOMMAGEMENT	209
5.3.2.2.	ÉCARTS DE DÉFORMATION PAR RAPPORT À LA LINÉARITÉ.	212
5.3.2.3.	RIGIDITÉS APPARENTES EN COURS D'ENDOMMAGEMENT	215
5.3.3.	INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET D'ENVIRONNEMENT SUR LES FACTEURS D'ENDOMMAGEMENT	217
5.3.3.1.	INFLUENCE SUR LE FACTEUR D'ENDOMMAGEMENT RÉSIDUEL	217
5.3.3.2.	INFLUENCE SUR L'ÉCART DE DÉFORMATION PAR RAPPORT À LA LINÉARITÉ	218
5.3.3.3.	INFLUENCE SUR LE FACTEUR D'ENDOMMAGEMENT APPARENT	219
5.3.3.4.	COMPARAISON DE LA SENSIBILITÉ DES DIFFÉRENTS FACTEURS D'ENDOMMAGEMENT	221
5.3.4.	ANALYSE THÉORIQUE	223
5.4.	ENDOMMAGEMENT SOUS PRESSION RÉPÉTÉE	226
5.4.1.	PRESSION RÉPÉTÉE À AMPLITUDE CROISSANTE	226
5.4.2.	PRESSION RÉPÉTÉE À AMPLITUDE CONSTANTE	228
5.4.2.1.	OBJECTIFS DE L'ÉTUDE	228
5.4.2.2.	CARACTÉRISTIQUES DES STRUCTURES UTILISÉES ET FACTEURS D'ENDOMMAGEMENT INSTANTANÉS	229
5.4.2.3.	LOIS D'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE DYNAMIQUE ET CORRÉLATIONS AVEC LES FACTEURS D'ENDOMMAGEMENT INSTANTANÉS	233
5.5.	RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	238

5.1. ANALYSE GLOBALE DE LA LOI DE COMPORTEMENT EN RELATION AVEC L'ÉVOLUTION DE LA STRUCTURE DU MATÉRIAU

Afin de préciser la nature des endommagements responsables des singularités observées sur les lois de comportement et dont la connaissance sera nécessaire pour interpréter et modéliser les phénomènes, nous présentons d'abord deux types d'observations, d'une part l'émission acoustique du tube lors de la montée en pression, et d'autre part des observations microscopiques sur des coupes effectuées dans des tubes après perlage. Ensuite, nous expliquons les mécanismes générateurs de la non linéarité axiale dans le domaine des faibles déformations (point d'inflexion) pour laquelle aucun endommagement n'apparaît.

5.1.1. ÉMISSION ACOUSTIQUE ET NATURE DES ENDOMMAGEMENTS

L'utilisation de capteurs acoustiques lors de différents essais a permis d'enregistrer l'émission acoustique en terme de nombre de coups cumulés en fonction de la pression appliquée et comparativement à la loi de comportement.

Sachant que l'allure des enregistrements est identique pour toutes les structures, nous présentons *Figure 5.1.* l'exemple des résultats obtenus sur un tube VE56/23, où l'évolution de l'émission acoustique est comparée à la seule loi de comportement axiale dont la pente de la tangente (rigidité) subit une forte modification (de 1 à 5 environ) lorsqu'on franchit le coude.

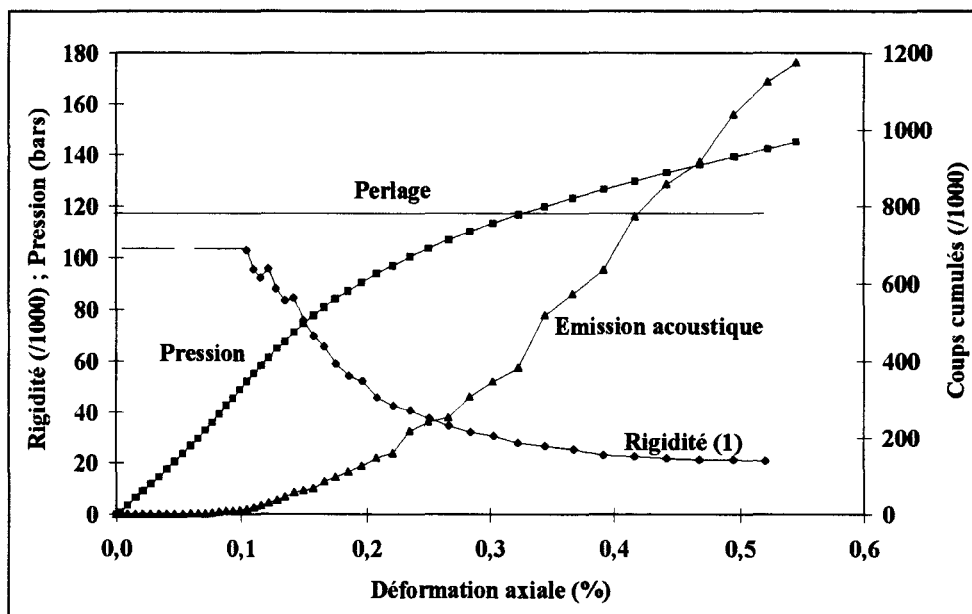


Figure 5.1. : Loi de comportement instantanée et émission acoustique - Tube VE56/23

On constate que l'émission acoustique, caractéristique de la création et de la propagation de fissures, s'amorce à la limite de linéarité et se développe pratiquement linéairement en fonction du taux de déformation, bien au-delà du perlage. Aucune émission significative n'apparaît pour de faibles déformations avant le coude, notamment au droit du point d'inflexion plus ou moins apparent suivant les structures et la température.

Ceci confirme que :

- Le coude correspond à l'amorçage des premières fissures, et on verra qu'il s'agit de fissures parallèles aux fibres, sous l'action de contraintes perpendiculaires aux fibres, la résistance dans cette direction étant particulièrement faible. Avant le coude, notamment dans la zone du point d'inflexion, aucun phénomène de fissuration n'apparaît.

- Le perlage n'est pas source de discontinuité, ni dans la loi de comportement mécanique, ni dans l'émission acoustique.

On peut donc dire dès maintenant que le perlage, qui caractérise un défaut d'étanchéité de la paroi, est dû à un état de fissuration où existe une continuité multidirectionnelle des fissures, génératrice de chemins ouverts de diffusion entre l'intérieur et l'extérieur du tube. Cet état résulte d'un mécanisme couplé d'amorçage, de propagation et de coalescence de fissures qui se poursuit sans discontinuité bien au-delà du perlage.

L'analyse ultérieure de l'influence des différents paramètres nous conduira à préciser, au moins en partie, la contribution des différents constituants du matériau et du tube, tant pour l'amorçage des fissures (interface fibre-matrice), que pour leur propagation (résine, géométrie des plis) et pour le perlage (gel-goat).

5.1.2. OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES

Des échantillons suivant les deux directions principales des tubes, axiale et circonférentielle, ont été préparés et observés suivant la procédure décrite au § 3.3.2. Les photographies les plus représentatives sont reproduites ici.

L'ensemble des observations, aussi bien sur tubes époxy que vinylester, ne montre pas de direction de coupe privilégiée, les fissures apparaissant autant sur les coupes axiales que sur les coupes circonférentielles. De plus, on n'observe pas de zone préférentielle d'endommagement, les fissures étant réparties de manière uniforme le long du tube.

En revanche, on observe une dissymétrie suivant l'épaisseur du composite. En effet, les fissures sont très nombreuses dans la partie centrale renforcée de la paroi, moins nombreuses au niveau du top-coat et en très petit nombre dans le gel-coat. Ceci laisse penser qu'il y a une certaine progression dans le processus d'endommagement.

On verra que le fait que les fissures soient peu nombreuses au niveau du gel-coat s'explique par la plus grande déformabilité de cette peau de résine pure par rapport aux couches de coeur renforcées. Cela lui permet de suivre les déformations de la structure sans s'endommager, même si le composite est déjà fissuré, et garantit l'étanchéité du tube. On peut donc penser que le gel-coat est le dernier élément à se fissurer et qu'il gouverne l'apparition du perlage.

En ce qui concerne les porosités, leur rôle est moins simple à mettre en évidence. Il semble néanmoins non négligeable, puisqu'une grande majorité des fissures soit débouche ou s'amorce dans une porosité, soit traverse une ou plusieurs porosités.

Enfin, l'examen d'échantillons après une pressurisation partielle (mise sous pression arrêtée juste après la fin de linéarité), montre que les fissures sont nettement moins nombreuses, plus petites et moins denses que celles observées sur des échantillons prélevés au-delà du perlage et qu'elles se situent uniquement dans la partie coeur du composite, ceci confirmant le développement des fissures à partir de la fin de linéarité. L'examen d'échantillons après une mise sous pression inférieure à la limite de linéarité ne montre aucune fissure.

5.1.2.1. OBSERVATIONS PARTICULIÈRES SUR LES TUBES VERRE-ÉPOXY

Les tubes époxy présentent préférentiellement des fissures longitudinales, principalement intralaminaires, c'est-à-dire à l'intérieur d'une couche renforcée, à un endroit apparemment plus pauvre en résine. Elles pourraient donc être dues à une moins bonne imprégnation à coeur des fibres.

On trouve également quelques fissures transverses, mais elles sont moins nombreuses et de taille réduite (longueur, largeur plus faibles). Elles se trouvent surtout au niveau du top-coat et du gel-coat.

Il n'est pas possible de mettre en évidence une différence de fissuration entre les différentes familles de tubes époxy en fonction de la température ou de l'angle de bobinage. Cependant, pour les tubes testés à 110°C, aucune fissure transverse n'a été observée dans le gel-coat, confirmant que l'apparition du perlage est liée à la fissuration de celui-ci (*Photo 5.1.* à *Photo 5.6.*).

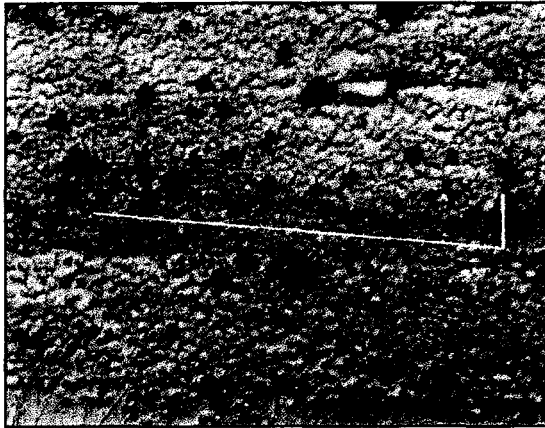
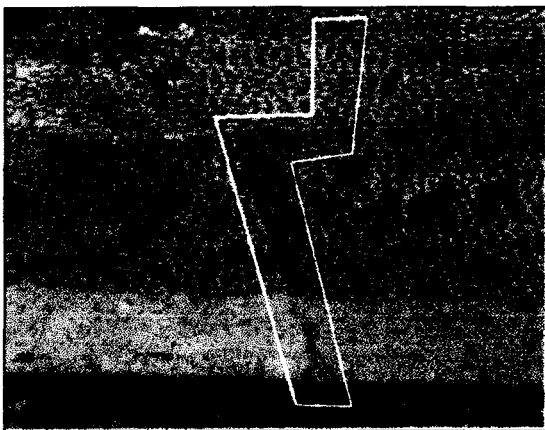


Photo 5.1. : Tube EP52,8/-30 - Coupe axiale

- Fissure longitudinale à l'intérieur d'une couche renforcée unidirectionnelle.
- La fissure débouche dans une porosité et en traverse plusieurs autres.

(grossissement : x70)



*Photo 5.2. : Tube EP52,8/-30 -
Coupe circumférentielle*

- Une fissure transverse traverse le gel-coat et la première couche renforcée, en rencontrant de nombreuses porosités
- Une seconde fissure transverse traverse la deuxième couche renforcée.
- Elles sont reliées par une fissure longitudinale entre les deux couches.

(grossissement : x22)



Photo 5.3. : Tube EP52,8/-30 -
Coupe circonférentielle

- Fissure transverse traversant la dernière couche renforcée et le top-coat, encore une fois en rencontrant des porosités.

(grossissement : x22)

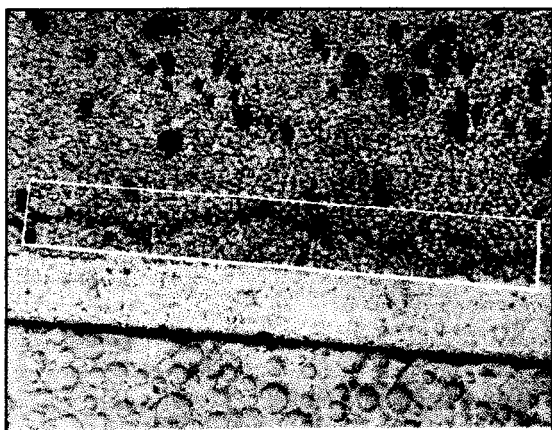


Photo 5.4. : Tube EP56/110 - Coupe axiale

- Importante fissure longitudinale intralaminare dans la première couche intérieure renforcée.
- On voit nettement la propagation de la fissure entre les fibres de renfort.
- On voit également la fissure qui se sépare en deux avant de se reformer.

(grossissement : x22)

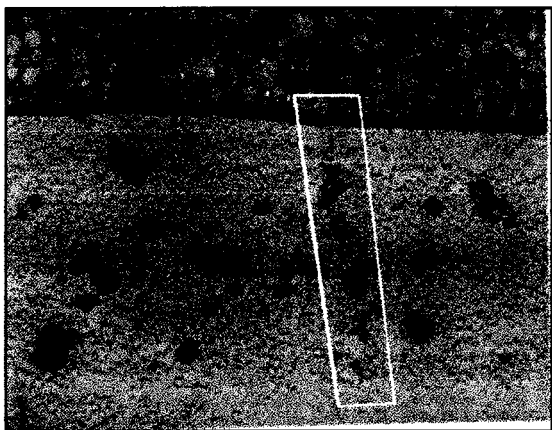
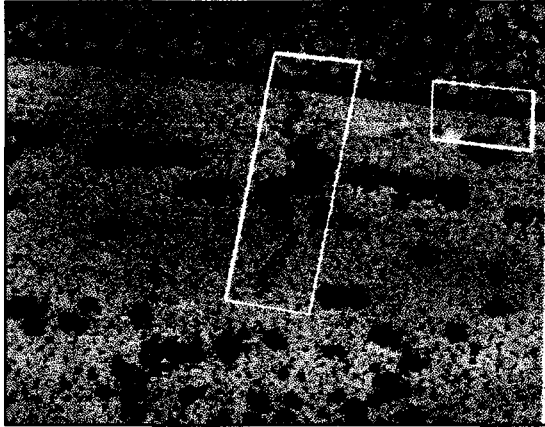


Photo 5.5. : Tube EP56/110 - Coupe axiale

- Fissure transverse traversant la dernière couche renforcée et qui s'arrête en arrivant au top-coat.

(grossissement : x22)



- Fissure transversale traversant la dernière couche de renfort et le top-coat.
- La fissure traverse une très grosse porosité.
- On remarque que l'épaisseur du top-coat n'est pas régulière, et que certaines fibres sont presque affleurantes.

(grossissement : x22)

*Photo 5.6. : Tubes EP56/110 -
Coupe circonférentielle*

5.1.2.2. OBSERVATIONS PARTICULIÈRES SUR LES TUBES VERRE-VINYLESTER

Les tubes vinylester présentent des types de fissures différents de ceux observés avec les époxy. En effet, on trouve très majoritairement des fissures transverses de taille relativement importante et en très grand nombre. En revanche, les fissures longitudinales sont pratiquement inexistantes.

La grande majorité des fissures transverses ne traverse qu'une seule couche renforcée. Quant aux fissures longitudinales, elles sont presque toutes interlaminaires, c'est-à-dire entre deux couches renforcées, et font la liaison entre deux fissures transverses.

Enfin, les observations effectuées sur des tubes testés à haute température n'ont révélé aucun mode de fissuration particulier, si ce n'est, comme pour les tubes époxy, l'absence totale de fissures transverses dans le gel-coat. Les principaux types de fissures sont présentés de la *Photo 5.7.* à la *Photo 5.12.*



Photo 5.7. : Tube VE52,8/23 -
Coupe circonférentielle

- Chemin de diffusion pratiquement complet dans l'épaisseur du composite, avec des fissures transverse dans le gel-coat, les couches renforcées et le top-coat.
- Quelques fissures longitudinales entre les couches renforcées.
- On distingue bien les huit couches de renfort.
- De nombreuses porosités, même dans le gel-coat (bas de la photo).

(grossissement : x18)

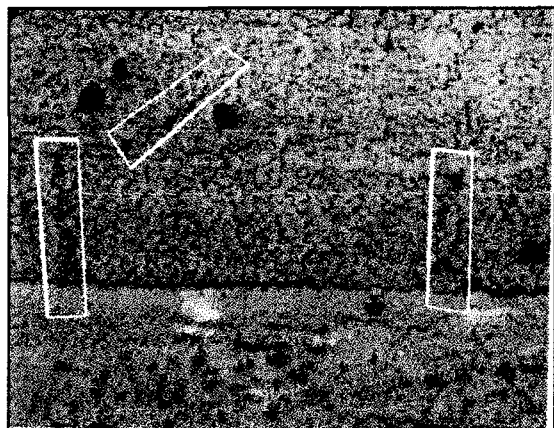


Photo 5.8. : Tube VE56/23 - Coupe axiale

- Fissures transverses dans les premières couches renforcées.

(grossissement : x22)

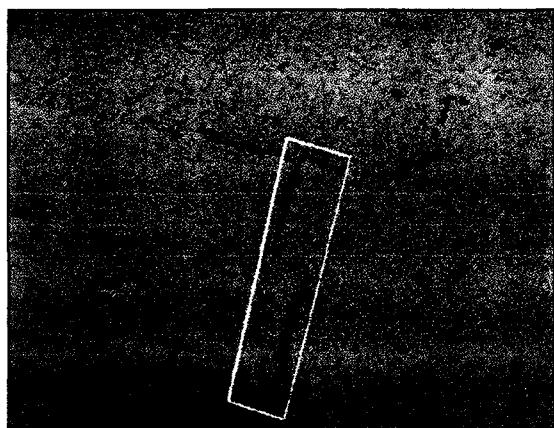
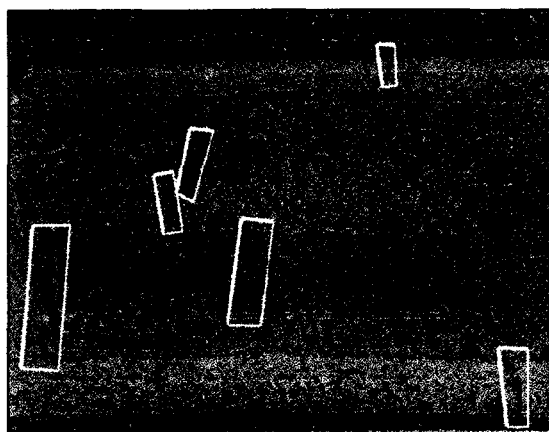


Photo 5.9. : Tube VE56/23 -
Coupe circonférentielle

- Fissures transverses dans le gel-coat

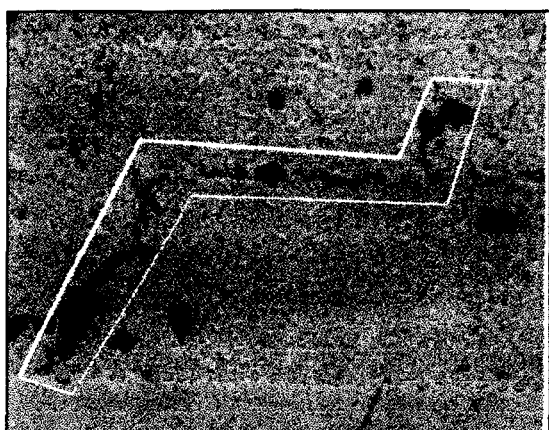
(grossissement : x40)



- Nombreuses fissures transverses dans l'épaisseur du composite : dans le gel-coat (bas), la partie renforcée et le top-coat (haut).
- Quelques fissures traversent des porosités.

(grossissement : x15)

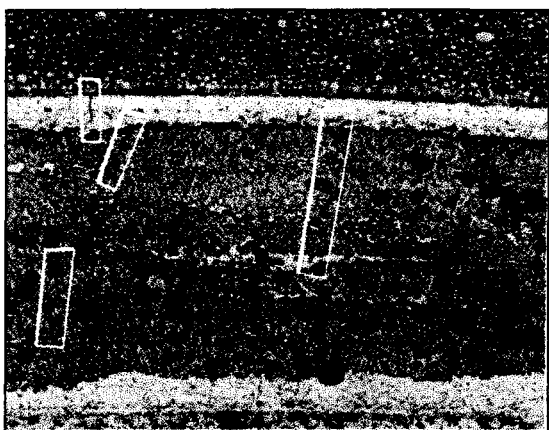
Photo 5.10. : Tube VE56/23 -
Coupe circonférentielle



- Fissures transversales reliées entre elles par une fissure longitudinale interlaminaire.

(grossissement : x22)

Photo 5.11. : Tube VE56/80 - Coupe axiale



- Ensemble de fissures dans l'épaisseur du composite.

(grossissement : x15)

Photo 5.12. : Tube VE56/80 -
Coupe circonférentielle

5.1.2.3. CONCLUSIONS SUR LES OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES

Suivant le niveau de chargement, le type de résine et la température, on observe des fissures transversales ou longitudinales, qui semblent s'amorcer au coude et dont la coalescence est susceptible de générer le perlage.

Même si certaines photographies représentent des réseaux de fissures denses dans toute l'épaisseur du composite, il n'a cependant jamais été possible de suivre un chemin continu entre l'intérieur et l'extérieur du tube, montrant que le parcours suivi par l'eau est complexe et tridimensionnel.

L'absence de fissures en surface à haute température confirme le rôle du gel-coat sur le déclenchement du perlage.

Il restera en revanche à démontrer l'origine physique et mécanique des fissures majoritaires transverses et longitudinales, en fonction des différents paramètres : effet des contraintes normales ou de cisaillement, effet de l'interface fibre-matrice, défaut de résine ...

5.1.3. ORIGINE STRUCTURALE DE LA NON LINÉARITÉ AXIALE À FAIBLE TAUX DE CHARGEMENT

Les résultats expérimentaux présentés au chapitre 4. ont montré la présence d'un point d'inflexion plus ou moins marqué dans la première partie des courbes pression-déformations avant le coude. Il est présent dans la direction axiale et est d'autant plus accentué que l'angle d'enroulement est faible et que la température est élevée.

Pour quantifier l'importance de ce phénomène, on présente *Tableau 5.1.* le rapport entre la pente à l'origine et la pente au point d'inflexion pour les différentes familles de tubes et pour les différentes orientations de fibres. On peut voir que l'inflexion est importante principalement pour les tubes bobinés à 52,8°, à température élevée et pour la résine vinylester, moins rigide que la résine époxy.

EP52,8/-30	1
EP52,8/23	2,1
EP52,8/110	10,6
EP56/-40	1
EP56/23	1
EP56/110	1
VE52,8/23	3,9
VE52,8/80	-4
VE56/23	1,5
VE56/110	2

Tableau 5.1. : Rapport entre la pente à l'origine et la pente au point d'inflexion

Plusieurs auteurs ont observé ce phénomène, notamment Legg et Hull [1] et Thiebaud [2, 3]. Les premiers ont travaillé sur une série de tubes bobinés à $54,7^\circ$ avec une résine polyester contenant différents taux d'agent flexibilisant, entraînant la diminution du module et de la résistance à la rupture de la résine, avec une augmentation de l'allongement à la rupture. Ils relèvent la présence de cette non-linéarité, qu'ils appellent "positive", d'autant plus marquée que le taux d'agent flexibilisant est élevé (40% et 55% en poids).

Ils proposent comme explication l'existence d'un glissement entre les différentes couches de renfort des tubes, glissement provoqué par la différence d'angle de bobinage réel d'une couche à l'autre, comme on a pu le voir à travers la relation (3.7.), qui montre le lien entre l'angle de bobinage, le diamètre et le pas de bobinage. Ils pensent que sous pression, les fibres des couches supérieures s'orientent parallèlement aux fibres des couches inférieures et augmentent ainsi la rigidité dans la direction axiale (Figure 5.2.).

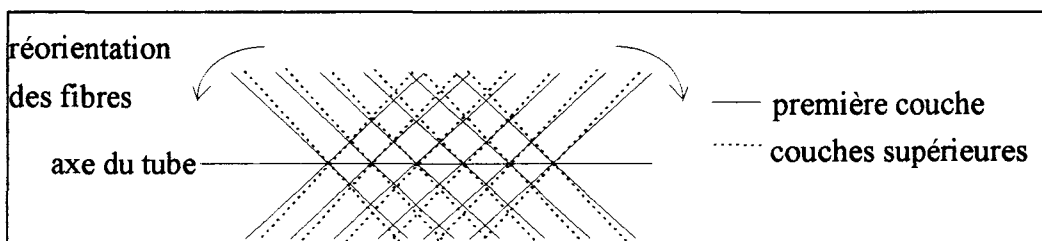


Figure 5.2. : Réorientation des fibres en cours d'essai (d'après [1])

Cette hypothèse de glissement des couches est confirmée d'après les auteurs par le fait qu'un tube réalisé avec un angle rigoureusement constant (le pas de bobinage est réajusté à chaque couche) ne présente pas ce phénomène.

Quant à Thiebaud, il a appliqué plusieurs types de sollicitations à des tubes de même type que les nôtres. Il observe également ce phénomène de S lors d'essais de pression interne avec effet de fonds, mais pas lors d'essais de pression sans effet de fonds, c'est-à-dire sous contrainte uniaxiale circonférentielle, et d'essais de traction pure dans la direction axiale.

Il propose alors comme cause l'existence de contraintes supplémentaires dans le tube dues aux bouchons. Ces derniers limiteraient la déformation circonférentielle à proximité des extrémités et le tube prendrait la forme d'un tonneau (*Figure 5.3.*).

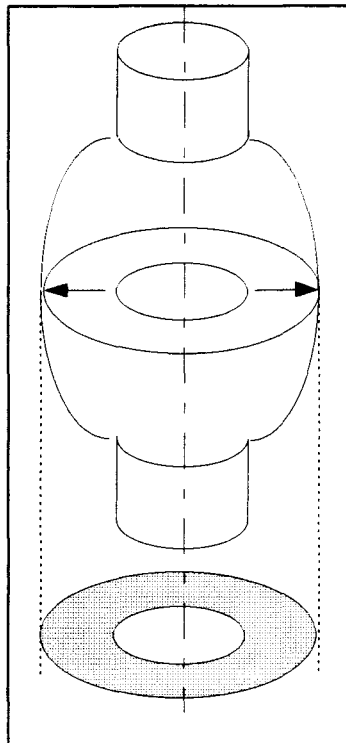


Figure 5.3. : Gonflement d'un tube en cours d'essai (d'après [2])

Nous pensons, à l'égal de Legg et Hull, que l'hypothèse générale d'un glissement des couches est la plus réaliste. Sous l'action d'un chargement extérieur, les fibres se déplacent sensiblement du fait du champ de déformations résultant, et génèrent ainsi une modification angulaire progressive jusqu'à l'équilibre, d'où une évolution de la pente à l'origine de la loi de comportement.

Les calculs, tels que présentés au § 2.2.3., et que nous appliquerons au § 5.2., permettent de mettre en évidence l'influence d'une modification angulaire sur les caractéristiques élastiques et de retrouver ainsi certaines observations expérimentales, comme le montre le *Tableau 5.2.*, où figurent les variations des rigidités multiaxiales R_i sous pression interne et des modules d'Young axial E_1 et circonférentiel E_2 , en traction, suite à une diminution de l'angle de bobinage de 1° :

- sous pression interne, la rigidité axiale R_{ax}^{fl} est beaucoup plus sensible à une variation angulaire que les autres rigidités et ceci d'autant plus que l'angle est proche de 50° et que la rigidité de la matrice est faible du fait d'une température élevée ; ce sont des conditions dans lesquelles apparait le point d'inflexion.
- en traction axiale ou circonférentielle (pression sans effet de fond), les modules E_1 et E_2 sont peu sensibles à une variation angulaire dans cette fourchette de 50° à 60° . Nous avons d'ailleurs confirmé expérimentalement ces résultats par des essais de traction et de compression axiaux qui montrent la quasi absence de phénomène de S (*Figure 5.4.*), comme déjà observé par Thiebaud.

	R_{ax}^{fl}	R_{circ}^{fl}	R_{para}^{fl}	R_{perp}^{fl}	E_1	E_2
EP56/-40	10,6%	-3,1%	-0,0%	0,1%	0,8%	-3,1%
EP56/23	11,9%	-3,4%	-0,1%	0,4%	0,9%	-3,3%
EP56/110	14,5%	-2,6%	-0,3%	1,2%	1,0%	-3,7%
EP52,8/-30	15,5%	-3,3%	3,1%	-1,7%	1,2%	-3,0%
EP52,8/23	18,6%	-3,5%	0,4%	-1,6%	1,3%	-3,2%
EP52,8/110	26,2%	-4,1%	0,3%	-1,3%	1,5%	-3,6%
VE56/23	10,7%	-3,2%	-0,1%	0,2%	0,9%	-3,2%
VE56/80	14,6%	-4,0%	-0,3%	1,4%	1,1%	-3,8%
VE52,8/23	15,8%	-3,4%	0,4%	0,3%	1,3%	-3,0%
VE52,8/80	26,7%	-4,3%	0,2%	-1,1%	1,6%	-3,7%

Tableau 5.2. : Influence de la diminution de l'angle de bobinage de 1° sur les caractéristiques élastiques

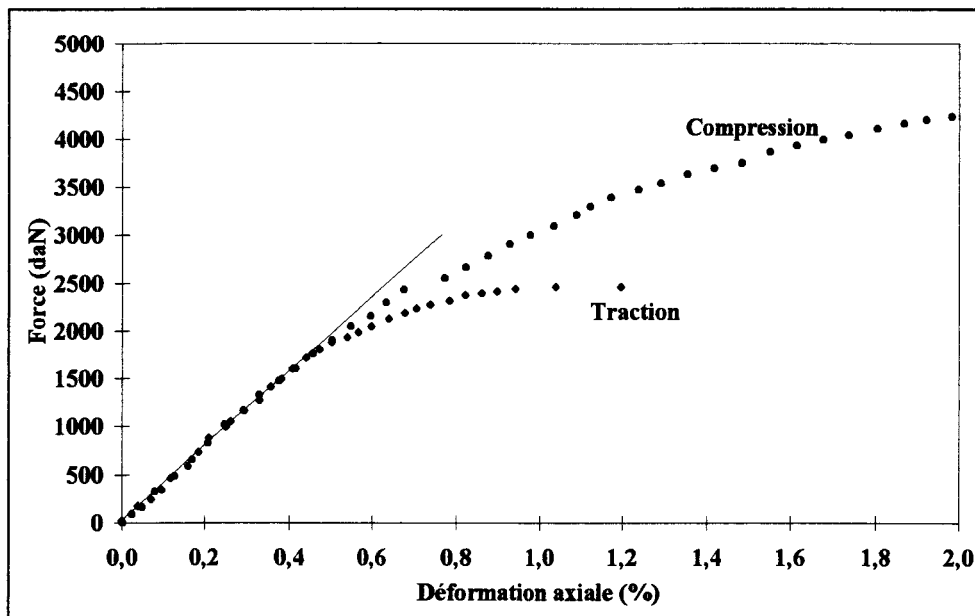


Figure 5.4. : Lois de comportement en traction et compression axiale -
 Tube verre-vinylester (diamètre 50 mm - $\alpha = 55^\circ$)

En revanche, l'affirmation de Legg et Hull, selon laquelle les couches supérieures tendent à s'orienter parallèlement aux couches inférieures et réduisent l'angle dans la direction axiale (Figure 5.2.), est loin d'être évidente, *a priori*. En effet, la déformation circonférentielle étant très supérieure à la déformation axiale sous pression interne (voir par exemple la Figure 4.1.), on aurait tendance à conclure à une augmentation de l'angle des fibres dans la zone axiale et ainsi à une diminution de la rigidité axiale.

