

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique
UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI DE TIZI-OUZOU
Faculté du Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique
LABORATOIRE DE MECANIQUE, STRUCTURES ET ENERGETIQUE



MEMOIRE DE MAGISTER

OPTION : Mécanique Appliquée

Présenté par: KACED Ahmed

THEME:

Caractérisation mécanique et tolérance à l'endommagement
des matériaux composites à renfort verre et matrice organique

Devant le jury composé de:

Mr BILEK Ali	Professeur	U.M.M.Tizi-Ouzou	Président
Mr DJEBBAR Arezki	Professeur	U.M.M.Tizi-Ouzou	Rapporteur
Mr ASMA Farid	Maître de Conférence A	U.M.M.Tizi-Ouzou	Examineur
Mr ZAZI Nacer	Maître de Conférence A	U.M.M.Tizi-Ouzou	Examineur

Soutenu le : / /2016.

Remerciements

J'adresse mes remerciements et l'expression de ma vive gratitude au professeur AREZKI DJEBBAR, pour avoir proposé, dirigé et suivi constamment l'évolution de ce mémoire de magister.

Mes remerciements vont aussi à messieurs les membres de jury : professeur A.BILEK, docteur F.ASMA, et docteur N.ZAZI pour m'avoir fait l'honneur d'accepter de lire et de juger ce mémoire.

Nous remercions aussi Mr AMOKRANE Abdallah PDG de l'entreprise ISELMANE à Bejaïa, pour son rôle d'accueil, d'encouragement et la fourniture des différents matériaux utilisés dans le cadre de ce travail. Professeur AZEM, professeur LAGHROUCHE.

Mes remerciements s'adressent aussi à tous ceux qui ont contribué dans la réussite de ce travail, à ma famille, mes amis et particulièrement à Mr KACIMI.L, MHENA doctorants à l'UMMTO, les ingénieurs des laboratoires LMSE et SDM.

Liste des figures

Figure (I.1) : Représentation schématique d'un matériau composite.....	1
Figure (I.2) : schéma de travail avec les résines thermodurcissables.....	9
Figure (I.3) : moulage de preimprégnés en feuilles	13
Figure (I.4) : méthode de mise en œuvre manuelle.....	14
Figure (I.5) : enroulement filamentaire	16
Figure(I.6) schéma de principe d'une ligne de pultrusion.....	17
Figure (I.7) : exemple d'un matériau composite stratifié.....	19
Figure (I.8) : Exemples de stratifiés à base de plis unidirectionnels.....	20
Figure(I.9) : une structure en sandwich	24
Figure (II.1) : distribution des contraintes.....	26
Figure (II.2) : changement de repères	27
Figure (II.3) composite unidirectionnel.....	29
Figure (II.4) axes du pli et axes de référence	32
Figure (II.5) : traction longitudinale.....	34
Figure (II.6) : traction transversale.....	35
Figure (II.7) : traction hors axes.....	35
Figure (II.8) : schéma d'un stratifié.....	36
Figure (II.9) : représentation d'un sandwich	40
Figure (II.10), délaminage des matériaux composites	44
Figure (II.11), mécanismes d'endommagement.....	45
Figure (II.12), effet de la plastification sur la relaxation des contraintes autour d'un trou...	45
Figure (III.1) évolution de la déformation en fonction du temps lors d'un essai de fluage-recouvrance	56
Figure (III.2) : Courbe de fluage d'un composite	57
Figure (III.3) : accumulation de l'endommagement en fonction du temps.....	62
Figure(III.4) : les mécanismes d'endommagement.....	63
Figure (III.5) : décohésion fibre matrice	64
Figure (III.6) : micro délaminage initié en tête de fissure dans un stratifié	65
Figure (III.7) : chronologie de différents types d'endommagements.....	66
Figure (III.8): model parallèle de Voigt	67
Figure (III.9) : modèle "série-parallèle"(KHAVANDI, 1997).....	68
Figure (III.10) : représentation rhéologique du corps de Hooke.....	70

Figure (III.11) : représentation rhéologique du liquide de Newton	70
Figure (III.12) : représentation rhéologique de l'élément de MAXWELL	71
Figure (III.13) : représentation rhéologique d'un élément de BURGERS	71
Figure (III.14) : représentation rhéologique d'un solide plastique parfaitement inélastique..	73
Figure (III.15) : représentation rhéologique de l'élément de BINGHAM	73
Figure (IV.1) stratification utilisée par l'entreprise ISELMAN	78
Figure(IV.2) Scie a disque diamanté	79
Figure (IV.3) géométrie des éprouvettes	80
Figure (IV.4) flexion trois points	81
Figure (IV.5) : répartition du champ de contrainte dans l'épaisseur d'une éprouvette soumise a une sollicitation de flexion trois points	82
Figure (IV.6) schéma du chargement des éprouvettes	84
Figure (IV.7) schéma de fonctionnement du banc d'essai de flexion fluage	85
Figure (IV.8) : enceinte thermique	86
Figure (IV.9) composante du capteur LVDT	87
Figure (IV.10) variation de la tension différentielle	88
Figure (IV.11) commande du signale module	88
Figure (IV.12) principe d'étalonnage du capteur LVDT	89
Figure (IV.13) courbe d'étalonnage de LVDT	89
Figure (IV.14) Schéma de la carte Arduino	90
Figure (IV.15) « un panneau avant » vide	94
Figure (IV.16) Un diagramme vide	94
Figure (IV.17) palette d'outils	94
Figure (IV.18) la palette d'objets	95
Figure (IV.19) Palette d'objets du diagramme (<i>Functions Palette</i>)	95
Figure (IV.20) Palette de boutons spécifiques au mode d'édition	96
Figure (IV.21) Palette de boutons en mode d'exécution	96
Figure (IV.22) exemple d'évolution de la force en fonction du déplacement du lot AC à 23°C	98
Figure(IV.23) exemple d'évolution de la contrainte en fonction du déplacement du lot AC à 23°C	98
Figure (IV.24) exemple d'évolution de la force en fonction du déplacement du lot AC à 40°C	98

Figure (IV.25) exemple dévolution de la contrainte en fonction du déplacement du lot AC à 40°C	99
Figure (IV.26) exemple d'évolution de la force en fonction du déplacement du lot AC à 70°C	99
Figure (IV.27) exemple d'évolution de la contrainte en fonction du déplacement du lot AC à 70°C	99
Figure (IV.28) exemple d'évolution de la force en fonction du déplacement du lot AC à 90°C	100
Figure (IV.29) exemple d'évolution de la contrainte en fonction du déplacement du lot AC à 90°C	100
Figure (IV.30) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température.....	101
Figure (IV.31) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température.....	102
Figure (IV.32) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température.....	102
Figure (IV.33) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température.....	103
Figure (IV.34) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température.....	104
Figure (IV.35) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température.....	105
Figure (IV.36) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température.....	105
Figure (IV.37) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température.....	106
Figure (IV.38) exemple de détermination du module de Young à 23°C.....	106
Figure (IV.39) exemple de détermination du module de Young à 40°C.....	107
Figure (IV.40) exemple de détermination du module de Young à 70°C.....	107
Figure (IV.41) Exemple de détermination du module de Young à 90°C	107
Figure (IV.42) évolution du module de Young du lot AC en fonction de la température	108
Figure (IV.43) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot AC en fonction de la température	108
Figure (IV.44) évolution du module de Young du lot AT en fonction de la température	109
Figure (IV.45) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot AT en fonction de la température.....	109
Figure (IV.46) évolution du module de Young en fonction de la température	110
Figure (IV.47) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot B en fonction de la température	110
Figure (IV.48) évolution du module de Young en fonction de la température	111

Figure (IV.49) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot C en fonction de la température	111
Figure (IV.50) évolution du module de Young en fonction de la température	112
Figure (IV.51) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot DC en fonction de la température	112
Figure (IV.52) évolution du module de Young en fonction de la température	113
Figure (IV.53) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot DT en fonction de la température.....	113
Figure (IV.54) évolution du module de Young en fonction de la température	114
Figure (IV.55) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot EC en fonction de la température	114
Figure (IV.56) évolution du module de Young en fonction de la température	115
Figure (IV.57) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot ET en fonction de la température	115
Figure (IV.58) exemple de courbes de fluage à 23°C	117
Figure (IV.58) exemple de courbes de fluage à 40°C	117
Figure (IV.59) exemple de courbes de fluage à 70°C	118
Figure (IV.60) exemple de courbes de fluage à 90°C	118
Figure (IV.61) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 243.63 MPa	120
Figure (IV.62) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 230.72 MPa	120
Figure (IV.63) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 104.39 MPa	121
Figure (IV.64) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 39.14 MPa	121
Figure (IV.65) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 230.76 MPa	122
Figure (IV.66) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 119.24 MPa	122
Figure (IV.67) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 121.32 MPa	123
Figure (IV.68) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 34.19 MPa	123

Figure (IV.69) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 150.89 MPa	124
Figure (IV.70) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 87.23 MPa	124
Figure (IV.71) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 33.24 MPa	125
Figure (IV.72) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 24.28 MPa	125
Figure (IV.73) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 143.28 MPa	126
Figure (IV.74) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 102.8 MPa	126
Figure (IV.75) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 24.66 MPa	127
Figure (IV.76) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 19.27 MPa	127
Figure (IV.77) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 224.74 MPa	128
Figure (IV.78) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 197.82 MPa	128
Figure (IV.79) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 26.52 MPa	129
Figure (IV.80) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 15.88 MPa	129
Figure (IV.81) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 214.46 MPa	130
Figure (IV.82) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 171.46 MPa	130
Figure (IV.83) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 30.6 MPa	131
Figure (IV.84) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 16 MPa	131

Figure (IV.85) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 232.91 MPa	132
Figure (IV.86) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 227.28 MPa	132
Figure (IV.87) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 29.18 MPa	133
Figure (IV.88) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 18.66 MPa	133
Figure (IV.89) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 134.52 MPa	134
Figure (IV.90) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 98.37 MPa	134
Figure (IV.91) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 26.88 MPa	135
Figure (IV.92) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 16.87 MPa	135

Liste des tableaux

Tableau (I.1) : caractéristiques moyennes des fibres et renforts	02
Tableau (I.2) : caractéristiques moyennes des matrices TD.....	10
Tableau (I.3) : caractéristiques moyennes des matrices TP	12
Tableau (I.4): désignations de stratifiés	21
Tableau (I.5) : désignation d'un stratifié symétrique	21
Tableau (I.6) : désignation d'un stratifié	22
Tableau (I.7) : désignation d'un stratifié	22
Tableau (I.8) : désignation d'un stratifié hybride.....	23
Tableau (II.1) : propriétés des matériaux et hypothèses de symétries	31
Tableau (II.2) : comparaison des différents composites	36
Tableau (IV.1) différents lots d'éprouvettes d'essais.....	79
Tableau (IV.2) géométrie des éprouvettes	80
Tableau (IV.3) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température	101
Tableau (IV.4) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température	101
Tableau (IV.5) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température	102
Tableau (IV.6) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température	103
Tableau (IV.7) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température	103
Tableau (IV.8) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température	104
Tableau (IV.9) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température	105
Tableau (IV.10) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température	105
Tableau (IV.11) module de Young du lot AC en fonction de la température.....	108
Tableau (IV.12) module de Young du lot AT en fonction de la température	109
Tableau (IV.13) module de Young du lot B en fonction de la température.....	110
Tableau (IV.14) module de Young du lot C en fonction de la température.....	111
Tableau (IV.15) module de Young du lot DC en fonction de la température.....	112
Tableau (IV.16) module de Young du lot DT en fonction de la température	113
Tableau (IV.17) module de Young du lot EC en fonction de la température	114
Tableau (IV.18) module de Young du lot ET en fonction de la température.....	115

Introduction

INTRODUCTION GENERALE

Les matériaux composites trouvent de plus en plus d'applications dans la réalisation de pièces structurales de dimensions diverses dans de nombreux secteurs industriels tels que l'aéronautique, la construction automobile, le nucléaire, le génie biomédical... en effet dans ces domaines d'application le remplacement des matériaux métalliques par les composites est motivé par l'allégement des structures à propriétés mécaniques égales. En raison du coût généralement élevé de ces matériaux, un effort particulier est fait en direction d'une réduction des coûts de fabrication afin d'optimiser les processus d'élaboration et les propriétés d'usage. Un autre point important est le comportement à long terme de ces matériaux. Un effort important a été fait ces dernières années pour prolonger la durée de vie des structures en matériaux composites et prévoir le cas échéant leur rupture. D'une façon générale, la durabilité de ces matériaux fortement hétérogènes et d'une grande complexité structurale n'est pas encore maîtrisée alors qu'elle est au cœur des problèmes de sécurité des grandes structures technologiques notamment aéronautique, spatiale et nucléaire. Plus particulièrement dans les cas où les pièces sont soumises à des conditions d'utilisation impliquant des charges importantes sur de longues durées, une connaissance précise du comportement en fluage devient essentielle pour une conception et une durée de vie optimale.

Dans ce but, il est essentiel d'avoir la meilleure connaissance possible de ces matériaux, en terme de microstructure et de propriétés mécaniques de manière à pouvoir suivre ces propriétés sous sollicitations afin d'identifier les mécanismes d'endommagement mis en jeu, leur initiation et leur développement jusqu'à rupture. Pour ce faire, des modèles de comportement mécanique intégrant la microstructure et l'endommagement sont développés et présentent une grande utilité pour l'étude de ce phénomène. Cependant peu de travaux sont consacrés à l'aspect prédictif en termes de durée de vie. Parallèlement aux efforts de modélisation, de nombreux essais mécaniques sont menés sur les matériaux de structures pour évaluer les propriétés mécaniques, étudier la résistance des matériaux et valider les modèles. La encore les essais sont peu utilisés notamment en terme de prédiction de la rupture. Notre contribution se situe dans ce cadre. Nous nous sommes fixé dans ce travail comme but d'obtenir une description la plus précise possible du comportement en fluage afin de mieux comprendre les processus qui mènent à la rupture. A travers une analyse de la déformation et de la contrainte, le comportement de matériaux composites à matrice organique renforcée avec des fibres de verre a été étudié expérimentalement, depuis la mise en charge jusqu'à la rupture. Les propriétés essentielles du comportement, notamment à rupture ont été mises en évidence et les possibilités de prédire la rupture ont été explorées.

Le premier chapitre est consacré à une synthèse bibliographique, il comporte une présentation générale des matériaux composites. Il expose des généralités et des méthodes utilisées pour l'élaboration des matériaux qui font l'objet de la présente étude.

Le deuxième chapitre concerne le comportement des matériaux composites. Nous avons cité quelques détails sur le comportement élastique linéaire des matériaux composites ainsi que leurs lois de comportement ensuite nous avons donné l'importance aux phénomènes de rupture pour expliquer les mécanismes d'endommagement qui provoquent la rupture des

pièces mécaniques en services. Cette rupture arrive généralement suite à une dégradation des caractéristiques mécaniques sous l'effet des charges statiques ou dynamiques qu'on appelle aussi fatigue. Le milieu de travail des pièces mécanique n'est pas à exclure des phénomènes responsables de cette dégradation car la température et l'humidité sont souvent à l'origine du vieillissement physico-chimique.

Le troisième chapitre est consacré au phénomène de fluage des pièces mécanique soumises pour des charges statiques et travaillant pour des longues durées. Malheureusement la durée de vie d'une pièce est limitée à cause de l'endommagement ce phénomène qui explique le développement des défauts à l'échelle microscopique, mesoscopique et macroscopique jusqu'à la rupture totale. La modélisation des endommagements nécessite un ou plusieurs modèles d'analyse, ce qui fait l'objet de la fin de ce chapitre.

Enfin le quatrième et dernier chapitre aborde la prévision du comportement à long terme : une approche basée sur le principe de superposition Temps-Température-Contraainte sera appliquée et complétée par une analyse plus physique inspirée du modèle microstructural de findley.

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES MATERIAUX COMPOSITES

Généralités sur les matériaux composites :

1. Les matériaux composites :

Un matériau composite est défini comme un assemblage de plusieurs matériaux de natures différentes. Il est généralement constitué d'une matrice dans laquelle sont insérés des renforts. La matrice assure le maintien de l'assemblage et le transfert de charges entre les renforts qui assurent la tenue mécanique du composite grâce à leurs caractéristiques mécaniques élevées (module et limites d'élasticité, résistance mécanique,...). L'association de ces différents matériaux a pour but d'obtenir un matériau dont les propriétés mécaniques spécifiques sont supérieures à celles de la matrice seule.

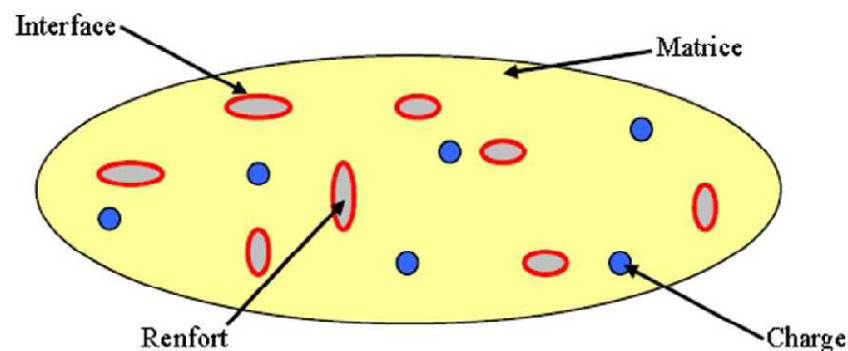


Figure (I.1) : Représentation schématique d'un matériau composite [3].

1.1. Les renforts :

1.1.1. Fibre de verre :

Elles constituent le renfort essentiel des composites de grande diffusion. Elle est obtenue à partir de sable (silice) et d'additifs (alumine, carbonates de chaux, magnésie, oxyde de bore). On distingue trois types de fibres :

- E : pour les composites de grande diffusion et les applications courantes ;
- R : pour les composites hautes performances ;
- D : pour la fabrication de circuits imprimés (propriétés diélectrique) .

1.1.2. Fibre de carbone :

C'est la fibre la plus utilisée dans les applications de haute performance. Elle est obtenue par la Carbonisation de la fibre de PAN (polyacrylonitrile). Selon la température de combustion on distingue deux types de fibres :

- Fibre haute résistance (HR) : pour une combustion de 1000 à 1500 °C ;
- Fibre haut module (HM) : pour une température de combustion de 1800 à 2000 °C.

1.1.3. Fibre d'aramide :

La fibre d'aramide ou (KEVLAR) est issue de la chimie des polyamides aromatique. Il est possible de trouver deux types de fibre d'aramide de rigidités différentes :

- Les fibres bas modules : utilisés pour les câbles et les gilets pare-balle ;
- Les fibres hautes modules : employées dans le renforcement pour le composite haute performance.

1.1.4. Fibre de bore :

Fibre de haut module et insensible à l'oxydation à haute température elles sont obtenues par dépôt en phase gazeuse sur un substrat en tungstène.

1.1.5. Fibre de silice (ou de quartz) :

Elles sont produites comme le verre, par fusion, et sont essentiellement utilisées pour leurs hautes tenues chimiques et thermiques dans les tuyères pour moteurs de fusées.

1.1.6. Fibre de polyéthylène de haut module :

Elles présentent une très bonne résistance à la traction mais une mauvaise mouillabilité. Pour des structures peut sollicitées, on peut encore utiliser des fibres synthétiques courantes de polyamides ou polyester.

1.1.7. Caractéristiques moyennes des fibres et renforts :

Renforts	d	Mv	E	G	K	Cr	A	α
Verre E	16	2600	74000	30000	0,25	2500	3,5	$0,5 \cdot 10^{-5}$
Verre R	10	2500	86000		0,2	3200	4	$0,3 \cdot 10^{-5}$
Carbone HM	6,5	1800	390000	20000	0,35	2500	0,6	$0,08 \cdot 10^{-5}$
Carbone HR	7	1750	230000	50000	0,3	3200	1,3	$0,02 \cdot 10^{-5}$
Kevlar 49	12	1450	130000	12000	0,4	2900	2,3	$-0,2 \cdot 10^{-5}$
Bore	100	2600	400000			3400	0,8	$0,4 \cdot 10^{-5}$
Silicate d'alumine	10	2600	200000			3000	1,5	
Polyéthylène		960	100000			3000		

Tableau (I.1) : caractéristiques moyennes des fibres et renforts.[2]

M_v : masse volumique (kg.m^{-3}), d : diamètre du filament (μm), E : module d'élasticité longitudinale (MPa), G : module de cisaillement (MPa), K : coefficient de poisson, C_r : contrainte de rupture en traction (MPa), A : allongement à rupture (%), α : coefficient de dilatation thermique ($^{\circ}\text{C}^{-1}$).

Le tableau (I.1) illustre les caractéristiques de quelques fibres et renforts obtenues à partir d'essais mécaniques de pièces en services.

1.1.8. Architecture des renforts :

Les structures composites sont anisotropes. La plupart des renforts travaillent bien en traction, mais offrent de moins bonne performance en compression et cisaillement. Il est donc impératif de jouer sur la texture et la géométrie des renforts pour créer une architecture adaptée.

Il existe différentes géométries et textures des renforts :

- **les unidirectionnelles (UD)** ; dans une nappe UD, les fibres sont assemblées parallèlement les unes par rapport aux autres à l'aide d'une trame très légère. Taux de déséquilibre très grand ;

les tissus se composent de fils de chaîne et de trames perpendiculaires entre eux. Le mode d'entrecroisement ou armure les caractérise ;

- **toiles ou taffetas** : chaque fil de chaîne passe dessus puis dessous chaque fil de trame, et réciproquement. Le tissu présente une bonne planéité et une relative rigidité, mais est peu déformable pour la mise en œuvre. Les nombreux entrecroisements successifs génèrent un embuvage important et réduisent les propriétés mécaniques ;

- **serge** : chaque fil de chaîne flotte au dessus de plusieurs (n) fils de trame et chaque fil de trame flotte au dessus de (m) fil de chaîne. Armure de plus grande souplesse que le Taffetas ayant une bonne densité de fils ;

- **satins** : chaque fil de chaîne flotte au dessus de plusieurs ($n-1$) fils de trame et réciproquement. Ces tissus ont des aspects différents de chaque côté. Ces tissus sont assez souples et adaptés à la mise en forme de pièces à surfaces complexes. Ces types de tissus présentent une forte masse spécifique.

Comme un tissu est difficilement déformable sur une surface gauche, on réalise généralement pour des utilisations spécifiques des armures bi ou tridimensionnelles.

Il est également possible de réaliser des structures de renforts hybrides en tissant des fibres de natures différentes ou, en superposant des tissus ou nappes de renforts de fibres différents.

1.1.9. Ensimage :

Les renforts destinés à la fabrication des composites reçoivent un ensimage. L'ensimage est une dispersion aqueuse spécifique comportant un agent collant, un agent pontant et des agents antistatiques, permettant d'assurer différents rôles :

- compatibilité de la liaison fibre- matrice ;
- cohésion inter filamentaire pour qu'il soit manipulable ;
- protection contre l'abrasion générée par la mise en œuvre (frottement entre pièces métalliques) ;
- élimination des charges électrostatiques dues au frottement ;
- augmentation du mouillage de la fibre au cours de l'imprégnation.

L'ensimage est spécifique pour une résine et un procédé donné.

1.2. Les charge :

On désigne sous le nom général de charge toute substance inerte, minérale ou végétale qui, ajoutée à un polymère de base permet de modifier de manière sensible les propriétés mécaniques, électriques ou thermiques, d'améliorer l'aspect de surface ou bien, simplement, de réduire le prix de revient du matériau transformé.

A l'inverse des matières thermoplastiques les matières thermodurcissables ont toujours des charges de nature et de forme variée, à des taux souvent élevés pouvant atteindre 60% en masse.

Pour un polymère donné, le choix d'une charge est déterminé en fonction des modifications recherchées pour l'objet fini. Mais d'une manière générale, les substances utilisables comme charge des matières plastiques devront d'abord satisfaire à un certain nombre d'exigences :

- Compatibilité avec la résine de base ;
- Mouillabilité ;
- Uniformités de qualité et de granulométrie ;
- Faible action abrasive ;
- Bas prix de revient.

1.2.1. Les charges organiques :

- charges cellulosiques utilisées en tant que charges des résines thermodurcissables (phénoplastes et aminoplastes).

Les avantages de ces matières cellulosiques sont leurs coûts peu élevés et leurs faibles densités.

- farines de bois, farines d'écorces de fruit et de noyaux

- fibres végétales
- pates de cellulose
- amidons

1.2.2. Les charges minérales :

- **Craies et carbonates** : la craie ou blanc de champagne peut contenir jusqu'à 99% de calcite du cilice et d'autres corps minéraux. La taille moyenne de ces particules varie de 1 à 3 μm .

Le calcaire et marbre contiennent 80 à 90% de calcite et des quantités variables d'oxyde de magnésium et de cilice. La taille des particules est comprise entre 0,5 et 30 μm .

Le carbonate de calcium-magnésium ($\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$) est préparé à partir de minerais de dolomites. On l'utilise comme charge et aussi comme retardateur de flammes ajoutées à de trioxyde d'antimoine.

Le carbonate de calcium précipité est un mélange pur à 99% de calcite et d'aragonite, obtenues sous forme de particules très fines (0,05 à 16 μm). Il est surtout utilisé avec le PVC et dans les matrices thermodurcissables (SMC, BMC) ainsi que les polyuréthanes (RIM) en raison de son caractère hydrophobe.

- **Les silices** : la silice (SiO_2), à l'état pure ou combiné avec des oxydes métalliques, est utilisée comme charge sous différentes formes, suivant son origine, sa cristallinité et la taille des particules. Son incorporation dans la résine améliore les propriétés diélectriques, la résistance à la chaleur et à l'humidité des objets moulés, par exemple ceux en poly (méthacrylate de méthyle). On constate également l'augmentation de la température de transition vitreuse, du module de Young et de la résistance en compression, ainsi que la réduction du gonflement dans les solvants.

- **Les talcs** : les talcs sont utilisés pour améliorer l'isolation thermique et la résistance à l'eau, et faciliter l'opération de moulage. Le talc est la charge la plus utilisée dans les thermoplastiques. Il leur confère une meilleure résistance au fluage ainsi qu'une plus grande rigidité. Notons également que l'introduction de talc facilite l'usinage des produits finis.

- **La wollastonite** : cette charge se présente sous différentes formes : aiguille, granules, fibres. Elle est surtout utilisée dans les polyamides, les ABS et les polysulphones, également en remplacement des fibres de verre dans les SMC et les BMC. Elle améliore en particulier la résistance au rayonnement ultraviolet et à l'hydrolyse. Elle est aussi employée dans les résines époxydes pour assurer une bonne stabilité dimensionnelle ainsi que l'isolation thermique et électrique, et permet un contrôle du retrait au moulage.

- **Les argiles et aluminosilicates** : ces substances minérales sont en grande partie constituées par de la silice (42 à 70%) et de l'alumine (14 à 45 %).

- le kaolin contribue à une meilleure résistance chimique et électrique, et diminue l'absorption d'eau. On peut l'ajouter à des taux atteignant 60 % dans les compositions à base d'ester polyvinylique mais habituellement les poudres à mouler contiennent de 20 à 45 % .

Le kaolin calciné est utilisé dans les mélanges pour l'isolation des câbles et dans les isolants et pour assurer la résistance aux acides le kaolin calciné est mélangé à de l'alumine et de la silice.

- La vermiculite est utilisée comme charge de faible densité dans les plastiques renforcés de fibres de verre.

- Le mica augmente la stabilité dimensionnelle des pièces moulées ; il améliore les propriétés électriques et thermiques, la résistance aux acides et aux bases et diminue la reprise d'eau.

Comparé aux fibres de verre, il confère une moins bonne résistance aux chocs ; mélangé avec celle-ci il permet une réduction des coûts.

1.2.3. Oxydes et hydrates métalliques :

- **poudres et microsphères** : l'alumine, les oxydes de zinc, de magnésium, de titane et d'antimoine sont utilisés sous forme de poudre fine comme charge du polypropylène, des composites polyvinyliques, des résines époxydes, des polyesters insaturés. Tous permettant de diminuer le prix de revient et d'augmenter la densité de la matière élastique.

L'oxyde de béryllium est utilisé sous forme de microsphères, qui sont des microsphères de densité voisine de 0,003 et d'un diamètre de l'ordre de 40 µm.

- **Alumine et trihydrate d'aluminium** : on obtient l'alumine (Al_2O_3) anhydre ou hydraté, à partir de la bauxite. Cette charge apporte aux résines une meilleure résistivité électrique ainsi

qu'une bonne conductivité thermique ; elle diminue le coefficient de dilatation thermique linéique, augmente la rigidité ainsi que la résistance à l'abrasion et au feu.

L'hydrate d'aluminium $Al(OH)_3$ est une charge ignifugeante qui, du point de vu des prix, est concurrentielle ; elle réduit l'inflammabilité ainsi que l'émission des fumes de combustion car elle se décompose de façon endothermique (effet de refroidissement) en alumine et en eau aux températures supérieure à $220^{\circ}C$.

- **trioxyde d'antimoine** : on chauffe de l'antimoine dans l'air pour obtenir Sb_2O_4 qui donne SbO_3 par fusion et décomposition sa densité est de 4.2 et sa dureté comprise entre 6 et 7 .il apporte aux résines ignifugation et coloration blanche et on l'utilise en particulier dans les PVC plastifiés.

- **Oxyde de béryllium** : utilisés sous forme de microsphères dans les résines époxydes, il augmente les conductivités électriques et thermiques. Ces carbosphères sont aussi utilisés dans les mousses structurales (PUR) à densité contrôlée ainsi que pour la fabrication de pièces polyesters ultralégères.

- **Les céramiques** : il existe des microsphères en céramique dont la densité varie entre 0,4 et 2,4 et la dimension de 1 à $3000\text{ }\mu m$. une microsphère de $70\text{ }\mu m$ comportant un revêtement permettant une meilleure dispersion a été mise au point ; conseillée dans la résine polyester en combinaison avec $CaCO_3$, elle apporte une réduction de masse de 15 à 25 % avec une amélioration des résistances à la compression et aux chocs.

1.2.4. Le verre :

- **Poudres de verre** : une nouvelle variété de poudre de verre de granulométrie $13\mu m$ est apparue sur le marché et son incorporation confère aux thermodurcissables de meilleures résistances à l'abrasion et à la compression ; elle permet par ailleurs d'obtenir un retrait plus faible et plus homogène des pièces moulées.

- **Billes de verres creuses** : les billes de verre creuses, de densité comprise entre 0,1 et 0,5 sont obtenus par chauffage de billes de verre contenant un agent gonflant .Elle améliore les résistances à l'eau et au vieillissement du PMMA, et diminuent la friabilité des pièces phénoliques. Les densités de ces microsphères creuses de types borosilicate de sodium et de calcium sont comprises entre 0,38 et 0,45 ; parallèlement, leurs résistance à la compression

varie de 1,7 à 31 MPa les applications sont nombreuses (bâtiment, automobile et aéronautique).

- **Microsphère de verre** : l'utilisation de microsphères de verre permet de réduire de 25 à 35 % la masse des pièces obtenues soit à partir de BMC ou de SMC destinées en particulier à l'industrie automobile, soit également à partir de résines phénoliques pour l'industrie aéronautique. On utilise par ailleurs ce type de charge pour la réalisation des capotages de machines de bureau. Elle permet la réduction du temps de cycles de moulage de 20 à 30 %. Il en est de même dans le cas du moulage des mousses structurelles en polyuréthanes.

1.2.5. Le carbone :

- **Le noir de carbone** : le noir de carbone est utilisés depuis longtemps dans l'industrie des plastique à la fois comme colorant, pigment, barrière anti -UV, antioxydant. Le noir de carbone améliore la résistance a la chaleur du polyéthylène réticulé par irradiation et celle du PVC .la conductivité thermique augmente avec le taux de charge, indépendamment de la taille des particules. Par contre la conductivité électrique des matériaux chargés augmente avec le taux de carbone et avec la finesse des particules.

1.3. Les matrice :

La matrice a pour rôle de lier les fibres de renforts, repartir les contraintes subies, apporter la tenue chimique de la structure et donner la forme désirée au produit.

On utilise actuellement surtout des résines thermodurcissables (TD) que l'on associe à des fibres longues, mais l'emploi de polymères thermoplastiques (TP) renforcés de fibres courtes se développe fortement.

La structure des TP se présente sous forme de chaines linéaire, il faut les chauffer pour les mettre en forme (les chaines se plient alors), et les refroidir pour les fixer (les chaines se bloquent). Cette opération est réversible.

La structure des TD a la forme d'un réseau tridimensionnel qui se pont (double liaison de polymérisation) pour durcir en forme de façon définitive, lors d'un échauffement. La transformation est donc irréversible

1.3.1. Les résines thermodurcissables :

- **Polyesters insaturés** : c'est la résine la plus utilisée dans l'application composite de grande distribution.

Une résine de polyester insaturé contenant un monomère (généralement le styrène) est réticulée à température ambiante par addition d'un catalyseur de type peroxyde organique et d'un accélérateur. Elle passe successivement de l'état liquide visqueux initial à l'état de gel, puis à l'état de solide infusible. La réaction est exothermique et la température de la résine augmente progressivement depuis le gel jusqu'à un maximum pour redescendre ensuite lentement à la température ambiante figure (I.2).

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

La réaction de durcissement dépend de la réactivité de la résine, de la forme de l'objet fabriqué (épaisseur, etc.), de la nature et du dosage du système catalytique.

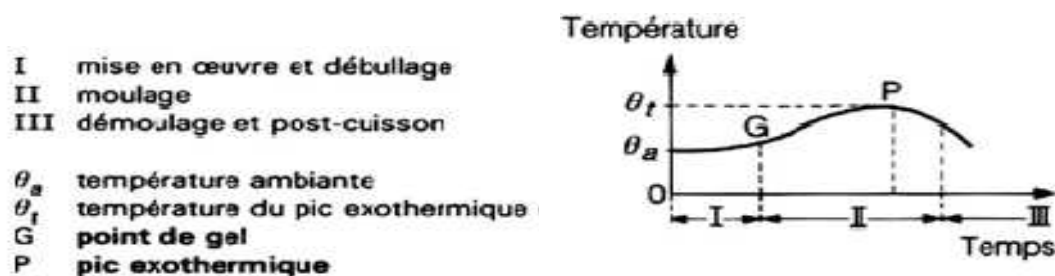


Figure (I.2)

Il existe différents types de résines :

- Orthophtalique : la plus courante ;
 - isophtalique : qui donne une meilleure tenue à l'humidité ;
 - Chlorée : apportant une auto-extinguibilité ;
 - Bisphénol : possédant de bonnes caractéristiques chimiques et thermiques.
- **Vinylesters** : on peut la considérer comme une variante des polyesters produite à partir d'acides acryliques. Elle possède une bonne résistance à la fatigue et un excellent comportement à la corrosion, mais demeure combustible.

- **Phénolique** : elles sont issues de la polycondensation du phénol et du formol et se caractérise par une bonne tenue au feu, sans fumée. Elles restent fragiles sensibles à l'humidité, difficiles à colorer et à mettre en œuvre.
- **Epoxydes** : elles résultent de la polyaddition de l'épichlorhydrine sur un polyalcool et constitue la résine type des composites hautes performances HP. On distingue deux classes de résines en fonction :
 - du durcissement à chaud ou à froid ;
 - de la tenue en température (120 – 130 °C, ou 180 – 200 °C)
- **Polyuréthannes et polyurées** : dans la fabrication des pièces composites, on utilise surtout des formules élastomériques dont la faible viscosité permet un bon remplissage du moule .Les constituants sont livrés à l'état de prépolymères liquides :
 - Polyols +polyisocyanates = polyuréthannes ;
 - polyéthers + polyamines = polyurées
- **Bismaléimides** : matrices très peu utilisées. Elles offrent une bonne tenue à la fois aux chocs et en température, mais restent difficiles à mettre en œuvre.

Matrices TD	Mv	E	G	K	C _r	A	α
Epoxyde	1200	4500	1600	0,4	130	2	$11 \cdot 10^{-5}$
Phénolique	1300	3000	1100	0,4	70	2,5	$1 \cdot 10^{-5}$
Polyester	1200	4000	1400	0,4	80	2,5	$8 \cdot 10^{-5}$
Polycarbonate	1200	2400		0,35	60		$6 \cdot 10^{-5}$
Vinylester	1150	3300			75	4	$5 \cdot 10^{-5}$
Silicone	1100	2200		0,5	35		
Uréthane	1100	700 à 7000			30	100	
Polyimide	1400	4000 à 19000	1100	0,35	70	1	$8 \cdot 10^{-5}$

Tableau (I.2) : caractéristiques moyennes des matrices TD[2].

Mv : masse volumique (kg.m^{-3}), E : module d'élasticité longitudinale (MPa), G : module de cisaillement (MPa), K : coefficient de poisson,

Cr : contrainte de rupture en traction(MPa), A : allongement à rupture (%), α : coefficient de dilatation thermique ($^{\circ}\text{C}^{-1}$), tableau (I.2).

1.3.2. Les matrices thermoplastiques :

Les polymères utilisés sont essentiellement des thermoplastiques techniques qui présentent à l'état vierge de bonnes caractéristiques mécaniques, tableau (I.3). Un renforcement à l'aide de fibres courtes leur confère une tenue thermique et mécanique améliorée et une bonne stabilité dimensionnelle.

Les principales matrices TP utilisées sont les suivantes :

- polyamide (PA) : tenue aux chocs, bonne résistance à la fatigue et aux hydrocarbures ;
- Polytéraphthalate éthylénique et butylénique (PET, PBT) : bonne rigidité, bonne ténacité ;
- polycarbonate (PC) : tenue aux chocs ;
- polysulfure de phénylène (PPS) : résistance a hydrolyse ;
- Polyoxyméthylène (POM) : bonne tenue à la fatigue ;
- Polysulforés (PSU et PPS) : bonne stabilité chimique, peu de fluage, tenue au chaud ;
- Polypropylène(PP) : peu onéreux et assez stable en température, mais combustible.