En fait, ceci ne serait vérifié que si la structure de renforcement était assimilable soit à un filet avec des noeuds indéformables, soit à un composite multicouche avec une liaison indéformable entre couches. Si l'on admet que cette hypothèse n'est pas vérifiée, et elle l'est d'autant moins que la rigidité de la matrice est faible, alors les phénomènes sont différents.

En effet, si l'on considère le comportement sous pression interne d'un composite constitué d'une seule nappe unidirectionnelle faisant un angle α avec l'axe du tube, alors, d'après les calculs rappelés au § 2.2.2., la loi de Hooke suivant les axes de symétrie (1,2) s'écrit :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (5.1)$$

où S_{13} et S_{23} sont les coefficients de couplage traction-cisaillement qui génèrent une déformation de cisaillement γ_{12} indépendante de ε_1 et ε_2 telle que :

$$\gamma_{12} = \sigma_2 \left(\frac{S_{13}}{2} + S_{12} \right) \quad (5.2.)$$

sachant que :

$$\sigma_2 = 2\sigma_1 \quad (5.3.)$$

On montre alors, compte tenu de α (entre 50° et 60°) et des valeurs des caractéristiques élastiques des composites utilisés, que γ_{12} génère une torsion du tube qui tend à diminuer l'angle α .

La superposition de deux familles de nappes à $\pm\alpha$ donne ainsi lieu à des déformations de cisaillement entre couches, avec réduction de l'angle α jusqu'à un état d'équilibre, caractérisé par le point d'inflexion, et dépendant :

- de la rigidité interlaminaire due non seulement à la résine mais également à l'effort d'entrelaçage des mèches obtenu lors du bobinage,
- des effets d'extrémités qui bloquent la rotation des nappes.

Il s'agit d'un processus de déformation complexe correspondant à un effet de restructuration transitoire lors de la mise en charge, qui se traduit par une rigidification axiale et qui est d'autant plus marqué que des mouvements de cisaillement sont possibles, donc que la rigidité de la résine est faible.

En fait, ce phénomène transitoire fait intervenir des déformations de la résine de faible amplitude (0,1% à 0,4%), très inférieures à l'allongement à la rupture, et ne génère pas ainsi, *a priori*, de microfissures.

On calculera dans le paragraphe suivant que cette restructuration géométrique de non linéarité axiale s'accompagne d'une variation angulaire qui peut aller jusqu'à 5° , et qui dépasse donc un simple déplacement des couches supérieures par rapport aux couches inférieures comme l'indiquent Legg et Hull.

Enfin, on verra que lors d'essais de chargement répétés progressifs, on peut considérer que la pente de la sécante R_i passant par l'origine pour un niveau de chargement P_i caractérise la rigidité, notamment axiale, du matériau restructuré sous l'effet du chargement P_i considéré.

Tous ces mécanismes de restructuration et les non linéarités qu'ils génèrent ne sont pas pris en compte par les industriels qui s'efforcent par ailleurs de réaliser des tubes avec des angles d'enroulement à $0,1^\circ$ près. Ils ont fait l'objet d'une analyse détaillée du Laboratoire Technologie des Polymères et Composites de l'Ecole des Mines de Douai, sur laquelle nous nous sommes appuyés [4].

5.2. ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DE LA LOI DE COMPORTEMENT AVANT LE COUDE

5.2.1. ANALYSE THÉORIQUE DU COMPORTEMENT ÉLASTIQUE EN FONCTION DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE DU COMPOSITE ET COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE

5.2.1.1. BILAN DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET OBJECTIFS

Comme on l'a présenté au § 3.3., les tubes utilisés diffèrent par l'angle d'orientation du renfort (52,8° et 56° en valeurs nominales), mais également par le taux de renfort (de 47% à 54% en volume suivant le cas) et les caractéristiques de la résine (module et coefficient de Poisson) suivant la nature chimique et (ou) la température d'essai. (Le module d'Young peut ainsi varier de 1 400 MPa à 3 400 MPa et le coefficient de Poisson de 0,38 à 0,45).

Ces paramètres correspondent à la grande majorité des applications industrielles pour ce type de tubes à enroulement filamentaire croisé, dont les caractéristiques se situent dans les fourchettes suivantes que nous retiendrons comme référence par la suite :

- angle de 50° à 60°,
- taux de renfort en volume de 45% à 55%,
- matrice : module d'Young de 1 200 MPa à 3 500 MPa et coefficient de Poisson de 0,35 à 0,45, suivant la nature chimique de la résine et (ou) de la température d'utilisation qui peut aller de -40°C à +110°C.

Afin d'analyser le poids relatif de ces différents paramètres sur les rigidités apparentes lors d'un chargement du tube sous pression interne, nous nous proposons d'étudier dans un premier temps l'influence de ces paramètres sur les quatre caractéristiques élastiques du matériau orthotrope continu homogène équivalent à notre composite à fibres croisées, et de montrer ensuite comment ces caractéristiques influencent les rigidités apparentes multidirectionnelles. Nous utilisons pour cela la méthode de calcul des matériaux multicouches telle qu'elle a été présentée au § 2.2.

Nous traçons d'abord les variations des différentes grandeurs sur toute la bande de variation théorique des paramètres considérés avant de nous concentrer sur la fenêtre expérimentale, et de calculer ponctuellement les grandeurs pour chacun des tubes testés.

La comparaison avec l'expérience nous permettra ainsi, d'une part de vérifier la validité des hypothèses de calcul pour ce type de matériau, d'autre part d'expliquer l'origine des tendances observées expérimentalement.

5.2.1.2. ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DES CARACTÉRISTIQUES ÉLASTIQUES DU COMPOSITE

On suppose que le composite, constitué de nappes de renfort unidirectionnel orientées à $\pm\alpha$ par rapport à l'axe du tube (direction 1), est un matériau continu homogène orthotrope, caractérisé, compte tenu de sa faible épaisseur, par quatre caractéristiques élastiques indépendantes qui, suivant les axes de symétrie, sont les deux modules d'Young E'_1 (axial) et E'_2 (circonférentiel), le module de cisaillement G'_{12} et un coefficient de Poisson, par exemple ν'_{12} caractérisant la contraction dans la direction 2 lorsqu'on applique un effort de traction dans la direction 1 (*Figure 5.5.*).

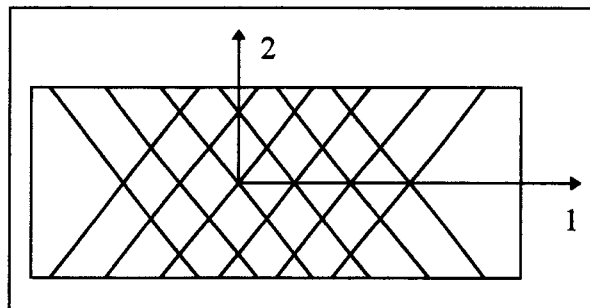


Figure 5.5. : Matériau orthotrope macroscopiquement

Ces caractéristiques peuvent être calculées à partir des quatre caractéristiques élastiques des monocouches à renfort unidirectionnel, qui, suivant les axes de symétrie L et T sont E_L , E_T , G_{LT} et ν_{LT} avec la même définition que celle énoncée précédemment, en appliquant la théorie classique des matériaux multicouches élastiques telle qu'elle est présentée au § 2.2. et qui suppose notamment qu'il n'y a pas de déformation de cisaillement entre les différentes couches, ce qui n'est pas nécessairement réaliste comme on l'a vu au § 5.1.3.

Sachant que le matériau est équilibré, mais non symétrique, l'effet de la matrice de couplage n'intervient pas dans la définition des caractéristiques élastiques.

En outre les calculs de micromécanique, également présentés au § 2.2, et notamment les formules (2.17.) à (2.20.), nous permettent d'établir les relations qui existent entre E'_1 , E'_2 , G'_{12} , ν'_{12} et le taux de renfort en volume φ , les modules et coefficients de Poisson de la matrice et du renfort, en supposant ces matériaux élastiques et isotropes.

Suivant ces hypothèses, nous avons calculé les variations de E'_1 , E'_2 , G'_{12} et ν'_{12} en fonction des différents paramètres, respectivement en fonction de l'angle de bobinage, du taux de renfort, du module d'Young de la matrice, du coefficient de Poisson de la matrice et de la température.

5.2.1.2.1. Influence théorique de l'angle de bobinage

Dans la fourchette angulaire dans laquelle se situent les expériences, à savoir entre 50° et 60° , les grandeurs les plus influencées sont le module d'Young E'_2 qui varie de 17 500 MPa à 24 000 MPa et le coefficient de Poisson ν'_{12} qui varie de 0,44 à 0,30, les deux autres grandeurs E'_1 et G'_{12} étant constantes à 10% près (Figure 5.6.).

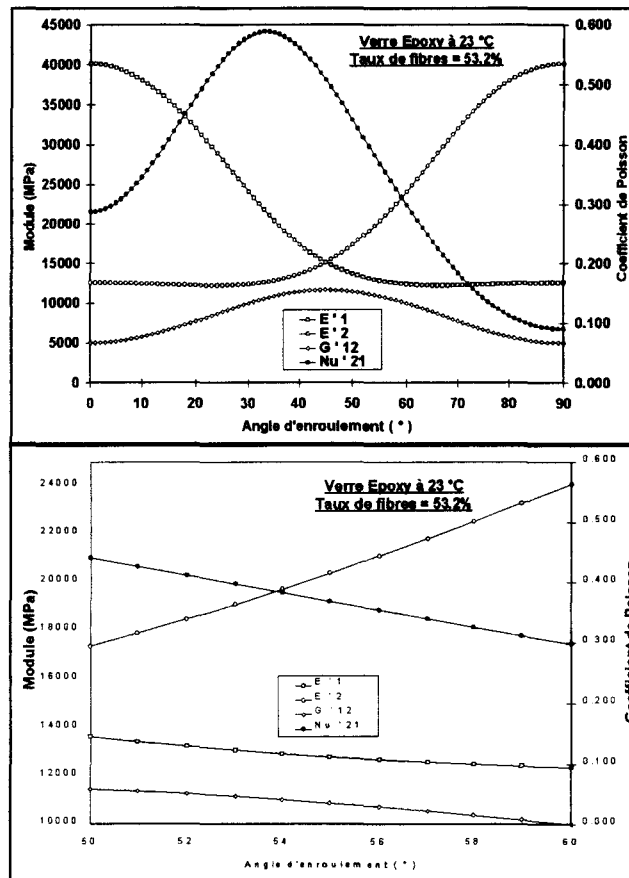


Figure 5.6. : Influence de l'angle de bobinage sur les caractéristiques élastiques du composite

5.2.1.2.2. Influence théorique du taux de renfort

Dans la fourchette expérimentale de taux de renfort (45% à 55%), la *Figure 5.7.* montre ici que le coefficient de Poisson ν'_{12} est pratiquement constant, alors que les modules présentent une variation linéaire de l'ordre de 20%.

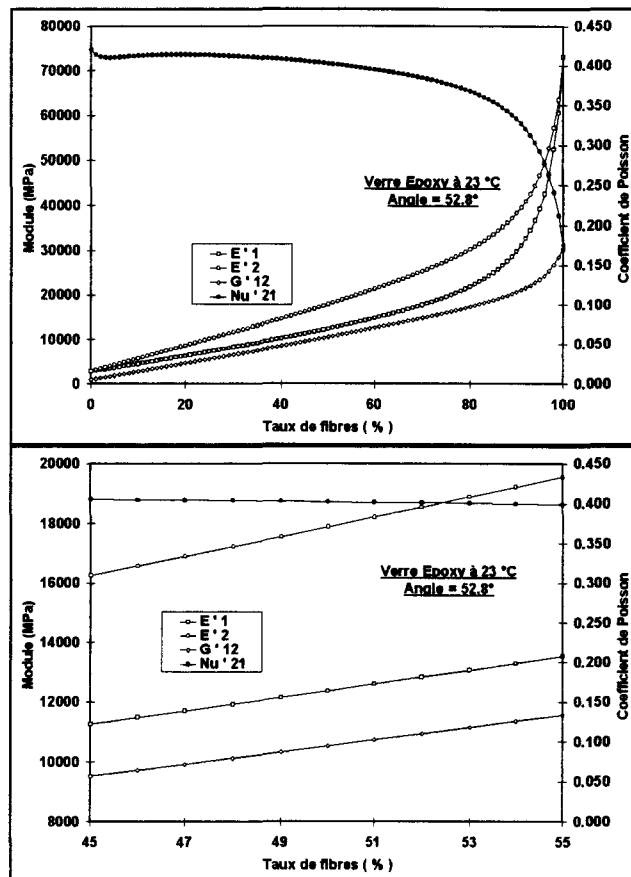


Figure 5.7. : Influence du taux de renfort sur les caractéristiques élastiques du composite

5.2.1.2.3. Influence théorique du module d'Young de la matrice

Dans la fourchette de variation retenue du module d'Young de la matrice, la *Figure 5.8.* montre une diminution d'environ 10% du coefficient de Poisson ν'_{12} , alors que E'_1 , E'_2 et G'_{12} augmentent respectivement de 40%, 20% et 10%.

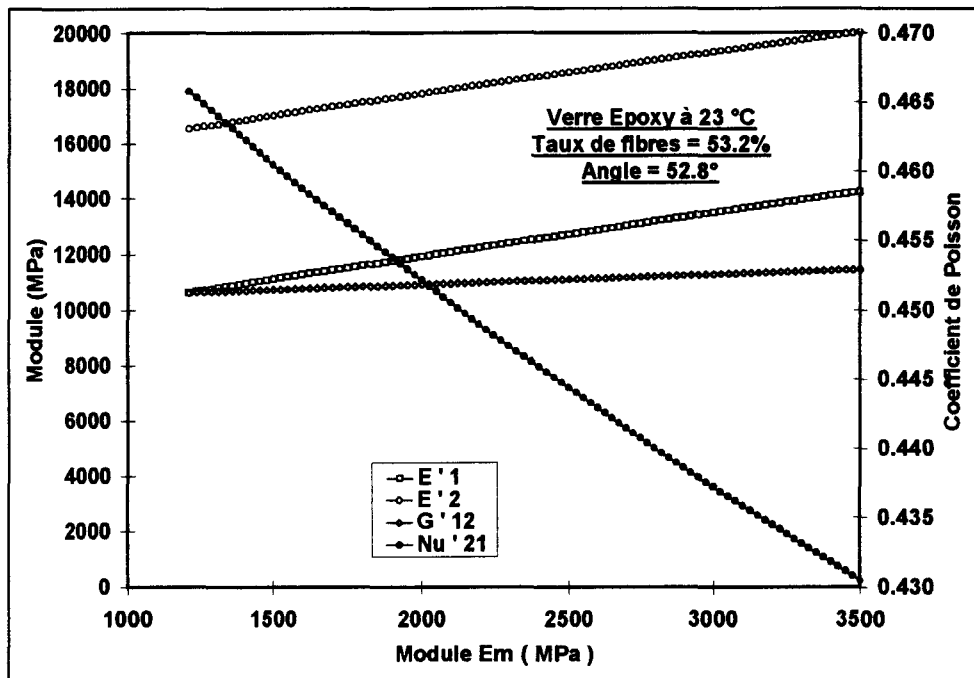


Figure 5.8. : Influence du module d'Young de la matrice sur les caractéristiques élastiques du composite

5.2.1.2.4. Influence théorique du coefficient de Poisson de la matrice

Comme le montre la Figure 5.9., la variation du coefficient de Poisson de la matrice n'entraîne une variation que pour le coefficient ν'_{12} , qui augmente d'environ 4%, les autres caractéristiques restant constantes.

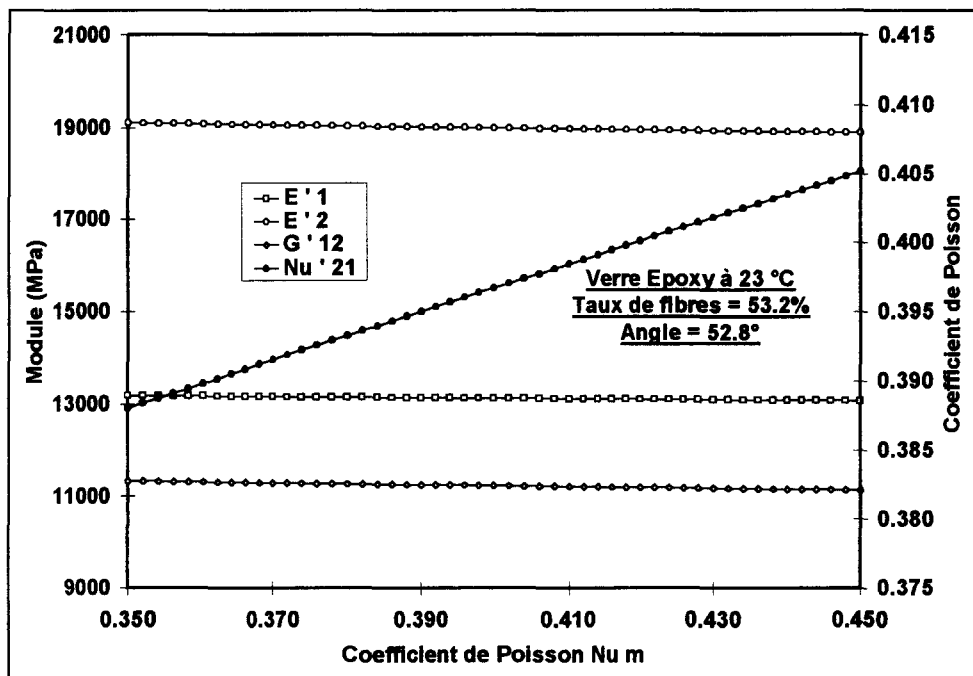


Figure 5.9. : Influence du coefficient de Poisson de la matrice sur les caractéristiques élastiques du composite

5.2.1.2.5. Influence théorique de la température

En admettant une variation linéaire des caractéristiques de la matrice avec la température, la Figure 5.10. présente les variations des caractéristiques élastiques du composite entre -30°C et +110°C, et montre que celles-ci sont de 10% environ.

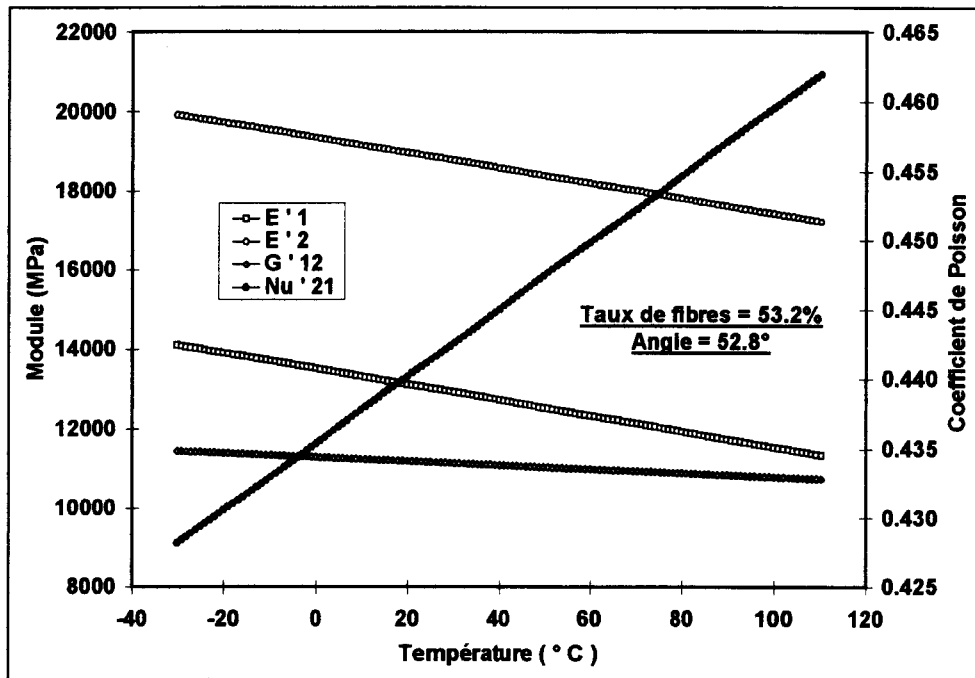


Figure 5.10. : Influence de la température sur les caractéristiques élastiques du composite

5.2.1.3. ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DES RIGIDITÉS APPARENTES SOUS PRESSION INTERNE

Le calcul des rigidités apparentes axiale, circonférentielle, perpendiculaire aux fibres et parallèle aux fibres en fonction de E'_1 , E'_2 , G'_{12} et ν'_{12} (§ 2.2.3.) nous a conduit à :

$$\left\{ \begin{array}{l} R_{ax} = \frac{2E'_1}{1 - 2\nu'_{12}} \\ R_{circ} = \frac{2E'_1 E'_2}{2E'_1 - \nu'_{12} E'_2} \\ \frac{1}{R_{para}} = \frac{\sin^2 \alpha}{R_{circ}} + \frac{\cos^2 \alpha}{R_{ax}} \\ \frac{1}{R_{perp}} = \frac{\cos^2 \alpha}{R_{circ}} + \frac{\sin^2 \alpha}{R_{ax}} \end{array} \right. \quad (5.4)$$

Ces formules vont nous permettre de juger des paramètres les plus influents, angle, taux de renfort et température, au travers des caractéristiques élastiques macroscopiques du composite, notamment comme on le verra, du coefficient de Poisson ν'_{12} , qui intervient sous la forme $(1 - 2 \nu'_{12})$ au dénominateur de la rigidité axiale.

En prenant comme référence à nouveau le composite verre-époxy, nous présentons successivement les variations des rigidités apparentes multiaxiales calculées sous pression interne en fonction des différents paramètres (Figure 5.11. à Figure 5.15.).

5.2.1.3.1. Influence théorique de l'angle de bobinage

Pour toute l'étendue de variation de l'angle, on observe une très forte sensibilité de la rigidité axiale, qui présente notamment des valeurs infinies pour $21,5^\circ$ et $45,6^\circ$ (Figure 5.11.). Cette sensibilité provient elle-même des grandes variations de ν'_{12} qui présente une valeur maximum proche de 0,60 et deux angles critiques pour une valeur de 0,5 qui annule le dénominateur dans l'expression de la rigidité axiale en fonction des caractéristiques élastiques (Figure 5.6.).

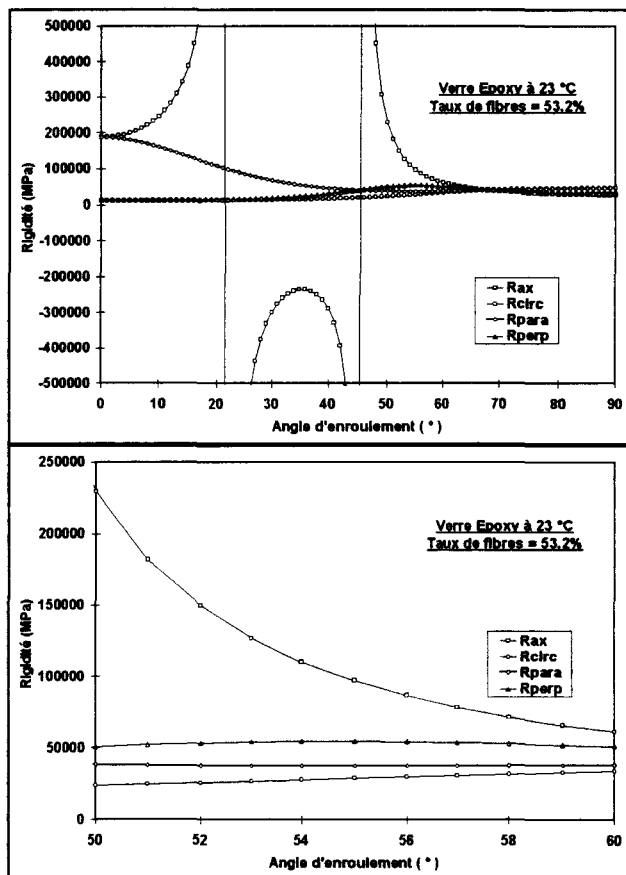


Figure 5.11. : Influence de l'angle de bobinage sur les rigidités apparentes du composite

Dans la fourchette angulaire dans laquelle se situent les expériences, à savoir entre 50° et 60°, la discontinuité angulaire n'apparaît pas, mais la variation de la rigidité axiale reste importante (rapport 1 à 4), comparativement aux autres rigidités qui restent constantes à quelques pour-cent près.

En valeur relative, on obtient des classements évolutifs en fonction de l'angle, mais dans la fourchette de 50° à 60° la rigidité axiale a la valeur la plus élevée, suivie des rigidités perpendiculaire aux fibres, parallèle aux fibres et circonférentielle, en observant une convergence vers une valeur unique à 68° environ. Cette valeur est obtenue, d'après les relations précédentes lorsque uniquement $R_{ax} = R_{circ}$, c'est-à-dire lorsque :

$$\frac{2E_1'}{1 - 2\nu_{12}'} = \frac{2E_1'E_2'}{2E_1' - \nu_{12}'E_2'} \quad (5.5.)$$

soit pour une valeur de :

$$\nu_{12}' = 1 - 2 \frac{E_1'}{E_2'} \quad (5.6.)$$

ce qui nous conduit précisément à une valeur de 68,2°.

Cette propriété peut être étendue à toutes les directions puisque, d'après les expressions analytiques des rigidités, l'identité de R_{ax} et R_{circ} , donc de ε_{ax} et ε_{circ} , implique l'identité des rigidités, donc des déformations, quelle que soit la direction considérée. La déformation est ainsi isotrope pour cette orientation de fibres de 68,2°.

5.2.1.3.2. Influence théorique du taux de renfort

Quel que soit le taux de renfort, on constate *Figure 5.12*. que les hiérarchies entre les différentes rigidités, tant en valeur qu'en variation, sont conservées, avec une rigidité axiale toujours très supérieure aux autres rigidités, la rigidité circonférentielle restant la plus faible.

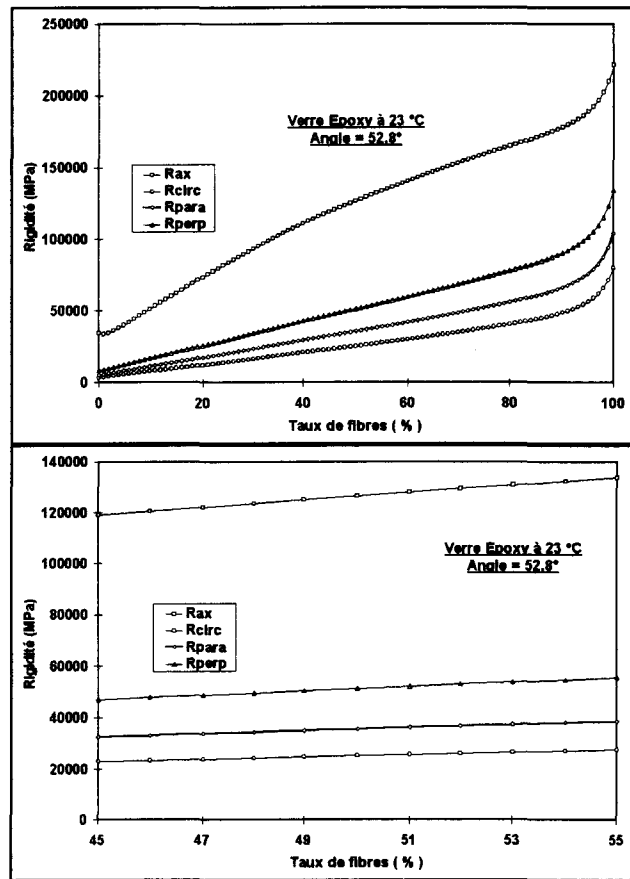


Figure 5.12. : Influence du taux de renfort sur les rigidités apparentes du composite

Dans la fourchette expérimentale de 45% à 55%, le taux de croissance des différentes rigidités est identique et d'environ 15%. On a calculé également que les variations sont analogues pour des angles d'orientation des renforts différents, montrant ainsi la faible sensibilité des rigidités au taux de renfort dans cette fourchette expérimentale (Figure 5.13).

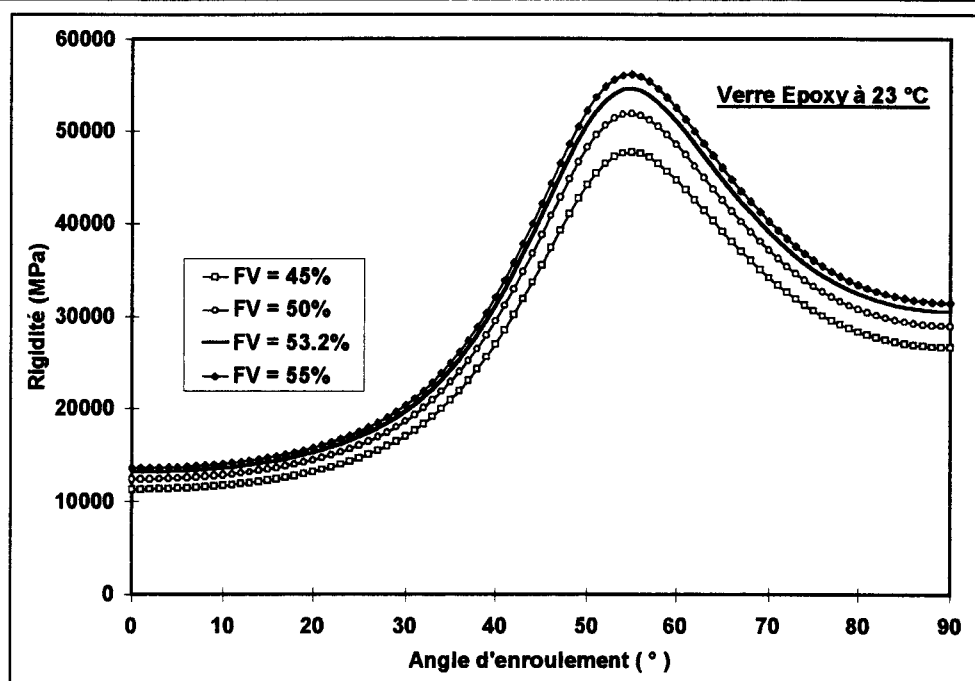


Figure 5.13. : Influence du taux de renfort et de l'angle de bobinage sur la rigidité perpendiculaire aux fibres

5.2.1.3.3. Influence théorique du module d'Young et du coefficient de Poisson de la matrice

En fonction du module d'Young de la matrice, on observe *Figure 5.14.* une insensibilité de la rigidité axiale et une croissance de quelques pour-cent des autres rigidités. A l'opposé, en fonction du coefficient de Poisson, on observe *Figure 5.15.* que la rigidité axiale croît d'environ 40 % alors que les autres rigidités restent sensiblement constantes. Les comportements sont les mêmes quels que soient les angles et taux de renfort dans la fourchette expérimentale.

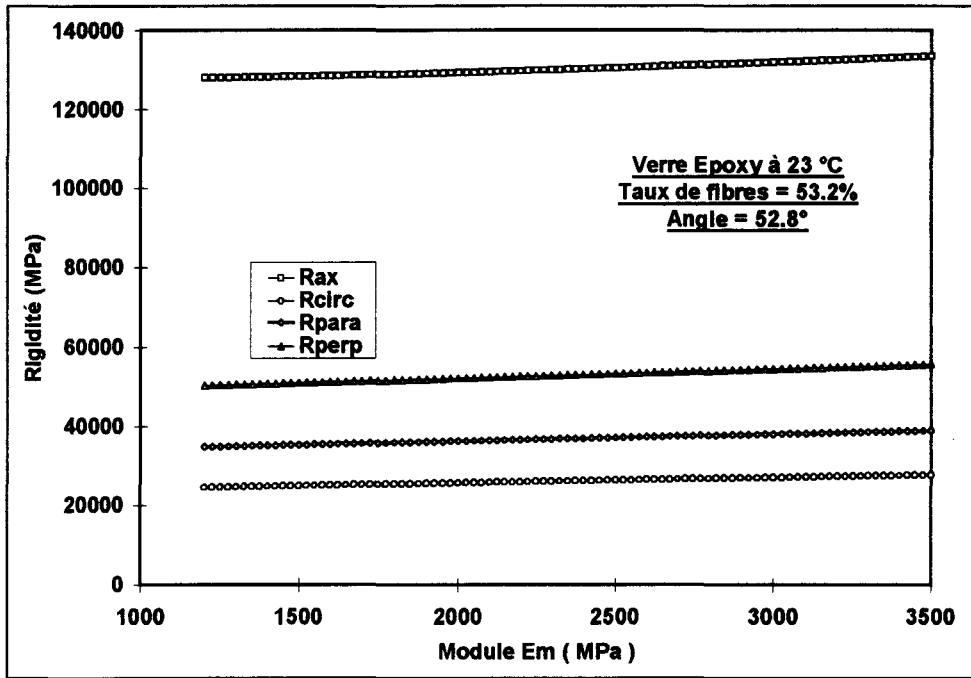


Figure 5.14. : Influence du modue d'Youg de la matrice sur les rigidités apparentes du composite

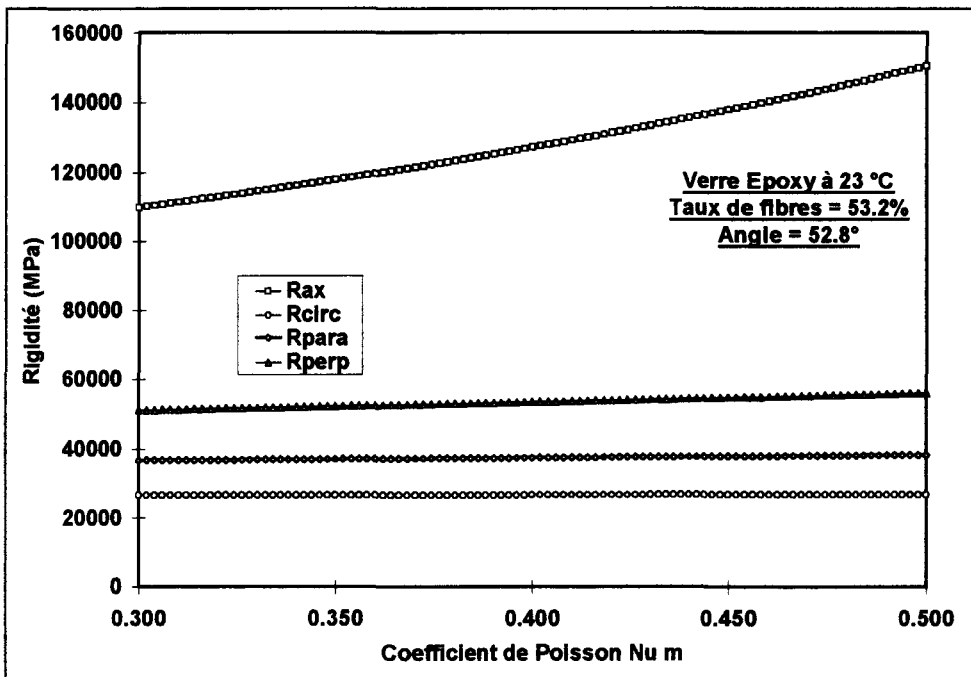


Figure 5.15. : Influence de du coefficient de Poisson de la matrice sur les rigidités apparentes du composites

5.2.1.3.4. Influence théorique de la température

Comme pour l'étude des caractéristiques élastiques, en admettant une variation linéaire du module d'Young et du coefficient de Poisson en fonction de la température, on montre *Figure 5.16.* la variation des rigidités en fonction de la température, de -30° et $+110^{\circ}$, pour le composite de référence.

On constate que la température influence peu les rigidités, même dans la direction axiale où l'on note cependant une augmentation de 6 à 7% sur l'échelle de température considérée.

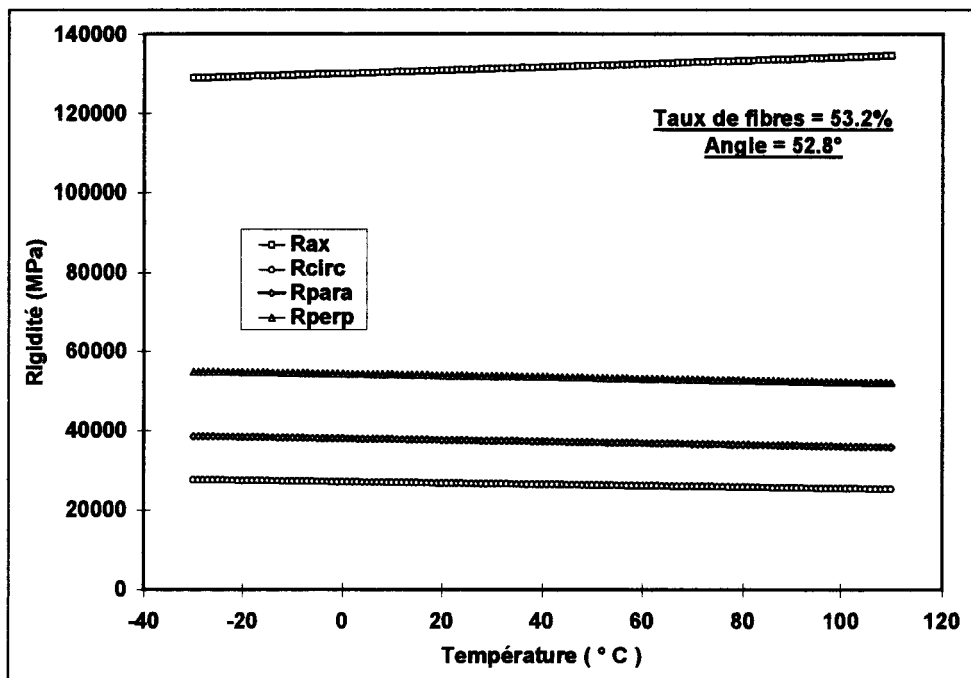


Figure 5.16. : Influence de la température sur les rigidités apparentes du composite

5.2.1.3.5. Influence théorique du taux de dégradation

Dans ce contexte, il est intéressant d'analyser l'évolution des rigidités en fonction d'un certain taux de dégradation D de la matrice, générant à 23°C une chute linéaire simultanée du module d'Young et du coefficient de Poisson, en passant de $E_m = 2\,760$ MPa et $\nu_m = 0,42$ à l'état non dégradé ($D = 0$), à $E_m = 0$ et $\nu_m = 0$ pour un état totalement dégradé ($D = 1$) ce dernier état simulant une microfissuration "totale" de la matrice (*Figure 5.17.*).

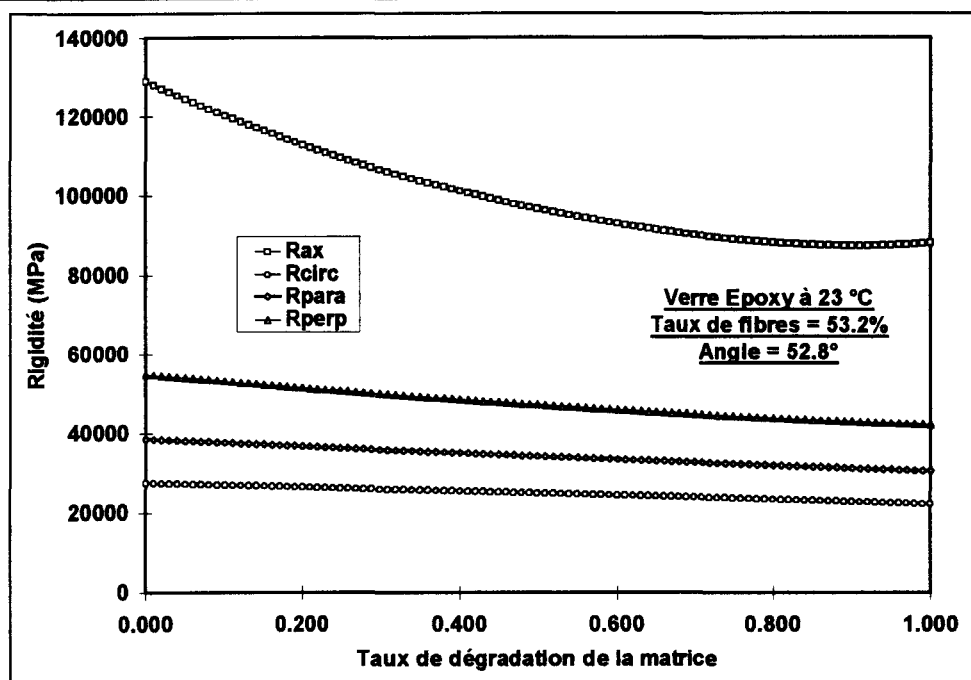


Figure 5.17. : Influence du taux de dégradation de la matrice sur les rigidités apparentes du composite

On constate à nouveau que seule la rigidité axiale accuse une variation importante pour ce modèle de dégradation, qui pour l'instant reste théorique.

5.2.1.3.6. Conclusions

En conclusion de cette étude paramétrique des rigidités apparentes sous pression interne, images de l'inverse des déformations sous une pression donnée, on peut dire que dans l'enveloppe des paramètres expérimentaux, qui correspond en fait aux conditions industrielles classiques de fabrication et d'utilisation, la rigidité axiale est beaucoup plus élevée que les rigidités dans les trois autres directions. De plus, elle est très sensible à l'angle d'orientation du fait de son extrême sensibilité au coefficient de Poisson du composite ν'_{12} , lui-même très sensible, dans la fourchette concernée, à l'angle d'orientation.

La rigidité axiale est également sensible à une variation du coefficient de Poisson de la matrice et de la température, toujours du fait de l'influence de ces paramètres sur le coefficient de Poisson du composite. En revanche, le taux de renfort affecte peu cette grandeur.

Les autres rigidités sont peu sensibles à l'ensemble des paramètres et l'on peut utiliser des lois linéaires pour calculer des termes correctifs, notamment de taux de renfort.

5.2.1.4. COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE ET DISCUSSION

Avant de rentrer dans la comparaison ponctuelle de chacune des caractéristiques associées à des paramètres de structure et d'environnement bien définis, on peut remarquer qu'en terme de tendance, les conclusions de l'analyse théorique du § 5.2.1.3. rejoignent les conclusions de la synthèse expérimentale du § 4.1.4 :

- la rigidité axiale est beaucoup plus élevée que les autres rigidités et très sensible à l'angle d'enroulement, à la température et à la nature de la résine, la sensibilité à la nature de la résine étant mise en évidence théoriquement par la différence qui existe entre les coefficients de Poisson des résines.
- les autres rigidités sont très peu sensibles à l'ensemble de ces paramètres.

Pour comparer dans le détail chaque caractéristique, il convient de rappeler les valeurs mesurées des paramètres de structures et d'environnement des tubes analysés et à partir desquelles sont effectués les calculs (*Tableau 5.3.*).

Tubes	Angle (°)	φ (%)	Temp. (°C)	E_m (MPa)	ν_m	Nb couches
EP	$55,95 \pm 0,05$	$51,7 \pm 0,4$	-40/-30	3 380	0,4	10
	$53,06 \pm 0,09$	$53,2 \pm 0,9$	23	2 760	0,42	
			110	1 650	0,45	
VE	$55,84 \pm 0,06$	$46,9 \pm 1,0$	23	3 125	0,38	8
	$53,00 \pm 0,10$	$49,2 \pm 3,2$	80	1 410	0,42	

Tableau 5.3. : Paramètres de structure des tubes

La dispersion associée à l'angle d'enroulement porte sur la mesure, sachant que l'angle représente la valeur moyenne mesurée entre la première et la dernière couche, et qu'il existe entre ces couches extrêmes un écart qui va de $1,1^\circ$ pour les tubes vinylester à $1,5^\circ$ pour les tubes époxy. Les valeurs de E_m et ν_m sont quant à elles estimées avec un écart-type de 5 %.

Les valeurs calculées et mesurées sont présentées sur les histogrammes *Figure 5.18.* pour le composite verre-époxy et *Figure 5.19.* pour le composite verre-vinylester, sachant que les valeurs mesurées correspondent aux pentes des lois de comportement telles que fournies au chapitre .4., à l'exception des rigidités axiales des courbes présentant un point d'inflexion marqué, pour lesquelles la rigidité mesurée est la pente de la sécante passant par l'origine et la limite de linéarité définie au chapitre .4.

Les calculs sont effectués avec les caractéristiques de chaque famille de tube (angle, taux de renfort, température). Une dispersion est calculée en fonction de la dispersion sur les différentes caractéristiques.

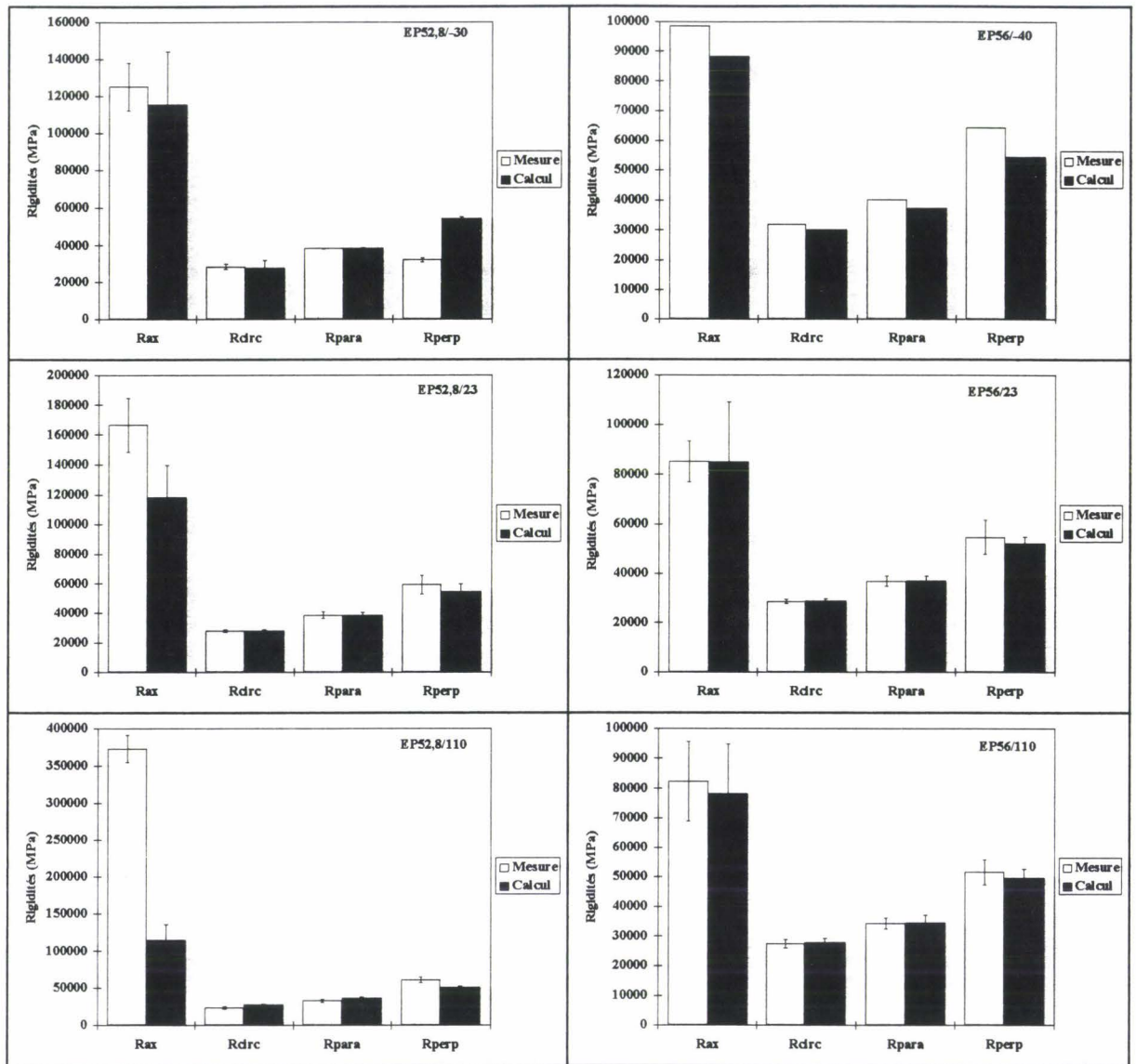


Figure 5.18. : Comparaison calcul-mesures des rigidités apparentes - Tubes verre-époxy

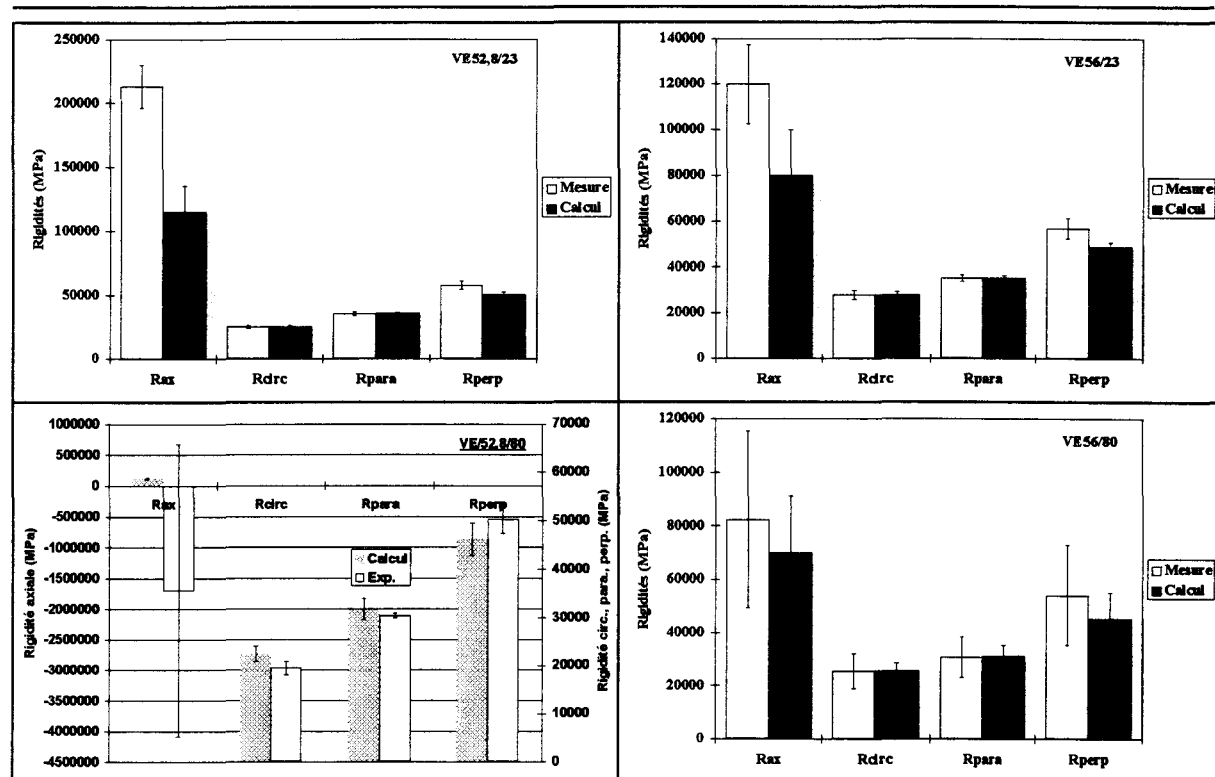


Figure 5.19. : Comparaison calcul-mesures des rigidités apparentes - Tubes verre-vinylester

L'examen des histogrammes montre que :

- quels que soient les matériaux, le calcul permet de retrouver les valeurs expérimentales avec une très bonne précision de quelques % pour les rigidités circonférentielle, perpendiculaire et parallèle aux fibres.
- la prévision par le calcul de la rigidité axiale est satisfaisante, lorsque la détermination de la pente à l'origine de la courbe de rigidité n'est pas perturbée par une inflexion, à savoir à basse température et pour l'angle le plus élevé (56°). En revanche, on obtient des décalages d'autant plus importants que l'angle est faible et la température élevée, principalement pour la résine vinylester.

Ces décalages s'expliquent par le fait que l'on compare deux matériaux théoriques et expérimentaux qui n'ont pas la même structure. Les calculs sont réalisés en utilisant les caractéristiques nominales initiales du composite, notamment l'angle de bobinage, alors que d'après nos conclusions du § 5.1.3., la rigidité expérimentale retenue correspond au matériau restructuré avec un angle de "bobinage" plus faible. Il est donc normal de trouver un écart d'autant plus important que l'angle est petit ($52,8^\circ$), puisque l'on est plus proche de la discontinuité mise en évidence précédemment avec la seule rigidité axiale (Figure 5.11.) et pour laquelle une très faible variation angulaire conduit à une très forte variation de rigidité.

Pour vérifier cette hypothèse, nous avons pris comme rigidité expérimentale la pente à l'origine des courbes, avant le point d'inflexion, ce qui correspond au comportement avant restructuration, donc à un matériau de la même structure que la matériau calculé. La Figure 5.20 et la Figure 5.21., limitées aux seules rigidités axiales (les autres rigidités n'étant pratiquement pas affectées), montrent l'identité des valeurs moyennes théoriques et expérimentales, tant pour la résine époxy que pour la résine vinylester, avec une dispersion beaucoup plus accentuée pour la matrice vinylester.

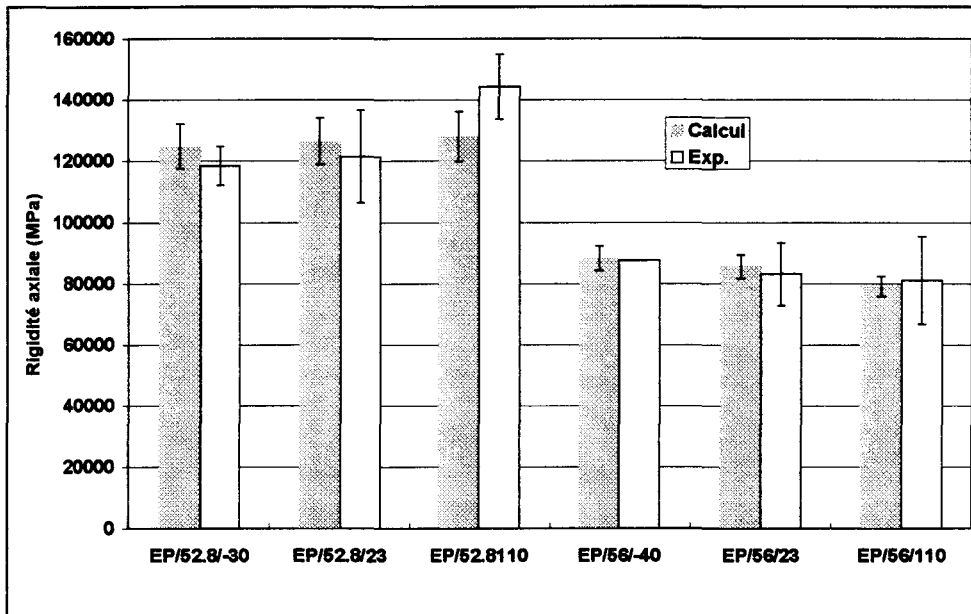


Figure 5.20. : Comparaison calcul-mesures des rigidités axiales à l'origine - Tubes verre-époxy

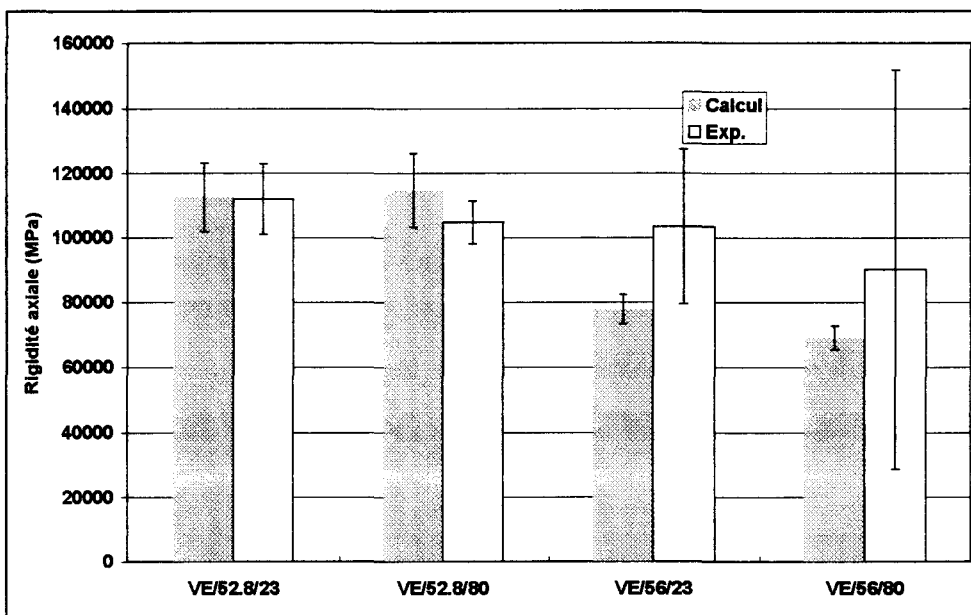


Figure 5.21. : Comparaison calcul-mesures des rigidités axiales à l'origine - Tubes verre-vinylester

Enfin, pour quantifier la restructuration angulaire, nous avons recherché par le calcul la réduction angulaire $\Delta\alpha$ qui permet de faire coïncider la rigidité théorique axiale avec la rigidité expérimentale après restructuration telle qu'elle est définie *Figure 5.18.* et *Figure 5.19.* On trouve les résultats angulaires exprimés *Tableau 5.4.*

EP	52,8/30	52,8/23	52,8/110	56/-40	56/23	56/110
$\Delta\alpha(^{\circ})$	-0,1	-1,5	-3,4	-1,2	0,0	0,0
VE	52,8/23		52,8/80	56/23		56/80
$\Delta\alpha(^{\circ})$	-3,6		-5,5	-3,4		-3,0

Tableau 5.4. : Réduction angulaire permettant de faire coïncider la rigidité axiale théorique avec la rigidité expérimentale après restructuration

On confirme donc les modifications les plus importantes pour l'angle le plus faible ($52,8^{\circ}$), les températures élevées et la résine vinylester. On remarque que pour la référence VE52,8/80, l'angle de bobinage après restructuration est de l'ordre de 47° , valeur pratiquement identique à la discontinuité (*Figure 5.11.*), ce qui explique la valeur très élevée de la rigidité, les dispersions que l'on peut observer, voir les changements de signe.

A partir des nouvelles valeurs angulaires du matériau restructuré, nous avons recalculé l'ensemble des rigidités. La comparaison des valeurs théoriques et expérimentales (*Figure 5.22.* et *Figure 5.23.*) montre maintenant une bonne concordance.

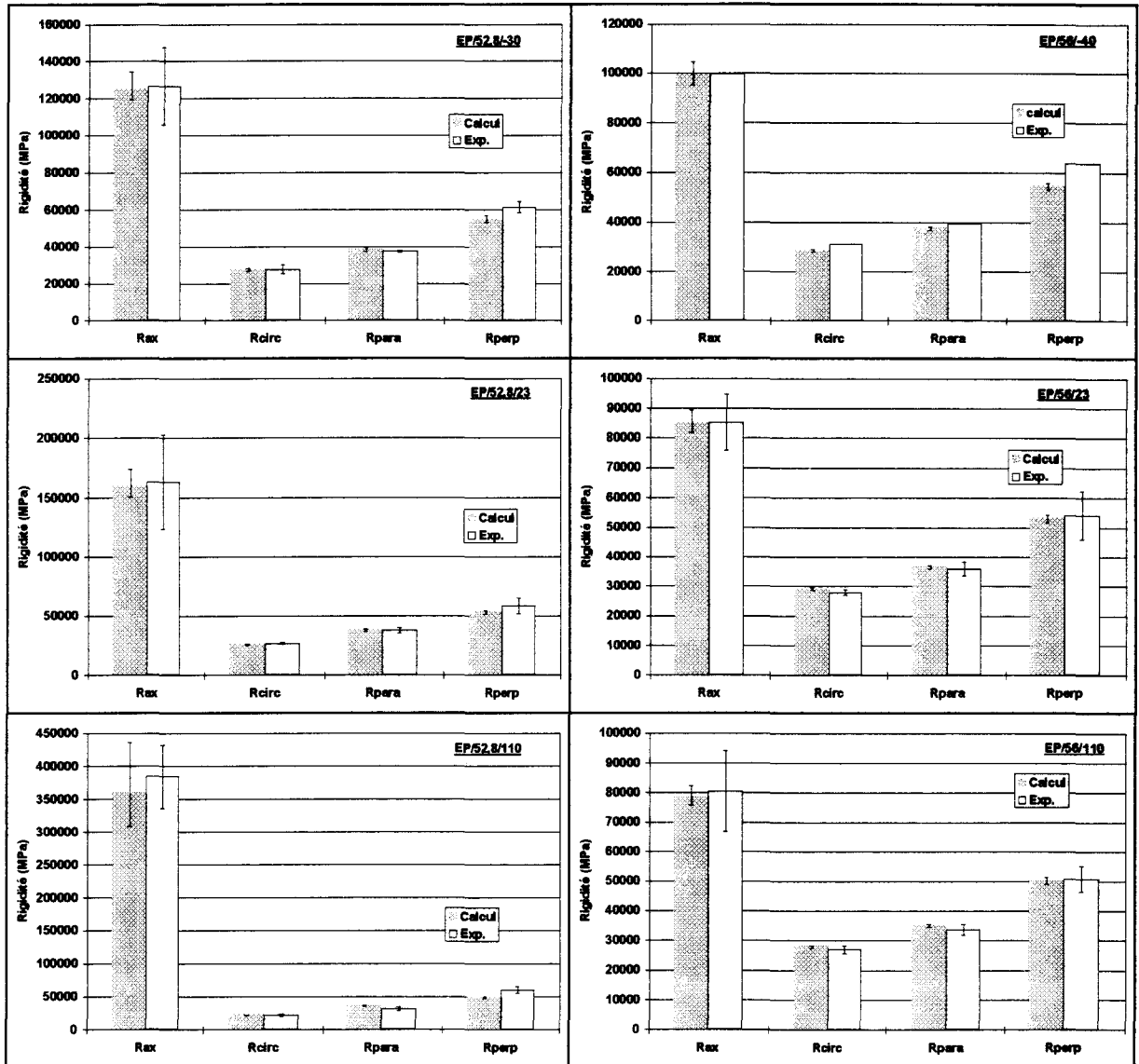


Figure 5.22. : Comparaison calcul-mesures des rigidités apparentes après restructuration - Tubes verre-époxy

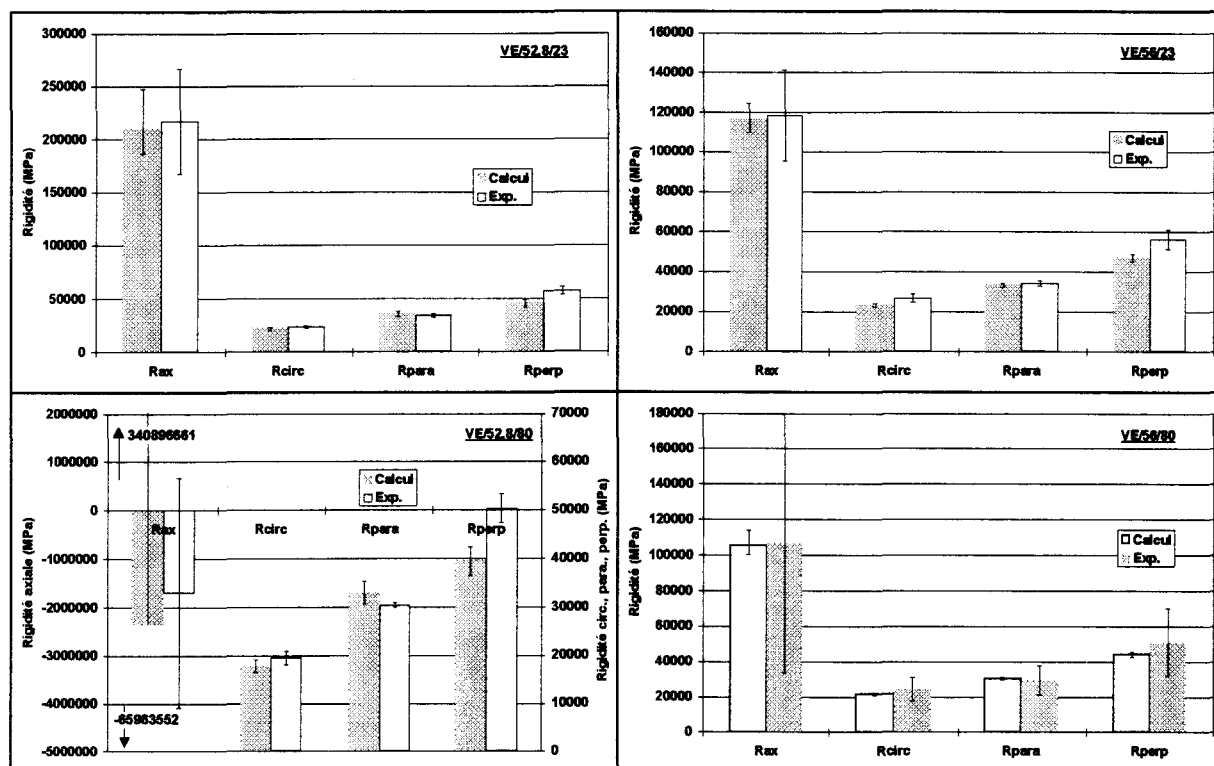


Figure 5.23. : Comparaison calcul-mesures des rigidités apparentes après restructuration - Tubes verre-vinylester

5.2.2. ANALYSE THÉORIQUE DE LA LIMITE ÉLASTIQUE EN FONCTION DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET D'ENVIRONNEMENT DU COMPOSITE ET COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE

5.2.2.1. BILAN DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET OBJECTIFS

Il s'agit ici de calculer la pression à partir de laquelle on atteint un premier endommagement caractérisé sur les courbes pression-déformations par un seuil de non linéarité, suivi, comme on l'a observé expérimentalement, d'une rupture de pente importante (coude) principalement dans les directions axiale et perpendiculaire aux fibres, indépendamment du phénomène de restructuration sous faible charge.