De plus en plus on utilise des thermoplastiques thermostables (tenue en température supérieure à 200°C et bonnes propriétés mécaniques), en particulier les suivantes :

- Polyamide-imide(PAI) ;
- Polyéther-imide(PEI) ;
- Polyéther-sulfone(PES) ;
- Polyéther-éther-cétone (PEEK).

Matrices TP	Mv	E	G	K	C _r	A	α
PP	900	1200		0,4	30	20 à 400	$9 \cdot 10^{-5}$
PPS	1300	4000			65	100	$5 \cdot 10^{-5}$
PA	1100	2000		0,35	70	200	$8 \cdot 10^{-5}$
PES	1350	3000			85	60	$6 \cdot 10^{-5}$
PEI	1150	3300			105	60	$6 \cdot 10^{-5}$
PEEK	1300	4000			90	50	$5 \cdot 10^{-5}$

Tableau (I.3) : caractéristiques moyennes des matrices TP[2].

Mv : masse volumique (kg.m^{-3}), E : module d'élasticité longitudinale (MPa), G : module de cisaillement (MPa), K : coefficient de poisson,

Cr : contrainte de rupture en traction (MPa), A : allongement a rupture (%), α : coefficient de dilatation thermique ($^{\circ}\text{C}^{-1}$).

2. mise en forme des matériaux composites :

Au cours de la mise en forme, les pièces composites sont directement fabriquées à partir de leurs constituants élémentaires : les renforts et la matrice. Ces derniers peuvent être fournis :

- soit séparément ;
- soit sous forme de *pré-imprégnés*, c'est-à-dire de renforts déjà imprégnés de matrice (liquide ou semi-solide, selon les cas).

Les constituants, qu'ils soient pré-imprégnés ou non, peuvent être de différents types et fournis sous différentes formes.

2.1. Cas des pré-imprégnés :

Comme indiqué ci-dessus, certains procédés de mise en forme ne font pas appel à des fibres et de la matrice séparés, mais à des semi-produits nommés *pré-imprégnés*, c'est-à-dire des plis ou des tissus déjà enduits de matrice semi-solide, fournis sous forme de feuilles Figure (I.3), ou de rouleaux. Les pré-imprégnés sont essentiellement utilisés pour les composites à matrices organiques thermodurcissables.

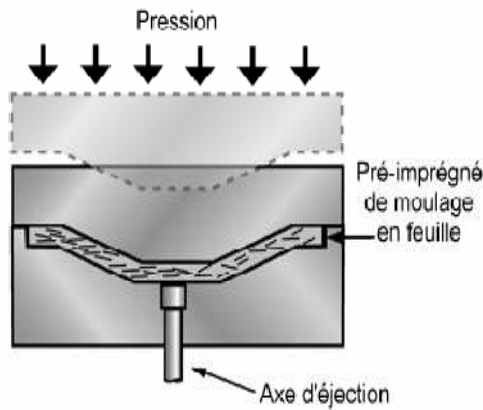


Figure (I.3) : moulage de preimprégnés en feuilles [5].

La mise en forme des pré-imprégnés consiste simplement à les solidifier à leur forme finale : le dosage des constituants est déjà effectué. Ceci représente un avantage considérable car la teneur en fibres et en matrice étant soigneusement contrôlée, on évite tout excès de matrice qui se traduirait par une dégradation des propriétés mécaniques (puisque celles-ci proviennent essentiellement des fibres). En contrepartie, il s'agit d'une technologie coûteuse, pour deux raisons. Premièrement, les pré-imprégnés sont chers à l'achat ; deuxièmement, ils nécessitent des équipements spécifiques pour leur stockage et leur mise en forme car ils sont fournis *en cours de polymérisation* (le catalyseur est incorporé à la matrice lors de leur fabrication) et la cinétique de la réaction doit donc être contrôlée avec soin, ce qui nécessite :

- de les stocker au froid (afin de ralentir la réaction), au congélateur ou en chambre froide, et toujours pendant une durée limitée ;
- de les mettre en forme à chaud (afin d'accélérer la réaction) et sous pression, généralement au four ou à l'autoclave.

La pré-imprégnation est également utilisée avec les matrices thermoplastiques, et même avec les matrices métalliques. Les contraintes d'utilisation sont alors différentes (stockage à chaud et non à froid) mais les avantages et inconvénients sont relativement comparables.

2.2. Mise en forme des composites à matrices organiques :

De manière générale, la mise en forme des composites à matrices organiques s'effectue par moulage et comporte deux grandes étapes :

1. Disposer les fibres et la matrice liquide dans un moule ;

2. Solidifier la matrice.

Les problématiques associées à ces procédés sont donc celles du moulage (assurer le remplissage sans bulles ou vides, limiter le retrait, garantir la forme de la pièce...), auxquelles s'ajoute le dosage correct des deux constituants, primordial pour assurer de bonnes propriétés mécaniques. Pour y répondre, de nombreux procédés ont été proposés, qui diffèrent par la nature du moule (ouvert ou fermé), le principe utilisé pour le remplir, l'ordre des différentes opérations... Nous en présentons ici quelques-uns ; l'accent est mis sur les matrices thermodurcissables, qui sont majoritairement employées.

2.2.1. Procédés manuels

Certains procédés sont entièrement manuels, et utilisent un moule ouvert dans lequel un opérateur dépose les fibres et la matrice. Le plus simple d'entre eux est le **moulage au contact** : il s'agit de réaliser un stratifié en déposant, alternativement, des couches de résine liquide et des couches de tissu, Figure (I.4). L'opérateur comprime le tout avec un rouleau, ce qui permet d'imprégner le tissu de résine et de chasser l'air. Une fois la stratification terminée, l'ensemble est mis à solidifier dans une étuve ou à température ambiante.

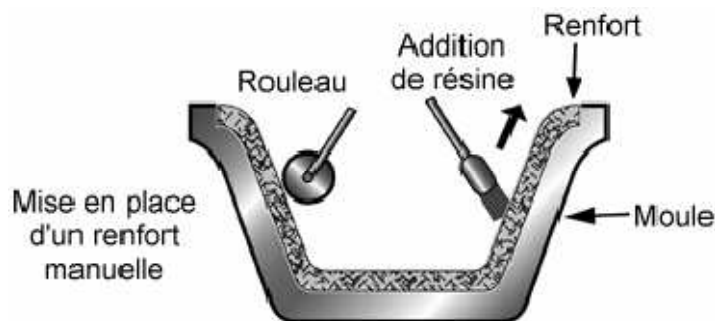


Figure (I.4) : méthode de mise en œuvre manuelle [5] :

Ce procédé est peu coûteux, bien adapté aux petites séries, et permet la fabrication de très grandes pièces (coques de bateaux, piscines, réservoirs...). Un de ses inconvénients est qu'il est difficile de bien doser et de bien répartir la résine ; la qualité de la pièce dépend donc fortement de l'habileté de l'opérateur, et est dans tous les cas assez peu contrôlable. Il est possible d'y remédier en utilisant une *bâche à vide* pour aspirer l'excès de résine et d'air ; il s'agit de recouvrir le stratifié, avant solidification, d'un tissu absorbant et de placer le tout sous

une bâche (ou dans un sac) étanche dans lequel on fait un vide partiel à l'aide d'une pompe. Cela plaque la bâche contre le stratifié et chasse partiellement l'excès de résine et les bulles. On parle alors de **moulage sous vide**.

Malgré l'assistance par le vide, il reste néanmoins difficile de doser précisément les proportions de fibres et de matrice ; de plus, le moulage au contact peut exposer les opérateurs à des conditions de travail difficiles (gestes et postures pénibles) et à des émanations nocives, polluantes et demandant le port d'équipements de protection. Une technique permettant d'éviter ces inconvénients est l'**infusion**, qui utilise elle aussi un moule ouvert et une bâche à vide ; sa particularité est que l'opérateur ne positionne que les différentes couches de tissus, et que la bâche à vide est reliée à un ou plusieurs pots de résine par des canaux d'alimentation. (Figure) Une fois le vide créé, la résine est aspirée sous la bâche et s'infiltre lentement dans les tissus. Cette technique nécessite une résine peu visqueuse ; bien maîtrisée, elle permet d'obtenir des pièces de qualité très correcte avec un outillage réduit, de manière relativement propre.

Enfin, pour une qualité optimale, il est possible d'utiliser des **pré-imprégnés**, eux aussi disposés à la main dans un moule ; l'opérateur n'a alors plus à se soucier de contrôler le taux de résine, qui est en principe connu avec précision. La solidification s'effectue à haute température et sous pression, dans un sac à vide mis au four (Figure) ou à l'autoclave (Figure). Le coût élevé de ce procédé le réserve aux applications exigeantes (éléments structurels en aéronautique, voitures ou bateaux de compétition...)

2.2.2. Procédés mécanisés

D'autres procédés utilisent des outillages plus lourds et sont donc réservés aux séries plus importantes. Par exemple, la **RTM**, pour **Resin Transfer Molding**, consiste à disposer les fibres au sein d'un moule fermé dans lequel on injecte la résine sous pression, à l'aide d'une pompe. Il en existe deux variantes : la RTM "standard" qui utilise un moule très rigide et lourd, et la RTM "éco" ou "light" qui utilise un moule semi-rigide et s'effectue donc à des pressions moins élevées ; une pompe à vide fournit alors une assistance supplémentaire pour aspirer la résine. Par rapport à l'infusion, l'emploi d'un moule fermé permet un meilleur contrôle de l'épaisseur des pièces, moyennant un outillage nettement plus coûteux.

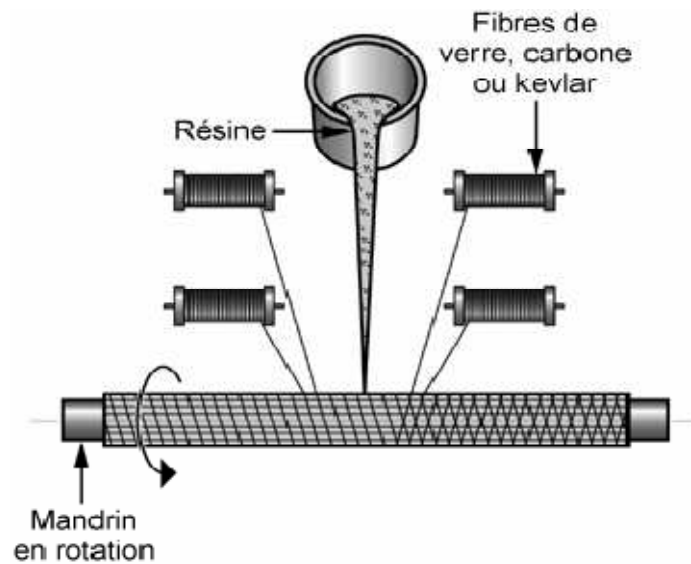
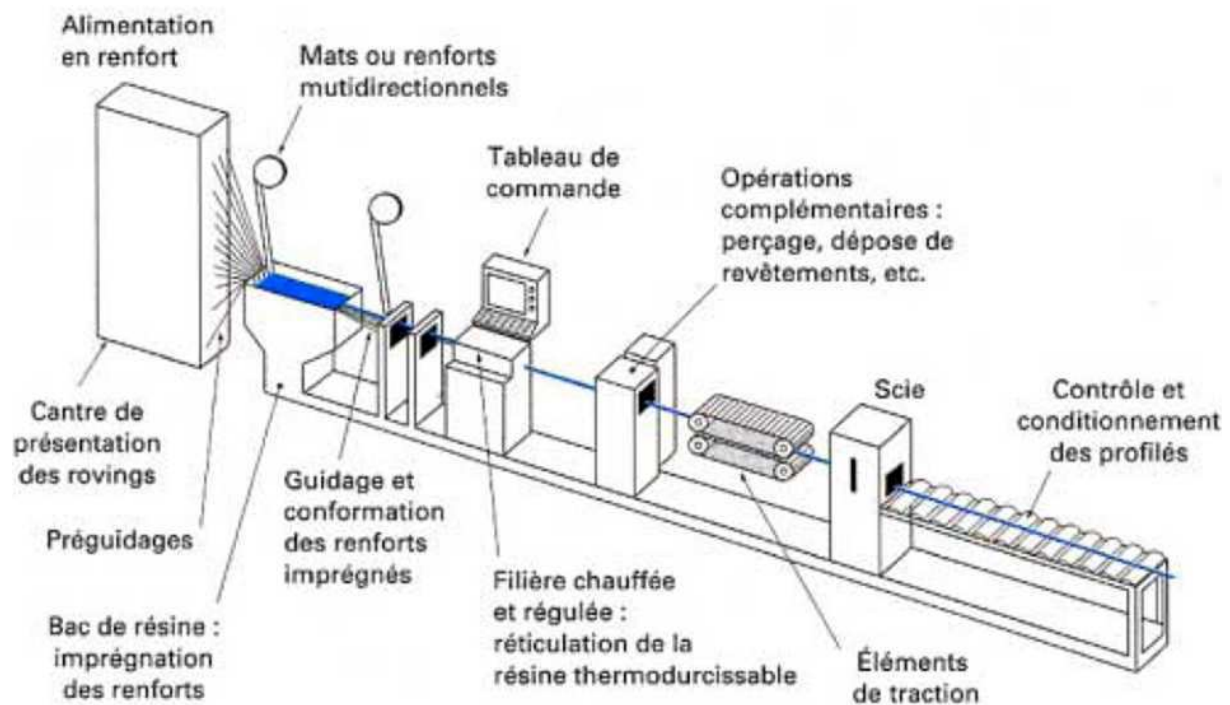


Figure (I.5) : enroulement filamentaire.[5]

Il existe en outre des procédés complètement automatisés, fonctionnant de manière ininterrompue mais dédiés à des géométries particulières. Citons par exemple l'**enroulement filamentaire** Figure(I.5), destiné à fabriquer des tubes creux (souvent cylindriques de révolution, mais pas toujours !), qui consiste à enrouler des fibres imprégnées de résine autour d'un mandrin jouant le rôle d'un moule intérieur. Un autre exemple important est la **pultrusion** (Figure (I.6), destinée à créer des profilés de sections quelconques, qui consiste à faire passer des fibres imprégnées de résine à travers une filière d'extrusion, en les "tirant" à l'aide de rouleaux (d'où son nom, combinaison de l'anglais *to pull* et de *extrusion*).



Figure(I.6) schéma de principe d'une ligne de pultrusion [4]

Ces procédés donnent des pièces de bonne qualité et sont adaptés aux productions en grande série. Leurs principales limitations, outre les contraintes sur la géométrie des pièces, portent sur les directions des renforts ainsi mis en place. En effet, la pultrusion installe des renforts axiaux (ce qui conduit à des comportements fortement anisotropes !), tandis que l'enroulement filamentaire installe des renforts obliques ou circonférentiels. Le choix de l'un de ces procédés doit donc dépendre de l'application visée. Par exemple, un même tube cylindrique pourrait être réalisé :

- plutôt par pultrusion, s'il est principalement sollicité en traction ou en flexion (poutres...) ;
- plutôt par enroulement filamentaire, s'il est principalement soumis à une pression interne (réservoirs, tuyaux...).

Pour des applications spécifiques, il est en outre possible de "personnaliser" ces procédés : par exemple, le *pull-winding* consiste à effectuer un enroulement filamentaire autour d'une âme obtenue par pultrusion et permet donc d'obtenir deux directions de renforts. Naturellement, le choix d'un tel procédé doit être fait en amont, lors de la définition de l'orientation des renforts.

2.3. Mise en forme des composites à matrices céramiques et métalliques

Les composites à matrices céramiques (CMC) et métalliques (CMM) sont des matériaux de pointe, dont les volumes de fabrication sont nettement plus réduits que ceux des composites à matrices organiques (CMO). Nous nous limitons à mentionner les principales voies d'obtention de ces composites, sans entrer dans le détail des différents procédés.

2.3.1. Composites à matrices céramiques

Les composites à matrices céramiques, contrairement à leurs homologues organiques, ne sont pas mis en forme par moulage, mais plutôt par **dépôt de matière**. De manière générale, les procédés employés comportent deux étapes :

1. **Fabriquer une préforme**, c'est-à-dire un tissu tridimensionnel de mèches de fibres ayant la forme de la pièce.
2. **Densifier cette préforme**, c'est-à-dire déposer la matrice dans les "vides" du tissu, entre les mèches et également au sein des mèches (entre les fibres).

Pour déposer la matrice céramique au sein du tissu, on infiltre des *précurseurs*, c'est-à-dire des substances qui vont réagir chimiquement pour former la matrice directement sur place. Ces précurseurs peuvent être liquide ou gazeux ; la *voie liquide* est relativement rapide mais donne des matrices poreuses et de qualité moyenne, tandis que la *voie gazeuse* offre un très bon contrôle de la composition des matrices (grande pureté, possibilité de réaliser des matrices multicouches pour intégrer davantage de fonctions techniques...) mais est extrêmement lente et coûteuse, ce qui la réserve aux applications les plus exigeantes.

2.3.2. Composites à matrices métalliques

Enfin, les composites à matrices métalliques sont souvent mis en forme par **moulage sous pression** : les fibres sont disposées dans un moule fermé et préchauffé où l'on injecte ensuite la matrice, en l'occurrence du métal fondu. Le tout est alors compacté sous une presse jusqu'à solidification. Des techniques comme la pultrusion peuvent également être utilisées.

Pour chaque famille de matériaux composites, nous venons de voir qu'il existe plusieurs types de procédés de mise en forme ; ces procédés consistent tous à mettre en place les fibres et à

mouler la matrice autour des fibres, le mode de dépôt et de solidification variant en fonction du type de matrice.

Le choix de l'un ou l'autre de ces procédés dépend naturellement du niveau de qualité attendu et du nombre de pièces à produire, mais pas seulement : la taille et la géométrie de la pièce, la disposition et l'orientation des renforts (que l'on choisit en fonction du chargement). rentrent également en compte. Tous les procédés ne permettent pas d'obtenir toutes les formes de pièces ou de renforts, et ce de façon encore plus marquée qu'avec les matériaux traditionnels ; le choix du procédé doit être effectué très en amont, lors de la conception de la pièce.

3. Architecture des matériaux composites.

L'ensemble des procédés de mise en œuvre montre la prépondérance d'une conception des pièces en matériaux composites :

- par surface : plaques, coques,
- Par stratification de couches successive.

3.1. Les stratifiés :

Les stratifiés sont constitués de couches successives (appelées parfois plis) de renforts (fils, stratifils, mats tissés, etc.) Imprégnés de résine figure (I.7). nous examinons les divers types de stratifiés [1].

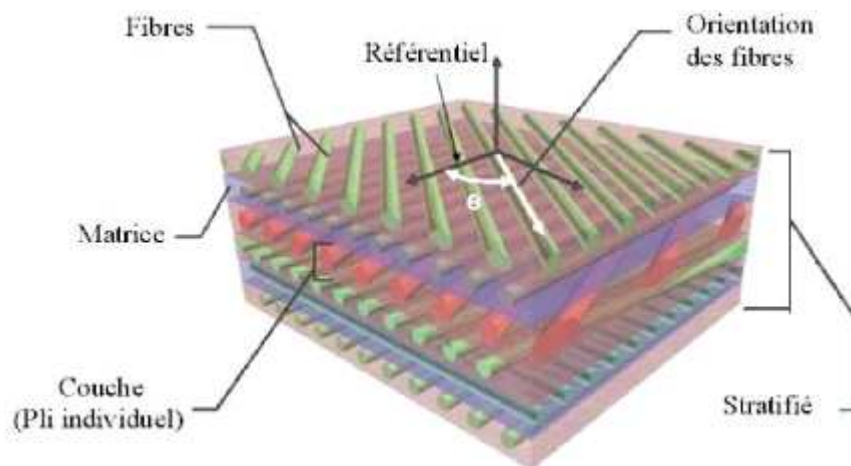


Figure (I.7) : exemple d'un matériau composite stratifié

3.1.1. Stratifiés à base de fils ou de tissus unidirectionnels :

Les stratifiés à base de fils ou de tissus unidirectionnels constituent un type de stratifié de base auquel peut se ramener en théorie tout autre type de stratifié. Ces stratifiés sont constitués de

couches de files ou de tissus unidirectionnels, dont la direction est décalée dans chaque couche figure(I.8).

La désignation de ces stratifiés est généralement effectuée selon le code suivant :

1. chaque couche est désignée par un nombre indiquant la valeur en degrés de l'angle que fait la direction des fibres avec l'axe x de référence.
2. les couches successives sont séparées par un / si leurs angles sont différents.
3. les couches successives de même orientation sont désignées par un indice numérique.
4. les couches sont nommées successivement en allant d'une face à l'autre .des crochets(ou parenthèses) indiquent le début et la fin du code.

La désignation dépend du système d'axe choisi

.

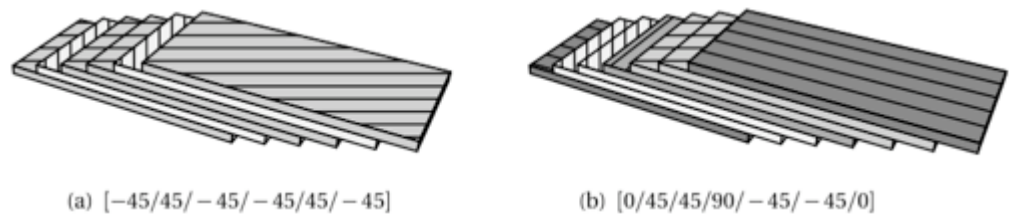


Figure (I.8) : Exemples de stratifiés à base de plis unidirectionnels. Les nombres entre crochets désignent l'angle de chaque pli (en degrés) par rapport à une direction de référence.

Angles positifs et négatifs :

Lorsque des couches sont orientées à des angles égaux en valeurs absolues, mais de signes opposés, les signes + et - sont utilisés. la convention pour les angles positifs ou négatifs dépend du système d'axes choisi : une inversion peut apparaître suivant le choix effectué. Exemples de désignation de stratifiés tableau (I.9) :

stratifié	désignation	stratifié	désignation
$\frac{0^\circ}{30^\circ}$ $\frac{-30^\circ}{-45^\circ}$ $\frac{45^\circ}{45^\circ}$	$[\pm 45 / \mp 30 / 0]$	$\frac{30^\circ}{-60^\circ}$ $\frac{-60^\circ}{0^\circ}$ $\frac{45^\circ}{45^\circ}$	$[45 / 0 / -60_2 / 30]$
$\frac{0^\circ}{-45^\circ}$ $\frac{-45^\circ}{45^\circ}$ $\frac{45^\circ}{45^\circ}$	$[45_2 / -45_2 / 0]$	$\frac{0^\circ}{-45^\circ}$ $\frac{45^\circ}{45^\circ}$ $\frac{45^\circ}{-45^\circ}$ $\frac{-45^\circ}{45^\circ}$	$[45 / -45_2 / 45_2 / -45 / 0]$

Tableau (I.4): désignations de stratifiés

Stratifiés symétriques

Un stratifié est symétrique si son plan moyen est plan de symétrie .sa désignation ne nécessite alors que la moitié des couches successives.

Si le stratifié a un nombre paire de couches, la désignation débute sur une face pour finir au plan de symétrie. Un indice S indique que le stratifié est symétrique tableau (I.10).

stratifié	désignation
$\frac{90^\circ}{45^\circ}$ $\frac{45^\circ}{0^\circ}$ $\frac{0^\circ}{0^\circ}$ $\frac{45^\circ}{45^\circ}$ $\frac{90^\circ}{90^\circ}$	$[90 / 45_2 / 0]_s$

Tableau (I.5) : désignation d'un stratifié symétrique

Si le stratifié comporte un nombre impaire de couches, la désignation est semblable à la précédente, la couche centrale étant surlignée tableau (I.11).

stratifié	désignation
$\underline{90^\circ}$ $\underline{45^\circ}$ $\underline{45^\circ}$ $\underline{0^\circ}$ $\underline{45^\circ}$ $\underline{45^\circ}$ $\underline{90^\circ}$	[90 / 45 ₂ / 0] _s

Tableau (I.6) : désignation d'un stratifié

Séquence

La répétition de séquence peut être indiquée par un indice indiquant le nombre de fois ou une séquence est successivement répétée tableau (I.13).

stratifié	désignation
$\underline{0^\circ}$ $\underline{45^\circ}$ $\underline{90^\circ}$ $\underline{0^\circ}$ $\underline{45^\circ}$ $\underline{90^\circ}$ $\underline{90^\circ}$ $\underline{45^\circ}$ $\underline{0^\circ}$ $\underline{90^\circ}$ $\underline{45^\circ}$ $\underline{0^\circ}$	[(0 / 45 / 90) ₂] _s ou [0 / 45 / 90] _{2s}

Tableau (I.7) : désignation d'un stratifié

Stratifié hybrides

Les stratifiés hybrides sont constitués de couches successives comportant des fibres de natures différentes .il sera alors nécessaire de les mentionner dans la désignation tableau (I.14).

stratifié	désignation	stratifié	désignation
0° V 45° C -45° C 90° C 90° C -45° C 45° C 0° V	[0V / $\pm 45^{\circ}$ C / 90° C]s	0° K 0° K 45° V 90° V 45° V 0° C 0° C	[02C / (45 / 90°) SV / 02K]

Tableau (I.8) : désignation d'un stratifié hybride

3.1.2. Structure générale d'un stratifié :

Dans le cas générale, les renforts de chaque couche sera de nature diverses : fils, stratifils, mats, tissus, fibres de verre, fibre de carbone, etc. Chaque couche est désignée par l'indication de la nature des fibres, des types de renforts : fils, mats tissu avec indication de la proportion de fibres suivant le sens chaines et trame [1].

Le choix de la nature et de la séquence des couches dépendra de l'utilisation du matériau composite, en l'adaptant au mieux aux champs des contraintes imposées :

- les couches unidirectionnelles ont de bonnes performances mécaniques dans la direction des fibres ;
- les mats sont peu résistant en traction et devront être réservés aux zones comprimées : par exemple une poutre sollicitée en flexion, les couches unidirectionnelles dans la zone de traction, les mats dans la zone de compression.
- une stratification croisée sera sensible au délaminage inter laminaire ;
- une stratification avec au moins trois directions de fibre sera nécessaire pour avoir une pseudo isotropie dans le plan du stratifié.

Enfin il est intéressant de noter qu'une stratification symétrique garantira généralement une bonne planéité du stratifié après démoulage.

Stratifiés hybrides

Les stratifiés hybrides permettent d'être plus performants en utilisant au mieux les propriétés des divers fibres disponibles. Parmi les différents hybrides on peut distinguer :

- les hybrides intercouches constitué par une séquence de couches identiques chaque couche étant constituée de renforts différents ;
- des couches métalliques peuvent également être intercalées entre les couches.

3.4.3. Composites sandwiches

Le principe de la technique sandwich consiste à appliquer sur une âme (constituée d'un matériau ou d'une structure légère possédant de bonnes propriétés en compression) deux feuilles appelées peaux, possédant de bonnes caractéristiques en traction. L'objectif d'un tel procédé est de constituer une structure permettant de concilier légèreté et rigidité figure (I.9).

Généralement le choix des matériaux est fait avec pour objectif initial d'avoir une masse minimale en tenant compte ensuite des conditions d'utilisation (conditions thermiques, corrosion prix, etc.).



Figure(I.9) : une structure en sandwich.

Les matériaux les plus couramment utilisés sont :

Pour les âmes pleines on trouve (le balsa ou bois cellulaire, diverses mousses cellulaires, des résines chargées de microsphères creuses de verre appelées mousses syntactiques, etc.).

Pour les âmes creuses essentiellement nid d'abeilles et profiles on trouve des alliages métalliques légers, du papier kraft, du papier polyamide (nomex), etc.

Des âmes mixtes peuvent être utilisées.

Les peaux sont les plus souvent des stratifiés (verre, carbone, kevlar) ou des feuilles d'alliages légers.

Pour que les structures sandwiches jouent pleinement leurs rôles, il est nécessaire de veiller à avoir une solidarisation parfaite de l'ensemble âmes-peaux, de manière à répartir les efforts entre âmes et peaux. L'assemblage est réalisé par un collage à l'aide de résines compatibles avec les matériaux constituant le sandwich.

3.4.4. Autres architectures

3.4.4.1. Plastique renforcé

Ces matériaux sont constitués de résines ou matrices dans lesquelles sont introduits des renforts de différents types (fibres courtes, billes pleines ou creuses, poudres métallique ou de graphite).

Les renforts permettent généralement d'augmenter le module d'élasticité d'un facteur de 2 à 5. Le comportement mécanique de ces matériaux peut être homogénéisé, et son étude est ramenée à celle d'un matériau usuel isotrope.

3.4.4.2. Composites volumiques

Les composites volumique ont été introduits pour des besoins spécifiques de l'aéronautique. Ils sont élaborés à partir de tissage volumique. Ces matériaux sont très onéreux. Outre les intérêts spécifiques ils permettent d'obtenir des caractéristiques mécaniques très élevées, avec un comportement sensiblement isotrope en volume.

CHAPITRE II

Comportement des matériaux
composites à matrice organique

Comportement des matériaux composites à matrice organique

1. Introduction

Les travaux de recherche pour accroître les performances et la sécurité des pièces composites utilisées dans l'industrie, ainsi que l'évolution de la réglementation imposent de développer des moyens d'investigation efficaces concernant le comportement en service et la durabilité des matériaux utilisés pour la réalisation des structures.

Une utilisation optimisée de ces matériaux demande donc une meilleure connaissance de leurs comportements à long terme impliquant nécessairement une étude précise des mécanismes qui contrôlent leur comportement macroscopique et l'endommagement.

2. Comportement élastique linéaire :

2.1. Notion d'élasticité

Nous nous plaçons dans le cadre des petites perturbations en statique, et nous considérons un matériau dont le comportement est élastique linéaire anisotrope [1, 2, 3].

2.1.1. Contraintes et déformations

Considérons une structure soumise à un chargement mécanique extérieur. Ce chargement conduit à des actions intérieures dont la représentation est appelée vecteur contraintes, un vecteur contrainte $\vec{C}$ est différent en chaque point M, mais dépend aussi de l'orientation de la surface qui passe par ce point et sur lequel il est appliqué. Cette orientation est spécifiée par la normale $\vec{n}$ à la surface. Ce vecteur contrainte s'écrit $\vec{C}(M, \vec{n}) = \sigma(M) \vec{n}$ ou σ est une matrice 3×3 symétrique dépendant du point M :

$$\sigma(M) = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{13} & \sigma_{23} & \sigma_{33} \end{pmatrix}$$

les termes σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} , correspondent respectivement aux contraintes de traction compression suivant les directions 1,2,3 figure(II.1) les termes σ_{12} σ_{23} σ_{13} représentent les cisaillement dans les plans (1,2) (2,3) (1,3).

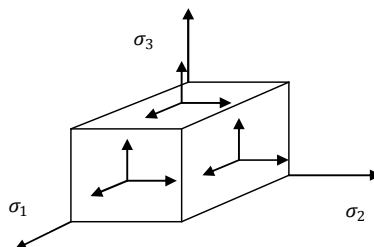


Figure (II.1) : distribution des contraintes

Chaque type de contrainte conduit à des déformations ou variation de déplacement d'un point à l'autre. de la même façon on caractérise ces déformations par une matrice 3×3 symétrique notée ε dépendant du point M équation (II.1)

$$\varepsilon (M) = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{13} & \varepsilon_{23} & \varepsilon_{33} \end{pmatrix} \quad (\text{II.1})$$

les termes ε_{11} , ε_{22} , ε_{33} correspondent respectivement aux variables de longueurs suivant les directions 1, 2,3. Les termes ε_{12} , ε_{23} , ε_{13} correspondent aux variation d'angles dans les plans (1,2) , (2,3) , (1,3).

A partir de cette matrice, moyennant certaines condition physiques dites équations de compatibilité, on peut en déduire le déplacement $\vec{u}$ de tout point M de coordonnées x_1 , x_2 , x_3 par la relation (II.2)

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \text{ où } i, j = 1, 2, 3 \text{ et } \vec{u} (M) = \begin{pmatrix} u_1 (M) \\ u_2 (M) \\ u_3 (M) \end{pmatrix} \quad (\text{II.2})$$

• changement de repère

Dans les développements qui vont suivre, nous seront amenés à écrire les matrices σ et ε dans un autre repère (1', 2', 3) obtenu à partir de (1, 2, 3) par une rotation d'angle θ autour de l'axe 3 figure(II.2).

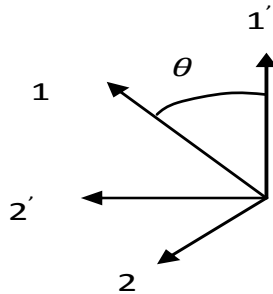


Figure (II.2) : changement de repères

Soit σ' et ε' les matrices de contrainte et déformation dans le repère (1', 2', 3). Elles sont déduites de σ et ε par les relations (II.3)

$$\sigma' = P \sigma P^t ; \quad \varepsilon' = P \varepsilon P^t \quad (\text{II.3})$$

Où P est la matrice de changement de repère, donné par (II.4)

$$P = \begin{pmatrix} \cos \theta & -\sin \theta & 0 \\ \sin \theta & \cos \theta & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} ; \quad P^t = \begin{pmatrix} \cos \theta & \sin \theta & 0 \\ -\sin \theta & \cos \theta & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (\text{II.4})$$

2.1.2. Loi de comportement

Si on considère que le matériau est homogène et a un comportement élastique linéaire cela conduit à définir une relation entre les contraintes représentées par σ et les déformations représentées par ε , du type : $\sigma = K \varepsilon$

On utilisant la règle de Voigh (II.5) pour remplacer σ et ε par deux vecteurs à 6 composantes

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{II.5})$$

La notation (II.6) permet d'écrire la relation de comportement sous une forme plus simple :

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} k_{11} & k_{12} & k_{13} & k_{14} & k_{15} & k_{16} \\ k_{12} & k_{22} & k_{23} & k_{24} & k_{25} & k_{26} \\ k_{13} & k_{23} & k_{33} & k_{34} & k_{35} & k_{36} \\ k_{14} & k_{24} & k_{34} & k_{44} & k_{45} & k_{46} \\ k_{15} & k_{25} & k_{35} & k_{45} & k_{55} & k_{56} \\ k_{16} & k_{26} & k_{36} & k_{46} & k_{56} & k_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{pmatrix} \quad (\text{II.6})$$

Cette relation est appelée loi de Hooke, et K est la matrice de rigidité. Elle est symétrique et possède 36 coefficients dont 21 sont indépendant. Elle peut s'écrire sous la forme inverse suivante (II.7)

$$\varepsilon = S \sigma \quad , \quad S = K^{-1} \quad (\text{II.7})$$

Avec S , symétrique appelée matrice de souplesse.

Pour un matériau composite donc naturellement inhomogène, cette loi résulte d'un travail préliminaire d'homogénéisation qui peut être complexe. Dans le cas général, avec 21 coefficients indépendants, le matériau n'a aucune propriété de symétrie. Un tel matériau est appelé triclinique. Cependant la plupart des matériaux anisotropes possèdent une structure avec des propriétés de symétrie. Plus il y a de symétrie plus le nombre de coefficients indépendants diminue. La limite est un matériau qui a les mêmes propriétés dans toutes les directions. Un tel matériau est dit isotrope.

- **matériau orthotrope :**

Un matériau orthotrope est un matériau qui possède trois plans de symétrie perpendiculaires deux à deux. Le nombre de coefficients indépendant est alors de 9. La loi de comportement écrite dans le repère dit « d'orthotropie » lié aux trois plans de symétrie est donnée par la relation (II.8)

$$K = \begin{pmatrix} k_{11} & k_{12} & k_{13} & 0 & 0 & 0 \\ k_{12} & k_{22} & k_{23} & 0 & 0 & 0 \\ k_{13} & k_{23} & k_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & k_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & k_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & k_{66} \end{pmatrix} \quad (\text{II.8})$$

La matrice de souplesse a la même forme

- **matériau isotrope transverse :**

Dans le cas d'un composite a fibre longues organisé en plis unidirectionnels empilés, chaque pli possède une orientation de fibres privilégiée. La direction des fibres est l'axe de renfort, appelé axe longitudinal, noté classiquement « L » et correspond traditionnellement a la direction « 1 » figure(II.3) dans un plan perpendiculaire à cette direction dit plan transverse la répartition des fibres est telle que en moyenne au sens de homogénéisation, le matériau a les mêmes propriétés dans toutes les directions et est donc isotrope. Un axe transverse est noté « T ». On dit alors que le pli unidirectionnel a un comportement isotrope transverse et qu'il n y a que 5 coefficients indépendants. Les matrices de rigidité et de souplesse sont données respectivement par (II.9) et (II.10)

$$K = \begin{pmatrix} k_{11} & k_{12} & k_{12} & 0 & 0 & 0 \\ k_{12} & k_{22} & k_{23} & 0 & 0 & 0 \\ k_{12} & k_{23} & k_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{2}(k_{22} - k_{23}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & k_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & k_{66} \end{pmatrix} \quad (\text{II.9})$$

$$S = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{23} & S_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2(S_{22} - S_{23}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{pmatrix} \quad (\text{II.10})$$

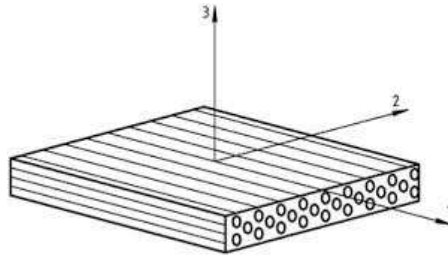


Figure (II.3) composite unidirectionnel

- **Modules de l'ingénieur :**

Les modules de l'ingénieur sont les modules de Young E_i dans la direction i , les modules de cisaillement G_{ij} et le coefficient de poisson ν_{ij} dans le plan (i, j) . Ceux-ci sont déterminés par des essais de traction uniaxiale ou de cisaillement. Les termes de la matrice de souplesse peuvent s'exprimer simplement en fonction de ces modules. En tenant compte de la notation « L » et « T » la matrice de souplesse s'écrit :

$$S = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_L} & \frac{-\nu_{LT}}{E_L} & \frac{-\nu_{TL}}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{LT}}{E_L} & \frac{1}{E_T} & \frac{-\nu_T}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu_{TL}}{E_T} & \frac{-\nu_T}{E_T} & \frac{1}{E_T} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu_T)}{E_T} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{LT}} \end{bmatrix} \quad \text{II.11)}$$

Avec bien sur :

$$\frac{\nu_{LT}}{E_L} = \frac{\nu_{TL}}{E_T} \quad \text{(II.12)}$$

Les 5 coefficients indépendants sont alors E_L dans le sens longitudinal E_T et ν_T dans le plan transverse puis ν_{LT} et G_{LT} le module de cisaillement dans le plan transverse équation (II.13)

$$G_T = \frac{E_T}{2(1+\nu_T)} \quad \text{(II.13)}$$

Les modules d'élasticité ont des valeurs qui doivent être en accord avec la physique. Ceci conduit à des restrictions qui sont

$$E_L, E_T, G_{LT}, G_T > 0$$

$$(1 - \nu_T^2) > 0 \quad \nu_{LT}^2 < \frac{E_L}{E_T}$$

• **matériaux isotropes :**

Dans le cas d'un matériau isotrope qui possède donc les mêmes propriétés dans toutes les directions le nombre de coefficients indépendant est de 2. Ce sont E le module de Young ($E > 0$) et ν le coefficient de poisson ($0 < \nu < 0,5$). La matrice de souplesse est donnée par (II.14)

$$S = \begin{bmatrix} \frac{1}{E} & \frac{-\nu}{E} & \frac{-\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu}{E} & \frac{1}{E} & \frac{-\nu}{E} & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-\nu}{E} & \frac{-\nu}{E} & \frac{1}{E} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu)}{E} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu)}{E} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{2(1+\nu)}{E} \end{bmatrix} \quad (II.14)$$

Le tableau (II.1) synthétise les différents types de comportements.

symétrie	Nombre de coefficients non nuls	Nombre de coefficients indépendants
Triclinique	36	21
Monoclinique	20	13
Orthotrope	12	9
Tetragonale	12	6
Isotrope transverse	12	5
Isotrope	12	2

Tableau (II.1) : propriétés des matériaux et hypothèses de symétries.