L'expérience montrant, tant sur ce type de composite sous chargement biaxial que sur des composites croisés à 90° sous chargement uniaxial de traction, que le seuil de linéarité correspond à l'apparition de microfissures parallèles aux fibres, la rupture s'amorce sous l'action des contraintes de traction perpendiculaires aux fibres développées dans chaque couche élémentaire sous l'action de la pression interne.

Nous nous proposons donc d'appliquer la théorie des matériaux multicouches, telle que nous l'avons utilisée au § 5.2.1. pour le calcul des déformations et des rigidités dans le domaine élastique, et de rechercher l'état de contraintes et (ou) de déformations qui génère la première rupture dans une couche unidirectionnelle, en appliquant les critères de rupture habituellement utilisés pour ce type de matériau et qui ont été présenté au § 2.2, à savoir :

- le critère des contraintes maximales,
- le critère des déformations maximales,
- le critère énergétique extrapolé, du type Tsai-Hill.

Sur cette base, nous allons analyser le poids relatif des différents paramètres sur le seuil de linéarité, d'abord en traçant les variations de la pression limite sur toute l'échelle de variation des différents paramètres, puis en nous concentrant sur la fenêtre des paramètres industriels, avant de calculer ponctuellement les limites pour chacun des tubes essayés.

Comme cela a été fait précédemment, la comparaison avec l'expérience nous permettra, d'une part de vérifier la validité des hypothèses de calcul pour ce type de matériau, d'autre part d'expliquer l'origine des tendances observées.

Auparavant, il convient de préciser les caractéristiques à la rupture des matériaux constitutifs du composite dans le champ des paramètres de constitution et d'environnement couvert expérimentalement.

Le problème est beaucoup plus complexe que dans le domaine linéaire, notamment sur le plan micromécanique. Il n'existe en effet pas de relation simple et générale entre les résistances élémentaires d'une nappe unidirectionnelle dont on a besoin pour effectuer les calculs, les résistances des fibres et de la matrice et le taux de renfort. Cette lacune provient du fait que l'endommagement du composite n'est pas lié majoritairement à la résistance de la matrice et du renfort et au taux de renfort, mais également à la liaison fibre-matrice, à autant de paramètres fonction de la technologie et qu'il n'est pas possible en l'état d'intégrer dans un loi générale.

En outre, il n'a pas été possible de disposer de nappes unidirectionnelles de constitution analogue aux tubes pour déterminer les caractéristiques, en rappelant que l'hypothèse de nappes unidirectionnelles superposées croisées constitutives du tube n'est pas conforme à la réalité, puisque un tube est constitué de mèches entrecroisées générant des liaisons d'une couche à l'autre.

Il est donc nécessaire, à partir de résultats empruntés à la littérature de retenir des lois qui caractérisent le comportement à la rupture de composites verre-résine à renfort unidirectionnel.

Trois auteurs ont étudiés de multiples composites unidirectionnels verre-résine à taux de renfort et nature de matrices variables et ont tiré les conclusions suivantes concernant :

- X, X', A_X : les résistances en traction et compression et l'allongement à la rupture dans les directions des fibres ;
- Y, Y', A_Y : les résistances en traction et compression et l'allongement à la rupture dans la direction perpendiculaire aux fibres ;
- S, A_S : la résistance au cisaillement et l'allongement à la rupture parallèlement aux fibres.

Sachant que les résistances en compression n'interviennent pas dans notre analyse, nous ne retiendrons que les caractéristiques en traction et en cisaillement.

Le *Tableau 5.5.* résume les valeurs proposées par les auteurs pour des taux de renfort en volume allant de 40% à 60% environ et des résines de natures différentes.

Réf.	X (MPa)	A_X (%)	Y (MPa)	A_Y (%)	S (MPa)	A_S (%)
[5, 6]	$1\ 610\varphi$ ($\pm 15\%$)	1 - 2 ^(a)	20 - 35 ^(a)	0,1 - 0,3 ^(a)	20 - 60 ^(a)	----
[7]	$1\ 750\varphi$ ($\pm 15\%$)	2 ^(a)	$40\varphi + 22$ ^(b)	0,1 - 0,25 ^(a)	40 - 65 ^(a)	2 - 3
[8]	----	----	----	0,05 - 0,1 ^(c)	----	----

^(a) - Valeurs peu dépendantes de la teneur en renfort, fonction surtout de la technologie
^(b) - La loi en fonction de φ est donnée avec réserves, la conclusion étant plutôt une fourchette de 20 à 40 MPa en fonction de la technologie
^(c) - Valeur correspondant à l'amorce de la première microfissure par des techniques fines telles que l'émission acoustique, peu sensibles aux taux de renfort dans la fourchette 40 à 60% en volume

Tableau 5.5. : Comparaison des caractéristiques unidirectionnelles des composites

De ce tableau de résultats dont les conclusions sont somme toute très proches, nous retenons comme caractéristiques moyennes pour effectuer nos calculs à 23°C suivant les différents critères :

- $X = 1\ 650\ \varphi\ (\pm 15\%) \text{ MPa}$
- $Y = 28\ (\pm 8) \text{ MPa}$
- $S = 40\ (\pm 20) \text{ MPa}$
- $A_X = 2\ (\pm 0,5) \%$
- $A_Y = 0,15\ (\pm 0,05) \%$
- $A_S = 2,5\ (\pm 0,5) \%$

Dans le cas où la température est différente de la température ambiante, seules la déformabilité et la résistance de la matrice sont principalement affectées.

Nous admettons que la résistance et l'allongement dans la direction des fibres ne sont pas modifiées. Pour les autres caractéristiques nous prenons *a priori* les valeurs hautes ou basses, suivant les cas, des valeurs à 23°C augmentées ou diminuées de la dispersion, sachant que ces caractéristiques sont plus sensibles aux paramètres technologiques qu'aux caractéristiques de la résine (Tableau 5.6.).

	EP-40	EP-30	VE80	EP110
$X \text{ (MPa)}$	1 680 φ	1 680 φ	1 680 φ	1 680 φ
$Y \text{ (MPa)}$	36	36	20	20
$S \text{ (MPa)}$	60	60	20	20
$A_X \text{ (%)}$	2	2	2	2
$A_Y \text{ (%)}$	0,10	0,10	0,20	0,20
$A_S \text{ (%)}$	2	2	3	3

Tableau 5.6. : Caractéristiques unidirectionnelles des composites en fonction de la résine et de la température

5.2.2.2. ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DE LA LIMITE DE LINÉARITÉ

Dans les conditions d'application de la théorie des matériaux multicouches et des critères de rupture associés (§ 2.2.), nous avons calculé la variation de la limite de linéarité exprimée en contrainte circonférentielle, successivement en fonction de l'angle d'enroulement, du taux de verre et de la température, toujours pour le composite de référence verre-époxy.

5.2.2.2.1. Influence théorique de l'angle de bobinage

L'examen de la variation de la contrainte circonférentielle en fonction de l'angle de bobinage montre que celle-ci passe par un maximum pour un angle compris entre 50° et 60°, la variation maximum étant de 10% environ (*Figure 5.24.*).

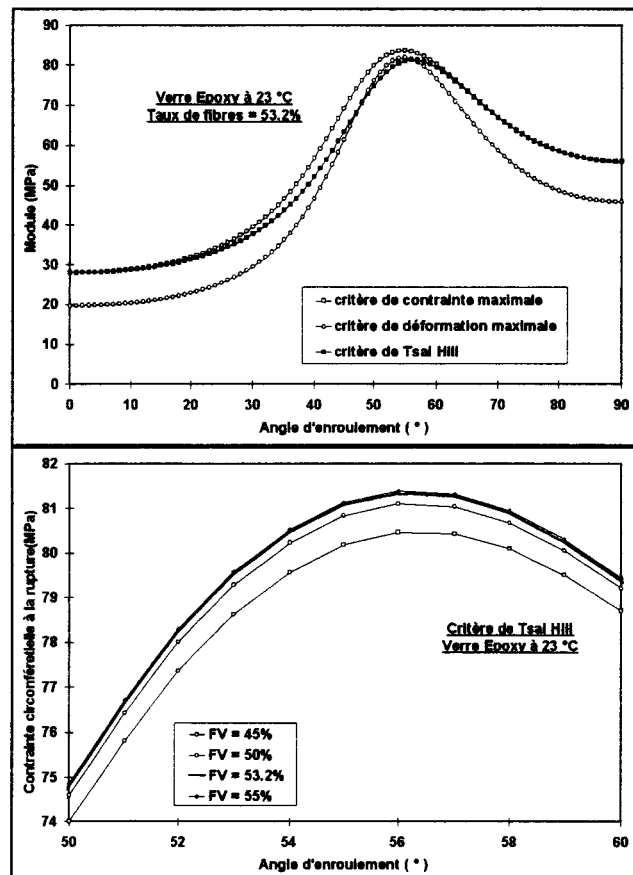


Figure 5.24. : Influence de l'angle de bobinage sur la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité)

5.2.2.2.2. Influence théorique du taux de renfort

L'examen de la *Figure 5.25.* montre que l'influence du taux de renfort sur la contrainte circonférentielle peut être considérée comme négligeable puisqu'entre 45% et 55%, la contrainte circonférentielle varie de moins de 2%.

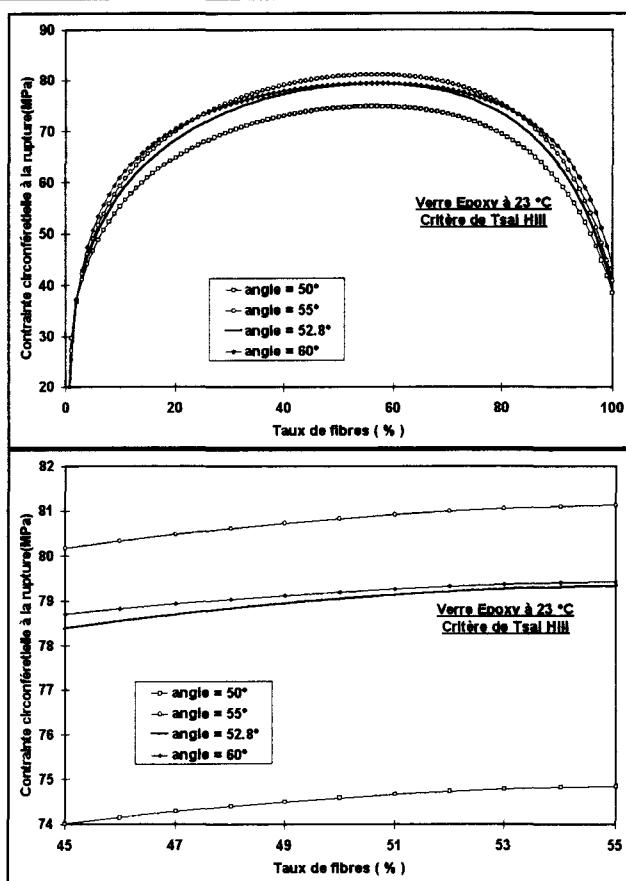


Figure 5.25. : Influence du taux de renfort sur la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité)

5.2.2.2.3. Influence théorique de la température

Pour tracer les courbes de la Figure 5.24. et de la Figure 5.25., on a considéré une variation linéaire des caractéristiques élastiques en fonction de la température. Cette hypothèse est vérifiée par la Figure 5.26., qui montre que la variation de la contrainte à la limite de linéarité entre -30°C et 110°C ne dépasse pas 5%.

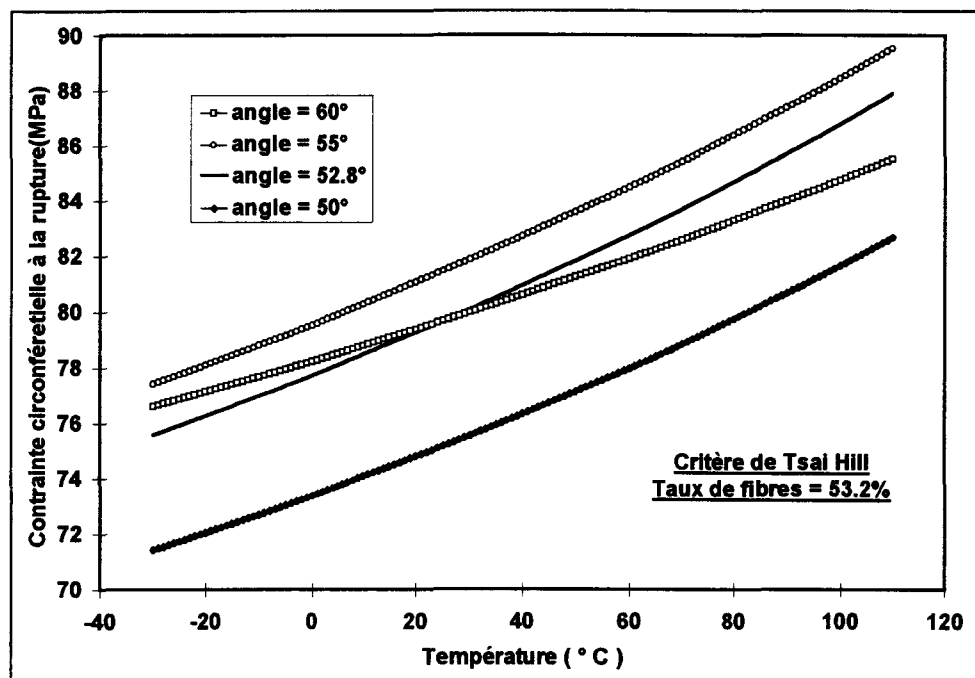


Figure 5.26. : Influence de la température sur la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité)

5.2.2.3. COMPARAISON AVEC L'EXPÉRIENCE ET DISCUSSION

La Figure 5.27. présente l'évolution des contraintes à la rupture de la structure de référence en traction longitudinale, en traction transverse et en cisaillement, estimées suivant le critère de la contrainte maximale et en fonction des paramètres de structure, d'environnement et de dégradation précédemment utilisés.

On observe, pour cette structure, que la contrainte circonférentielle à la rupture en traction transverse est toujours très inférieure à celle correspondant à la rupture en traction longitudinale ou par cisaillement. L'utilisation du critère de déformation maximale conduit à des résultats similaires. Cela signifie que la rupture est toujours engendrée par des contraintes perpendiculaires aux fibres générant des fissures transverses et confirme, en partie, les résultats des observations microscopiques présentées au § 5.1.2.

Concernant les fissures longitudinales, visibles notamment sur les tubes époxy, elles sont dues à une mauvaise imprégnation à coeur des fibres, favorisant ainsi l'action des contraintes de cisaillement qui, d'après la Figure 5.27., induisent la contrainte à la rupture la plus faible après les contraintes en traction transverses.



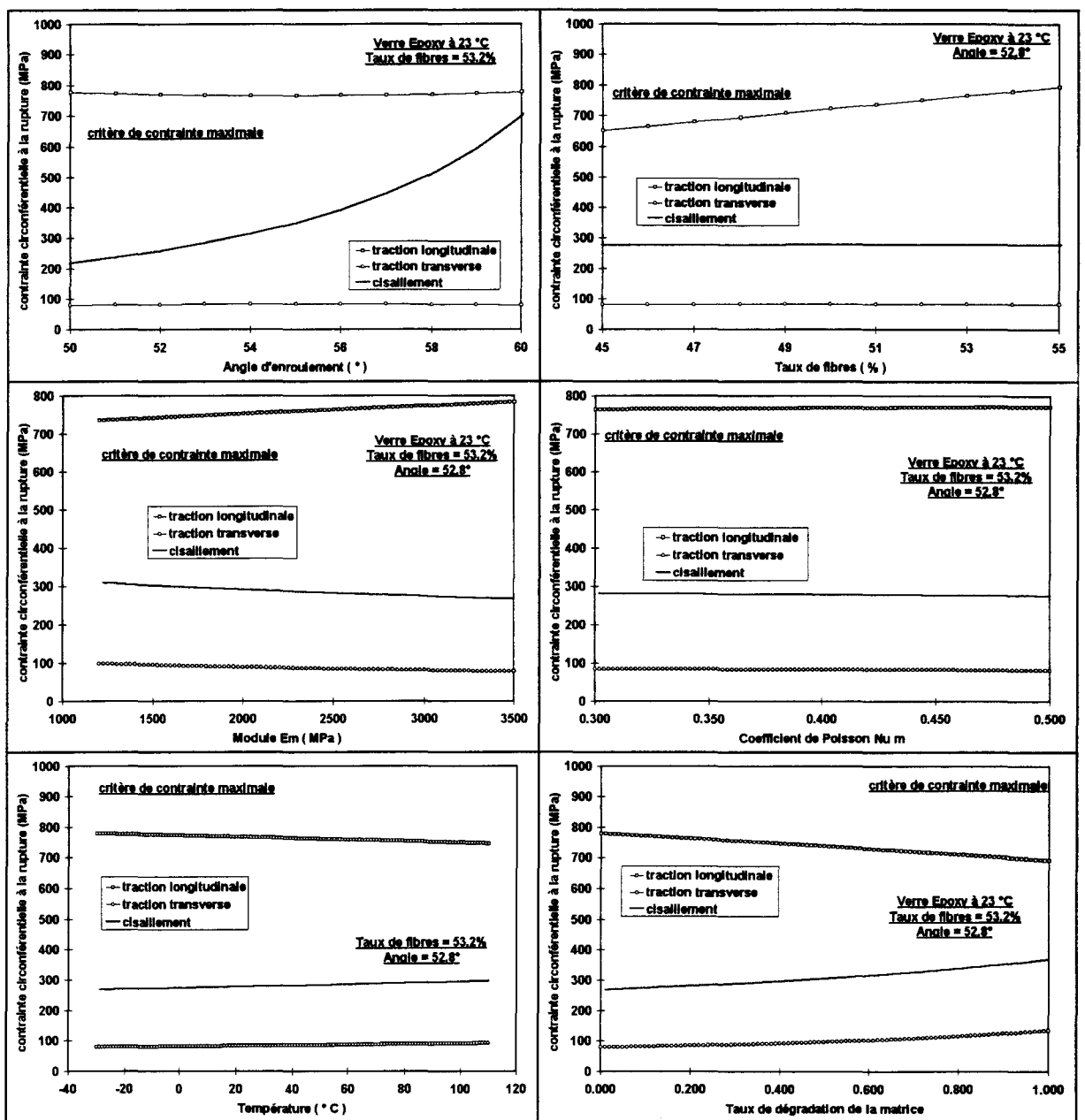


Figure 5.27. : Influence des paramètres étudiés sur la contrainte circonférentielle à la rupture estimée suivant le critère de la contrainte maximale

Les valeurs de la limite de linéarité sont alors calculées pour chaque famille de tubes testés dont les caractéristiques de structure et les propriétés de la résine et de la nappe unidirectionnelle sont données dans les tableaux des § 5.2.1.4. et 5.2.2.1. Elles présentent une dispersion calculée en faisant intervenir les dispersions sur chacune des caractéristiques, en ne retenant que le seul critère énergétique.

Les valeurs calculées et mesurées sont présentées *Figure 5.28.* pour le composite verre-époxy et *Figure 5.29.* pour le composite verre-vinylester.

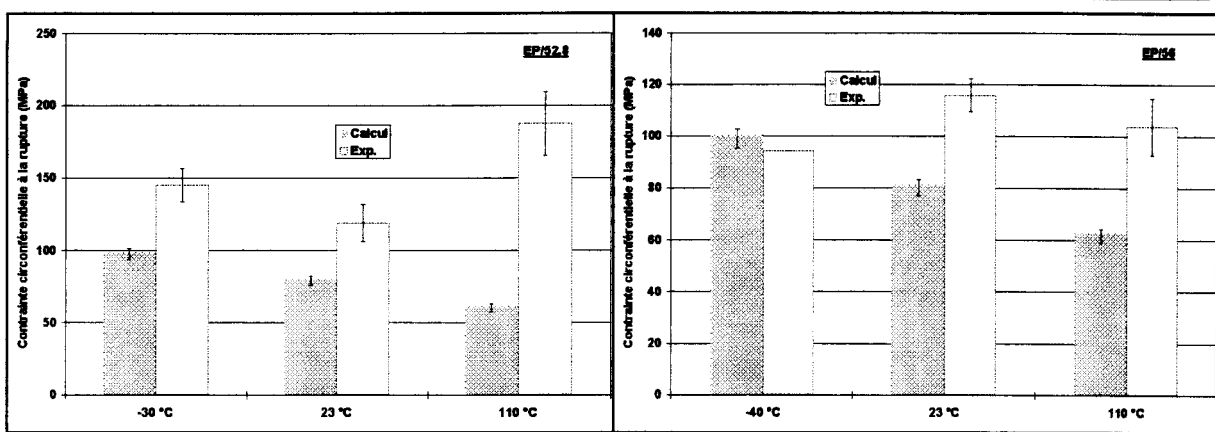


Figure 5.28. : Comparaison calcul-mesures de la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité) - Tubes verre-époxy

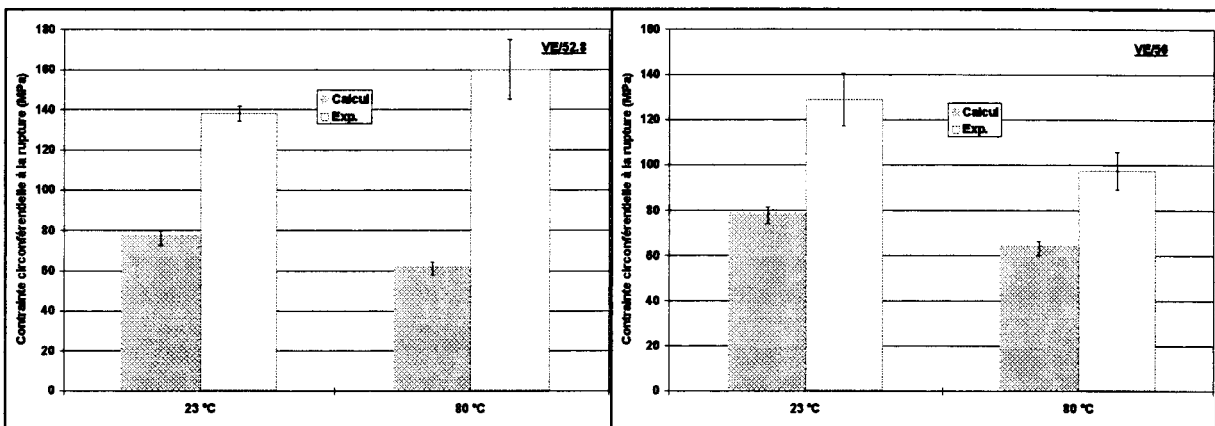


Figure 5.29. : Comparaison calcul-mesures de la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité) - Tubes verre-vinylester

On constate que, en moyenne, les calculs conduisent à un niveau de contrainte de première fissuration inférieur d'environ 50% à celui détecté expérimentalement à partir de la limite de linéarité sur les courbes pression-déformations axiales.

Cela peut avoir trois origines principales :

- Le modèle de calcul suppose que l'on a un matériau constitué de nappes unidirectionnelles superposées croisées. Or la technologie d'enroulement filamentaire induit un enchevêtrement des nappes par chacune des mèches à $\pm\alpha$ qui sont entrecroisées. Une telle armure ne peut donc qu'augmenter les résistances transversales et en cisaillement des nappes théoriques, et par suite explique la supériorité de la résistance mesurée par rapport à la résistance calculée.

- La limite de linéarité expérimentale déterminée graphiquement dépend de la "qualité" des lois de comportement enregistrées. Elle est affectée par les inflexions rencontrées en début de courbe et ceci d'autant plus que la température est élevée. En outre, les valeurs mesurées sont toujours par excès par rapport au début du phénomène de fissuration que l'on détecte, notamment par émission acoustique.
- Les résistances élémentaires de la nappe unidirectionnelle sont trop faibles.

Si l'on admet que l'effet d'entrecroisement des mèches augmente de 50% les résistances de la nappe unidirectionnelle de référence, en traction et en cisaillement, on obtient les nouveaux résultats présentés *Figure 5.30.* et *Figure 5.31.*, où l'on peut constater une identité quasi générale des valeurs calculées et expérimentales avec une bonne approximation, les écarts subsistant à haute température pouvant être attribués à une mauvaise définition de la limite de linéarité du fait de la forte inflexion de la courbe ou à une résistance de nappe trop faible.

Compte tenu de la valeur élevée du coefficient empirique d'adaptation de 1,5, nous ne présentons pas les résultats calculés des limites de linéarité en tenant compte des réductions angulaires dues à la restructuration (§ 5.2.1.4.). Suivant les cas, les valeurs sont réduites seulement de quelques pour cents et ne contribuent pas à une meilleure adéquation des résultats à haute température.

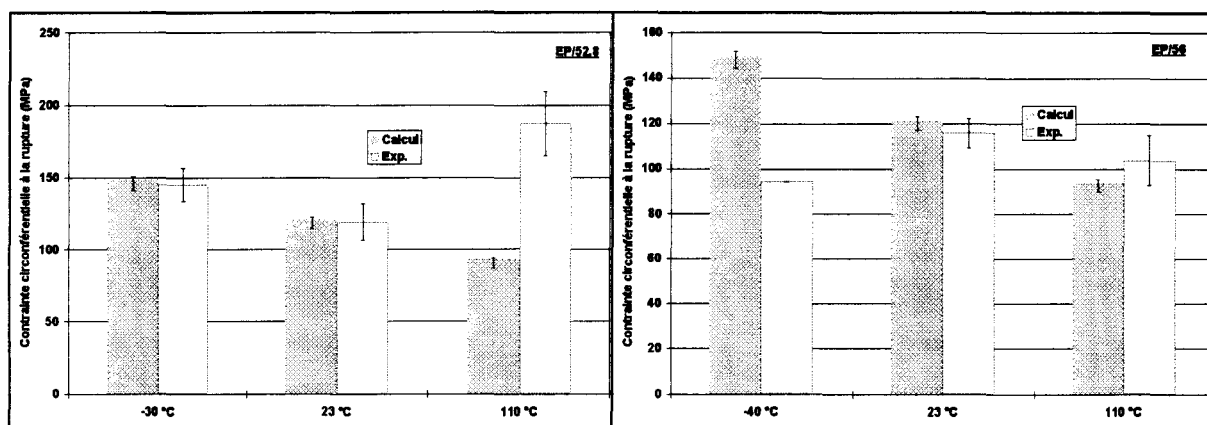


Figure 5.30. : Comparaison calcul-mesure de la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité) en tenant compte de l'entrecroisement des mèches - Tubes verre-époxy

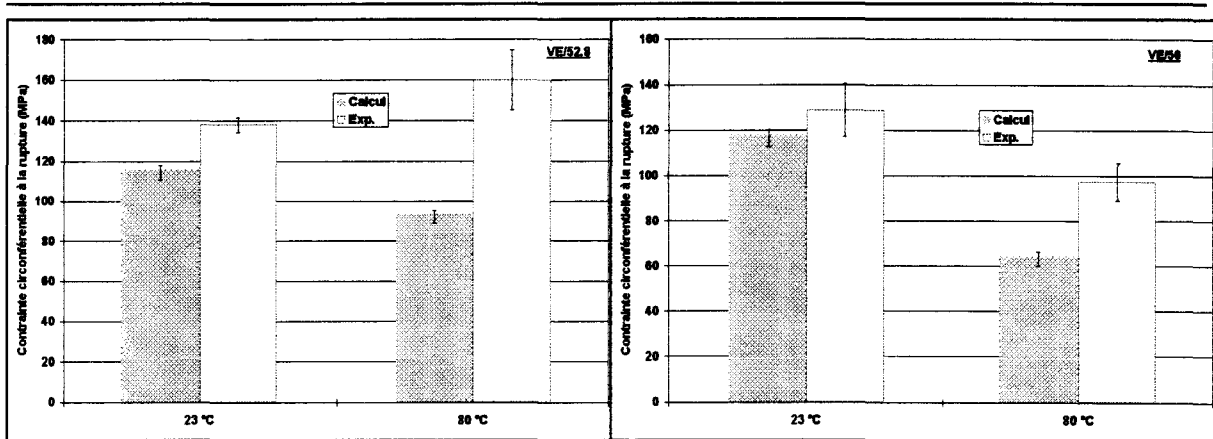


Figure 5.31. : Comparaison calcul-mesures de la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité) en tenant compte de l'entrecroisement des mèches - Tubes verre-vinylester

5.3. ÉTUDE PARAMÉTRIQUE DE LA LOI DE COMPORTEMENT AU COURS DE L'ENDOMMAGEMENT SOUS PRESSION CROISSANTE

5.3.1. LA PARTICULARITÉ DU PERLAGE ET SON ORIGINE

On a vu que le perlage, caractérisé par l'apparition quasi instantanée de gouttes d'eau uniformément réparties à la surface du tube, n'est accompagné d'aucune discontinuité sur les lois de comportement pression-déformations. Son origine correspond donc à un phénomène peu sensible mécaniquement et ainsi difficilement prévisible par calcul. Il est cependant sensible à la structure du matériau et à la température :

- À température élevée, pour les tubes, il n'est pas possible de le mettre en évidence, dans la limite des pressions maximales applicables avec le système expérimental utilisé.
- Les réservoirs, quant à eux, présentent un comportement limite par éclatement et non par perlage.
- L'influence des autres paramètres, résine et angle d'enroulement, est synthétisé dans le *Tableau 5.7.*, en nous limitant à la température ambiante. À haute température, le perlage n'est en effet pas atteint et à basse température, indépendamment du nombre limité d'essais réalisés, les conditions expérimentales associées au liquide de mise en pression, ont pu générer des modifications de comportement comme il sera dit ultérieurement.

Résine	Angle	P^p	σ^p	ϵ_{ax}^p	ϵ_{circ}^p	ϵ_{para}^p	ϵ_{perp}^p
EP	52,8°	143,6 (24,2)	193,6 (32,6)	0,20 (0,09)	0,78 (0,15)	0,55 (0,05)	0,38 (0,06)
	56°	123,2 (4,2)	190,6 (6,6)	0,37 (0,07)	0,71 (0,04)	0,59 (0,05)	0,46 (0,09)
VE	52,8°	159,0 (13,5)	228,0 (19,4)	0,15 (0,06)	1,04 (0,09)	0,73 (0,03)	0,44 (0,06)
	56°	134,3 (11,5)	240,1 (20,5)	0,38 (0,10)	0,98 (0,09)	0,76 (0,05)	0,53 (0,05)

Tableau 5.7. : Caractéristiques du seuil de perlage à 23°C

À partir de ces constatations, il convient donc d'expliquer les mécanismes d'apparition du perlage et de vérifier la cohérence des résultats expérimentaux suivant les paramètres imposés.

Le perlage correspondant à la rupture d'étanchéité de la paroi du tube, il ne peut provenir que de la création de chemins de diffusion liés à des microfissures dont l'amorçage, la propagation et la coalescence dépendent des particularités de structure qui assurent la cohésion du composite. On a vu que ces microfissures s'amorcent à un niveau de pression bien inférieur à la pression de perlage et se propagent ensuite en créant un réseau de fissures transversales et longitudinales dans la zone renforcée au coeur de la paroi, où, notamment dans la direction perpendiculaire aux fibres, dans chaque nappe, la résistance et la déformation à la rupture sont très faibles. En fait, même si ce réseau de fissures présente une certaine continuité, l'étanchéité de la structure sera assuré tant que le liner sera intact.

Dans le cas des réservoirs, le liner est une enveloppe de forte épaisseur très déformable (polyéthylène basse densité) de nature indépendante de la structure du composite. Les fissures du composite n'ont ainsi pas (ou peu) d'incidence sur son endommagement et il assurera sa fonction d'étanchéité jusqu'au niveau de pression correspondant à la rupture effective du composite, notamment des fibres, qui jouent ainsi pleinement leur rôle.

On présente d'ailleurs *Tableau 5.8.* l'écart entre la pression de microfissuration, calculée dans le cas des réservoirs, et la pression de rupture pour les structures fermées, permettant de juger du gain apporté par le liner thermoplastique.

	P^f	P^r	$P^r - P^f$	Variation
Bouteilles	41,1	92,1	51,0	+124%
Réservoirs	204,5	543,8	339,3	+166%

Tableau 5.8. : Influence du liner thermoplastique sur les performances des réservoirs et bouteilles

Dans le cas des tubes, en revanche, le liner est le gel-coat, c'est-à-dire une couche de résine pure de faible épaisseur (0,5 mm environ), de même nature que la matrice du composite. Il existe donc une continuité de structure entre le composite et le liner qui est uniformément affecté par le réseau des fissures amorcées dans le composite. L'absence de renforcement du gel-coat donne néanmoins à cette couche interne une déformabilité supérieure à celle du composite sans génération de fissures internes, et ceci d'autant plus que la matrice est déformable et que la température est élevée.

Le réseau de fissures transverses présentes dans le composite à la périphérie du gel-coat constitue cependant autant d'amorces de fissures, dont la propagation, sous le seul champ de déformations imposé par le composite, sera quasi uniforme, mais d'autant moins rapide que la résine sera déformable.

Après propagation des fissures au travers de toute l'épaisseur du gel-coat, la paroi est alors perméable sachant que, sur la surface extérieure, le top-coat, de même nature que le gel-coat, mais d'épaisseur deux fois moindre, sera lui même fissuré bien avant le gel-coat.

Le niveau de perlage est donc gouverné par la déformabilité de la matrice dont le taux maximum, mesuré dans la direction circonférentielle du tube, est néanmoins fortement affaibli par la présence des amorces de fissures, comparativement à la valeur de l'allongement à la rupture mesuré sur la résine pure (§ 3.4.3. et 3.4.4.).

Les résultats expérimentaux confirment ces hypothèses :

- Le résultat le plus spectaculaire est bien sûr le niveau de perlage élevé à haute température, que l'expérience en fait n'a pas permis d'atteindre. Ainsi, pour les tubes EP52,8/110, la pression de perlage est supérieure à 250 bars, avec ε_{circ}^r supérieure à 1,52%, alors que pour EP52,8/23, cette pression est de 144 bars, pour une déformation de 0,78%. Des écarts aussi importants sont obtenus avec la matrice vinylester. Avec les structures présentant un angle de bobinage de 56° (*Figure 5.32.*), les écarts sont moindres du fait des difficultés pour monter en pression élevée à haute température. Ce constat va dans le sens des résultats obtenus par Odrů *et al.* [9], qui montrent qu'un vieillissement en milieu aqueux de tubes verre-époxy soumis à un fluage conduit à une augmentation des pressions de perlage instantané de 67%, en raison d'une diminution sensible de la température de transition vitreuse de la résine due à sa plastification.

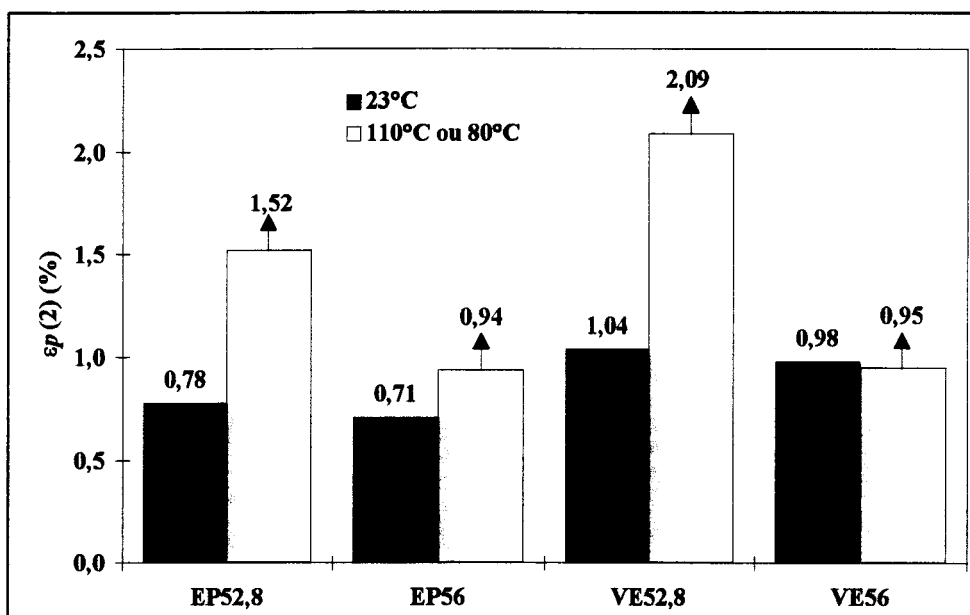


Figure 5.32. : Déformations maximales des tubes sans perlage

- Lorsque l'on examine les résultats à 23°C du *Tableau 5.7.*, on observe, pour une résine donnée, que la déformation maximale mesurée au perlage dans la direction circonférentielle est indépendante de l'angle de bobinage aux dispersions près, soit 0,75% pour l'époxy et 1% pour le vinylester, confirmant ainsi la sensibilité du seuil de perlage à la seule déformabilité du gel-coat, indépendamment de la structure du composite.
- On remarque en outre une sensibilité significative du perlage à la nature chimique de la matrice, puisque les allongements maximum observés sont de 0,75% pour les tubes époxy et 1% pour les tubes vinylester. Cet écart est également expliqué par un allongement à la rupture plus important pour la résine vinylester que pour la résine époxy, sachant que la valeur des écarts relatifs est différent (25% pour le tube, 10% pour la résine), ceci pouvant être expliqué par le fait que le taux volumique de résine vinylester dans le tube est sensiblement supérieur à celui de la résine époxy (52% contre 48%), et qu'ainsi, les épaisseurs de gel-coat en vinylester sont supérieures, augmentant ainsi le temps de propagation de fissures et par suite le taux de déformation limite.
- Les micrographies confirment la présence de fissures du gel-coat et du top-coat dans la direction axiale.

- L'absence de discontinuité des lois de comportement pour le perlage est justifié par la faible rigidité et la faible épaisseur (0,5 mm) de ces couches de résine pure par rapport à la couche renforcée (3 à 3,5 mm).

Nous n'avons pas cherché à corrélérer les résultats avec ceux obtenus à basses température pour différentes raisons. D'une part, ils n'ont pu être menés jusqu'au perlage que pour un seul type de structures (EP52,8), et d'autre part, et surtout, le liquide de mise en pression (l'éthylèneglycol), dont le point de gélification est compris entre -40°C et -50°C , est beaucoup plus visqueux que l'eau, ralentissant ainsi le mécanismes de diffusion au travers de la paroi. En outre, sa conductivité électrique est beaucoup plus faible que celle de l'eau salée utilisée pour les essais à 23°C , augmentant alors le volume de liquide diffusé nécessaire à la détection électrique. Toutes ces raisons expliquent que le seul résultat exploitable de perlage obtenu à -30°C avec le tube EP/52,8 conduit à une déformation maximum de 1,05% alors qu'à 23°C , elle est seulement de 0,78%.

Ce résultat est *a priori* en contradiction avec nos hypothèses puisqu'à basse température la résine est plus fragile qu'à 23°C , en remarquant cependant que la température de -30°C est située dans la zone de transition secondaire β de la résine, dont la mobilité moléculaire locale peut très bien avoir une influence sur les mécanismes de déformation et de propagation de fissures. La faible quantité d'échantillons disponibles, ainsi que les difficultés expérimentales rencontrées à ces basses températures ne nous ont cependant pas permis de rentrer plus dans le détail de ces phénomènes.

5.3.2. QUANTIFICATION DE L'ENDOMMAGEMENT À PARTIR DES COURBES EXPÉRIMENTALES

Sachant que l'objectif industriel de l'étude est d'analyser les mécanismes d'endommagement de tubes sous l'action de pressions internes afin de trouver des remèdes pour réduire les effets de l'endommagement et élever ainsi les niveaux de pression admissibles, il est avant tout nécessaire de rechercher les éléments de quantification les plus sensibles à l'endommagement. Ils permettront en effet de juger avec précision de l'incidence de tel paramètre sur une modification de l'endommagement, tant dans ses phases d'amorçage que de propagation.

Dans ce qui suit, nous définissons ainsi plusieurs facteurs d'endommagement à partir de la forme des lois de comportement et des phénomènes de dégradation associés. Ils vont nous permettre de quantifier la propagation des fissures sachant que l'amorçage est défini par la limite de linéarité avant le coude.

5.3.2.1. RIGIDITÉS RÉSIDUELLES APRÈS ENDOMMAGEMENT

Afin d'analyser les lois de comportement résiduel de tubes déjà sollicités au-delà du perlage, nous avons à nouveau testés les tubes et enregistré les lois pression-déformations dont un exemple est donné *Figure 5.33*.

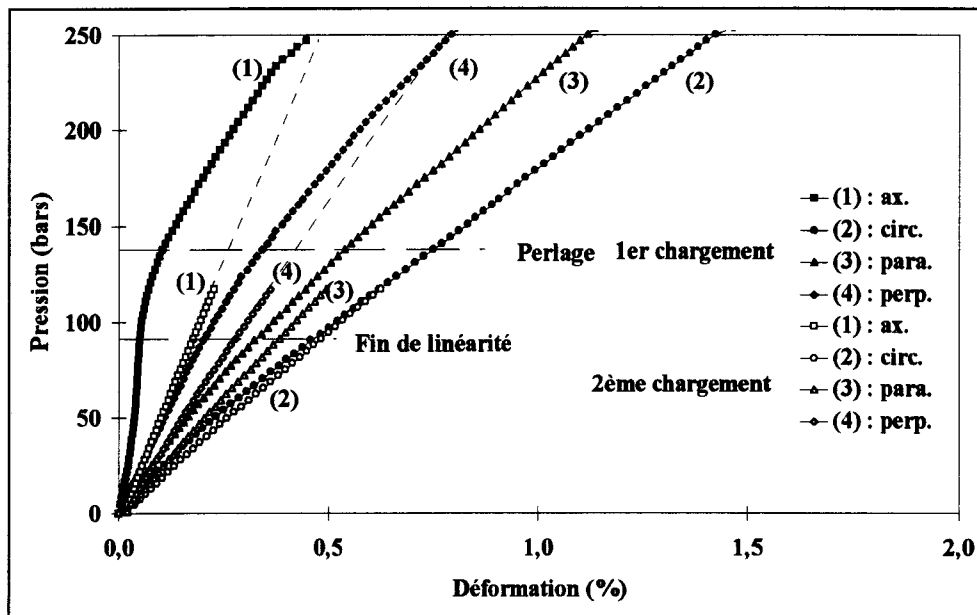


Figure 5.33. : Lois de comportement instantanées avant et après perlage - Tube EP52,8/23

Le perlage apparaît très rapidement à une pression de l'ordre de 35 bars nécessaire pour permettre l'écoulement de l'eau à travers le réseau préétabli de fissures, et dont l'ouverture est imposée par le taux de déformation sous 35 bars.

Dans la limite des pressions imposables, proches d'ailleurs de la pression du perlage observée lors de la première sollicitation (144 bars pour l'exemple présenté), on constate que les lois de comportement sont pratiquement linéaires avec une pente très inférieure à la pente des courbes initiales, notamment dans les directions axiale et perpendiculaire aux fibres dont on confirme ainsi la sensibilité à l'endommagement.

On observe en outre que suivant ces mêmes directions, les pentes correspondent aux pentes des sécantes passant par le dernier niveau de pression imposé initialement, sachant que pour les deux autres directions, outre leur moindre sensibilité à l'endommagement, le taux de déformation important imposé initialement aux jauges de déformation (supérieur à 1% pour les tubes EP52,8/23) ne permet pas de garantir leur précision lors de la deuxième sollicitation.

Compte tenu du fait que le perlage ne correspond pas à une transition de comportement, les observations précédentes peuvent être généralisées en disant que la pente de la sécante pour un niveau de pression donné, ou rigidité résiduelle, est caractéristique de l'état d'endommagement créé par cette pression, ce que l'on vérifiera expérimentalement au § 5.4.1.

L'endommagement du tube sous l'action d'une pression P_i générant une déformation ε_i dans une direction donnée est ainsi caractérisé par la rigidité résiduelle R_r ou R'_r (Figure 5.34.), définies par :

$$\begin{cases} R_r = \frac{P_i}{\varepsilon_i} \\ R'_r = \frac{\sigma_i}{\varepsilon_i} \end{cases} \quad (5.7.)$$

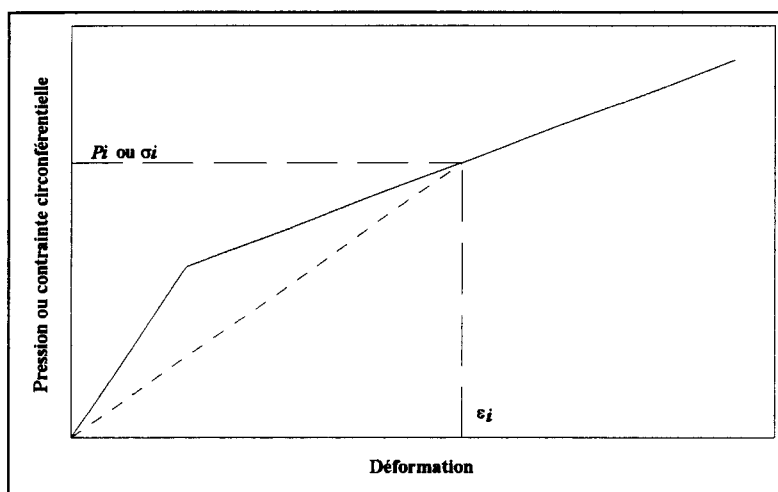


Figure 5.34. : Définition de la rigidité résiduelle

En ne retenant que les directions les plus significatives, c'est-à-dire les directions axiale et perpendiculaire aux fibres, la variation de l'endommagement est alors définie par des courbes qui évoluent entre la rigidité avant le coude R^{fl} et la rigidité après le coude R^{ac} comme asymptote qui correspond à un état limite théorique d'endommagement si on avait pu solliciter le tube sous une pression "infinie".

La Figure 5.35 présente ainsi la variation des rigidités résiduelles pour deux types de structures (EP52,8/23 et VE56/23).

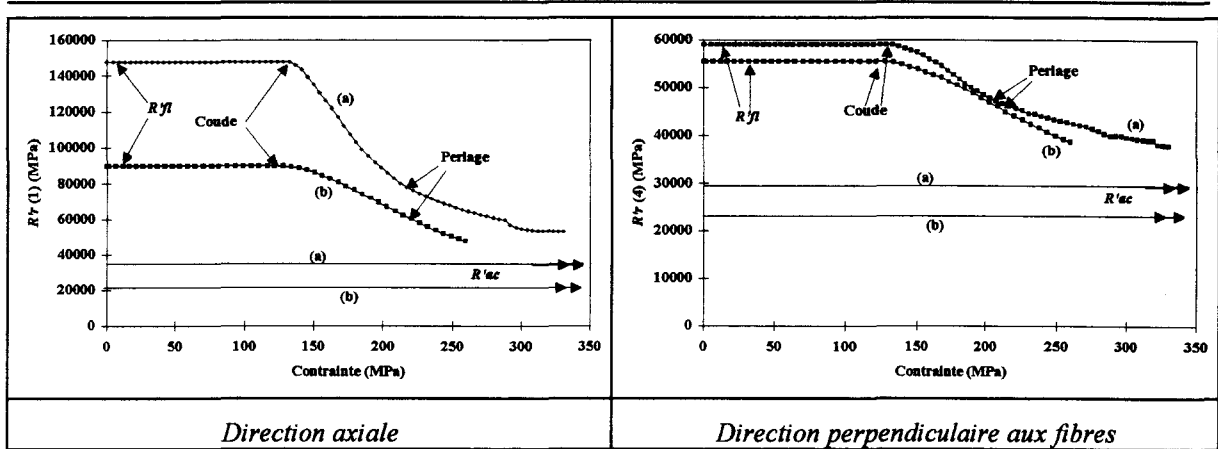


Figure 5.35. : Variation des rigidités résiduelles - Tubes EP52,8/23 (a) et VE56/23 (b)

A l'égal de ce que l'on définit habituellement pour des modules (§ 2.3.4.1.), en admettant une réduction de section après endommagement, on retiendra aussi le facteur d'endommagement D'_r , comme étant la variation relative de la rigidité résiduelle sous pression interne :

$$D'_r = \frac{R'^{fl} - R'_r}{R'^{fl}} \quad (5.8.)$$

Les courbes *Figure 5.35.* sont alors transposées en courbes d'endommagement *Figure 5.36.*, et évoluent entre 0 et la valeur asymptotique $\frac{R'^{fl} - R'^{ac}}{R'^{fl}}$.

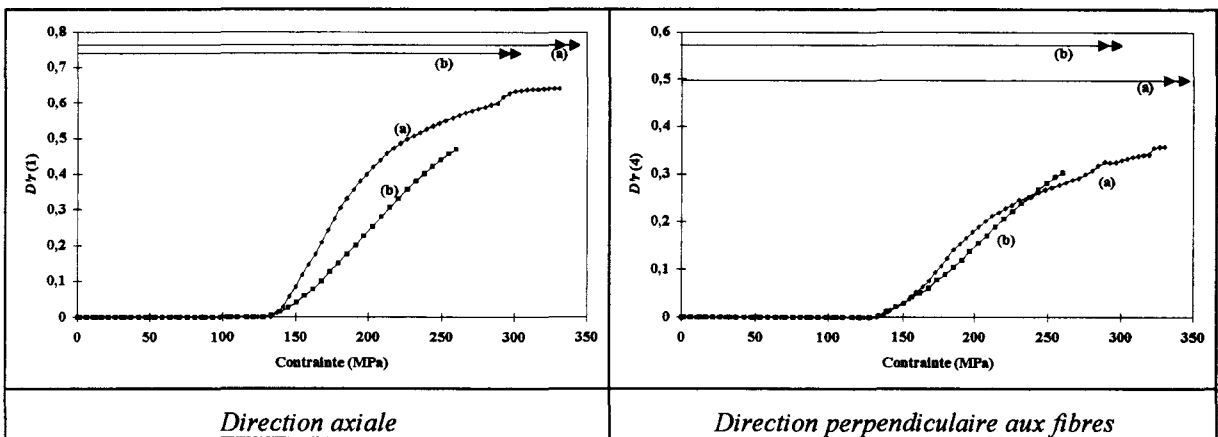


Figure 5.36. : Courbes d'endommagement D'_r - Tubes EP52,8/23 (a) et VE56/23 (b)

Afin de vérifier la pertinence de cette caractéristique d'endommagement, on vérifie *Figure 5.37.* sa corrélation avec le taux d'émission acoustique dans le cas de la direction axiale.

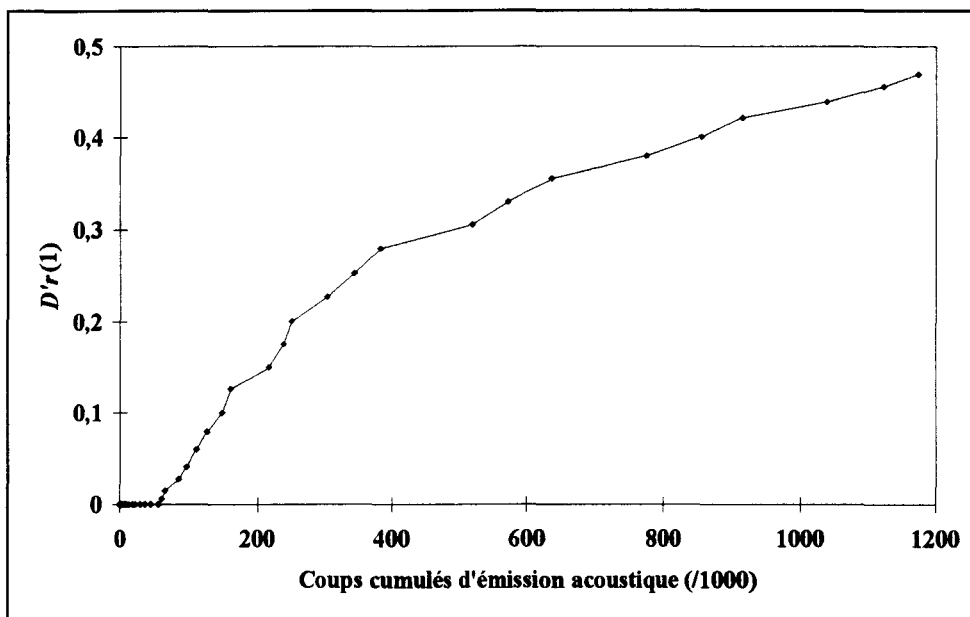


Figure 5.37. : Relation facteur d'endommagement $D'r$ - taux cumulé d'émission acoustique - Tube VE56/23

5.3.2.2. ÉCARTS DE DÉFORMATION PAR RAPPORT À LA LINÉARITÉ.

Si on admet qu'un matériau non endommagé a un comportement linéaire et qu'un endommagement génère un excès de déformation par rapport à la loi de comportement linéaire sous une charge donnée, alors cet excès de déformation pour cette charge, noté $\Delta\varepsilon$, peut être considéré comme représentatif de l'état d'endommagement, et sa variation en fonction de la charge est représentative de la propagation de l'endommagement (Figure 5.38.). Pour les composites, on peut ainsi considérer que l'apparition des fissures génère un excès de déformation caractéristique d'un certain taux de vide, en série avec le matériau non endommagé.

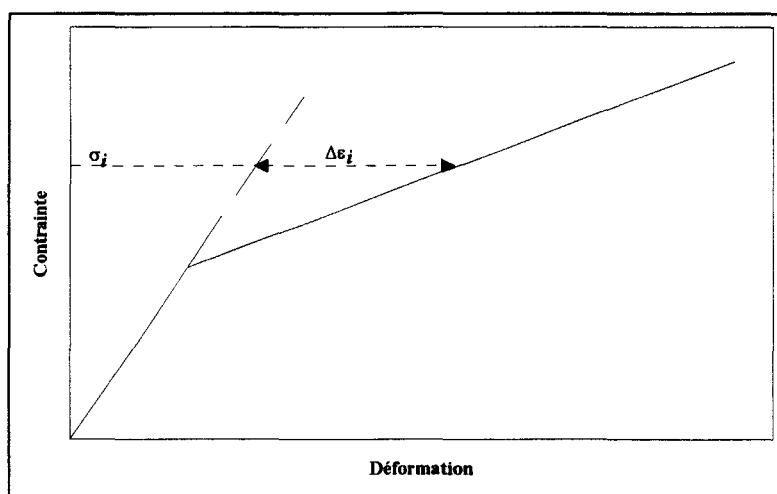


Figure 5.38. : Définition de la variable d'endommagement $\Delta\varepsilon$

Ce raisonnement a été vérifié sur des composites plans croisés à 0°-90° sollicités en traction [10], pour lesquels ont été trouvées des corrélations entre l'excès de déformation et le taux d'émission acoustique d'une part (Figure 5.39.), et entre le taux d'émission acoustique et la densité de fissures d'autre part (Figure 5.40.), démontrant ainsi que l'on a une relation directe entre l'excès de déformation et la densité de fissures.

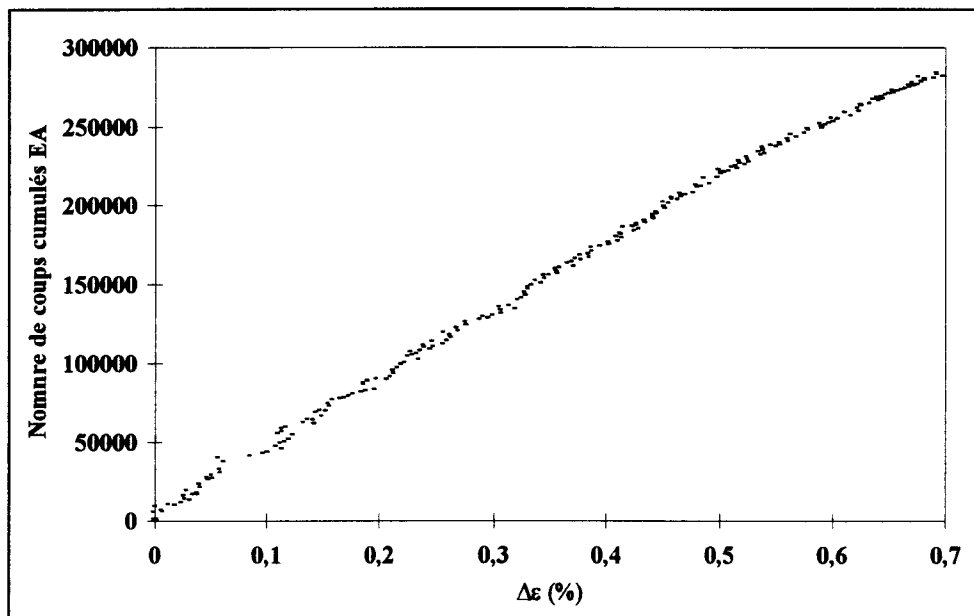


Figure 5.39. : Relation écart de déformation-coups cumulés d'émission acoustique -
Tissu verre-polyester (d'après [10])

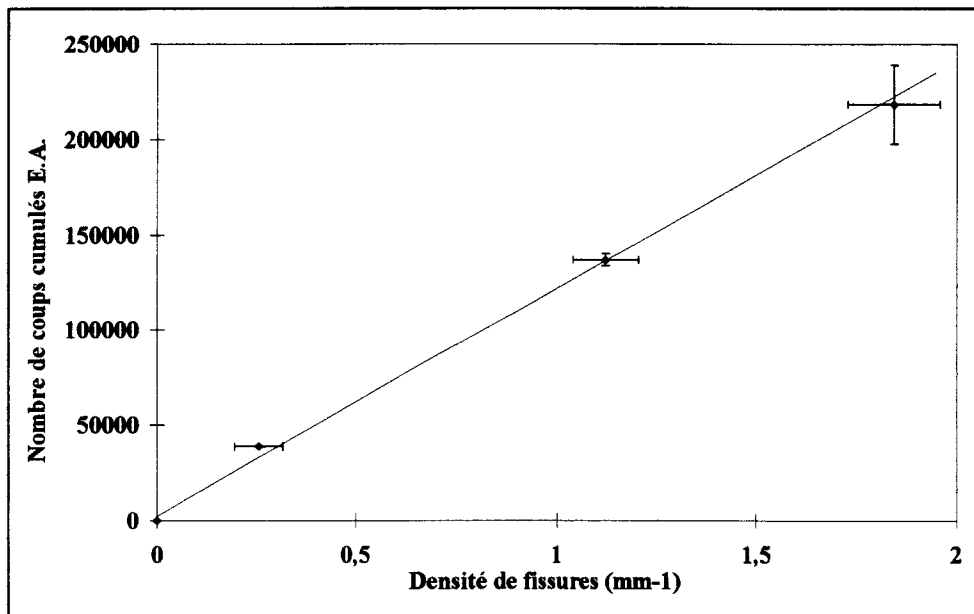


Figure 5.40. : Relation densité de fissures-coups cumulés d'émission acoustique -
Tissu verre-polyester (d'après [10])

En ce qui concerne l'applicabilité de ce raisonnement aux composites croisés soumis à une pression interne, il convient tout d'abord de vérifier que l'on a une corrélation entre $\Delta\varepsilon$ et le taux d'émission acoustique. C'est ce que montre la *Figure 5.41*, pour laquelle on calcule un coefficient de corrélation de 0,993 entre les deux paramètres.

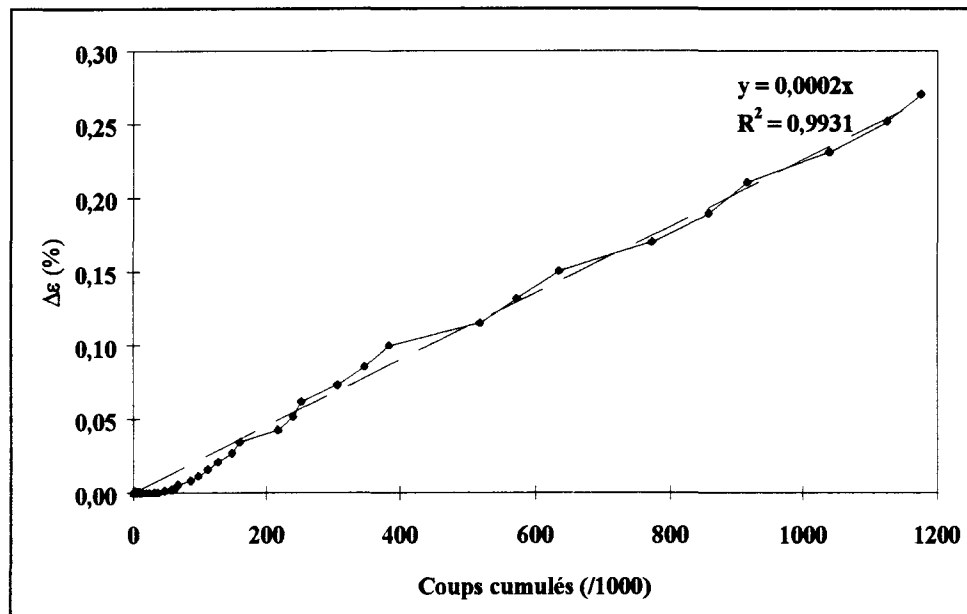


Figure 5.41. : Relation endommagement-coups cumulés d'émission acoustique - Tubes VE56/23

On peut ensuite admettre, à l'égal de ce que l'on a montré pour des composites plans d'orientation 0° - 90° , qu'il existe une corrélation, pour les tubes bobinés, entre l'excès de déformation $\Delta\varepsilon$ et la densité de fissures. On peut alors tracer des courbes excès de déformation/contrainte circonférentielle pour représenter la propagation de l'endommagement.

La *Figure 5.42* montre un exemple de courbes dans le cas du tube VE56/23, pour la direction axiale la plus sensible à l'endommagement.