2.2. Loi de comportement en dehors des axes d'orthotropie

Les stratifiés sont composés d'un empilement de plusieurs plis unidirectionnels pouvant avoir chacun une orientation de fibres différente. La loi de comportement de chaque pli a été écrite précédemment dans son repère d'orthotropie propre (axes longitudinal et transversal). Or pour étudier un stratifié il est nécessaire de prendre un repère de référence unique. Il faut donc pour chaque pli, effectuer un changement de repère permettant de passer du repère d'orthotropie au repère global. Ce changement de repère dans ce cas se fera dans le plan (1,2) ou (L, T). L'axe Perpendiculaire (3) est inchangé. Nous noterons (1', 2', 3) le repère du stratifié. Dans ce repère les fibres (L) d'un pli font un angle de θ avec (1') figure(II.4).

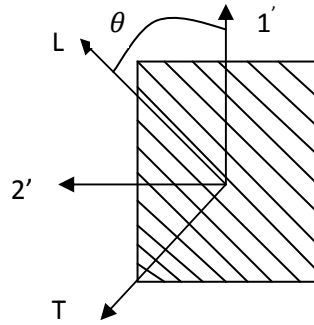


Figure (II.4) axes du pli et axes de référence.

L'utilisation de la règle de Voigh (II.4) conduit à réécrire les changements de base (II.3) des matrices de contraintes et déformation sous la forme (II.15)

$$\sigma' = R_{\sigma} \sigma \quad ; \quad \varepsilon' = R_{\varepsilon} \varepsilon \quad (\text{II.15})$$

R_{σ} , R_{ε} Sont des matrices 6×6 . Ainsi dans le repère de référence la relation de comportement s'écrit sous la forme (II.16)

$$\varepsilon' = S' \sigma' \quad ; \quad \sigma' = K' \varepsilon' \quad (\text{II.16})$$

Avec

$$S' = R_{\varepsilon} S R_{\sigma}^{-1} \quad . \quad K' = R_{\sigma} K R_{\varepsilon}^{-1} \quad (\text{II.17})$$

On obtient pour S' et K' respectivement les formes (II.18) et (II.19)

$$S' = \begin{pmatrix} s'_{11} & s'_{12} & s'_{13} & 0 & 0 & s'_{16} \\ s'_{12} & s'_{22} & s'_{23} & 0 & 0 & s'_{26} \\ s'_{13} & s'_{23} & s'_{33} & 0 & 0 & s'_{36} \\ 0 & 0 & 0 & s'_{44} & s'_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & s'_{45} & s'_{55} & 0 \\ s'_{16} & s'_{26} & s'_{36} & 0 & 0 & s'_{66} \end{pmatrix} ; \quad (\text{II.18})$$

$$K' = \begin{pmatrix} k'_{11} & k'_{12} & k'_{13} & 0 & 0 & k'_{16} \\ k'_{12} & k'_{22} & k'_{23} & 0 & 0 & k'_{26} \\ k'_{13} & k'_{23} & k'_{33} & 0 & 0 & k'_{36} \\ 0 & 0 & 0 & k'_{44} & k'_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & k'_{45} & k'_{55} & 0 \\ k'_{16} & k'_{26} & k'_{36} & 0 & 0 & k'_{66} \end{pmatrix} \quad (\text{II.19})$$

Le développement des composantes (s'_{11} , s'_{22} , s'_{12} , s'_{13} , s'_{23} , s'_{33} , s'_{44} , s'_{55} , s'_{45} , s'_{16} , s'_{26} , s'_{36} , s'_{66} , k'_{11} , k'_{22} , k'_{12} , k'_{13} , k'_{23} , k'_{33} , k'_{44} , k'_{55} , k'_{45} , k'_{16} , k'_{26} , k'_{36} , k'_{66}) est donné en annex (A)

2.3. Loi de comportement dans le cadre de la théorie des plaques

Pour une structure on parle de plaque quand l'une des dimensions de la structure est petite par rapport aux deux autres. Cette dimension suivant l'épaisseur de la plaque est en générale notée (3). L'objectif de la théorie des plaques stratifiées est de ramener l'analyse tridimensionnelle de la structure à une analyse bidimensionnelle plus simple.

La théorie élémentaire des plaques fait l'hypothèse que les contraintes normales dans cette direction sont négligeables.

$$\sigma_{33} = \sigma_3 = 0$$

De cette relation on déduit on utilisant la loi de comportement $\sigma' = K' \varepsilon'$:

$$\varepsilon_3 = -\frac{1}{k'_{33}} (k'_{13} \varepsilon'_1 + k'_{23} \varepsilon'_2 + 2 k'_{36} \varepsilon'_6) \quad (\text{II.20})$$

Celle-ci nous permet donc d'éliminer ε_3 des équations. En regroupant alors les termes correspondant aux contraintes et déformations dans le plan (1,2) et les termes correspondant aux contraintes (σ'_4 et σ'_5) et déformations (ε'_4 et ε'_5) hors plan, la relation de comportement s'écrit sous la forme (II.21)

$$\begin{bmatrix} \sigma'_1 \\ \sigma'_2 \\ \sigma'_6 \\ \sigma'_4 \\ \sigma'_5 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} q'_{11} & q'_{12} & q'_{16} & 0 & 0 \\ q'_{12} & q'_{22} & q'_{26} & 0 & 0 \\ q'_{16} & q'_{26} & q'_{66} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & q'_{44} & q'_{45} \\ 0 & 0 & 0 & q'_{45} & q'_{55} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon'_1 \\ \varepsilon'_2 \\ \varepsilon'_6 \\ \varepsilon'_4 \\ \varepsilon'_5 \end{bmatrix} \quad (\text{II.21})$$

Avec :

$$q'_{ij} = k'_{ij} - \frac{k'_{i3} k'_{j3}}{k'_{33}} \quad \text{où } i,j=1,2,6$$

Idem pour la matrice de souplesse. Il est évident que cette réorganisation met en évidence le découplage entre les effets dans le plan et les effets hors plan.

Dans le cas particulier des contraintes planes

$$\sigma'_4 = \sigma'_5 = \sigma_3 = 0$$

On déduit que la relation de comportement s'écrit sous la forme (II.22)

$$\begin{bmatrix} \sigma'_1 \\ \sigma'_2 \\ \sigma'_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} q'_{11} & q'_{12} & q'_{16} \\ q'_{12} & q'_{22} & q'_{26} \\ q'_{16} & q'_{26} & q'_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon'_1 \\ \varepsilon'_2 \\ \varepsilon'_6 \end{bmatrix} \quad (\text{II.22})$$

2.4. Détermination des caractéristiques pour un pli unidirectionnel

Si l'on considère la matrice de souplesse définie par (II.14) le comportement isotrope transverse d'un pli unidirectionnel est déterminé par 5 modules E_L , E_T , G_T , ν_{LT} , G_{LT} . Des essais simples permettent de mesurer ces caractéristiques. Les chargements utilisés, sauf pour G_T , permettent de se placer en état de contraintes planes.

2.4.1. Essai de traction longitudinale

On applique un chargement F dans la direction « L » des fibres figure(II.5). On est dans le repère d'orthotropie du matériau. Si S est l'aire de la section, l'état de contrainte associé est :

$$\sigma_1 = \frac{F}{S} ; \quad \sigma_2 = \sigma_3 = \sigma_4 = \sigma_5 = \sigma_6 = 0$$

On mesure les allongements longitudinaux (direction 1) ΔL_L et transversaux (direction 2) ΔL_T . Les déformations associées sont :

$$\varepsilon_1 = \frac{\Delta L_L}{L_L} ; \quad \varepsilon_2 = \frac{\Delta L_T}{L_T}$$

Où L_L est la longueur de la partie utile de l'éprouvette et L_T la largeur.

La loi de comportement définie par (II.14) conduit à :

$$E_L = \frac{\sigma_1}{\varepsilon_1} ; \quad \nu_{LT} = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}$$

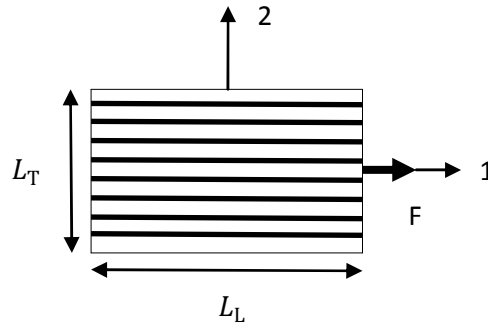


Figure (II.5) : traction longitudinale.

2.4.2. Essai de traction transversale

Cette fois ci on applique un chargement F dans la direction transversale « T » perpendiculaire aux fibres figure (II.6). Dans ce cas :

$$\sigma_2 = \frac{F}{S} ; \quad \sigma_1 = \sigma_3 = \sigma_4 = \sigma_5 = \sigma_6 = 0$$

En utilisant les mesures de déformation longitudinale et transversale on obtient de la même manière :

$$E_T = \frac{\sigma_2}{\varepsilon_2} \quad ; \quad \nu_{TL} = \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2}$$

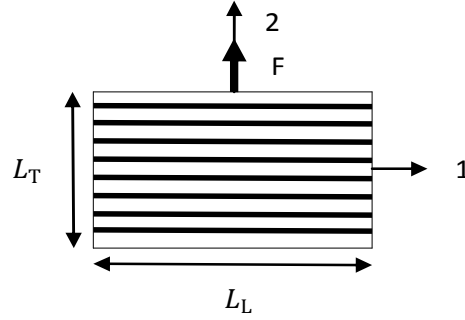


Figure (II.6) : traction transversale.

2.4.3. Essai de traction hors axes

On utilise ici une éprouvette soumise à un chargement F qui fait un angle de 45° avec l'orientation des fibres (figure II.7). Nous ne sommes plus dans les axes d'orthotropie et on utilise alors la relation de comportement définie par (II.5) et avec $\theta = 45^\circ$.

L'état de contrainte associé est :

$$\sigma'_1 = \frac{F}{S} \quad ; \quad \sigma'_2 = \sigma_3 = \sigma'_4 = \sigma'_5 = \sigma'_6 = 0$$

La mesure de la déformation longitudinale ε'_1 donne :

$$s'_{11} = \frac{1}{4} (s_{11} + s_{22} + 2s_{12} + s_{66}) = \frac{\varepsilon'_1}{\sigma'_1}$$

On en déduit :

$$\frac{1}{G_{LT}} = 4s'_{11} - \frac{1}{E_L} - \frac{1}{E_T} + \frac{2\nu_{TL}}{E_T}$$

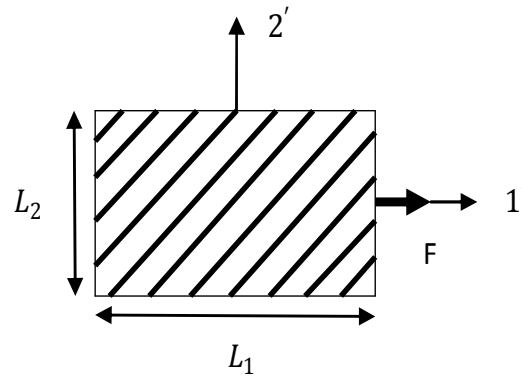


Figure (II.7) : traction hors axes

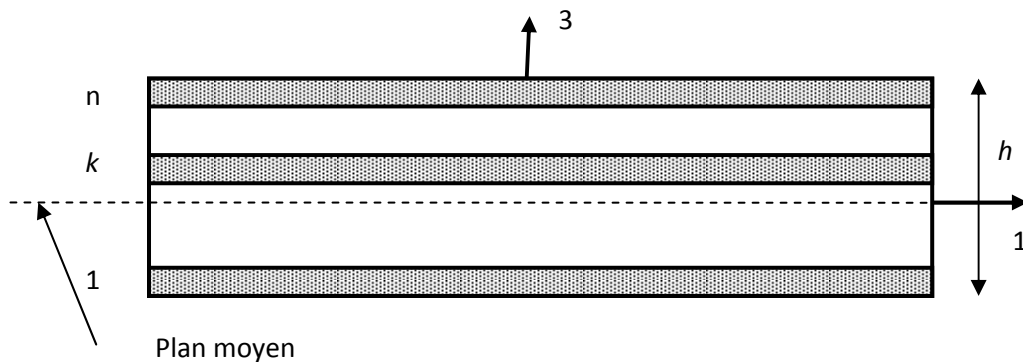
En résumé de ces essais, le tableau (II.2) donne certains résultats expérimentaux.

Tableau (II.2) : comparaison de différents composites.

composites	E_L (GPa)	E_T (GPa)	ν_{LT}	G_{LT} (GPa)	G_T (GPa)
Epoxyde / fibres de verre	46	10	0.31	4.7	4
Epoxyde / fibres de carbone	159	14	0.32	4.8	4.3
Epoxyde / fibres de Kevlar	84	5.6	0.34	2.1	2.1

2.5. Théorie classique des stratifiés

Dans un stratifié, chaque pli peut être considéré comme une plaque dont l'épaisseur est dirigée suivant l'axe (3) (figure II.8) il est constituée de n couches. Une couche k a une épaisseur notée h_k . La théorie des stratifiés utilise les mêmes hypothèses que la théorie des plaques qui sont développées dans ce chapitre.



Figure(II.8), schéma d'un stratifié

Par souci de simplicité, l'exposant «'» ne sera plus utilisé puisque l'on suppose maintenant que nous nous plaçons dans le repère du stratifié, ceci pour chaque pli.

2.5.1. Hypothèse en contrainte

Nous avons vu qu'en théorie des plaques on admet l'hypothèse $\sigma_3 = 0$. Ceci nous a conduit à écrire la relation de comportement sous la forme (II.8). Les contraintes sont calculées dans chaque pli et, pour obtenir les valeurs correspondantes dans l'épaisseur du stratifié on définit :

- le champ des résultantes dans le plan (1,2) (dit en membrane) :

$$N(x_1, x_2) = \begin{bmatrix} N_1 \\ N_2 \\ N_6 \end{bmatrix} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} dx_3$$

- le champ des résultantes en cisaillement hors plan (dit effort tranchant) :

$$Q(x_1, x_2) = \begin{pmatrix} Q_4 \\ Q_5 \end{pmatrix} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \begin{pmatrix} \sigma_4 \\ \sigma_5 \end{pmatrix} dx_3$$

• le champ des moments en flexion et en torsion :

$$M(x_1, x_2) = \begin{pmatrix} M_1 \\ M_2 \\ M_6 \end{pmatrix} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} x_3 \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} dx_3$$

Où M_1 et M_2 sont les moments de flexion et M_6 le moment de torsion.

2.5.2. Hypothèses en déplacement

Si on se place dans le cadre des petites perturbations, le champ de déplacement $\vec{u}$ (M) en tout point de la plaque s'écrit sous la forme (II.23)

$$\vec{u} = \begin{pmatrix} u_1(x_1, x_2, x_3) \\ u_2(x_1, x_2, x_3) \\ u_3(x_1, x_2, x_3) \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} v_1(x_1, x_2) + x_3 z_1(x_1, x_2) \\ v_2(x_1, x_2) + x_3 z_2(x_1, x_2) \\ v_3(x_1, x_2) \end{pmatrix} \quad (\text{II.23})$$

Ce schéma dit du premier ordre avec cisaillement transverse, est le plus simple et le plus utilisé. Il contient les modèles de Kirchhoff-Love et de Reissner-Midlin. Il signifie que la déformation d'une section droite perpendiculaire au plan moyen reste droite. Dans le modèle de Kirchhoff-Love, elle reste en plus perpendiculaire au plan moyen après déformation. Cette hypothèse se justifie si la plaque est de faible épaisseur.

En utilisant la relation (II, 3) et (II, 5), on détermine les déformations qui peuvent alors s'écrire ainsi sous la forme (II.24)

$$\begin{aligned} \varepsilon_1 &= \varepsilon_1^0 + x_3 \varepsilon_1^1 & \varepsilon_4 &= \varepsilon_4^0 \\ \varepsilon_2 &= \varepsilon_2^0 + x_3 \varepsilon_2^1 & \varepsilon_5 &= \varepsilon_5^0 \\ \varepsilon_6 &= \varepsilon_6^0 + x_3 \varepsilon_6^1 \end{aligned} \quad (\text{II.24})$$

Où les termes ε_i^0 et ε_i^1 ne dépendent que de x_1 et x_2 :

$$\begin{aligned} \varepsilon_1^0 &= \frac{\partial v_1}{\partial x_1} & \varepsilon_2^0 &= \frac{\partial v_2}{\partial x_2} & \varepsilon_6^0 &= \frac{\partial v_1}{\partial x_2} + \frac{\partial v_2}{\partial x_1} \\ \varepsilon_1^1 &= \frac{\partial z_1}{\partial x_1} & \varepsilon_2^1 &= \frac{\partial z_2}{\partial x_1} & \varepsilon_6^1 &= \frac{\partial z_2}{\partial x_2} + \frac{\partial z_1}{\partial x_1} \\ \varepsilon_4^0 &= \frac{\partial v_3}{\partial x_2} + z_2 & \varepsilon_5^0 &= \frac{\partial v_3}{\partial x_1} + z_1 \end{aligned} \quad (\text{II.25})$$

Dans ces expressions, les déformations ont été scindées en trois parties qui sont :

• les déformations de membrane :

$$\varepsilon^0 = \begin{pmatrix} \varepsilon_1^0 \\ \varepsilon_2^0 \\ \varepsilon_6^0 \end{pmatrix}$$

• les déformations de flexion ou courbure : $\varepsilon^0 = \begin{pmatrix} \varepsilon_1^1 \\ \varepsilon_2^1 \\ \varepsilon_6^1 \end{pmatrix}$

• les déformations de cisaillement transverse : $\gamma^0 = \begin{pmatrix} \varepsilon_4^0 \\ \varepsilon_5^0 \end{pmatrix}$

Il est clair que avec ce choix des déplacements, le terme $\varepsilon_3 = 0$. Ceci est incompatible avec la relation (II.6) déterminée dans le cas où $\sigma_3 = 0$. Nous retiendrons donc l'hypothèse que ε_3 est négligeable.

2.5.2. Loi de comportement pour un stratifié

En utilisant la relation de comportement (II.21) et les hypothèses en contrainte et déplacement définies précédemment, on construit des nouvelles lois :

• **efforts de membrane :**

$$N(x_1, x_2) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} dx_3 = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \begin{pmatrix} q_{11} & q_{12} & q_{16} \\ q_{12} & q_{22} & q_{26} \\ q_{16} & q_{26} & q_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1^0 + x_3 \varepsilon_1^1 \\ \varepsilon_2^0 + x_3 \varepsilon_2^1 \\ \varepsilon_6^0 + x_3 \varepsilon_6^1 \end{pmatrix} dx_3 \quad (\text{II.26})$$

$$N(x_1, x_2) = \begin{pmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{16} \\ a_{12} & a_{22} & a_{26} \\ a_{16} & a_{26} & a_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1^0 \\ \varepsilon_2^0 \\ \varepsilon_6^0 \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} b_{11} & b_{12} & b_{16} \\ b_{12} & b_{22} & b_{26} \\ b_{16} & b_{26} & b_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1^1 \\ \varepsilon_2^1 \\ \varepsilon_6^1 \end{pmatrix} \quad (\text{II.27})$$

Où les q_{ij} sont constants mais différents par couche.

On écrit :

$$N = A\varepsilon^0 + B\varepsilon^1 \quad (\text{II.28})$$

Où A et B sont des matrices 3×3 telles que :

$$a_{ij} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} q_{ij} dx_3 \quad b_{ij} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} q_{ij} x_3 dx_3 \quad (\text{II.29})$$

• **moment :**

$$M(x_1, x_2) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} x_3 \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{pmatrix} dx_3 = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} x_3 \begin{pmatrix} q_{11} & q_{12} & q_{16} \\ q_{12} & q_{22} & q_{26} \\ q_{16} & q_{26} & q_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1^0 + x_3 \varepsilon_1^1 \\ \varepsilon_2^0 + x_3 \varepsilon_2^1 \\ \varepsilon_6^0 + x_3 \varepsilon_6^1 \end{pmatrix} dx_3 \quad (\text{II.30})$$

$$M(x_1, x_2) = \begin{pmatrix} b_{11} & b_{12} & b_{16} \\ b_{12} & b_{22} & b_{26} \\ b_{16} & b_{26} & b_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1^0 \\ \varepsilon_2^0 \\ \varepsilon_6^0 \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} d_{11} & d_{12} & d_{16} \\ d_{12} & d_{22} & d_{26} \\ d_{16} & d_{26} & d_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1^1 \\ \varepsilon_2^1 \\ \varepsilon_6^1 \end{pmatrix}$$

$$M = B \varepsilon^0 + D \varepsilon^1 \quad (\text{II.31})$$

Où D est une matrice 3×3

$$b_{ij} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} q_{ij} x_3^2 dx_3 \quad (\text{II.32})$$

• **efforts tranchants :**

$$Q(x_1, x_2) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \begin{pmatrix} \sigma_4 \\ \sigma_5 \end{pmatrix} dx_3 = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \begin{pmatrix} k_{44} & k_{45} \\ k_{45} & k_{55} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_4^0 \\ \varepsilon_5^0 \end{pmatrix} dx_3 \quad (\text{II.33})$$

$$Q(x_1, x_2) = \begin{pmatrix} e_{44} & e_{45} \\ e_{45} & e_{55} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_4^0 \\ \varepsilon_5^0 \end{pmatrix} = E \gamma^0 \quad (\text{II.34})$$

Où E est une matrice 2×2 telle que :

$$e_{ij} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} k_{ij} dx_3 \quad (\text{II.35})$$

Ces différentes relations sont regroupées sous une forme matricielle très utilisée reliant les efforts généralisés aux composantes de déformations :

$$\begin{pmatrix} N \\ M \\ Q \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} A & B & 0 \\ B & D & 0 \\ 0 & 0 & E \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon^0 \\ \varepsilon^1 \\ \gamma^0 \end{pmatrix} \quad (\text{II.36})$$

• **meilleure prise en compte du cisaillement transverse :**

Pour prendre en compte le cisaillement transverse, il est nécessaire d'avoir au moins un modèle de type Reissner-Midlin. Cependant ce modèle peut ne pas suffire pour calculer correctement le cisaillement transverse. Une amélioration consiste à modifier la relation :

$Q = E\gamma^0$ en introduisant des facteurs de correction dans la matrice E . Celle-ci est remplacée par une matrice 2×2 appelée H

$$H = \begin{pmatrix} h_{44} & h_{45} \\ h_{45} & h_{55} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \lambda_{44}e_{44} & \lambda_{45}e_{45} \\ \lambda_{45}e_{45} & \lambda_{55}e_{55} \end{pmatrix}$$

Où les λ_{ij} sont appelées facteurs de correction en cisaillement transverse.

Différentes techniques existent pour identifier ces coefficients. Nous ne pouvons pas les développer ici, mais le lecteur en trouvera une étude détaillée dans Berthelot [4] les valeurs trouvées sont, pour les plaques orthotropes appliquée aux plaque stratifiées :

$$\lambda_{ij} = \frac{2}{3} \quad \text{ou} \quad \lambda_{ij} = \frac{5}{6} \quad \text{avec} \quad i, j = 4, 5$$

2.6. Théorie des plaques sandwichs

Un matériau sandwichs constitué de deux peaux minces, qui sont généralement des stratifiés, sur une âme plus épaisse mais de faible masse volumique (figure II.9) l'avantage de ces matériaux réside dans leurs grande rigidité en flexion due à l'écartement des peaux.

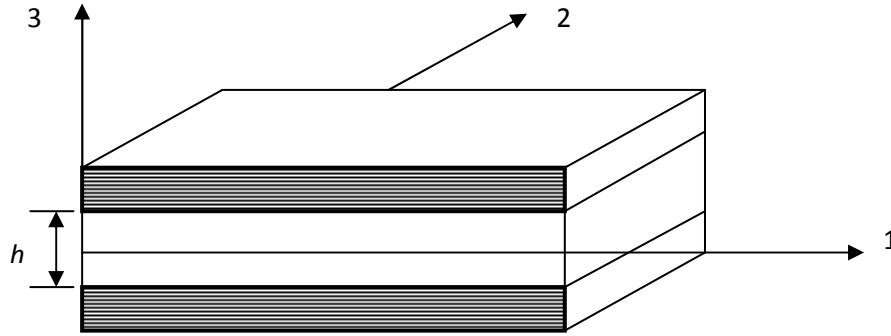


Figure (II.9) représentation d'un sandwich

2.6.1. Hypothèse en contraintes

- étant dans l'hypothèse plaque les contraintes normales sont nulles dans l'âme comme dans les peaux :

$$\sigma_3^a = \sigma_3^1 = \sigma_3^2 = 0$$

L'exposant a correspond à ce qui se passe dans l'âme, l'exposant k à ce qui se passe dans les peaux avec $k = 1$ ou 2 .

- l'âme ne transmet que les contraintes de cisaillement transverse σ_4 et σ_5 . Les autres contraintes sont négligées. Ainsi en se référant à la loi de comportement (II.21) seule la partie suivante est utilisée :

$$\begin{pmatrix} \sigma_4^a \\ \sigma_5^a \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} k'_{44}^a & k'_{45}^a \\ k'_{45}^a & k'_{55}^a \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_4^a \\ \varepsilon_5^a \end{pmatrix} \quad (\text{II.37})$$

- les contraintes de cisaillement transverse sont négligées dans les peaux, ainsi, seule la partie suivante est conservée :

$$\begin{pmatrix} \sigma_1^k \\ \sigma_2^k \\ \sigma_6^k \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} q'_{11} & q'_{12} & q'_{16} \\ q'_{12} & q'_{22} & q'_{26} \\ q'_{16} & q'_{26} & q'_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1^k \\ \varepsilon_2^k \\ \varepsilon_6^k \end{pmatrix}, \quad k = 1, 2 \quad (\text{II.38})$$

2.6.2. Hypothèses en déplacements

- le champ de déplacement dans l'âme suit un schéma du premier ordre, donc:

$$\vec{u}^a = \begin{pmatrix} u_1^a \\ u_2^a \\ u_3^a \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} v_1^a(x_1, x_2) + x_3 z_1^a(x_1, x_2) \\ v_2^a(x_1, x_2) + x_3 z_2^a(x_1, x_2) \\ v_3^a(x_1, x_2) \end{pmatrix} \quad (\text{II.39})$$

Comme seules les déformations de cisaillement transverse nous intéressent nous ne gardons que les termes définis par (II.25) :

$$\gamma^{0,a} = \begin{pmatrix} \varepsilon_4^{0,a} \\ \varepsilon_5^{0,a} \end{pmatrix} \quad (\text{II.40})$$

- les champs de déplacement dans les peaux sont indépendant de x_3 . La continuité du déplacement aux interfaces âme/peau conduit aux expressions suivantes :

- peau supérieure (numéroté (2)) :

$$\vec{u}^2 = \begin{pmatrix} u_1^2 \\ u_2^2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} v_1^a(x_1, x_2) + \frac{h}{2} z_1^a(x_1, x_2) \\ v_2^a(x_1, x_2) + \frac{h}{2} z_2^a(x_1, x_2) \end{pmatrix} \quad (\text{II.41})$$

La composante suivant 3 nous intéresse pas car seules les déformations dans le plan (1 , 2) sont calculées. Ainsi les déformations ne font intervenir que les déformations de membrane et de flexion :

$$\varepsilon^2 = \begin{pmatrix} \varepsilon_1^2 \\ \varepsilon_2^2 \\ \varepsilon_6^2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \varepsilon_1^{0,a} \\ \varepsilon_2^{0,a} \\ \varepsilon_6^{0,a} \end{pmatrix} + \frac{h}{2} \begin{pmatrix} \varepsilon_1^{1,a} \\ \varepsilon_2^{1,a} \\ \varepsilon_6^{1,a} \end{pmatrix} = \varepsilon^{0,a} + \frac{h}{2} \varepsilon^{1,a} \quad (\text{II.42})$$

- peau inférieure (numéroté (1)) :

$$\overrightarrow{u^1} = \begin{pmatrix} u_1^1 \\ u_2^2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} v_1^a(x_1, x_2) - \frac{h}{2} z_1^a(x_1, x_2) \\ v_2^a(x_1, x_2) - \frac{h}{2} z_2^a(x_1, x_2) \end{pmatrix} \quad (\text{II.43})$$

Les déformations ne font intervenir que les déformations de membrane et de flexion :

$$\varepsilon^1 = \begin{pmatrix} \varepsilon_1^2 \\ \varepsilon_2^2 \\ \varepsilon_6^2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \varepsilon_1^{0,a} \\ \varepsilon_2^{0,a} \\ \varepsilon_6^{0,a} \end{pmatrix} - \frac{h}{2} \begin{pmatrix} \varepsilon_1^{1,a} \\ \varepsilon_2^{1,a} \\ \varepsilon_6^{1,a} \end{pmatrix} = \varepsilon^{0,a} - \frac{h}{2} \varepsilon^{1,a}$$

2.6.3. Loi de comportement des plaques sandwich

Comme pour la loi de comportement d'un stratifié, on intègre les contraintes dans l'épaisseur du sandwich. On distinguant bien les efforts dans les membranes N et les moments M qui ne seront intégrés que dans les peaux, et les efforts tranchants Q uniquement dans l'âme. On obtient alors la relation suivante :

$$\begin{pmatrix} N \\ M \\ Q \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} A' & B' & 0 \\ B' & D' & 0 \\ 0 & 0 & E' \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon^{0,a} \\ \varepsilon^{1,a} \\ \gamma^{0,a} \end{pmatrix} \quad (\text{II.44})$$

Avec :

$$\begin{aligned} A' &= A^1 + A^2, & B' &= \frac{h}{2} (A^2 - A^1) \\ C' &= B^1 + B^2 & D' &= \frac{h}{2} (B^2 - B^1) \\ E' &= E^a \end{aligned}$$

3. Rupture des matériaux composites :

3.1 Critères de rupture

3.1.1 Rappel des critères de rupture isotrope

Considérant la rupture de plaque en matériaux composites entaillés ou bien le dédoublement des composites par délaminage, on est tenté d'appliquer les critères de la mécanique linéaire de la rupture. Par rapport aux matériaux métalliques la situation sera simplifiée dans les matériaux composites, grâce à leurs comportement quasi élastique, mais elle sera compliquée par l'anisotropie. D'autres critères par exemple celui du dommage caractéristique à rupture fondé sur une densité de microfissures [1] fait appel à une approche locale. La détermination des contraintes locales, pli par pli, ne pouvant être abordées que par une méthode numérique, les critères de la mécanique de la rupture restent très intéressants partout où ils sont applicables.

A priori, pour échapper aux difficultés posées par l'anisotropie des composites on utilisera de préférence l'énergie dissipée G d'où l'on pourra tirer un facteur d'intensité de contraintes K .

Depuis que Griffith a proposé sa théorie de la rupture, d'autres ont effectués des analyses plus raffinées par exemple ceux qui se sont intéressés à la mécanique de la rupture ont développés une formule plus générale, qui s'applique à n'importe quel matériau et qui donne l'expression de la contrainte critique de rupture de ce matériau est de la forme (II.45)

$$\sigma = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a}} \quad (\text{II.45})$$

Où G_c est l'énergie dissipée nécessaire pour que la fissure se propage d'une longueur unitaire.

Dans cette équation on considère uniquement l'énergie globale G_c , qui comprend l'énergie élastique W_{el} , l'énergie de surface W_s , et l'énergie de déformation plastique W_p . la valeur de l'énergie G_c est faible pour les matériaux fragiles, et élevée pour les matériaux tenaces.

L'équation ci-dessus permet de caractériser le facteur d'intensité de contraintes K , qui est déterminé par l'équation suivante :

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} = \sqrt{EG_c} \quad (\text{II.46})$$

Cette équation s'applique lorsque l'éprouvette est mince, rectangulaire, et lorsque la longueur $2a$ de la fissure est très faible par rapport aux dimensions de l'éprouvette. Dans le cas général on écrit :

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{II.47})$$

Où α est un paramètre qui dépend de la géométrie de l'éprouvette et du rapport a/w (w étant la dimension de l'éprouvette dans la direction de la propagation de la fissure).

Rappelons que les métallurgistes appliquent la mécanique de la rupture à la ténacité et que les spécialistes des composites l'applique au délaminage.

3.1.2 Relation entre G et K

La relation
$$K = \sqrt{GE} \quad (\text{II.48})$$

Permet de pouvoir toujours calculer K à partir d'une mesure de G par compliance tant que le comportement d'un matériau sera essentiellement linéaire. Il faut que toutefois que l'anisotropie macroscopique du matériau soit telle que la rupture se produit dans un plan de symétrie confondu macroscopiquement avec le plan de l'entaille d'où la rupture est amorcée.

Il est clair qu'à l'échelle microscopique les métaux sont fortement anisotropes à cause de la désorientation des grains, la répartition des éléments de symétrie étant par nature plus aléatoire que dans les composites. Finalement c'est l'anisotropie à l'échelle macroscopique qui compte dans l'analyse énergétique de la rupture. De plus l'effet de la plasticité sur la fissuration qui rend l'application de la mécanique de la rupture délicate dans certains métaux,

et quasi négligeable pour les matériaux composites a haute performance. Le délaminage reste le cas le plus facile à aborder.

3.2. Délaminage des matériaux composites

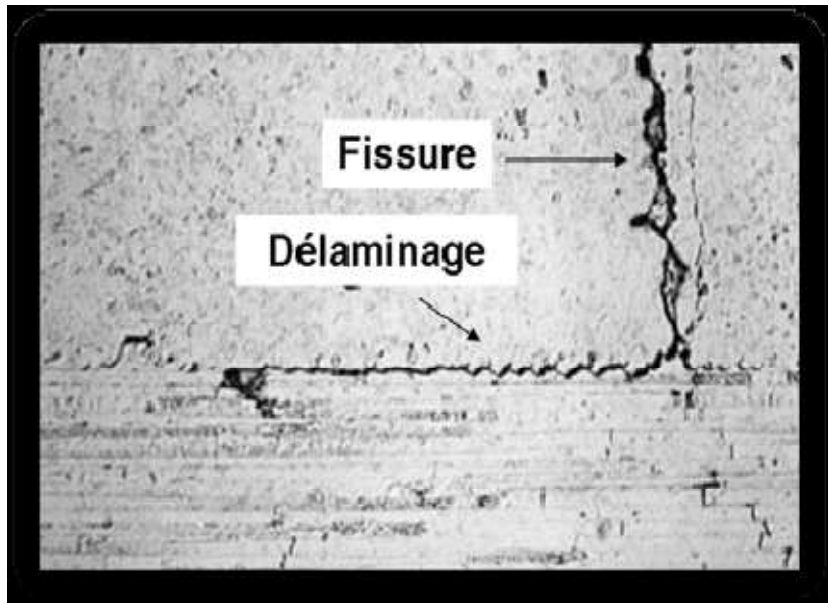


Figure (II.10), délaminage des matériaux composites

Il existe une différence fondamentale dans la rupture des matériaux composites comparée à celle des matériaux métalliques, à l'échelle macroscopique : lorsqu'une force axiale est appliquée à une éprouvette non entaillée de traction métallique, la rupture se produit perpendiculairement à la force appliquée alors que dans le matériau composite, l'endommagement principale se produit parallèlement à cette même force à cause de la faiblesse des interfaces entre les plis. C'est ce que l'on appelle le délaminage figure (II.10).

Dans les conditions considérées ci-dessus, le délaminage se produit au bord de l'éprouvette sous l'influence des contraintes σ_{33} dans l'épaisseur du composite et des contraintes de cisaillement, c'est-à-dire en mode de rupture mixte. Ces conditions se rencontrent dans de nombreux problèmes de calculs de structures, mais pour caractériser simplement la résistance des matériaux composites au délaminage il convient d'abord d'étudier séparément le délaminage en mode I (tension) et le délaminage en mode II (cisaillement).