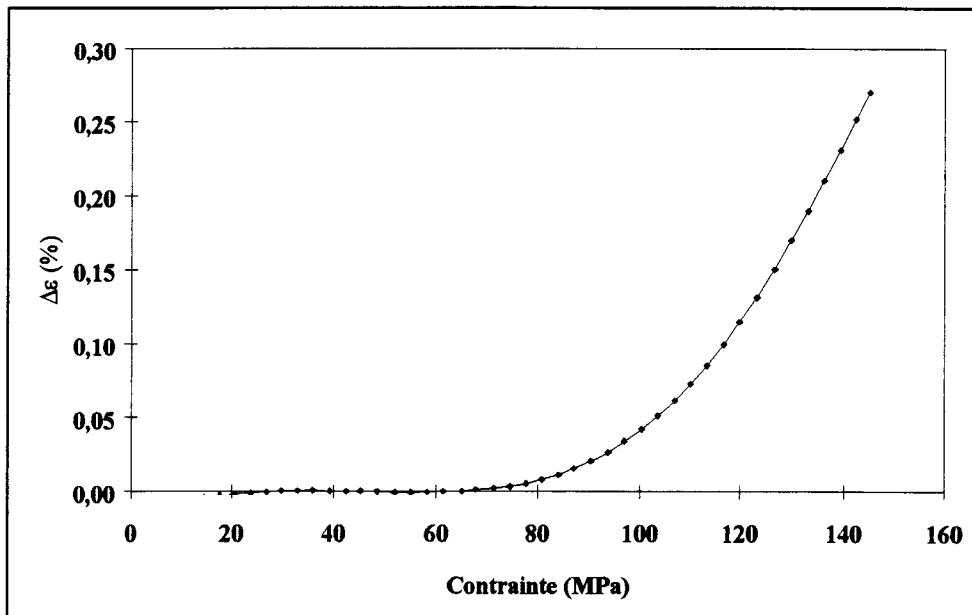


Figure 5.42. : Relation endommagement-contrainte - Tube VE56/23

5.3.2.3. RIGIDITÉS APPARENTES EN COURS D'ENDOMMAGEMENT

Les facteurs d'endommagement définis précédemment, qui correspondent à des points ou des pentes de sécante de la loi de comportement, rendent bien compte de l'évolution générale du phénomène de propagation de fissures en fonction de la charge appliquée. En revanche, ils sont peu sensibles à la cinétique d'endommagement entre l'amorçage de fissures à la limite de linéarité et la phase stabilisée de propagation, caractérisée par la deuxième zone linéaire sur les courbes pression-déformations. Seule la pente de la tangente à ces courbes, appelée ici rigidité apparente R_a , est susceptible de quantifier avec le plus de précision la discontinuité de cette zone de transition.

La *Figure 5.43.* montre un exemple de variation de ce facteur, confirmant notamment sa grande sensibilité à l'endommagement dans la direction axiale et sa quasi-identité pour toutes les directions après la transition d'amorçage (parallélisme des courbes), l'évolution allant de R^f à R^{ac} .

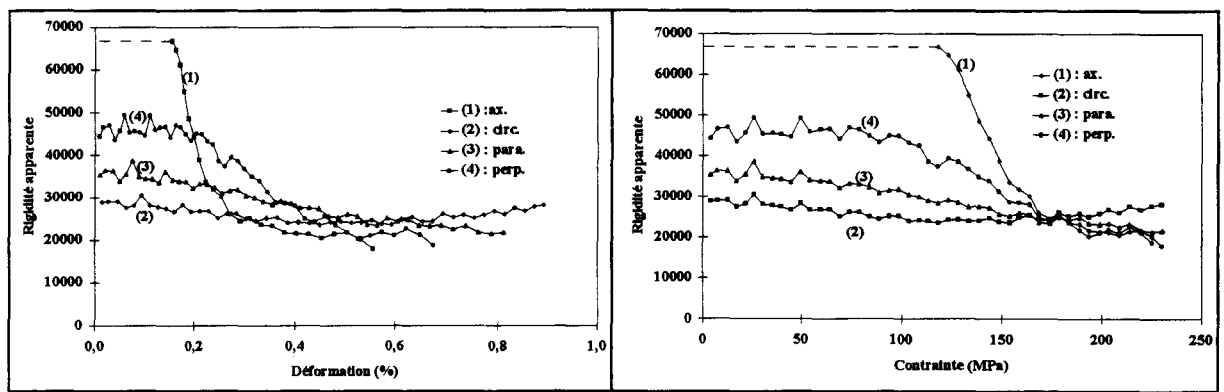


Figure 5.43. : Rigidité apparente - Tube EP56/23

On peut également voir sur la Figure 5.44. la sensibilité de cette caractéristique à la température dans la zone de transition, alors qu'elle ne reflète aucune variation au-delà, dans la zone de propagation "permanente" des fissures.

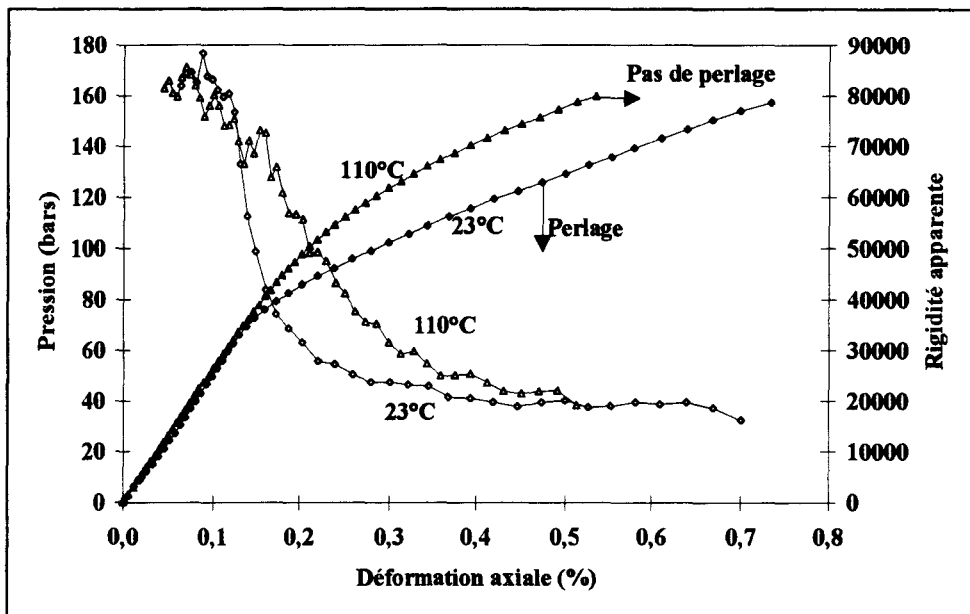


Figure 5.44. : Lois de comportement et rigidité apparente - Tubes EP56/23 et EP56/110

On peut alors également définir un facteur d'endommagement apparent D_a sur le même modèle que le facteur d'endommagement résiduel :

$$D_a = \frac{R^{fl} - R_a}{R^{fl}} \quad (5.9.)$$

qui évolue entre 0 et $\frac{R^{fl} - R^{ac}}{R^{fl}}$ pour R_a variant entre R^{fl} et R^{ac} , et on trouve Figure 5.45. la variation de D_a pour l'exemple du tube EP56/23.

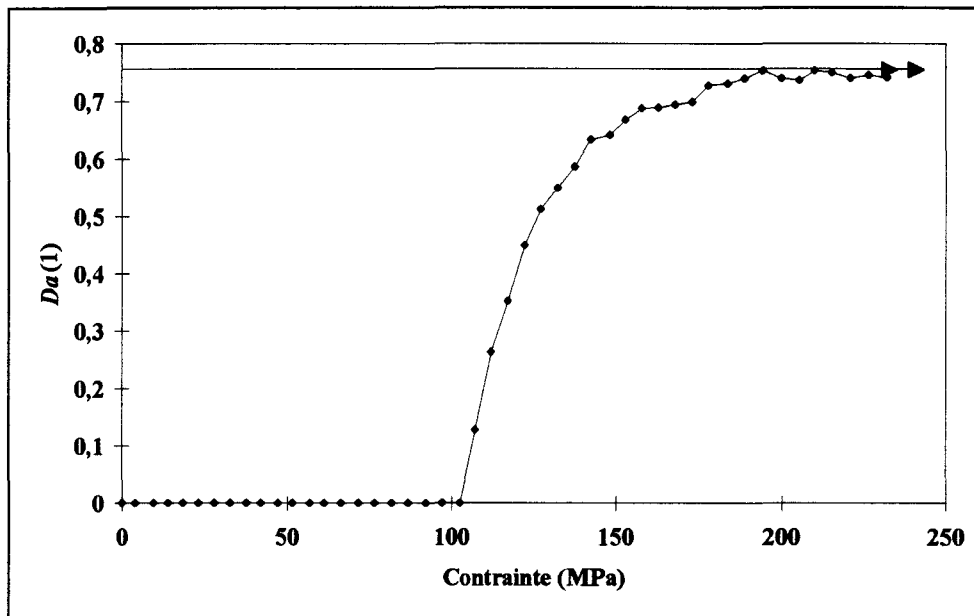


Figure 5.45. : Variation du facteur d'endommagement D_a avec la contrainte - Tube EP56/23

5.3.3. INFLUENCE DES PARAMÈTRES DE STRUCTURE ET D'ENVIRONNEMENT SUR LES FACTEURS D'ENDOMMAGEMENT

5.3.3.1. INFLUENCE SUR LE FACTEUR D'ENDOMMAGEMENT RÉSIDUEL

On trouve *Figure 5.46*. l'influence de la nature de la résine, de l'angle d'enroulement et de la température, sur la rigidité résiduelle axiale et le facteur d'endommagement résiduel axial.

On constate que pour des structures à angles d'enroulement identiques, quel que soit le niveau de contrainte appliqué, le taux d'endommagement après amorçage des fissures est plus important :

- pour le composite époxy que pour le composite vinylester à 23°C, en rappelant que le composite vinylester a un taux de verre plus faible de 4% que celui du composite époxy,
- à 23°C qu'à haute température, pour les deux résines et les deux angles, à l'exception de la référence 56° dans la zone transitoire d'amorçage des fissures (au voisinage de la limite de linéarité), sachant que la cinétique d'endommagement $\frac{dD_r}{d\sigma}$, est toujours plus faible à haute température, même pour 56° dans la zone transitoire d'amorçage.

En outre on constate que la cinétique d'endommagement est plus faible à 56° qu'à 52,8°.

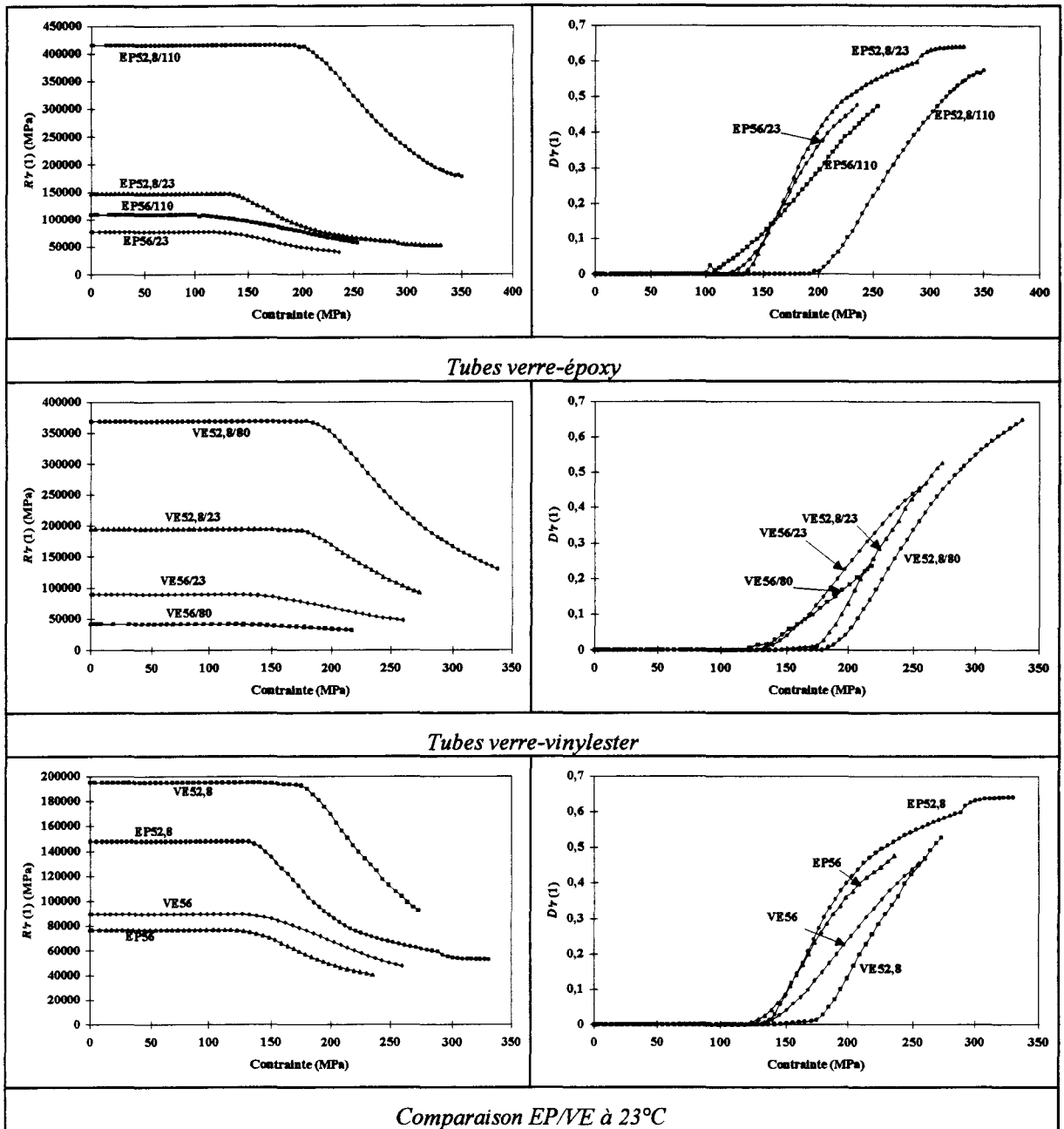


Figure 5.46. : Influence des paramètres de structure et d'environnement $R'r$ et $D'r$

5.3.3.2. INFLUENCE SUR L'ÉCART DE DÉFORMATION PAR RAPPORT À LA LINÉARITÉ

On trouve Figure 5.47. l'influence de la nature de la résine, de l'angle d'enroulement et de la température sur l'écart de déformation par rapport à la linéarité dans la direction axiale.

On constate que, quel que soit le niveau de pression, le taux d'endommagement est plus élevé :

- à une température donnée, pour l'angle de 56° que pour l'angle de 52,8°, pour les deux résines,
- aux températures les plus basses, sauf à 56° principalement pour la résine EP,
- pour le composite EP que pour le composite VE à 23°C, quel que soit l'angle.

On trouve la même classification qu'avec le facteur d'endommagement résiduel.

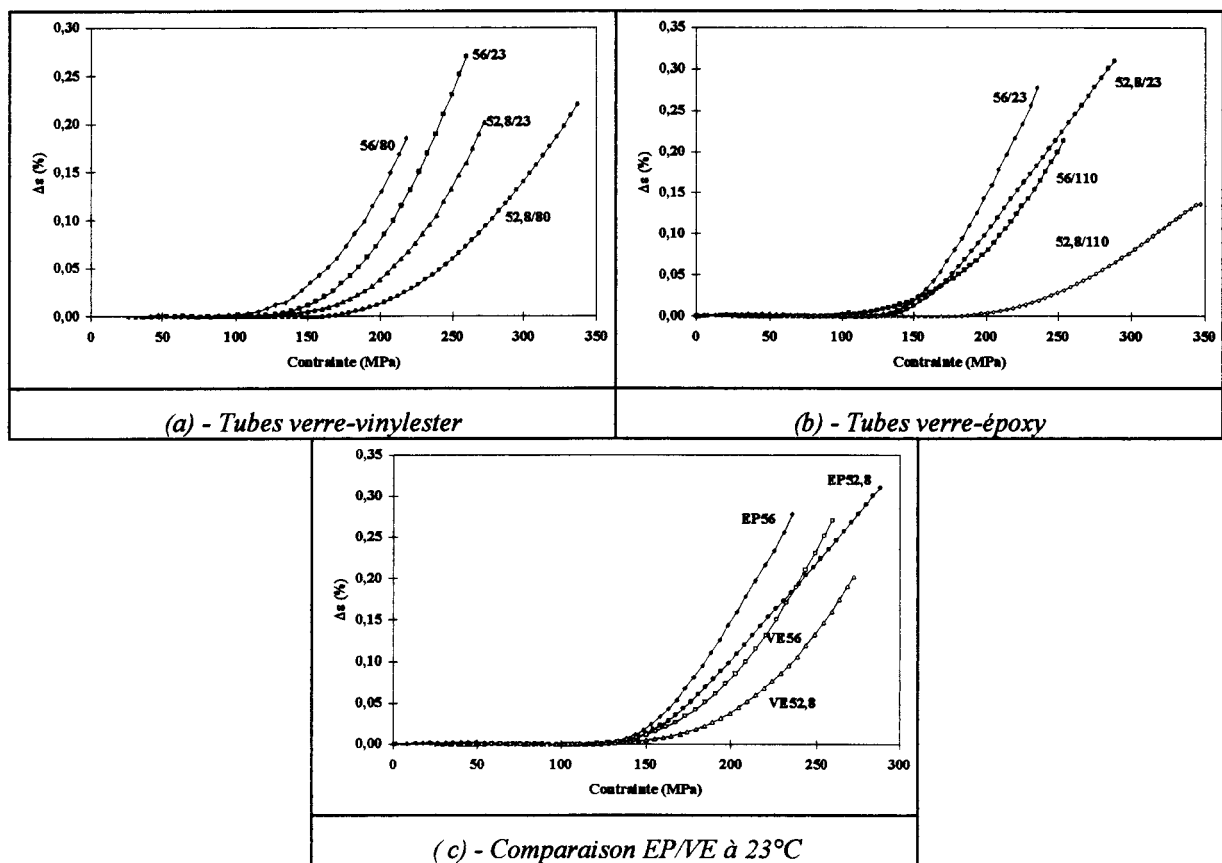


Figure 5.47. : Influence des paramètres de structure et d'environnement sur $\Delta\epsilon$

5.3.3.3. INFLUENCE SUR LE FACTEUR D'ENDOMMAGEMENT APPARENT

On trouve *Figure 5.48*. l'influence de la nature de la résine, de l'angle d'enroulement et de la température sur la rigidité apparente axiale et le facteur d'endommagement apparent axial.

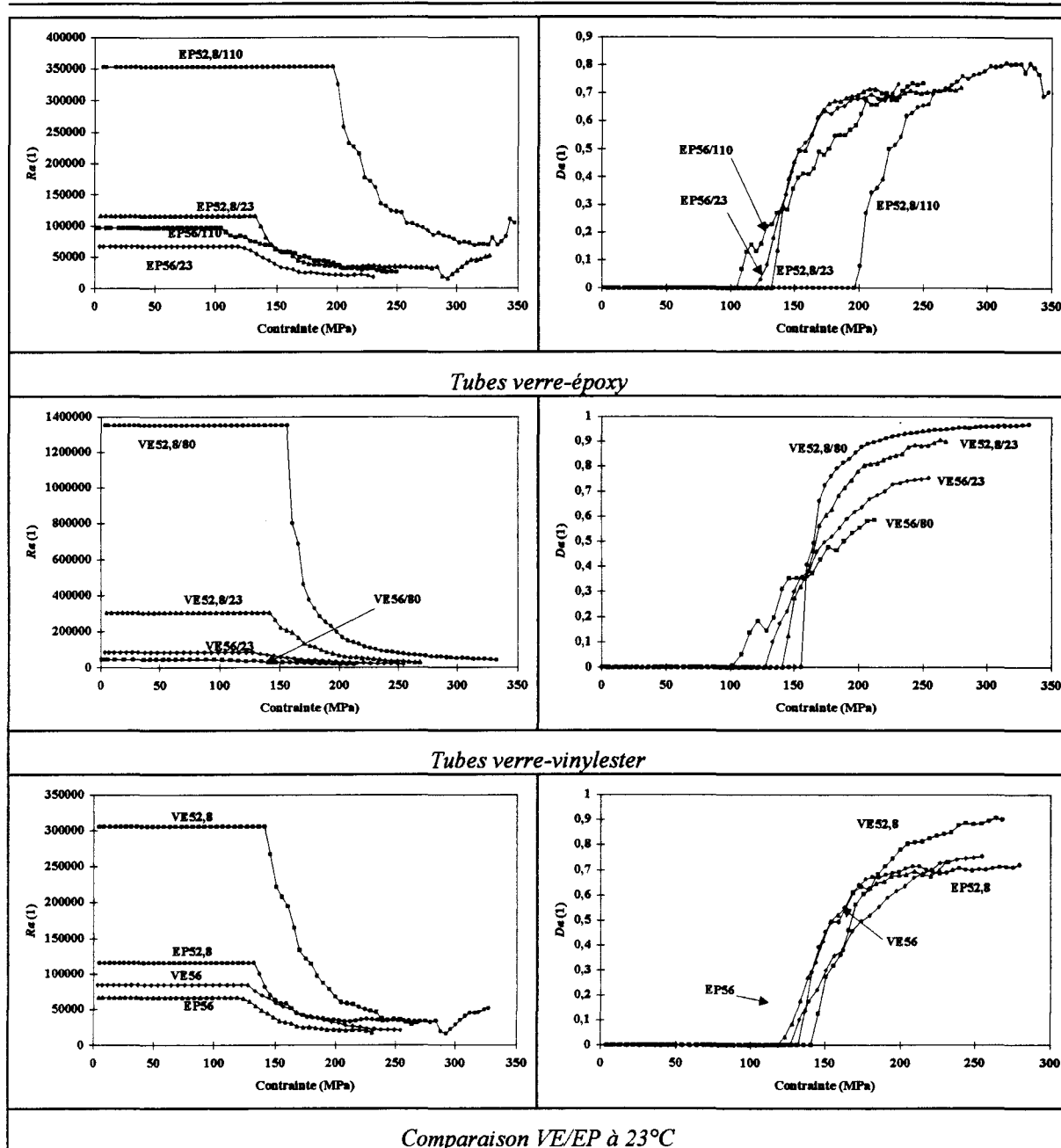


Figure 5.48. : Influence des paramètres de structure et d'environnement sur Ra et Da

On constate qu'avec ce facteur d'endommagement, il y a lieu de considérer deux zones, la zone transitoire d'amorçage et la zone de propagation, sous charges plus élevées, pour lesquelles on a une inversion de classification. La transition entre ces deux zones se situe à un niveau d'endommagement de 0,38 pour le composite vinylester et 0,30 pour le composite époxy (à l'exception du matériau EP52,8/110). Le taux d'endommagement pour les tubes bobinés à 56° est plus élevé que pour les tubes bobinés à 52,8° avant la transition et moins élevé au-delà, sachant de plus que la cinétique par rapport à la contrainte est en général d'autant plus faible que l'angle et la température sont élevés.

Les composite époxy ont un taux d'endommagement supérieur à celui des composites vinylester jusqu'au début de la saturation, après quoi la classification est inversée.

5.3.3.4. COMPARAISON DE LA SENSIBILITÉ DES DIFFÉRENTS FACTEURS D'ENDOMMAGEMENT

Le *Tableau 5.9.* compare les conclusions associées aux trois facteurs d'endommagement.

Paramètres		D'_r (Rigidité résiduelle sèche)	$D(\Delta\varepsilon)$	D'_a (Rigidité apparente tangente)
23°C 56,2° et 56°		$D_{EP} > D_{VE}$	$D_{EP} > D_{VE}$	$D_{EP} > D_{VE}$ jusqu'à l'amorce de saturation, $D_{EP} < D_{VE}$ au-delà
52,8°	EP	$D_{23} > D_{110}$	$D_{23} > D_{110}$	$D_{23} > D_{110}$
		$\frac{dD_{23}}{d\sigma} \equiv \frac{dD_{110}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{23}}{d\sigma} > \frac{dD_{110}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{23}}{d\sigma} \equiv \frac{dD_{110}}{d\sigma}$
	VE	$D_{23} > D_{80}$	$D_{23} > D_{80}$	$D_{23} > D_{80}$ pour $D > 0,38$ $D_{23} < D_{80}$ pour $D < 0,38$
		$\frac{dD_{23}}{d\sigma} \equiv \frac{dD_{80}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{23}}{d\sigma} > \frac{dD_{80}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{23}}{d\sigma} < \frac{dD_{80}}{d\sigma}$
56°	EP	$D_{23} < D_{110}$ pour $D < 0,15$ $D_{23} > D_{110}$ pour $D > 0,15$	$D_{23} < D_{110}$ pour $D < 0,02$ $D_{23} > D_{110}$ pour $D > 0,02$	$D_{23} < D_{110}$ pour $D < 0,30$ $D_{23} > D_{110}$ pour $D > 0,30$
		$\frac{dD_{23}}{d\sigma} > \frac{dD_{110}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{23}}{d\sigma} > \frac{dD_{110}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{23}}{d\sigma} > \frac{dD_{110}}{d\sigma}$
	VE	$D_{23} < D_{80}$ pour $D < 0,10$ $D_{23} > D_{80}$ pour $D > 0,10$	$D_{23} < D_{80}$	$D_{23} < D_{80}$ pour $D < 0,38$ $D_{23} > D_{80}$ pour $D > 0,38$
		$\frac{dD_{23}}{d\sigma} > \frac{dD_{80}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{23}}{d\sigma} \equiv \frac{dD_{80}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{23}}{d\sigma} > \frac{dD_{80}}{d\sigma}$
23°C	EP	$D_{56} > D_{52,8}$ pour $D < 0,15$ $D_{56} < D_{52,8}$ pour $D > 0,15$	$D_{56} > D_{52,8}$	$D_{56} \equiv D_{52,8}$
		$\frac{dD_{56}}{d\sigma} < \frac{dD_{52,8}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{56}}{d\sigma} > \frac{dD_{52,8}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{56}}{d\sigma} \equiv \frac{dD_{52,8}}{d\sigma}$
	VE	$D_{56} > D_{52,8}$	$D_{56} > D_{52,8}$	$D_{56} > D_{52,8}$ pour $D < 0,38$ $D_{56} < D_{52,8}$ pour $D > 0,38$
		$\frac{dD_{56}}{d\sigma} < \frac{dD_{52,8}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{56}}{d\sigma} > \frac{dD_{52,8}}{d\sigma}$	$\frac{dD_{56}}{d\sigma} < \frac{dD_{52,8}}{d\sigma}$

Tableau 5.9. : Comparaison des différents facteurs d'endommagement

L'examen du tableau montre que :

- dans l'ensemble, les trois critères conduisent à des résultats assez souvent similaires,
- cependant, le troisième critère, pour une matrice donnée, sépare bien le comportement relatif dans la zone transitoire d'amorçage des fissures, du comportement dans la zone de propagation des fissures jusqu'à saturation de l'endommagement,
- ce troisième critère est en revanche moins discriminant que les deux autres notamment concernant l'effet de la nature chimique de la matrice pour des structures de composite identiques.

Concernant le taux d'endommagement sous une pression donnée et la cinétique d'endommagement par rapport à une variation de pression, on peut tirer les conclusions générales suivantes pour les conditions expérimentales et les matériaux de l'étude :

- le taux d'endommagement est plus élevé, pour la matrice époxy que pour la matrice vinylester, pour 23°C que pour une température élevée dans la phase de propagation de fissures, pour 56° que pour 52,8°, notamment dans la phase transitoire d'amorçage des fissures,
- la cinétique d'endommagement est voisine avec les deux matrices à structure du composite identique, plus élevée pour 23°C que pour une température élevée, et pour 52,8° que pour 56°.

Ces facteurs d'endommagement nous permettent de juger du seuil d'amorçage des fissures et du niveau et de la cinétique d'endommagement au cours de leur propagation, sous pression interne croissante, en fonction de la structure et de l'environnement, il sera intéressant de vérifier dans quelle mesure il nous permettent de prévoir le comportement relatif de tubes sous d'autres modes de sollicitation, notamment en fatigue.

Auparavant, nous allons chercher à quantifier l'évolution des caractéristiques mécaniques de la nappe unidirectionnelle au cours de la phase de propagation des fissures.

5.3.4. ANALYSE THÉORIQUE

On s'intéresse ici à la loi de propagation de l'endommagement. Pour quantifier cette propagation, on calcule les caractéristiques mécaniques du matériau élastique équivalent au matériau endommagé entre la fin de linéarité et la fin de l'essai, sachant que le perlage n'est qu'une étape intermédiaire caractérisant la perméabilité du matériau.

Les calculs de caractéristiques sont effectuées à partir des mesures de rigidités résiduelles. En effet, les équations (5.4.) présentées au § 5.2.1.3 donnent deux relations entre les rigidités axiale et circonférentielle et les caractéristiques élastiques du matériau endommagé E_L , E_T , G_{LT} et ν_{LT} .

Si on admet que l'endommagement se produit par fissuration transverse, les caractéristiques affectées sont, *a priori*, E_T , G_{LT} et ν_{LT} . Mais si on admet également que E_L et ν_{TL} sont inchangés, alors on conserve l'égalité :

$$\frac{\nu_{LT}}{E_L} = \frac{\nu_{TL}}{E_T} \quad (5.10.)$$

En remplaçant alors ν_{LT} dans les équations (5.4.), on obtient deux nouvelles expressions liant les rigidités et les caractéristiques élastiques dans lesquelles seuls E_T et G_{LT} sont influencés par la fissuration transverse. On peut donc ensuite, normalement résoudre ce système de deux équations à deux inconnues, et exprimer les modules en fonction des rigidités et ainsi avoir deux nouveaux paramètres, caractéristiques de l'évolution de l'endommagement en fonction de la contrainte appliquée.

Malheureusement, ces équations ne sont pas linéaires et ne se résolvent pas de manière simple. La résolution ne peut être que numérique pour chaque valeur des rigidités mesurées expérimentalement.

On présente *Figure 5.49.* les variations des modules transverse et de cisaillement pour les tubes verre-époxy, et *Figure 5.50.* les variations pour les tubes verre-vinylester.