3.2.1. Mécanisme microscopique de délaminage

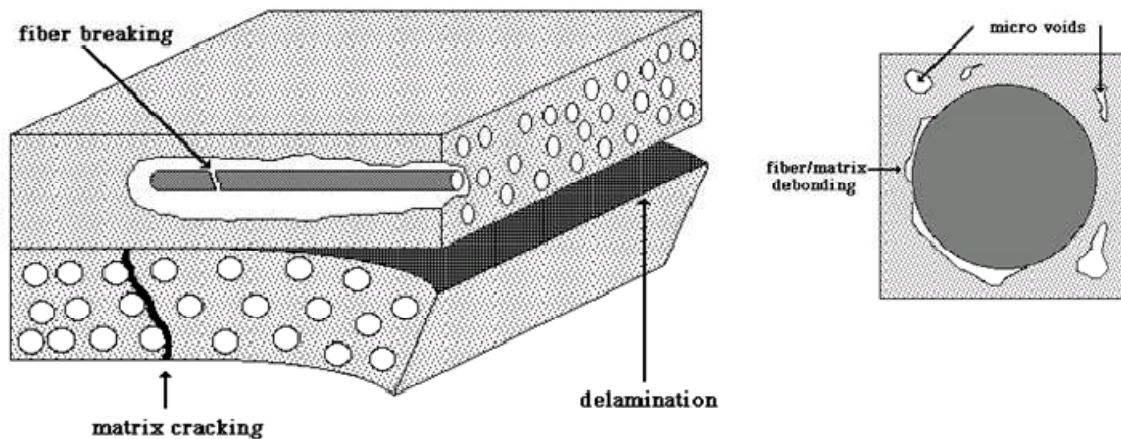


Figure (II.11), mécanismes d'endommagement

A l'échelle microscopique locale, les mécanismes de délaminage ne diffèrent pas fondamentalement en tension et en cisaillement. Toutefois le plan de décohésion principale est fortement influencé par le cisaillement maximal. En général la décohésion se produit à l'interface entre fibres et matrices figure (II.11), sauf en mode II ou le délaminage a tendance à quitter l'interface pour emprunter la résine afin de rester près des conditions de cisaillement maximales, par exemple dans le plan de la fibre neutre d'un barreau en flexion.

3.3. Sensibilité à l'entaille des matériaux composites

L'effet d'une entaille sur un composite est très différent de celui sur un métal. la présence d'un trou ou d'une entaille crée localement une concentration de contraintes figure (II.12). Dans un métal les contraintes se dissipent par déformation plastique autour du trou, il y a accommodation. Pour un matériau composite la contrainte locale augmente rapidement et il n'y a pas de déformations plastique la structure se rompt tout suite par délaminage (10.14).

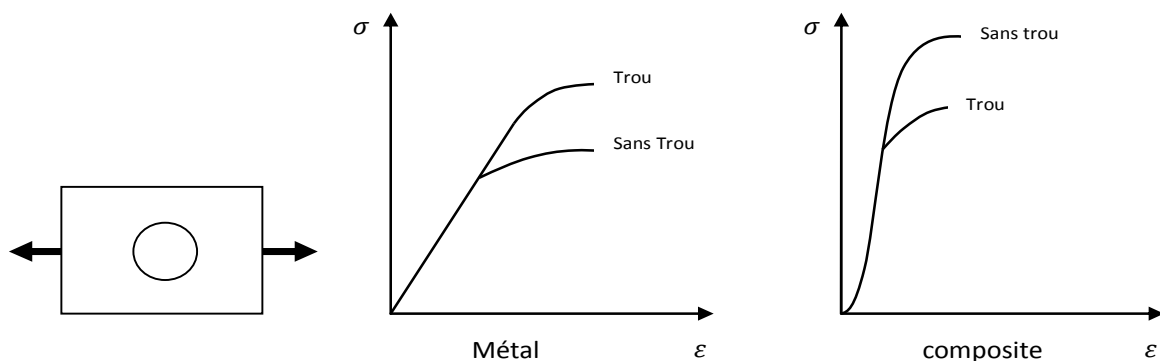


Figure (II.12), effet de la plastification sur la relaxation des contraintes autour d'un trou.

3.3.1 Rupture prématurée à partir d'une entaille en traction

En l'absence de fragilité, la présence d'une entaille ou d'un trou augmente sensiblement la limite d'élasticité apparente des métaux ainsi que la résistance à la traction. Ce phénomène est

du à l'effet de la triaxialité des contraintes à fond d'entaille qui entraîne un confinement de la déformation plastique et ralentit la généralisation de la plasticité. Dans les composites à fibres de carbone, le phénomène est complètement différent ; pour les drapages quasi-isotropes, un trou ou une entaille diminue par deux la résistance à la traction. D'une manière général au plan technologique, la substitution d'un alliage métallique par un composite doit se faire en considérant que la contrainte admissible au niveau d'un trou est d'environ deux à trois fois plus faible dans le composite.

4. Fatigue des matériaux composites

4.1. Courbe d'endurance

4.1.1 Rôle de la plasticité et du comportement non linéaire

Beaucoup de différence apparaissent tant à l'échelle microscopique que macroscopique dans le phénomène d'endommagement par fatigue entre les composites et les métaux. Dans les métaux le dommage de fatigue est étroitement lié à la déformation plastique cyclique. Dans les matériaux composites l'endommagement par fatigue n'est pas relié à la plasticité.

Il est bien connu que la courbe d'endurance des matériaux métalliques est d'allure hyperbolique avec une concavité prononcée dès que la contrainte maximale du cycle dépasse la limite d'élasticité du matériau. Lorsque la plasticité est généralisée la durée de vie (N_f) de l'échantillon est donnée par les relations (II.49)

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \alpha (2 N_f)^2 + \beta (2 N_f)^2 \quad (\text{II.49})$$

Dans lesquelles ε_e et ε_p sont les déformations élastique et plastique. On attribue la concavité de la courbe d'endurance à la plasticité des métaux. À l'inverse dans les matériaux composites

Dont le comportement monotone est quasi linéaire,

4.1.2. Forme des courbes d'endurance des matériaux composites

Les matériaux composites à fibres unidirectionnels (verre ou carbone) répondent tout à fait aux hypothèses développées précédemment la courbe (S, N) est très plate et peut être représentée en traction ondulée par une relation du type :

$$\Delta \varepsilon = \alpha - \beta \log N_f \quad (\text{II.50})$$

Proposée par Lorenzo et Hahn [3]. Dans ce cas $\Delta \varepsilon$ est une déformation quasi élastique de l'ordre de 1%, à la limite d'endurance. Tout se passe comme si les composites à fibre unidirectionnel était sensibles à une fatigue oligocyclique élastique avec une interruption brutale de l'endommagement par fatigue dès que la déformation appliquée devient inférieure à un seuil.

Dans le cas des matériaux composites stratifiés à plis croisés la loi d'endommagement par fatigue dépend de l'orientation du drapage. Toutefois, la courbe d'endurance (S, N) reste

encore très plate, comparée aux matériaux métallique. Bien qu'il soit difficile de généraliser dans l'état actuel des connaissances, il apparaît que la relation paramétrique proposée par Daniel [4] permet de bien représenter le phénomène au moins dans les stratifiés 0/90°.

$$\log S = \log F - \frac{1}{m \log N_f} \quad (\text{II.51})$$

F et m dépendant du matériau

4.1.3. Rôle des fibres et de la matrice

Au plan des mécanismes physiques, l'endommagement par fatigue se produit sous la forme de fissures transverses dans la matrice et entre les fibres, l'apparition et la croissance de ces fissures étant liées à la nature de la matrice et à l'orientation des plis par rapport à la charge. Ensuite si le drapage s'y prête, il y a délaminage entre plis et finalement rupture des fibres. Cette dernière étape dépend beaucoup de la nature des fibres. C'est ainsi que les fibres de verre s'endommagent d'avantage que les fibres de carbone [3].

4.2. Effet d'une entaille sur la résistance à la fatigue

Il est bien connu aujourd'hui que tous les métaux sont très sensibles aux entailles et que leurs limites d'endurance chute alors dans des proportions importantes en fatigue à grand nombre de cycles. Dans les matériaux composites ce phénomène est pratiquement inconnu ce qui leur confère un avantage définitif par rapport aux métaux. L'illustration la plus spectaculaire est apportée, sans doute par l'expérience de Williams[9] dans laquelle il montre qu'une plaque en composite à fibre de carbone, quasi-isotrope, entaillée, présente une limite d'endurance supérieure à la résistance résiduelle du matériau, supérieure même à la limite d'endurance du matériau non entaillé.

La tenue à la fatigue des matériaux composites constitués de tissus est également très bonne en présence d'entailles [10]. Des études sur des tissus de verre / époxy de divers drapages montrent que le rapport entre la limite de fatigue en tension-tension sur la résistance est le même qu'il y ait ou non d'entaille. De ce fait, la prévision de la durée en fatigue d'un composite en tissu de verre est facile à calculer à partir de la résistance résiduelle.

$$\left(\frac{\sigma_D}{R} \right)_{\text{entaillés}} = \left(\frac{\sigma_D}{R} \right)_{\text{non entaillés}}$$

4.3. Fatigue en compression

Le matériau composite entaillé ou non entaillé, une sollicitation uniquement en compression peut conduire à la rupture par fatigue. Le mécanisme du processus d'endommagement par fatigue en compression tient à la formation des délaminages dans les couches externes du composite, ceux-ci se propagent ensuite jusqu'à rupture. Le drapage du composite, la nature de la résine et des fibres ont donc un rôle important à jouer et modifient les conclusions de certaines expériences les infléchissant dans un sens ou l'autre.

4.4. Fatigue en flexion

Au plan pratique un certain nombre de pièces mécaniques telles que les lames de ressort, fonctionnent en flexion cyclique. Au plan expérimental il est toujours moins coûteux de faire un essai de fatigue en flexion qu'en traction. Autant de raisons qui justifient l'intérêt que l'on porte à la fatigue en flexion.

L'analyse du phénomène et des résultats est complexe parce que plusieurs types de dommages vont se développer en flexion trois points, les uns en tension, les autres en cisaillement, enfin en compression le cas échéant, toutes ces sollicitations étant présentes simultanément en flexion. Il résulte de cette remarque que la durée de vie d'un échantillon soumis à la flexion dépend de sa section et notamment de son épaisseur [16]. Par conséquent le comportement des matériaux composites en flexion est donc sensiblement plus complexe à déterminer que celui des métaux.

4.5. Fatigue après impacte

On ne peut pas aborder la fatigue des matériaux composites sans tenir compte de l'effet de l'endommagement dû aux impacts de faible énergie sur l'amorçage de la rupture par fatigue. Toutes proportions gardées, le rôle des impacts dans la fatigue des composites peut être comparé à celui des rayures d'usinage à la surface des matériaux métalliques.

L'endommagement provoqué par un impacte léger est donc à prendre en compte dans la prévision de la rupture par fatigue, en tant que correction pour une sollicitation de traction et de paramètre principale par une sollicitation de compression ($R = -1$ ou $R = 10$). Il convient de souligner à cet égard qu'aucune corrélation précise entre la dimension de la zone impactée sur sa nocivité n'a pu être mise en évidence. [21].

5. vieillissement physico-chimique des matériaux composites à matrices organique

5.1. vieillissement humide

Le comportement à long terme d'un matériau dans un milieu humide dépend essentiellement de trois phénomènes :

- l'absorption d'eau pour parvenir à l'équilibre physique du système polymère-eau ;
- la diffusion de l'eau au travers du matériau ;
- la réaction au sens large matériau eau.

A chacun de ces phénomènes on peut assigner un temps caractéristique : τ_A pour l'absorption, τ_D pour la diffusion et τ_R pour la réaction.

De façon générale, on peut considérer que l'absorption d'eau est instantanée ($\tau_A = 0$). L'allure cinétique du vieillissement va donc dépendre de la différence entre τ_D et τ_R

- si $\tau_R \ll \tau_D$, l'eau réagit au fur et à mesure qu'elle pénètre dans le matériau (régime contrôlé par la diffusion [5]. Il n'est donc pas facile de distinguer effets réversible et irréversible de l'absorption d'eau ;

- si $\tau_R \gg \tau_D$, par contre, l'eau va d'abord saturer l'échantillon et parvenir à un équilibre que l'on pourra caractériser expérimentalement. Cependant cet équilibre va dériver à long terme lorsque les effets de la réaction se feront sentir. Cependant τ_D dépend étroitement de l'épaisseur L de l'échantillon :

5.1.1. Absorption d'eau et hydrophilie

L'hydrophilie est jugée d'après la valeur de la concentration à l'équilibre de l'eau dans le matériau placé en atmosphère saturée ou immergé dans l'eau distillée. On connaît essentiellement trois mécanismes d'absorption d'eau :

- le remplissage partiel ou total des cavités (pores) initialement présentes dans la matrice et à l'interface fibre /matrice ;
- la dissolution de l'eau dans l'interface fibre/matrice ;
- la dissolution de l'eau dans la matrice.

Par des comparaisons matrice pure/CMO, on peut montrer que l'absorption d'eau par le CMO est sensiblement proportionnelle à la fraction massique de matrice.

Pour illustrer les tendances de variations de l'hydrophilie avec les différents facteurs externes ou internes on considère le cas idéal du système obéissant à la loi de Henry dans lequel la concentration C d'eau à l'équilibre est liée à la pression de vapeur P de l'eau par la relation (II.52)

$$C = SP \quad \text{avec} \quad \frac{P}{P_s} = \frac{H_R}{100} \quad \text{soit} \quad \frac{C}{C_s} = \frac{P}{P_s} \quad (\text{II.52})$$

Où S est le coefficient de solubilité de l'eau dans le polymère, P_s la pression de vapeur saturante et H_R l'hygrométrie relative. C_s est alors la concentration à l'équilibre en milieu saturé. L'effet de la température peut être représenté par la loi d'Arrhenius (II.53)

$$S = S_0 \exp - \frac{H_R}{100} \quad \text{et} \quad p_s = p_{s0} \exp - \frac{H_w}{RT} \quad \text{soit} \quad C_s = C_{s0} \exp - \frac{H_c}{RT} \quad (\text{II.53})$$

Où $H_c = H_s + H_w$, H_w est l'enthalpie de vaporisation de l'eau et R est la constante des gaz parfaits

5.1.2. Aspect cinétique et diffusion de l'eau

- **Processus fickiens**

En l'absence de complications la cinétique de pénétration de l'eau au sein d'un matériau obéit à la loi de fick, qui s'écrit dans le cas unidirectionnel sous la forme (II.54)

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (\text{II.54})$$

Où x est l'abscisse selon la direction de diffusion et D le coefficient de diffusion de l'eau dans le matériau. L'intégration de cette équation différentielle avec des conditions aux limites adéquates ($C=C_s$ dans la couche superficielle en équilibre avec l'environnement) permet de calculer :

- la quantité d'eau absorbée par l'échantillon au temps t ;
- la distribution des concentrations d'eau dans l'épaisseur de l'échantillon.

D peut être déterminée à partir des données expérimentales en portant la fraction massique W d'eau dans le matériau en fonction de la racine carrée du temps.

$$D = \frac{\pi L^2}{16 t} \left(\frac{W}{W_\infty} \right)^2$$

On admet et on vérifie que D obéit à la loi d'Arrhenius (II.55)

$$D = D_0 \exp (- E_D / RT) \quad (\text{II.55})$$

Avec E_D est l'énergie d'activation elle est généralement de quelques dizaines de kJ. mol^{-1}

Si L est l'épaisseur de l'échantillon le temps nécessaire pour saturer l'échantillon (dans des conditions isothermes) est de l'ordre :

$$\tau_D = \frac{5L^2}{D} \quad (\text{II.56})$$

On voit qu'ici la meilleure voie d'accélération du vieillissement est une diminution de l'épaisseur des échantillons.

➤ **Relation entre structure et diffusivité**

La vitesse de diffusion de l'eau dans un CMO dépend d'abord de la diffusivité de l'eau dans la matrice. Il semble qu'il y ait une corrélation négative entre la diffusivité et l'hydrophilie [15] ce qui signifierait que le transport de la molécule d'eau dans la matrice est freiné par les liaisons hydrogène eau/matrice. Ces observations ne conduisent cependant pas à une méthode de prédiction fiable de D en fonction de la structure moléculaire de la structure.

Le caractère composite joue un rôle non négligeable dans la diffusion, au moins de trois façons différentes :

- le renfort est un obstacle à la diffusion : il diminue la section du trajet possible des molécules d'eau et augmente la tortuosité de ce trajet.
- les porosités, en particulier interfaciales, sont des chemins privilégiés de transport de l'eau. Dans certains cas extrêmes, le composite peut apparaître plus perméable à l'eau que la matrice.
- l'orientation du renfort (fibre). Il est évident que les fibres ne modifient pas la tortuosité des trajets de diffusion lorsque cette dernière s'effectue selon un axe parallèle aux fibres. Par contre elles le modifient dans les directions perpendiculaires. La diffusion dans les composites est anisotrope.

• **Processus non fickiens**

Dans certains cas la diffusion ne peut pas être modélisée par le modèle fickien, il faut un modèle d'au moins deux constantes de temps. On emploie alors le modèle de Langmuir[17] dont le principe est le suivant : les molécules se déplacent selon la loi de Fick mais elles sont capturées de temps en temps par des sites particuliers et retenues pour une certaine durée par ces mêmes sites. Il faut donc faire entrer dans les équations de transport la diffusivité fickienne et la cinétique de piégeage-dépiégeage. Le mécanisme peut être physique ou chimique. Cependant ces cas de figures ne se rencontrent en général que dans des composites à matrices organiques fortement endommagés, avec percolation de réseau de fissures.

5.2. vieillissement thermique

il est essentiellement question de vieillissement thermochimique c'est-à-dire d'une évolution irréversible de la structure chimique liée à son instabilité propre ou à l'interaction du matériau avec l'oxygène.

Dans le cas des CMO, c'est pratiquement toujours la matrice qui constitue l'élément faible du composite, bien qu'il ne faille pas écarter l'hypothèse d'une dégradation localisée à l'interphase dans certains cas de figures.

L'évolution de la structure se traduit par une altération de certaines propriétés d'utilisation. Soit P l'une de ces propriétés, cruciales dans l'application considérée, et P_F une valeur critique de P constituant un critère pertinent de fin de vie. Un vieillissement isotherme se traduit par une certaine variation de P : $P = f(t)$ d'où l'on peut tirer par interpolation ou extrapolation, $t_F = f^{-1}(P_F)$, f^{-1} étant la fonction réciproque de f . t_F Est appelée durée de vie.

Pendant longtemps, on s'est contenté de supposer que le plafond de stabilité thermique obéissait à la loi d'Arrhenius donnée par (II.57)

$$t_F = t_{F0} \exp \frac{E}{RT} \quad (\text{II.57})$$

Le problème de la prédiction de durée de vie se ramène à la détermination de quelques valeurs de t_F à température élevée pour identifier t_{F0} et E . L'équation précédente est utilisée pour déterminer la durée de vie par extrapolation à basse température

Lors qu'il s'agit de propriétés mécaniques il apparait nécessaire d'inclure, dans les objectifs de la modélisation, la prédiction des profils d'oxydation dans l'épaisseur $C(x)$. ceci est possible en couplant les équations décrivant la cinétique de réaction à l'équation de diffusion de l'oxygène [5], on trouve la loi (II.58)

$$\frac{dC}{dt} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} - r(C) \quad (\text{II.58})$$

Avec C la concentration de l'oxygène, D le coefficient de diffusion de l'oxygène, et $r(C)$ la vitesse de consommation de l'oxygène exprimée sous forme d'une fonction de C .

5.2.1. Spécificité des composites

Les composites posent des problèmes expérimentaux et théorique particuliers ;

- il apparait difficile de déterminer la diffusivité de l'oxygène par les méthodes de perméamétrie habituelles. En effet, l'épaisseur des échantillons ne peut être réduite autant que pour les échantillons de matrice et la perméabilité est toujours très faible,
- la diffusion est anisotrope : à chaque orientation de la surface va correspondre une valeur différente du coefficient de diffusion. Les calculs doivent donc prendre en compte cette anisotropie [16].
- les fibres peuvent interagir chimiquement avec la matrice
- l'interphase n'apparait généralement pas comme particulièrement thermostable et on peut imaginer des circonstances où elle constitue le point faible.

6. Conclusion

L'étude du comportement des matériaux composites est régie par la détermination des propriétés mécaniques spécifiques qui assurent leurs bonnes mises en service dans de

nombreuses applications de haute technologie. Néanmoins, les couts de matière et de mise en œuvre, leurs faibles résistances aux dommages et la méconnaissance de leurs comportements à long terme sont les principales limitations à une diffusion encore plus importante. Plus particulièrement dans le cas des pièces soumises à des conditions sévères de sollicitation (charges importantes et températures élevées). L'étude du comportement en fluage devient essentielle pour une conception optimale.

CHAPITRE III

FLUAGE ET ENDOMMAGEMENT DES MATERIAUX COMPOSITES A MATRICE ORGANIQUE

1. Introduction

L'utilisation de structures composites dans des domaines comme la construction aéronautique, le génie civil... est souvent limitée par le manque de compréhension de leurs comportements sur du long terme. Les durées de vies en service pour de telles applications se chiffrent en effet souvent en dizaines d'années, durées pendant lesquelles les pièces sont généralement soumises à différentes conditions de chargement mécanique et environnemental. Dans ce contexte, la nécessité d'une caractérisation accélérée du comportement en fluage et d'une modélisation fiable du comportement à long terme apparaît comme une priorité.

2. LE FLUAGE

2.1. Généralités

Les polymères, et par conséquent les matériaux composites à matrice organique, présentent un comportement dépendant du temps. Ce comportement se situe d'une façon intermédiaire, entre le comportement d'un solide élastique et celui d'un liquide visqueux. Les représentations rhéologiques de ces types de matériaux feront donc intervenir deux éléments rhéologiques simples : le corps de Hooke et le liquide de Newton.

La complexité de ce comportement peut être illustrée par des expériences simples :

- * Un polymère soumis à une contrainte constante au cours du temps se déforme continuellement (fluage).

- * La contrainte nécessaire pour maintenir une déformation constante au cours du temps diminue (relaxation).

- * Si on applique une sollicitation sinusoïdale σ , la réponse ε est observée avec un déphasage δ : on n'est alors ni dans le cas d'un solide idéalement élastique ($\delta = 0^\circ$), ni dans le cas d'un liquide purement visqueux ($\delta = 90^\circ$). Le déphasage est intermédiaire, c'est-à-dire qu'une partie de l'énergie est conservée, tandis que l'autre est dissipée sous forme de chaleur.

On appelle fluage l'évolution de la déformation au cours du temps, $\varepsilon(t)$, d'un matériau soumis à l'application instantanée d'une contrainte σ_0 maintenue constante par la suite. En pratique, quelque soit le type d'essai mécanique adopté, on remarque que cette définition ne peut être rigoureusement respectée puisqu'il est difficile de maintenir une contrainte constante dans le temps :

- * En traction, on a apparition à un certain stade de l'essai, d'une zone de déformation localisée impliquant une diminution de la section donc une augmentation locale de la contrainte.

- * En flexion, la répartition non homogène de la contrainte est inhérente à la nature de ce type de sollicitation.

- * En outre, l'application instantanée de la force introduirait des effets d'inertie et de rebonds très préjudiciables à l'obtention de résultats corrects.

Il en résulte que le chargement de l'éprouvette se fait à vitesse constante, et l'on travail à force constante.

Dans ce type d'essai, on peut déterminer la complaisance de fluage, définie par le rapport de la déformation sur la contrainte imposée donnée par la formule (III.1)

$$D(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma_0} \quad (\text{III.1})$$

Avec $\varepsilon(t)$, déformation et σ_0 , contrainte appliquée

La déformation $\varepsilon(t)$ peut se décomposer en plusieurs parties distinctes figure (III.1) :

- Une déformation instantanée ε_0 , qui se produit dès l'application de la contrainte σ_0 au temps t_0 . Cette déformation fait intervenir une composante élastique ε_e , et dans certains cas une composante plastique ε_p , (selon le niveau de contraintes considéré). On peut ainsi écrire l'expression (III.3)

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (\text{III.2})$$

- Une déformation dite différée, ou déformation de fluage, $\varepsilon_f(t)$, constituée d'une composante viscoélastique (linéaire ou non) également appelée anélastique $\varepsilon_{ve}(t)$, et selon des conditions de sollicitation, d'une composante viscoplastique, $\varepsilon_{vp}(t)$:

$$\varepsilon_f(t) = \varepsilon_{ve}(t) + \varepsilon_{vp}(t) \quad (\text{III.3})$$

Si l'on supprime instantanément la contrainte, la recouvrance de la déformation peut se décomposer de la façon suivante :

- Recouvrance instantanée de la déformation élastique ε_e .
- Recouvrance différée, au cours du temps, de la déformation viscoélastique $\varepsilon_{ve}(t)$.

Le temps nécessaire à cette recouvrance est en général supérieur au temps de fluage et dépend de la condition d'essai figure (III.1)

La déformation permanente (non recouvrable) observée en fin de recouvrance est due aux déformations plastiques et viscoplastiques accumulées pendant l'essai de fluage, et/ou à l'apparition et à la croissance d'endommagements au sein du matériau

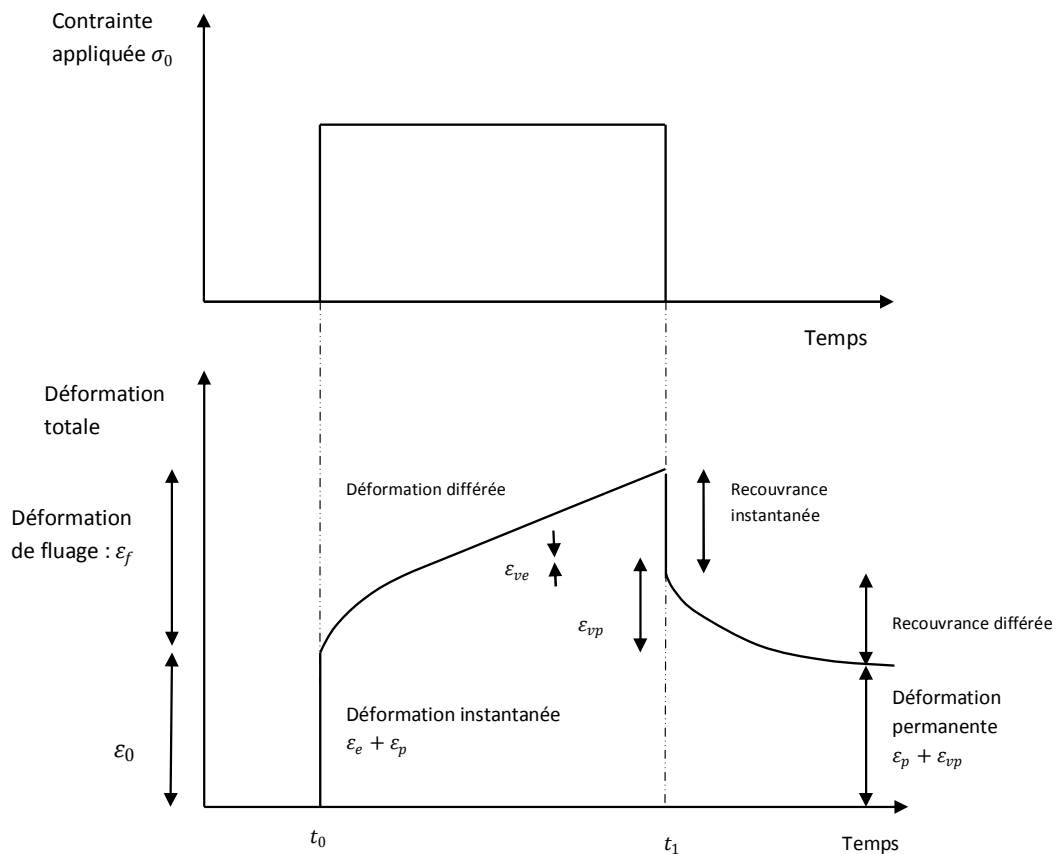


Figure (III.1): évolution de la déformation en fonction du temps lors d'un essai de fluage-recouvrance.

De nombreux paramètres expérimentaux ont une forte influence sur le fluage de matériaux composites à matrice organiques.ils peuvent être classés de la façon suivante :

- Les constituants du composite (fibres, matrice, interface),
- La configuration, ou architecture, de l'échantillon : orientation des fibres par rapport à l'axe de la sollicitation mécanique, séquences d'empilement,
- Les conditions de sollicitation : contrainte appliquée, température, humidité

L'observation des courbes de fluage $\epsilon_f(t)$ de composite permet la distinction de trois zones figure (III.2).

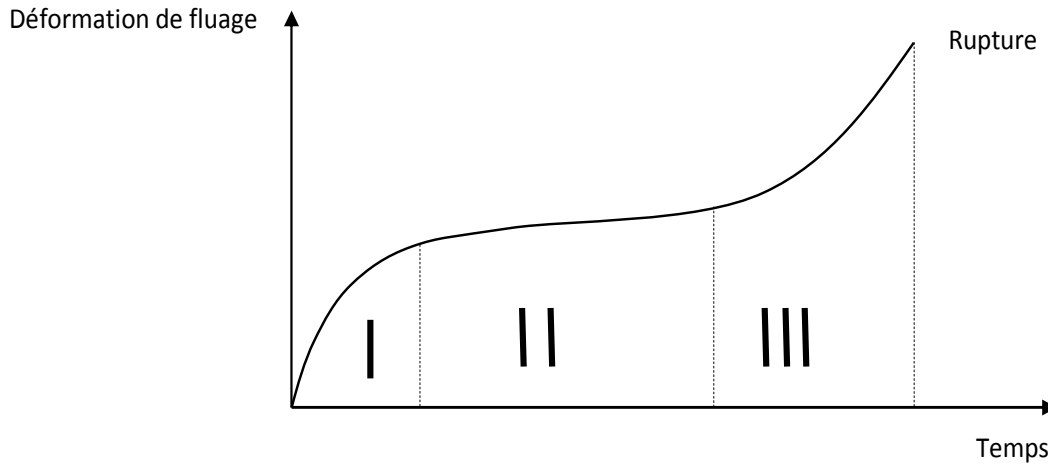


Figure (III.2) : Courbe de fluage d'un composite

1) Zone 1 : zone de fluage primaire, retardé ou transitoire

Cette zone s'étend sur un intervalle de temps d'autant plus réduit que les conditions de sollicitation sont sévères. C'est une phase d'accommodation de la contrainte. Elle est caractérisée par une diminution continue de la vitesse de fluage. Elle correspond à une réorganisation du matériau (alignement des fibres, orientation de la structure moléculaire de la matrice) suite à l'application de la charge.

2) Zone II : zone de fluage secondaire ou stationnaire

Cette zone, très étendue, est caractérisée par une vitesse de fluage constante et minimale. C'est une phase de stabilité. La vitesse de fluage est une grandeur thermo-mécaniquement activée, et peut être exprimée par l'expression (III.4)

$$\dot{\epsilon}(\sigma, t) = A \{ \sinh(\alpha\sigma)^n \} \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{III.4})$$

Avec: A, α, n : constantes

σ : Contrainte appliquée

Q : énergie d'activation

R : constante des gaz parfaits

T : température

Pour les faibles niveaux de contraintes on peut écrire : $A \sinh(\alpha\sigma)^n \approx \beta\sigma^n$

Pour les contraintes élevées : $A \sinh(\alpha\sigma)^n \approx C \cdot \exp(\alpha\sigma)^n$

Il est par ailleurs établi [22] que les mécanismes se produisant dans la zone II contrôlent le fluage, l'endommagement et la rupture en fluage. On peut ainsi relier la vitesse de fluage au "temps critique" (temps de passage de la zone II à la zone III), ce dernier caractérisant en effet la durée de vie du matériau sollicité.

3) Zone III : zone de fluage tertiaire ou accéléré

C'est une phase d'endommagement. On observe une augmentation brutale et continue de la vitesse de fluage à partir du temps critique défini ci-dessus, qui conduit à la rupture finale du matériau.

2.2 Différents aspects du comportement en fluage

Selon les conditions d'essai considérées, divers aspects du comportement en fluage devront être envisagés. On distingue ainsi :

- La viscoélasticité (linéaire et non- linéaire)
- La viscoplasticité
- L'endommagement

2.2.1. La viscoélasticité

La complexité du comportement viscoélastique des matériaux polymériques conduit à définir les deux domaines d'étude suivants :

- 1- Le domaine linéaire, où l'amplitude des différents types de déformation (élastiques, anélastiques et viscoplastiques) est proportionnelle à la contrainte appliquée.
 - 2- Le domaine non linéaire, où cette règle de proportionnalité n'est plus respectée pour les déformations anélastiques et viscoplastiques.
- **La viscoélasticité linéaire**

La différence entre viscoélasticité linéaire et élasticité se traduit par la prise en compte de la variable temps. Ainsi lors d'un essai mécanique monotone, les courbes contraintes déformations seront fortement dépendantes de la vitesse de sollicitation considérée [23].

Un matériau est dit viscoélastique linéaire lorsque son comportement satisfait à la propriété d'homogénéité, et au principe de superposition de Boltzmann.

Ces propriétés sont essentielles puisque elles permettent, à partir du moment où l'on connaît la réponse à une sollicitation élémentaire, de déterminer la réponse à une sollicitation quelconque. L'inconvénient est qu'elles ne s'appliquent cependant qu'au cas de la viscoélasticité linéaire, alors que sur du long terme, les matériaux composites à fibres longues de verre renforçant une matrice polymérique ont généralement un comportement viscoélastique non linéaire, à l'exception des configurations d'éprouvettes sollicitées dans l'axe des fibres. Pour ces derniers en effet, la charge étant essentiellement supportée par les fibres qui présentent un comportement élastique, la matrice, peut sollicitée, reste dans le domaine linéaire.

Les composites unidirectionnelles transverses peuvent également présenter un comportement linéaire mais pour des faibles niveaux de sollicitation hygro-thermomécaniques et pour des temps courts.

En revanche pour les configurations de type $(\pm\theta)$, une non linéarité prononcée est généralement observée, et ce pour des contraintes d'autant plus faibles que la température et/ou le degré d'hygrométrie sont élevés. Les plis sont en effet soumis à d'importantes contraintes de cisaillement, notamment dans le cas de stratifiés $(\pm 45^\circ)$.

- **La viscoélasticité non linéaire**

De façon générale le comportement viscoélastique des matériaux composites devient non linéaire bien avant d'atteindre des déformations correspondant à des contraintes normales d'utilisation, le principe de superposition de Boltzmann n'étant plus applicable dans ce cas (puisque la proportionnalité entre incrément de contraintes appliquées et déformation résultante n'est plus respectée), des modèles prenant en compte ce phénomène devront être utilisés.

Le tracé des courbes isochrones $\sigma - \varepsilon$ permet la détermination du seuil de non linéarité. Ces courbes sont linéaires jusqu'à une certaine valeur de la contrainte appliquée puis s'incurve : on passe alors dans le domaine non linéaire.

Une autre méthode de détermination de ce seuil consiste à tracer l'évolution de la vitesse de fluage en fonction de la contrainte appliquée : dès que l'on passe dans le domaine non linéaire, on observe en effet un changement de pente. Pour un même incrément de contrainte, la vitesse de fluage augmente plus rapidement. Ces vitesses de fluage en zone II ont été calculées par l'utilisation de modèles rhéologiques simples.

Ces expériences ont montré que les composites unidirectionnels présentent moins de non linéarité par rapport aux stratifiés.

Les stratifiés $(\pm 45^\circ)$ ont un comportement fortement non linéaire en raison des hauts niveaux de contraintes appliqués engendrant d'importantes contraintes de cisaillement aux interfaces pli-pli.

D'un point de vue physique, la non linéarité est en générale attribuée à un écoulement irréversible de la matrice et/ou à la formation d'endommagement sous l'effet de l'application de la contrainte (microfissures matricielles). Ces deux phénomènes impliquent des déformations irréversibles. Bien qu'il existe encore de nombreuses incertitudes quant à la relation entre microstructures et non linéarité dans les composites à renforts fibreux, il semble cependant que la formation et la croissance de microfissures, soit dans la matrice soit à l'interface, soit souvent la source de la non linéarité la plus importante, même pour les faibles niveaux de contraintes, en raison des grandes concentrations de contraintes à l'interface fibre-matrice. On ne se situe alors plus dans le domaine de la viscoélasticité, mais dans celui de l'endommagement.

2.2.2. La viscoplasticité

La viscoplasticité, ou écoulement irréversible de la matrice, est un phénomène se produisant à l'échelle macromoléculaire. Il correspond à la réorganisation des liaisons moléculaires et implique une déformation plastique irréversible de la matrice polymérique. Cependant cette déformation apparemment permanent peut se recouvrer en portant l'échantillon à des températures voisines de la transition vitreuse [24].

Cet écoulement plastique est particulièrement important pour des conditions de chargement sollicitant principalement la matrice : c'est le cas des UD(90°) (KOENEMAN, 1992), mais surtout des stratifiés de type ($\pm\theta$) pour lesquelles la matrice subit un important phénomène de cisaillement aux interfaces fibres matrice et pli-pli [25].

2.2.3. L'endommagement

Nous désignons par le terme endommagement tous phénomène se traduisant par la création de nouvelles surfaces au sein du composite. L'orsqu'une éprouvette est soumise à l'application d'une charge constante, les premiers endommagements qui apparaissent sont en générale des fissures matricielles (sauf pour les unidirectionnelles (0°) pour lesquelles les ruptures de fibres sont prépondérantes). Notons cependant que la formation de dégradation, ainsi que leurs propagation au sein du matériau vont impliquer un comportement non linéaire très prononcé (se traduisant notamment par une augmentation catastrophique de la vitesse de fluage) ainsi qu'une déformation permanente qui n'est en aucun cas recouvrable (contrairement aux déformations plastiques de la matrice). Certains auteurs associent d'ailleurs l'apparition du fluage tertiaire à la coalescence de micro- endommagements formés au cours du fluage secondaire.

2.3. Influence des constituants

2.3.1. Comportement en fluage des fibres

Les fibres longues classiquement utilisées en tant que renforts au sein des matériaux composites sont essentiellement de trois types : carbone, verre et aramide.

1. Les fibres de carbone sont insensibles au fluage, même pour des sollicitations hygro-thermomécanique sévères [26].
2. Les fibres de verre en revanche, se déforment lorsqu'elles sont soumises à une sollicitation de fluage [26]. Ce phénomène est cependant négligeable devant l'effet matrice. Par ailleurs, leur grande sensibilité à l'humidité peut impliquer un fluage prononcé des composites UD par fatigue statique : sous contraintes, il se produit une croissance de microfissures superficielles, et du fait du caractère viscoélastique de la matrice polymère, la longueur de rechargement augmente, entraînant la rupture successive des fibres voisines [27].
3. Les fibres d'aramide (les plus couramment utilisées dans l'élaboration des composites à haute performance), présentent un comportement particulier en fluage : ces fibres sont en effet caractérisées par une forte orientation des chaînes macromoléculaires qui les constituent.

Différents travaux concernant l'étude du fluage de ces fibres mettent en évidence deux types de phénomènes :

- SCHUPPERT(1993) explique la déformation de fluage par une réorganisation de la structure de fibres type Kevlar® effectuant par déplacement des défauts inhérents à leur mise en œuvre.
- ERICKSEN (1976, 1985) observe une augmentation du module de composite UD Kevlar®/ époxyde avec le temps sous charge et souligne la possibilité d'une annihilation des défauts pouvant favoriser un processus de cristallisation au sein des fibres

2.3.2. Comportement en fluage de la matrice

Les polymères présentent un comportement viscoélastique (déformation dépendant du temps) en outre, des paramètres tels que la contrainte, la température, humidité, ainsi que l'histoire antérieure du matériau affecteront considérablement leurs durée de vie sous sollicitation de fluage [28].

Par ailleurs la nature de la matrice (thermodurcissable ou thermoplastique) joue également un rôle important : plus les énergies de liaison entre chaînes macromoléculaires sont grandes, la tenue en fluage augmente : un thermodurcissable aura donc généralement des propriétés supérieures à celles d'un thermoplastique. Néanmoins, dans certains cas particuliers et notamment pour des températures supérieures à la température de transition vitreuse, un thermoplastique semi cristallin présentera une tenue en fluage supérieure grâce à sa phase cristalline.

2.3.3. Comportement en fluage de l'interface

On désigne par le terme interface la zone se formant entre fibres et matrices au sein d'un composite. Le rôle de cet interface est primordial puisqu'il assure le transfert de charge, donc la continuité physique entre les deux constituants de base.

Le comportement mécanique d'un matériau composite dépend bien vivement des comportements respectifs du renfort et de la matrice, mais également (et pour une part importante) de celui de l'interface qui constitue bien souvent le maillon faible de l'ensemble. C'est en effet dans cette zone que se développent notamment des concentrations de contraintes. Dans le cas d'une matrice thermoplastique une cristallisation préférentielle peut se produire à proximité des fibres de carbone, ces derniers jouant le rôle de sites nucléateurs. Pour une matrice thermodurcissable le processus de réticulation sera modifié par la présence des fibres de carbone et conduira à la formation d'une zone interfaciale de propriétés différentes de celles de la matrice en masse.

Pour ces raisons il convient d'appeler interphase cette zone particulière formée entre fibres et matrice ceci afin de la distinguer en tant que constituant au même titre que le renfort et la matrice, c'est-à-dire présentant des propriétés physico chimiques et mécaniques propres. Pour certaine configuration de sollicitation mécanique, cette interphase pourra ainsi avoir une

grande influence sur le comportement macroscopique et notamment sur le comportement en fluage.

3. Endommagement des matériaux composites à matrice organique

3.1. Endommagement et rupture des matériaux composites

Par rapport aux matériaux métalliques, le comportement mécanique des matériaux composites présentent, de façon générale, deux différences importantes :

- La complexité des modes d'endommagement,
- La grande influence des défauts inhérents à leurs mise en œuvre (défauts de fibres, variation de la fraction volumique locale, désalignement des fibres, porosité dans la matrice ou à l'interface.....) sur les processus d'endommagement.

La figure (III.3) permet de comparer l'accumulation d'endommagement en fonction du temps pour les matériaux composites et métalliques.

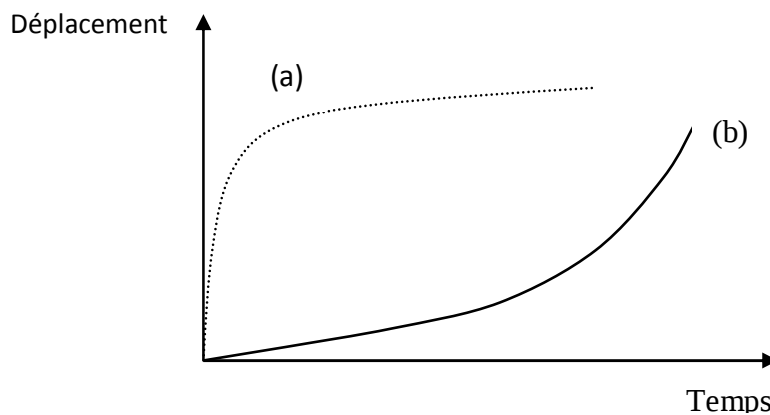


Figure (III.3) : accumulation de l'endommagement en fonction du temps

(a) matériaux composites, (b) matériaux métalliques

Pour les composites on observe généralement un amorçage dispersé et une accumulation de l'endommagement, suivis d'une propagation lente.

Dans le cas des matériaux métalliques, l'endommagement s'amorce le plus souvent de façon localisée, puis se propage rapidement sous la forme d'une fissure.

3.2. Les mécanismes d'endommagement des matériaux composites

La ruine des matériaux composites n'est pas initiée par un unique mécanisme d'endommagement, mais elle est la conséquence de l'accumulation de plusieurs modes de dégradation. En effet, par endommagement on entend le développement plus ou moins progressif de micro défauts (micro vides, micro fissures....) qui conduisent par coalescence à des macros-défauts (fissures, décohésion...) menant ainsi à la ruine de la structure.

Les mécanismes d'endommagement dans les composites stratifiés à fibres longues sont aujourd'hui clairement identifiés. Différents facteurs peuvent influencer l'apparition et le développement de ces dégradations : la séquence d'empilement, la nature de la matrice, le procédé de fabricationainsi, soumises à des sollicitations externes, les matériaux composites sont le siège de dégradation au niveau des fibres (rupture de fibres), de la matrice (micro-vides, fissures intra laminaires) ou encore au niveau des interfaces fibre/matrice (décohésion fibre/matrice) ou des interfaces inter plis (délaminage). La figure (III.4) présente de façon schématique les différents mécanismes d'endommagement.

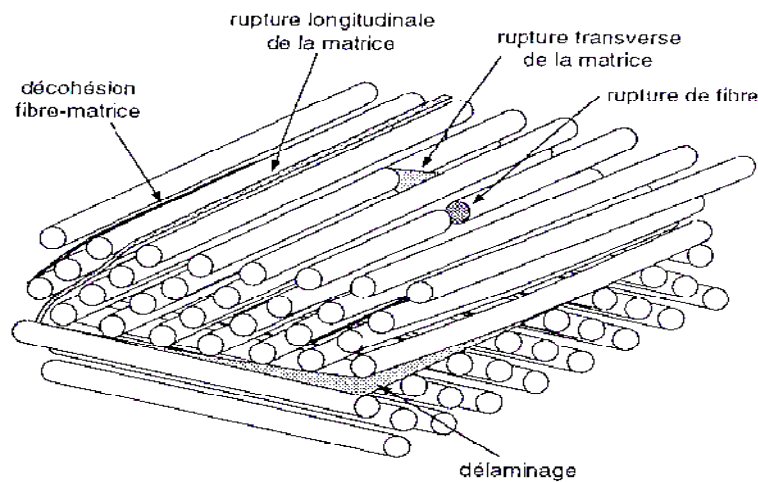


Figure (III.4) : les mécanismes d'endommagement

3.2.1. La décohésion fibre/matrice et les micro-vides

Au niveau microscopique, des décohésions apparaissent aux interfaces entre le différent constituant (fibres et matrice). C'est le premier type d'endommagement qui apparait au sein des matériaux composites. Les zones de décohésion sont des lieux privilégiés pour l'amorçage de la fissuration intra-laminaire. Ces dégradations sont initiées par des micro-défauts au sein de chaque pli. Par ailleurs du fait des processus de fabrication la répartition des fibres dans la matrice est souvent aléatoire. VIOLEAU [Violeau, 2007] montre que la répartition des fibres peut être à l'origine de zones de concentration de contraintes où peuvent s'initier des décohésions figure (III.5). Enfin le procédé de fabrication peut entraîner l'apparition de contraintes d'origine thermiques responsables elle aussi de décohésion. A cela s'ajoute les problèmes d'adhésion entre les fibres et la matrice ainsi que des micro-vides qui peuvent coalescer pour former une fissure à l'échelle mesoscopique figure(III.5). L'influence de la décohésion fibre/matrice sur le comportement du matériau reste toutefois difficile à évaluer.

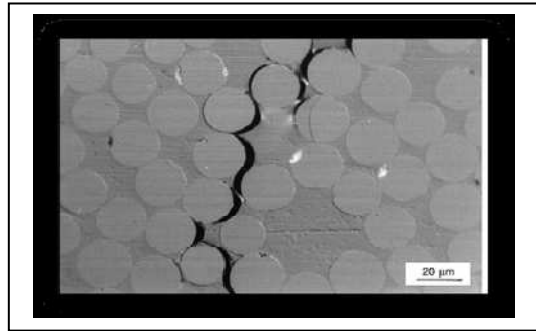


Figure (III.5) : décohésion fibre matrice

3.2.2. La fissuration intra laminaire

Elle apparaît en premier lieu dans les plis les plus désorientés par rapport à la direction du chargement. Toutefois, la fissuration peut se produire dans n'importe quel pli

3.2.3. Le délaminage

Dans le cas d'un composite stratifié, aux mécanismes élémentaires décrits précédemment, s'ajoute un mécanisme de décollement inter-couches appelé délaminage. Les différentes orientations des plis formant le stratifié entraînent des différences d'anisotropies par rapport au repère de référence qui sont à l'origine de contraintes inter laminaires. Ce sont ces contraintes qui pilotent l'apparition et la propagation du délaminage. Une structure de type plaque plane présente des bords libres qui peuvent être à l'origine de singularité au niveau des contraintes inter laminaires proches des bords libres. Ce phénomène, plus couramment appelé l'effet de bords, peut accélérer le développement du délaminage. D'abord étudiés de manière analytique [29], les singularités de contraintes aux bords libres font depuis longtemps l'objet de nombreuses investigations numériques basées sur différentes techniques. Parmi les principales on trouve la méthode des différences finies [Ye and Yang, 1988], la méthode des éléments finis [Engrand, 1981], des modèles multi particulaires [Caron et Al, 2006] ou encore des modèles de zones cohésives [Camanho and Davilla, 2002].

3.2.4. Les ruptures de fibres

Au sein d'un composite stratifié sollicité en traction uni-axiale, les fibres sont sollicitées différemment suivant l'orientation du pli dans lequel elle se trouve. Les ruptures de fibres interviennent de façon brutale dans les plis pour lesquels la contrainte suivant l'axe e_1 est suffisamment importante. Ce phénomène se produit majoritairement dans les plis orientés dans la direction de la sollicitation. Dans ces plis les zones situées à la proximité des fissures intra-laminaires présentes dans les plis adjacents sont des lieux privilégiés pour les ruptures de fibres. En effet des auteurs [Gamstedt and Sjoren, 2002][Stinchcomb, 1986] constatent que la présence des fissures est à l'origine de zones de concentration de contraintes favorisant les ruptures de fibres. L'apparition de ruptures de fibres conduit généralement à la rupture totale du stratifié. COX [Cox, 1952] propose une approche analytique unidimensionnelle pour

étudier les transfères de charges qui se produisent au sein d'un unidirectionnel lors de la rupture d'une fibre. Son approche a été reprise et étendue aux cas bidimensionnel [Hedgepeth, 1961] et tridimensionnel [Hedgepeth and Van Dyke, 1967]. La puissance des ordinateurs permet aujourd'hui d'étudier ce phénomène au sein des structures réelles par la méthode des éléments finis à l'aide d'un procédé multi échelles [Blassiau et al, 2008].

3.3. Interaction entre les différents mécanismes d'endommagement

Généralement l'endommagement s'initie au niveau microscopique par des décohésions aux interfaces fibre/matrice. Les décohésions coalescent ensuite jusqu'à former des fissures à l'échelle mesoscopique. Si la fissuration n'est pas catastrophique pour l'intégrité d'une structure, elle peut être à l'origine d'autres types de dégradations qui peuvent s'avérer beaucoup plus nocifs tels que le délaminage figure (III.4) ou les ruptures de fibres.

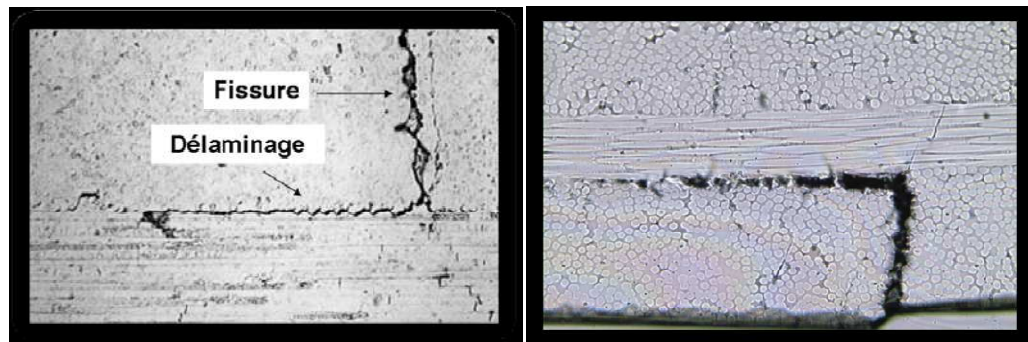


Figure (III.6) : micro délaminage initié en tête de fissure dans un stratifié

Si le délaminage peut être créé au niveau des bords libres, lorsqu'ils existent, il peut également s'amorcer en pointe de fissure intra-laminaire. Lorsque des fissures intra-laminaires se développent dans un pli elles sont stoppées par les plis adjacents aux plis fissurés qui ont une orientation différente. En pointe de fissure, les concentrations de contraintes induites sont telles que du délaminage peut apparaître entre les deux plis adjacents. On parle alors de micro-délaminage ou de délaminage local figure (III.6). L'apparition du délaminage empêche le transfert de charge entre les plis, est une des causes responsables du phénomène de saturation de la fissuration [Wang and Crossman, 1980]. D'une manière générale, le délaminage est un mécanisme particulièrement endommageant qui peut conduire rapidement à la ruine totale par une perte considérable de rigidité de la structure. De nombreuses auteurs [30] proposent une approche permettant d'étudier le couplage entre la fissuration et le délaminage basé sur un essai de traction sur une éprouvette pré-fissurée sur laquelle ils font une entaille à partir de laquelle s'initie et se propage le délaminage.

La présence de fissuration intra-laminaires peut favoriser l'apparition de ruptures de fibres en créant des zones de concentration de contraintes en pointe de fissures [Stinchcomb, 1986][Gamstedt and Sjoren, 2002].

L'analyse présente dans ce qui précède montre que l'endommagement des composites stratifiés unidirectionnels est un phénomène complexe qui regroupe différents mécanismes. Bien sur, tous ces mécanismes d'endommagement ne sont pas nécessairement présents simultanément et uniformément dans le matériau du fait de la géométrie de la structure étudiée et de type d'empilement. La ruine des stratifiés est le résultat de la combinaison de l'ensemble des mécanismes élémentaires d'endommagement du pli unidirectionnel

(de-cohésion fibre/matrice, fissuration intra-laminaire, rupture de fibres) auxquels s'ajoutent les mécanismes de décollement intra-laminaire (délaminage) figurent (III.7).

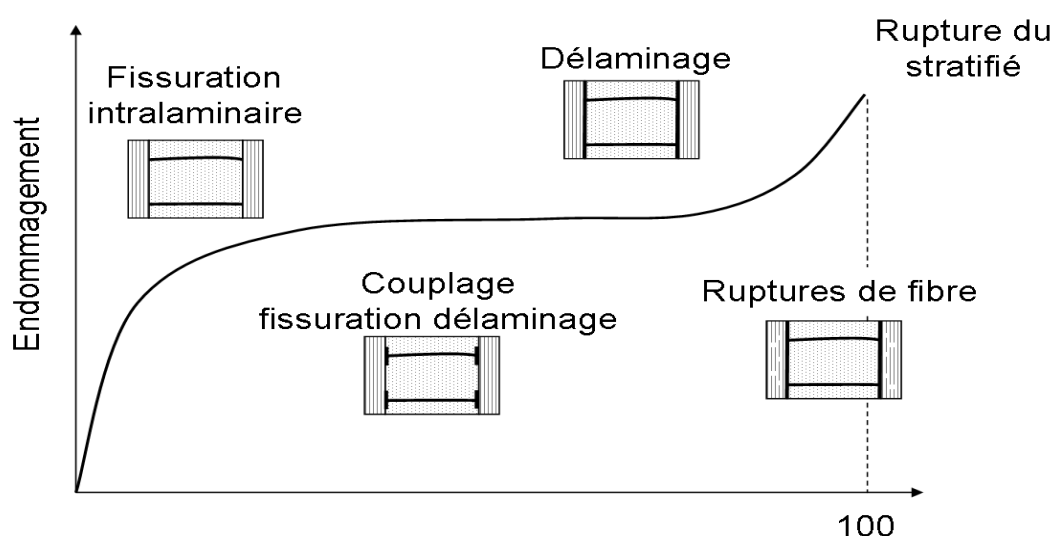


Figure (III.7) : chronologie de différents types d'endommagements [Tang et Al., 2004]

4. Modèles d'endommagement des matériaux composites à matrice organique

4.1. Principaux modèles

La prévision du comportement à long terme de structures composites fait l'objet d'une littérature abondante. Certaines études [31] mettent en œuvre des méthodes numériques (type éléments finis) reposant sur un formalisme mathématique complexe. Nous avons cependant choisi de focaliser notre attention sur des modèles "phénoménologiques", plus simples à manipuler et donnant une description plus "physique" que mathématique du comportement.

L'excellente synthèse [32] répertorie de façon très complète les modèles couramment utilisés. Néanmoins, les auteurs n'abordent, dans leur article, que l'aspect phénoménologique du comportement viscoélastique. Nous avons également recensé de nombreux travaux concernant la modélisation du comportement à long terme par son aspect "microstructural".

4.1.1. Approches phénoménologiques

Parmi les théories "micromécaniques" de la viscoélasticité, les plus fréquemment rencontrées sont : les modèles phénoménologiques (rhéologie et principes de superposition de Boltzmann), les modèles de Findley et Schapery, et les classiques lois des mélanges.

4.1.1.1. Modélisation du comportement linéaire

4.1.1.1.1. Théorie des stratifiées et loi des mélanges

De nombreux articles concernant la prédiction des propriétés finales d'un composite à partir de celles de ces constituants de base et de leur répartition dans le volume du matériau. Divers modèles sont élaborés pour la description du comportement élastique. Leur extension au cas viscoélastique repose sur le "principe de correspondance" (HASHIN, 1970).

➤ Composites UD (0°)

Le comportement mécanique d'un matériau composite constitué de fibres longues renforçant une matrice polymérique dépend bien évidemment de l'angle que fait la sollicitation par rapport à la direction des fibres. La loi des mélanges suppose la continuité des contraintes (ou des déformations) à l'interface fibre /matrice (hypothèse d'une interface parfaite). Ainsi, le module du composite sera uniquement fonction des modules des constituants (fibres et matrice) et de leurs fraction volumique respectives.

Pour le modèle parallèle de VOIGT (figure (III.8)), le module longitudinale d'un composite UD(0°), E_l , est donnée par la relation :

$$E_l = E_f \cdot V_f + E_m \cdot V_m \quad (\text{III.5})$$

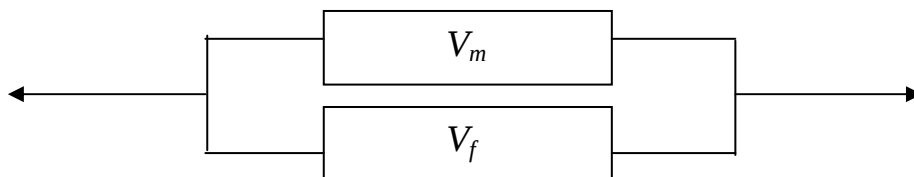


Figure (III.8): modèle parallèle de Voigt

➤ Composites UD(90°)

Lorsque le composite est sollicité perpendiculairement aux fibres, la matrice agit pour une partie en parallèle (fraction volumique V_{mp}), et pour l'autre, en série (fraction volumique V_{ms}). Les modèles "série-parallèle" figure (III.9) supposent que la contrainte est constante dans chacune des phases. Un paramètre ajustable permet de fixer la répartition entre matrice en série et matrice en parallèle. [33] remplace ce paramètre par une équirepartition de la matrice autour des fibres, c'est-à-dire :

$$V_{mp} = 1 - \sqrt{V_f} \quad (\text{III.6})$$

et
$$V_{ms} = \sqrt{V_f} \cdot (1 - \sqrt{V_f}) \quad (\text{III.7})$$

Le module transversale est alors donne par :

$$E_t = E_m \cdot \frac{\alpha}{\beta} \quad (\text{III.8})$$

avec

$$\alpha = E_m \cdot \sqrt{V_f} \cdot (1 - \sqrt{V_f}) + E_f \cdot (1 - \sqrt{V_f} + V_f)$$

$$\beta = E_m \cdot \sqrt{V_f} + E_f \cdot (1 - \sqrt{V_f})$$

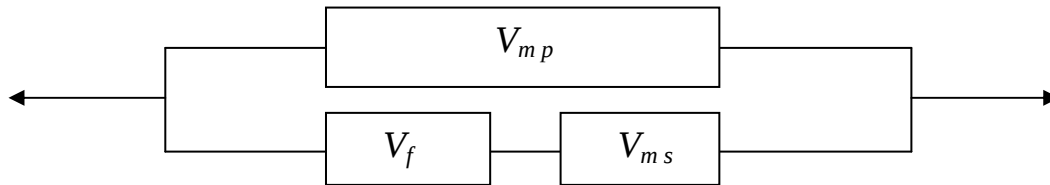


Figure (III.9) : modèle "série-parallèle"(KHAVANDI, 1997)

➤ Stratifiés ($\pm 45^\circ$)

Le principe de correspondance (HASHIN, 1970) implique que les méthodes d'analyse des problèmes élastiques peuvent être utilisées pour trouver les solutions des transformées de Laplace des équations viscoélastiques. Une autre méthode (appelée "quasi-élastique"), plus simple mais qui ne s'applique qu'aux problèmes quasi-statiques, consiste à approcher la solution viscoélastique par une solution élastique ou toutes les constantes élastiques sont remplacées par les modules et complaisances viscoélastiques correspondants.

La théorie classique des stratifiés peut ainsi être étendue à l'étude du comportement en fonction du temps. Dans cette approche les contributions de base au fluage sont évaluées ou obtenues expérimentalement. Le comportement en fluage est ainsi défini grâce à des relations de transformation similaires à celles classiquement utilisées dans la détermination des propriétés élastiques. On suppose alors l'égalité des vitesses de fluage dans chaque pli du stratifié.

Ce type d'analyse est relativement simple lorsque la distribution des contraintes au sein du composite reste constante pendant la durée de fluage. Si ce n'est pas le cas, c'est-à-dire si la distribution de contraintes varie (transfert de contraintes entre fibres et matrice, différence des vitesses de fluage entre deux plis adjacents), l'analyse devient complexe et requiert une réévaluation en continu de l'état de contrainte "réel" au sein du matériau pour assurer la

compatibilité des déformations [34], cette approche, très globale, fait l'objet de divers travaux concernant l'étude des stratifiés [35].

4.1.1.1.2. Principe de superposition de BOLTZMAN

Le principe de superposition de Boltzmann est simple et très utile à l'étude des polymères. Il suppose que la réponse d'un matériau à une sollicitation donnée est indépendante de l'histoire mécanique antérieure. Il établit que la somme des déformations dépendantes du temps résultant de l'application de diverses contraintes successives est égale à la déformation résultant de l'application de la somme de ces contraintes. Son expression mathématique est la suivante :

$$\varepsilon(t) = D_0 \cdot \sigma + \int_0^t D_t(t-\tau) \cdot \frac{d\sigma(\tau)}{d\tau} d\tau \quad (\text{III.9})$$

Avec D_0 , complaisance initiale

$D_t(t)$, composante dépendante du temps de la complaisance de fluage

σ , Contrainte appliquée

Son application n'est valable que dans le cas de la viscoélasticité linéaire.

Certains auteurs ont modifié l'équation générale de ce principe en incorporant, par exemple, un facteur de glissement pour considérer les effets de la température.

[36], FINDLEY et LAI (1976) ont également développé des "principes de superposition modifiés" (PSM) pour considérer le comportement viscoélastique non-linéaire.

4.1.1.1.3. Principaux modèles rhéologiques

- **Éléments de rhéologie**

- **Corps de Hooke**

Le corps de Hooke est un solide idéalement élastique, c'est-à-dire présentant les caractéristiques suivantes :

- Réversibilité parfaite contrainte –déformation engendrée.
- Relation instantanée entre effort appliqué, contraintes internes et déformation
- Linéarité entre contrainte imposée et déformation obtenue.

Tout corps solide présente une zone de déformation plus ou moins tendue où son comportement est linéaire : c'est le domaine de Hooke.

Le corps de Hooke est représenté par un ressort figure (III.10). Ainsi lorsqu'un ressort Hookien est soumis à une contrainte σ_0 , la réponse instantanée sera caractérisée par une déformation ε_0 telle que :

$$\sigma_0 = E \cdot \varepsilon_0 \quad (\text{III.10})$$

Avec E , module de Young



Figure (III.10) : représentation rhéologique du corps de Hooke

➤ **Liquide de Newton**

le liquide de Newton est caractérisé par une relation linéaire entre contraintes appliquées et vitesses de déformation. La déformation après cessation de la

Sollicitation est permanent. La loi de Newton est l'équation de mouvement représentée par un modèle de comportement visqueux linéaire idéal :

$$\sigma = \eta \left(\frac{d\varepsilon}{dt} \right) \quad (\text{III.11})$$

L'analogie mécanique conduit à adopter une représentation par un amortisseur constitué d'un piston pouvant se mouvoir dans un cylindre rempli d'un liquide de viscosité η (figure (III.11)) en intégrant l'équation (III.11) on obtient :

$$\varepsilon(t) = \sigma_0 \cdot \frac{t}{\eta} \quad (\text{III.12})$$

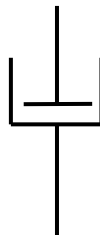


Figure (III.11) : représentation rhéologique du liquide de Newton

➤ **Les modèles viscoélastiques linéaires**

Modèle de MAXWELL

Les polymères présentent un comportement intermédiaire entre corps de HOOKE et liquide de NEWTON. MAXWELL propose d'associer en série ces deux éléments pour une description du comportement viscoélastique figure (III.12). Un tel modèle est appelé élément de MAXWELL.



Figure (III.12) : représentation rhéologique de l'élément de MAXWELL

Modèle de Kelvin-Voigt

Ce modèle utilise les deux mêmes éléments que précédemment mais les associe cette fois-ci en parallèle. Il rend également compte du comportement viscoélastique des matériaux polymériques. La restriction imposée par ce modèle est que la déformation doit être la même dans les deux éléments. Ce modèle est très utilisé pour les expériences de fluage, mais ne peut guère être appliqué à la relaxation.

Modèle de BURGERS

Ce modèle est obtenu en associant en série les modèles de MAXWELL et de KELVIN-VOIGT figure (III.13)

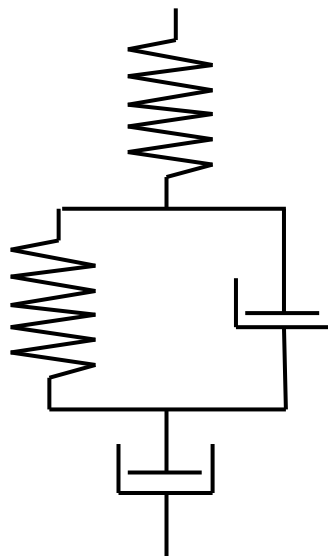


Figure (III.13) : représentation rhéologique d'un élément de BURGERS

La loi de comportement observe lors d'un essai de fluage est alors :

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_0}{E_0} + \frac{\sigma_0}{E_1} \left(1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_1}\right) \right) + \frac{\sigma_0}{\eta_2} t \quad (\text{III.13})$$

Avec σ_0 , contrainte appliquée

La complaisance de fluage s'exprime

$$D(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma_0} = D_0 + D_1(1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_1}\right)) + \frac{t}{\eta_2} \quad (\text{III.14})$$

Avec $D_0 = \frac{1}{E_0}$ complaisance instantanée

$D_1 = \frac{1}{E_1}$ complaisance de fluage

$\tau_1 = \frac{\eta_1}{E_1}$ temps de relaxation de l'élément de Voigt

Modèles généralisés

Ils permettent de considérer une distribution des temps de relaxation, les modèles précédents n'en intégrant qu'un nombre fini. L'association en parallèle d'un nombre donne d'éléments de MAXWELL conduit au modèle de MAXWELL-WIECHERT. On trouve également une généralisation de ce modèle, appelé modèle de VOIGT-KELVIN, qui associe en série des éléments de KELVIN-VOIGT.

Ces deux modèles peuvent eux-mêmes être généralisés en imaginant une suite continue d'éléments infiniment voisins.

➤ Les modèles prenant en compte la plasticité

On désigne par plastique les corps accusant une déformation permanent à partir d'un certain seuil appelé « seuil de plasticité ». On a alors un changement de comportement qui s'accompagne en général d'une modification de la morphologie du matériau. Si le domaine de température, de sollicitation mécanique ou de temps d'application est suffisamment étendu, tout matériau peut présenter un comportement plastique.

Solide parfaitement plastique inélastique

Pour de faibles charges appliquées, la déformation est pratiquement nulle. Lorsque l'on augmente cette contrainte, il apparaît une déformation à partir d'une valeur critique σ_c . Si l'on cesse d'appliquer la contrainte, la déformation conserve intégralement la valeur qu'elle avait prise. On schématise cet aspect plastique par un patin figure (III.14).

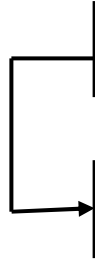


Figure (III.14) : représentation rhéologique d'un solide plastique parfaitement inélastique

Solide parfaitement plasto-élastique

Avant d'atteindre le seuil de plasticité, ce type de solide se déforme élastiquement. On schématise ce comportement en ajoutant un ressort en série au patin.

Solide plasto-viscoélastique

Dans le concept de la déformation, il faut dans ce cas faire intervenir les notions de temps et de seuil. Ainsi, pour les faibles contraintes, le corps se comporte comme un matériau viscoélastique, mais au delà du seuil de plasticité, il se comporte comme un solide plastique avec des déformations permanentes. Ainsi, un corps peut avoir, suivant des valeurs croissantes de la contrainte :

- Un domaine parfaitement élastique
- Un domaine viscoélastique
- Un domaine plastique

Le modèle de BINGHAM décrit un corps élastique jusqu'à un certain seuil puis plastique au delà figure (III.15).

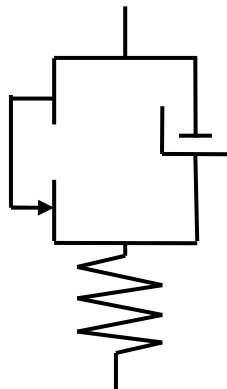


Figure (III.15) : représentation rhéologique de l'élément de BINGHAM

On peut également imaginer de nombreux modèles viscoélastiques et leurs associer un ou plusieurs patins définissant le ou les seuils de contraintes limitant le domaine viscoélastique.

Différents travaux montrent que le modèle de Burgers à quatre éléments permet une bonne modélisation du comportement en fluage (JOYE 1993, PINDERA 1990, ALTHOF 1982). Il permet de retrouver les trois composantes de la déformation : élastique, viscoélastique et viscoplastique (les deux premières étant entièrement recouvrables). Le comportement

viscoelastique est prépondérant pour les temps courts, tandis qu'au temps plus longs, la composante viscoplastique devient majoritaire.

Des méthodes analytiques basées sur la description du comportement des composites à matrice polymère par une combinaison appropriée d'éléments de Voigt et de Maxwell sont également souvent utilisées (PAPANICOLAOU, 1980).

Ces différents modèles rhéologiques présentent l'avantage d'une grande simplicité d'utilisation. Nous avons cependant des matériaux composites à matrice polymérique (à l'exception des UD(0°)) qui ont un comportement non linéaire. Il faut alors considérer des approches différentes.

4.1.1.2 Modélisation du comportement non linéaire

4.1.1.2.1. Modèles rhéologiques

De nombreux auteurs reprennent les modèles rhéologiques cités précédemment et intègrent la non linéarité en considérant que les paramètres dépendent des conditions de sollicitation (CEYSSON 1996, BRULLER 1987).

4.1.1.2.2. Loi puissance de FINDLEY

Cette loi empirique développée par FINDLEY (1967) est une des plus largement utilisées pour la description du comportement en fluage de matériaux composites. Sous la forme la plus générale, elle s'écrit de la façon suivante :

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 + \varepsilon_t \cdot t^n \quad (\text{III.15})$$

Avec :

$\varepsilon(t)$, déformation totale

ε_0 , déformation élastique initiale fonction de la contrainte et de la température

ε_t , coefficient dépendant de la contrainte et de la température

n , constante du matériau indépendante de la contrainte et de la température

t , temps après mise en charge

Les termes dépendant de la contrainte appliquée ($\varepsilon_0, \varepsilon_t$) sont souvent exprimés sous forme hyperbolique, et peuvent être étendus à des séries polynomiales de la contrainte.

Une autre forme également très utilisée de cette loi s'écrit [37] :

$$\varepsilon(\sigma, T, t) = \sigma [D_0(\sigma, T) + D_t(\sigma, T) \cdot t^n] \quad (\text{III.16})$$

Avec :

$\varepsilon(t)$, déformation de fluage totale

T , température

σ , contrainte appliquée

D_0 , complaisance instantanée de fluage, fonction non linéaire de la contrainte et de la température

D_t , Amplitude de la complaisance de fluage transitoire, fonction non linéaire de la contrainte et de la température

n , coefficient indépendant du temps, de la contrainte et de la température

On trouve dans la littérature, de nombreux exemples d'application de cette loi à la modélisation du fluage de composites [38].

4.1.1.2.3. Théorie de SHAPERY

L'équation de SHAPERY est une équation constitutive viscoélastique non- linéaire dérivée des principes fondamentaux de la thermodynamique des systèmes irréversibles. Elle est utilisée pour l'étude de composites unidirectionnels.

Des essais de fluage et de recouvrance sont nécessaire a la détermination expérimentale des paramètres entrant dans la constitution de ce modèle. Certains auteurs utilisent des méthodes graphiques [39] d'autres des méthodes numériques [40].

Ce modèle est couramment utilise pour la modélisation du fluage des composites. Certains auteurs [41] ont étendu son utilisation a la modélisation de la viscoplasticité et de l'endommagement en incorporant un terme supplémentaire dans l'équation constitutive.

4.1.1.2.4. Principe de superposition (PSTT, PSTTC) et modélisation

Tous les principes de superposition couramment employés pour la description du comportement en fluage de composites reposent sur le fait que la température, la contrainte et l'humidité ...ont un effet accélérant sur le fluage. L'objectif est alors de pouvoir prévoir le comportement à long terme a partir d'essais courts.

Le PSTT s'énonce de la façon suivante : on suppose que le matériau présente un comportement thermo-rhéologique simple, c'est-à-dire que lorsque la température varie d'un niveau T_0 a un niveau T_1 , la distribution des temps de relaxation se "décalé" simplement le long de l'échelle de temps tout en gardant la même forme. Augmenter la température revient donc à multiplier l'échelle de temps par un facteur a_T . La complaisance de fluage mesurée au bout d'un temps t , à une température T , peut être reliée a la complaisance de fluage mesurée a une température de référence T_0 par la relation

$$D (T_0 , t) = D (T , \frac{t}{a_T}) \quad (III.17)$$

Avec : a_T , facteur de glissement horizontal

Le PSTTC combine les effets accélérant de la contrainte et de la température [42, 43, 44,45] et permet la prévision du comportement a long terme pour une sollicitation thermomécanique donnée (σ_1, T_1) a partir d'essais réalisés pour (σ, T) . Ce principe stipule que les caractéristiques du matériau pour un état thermomécanique donne et un temps fixé sont les mêmes pour un état thermomécanique différent si l'on fait varier le temps de façon appropriée. On peut donc relier la complaisance de fluage mesurée au bout d'un temps t et pour (σ_1, T_1) a la complaisance pour une sollicitation thermomécanique de référence (σ, T) :

$$D(t, T, \sigma_1) = D (t/a_T a_\sigma, T, \sigma) \quad (III.18)$$

Avec : a_T , facteur d'équivalence temps-température

a_σ , facteur d'équivalence temps-contrainte

A une augmentation de temps correspond donc une augmentation de température et/ou de contrainte, et inversement. L'application de ces principes suppose donc l'unicité de l'évolution structurale du matériau, de l'échelle moléculaire au niveau mesoscopique de l'endommagement.

Cette méthode d'extrapolation est largement utilisée et conduit généralement à des bons résultats. On trouve de nombreux exemples d'application dans la littérature. Certains couplent l'extrapolation des résultats par application des PSTT et PSTTC à une modélisation type FINDLEY (BRINSSON, MORRIS et YEOW, DILLARD 1987, YEN 1985, GRAMOLL 1990). D'autres suivent le même type de démarche en préférant le modèle de CHAPERY à celui de FINDLEY [45].

4.1.2. Modèle micromécanique de PEREZ

Les modèles micromécaniques s'attachent à relier les phénomènes de mobilité moléculaire aux grandeurs macroscopiques déterminées expérimentalement. L'objectif est de mieux comprendre les phénomènes a l'origine de la déformation plastique macroscopique dans les matériaux amorphes en considérant les phénomènes se produisant a l'échelle moléculaire. L'analyse des propriétés mécaniques est par conséquent étroitement liée à la microstructure du matériau. L'ensemble de ces modèles fait l'objet de nombreuses publications [46].