Mécanismes d'endommagement de tubes et réservoirs en composite

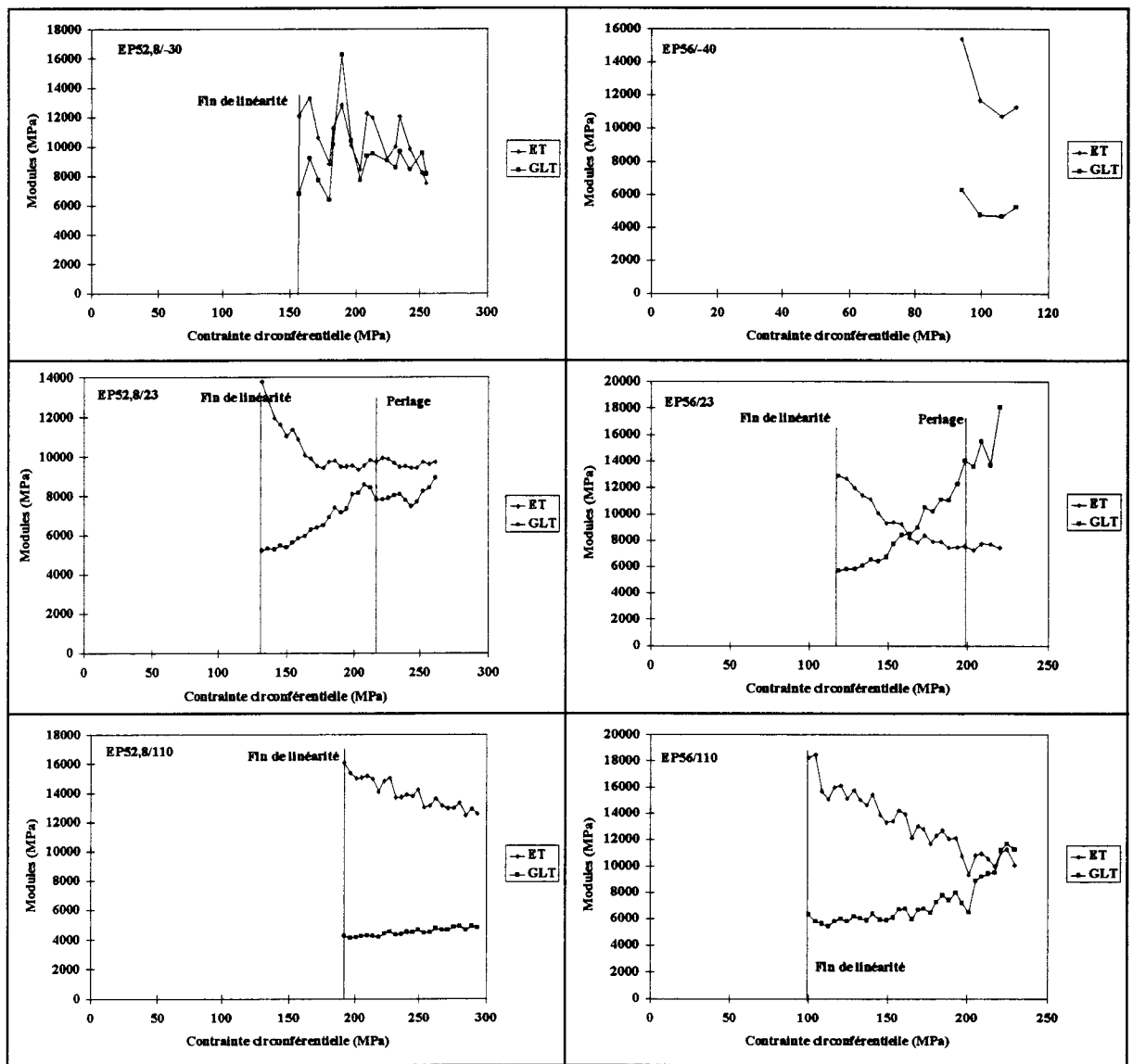


Figure 5.49. : Évolution des modules E_T et G_{LT} après la fin de linéarité - Tubes verre-époxy

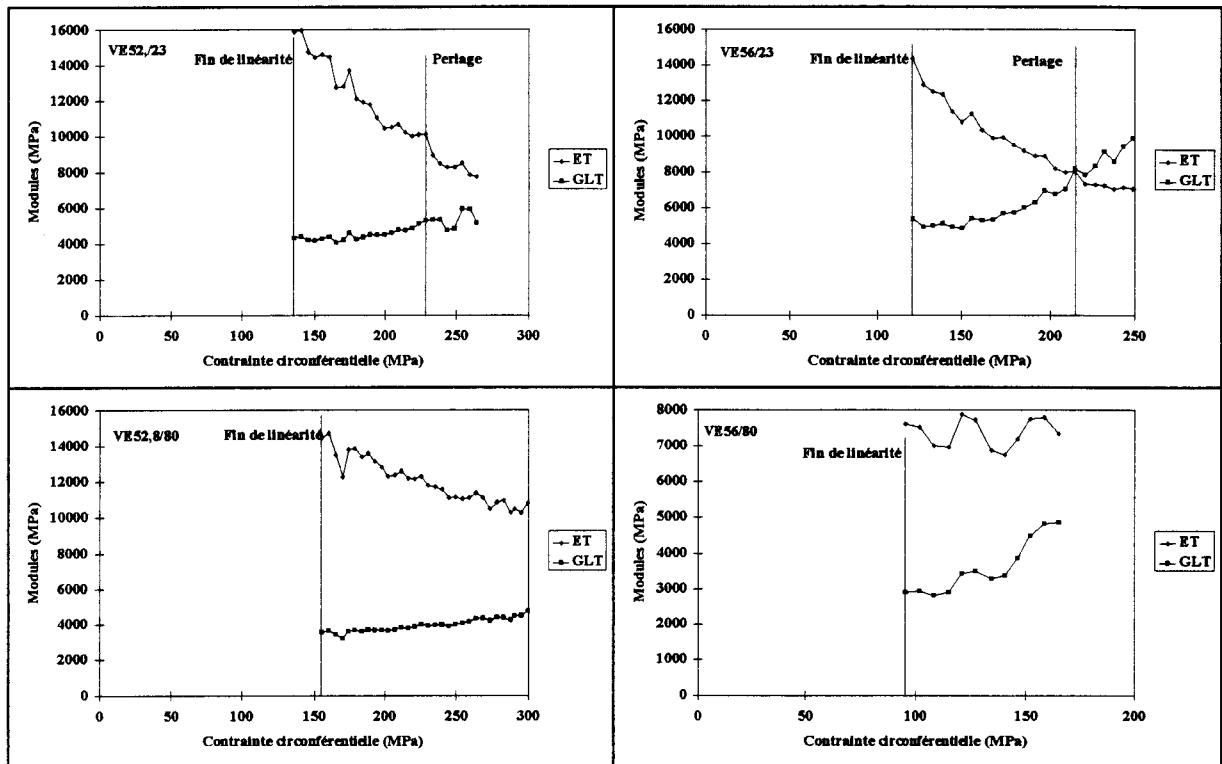


Figure 5.50. : Évolution des modules E_T et G_{LT} après la fin de linéarité - Tubes verre-vinylester

On constate qu'entre la fin de linéarité et la fin de l'essai, le module transverse suit une diminution constante, en atteignant pour plusieurs familles de tubes une asymptote. Pour sa part, le module de cisaillement observe une augmentation pour atteindre dans certains cas des valeurs supérieures à celle de E_T .

Ces variations s'expliquent par le fait que R_{ax} et R_{circ} sont des fonctions croissantes de E_T , que R_{ax} est une fonction décroissante de G_{LT} et que R_{circ} est une fonction croissante de G_{LT} . De plus, la rigidité circonférentielle reste pratiquement constante tout au long de l'essai, et donc la variation des modules dépend partiellement uniquement des variations de la rigidité axiale.

5.4. ENDOMMAGEMENT SOUS PRESSION RÉPÉTÉE

5.4.1. PRESSION RÉPÉTÉE À AMPLITUDE CROISSANTE

Nous avons appliqué des pressions répétées à amplitude croissante et enregistré les déformations suivant les quatre directions, lors de la charge et lors de la décharge afin de vérifier l'existence de déformations résiduelles et de déterminer la loi de comportement du matériau endommagé en fonction des niveaux appliqués.

Les courbes enregistrées sur des tubes EP52,8/23 sont présentées *Figure 5.51.* et *Figure 5.52.*, et permettent de faire les remarques suivantes :

- Quel que soit l'état d'endommagement, on n'observe pratiquement pas de déformation résiduelle, la relation pression-déformations est rigoureusement linéaire lors du déchargement, et linéaire lors du rechargement pratiquement jusqu'au niveau de pression atteint lors du précédent cycle. Au-delà, on suit la loi de comportement instantanée globale sous pression croissante.
- Aucune discontinuité n'est observée pour la pression de perlage.
- En dessous de la limite de linéarité, où existe parfois un point d'inflexion, la forme en S s'évanouit lors des déchargements et chargements successifs et cède la place à une droite jusqu'à la limite de linéarité.

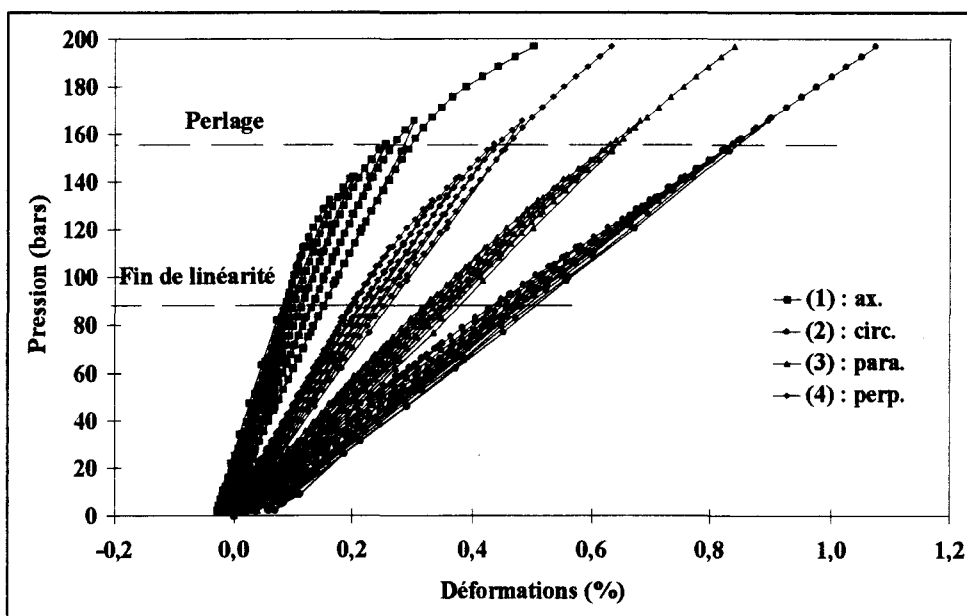


Figure 5.51. : Loi de comportement multidirectionnelle sous chargement répété progressif - Tube EP52,8/23

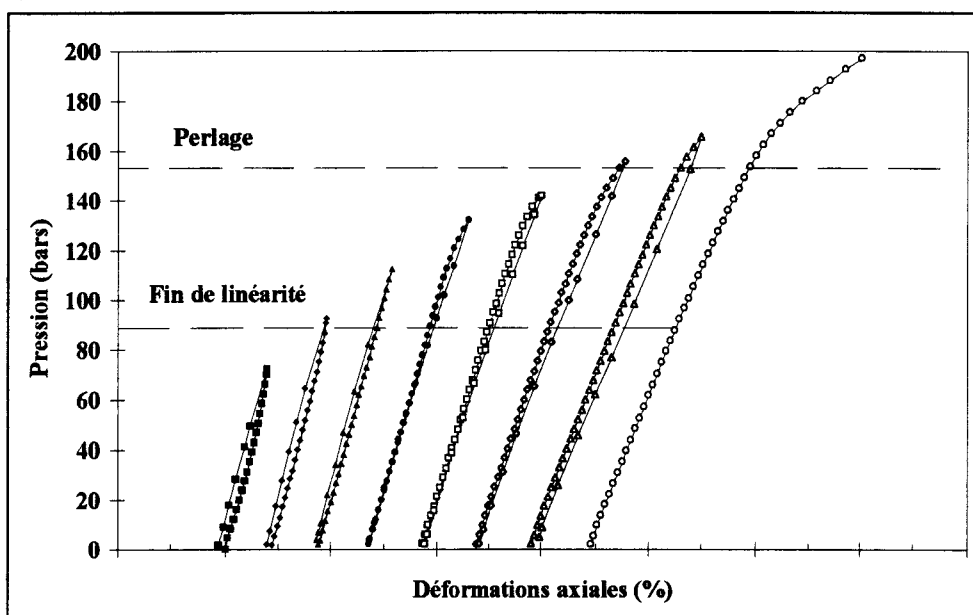


Figure 5.52. : Loi de comportement axiale en chargement répété progressif - Tube EP52,8/23

Ces observations conduisent aux conclusions suivantes :

- La discontinuité du second ordre, observée pour les faibles déformations, peut être effacée par quelques chargement-déchargements de faible amplitude, ce qui confirme que l'origine est due à une restructuration irréversible caractérisée par une diminution de l'angle de bobinage sans déformation permanente ni endommagement.
- Le matériau endommagé a un comportement élastique pratiquement jusqu'à la pression génératrice de l'endommagement. Les caractéristiques élastiques du matériau non endommagé équivalent peuvent donc être calculées à partir des pentes des sécantes de la loi de comportement pour cette pression. Cela confirme que l'état d'endommagement peut être défini comme on l'a fait au § 5.3.2.1., par la rigidité résiduelle, pente de telles sécantes.

5.4.2. PRESSION RÉPÉTÉE À AMPLITUDE CONSTANTE

5.4.2.1. OBJECTIFS DE L'ÉTUDE

Lors de l'analyse des lois de comportement des tubes sous pression croissante, nous avons vu que l'endommagement est dû à des fissures dont l'amorçage est caractérisé par la limite de linéarité avant le coude, particulièrement bien marqué dans la direction axiale, la propagation des fissures s'effectuant progressivement suivant la deuxième partie linéaire de la courbe après une phase de développement caractérisée par la courbure du coude.

Nous avons quantifié ces phases d'amorçage et de propagation des fissures par des facteurs d'endommagement, simples images transposées plus ou moins sélectives de la limite de linéarité, sans autre signification physique, à l'exception du facteur d'endommagement résiduel qui est associé à la rigidité caractéristique du matériau endommagé.

Ces facteurs d'endommagement nous ont permis de quantifier l'influence de la résine, de l'orientation du renfort et de la température sur l'amorçage sur le seuil de décollement de ces facteurs en fonction de la pression, et sur la propagation, par le taux et la cinétique d'endommagement pour un niveau de pression donné.

Nous nous proposons de vérifier maintenant dans quelle mesure ces facteurs d'endommagement peuvent être utilisés pour prévoir l'endommagement en fatigue des tubes sous pression interne, tant dans sa phase d'amorçage que dans sa phase de propagation.

Pour cela, nous sollicitons des tubes en appliquant une pression répétée à amplitude constante inférieure à la limite de linéarité instantanée, et enregistrons les déformations multidirectionnelles correspondantes en fonction du nombre de cycles jusqu'à perlage.

L'expérience montre que l'amplitude des déformations se conserve jusqu'à un nombre de cycles N_a caractéristique de l'amorçage des fissures, d'autant plus élevé que l'amplitude de la pression appliqué est faible. Au-delà, on observe une augmentation des déformations avec une pente d'autant plus importante que la propagation des fissures est aisée et ceci jusqu'au perlage.

Si l'on transpose les déformations en rigidités relatives en rapportant la déformation à un instant donné à la déformation initiale en se limitant à la direction axiale, on obtient des lois de comportement telles que celles schématisées *Figure 5.53*. qui correspondent par exemple à deux tubes 1 et 2 sollicités sous la même pression mais constitués de matériaux différents, la matrice par exemple.

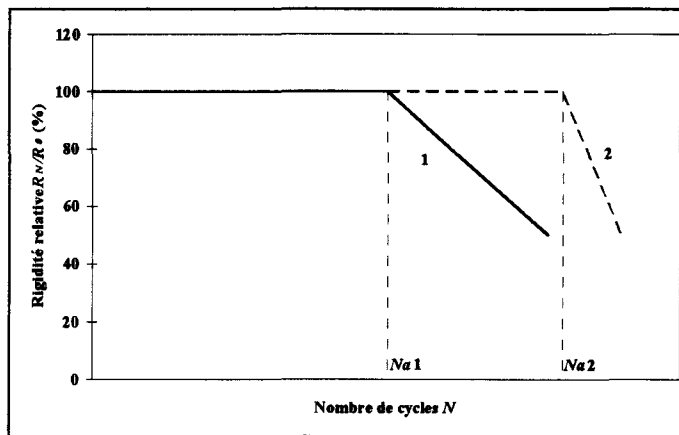


Figure 5.53. : Exemple d'évolution de la rigidité relative en fatigue

L'amorçage de l'endommagement est plus précoce pour le tube 1 que pour le tube 2. En revanche, la propagation est plus lente pour le tube 1.

Dans les cas particuliers où les mécanismes d'endommagement sont identiques sous sollicitations instantanées et en fatigue dynamique, il est intéressant de vérifier, pour un même paramètre d'influence lié par exemple à la structure du matériau et un même niveau de pression en fatigue, l'existence de corrélations, d'une part entre les seuils d'amorçage (N_a et P_f), et d'autre part entre les cinétiques de propagation $\left(\frac{dD_r}{d\sigma} \text{ et } \frac{d(R_N/R_0)}{d \log N} \right)$, où :

- N_a et P_f représentent respectivement le nombre de cycles à partir duquel un affaiblissement de rigidité est observé en fatigue, et la limite de linéarité instantanée du même type de tube,

- $\frac{dD_r}{d\sigma}$ et $\frac{d(R_N/R_0)}{d \log N}$ représentent respectivement la pente du facteur d'endommagement résiduel et la pente de la courbe d'affaiblissement en fatigue.

5.4.2.2. CARACTÉRISTIQUES DES STRUCTURES UTILISÉES ET FACTEURS D'ENDOMMAGEMENT INSTANTANÉS

En l'absence d'échantillons en nombre suffisant sur lesquels nous avons effectués notre étude de base, nous avons utilisé deux familles de résultats disponibles au Laboratoire sur des tubes de structure similaire (résine de type époxy et polyester, fibres de verre, bobinage croisé avec un angle voisin de 56° , même taux de renfort).

La première famille de résultats [10,11] porte sur trois types de tubes A, B et C, de diamètre 100 mm à matrice époxy, de structures et technologies identiques, avec comme seule différence la qualité de l'ensimage :

- A : spécifique époxy,
- B : spécifique époxy autre fournisseur,
- C : polyvalent.

Les lois de comportement pression-déformations multidirectionnelles sont analogues à celles déjà présentées, avec une pondération des points singuliers en fonction des particularités de l'interface.

Nous présentons seulement *Figure 5.54*. les évolutions des trois facteurs d'endommagement D'_r , D_a et $\Delta\varepsilon$ associés aux lois de comportement axiales des trois familles de tubes.

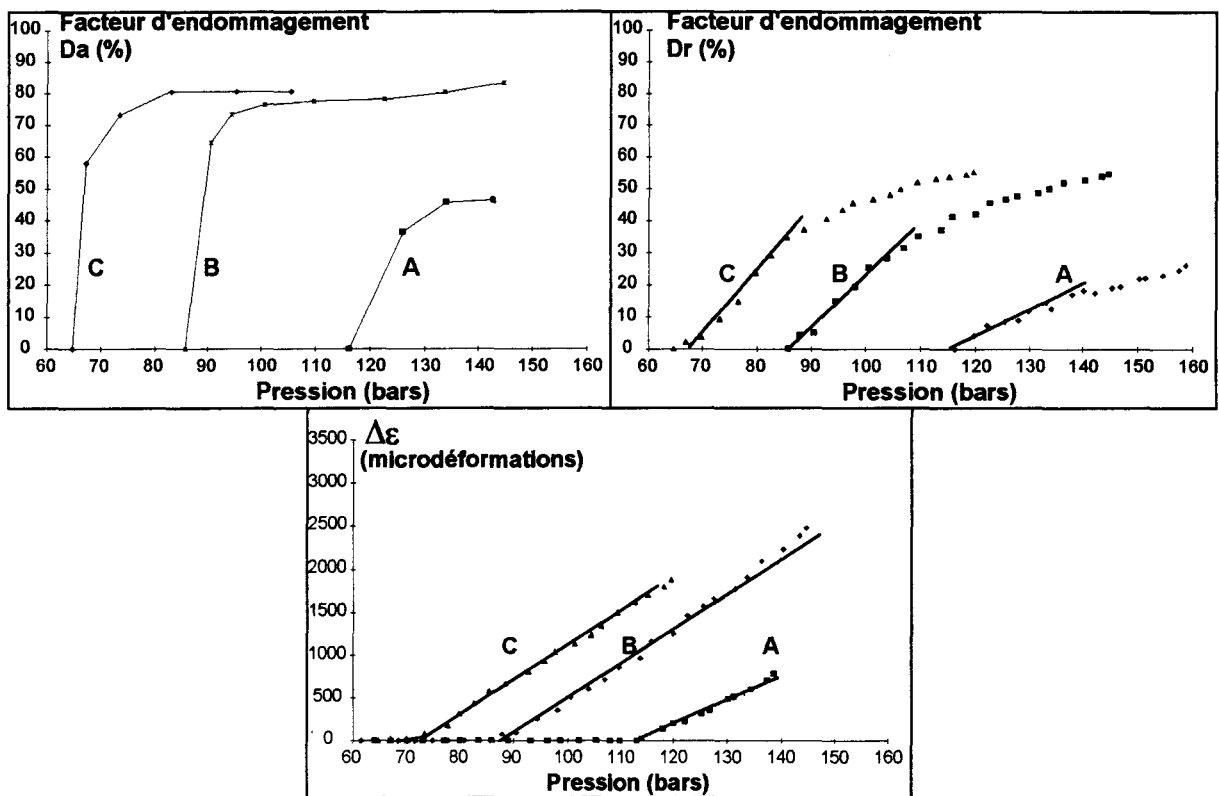


Figure 5.54. : Influence de l'interface fibre-matrice sur les facteurs d'endommagement de tubes verre-époxy

Les résultats présentés permettent de juger de la sélectivité des différents critères de quantification de l'endommagement. En distinguant amorçage et propagation de l'endommagement, taux et cinétique d'endommagement, il apparaît ici que :

- La pression de décollement des courbes D_r , D_a et $\Delta\varepsilon$ (correspondant en fait à la pression de fin de linéarité des courbes pression-déformations) permet de caractériser l'amorçage de l'endommagement et sa sensibilité à la qualité de l'interface fibre-matrice. Hiérarchisés sur la base de ces critères, les matériaux A, B et C présentent ainsi une sensibilité croissante à l'amorçage des fissures.
- La phase de propagation de l'endommagement après amorçage peut être caractérisée en terme de taux et de cinétique d'endommagement (par exemple $\frac{dD_r}{d\sigma}$), sur lesquels la qualité de l'interface a une influence non négligeable. Ainsi, pour un niveau de pression donné, les matériaux A, B et C présentent des taux mais aussi des cinétiques d'endommagement croissants, quel que soit le critère considéré.

La seconde famille de résultats [4] porte sur cinq types de tubes de diamètre sensiblement inférieur à 100 mm, de structures et de technologies identiques, à l'exception de la matrice :

- R₁ : époxy,
- R₂ : polyester 1,
- R₃ : polyester 1 modifié,
- R₄ : polyester 2,
- R₅ : polyester 2 modifié.

La *Figure 5.55* présente un exemple des facteurs d'endommagement obtenus pour ces cinq familles (il s'agit de courbes moyennes représentatives du comportement de trois éprouvettes)

Là également, on constate que la nature de la cinétique génère des différences tant en ce qui concerne l'amorçage que la propagation de fissures. La structure R₄ est ainsi la moins sensible à l'amorçage, alors que la structure R₁ a la cinétique de propagation la plus élevée.

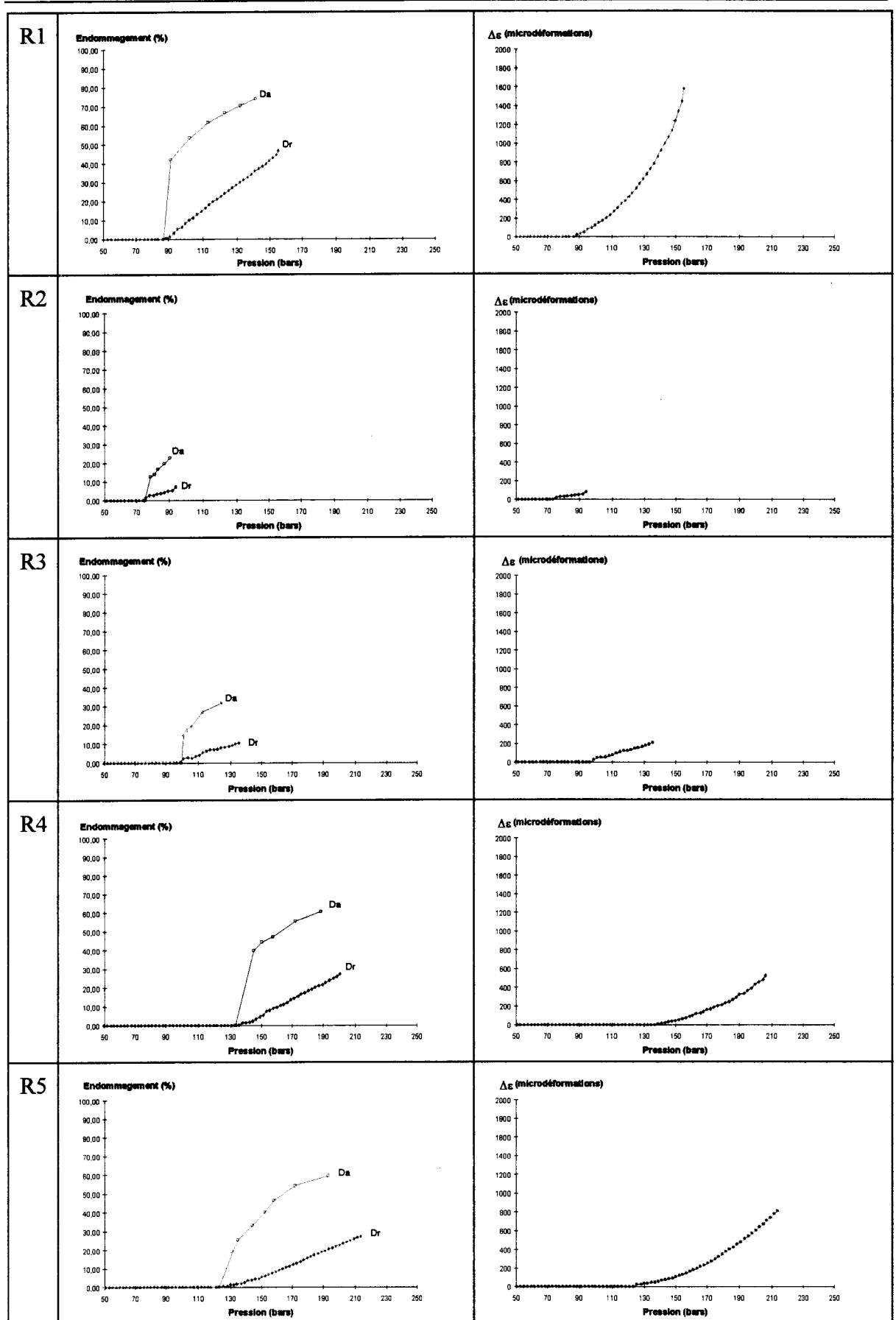


Figure 5.55. : Influence de la matrice sur les facteurs d'endommagement de tubes verre-résine

5.4.2.3. LOIS D'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE DYNAMIQUE ET CORRÉLATIONS AVEC LES FACTEURS D'ENDOMMAGEMENT INSTANTANÉS

On trouve *Figure 5.56.* et *Figure 5.57.* les courbes d'affaiblissement de la rigidité relative axiale obtenue en fatigue sous la même amplitude de pression, pour tous les tubes de la famille à paramètre interface d'une part (la pression appliquée est égale à 72% de la pression de fin de linéarité du tube C, le plus sensible à l'amorçage), et à paramètre matrice d'autre part (la pression appliquée est égale à 100% de la pression de fin de linéarité du tube R₂, le plus sensible à l'amorçage).

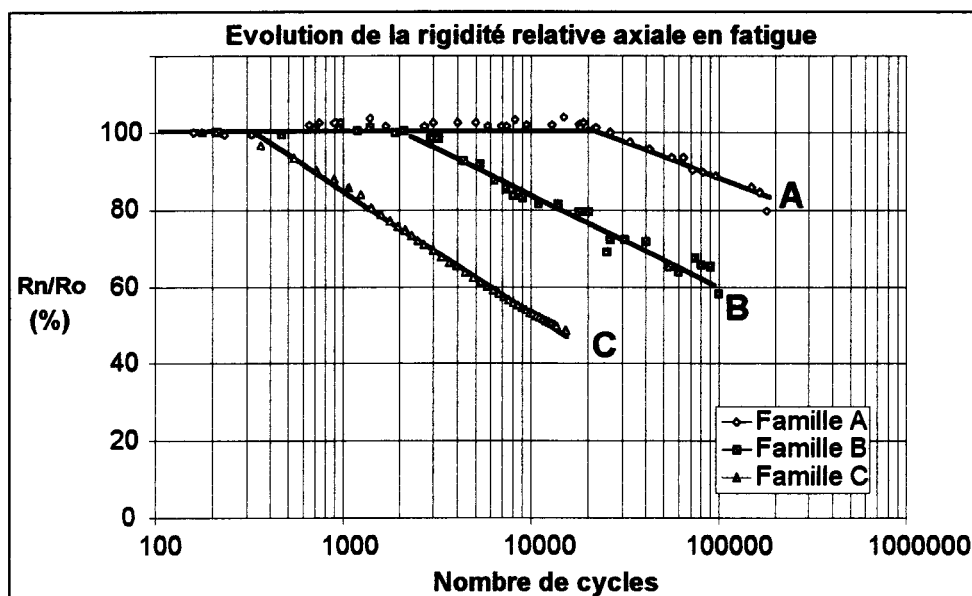


Figure 5.56. : Influence de l'interface sur le comportement en fatigue dynamique de tubes verre-époxy

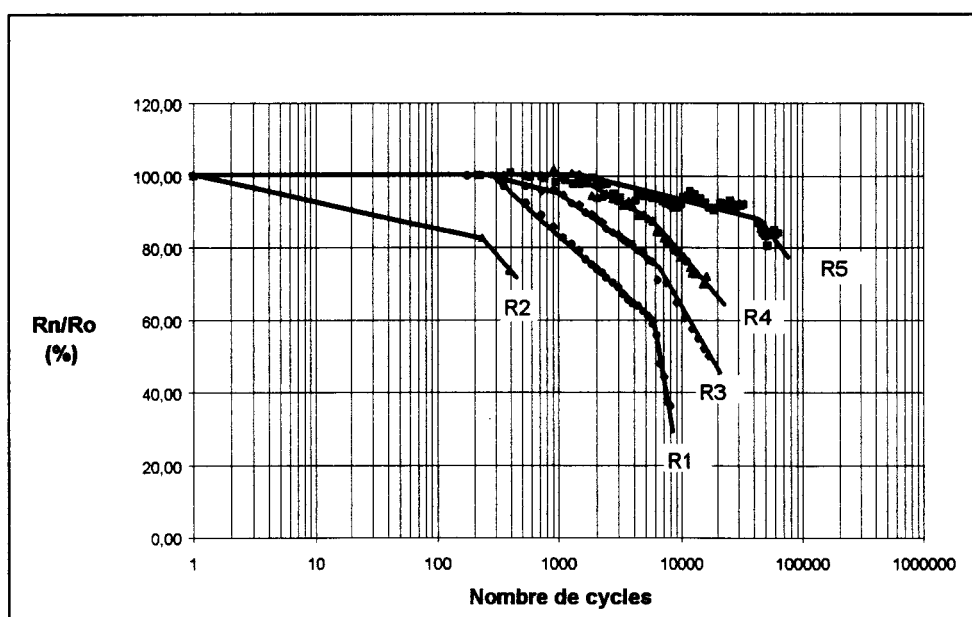


Figure 5.57. : Influence de la matrice sur le comportement en fatigue dynamique de tubes verre-résine

Comme noté précédemment, pour les essais sous charge croissante, le type d'ensimage et de matrice modifie le comportement des structures étudiées, à la fois en terme d'amorçage, caractérisé par le nombre de cycle à partir duquel on observe un affaiblissement de rigidité, et de propagation, caractérisé par le taux et la cinétique d'affaiblissement de la rigidité.

Ainsi, pour l'ensimage :

- les matériaux A, B et C présentent, dans cet ordre, une sensibilité croissante à l'amorçage de fissures sous charge répétée constante,
- de la même manière, les matériaux A, B et C sont caractérisés par des cinétiques d'endommagement croissantes après amorçage (pentes $\frac{d(R_N/R_0)}{d \log N}$), conclusions qui rejoignent les résultats obtenus lors des essais instantanés sur la base des facteurs d'endommagement retenus.

De même, pour la matrice :

- la structure R₄ est la moins sensible à l'amorçage en fatigue,
- la structure R₁ a la cinétique d'endommagement la plus élevée après amorçage.

Afin de vérifier l'existence de corrélations entre les grandeurs caractéristiques des mécanismes élémentaires d'endommagement en sollicitations instantanée et en fatigue, nous avons reporté *Figure 5.58.* et *Figure 5.59.* :

- pour l'amorçage des fissures, la pression de fin de linéarité instantanée en fonction du seuil d'affaiblissement en fatigue
- pour la propagation des fissures, les cinétiques $\frac{dD_r}{d\sigma}$ (valeur en sollicitation instantanée) en fonction de $\frac{d(R_N/R_0)}{d \log N}$ (en fatigue).