Le modèle de PEREZ relie les propriétés macroscopiques aux mouvements moléculaires et considère le polymère amorphe comme un empilement de monomère contenant des zones de désordre [47]. L'évolution de ces défauts sous l'action d'une contrainte de cisaillement conduit à une expression de la complaisance de cisaillement il permet une bonne modélisation du fluage des matériaux composites à matrice organique.

5. Conclusion

A partir de cette recherche bibliographique nous pouvons enfin passer à l'étape de modélisation. Une recherche bibliographique répertoriant les principaux axes de modélisation du comportement en fluage des matériaux composites à matrice organique. L'ensemble des résultats que nous obtiendront seront intégrés à un type de modèle (dont le choix sera justifié). nous pourrons ainsi accéder à une prévision du comportement à long terme que nous confronterons aux résultats expérimentaux obtenus à partir d'essais "long" effectués dans des conditions proches des conditions réelles. Cette confrontation permettra la validation du modèle et un éventuel "retour" sur la méthodologie expérimentale afin d'adopter les modifications nécessaires à une plus grande "efficacité-rentabilité".

CHAPITRE IV

Étude Expérimentale

1. Introduction

L'objectif envisagé dans cette partie est l'étude du comportement en fluage de différents matériaux composites en intégrant différents milieux.

2. Matériaux de l'étude

Les matériaux composites utilisés dans cette étude, proviennent de l'entreprise ISELMAN située à Bejaia. Ils sont principalement destinés à la fabrication des bateaux de pêche et de plaisance. Les constituants de base de ces matériaux (résine et renforts) sont des produits commerciaux de composition complexe.

Pour la réalisation des coques de bateaux 4.8 m l'entreprise utilise une stratification composée de quatre couche après le gel-coat : mat 300, mat 450, taffetas 800 et mat 300 figure (IV.1) dans le but d'élaborer d'autres matériaux, La matière destinée au recyclage sera ensuite mélangée et broyée pour être bonne à remplacer à chaque fois l'une des quatre couche citées précédemment pour former d'avantage deux types de recyclés avec et sans gel-coat on obtient ainsi neuf matériaux.

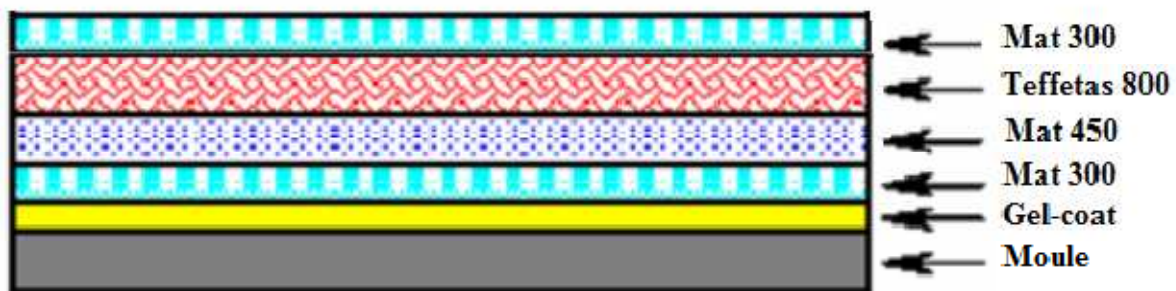


Figure (IV.1) stratification utilisée par l'entreprise ISELMAN

2.1. Constituants des matériaux

- **Matrice et renforts**

Les matériaux à étudier sont formés à partir d'une matrice synthétique en polyester insaturé thermodurcissable ajoutée à des fibres de verre type E sous différentes architectures, à savoir : mat 300, mat 450 et taffetas 800.

- **matières recyclées**

Les matières recyclées ajoutées sont le résultat de broyage de deux types de déchets composites avec et sans gel-coat. (R_{12} : broyé sans gel-coat, R_{22} : broyé avec gel-coat).

2.2. Procédés d'élaboration des matériaux

Les matériaux à étudier sont obtenus à partir d'un procédé manuel, qui consiste à nettoyer d'abord le moule avec de la cire (norpol FI-180-10) ayant le rôle d'agent de démoulage puis on applique une couche colorée de gel-coat d'épaisseur (0.28 ± 0.05) mm sur une plaque lisse et rigide à l'aide d'un pistolet. On laisse sécher pendant 12 heures de temps, après on procède à l'empilement des différentes couches imbibées de résine (mélange à 3 % du durcisseur) et les compacter manuellement à l'aide d'un rouleau débulleur pour chasser les bulles d'air, jusqu'à obtention de la séquence désirée. Après conditionnement à température ambiante pendant 24 heures, les plaques sont démoulées et subissent par la suite une poste cuisson à température ambiante. Pour les matériaux contenant du recyclé, on verse une couche du recyclé imprégné dans la résine à l'état pâteux. L'ensemble est maintenu dans cet état de polymérisation à la température ambiante jusqu'à la fin de la gélification, 24 heures à peu près. À la fin de la polymérisation nous procédons au démoulage.

Il est commode de laisser la première couche de renfort au contact avec le gel-coat pendant une demi heure.

Matériaux élaborés

Tableau (IV.1) différents lots d'éprouvettes d'essais

lots	Ordre des plis
A	300+450+800+300
B	300+300+300+300
C	450+450+450+450
D	800+R ₂₂ +800
E	800+R ₁₂ +800
F	450+R ₁₂ +450

2.3. Découpage des éprouvettes

Les éprouvettes sont découpées à l'aide d'une scie à disque diamanté sous un jet d'eau permanent figure (IV.2). Elles sont ensuite nettoyées à l'acétone et classées dans des lots.

Les lots A, D et E sont découpés suivant le sens des chaînes pour donner respectivement A_C, D_C et E_C et suivant le sens des trames pour donner respectivement A_T, D_T et E_T.



Figure(IV.2) Scie à disque diamanté

2.4. Géométrie des éprouvettes

Les dimensions des éprouvettes utilisées pour les essais de flexion et de fluage ont été choisies selon la norme NF EN ISO 178, ASTM D 790

$l = 18h + 25(\pm 1)$ mm ;

l : longueur de l'éprouvette ;

b : largeur ;

h : épaisseur.

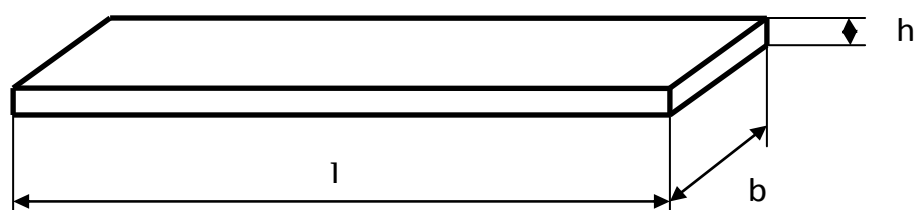


Figure (IV.3) géométrie des éprouvettes

Tableau (IV.2) géométrie des éprouvettes

Lot	L (mm)	h (mm)	b (mm)
AC1	54	3.15	15.45
AC2		2.95	15.62
AC3		2.88	15.56
AT1	53	2.7	15.4
AT2		2.8	15.3
AT3		3.1	15.55
B1	41	2.22	15.14
B2		2.3	15.07
B3		2.32	15.3
C1	65	3.55	15.08
C2		3.69	15.21
C3		3.6	15.19
DC1	74	4.23	15.1
DC2		3.62	15.3
DC3		4.5	15.19
DT1	68	3.98	15.29
DT2		3.44	15.32
DT3		3.75	15.35
EC1	84	4.51	15.29
EC2		4.42	15.27
EC3		4.68	15.2
ET1	97	4.86	15.34
ET2		6.58	15.31
ET3		5.62	15.35

L : longueur entre les appuis

3. La Flexion trois points

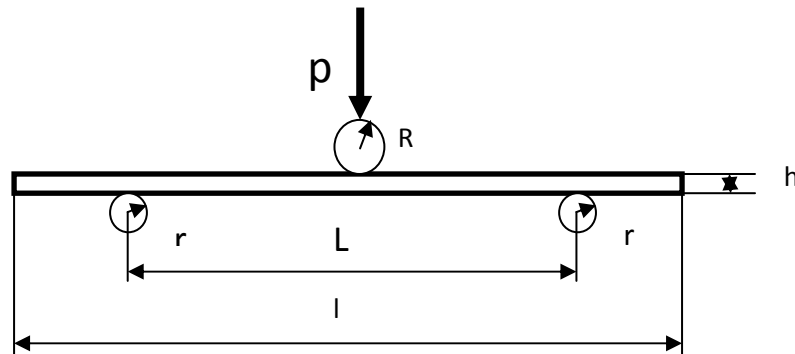


Figure (IV.4) flexion trois points

L'essai de flexion trois points est souvent utilisé pour mesurer des caractéristiques mécaniques telles que le module de Young, et la résistance en flexion.

Contrairement aux essais de traction ou compression, cet essai est simple à mettre en œuvre et d'une bonne reproductibilité. Il permet de s'affranchir des problèmes liés au collage et à la résistance des talons, ainsi que les difficultés d'alignement toujours délicates (traction).

En outre les contraintes de cisaillement jouent un rôle important vis-à-vis la dégradation des interfaces (fibre-matrice, pli-pli), et donc sur la tenue en service des structures composites. L'essai de flexion trois points est particulièrement bien adapté à la caractérisation de cette influence car il permet de favoriser les contraintes de cisaillement en jouant sur "l'élancement" L/h de l'éprouvette.

3.1. Principe

L'appareillage est constitué d'un ensemble de flexion trois points instrumenté d'un capteur de déplacement LVDT et d'un bras de levier qui porte des masses à son extrémité pour équilibrer et multiplier le chargement des éprouvettes. une enceinte thermique est conçue pour enfermer l'éprouvette dans un milieu à température constante par le biais d'un régulateur de température. La panne centrale a un rayon R de 5 mm, les appuis latéraux, un rayon r de 2,5 mm. L'enregistrement du diagramme effort (p) – déplacement (δ) au centre de l'échantillon permet de remonter au module apparent à l'origine, E_{app} , aux contraintes et déformations à rupture en flexion, σ_r et ε_r , ou bien à la contrainte de cisaillement τ_r de la fibre neutre, selon le mode de rupture observé, les quelques formules de résistance des matériaux permettant de calculer ces grandeurs sont les suivantes :

$$E_{app} = \frac{L^3}{4bh^3} \cdot \frac{dP}{d\delta} \quad (IV.1) \quad \sigma_r = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (IV.2)$$

$$\tau_r = \frac{3P}{4bh} \quad (IV.3) \quad \varepsilon_r = \frac{6h\delta}{L^2} \quad (IV.4)$$

Avec : L , distance entre appuis

b , largeur de l'échantillon

h , épaisseur de l'échantillon

Certaines conditions de sollicitation doivent cependant être respectées. En effet, lors d'un essai de flexion trois points le champ de contraintes n'est pas homogène dans l'épaisseur de l'échantillon. L'effort appliqué va engendrer non seulement des contraintes normales symétriques de traction-compression, mais également des contraintes de cisaillement qui seront maximales sur la fibre neutre figure (IV,5).

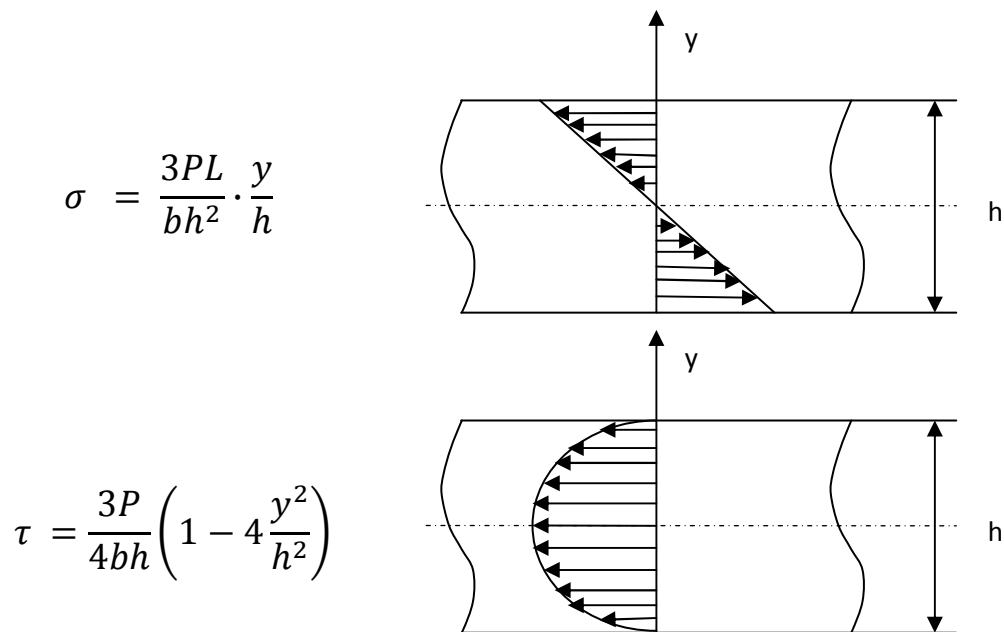


Figure (IV.5) : répartition du champ de contrainte dans l'épaisseur d'une éprouvette soumise à une sollicitation de flexion trois points

L'influence de ces contraintes de cisaillement est donc non négligeable, puisque lors d'un essai de flexion trois points, la déflexion totale imposée à l'éprouvette sera la somme des contributions de flexion et de cisaillement. Ces observations nous amènent à considérer plus en détail le rôle du rapport de la distance entre appuis sur l'épaisseur de l'échantillon testé, L/h .

3.2. Influence du rapport L/h

Le rapport L/h joue un rôle prépondérant vis-à-vis des mécanismes d'endommagement mis en jeu, donc des résultats obtenus en flexion trois points, et ce à double titre :

1. Il conditionne la contribution du cisaillement à la flèche totale imposée à l'éprouvette. Dans le cas des matériaux homogènes et isotropes, cette flèche totale peut s'exprimer par la relation (IV, 5) :

$$\delta_T = \frac{PL^3}{4bh^3 \cdot E \cdot \left[1 + \left(\alpha \cdot \frac{h^2}{L^2}\right) \cdot \left(\frac{E}{G} - \nu\right)\right]}$$

(IV.5)

Avec : E , module d'Young

G , module de cisaillement

ν , coefficient de poisson

$$\alpha, \text{ coefficient de cisaillement definit par } \alpha = \frac{12+11\nu}{10 \cdot (1+\nu)}$$

Ce facteur est voisin de 1,2 (il varie en effet entre 1,166 et 1,2 quand ν varie de 0 à 0,5).

Dans le cas de matériaux composites unidirectionnels considérés comme homogènes et anisotropes, des auteurs [49] ont montrés que la déflexion totale pouvait s'écrire :

$$\delta_T = \frac{P\lambda^3}{4b \cdot E_L \cdot \left[1 + \frac{E_L}{G_{LT}} \cdot \frac{\alpha'}{\lambda^2}\right]} \quad (IV.6)$$

Avec : E_L , module de Young longitudinal

G_{LT} , Module de cisaillement du composite

α' , coefficient de cisaillement du composite

$$\lambda = L/h$$

L'équation ci-dessus met en évidence deux composantes de la déflexion totale, l'une en traction-compression ne faisant intervenir que E_L , l'autre en cisaillement faisant intervenir G_{LT} . Cette dernière composante peut donc être négligée lorsque le rapport $\alpha' \cdot E_L / G_{LT} \cdot \lambda^2$ est très petit devant 1. Pour un composite unidirectionnel pour lequel le rapport E_L / G_{LT} peut être grand, le rapport λ va donc avoir une influence majeure sur l'importance respective des effets de traction et de cisaillement.

On remarque bien évidemment que le module apparent déterminé en flexion sera d'autant plus proche du module de traction du matériau testé que la contribution du cisaillement sera faible.

$$\frac{E_{app}}{E_L} = \frac{1}{1 + \alpha' \frac{E_L}{G_{LT}} \cdot \left(\frac{h}{L}\right)^2} \quad (IV.7)$$

L'examen de l'équation (IV,6) montre qu'il est possible de déterminer E_L et G_{LT} à partir de deux essais de flexion réalisés en faisant varier la distance entre appuis. Une autre façon de procéder consiste à considérer l'équation (IV,7) : une série d'essais de flexion réalisés en faisant varier la distance entre appuis permet d'obtenir E_L et G_{LT} par régression linéaire avec une plus grande précision [49].

2. Pour les mêmes raisons que celles évoquées précédemment, le rapport L/h contrôlant les importances respectives des contributions de cisaillement et de flexion, la rupture se produira en flexion ou en cisaillement selon que ce rapport sera supérieur ou inférieur à une valeur critique $(L/h)_c$ pour laquelle les probabilités de rupture selon ces deux modes seront équivalentes. Ce rapport critique peut s'exprimer par :

$$\left(\frac{L}{h}\right)_c = \frac{1}{2} \cdot \frac{\sigma_r}{\tau_r} \quad (\text{IV.8})$$

L'ensemble de ces éléments bibliographiques met en évidence l'importance du choix du rapport L/h vis-à-vis des mécanismes d'endommagement et des modes de rupture.

Les essais de flexion des éprouvettes à 23°C ont été réalisés sur une machine dite de flexion au laboratoire LMSE, cette machine travaille uniquement à la température ambiante et pour la variation des températures en service nous avons utilisé le banc d'essais de flexion figure (IV.7) muni d'une enceinte thermique figure (IV.8) qui permet d'enfermer l'éprouvette dans des températures constante respectivement (40°C, 70°C, 90°C) contrôlées par un régulateur de température associé. Le système de chargement des éprouvettes est représenté par la figure (IV.6). Une carte dite ARDUINO joue le rôle d'intermédiaire entre le capteur LVDT et le logiciel LABVIEW pour interpréter la déformation de l'éprouvette en un signal électronique.

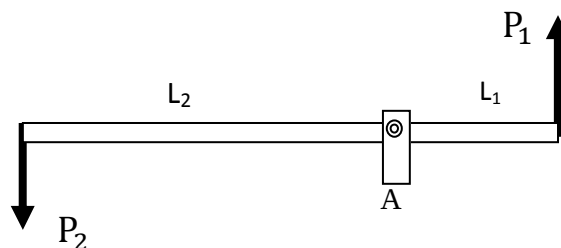


Figure (IV.6) schéma du chargement des éprouvettes

Méthode de calcul de la force p_1

La force de rupture p_1 est équilibrée par la force p_2 par l'intermédiaire des leviers L_1 et L_2

L'équation $P_1 L_1 = p_2 L_2$ nous donne la valeur de p_1

($L_1 = 0,155 \text{ m}$, $L_2 = 0,433 \text{ m}$)

4. Description du banc d'essai

Pour un essai de fluage la meilleure façon de maintenir une force constante pendant un temps très long est d'utiliser la force de la pesanteur. La solution la plus simple consiste à suspendre la charge directement ou par l'intermédiaire d'un levier, à un bâti rigide et à contrôler les déformations de l'éprouvette. C'est sur cette base qu'a été conçu le banc qui a été initialement prévu uniquement pour le fluage en flexion. Il a été ensuite modifié et complété par une enceinte thermique pour faire des essais statique isotherme à différentes températures les

essais de flexion et ceux de fluage sont donc réalisés sur un même banc d'essai celui-ci est entièrement conçu et fabriqué au niveau du laboratoire LMSE de l'université Mouloud Mammeri de Tizi-Ouzou.

Le sens de la flexion est inversé c'est-à-dire que le chargement se fait vers le haut ce qui a pour effet d'éviter la surcharge due au poids des pièces des mécanismes.

4.1. Mode opératoire

L'échantillon est d'abord placé entre les pannes figure (IV.4) on fait alors tangenter la panne centrale sur l'éprouvette avec un mouvement ascendant ce qui permet de vaincre les frottements dans le sens de l'essai. On utilise le logiciel LABVIEW pour trouver la position de démarrage souhaitée du capteur LVDT.

Le chargement de l'éprouvette se fait avec des masses jusqu'à la rupture, et pour chaque poids déposé sur la tige (4) le logiciel enregistre plusieurs valeurs de déplacement du matériau qui seront ensuite traitées pour déterminer la moyenne. L'ensemble des valeurs moyennes des déplacements en fonction des forces exercées par la panne centrale sur l'échantillon va nous permettre de tracer un graphe

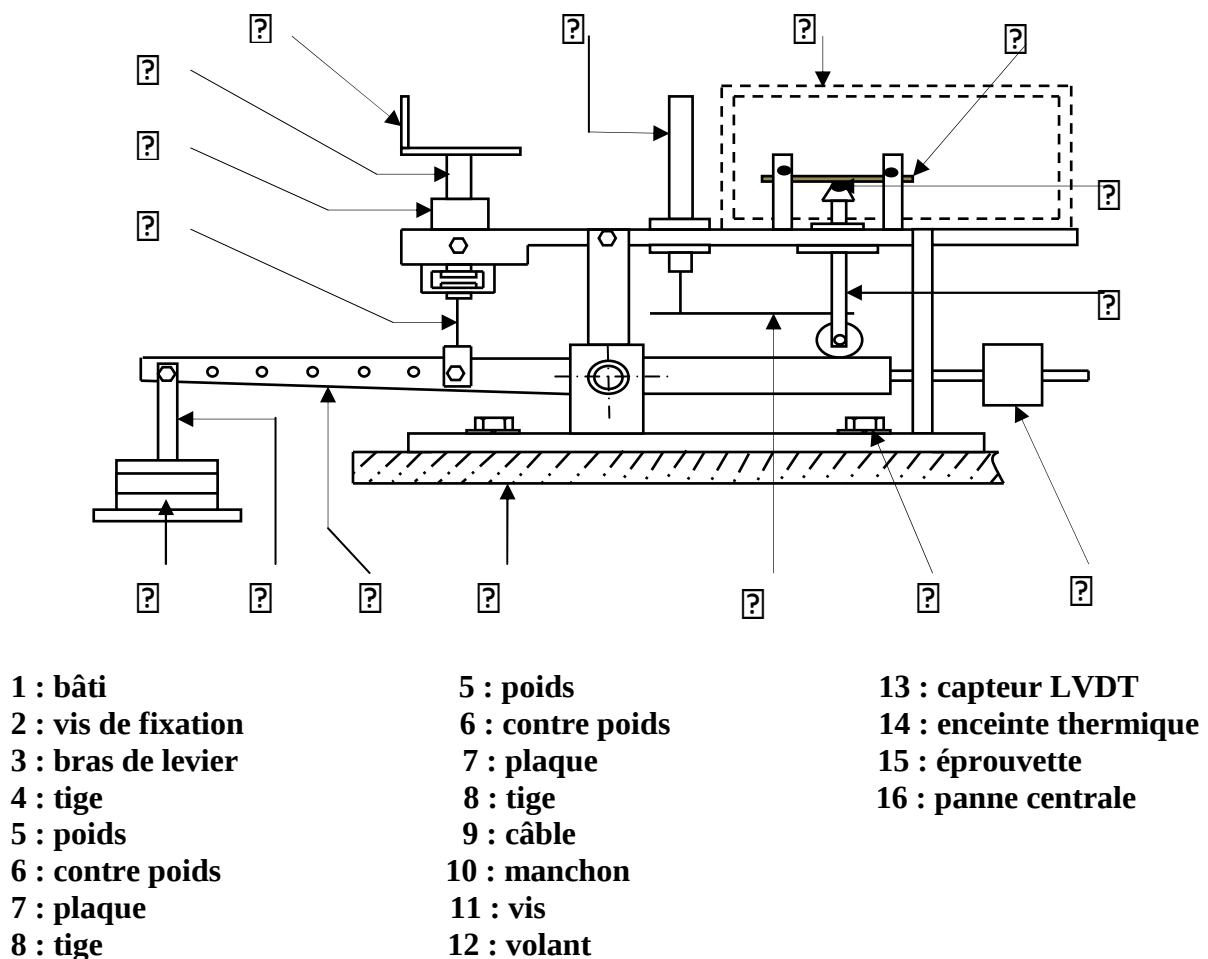


Figure (IV.7) schéma de fonctionnement du banc d'essai de flexion fluage

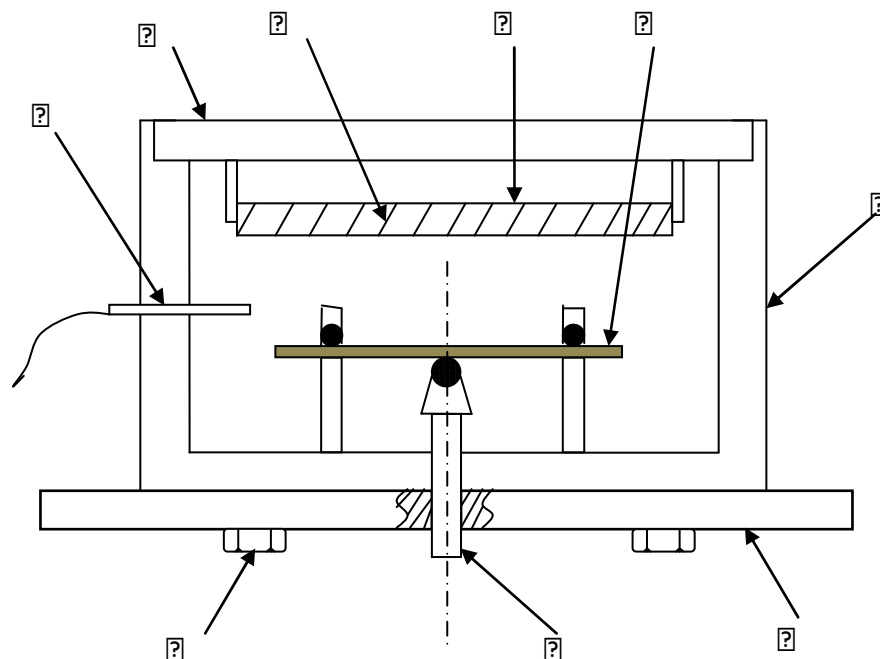
4.2. Enceinte thermique

L'influence de la température sur les propriétés mécaniques du matériau composite est très forte celle-ci doit donc être contrôlée et maintenue avec une assez bonne précision.

Une enceinte thermique a été conçue et fabriquée pour équiper le banc d'essais précédant, la température est contrôlée à l'aide d'un régulateur par l'intermédiaire d'un thermocouple placé suffisamment proche de l'élément chauffant pour améliorer la précision et diminuer l'écart entre la température d'enclenchement et de déclenchement du contacteur ($\pm 5^\circ\text{C}$) pour la ramener à $\pm 1^\circ\text{C}$ au niveau de l'éprouvette.

L'élément chauffant est suffisamment éloigné des parois de l'enceinte pour réduire l'effet de l'inertie thermique.

Dans tous les essais (flexion ou fluage) l'éprouvette n'est introduite dans l'enceinte qu'après la stabilisation de la température à l'intérieur de celle-ci il faut aussi lui laisser un temps suffisant pour être à la même température que l'enceinte.



1 : Enceinte en double paroi inox et laine de verre

2 : éprouvette

3 : support en céramique

4 : élément chauffant

9 : couvercle

5 : thermocouple

6 : fixation

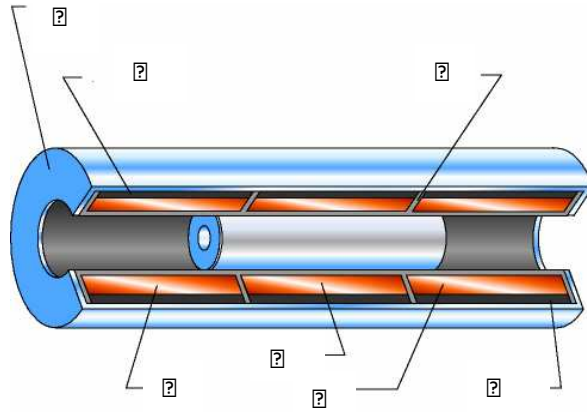
7 : panne centrale

8 : banc d'essai

Figure (IV.8) : enceinte thermique

4.3. Capteur LVDT

LVDT (Linear Variable Differential Transformer) est un type commun de transducteur électromécanique qui peut convertir le mouvement rectiligne d'un objet auquel il est couplé à des signaux électriques correspondant. C'est un capteur de position qui peut mesurer les mouvements allant jusqu'à ($\pm 0,5$ m).



1: Stainless Steel Housing and End Caps Windings

(4,6): Secondary

2: High Permeability Magnetic Shell Winding

5: Primary

3: High Density Glass Filled Polymer Coil Form Encapsulation

7: Epoxy

Figure (IV.9) composante du capteur LVDT

La figure 1 montre les composantes d'un LVDT. La structure interne de ce capteur se compose d'un enroulement primaire centré entre une paire identiquement enroulée d'enroulement secondaire, symétriquement espacées autour de la première. Les bobines sont enroulées sur une seule pièce de forme creuse en polymère renforcé en verre thermiquement stable, encapsulé contre l'humidité, enveloppée dans une haute perméabilité magnétique, protégé et fixé dans un cylindre inoxydable (boîtier en acier).

L'élément mobile d'un LVDT est un séparateur d'armatures tubulaires des matériaux perméables magnétiquement appelé le noyau, qui est libre de se déplacer axialement à l'intérieur de l'alésage creux de la bobine, et mécaniquement couplé à l'objet dont la position est à mesurer cet alésage est typiquement grand pour fournir un jeu radial pour le noyau. Sans contacte physique entre ce dernier et la bobine.

En fonctionnement la primaire de l'enroulement est excitée par un courant alternatif approprié d'amplitude et de fréquence dite (excitation primaire). Le signal de sortie électrique du capteur est la tension alternative différentielle entre les deux enroulements secondaires, qui varie avec la position axiale du noyau dans la bobine. Cette tension de sortie en courant

alternatif est convertie par un circuit approprié de haut niveau de tension continue ou bien un courant qui est plus pratique à utiliser.

4.3.1. Fonctionnement du capteur LVDT :

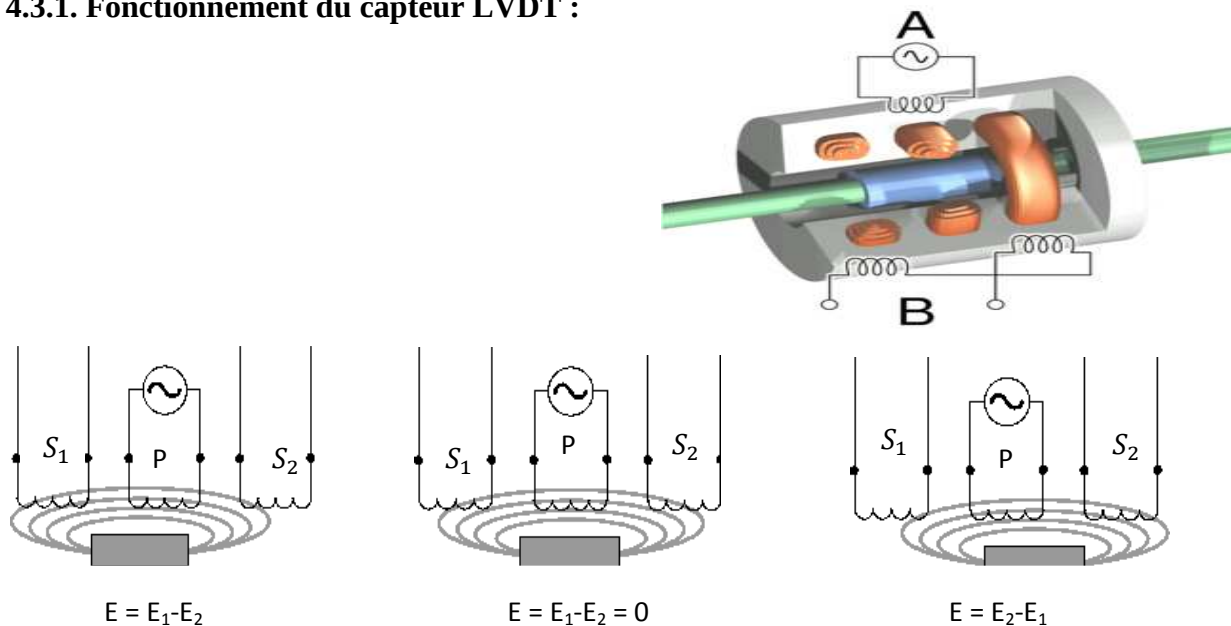
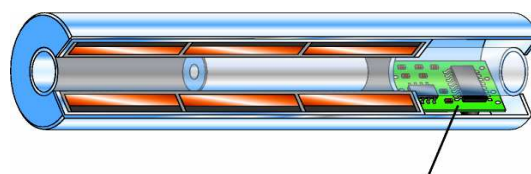


Figure (IV.10) variation de la tension différentielle

La figure 2 illustre ce qui se passe lorsque le noyau de LVDT est dans des positions axiales différentes. L'Enroulement du LVDT, le primaire P, est excité par une amplitude constante AC. Le flux magnétique ainsi développé est couplé par le noyau aux enroulements secondaires adjacents, S1 et S2. Si le noyau est situé à mi-chemin entre S1 et S2, le flux est couplé à chaque secondaire de sorte que les tensions, E1 et E2, induites dans les enroulements S1 et S2 respectivement, sont égales. À mi-chemin de ce noyau de référence la position, connue comme le point nul, l'écart sortie de tension ($E_1 - E_2$), est essentiellement zéro.

Comme le montre la figure 2, si le noyau se déplace plus près de S1 que de S2, le flux est couplé à S1 plus que S2, la tension induite E1 augmente tandis que E2 diminue, ce qui entraîne l'écart tension ($E_1 - E_2$). Inversement, si le noyau se déplace plus proche de S2, plus le flux est couplé à S2 moins de S1, E2 augmente et E1 diminue, ce qui entraîne l'apparition de la tension différentielle ($E_2 - E_1$).



Conditionnement du signal module

Figure (IV.11) commande du signal modulé

Le capteur LVDT est muni d'une carte électronique commande interne du conditionnement du signal modulé. Le module est obtenu avec un composé appelé d'empotage qui n'est pas représenté sur la figure

4.3.2. Etalonnage du capteur LVDT

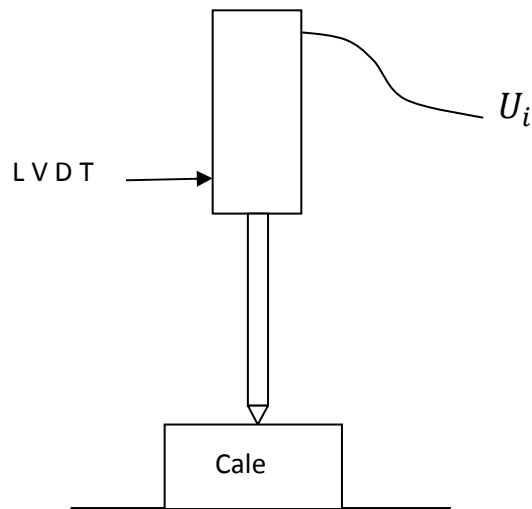


Figure (IV.12) principe d'étalonnage du capteur LVDT

L'étalonnage du capteur LVDT est réalisé sur le banc d'essais de fluage en intercalant des cales de dimensions connues entre le doigt et la surface de contact et relever les tensions correspondantes en millivolt. Et pour chaque valeur du déplacement correspond une tension. L'ensemble des points va nous permettre de tracer une courbe d'étalonnage, figure (IV,13).

Courbe d'étalonnage du capteur LVDT

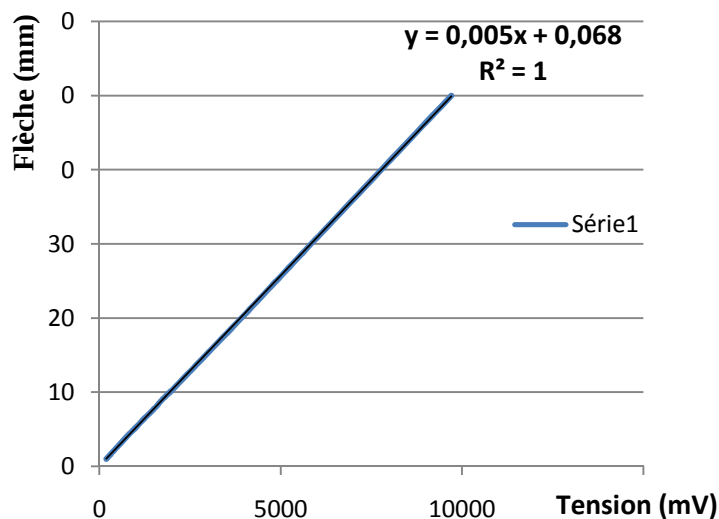


Figure (IV.13) courbe d'étalonnage de LVDT

5. Carte Arduino :

Arduino est une plateforme de prototypage d'objets interactifs à usage créatif constituée d'une carte électronique et d'un environnement de programmation.

Sans tout connaître ni tout comprendre de l'électronique, cet environnement matériel et logiciel permet à l'utilisateur de formuler ses projets par l'expérimentation directe avec l'aide de nombreuses ressources disponibles en ligne.

Arduino est un projet en source ouverte : la communauté importante d'utilisateurs et de concepteurs permet à chacun de trouver les réponses à ses questions.

5.1. Matériel

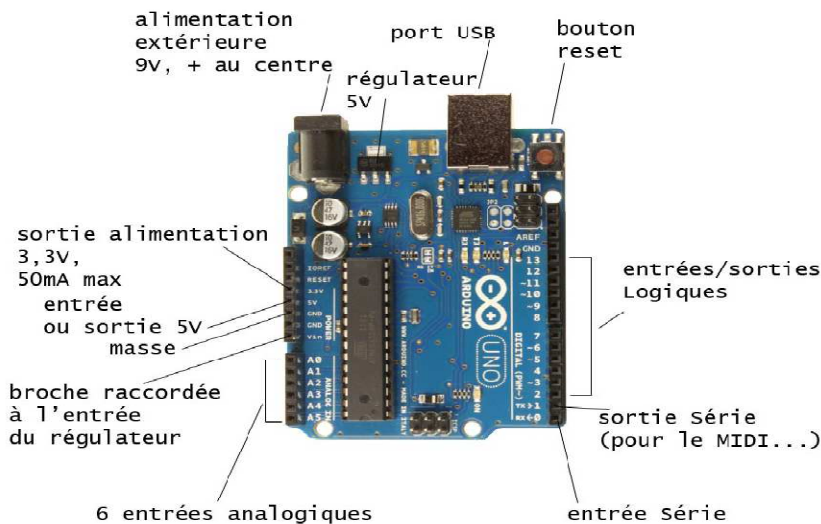


Figure (IV.14) Schéma de la carte Arduino

La carte Arduino repose sur un circuit intégré (un mini ordinateur appelé également microcontrôleur) associé à des entrées et sorties qui permettent à l'utilisateur de brancher différents types d'éléments externes.

Il existe un grand nombre de variantes :

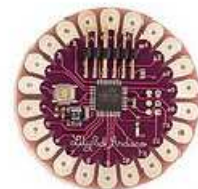
Le Lilipad, pour fixer sur des vêtements, le RBBB

Qui est une carte très petite et économique etc....

(<http://arduino.cc/en/Main/Hardware>)

Le Teensy, ne fait pas proprement partie des cartes

Arduino, Mais on peut le programmer à partir de



l'environnement Arduino.

Son processeur est plus puissant, les entrées et sorties sont plus nombreuses, il est minuscule et on peut disposer d'une interface USB MIDI natif... (<http://www.pjrc.com/teensy/>)

La série Mapple (et compatible) est une plateforme 100 fois plus puissante. La programmation est similaire a celle de l'Arduino

5.2.Logiciel

L'environnement de programmation Arduino (IDE en anglais) est une

application écrite en Java inspirée du langage Processing. L'IDE permet d'écrire, de modifier un programme et de le convertir en une série d'instructions compréhensibles pour la carte.

Quelques exemples d'application :

<http://www.semageek.com/category/electronique/arduino-electronique/>

5.2.1. Structure d'un programme

Le programme est lu par le microcontrôleur du haut vers le bas.

Une variable doit être déclarée avant d'être utilisée par une fonction.

La structure minimale est constituée :

- en tête : déclaration des variables, des constantes, indication de l'utilisation de bibliothèques etc....
- un setup (= initialisation) cette partie n'est lue qu'une seule fois, elle comprend les fonctions devant être réalisées au démarrage (utilisation des broches en entrée ou en sortie, mise en marche du midi, du port série de l'12C etc....)
- une loop (boucle) : cette partie est lue en boucle ! c'est ici que les fonctions sont réalisées

En plus de cette structure minimale on peut ajouter :

- des « sous programmes » ou « routines » qui peuvent être appelées à tout moment dans la boucle, très pratique pour réaliser des morceaux de code répétitifs.
- Des « callbacks », ce sont des fonctions qui sont rappelées automatiquement depuis une bibliothèque.

5.2.2. Les bibliothèques (librairies).

Les utilisateurs les plus avertis concoctent des bibliothèques pour interfacer, le plus simplement possible, une vaste diversité de composant (12C, SPI...) et de fonctionnalité (MIDI, Ethernet, OSC etc...).

Sans ces bibliothèques la programmation sera vraiment plus complexe à utiliser sans modération.

Les bibliothèques doivent être installées dans le répertoire « libraries » et doivent être incluses dans le programme (exemple : # include <MIDI.h>).

5.3. Confronter la théorie à l'épreuve de la réalité

La carte Arduino est une petite chose fragile, il convient de bien en comprendre ses limites d'utilisation et vérifier la compatibilité avec les matériels que l'on souhaite y accorder.

Tension :

Le microcontrôleur placé sur la carte est prévu pour fonctionner entre 3,3V et 5V.

Intensité :

Le courant de sortie de chaque broche (D0 à D13) ne doit pas dépasser 40mA

Le courant issu du port USB ne doit pas dépasser 500mA

Le courant soutiré à la broche « 3,3V » ne doit pas dépasser 50mA

6. Logiciel LabVIEW

6.1. Introduction

Le logiciel LabVIEW est une "plateforme expérimentale d'instruments Virtuels pour laboratoire" (*Laboratory Virtual Instrument Engineering Workbench*). c'est un environnement de programmation disponible sur plusieurs systèmes d'exploitation commercialisés par la société "National Instruments" et possédant un langage graphique (le langage G), des bibliothèques de fonctions et des sous-programmes, ainsi que des outils de développement.

6.2. Les fenêtres de LabVIEW

Le logiciel LabVIEW, grâce à son environnement à multiples fenêtres, permet de réaliser et d'exécuter rapidement des programmes simples, comparable aux fonction d'un langage conventionnel, mais pouvant prendre à l'écran l'apparence d'un appareil de mesure, d'où leur appellation **Instrument Virtuel**

(Virtual Instrument en anglais, ou « VI »).

Le langage de programmation employé par LabVIEW est le langage graphique G. ce langage est assimilable aux langages orientés objet, tel que le C⁺⁺, offrant des classes de données ayant des attributs spécifiques, ainsi que des opérateurs et des fonctions polymorphes agissant sur les données.

Tout programme exécutable construit en langage G comporte une interface utilisateur et un programme graphique situé dans deux fenêtres distinctes (**panneau avant** et **diagramme**). l'environnement LabVIEW offre, dans trois autres fenêtres distinctes, des

palettes indépendantes d'outils et d'objets permettant d'éditer les deux fenêtres du programme et de tester son fonctionnement.

6.2.1. Les fenêtres du programme

Un programme de LabVIEW comprend deux fenêtres distinctes : le **panneau avant** servant d'interface avec l'utilisateur et le **diagramme** contenant le programme source en langage graphique G.

6.2.1.1. Le «panneau avant»

Cette fenêtre où apparaissent des objets sous forme de commandes d'entrée ou contrôleurs (controls) ou d'indicateurs de sortie (indicators), constitue l'interface interactive du programme. Le « panneau avant » vide apparaissant par défaut lors de la création d'un programme est indiqué sur la figure ci-dessous.

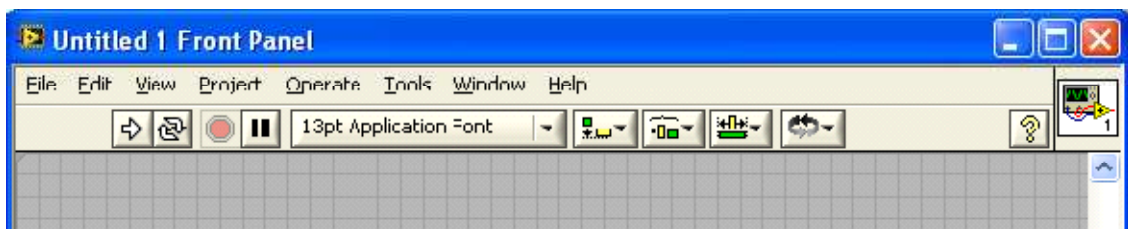


Figure (IV.15) « un panneau avant » vide

Un programme écrit en langage G sera utilisable d'une façon interactive dès que son « panneau avant » sera visible.

6.2.1.2. Le diagramme

Cette fenêtre contient le code source graphique représentant le programme écrit en langage G. le diagramme vide apparaissant par défaut lors de la création d'un programme est indiqué sur la figure ci-dessous.



Figure (IV.16) Un diagramme vide

On passe du panneau avant au diagramme à l'aide du choix *Show Block Diagram* du menu *Window* de la barre de menus. Réciproquement, on retourne au « panneau avant » à partir du diagramme à l'aide du choix *Show Front Panel* du menu *Window* de la barre de menus.

6.2.2. Les palettes

Sous l'environnement LabVIEW, le programmeur dispose d'une palette d'outils et de deux palettes d'objets, apparaissant par défaut en fonction du contexte, selon qu'on travaille sur le panneau avant ou sur le diagramme.

6.2.2.1. La palette d'outils

Utilisables aussi bien pour le diagramme que pour le « panneau avant » apparaît par défaut lorsqu'on ouvre un VI et reste néanmoins toujours accessible

par le choix *Tools Palette* du menu *View* si on l'a supprimée

.elle permet de définir divers modes de fonctionnement du curseur.

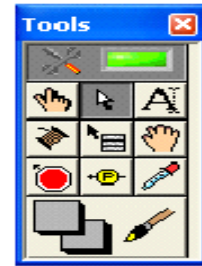


Figure (IV.17) palette d'outils

6.2.2.2. La palette d'objets du « panneau avant »

Cette palette apparaît par défaut lorsque la fenêtre du « panneau avant » est active et reste accessible si on l'a fermée, par le choix *Control palette* du menu *View* ou par le bouton de droite de la souris sur le « panneau avant ».

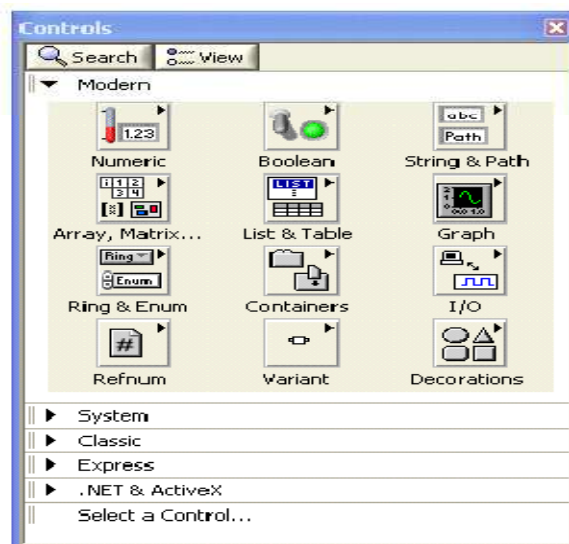


Figure (IV.18) la palette d'objets

6.2.2.3. La palette d'objets du diagramme (*Function Palette*)

Cette palette apparaît par défaut lorsque la fenêtre du diagramme est active et reste accessible, si on l'a fermée, par le choix *Function Palette* du menu *View* ou par le bouton de droite de la souris sur le diagramme.

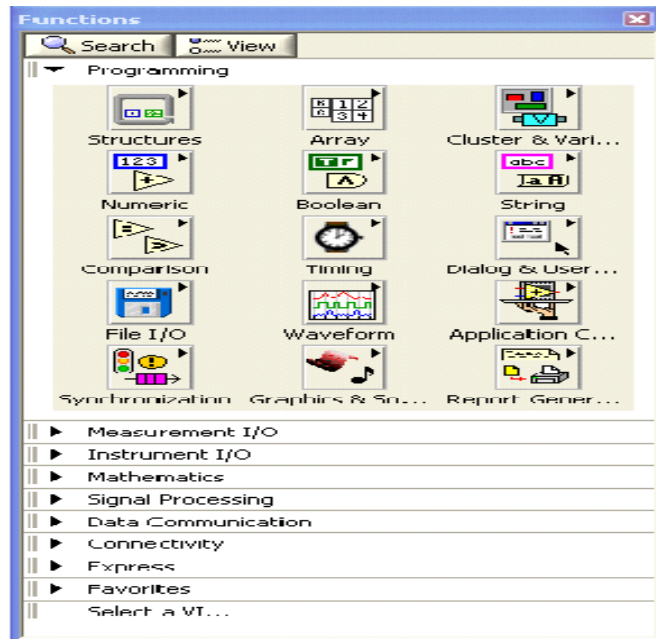


Figure (IV.19) Palette d'objets du diagramme (*Functions Palette*)

6.3. Les modes de fonctionnement de LabVIEW

LabVIEW présente deux modes de fonctionnements : un mode d'édition (*Edit Mode*) et un mode d'exécution (*Run Mode*). Le passage d'un mode à l'autre se fait par le choix *Change toRun/Edit Mode* du menu *Operate*.

6.3.1. Le mode d'édition

Le mode d'édition est proposé par défaut dès l'ouverture d'un nouveau programme. Il faut être en mode d'édition pour installer des objets dans le panneau avant, créer le programme dans le diagramme, accéder à l'éditeur d'icône sur le panneau avant, ... Toute modification dans le programme ne peut se faire qu'en mode d'édition.

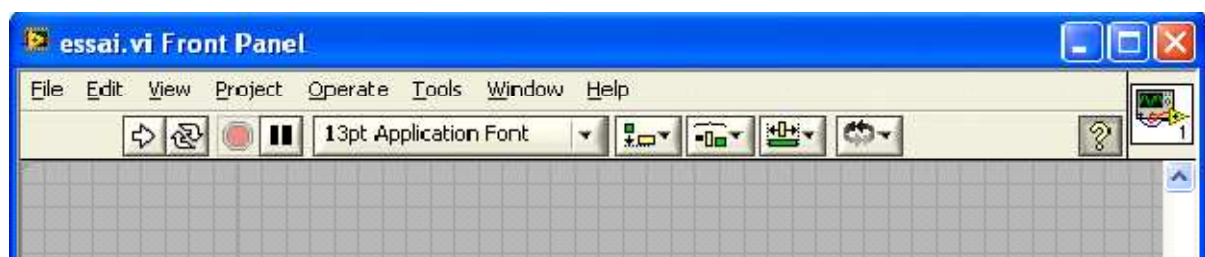


Figure (IV.20) Palette de boutons spécifiques au mode d'édition

6.3.2. Le mode d'exécution

Le mode d'exécution (*Run mode*) est proposé par défaut à l'ouverture d'un programme Exécutable. C'est le mode recommandé pour l'utilisation des programmes après leur mise à point. Visuellement, le mode d'exécution se distingue très facilement du mode d'édition car la grille qui apparaît automatiquement en mode d'édition (Figure IV.20) disparaît du « panneau

Avant » en mode d'exécution (Figure IV.21).

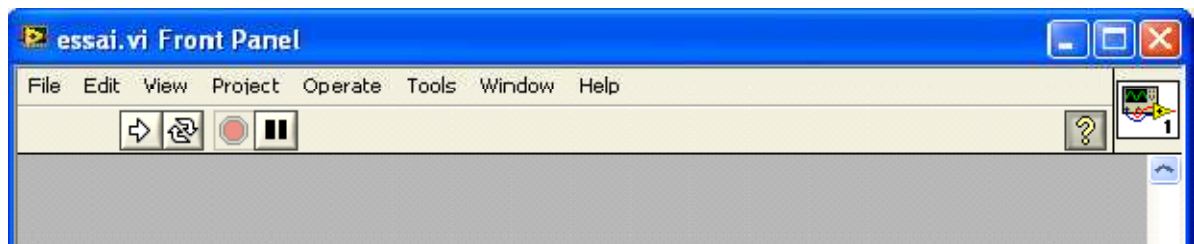


Figure (IV.21) Palette de boutons en mode d'exécution

6.4. Quelques conseils de programmation

La programmation en langage G doit utiliser la modularité en créant des sous-programmes spécifiques aux diverses tâches à exécuter. Il faut néanmoins se rappeler que le langage G n'est pas récursif.

Il est conseillé de limiter la taille des programmes en limitant la taille des diagrammes : si le diagramme est plus grand que l'écran, c'est que le programme est vraisemblablement trop complexe. Il faut alors créer un ou plusieurs sous-programmes pour simplifier le diagramme.

7. Résultats et discussion des essais de flexion quasistatiques

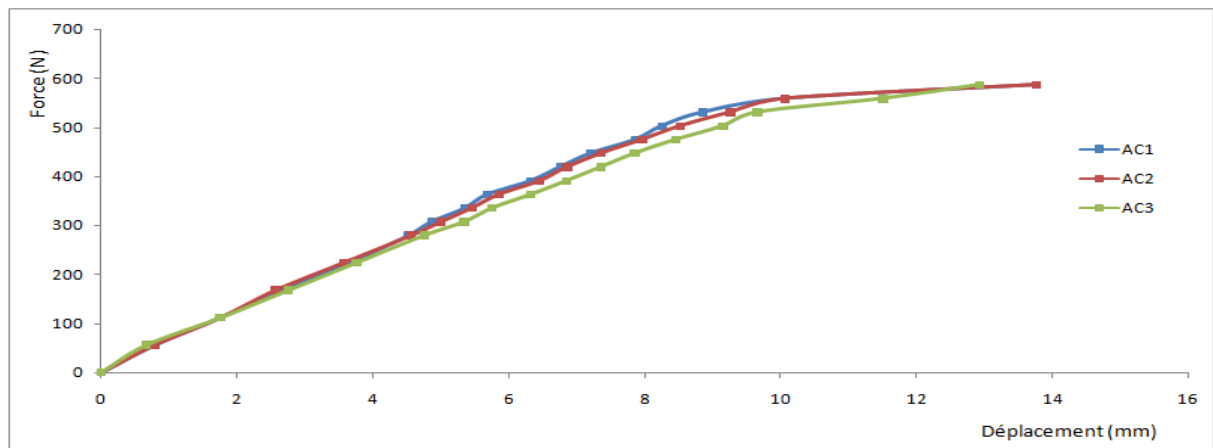
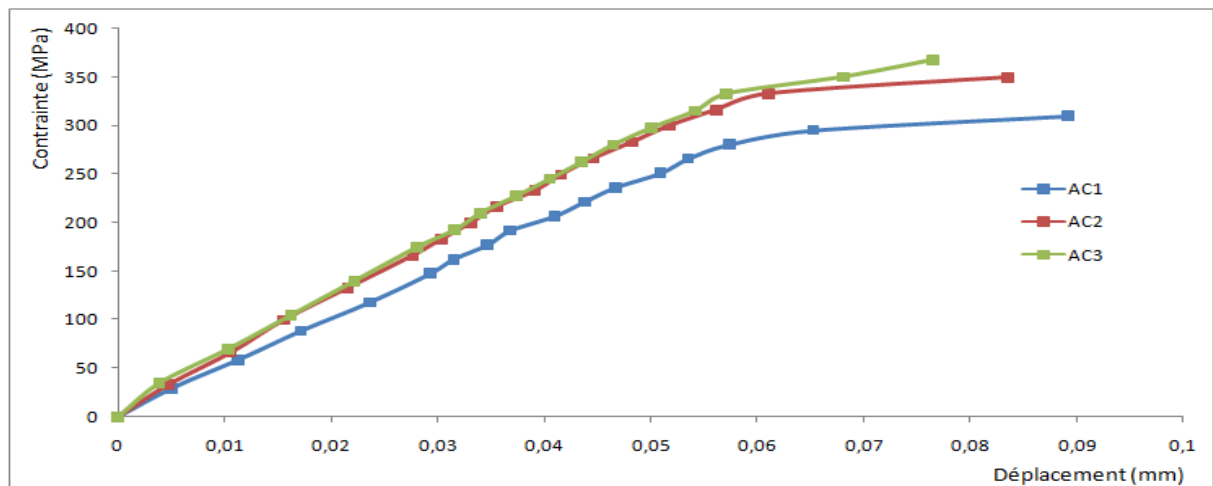


Figure (IV.22) exemple d'évolution de la force en fonction du déplacement du lot AC à 23°C



Figure(IV.23) exemple d'évolution de la contrainte en fonction du déplacement du lot AC à 23°C

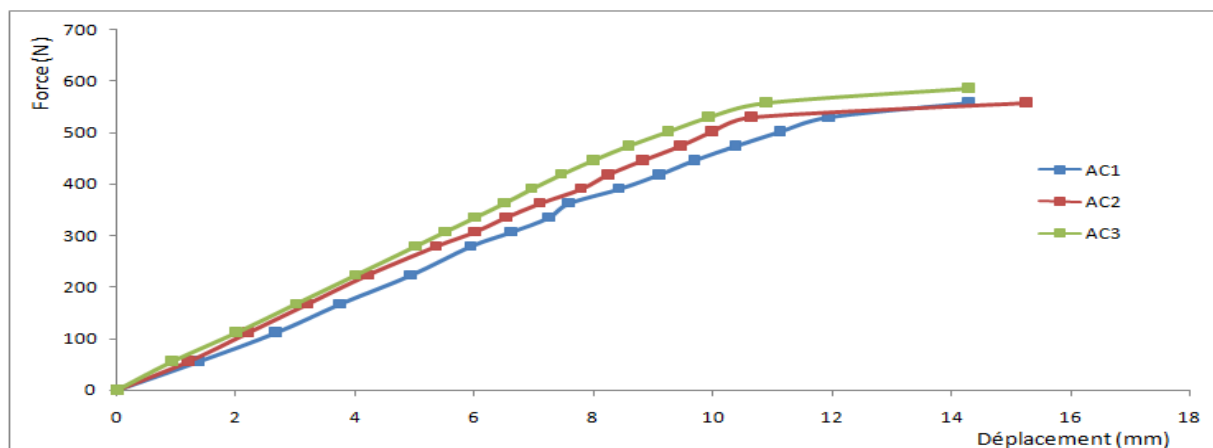


Figure (IV.24) exemple d'évolution de la force en fonction du déplacement du lot AC à 40°C

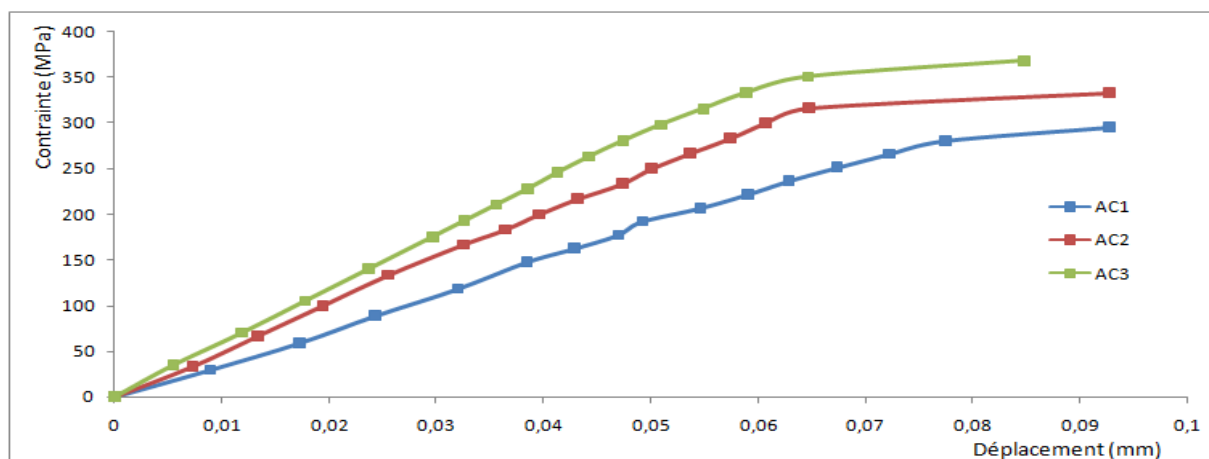


Figure (IV.25) exemple dévolution de la contrainte en fonction du déplacement du lot AC à 40°C

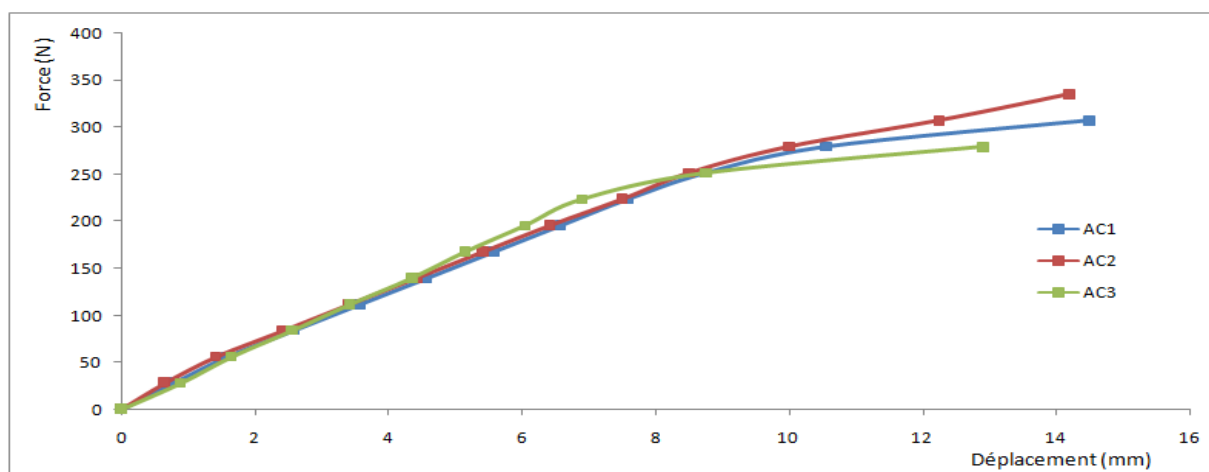


Figure (IV.26) exemple d'évolution de la force en fonction du déplacement du lot AC à 70°C

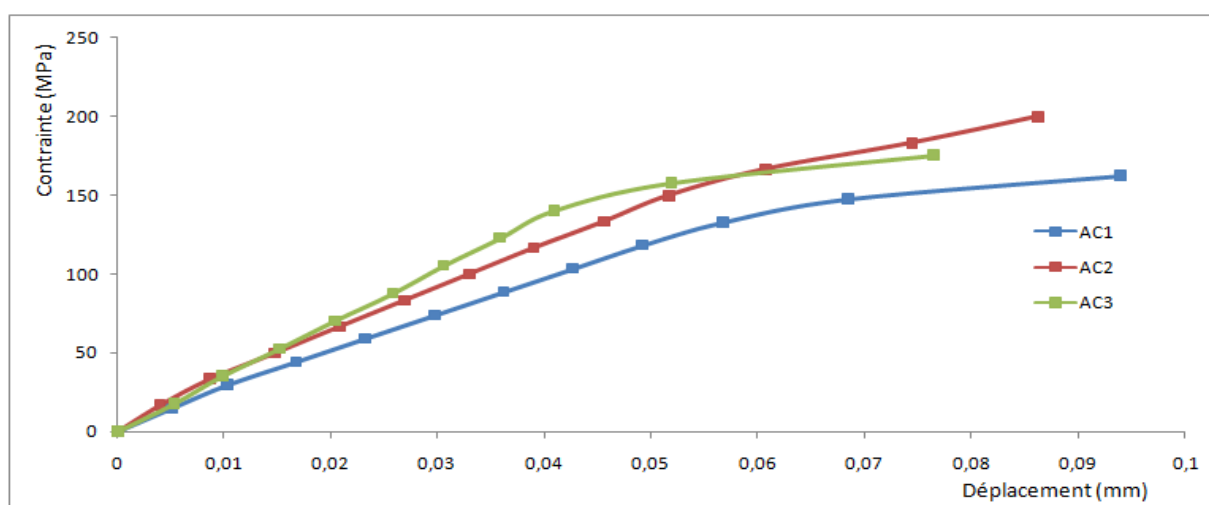


Figure (IV.27) exemple d'évolution de la contrainte en fonction du déplacement du lot AC à 70°C

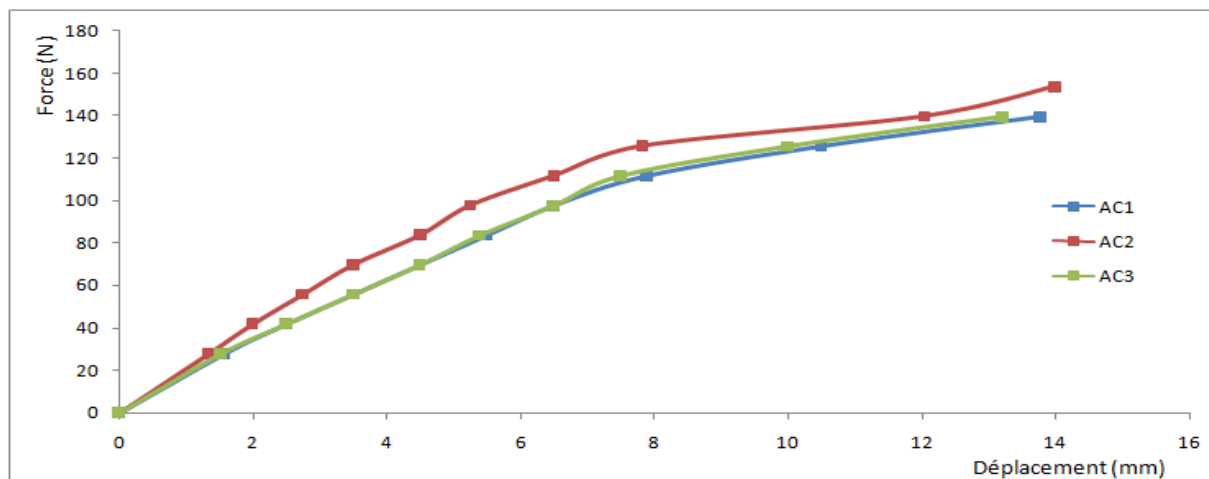


Figure (IV.28) exemple d'évolution de la force en fonction du déplacement du lot AC à 90°C

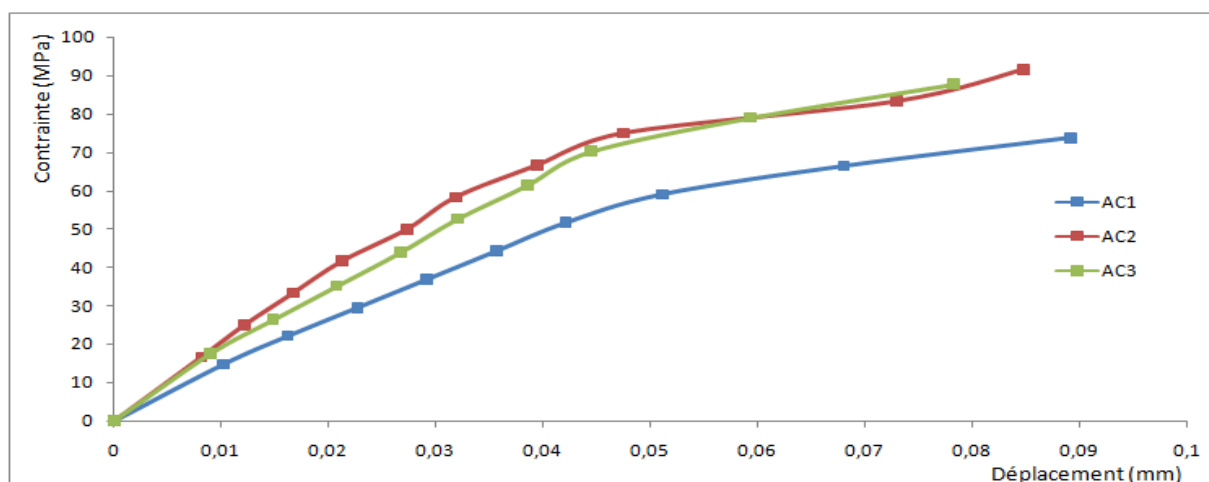


Figure (IV.29) exemple d'évolution de la contrainte en fonction du déplacement du lot AC à 90°C

Les représentations graphiques de l'évolution de la force et de la contrainte des lots (AT, B, C, DC, DT, EC, ET) en fonction du déplacement pour différents cas de températures sont données dans l'annexe A.

Les figures (IV.22, IV.24, IV.26, IV.28) représentent le déplacement des éprouvettes en fonction des forces appliquées dans un milieu contrôlé avec différents niveaux de températures.

Les figures (IV.23, IV.25, IV.27, IV.29) représentent le déplacement des éprouvettes en fonction des contraintes dans un milieu contrôlé avec différents niveaux de températures.

On remarque que toutes les courbes comportent une partie linéaire et une autre partie non linéaire ces deux parties précèdent la rupture des éprouvettes.

La première partie linéaire présente le domaine élastique du matériau, dans cette partie le matériau se déforme d'une manière élastique, par contre dans la deuxième partie le matériau se déforme d'une manière inélastique jusqu'à atteindre le point de rupture.

A partir de nos résultats nous remarquons que pour des températures faibles la partie élastique est beaucoup plus importante ceci montre que le matériau résiste au chargement d'une manière à augmenter sa contrainte élastique et par conséquent sa résistance à la rupture.

Lorsque la température est importante la partie élastique perd sa linéarité et le matériau tend à se déformer d'une manière inélastique en réduisant remarquablement sa résistance au chargement. Dans cette partie on dit que le matériau a subi un endommagement prématuré.

Tableau (IV.3) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température

Ilot AC	Contrainte de la rupture (MPa)			
	23°C	40°C	70°C	90°C
AC1	309.95	295.19	162.35	73.79
AC2	349.55	332.91	199.75	91.53
AC3	368.17	368.17	175.32	87.65
Moyenne	342.55	332.09	179.14	84.32
écart	58.22	72.98	37.4	17.74

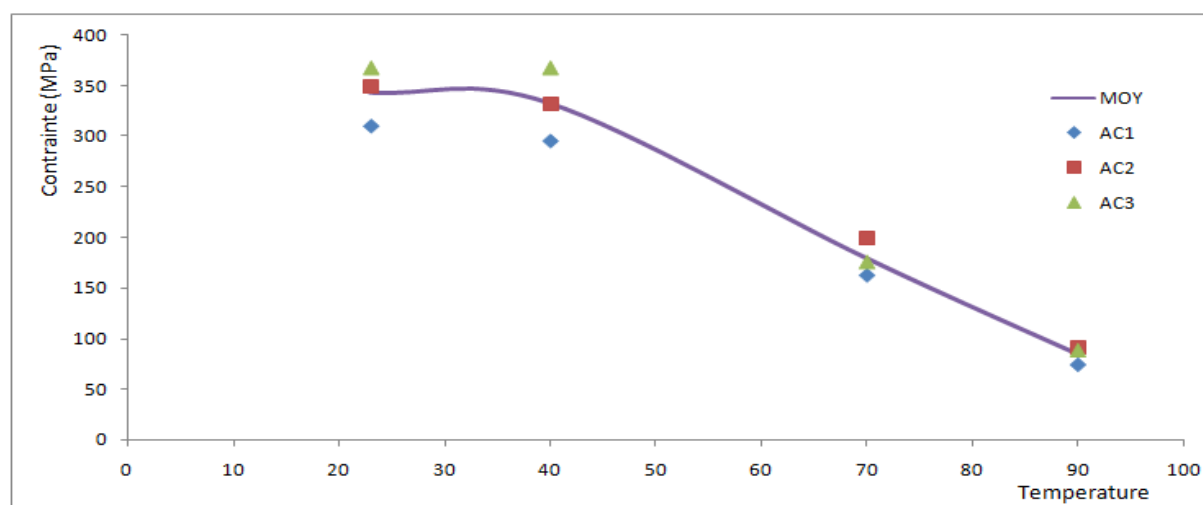


Figure (IV.30) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température

Tableau (IV.4) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température

Ilot AT	Contrainte de la rupture (MPa)			
	23°C	40°C	70°C	90°C
AT1	356.06	316.51	197.81	59.33
AT2	333.25	314.74	185.14	50.90
AT3	297.22	297.22	178.33	44.57
Moyenne	328.84	309.49	187.09	51.60
écart	78.84	19.29	19.48	14.76

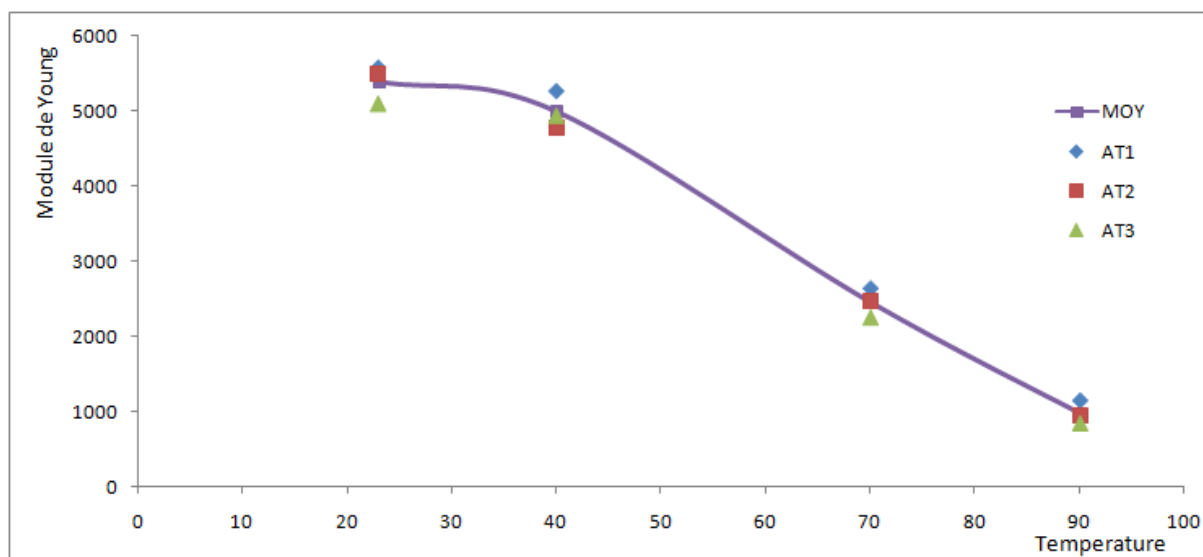


Figure (IV.31) évolution du module de Young en fonction de la température

Tableau (IV.5) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température

Ilot B	Contrainte de la rupture (MPa)			
	23°C	40°C	70°C	90°C
B1	230.24	207.21	63.30	40.28
B2	237.05	193.94	64.70	41.37
B3	229.45	208.62	57.36	41.72
Moyenne	342.55	332.09	61.78	41.12
écart	8.05	14.68	7.34	1.44