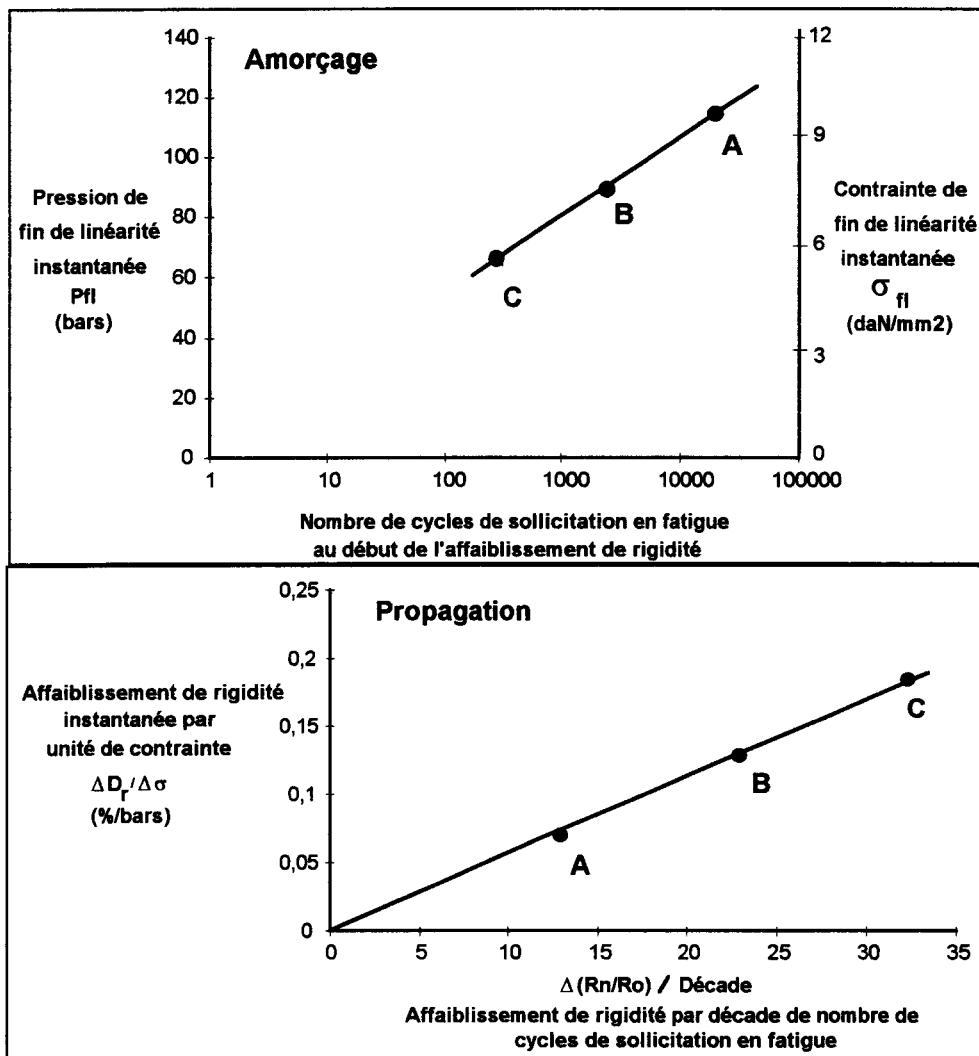


Figure 5.58. : Relation entre loi d'endommagement instantanée et loi d'endommagement en fatigue dynamique suivant la qualité de l'interface

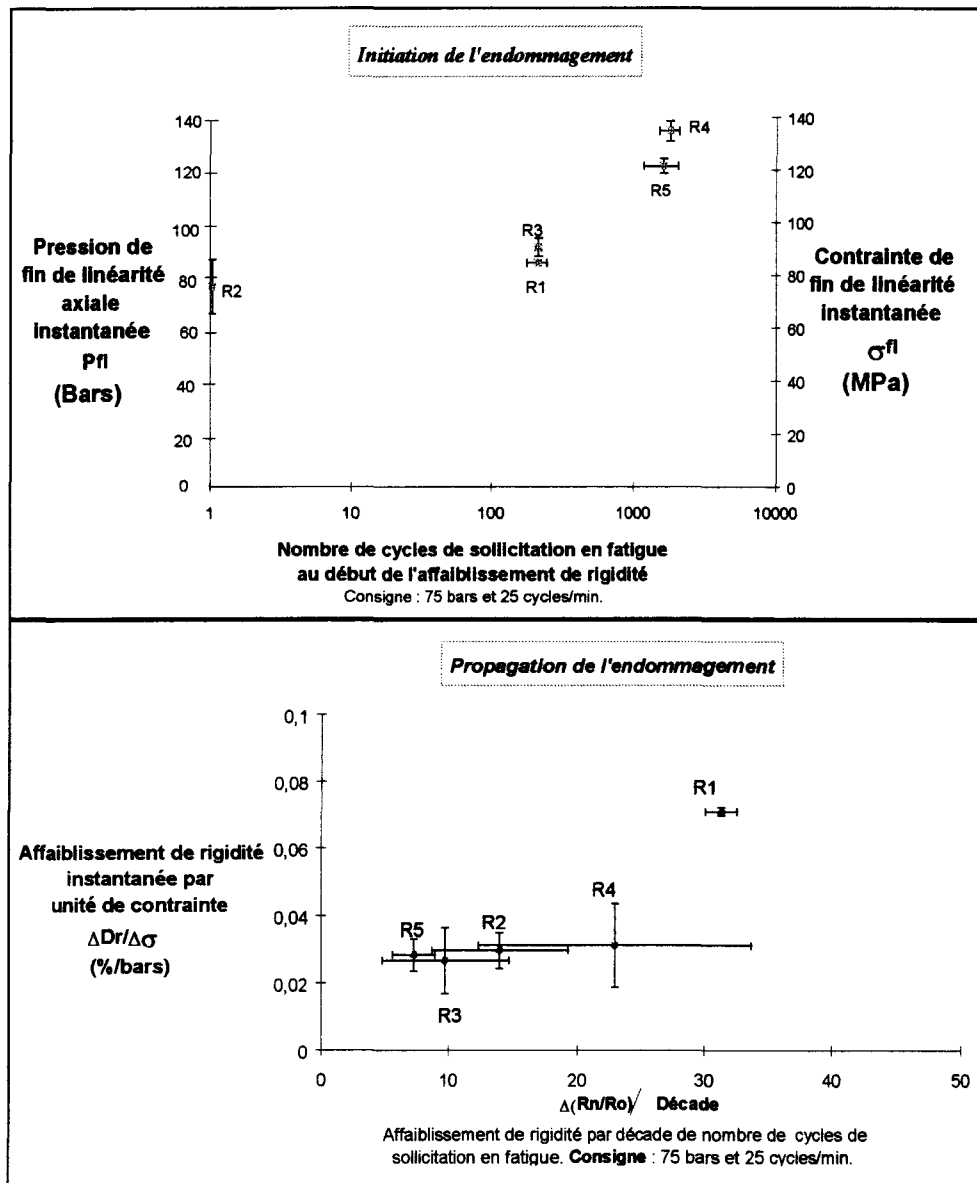


Figure 5.59. : Relation entre loi d'endommagement instantanée et loi d'endommagement en fatigue dynamique suivant la nature de la résine

On obtient des corrélations linéaires assez précises pour les niveaux de pression appliquée en fatigue, notamment pour le paramètre interface pour lequel la dispersion associée à chaque point est faible. La droite associée à la phase de propagation intègre logiquement l'origine : cinétique d'affaiblissement nulle pour un matériau qui ne fissure pas sous charge croissante (pas de coude) donc qui présente un $\frac{dD_r}{d\sigma}$ nul.

En revanche, l'origine de la courbe associée à l'amorçage reste indéterminée, du fait que l'origine théorique (matériau à très faible pression de fin de linéarité dont la fissuration en fatigue intervient à une fraction de cycle pour une amplitude de pression dynamique très supérieure à cette limite de linéarité instantanée) est rejetée à moins l'infini en abscisse. En pratique, cette corrélation linéaire est d'autant plus valable que la pression appliquée en fatigue est inférieure à la limite de linéarité, de sorte que les véritables mécanismes d'endommagement en fatigue puissent se développer. Ceci est confirmé par les résultats obtenus avec la seconde famille (paramètre matrice) pour laquelle la pression appliquée en fatigue correspond à la limite de linéarité instantanée de la structure R₂.

Concernant le phénomène de propagation associé à cette seconde famille, on obtient une corrélation linéaire analogue à celle de la première famille, mais avec un effet de dispersion beaucoup plus accentué, dû peut-être à une influence couplée de la matrice et de l'interface, paramètre qu'il est difficile de séparer.

Ces résultats permettent de conclure que, dans la limite des expériences réalisées et pour le mécanisme d'endommagement par fissuration, d'une part le paramètre de structure générateur principal de la dégradation est unique, notamment dans le cas de l'interface pour les deux modes de sollicitation, d'autre part, l'effet d'une surcharge sous pression croissante est analogue à l'effet d'un nombre de cycles en fatigue sous pression répétée.

Ces premières relations entre des caractéristiques d'endommagement instantané et à long terme nécessitent cependant une extension de validation expérimentale avant toute généralisation afin de préciser les possibilités de prévision du comportement à long terme à partir d'essais de courte durée, notamment en travaillant à différents niveaux de pression.

5.5. RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- 1 : Legg M. J., Hull D., *Effect Of Resin Flexibility On The Properties Of Filament Wound Tubes*, Composites (10/1982), pp. 369-376
- 2 : Thiebaud F., Joseph E., Perreux D., *Essais multiaxiaux sur tubes composites : solutions technologiques et protocoles expérimentaux*, Journée Scientifique et Technique "Essai multiaxiaux et composites", AMAC, Besançon (24/01/1995)
- 3 : Thiebaud F., *Modélisation du comportement global en sollicitations quasi-statiques d'un composite stratifié verre-époxy : aspects théorique et fondamental*, Thèse de l'Université de Franche-Comté (1994)
- 4 : Pabiot J., Lacrampe M.F., Krawczak P., Vandevor P., *La quantification de l'endommagement et de la restructuration des renforts de tubes réalisés par enroulement filamentaire sous pression statique et dynamique*, Note Technique de l'Ecole des Mines de Douai (06/1996), (à paraître), Composites
- 5 : Pabiot J., *Problème de prévision des caractéristiques mécaniques des plastiques renforcés par des fibres de verre*, Revue de la soudure (1973), N°4
- 6 : Pabiot J., *Plastiques renforcés : Propriétés mécaniques - Calcul*, Techniques de l'Ingénieur, A3246
- 7 : Puck (1967), Schneider (1974), in Manéra, Massot, Morel, *Manuel de calcul des composites verre-résine*, Editions Pluralis (1988)
- 8 : Brintrup H., *Beitrag zum zeitabhängigen Verformungsverhalten und zur Rissbildung orthotrop glassfaserverstärkter ungesättigter Polyester Harze unter ebener Normalbean Spruchung*, Dissertation, IKV, Aachen (1975)
- 9 : Odru P., Dewimille B., Grosjean F., Huvey M., *Canalisations composites pour applications pétrolières marines : les problèmes de durabilité*, Journée Scientifique et Technique "Durabilité des matériaux composites", AMAC, Moret-sur-Loing (30-31/05/1996)
- 10 : Krawczak P., Pabiot J., *Quantification de l'endommagement instantané de composites à fibres continues et matrice thermodurcissable et application à la prévision du comportement à long terme de tubes sous pression interne*, (à paraître) Composites (1996)
- 11 : Herbeaux M., *Etude de l'influence de l'interface sur le comportement à long terme de tubes en composites verre-époxy soumis à une pression interne*, Thèse de l'Université de Lille I (11/1990)

.6.

<p>CONCLUSIONS</p> <p>PERSPECTIVES</p>
--

Le comportement des matériaux composites est complexe, aussi bien dans ses modes de réaction aux sollicitations que dans ses modes d'endommagement, ceux-ci étant souvent la combinaison de nombreux endommagements unitaires, et de nombreux paramètres venant pondérer ce comportement.

L'étude présentée dans ce mémoire s'est attachée à quantifier le rôle joué par plusieurs de ces paramètres sur l'apparition de l'endommagement de structures réalisées en enroulement filamentaire : l'angle de bobinage, la résine, la fibre, la température d'essai, le mode de sollicitation, la structure du composite.

L'application d'une pression interne croissante avec enregistrement des déformations multidirectionnelles, permet de remarquer un certain nombre de particularités.

Il est apparu tout d'abord pour les tubes que l'endommagement se crée au sein du composite par des microfissures transverses, engendrées par des contraintes perpendiculaires aux fibres. Cette première étape est représentée sur les lois de comportement par un coude séparant deux états linéaires.

Pendant le coude, et pendant toute la seconde phase linéaire, l'endommagement se propage, notamment par la création de fissures longitudinales, créant ainsi des réseaux conduisant au perlage. On a également pu constater, notamment grâce à l'aide de l'émission acoustique, que le perlage n'est pas un endommagement en soi, puisqu'aucune modification de la loi de comportement n'est notable lorsqu'il a lieu, celle-ci restant linéaire.

Pour leurs parts, les observations microscopiques ont montré que la fissuration est tridimensionnelle, et confirmé le rôle joué par le gel-coat dans son action contre l'apparition du perlage.

Enfin, la non linéarité qui peut apparaître pour certaines familles dans la première partie de la loi de comportement s'explique par une restructuration du composite sous l'action de contrainte de cisaillement qui sont pourtant généralement négligées.

L'analyse paramétrique de la première partie de la courbe montre que la rigidité axiale est très sensible à l'ensemble des paramètres étudiés, les autres rigidités étant pratiquement insensibles. D'une manière générale, l'analyse théorique confirme les observations expérimentales, et les prévisions sont correctes. Les principales différences proviennent du fait que le matériau théorique et le matériau réel ont de légères différences de structures, notamment liées à la restructuration évoquée plus haut. L'ajustement du modèle permet alors d'améliorer les prévisions.

Concernant la limite de linéarité, qui dépend globalement de l'ensemble des paramètres, l'analyse théorique montre des prédictions inférieures de 50% environ aux valeurs expérimentales. Ceci est lié en partie au fait que le matériau théorique ne tient pas compte de l'enchevêtrement technologique des fibres. Comme précédemment, l'ajustement du modèle, en supposant notamment une augmentation de 50% des résistances aux cisaillements et en traction transverse avec l'enchevêtrement permet de meilleures prédictions.

Le perlage est quant à lui très sensible à la structure du matériau et à la température : à haute température, il n'a pas été possible de le détecter, alors que pour les réservoirs il y a rupture. Il correspond à une rupture d'étanchéité, celle-ci étant garantie soit par le liner (réservoirs), soit par le gel-coat (tubes). La déformabilité de la couche interne est donc le dernier rempart contre les fuites.

Enfin, l'analyse paramétrique de l'évolution de l'endommagement grâce à l'utilisation d'un certain nombre de facteurs caractéristiques, montre que celui-ci est plus important pour les structures époxy que vinylester, et à 23°C qu'à haute température. Cette analyse permet également de juger de la sensibilité de chacun de ces facteurs.

Bien que la majorité des essais ait été réalisée à pression croissante, l'application d'une pression répétée à amplitude croissante confirme le phénomène de restructuration du composite, en effaçant la discontinuité de la première partie de la loi de comportement au bout de quelques cycles à des pressions inférieures à la fin de linéarité. Elle confirme également que l'état d'endommagement peut être évalué par la rigidité résiduelle et les facteurs d'endommagement définis précédemment.

De plus, l'application d'une pression dynamique permet de mettre en évidence les relations, du moins qualitatives, qui existent entre l'endommagement à court terme et l'endommagement en fatigue.

Ce travail a contribué à la compréhension des mécanismes d'endommagement des composites, notamment en ce qui concerne les rôles joués par les paramètres de constitution et les conditions d'essai. Il a également montré qu'un calcul des stratifiés classique et que l'utilisation du critère de Tsai-Hill pouvaient être d'une grande aide, plus spécialement pour les structures en fibres de verre.

Nous avons terminé cette étude en montrant les relations qui existent entre l'endommagement à court terme et l'endommagement en fatigue. Cette relation n'est que qualitative et ne permet donc pour l'instant que d'établir un classement entre différentes structures, en limitant toutefois le nombre d'essais à réaliser à long terme.

Une piste intéressante de recherche pourrait donc être la confirmation de ces observations sur des structures différentes des nôtres et de tenter d'établir des relations plus quantitatives. De plus, l'endommagement en fluage n'ayant pas été abordé dans ce travail, il peut être également intéressant d'établir des relations équivalentes entre l'endommagement à court terme et en fluage.

TABLE DES ILLUSTRATIONS

Chapitre 2 :

Figure 2.1. :	<i>Principe de fabrication de la fibre de carbone</i>	30
Figure 2.2. :	<i>Fabrication d'un monoester</i>	33
Figure 2.3. :	<i>Réactions de polyesterification</i>	33
Figure 2.4. :	<i>Fabrication d'un DGEBA</i>	35
Figure 2.5. :	<i>Formulation générale des résines DGEBA</i>	35
Figure 2.6. :	<i>Relations structure-propriétés des résines DGEBA</i>	36
Figure 2.7. :	<i>Principe de l'enroulement filamentaire</i>	38
Figure 2.8. :	<i>Répartition de la production par procédé de transformation en 1994 (tonnes)</i>	40
Figure 2.9. :	<i>Répartition de la production par secteur d'activité en 1994 (tonnes)</i>	41
Figure 2.10. :	<i>Solide élastique isotrope soumis à un champ de contraintes quelconque, dans un repère donné</i>	43
Figure 2.11. :	<i>Nappe unidirectionnelle - Notations</i>	48
Figure 2.12. :	<i>Changement de repère pour l'écriture de la loi de comportement d'une nappe unidirectionnelle</i>	50
Figure 2.13. :	<i>Structure élémentaire obtenue par enroulement filamentaire</i>	52
Figure 2.14. :	<i>Définition des axes de symétrie du tube</i>	53
Figure 2.15. :	<i>Organigramme du calcul</i>	63
Figure 2.16. :	<i>Différents modes d'endommagements (d'après [63])</i>	66
Figure 2.17. :	<i>Modes d'endommagement du composite unidirectionnel en fonction de la sollicitation uniaxiale : (a) longitudinale, (b) transversale, (c) cisaillement (d'après [29])</i>	67
Figure 2.18. :	<i>Influence de la contrainte sur la dégradation d'un stratifié (d'après [31])</i>	67
Figure 2.19. :	<i>Fissuration longitudinale dans une monocouche</i>	71
Figure 2.20. :	<i>Simulation d'un effet Kaiser en chargement répété progressif</i>	75
Figure 2.21. :	<i>Simulation d'un effet Felicity en chargement répété progressif</i>	76
Figure 2.22. :	<i>Enveloppe de rupture de tubes verre-époxy soumis à une pression interne (d'après [54])</i>	78
Figure 2.23. :	<i>Durée de vie en fluage de tubes verre-époxy et verre-vinylester (d'après [55])</i>	78
Figure 2.24. :	<i>Lois de comportement de tubes verre-polyester avec additifs flexibilisants (d'après [56])</i>	79
Figure 2.25. :	<i>Évolution du module d'un tube en fonction de l'angle de bobinage (d'après [60])</i>	80
Figure 2.26. :	<i>Courbes contraintes/déformations en fonction de l'angle de bobinage</i>	81

Tableau 2.1. :	Caractéristiques mécaniques des fibres de carbone, mesurées d'après la norme NF T 25.101	30
Tableau 2.2. :	Caractéristiques générales de la fibre de carbone	31
Tableau 2.3. :	Performances des résines polyester insaturées	35
Tableau 2.4. :	Principales caractéristiques des résines époxy	37
Tableau 2.5. :	Applications des composites hautes performances (d'après [6])	39
Tableau 2.6. :	Applications des composites grande diffusion (d'après [6])	40
Tableau 2.7. :	Conditions de vérification des critères de rupture	57
Tableau 2.8. :	Comparaisons des différentes techniques de contrôle non destructif (d'après [39])	69
Tableau 2.9. :	Paramètres d'étude	86

Chapitre 3 :

Figure 3.1. :	Principe du bouchage des tubes	101
Figure 3.2. :	Détail d'un bouchon de tube	101
Figure 3.3. :	Machine pour l'essai de rupture instantanée	102
Figure 3.4. :	Principe de l'essai de fatigue dynamique	103
Figure 3.5. :	Machine pour l'essai de fatigue dynamique	104
Figure 3.6. :	Principe des essais de fatigue à amplitude croissante	104
Figure 3.7. :	Machine pour l'essai de fluage	106
Figure 3.8. :	Courbe D.M.T.A. de la résine époxy	109
Figure 3.9. :	Résine vinylester	112
Figure 3.10. :	Courbe D.M.T.A. de la résine vinylester	112
Figure 3.11. :	Bouteilles verre-époxy/polyéthylène	115
Figure 3.12. :	Réservoir carbone-époxy/polyéthylène	117
Tableau 3.1. :	Caractéristiques mécaniques du verre pour tubes (d'après le fournisseur)	108
Tableau 3.2. :	Caractéristiques mécaniques mesurées de la résine époxy pour tubes	109
Tableau 3.3. :	Caractéristiques nominales - Tubes verre-époxy (d'après le fournisseur)	109
Tableau 3.4. :	Caractéristiques géométriques mesurées - Tubes verre-époxy	110
Tableau 3.5. :	Densités, taux de fibres et de vides mesurées - Tubes verre-époxy	111
Tableau 3.6. :	Caractéristiques mécaniques mesurées de la résine vinylester	112
Tableau 3.7. :	Caractéristiques nominales - Tubes verre-vinylester (d'après le fabricant)	113
Tableau 3.8. :	Caractéristiques géométriques mesurées - Tubes verre-vinylester	113
Tableau 3.9. :	Densités, taux de fibres et de vides mesurés - Tubes verre-vinylester	114
Tableau 3.10. :	Caractéristiques nominales - Bouteilles verre-époxy/PE (d'après le constructeur)	115
Tableau 3.11. :	Densité, taux de fibres et de vides mesurés - Bouteilles verre-époxy/polyéthylène	116
Tableau 3.12. :	Caractéristiques mécaniques de la résine époxy pour bouteilles	116
Tableau 3.13. :	Caractéristiques nominales - Réservoirs carbone-époxy/polyéthylène (d'après le constructeur)	117
Tableau 3.14. :	Densité, taux de fibres et de vides mesurés - Réservoirs carbone-époxy/polyéthylène	118
Tableau 3.15. :	Caractéristiques de la fibre de carbone pour réservoirs (d'après le fournisseur)	118

Chapitre 4 :

Figure 4.1. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané pression-déformations multidirectionnelles</i>	126
Figure 4.2. :	<i>Détermination des rigidités</i>	128
Figure 4.3. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP52,8/-30</i>	129
Figure 4.4. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP52,8/23</i>	130
Figure 4.5. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP52,8/110</i>	131
Figure 4.6. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes en fonction de la température - Tubes verre-époxy bobinés à 52,8°</i>	132
Figure 4.7. :	<i>Loi de comportement instantané - Tube EP56/-40</i>	134
Figure 4.8. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP56/23</i>	135
Figure 4.9. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Tube EP56/110</i>	136
Figure 4.10. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes en fonction de la température - Tubes verre-époxy bobinés à 56°</i>	137
Figure 4.11. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Tube VE52,8/23</i>	139
Figure 4.12. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Tube VE52,8/80</i>	140
Figure 4.13. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes en fonction de la température - Tubes verre-vinylester bobinés à 52,8°</i>	141
Figure 4.14. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Tube VE56/23</i>	143
Figure 4.15. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Tube VE56/80</i>	144
Figure 4.16. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes en fonction de la température - Tubes verre-vinylester bobinés à 56°</i>	145
Figure 4.17. :	<i>Synthèse comparée des résultats instantanés - Tubes bobinés à 52,8°</i>	147
Figure 4.18. :	<i>Synthèse comparée des résultats instantanés - Tubes bobinés à 56°</i>	148
Figure 4.19. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Bouteilles verre-époxy/polyéthylène</i>	150
Figure 4.20. :	<i>Exemple de loi de comportement instantané - Réservoirs carbone-époxy/polyéthylène</i>	151
Tableau 4.1. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP52,8/-30</i>	129
Tableau 4.2. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP52,8/23</i>	130
Tableau 4.3. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP52,8/110</i>	131
Tableau 4.4. :	<i>Caractéristiques instantanées - Tube EP56/-40</i>	134
Tableau 4.5. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP56/23</i>	135
Tableau 4.6. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes EP56/110</i>	136
Tableau 4.7. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes VE52,8/23</i>	139
Tableau 4.8. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes VE52,8/80</i>	140
Tableau 4.9. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes VE56/23</i>	143
Tableau 4.10. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Tubes VE56/80</i>	144
Tableau 4.11. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Bouteilles verre-époxy/polyéthylène</i>	150
Tableau 4.12. :	<i>Caractéristiques instantanées moyennes - Réservoirs carbone-époxy/polyéthylène</i>	151

Chapitre 5 :

Figure 5.1. :	Loi de comportement instantanée et émission acoustique - Tube VE56/23	159
Figure 5.2. :	Réorientation des fibres en cours d'essai (d'après [1])	168
Figure 5.3. :	Gonflement d'un tube en cours d'essai (d'après [2])	169
Figure 5.4. :	Lois de comportement en traction et compression axiale - Tube verre-vinylester (diamètre 50 mm - $\alpha = 55^\circ$)	171
Figure 5.5. :	Matériau orthotrope macroscopiquement	175
Figure 5.6. :	Influence de l'angle de bobinage sur les caractéristiques élastiques du composite	176
Figure 5.7. :	Influence du taux de renfort sur les caractéristiques élastiques du composite	177
Figure 5.8. :	Influence du module d'Young de la matrice sur les caractéristiques élastiques du composite	178
Figure 5.9. :	Influence du coefficient de Poisson de la matrice sur les caractéristiques élastiques du composite	178
Figure 5.10. :	Influence de la température sur les caractéristiques élastiques du composite	179
Figure 5.11. :	Influence de l'angle de bobinage sur les rigidités apparentes du composite	180
Figure 5.12. :	Influence du taux de renfort sur les rigidités apparentes du composite	182
Figure 5.13. :	Influence du taux de renfort et de l'angle de bobinage sur la rigidité perpendiculaire aux fibres	183
Figure 5.14. :	Influence du module d'Young de la matrice sur les rigidités apparentes du composite	184
Figure 5.15. :	Influence de du coefficient de Poisson de la matrice sur les rigidités apparentes du composites	184
Figure 5.16. :	Influence de la température sur les rigidités apparentes du composite	185
Figure 5.17. :	Influence du taux de dégradation de la matrice sur les rigidités apparentes du composite	186
Figure 5.18. :	Comparaison calcul-mesures des rigidités apparentes - Tubes verre-époxy	188
Figure 5.19. :	Comparaison calcul-mesures des rigidités apparentes - Tubes verre-vinylester	189
Figure 5.20. :	Comparaison calcul-mesures des rigidités axiales à l'origine - Tubes verre-époxy	190
Figure 5.21. :	Comparaison calcul-mesures des rigidités axiales à l'origine - Tubes verre-vinylester	190
Figure 5.22. :	Comparaison calcul-mesures des rigidités apparentes après restructuration - Tubes verre-époxy	192
Figure 5.23. :	Comparaison calcul-mesures des rigidités apparentes après restructuration - Tubes verre-vinylester	193
Figure 5.24. :	Influence de l'angle de bobinage sur la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité)	197
Figure 5.25. :	Influence du taux de renfort sur la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité)	198
Figure 5.26. :	Influence de la température sur la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité)	199
Figure 5.27. :	Influence des paramètres étudiés sur la contrainte circonférentielle à la rupture estimée suivant le critère de la contrainte maximale	200
Figure 5.28. :	Comparaison calcul-mesures de la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité) - Tubes verre-époxy	201
Figure 5.29. :	Comparaison calcul-mesures de la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité) - Tubes verre-vinylester	201
Figure 5.30. :	Comparaison calcul-mesure de la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité) en tenant compte de l'entrecroisement des mèches - Tubes verre-époxy	203
Figure 5.31. :	Comparaison calcul-mesures de la contrainte circonférentielle à la rupture (limite de linéarité) en tenant compte de l'entrecroisement des mèches - Tubes verre-vinylester	203
Figure 5.32. :	Déformations maximales des tubes sans perlage	206
Figure 5.33. :	Lois de comportement instantanées avant et après perlage - Tube EP52,8/23	209
Figure 5.34. :	Définition de la rigidité résiduelle	210
Figure 5.35. :	Variation des rigidités résiduelles - Tubes EP52,8/23 (a) et VE56/23 (b)	211
Figure 5.36. :	Courbes d'endommagement D'r - Tubes EP52,8/23 (a) et VE56/23 (b)	211
Figure 5.37. :	Relation facteur d'endommagement D'r - taux cumulé d'émission acoustique - Tube VE56/23	212
Figure 5.38. :	Définition de la variable d'endommagement $\Delta\epsilon$	212

Figure 5.39. :	Relation écart de déformation-coups cumulés d'émission acoustique - Tissu verre-polyester (d'après [10])	213
Figure 5.40. :	Relation densité de fissures-coups cumulés d'émission acoustique - Tissu verre-polyester (d'après [10])	213
Figure 5.41. :	Relation endommagement-coups cumulés d'émission acoustique - Tubes VE56/23	214
Figure 5.42. :	Relation endommagement-contrainte - Tube VE56/23	215
Figure 5.43. :	Rigidité apparente - Tube EP56/23	216
Figure 5.44. :	Lois de comportement et rigidité apparente - Tubes EP56/23 et EP56/110	216
Figure 5.45. :	Variation du facteur d'endommagement D_a avec la contrainte - Tube EP56/23	217
Figure 5.46. :	Influence des paramètres de structure et d'environnement $R'r$ et $D'r$	218
Figure 5.47. :	Influence des paramètres de structure et d'environnement sur $\Delta\varepsilon$	219
Figure 5.48. :	Influence des paramètres de structure et d'environnement sur R_a et D_a	220
Figure 5.49. :	Évolution des modules E_T et G_{LT} après la fin de linéarité - Tubes verre-époxy	224
Figure 5.50. :	Évolution des modules E_T et G_{LT} après la fin de linéarité - Tubes verre-vinylester	225
Figure 5.51. :	Loi de comportement multidirectionnelle sous chargement répété progressif - Tube EP52,8/23	226
Figure 5.52. :	Loi de comportement axiale en chargement répété progressif - Tube EP52,8/23	227
Figure 5.53. :	Exemple d'évolution de la rigidité relative en fatigue	229
Figure 5.54. :	Influence de l'interface fibre-matrice sur les facteurs d'endommagement de tubes verre-époxy	230
Figure 5.55. :	Influence de la matrice sur les facteurs d'endommagement de tubes verre-résine	232
Figure 5.56. :	Influence de l'interface sur le comportement en fatigue dynamique de tubes verre-époxy	233
Figure 5.57. :	Influence de la matrice sur le comportement en fatigue dynamique de tubes verre-résine	233
Figure 5.58. :	Relation entre loi d'endommagement instantanée et loi d'endommagement en fatigue dynamique suivant la qualité de l'interface	235
Figure 5.59. :	Relation entre loi d'endommagement instantanée et loi d'endommagement en fatigue dynamique suivant la nature de la résine	236
Tableau 5.1. :	Rapport entre la pente à l'origine et la pente au point d'inflexion	168
Tableau 5.2. :	Influence de la diminution de l'angle de bobinage de 1° sur les caractéristiques élastiques	170
Tableau 5.3. :	Paramètres de structure des tubes	187
Tableau 5.4. :	Réduction angulaire permettant de faire coïncider la rigidité axiale théorique avec la rigidité expérimentale après restructuration	191
Tableau 5.5. :	Comparaison des caractéristiques unidirectionnelles des composites	195
Tableau 5.6. :	Caractéristiques unidirectionnelles des composites en fonction de la résine et de la température	196
Tableau 5.7. :	Caractéristiques du seuil de perlage à 23°C	204
Tableau 5.8. :	Influence du liner thermoplastique sur les performances des réservoirs et bouteilles	205
Tableau 5.9. :	Comparaison des différents facteurs d'endommagement	221
Photo 5.1. :	Tube EP52,8/-30 - Coupe axiale	162
Photo 5.2. :	Tube EP52,8/-30 - Coupe circonférentielle	162
Photo 5.3. :	Tube EP52,8/-30 - Coupe circonférentielle	163
Photo 5.4. :	Tube EP56/110 - Coupe axiale	163
Photo 5.5. :	Tube EP56/110 - Coupe axiale	163
Photo 5.6. :	Tube EP56/110 - Coupe circonférentielle	164
Photo 5.7. :	Tube VE52,8/23 - Coupe circonférentielle	165
Photo 5.8. :	Tube VE56/23 - Coupe axiale	165
Photo 5.9. :	Tube VE56/23 - Coupe circonférentielle	165
Photo 5.10. :	Tube VE56/23 - Coupe circonférentielle	166
Photo 5.11. :	Tube VE56/80 - Coupe axiale	166
Photo 5.12. :	Tube VE56/80 - Coupe circonférentielle	166