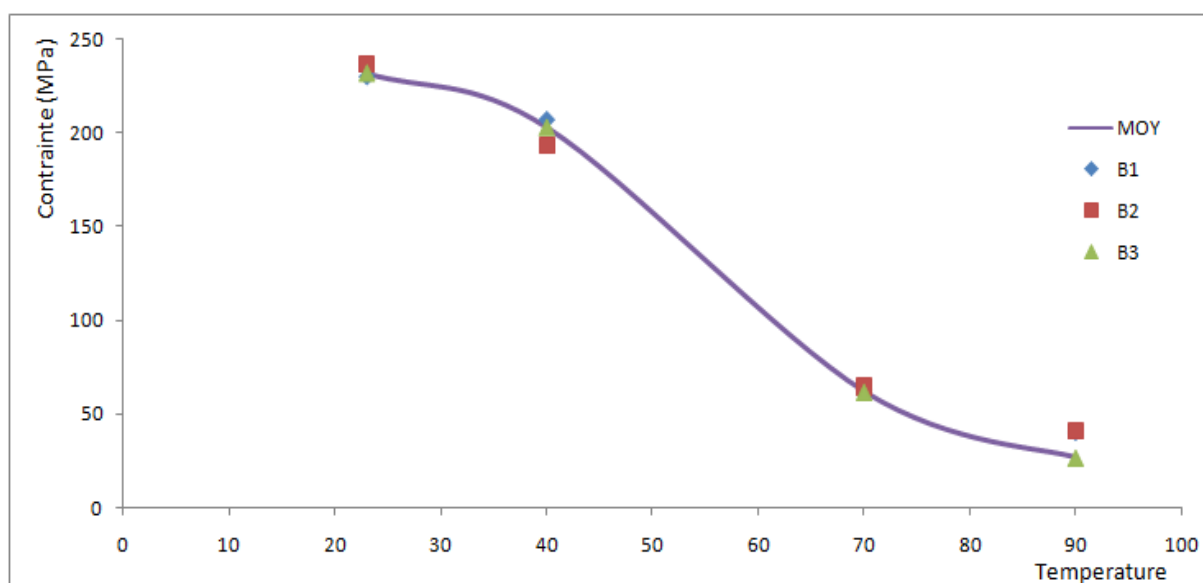


Figure (IV.32) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température

Tableau (IV.6) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température

Ilot C	Contrainte de la rupture (MPa)			
	23°C	40°C	70°C	90°C
C1	200.64	179.14	57.32	32.24
C2	184.11	184.11	52.60	29.58
C3	235.19	207.52	55.34	31.12
Moyenne	206.64	190.25	55.08	30.98
écart	51.08	28.38	4.72	2.66

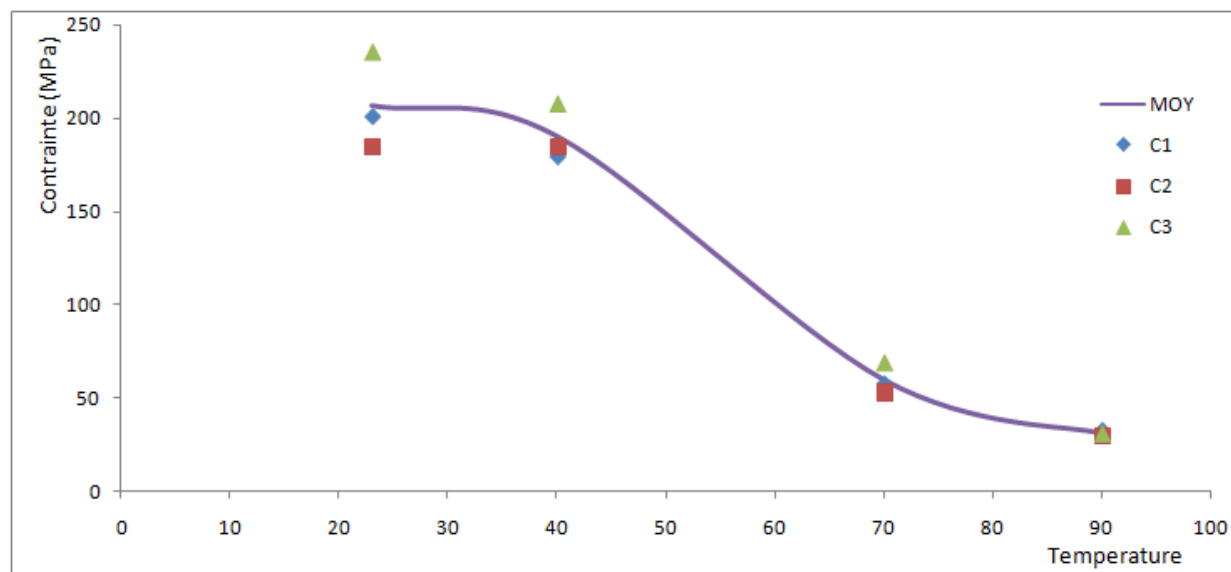


Figure (IV.33) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température

Tableau (IV.7) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température

Ilot DC	Contrainte de la rupture (MPa)			
	23°C	40°C	70°C	90°C
DC1	332.81	298.39	45.90	31.55
DC2	324.76	309.30	46.39	30.93
DC3	282.25	282.25	40.32	27.71
Moyenne	313.27	296.64	44.20	30.06
écart	50.56	27.05	6.07	3.84

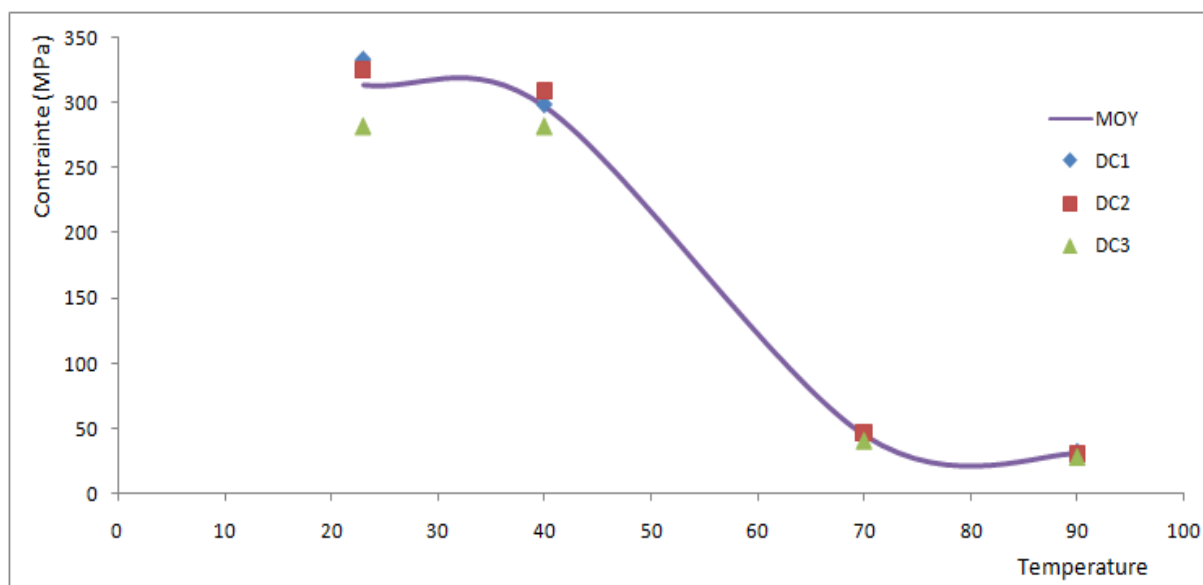


Figure (IV.34) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température

Tableau (IV.8) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température

Ilot DT	Contrainte de la rupture (MPa)			
	23°C	40°C	70°C	90°C
DT1	294.1	282.34	47.59	29.40
DT2	314.33	298.62	62.86	31.43
DT3	290.4	290.4	52.80	29.69
Moyenne	299.61	290.45	54.41	30.17
écart	23.93	16.28	15.27	2.03

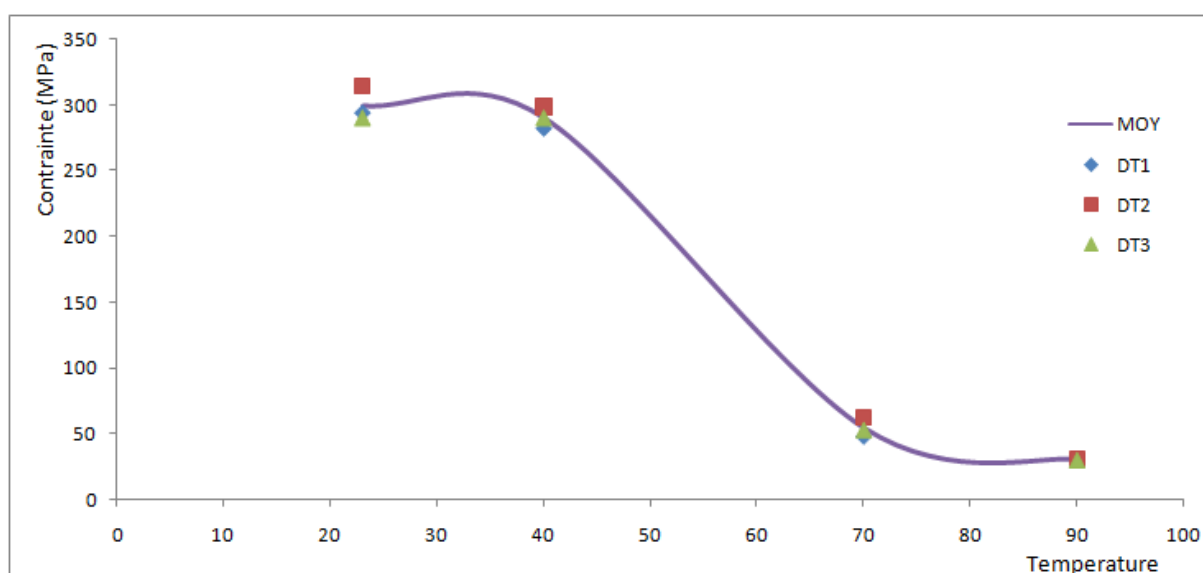


Figure (IV.35) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température

Tableau (IV.9) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température

Ilot EC	Contrainte de la rupture (MPa)			
	23°C	40°C	70°C	90°C
EC1	339.52	328.21	56.58	39.60
EC2	330.35	330.36	58.99	35.38
EC3	327.74	317	52.86	36.99
Moyenne	332.53	325.19	56.14	37.32
écart	11.78	13.36	6.13	4.22

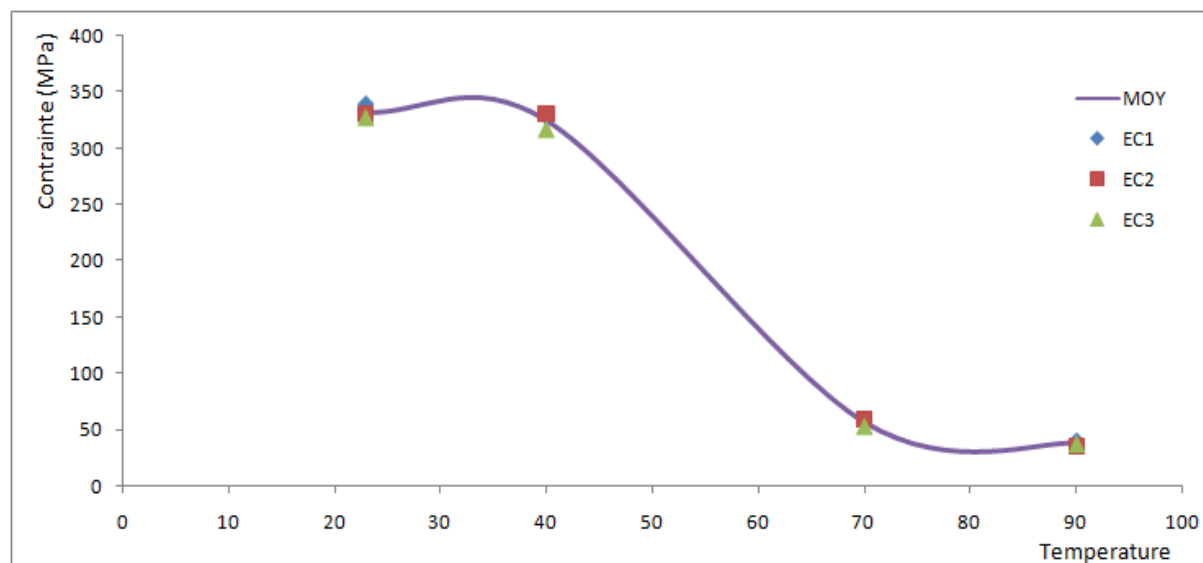


Figure (IV.36) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température

Tableau (IV.10) récapitulation des contraintes de rupture en fonction de la température

Ilot ET	Contrainte de la rupture (MPa)			
	23°C	40°C	70°C	90°C
ET1	224.35	201.92	56.08	30.84
ET2	177.81	171.69	43.05	29.11
ET3	201.2	192.82	50.3	31.43
Moyenne	201.12	188.81	49.81	30.46
écart	46.54	30.23	13.03	2.32

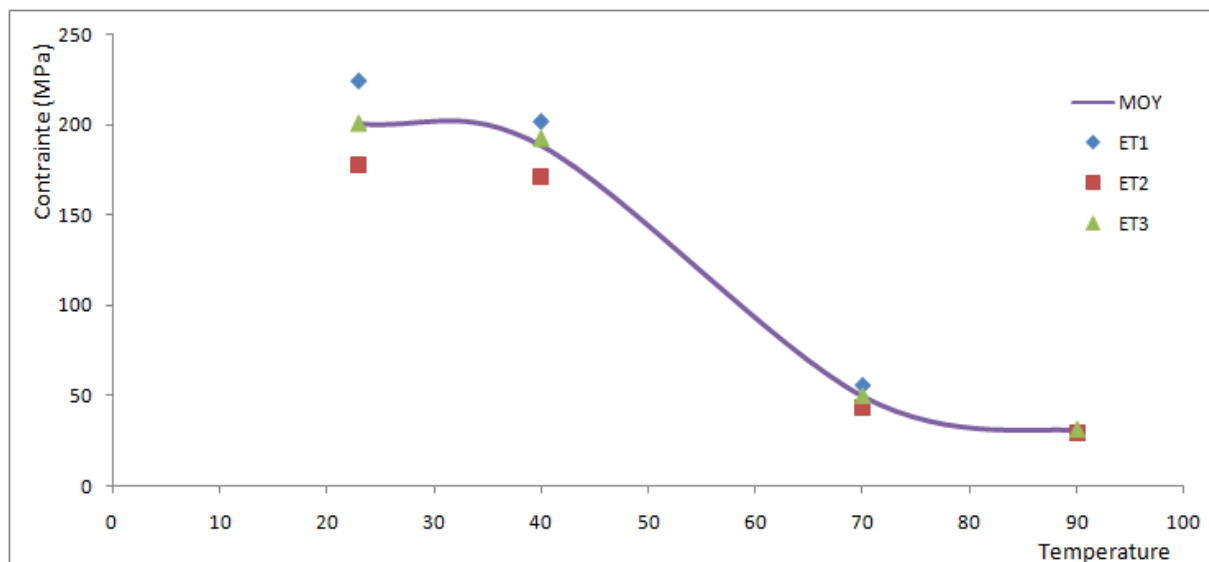


Figure (IV.37) évolution de la contrainte de rupture en fonction de la température

Les figures (IV.30 à IV.37) présentent l'évolution de la contrainte en fonction de la température. On remarque que pour des températures faibles les contraintes sont plus importantes d'où la résistance du matériau au chargement est plus importante. L'augmentation sensible de la température provoquera une diminution remarquable de la contrainte de rupture.

Les figures (IV.38 à IV.41) représentent un exemple de détermination du module de Young à différentes températures d'essai. Elles sont obtenues par approche avec une courbe de tendance avec un coefficient de corrélation supérieure à 0.9.

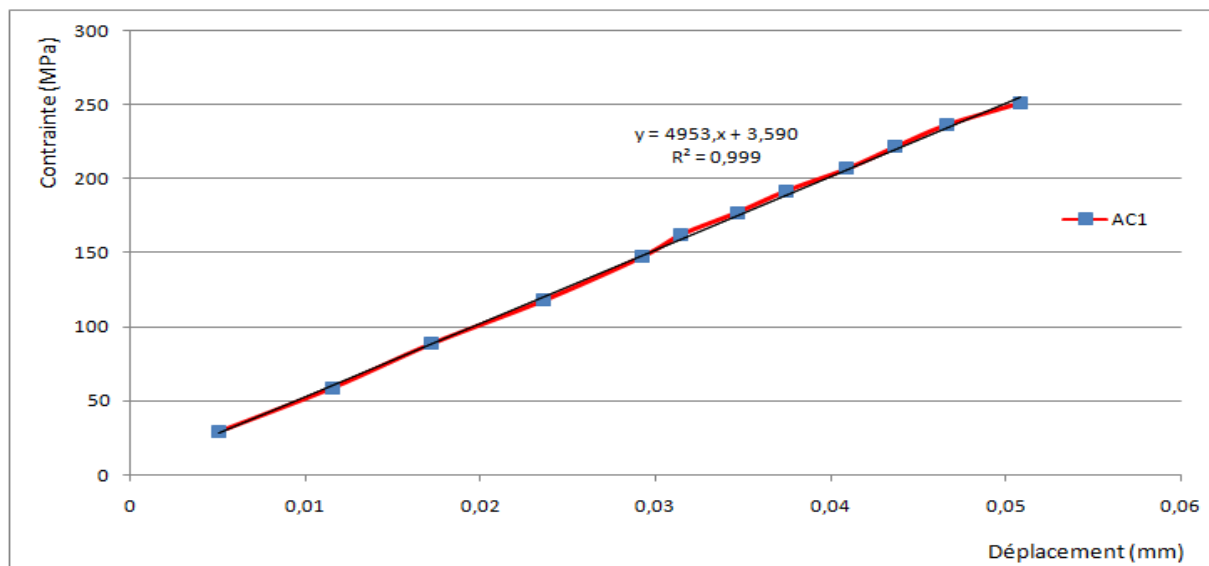


Figure (IV.38) exemple de détermination du module de Young à 23°C

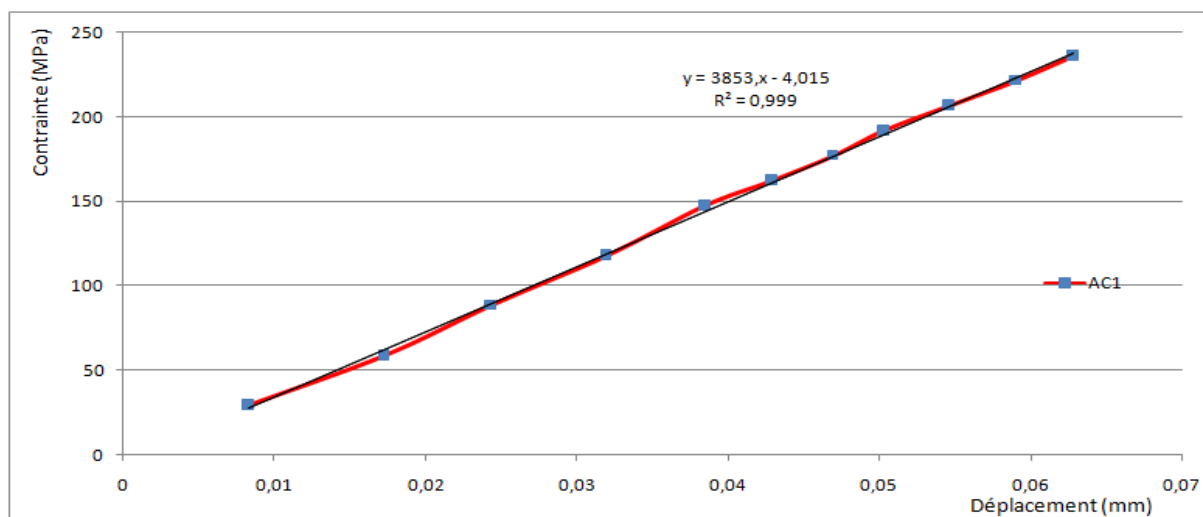


Figure (IV.39) exemple de détermination du module de Young à 40°C

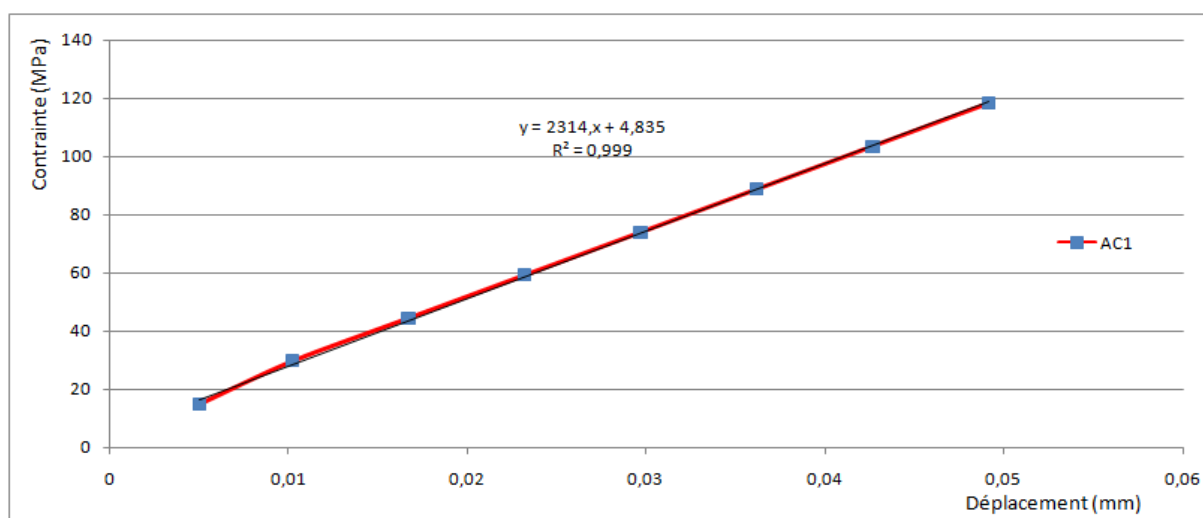


Figure (IV.40) exemple de détermination du module de Young à 70°C

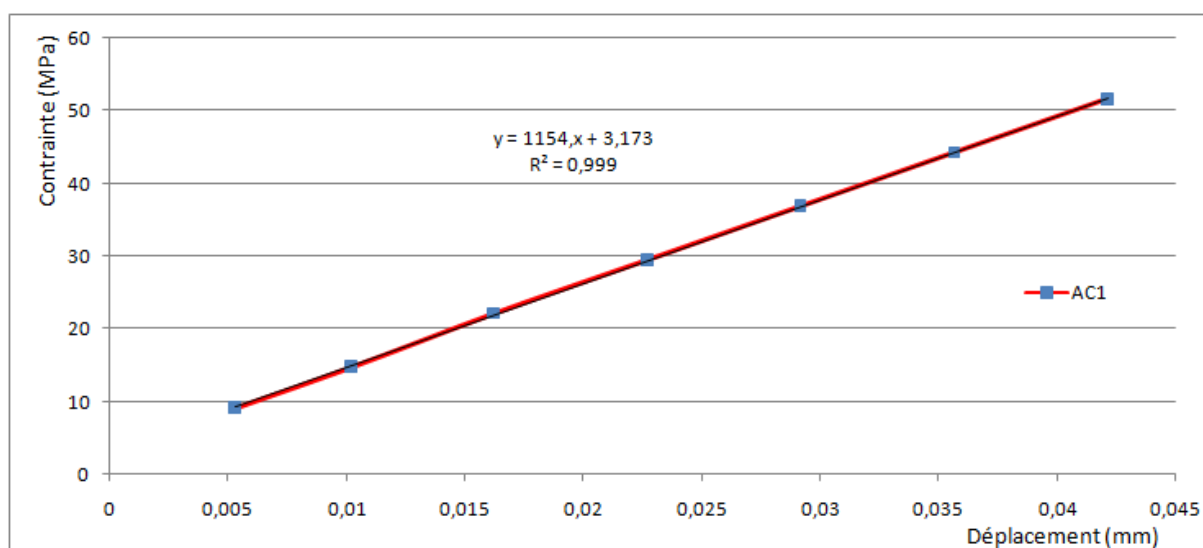


Figure (IV.41) Exemple de détermination du module de Young à 90°C

Tableau (IV.11) module de Young du lot AC en fonction de la température

Ilot AC	Module de Young			
	23°C	40°C	70°C	90°C
AC1	4953	4625	2417	1015
AC2	5737	5384	3275	1650
AC3	5652	5191	2900	1367
Moyenne	5447.33	5066.66	2864	1344
écart	784	759	858	635

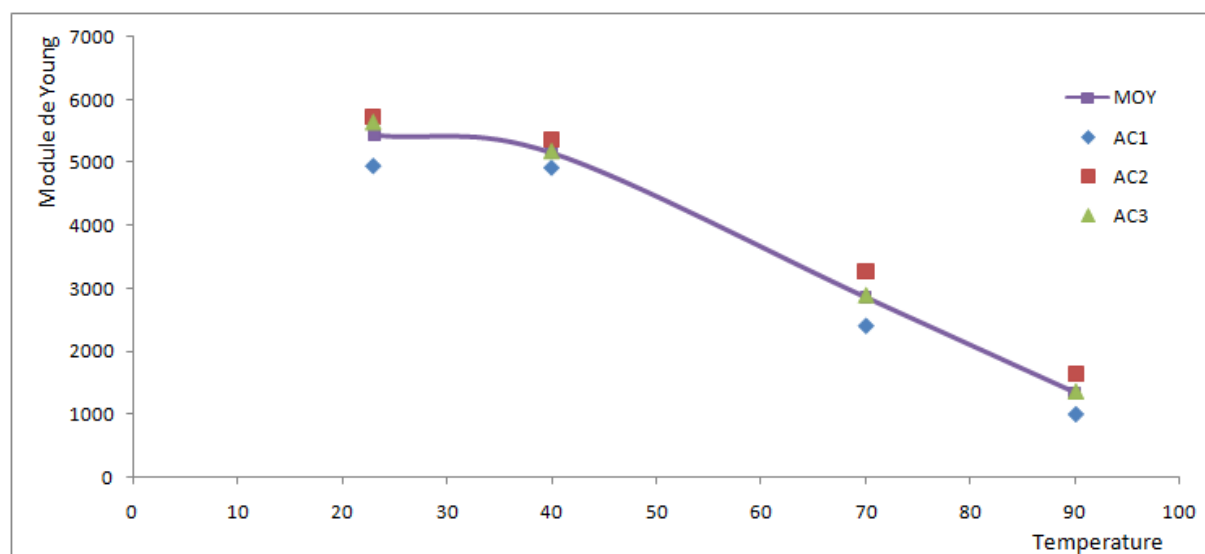


Figure (IV.42) évolution du module de Young du lot AC en fonction de la température

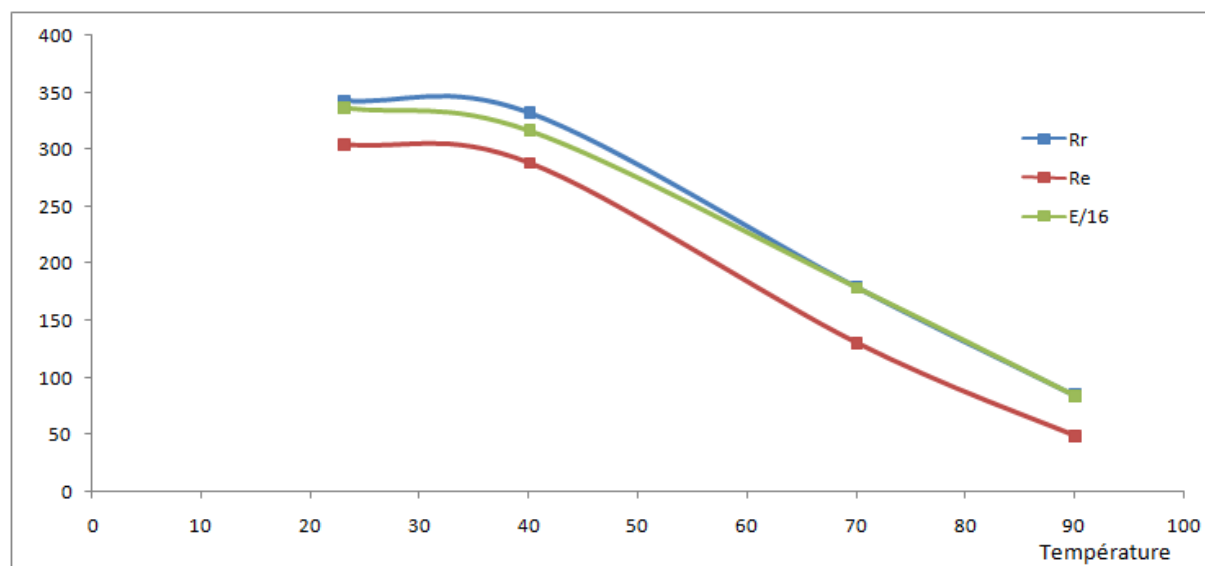


Figure (IV.43) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot AC en fonction de la température

Tableau (IV.12) module de Young du lot AT en fonction de la température

Ilot AT	Module de Young			
	23°C	40°C	70°C	90°C
AT1	5578	5266	2636	1142
AT2	5484	4763	2464	942
AT3	5097	4937	2244	828.6
Moyenne	5386.33	4988.66	2448	970.86
écart	481	503	392	313.4

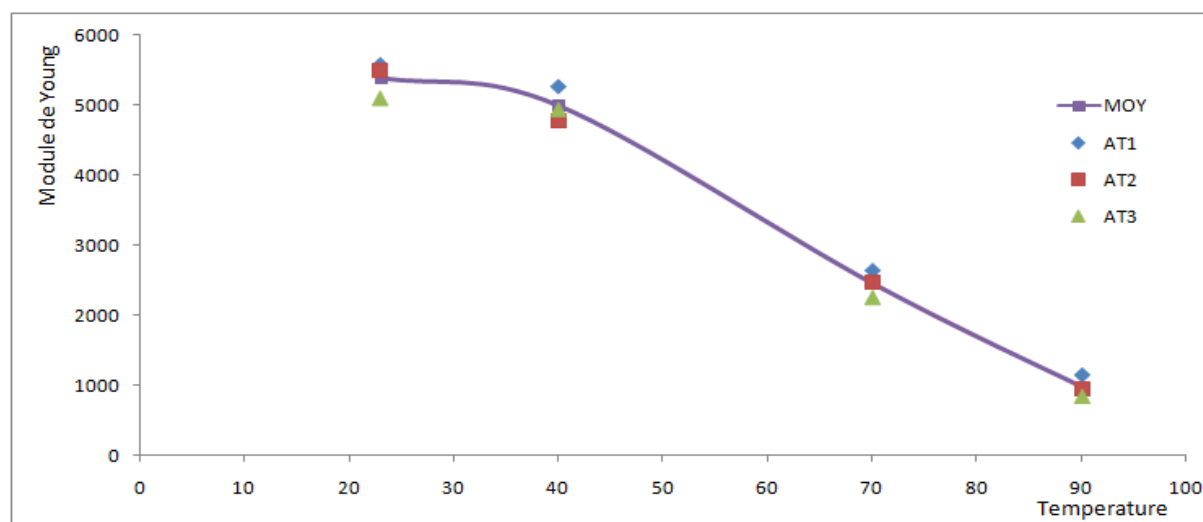


Figure (IV.44) évolution du module de Young du lot AT en fonction de la température

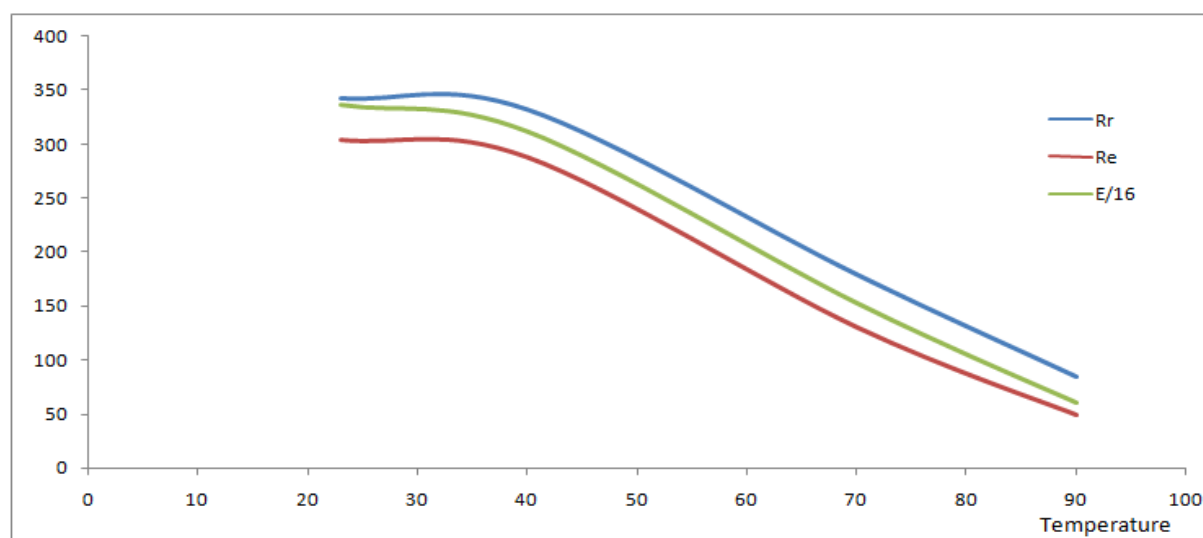


Figure (IV.45) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot AT en fonction de la température

Tableau (IV.13) module de Young du lot B en fonction de la température

Ilot B	Module de Young			
	23°C	40°C	70°C	90°C
B1	4407	3089	978.4	612.9
B2	4024	2825	1077	626.4
B3	4098	3412	771.6	645.8
Moyenne	4176.33	3108.66	942.33	628.36
écart	383	587	305.5	32.9

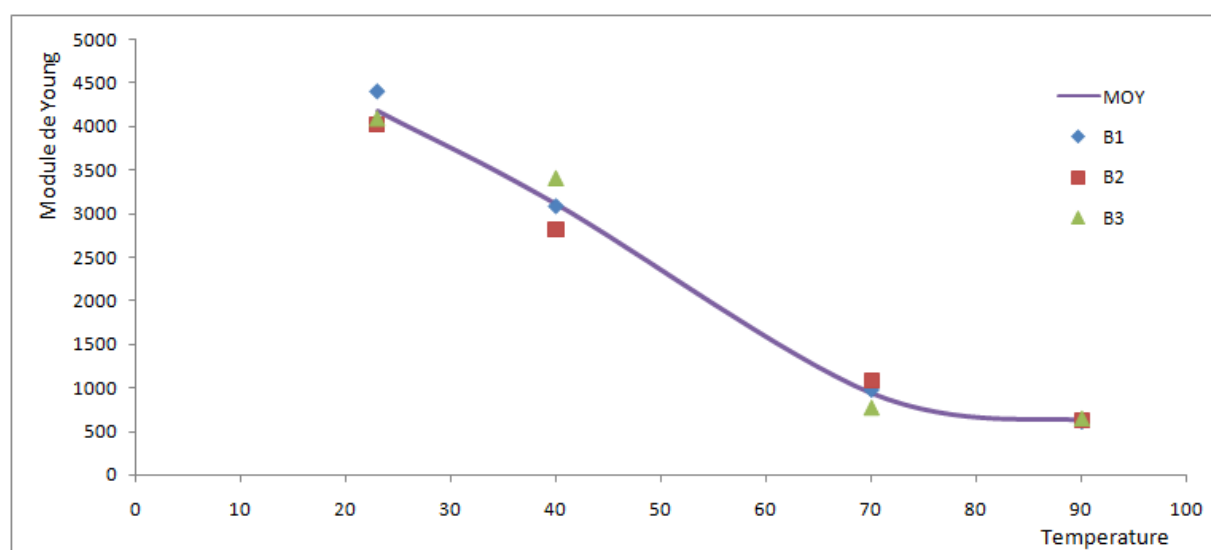


Figure (IV.46) évolution du module de Young en fonction de la température

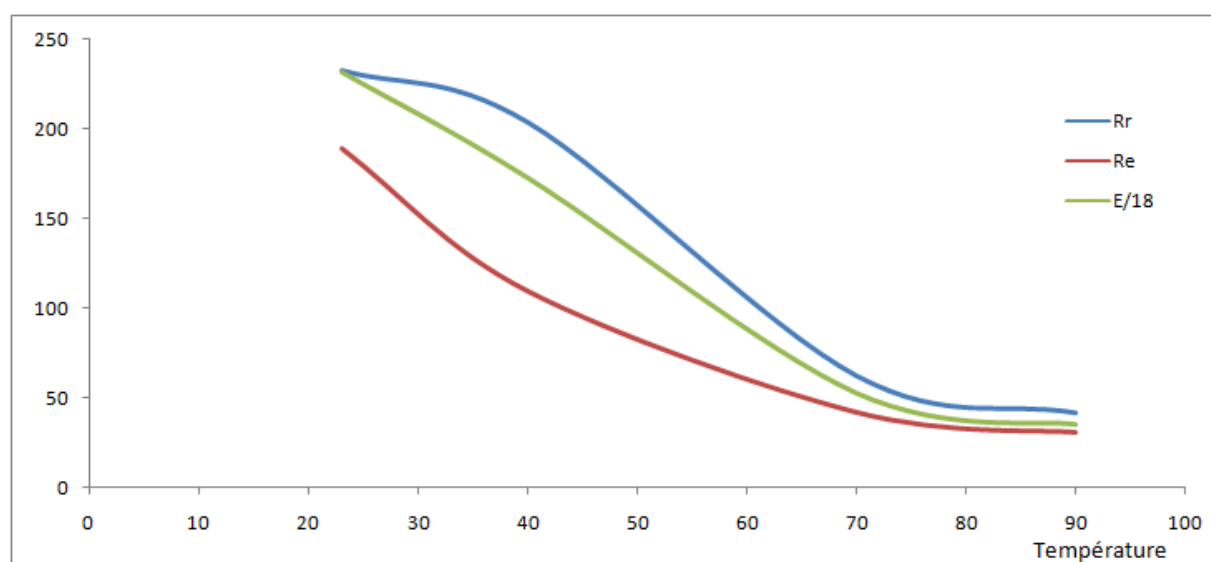


Figure (IV.47) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot B en fonction de la température

Tableau (IV.14) module de Young du lot C en fonction de la température

Ilot C	Module de Young			
	23°C	40°C	70°C	90°C
C1	3484	3331	946	724.6
C2	4386	3217	867.7	633.9
C3	4312	3775	1279	526.9
Moyenne	4060.66	3441	1030.9	628.46
écart	902	558	411.3	197.7

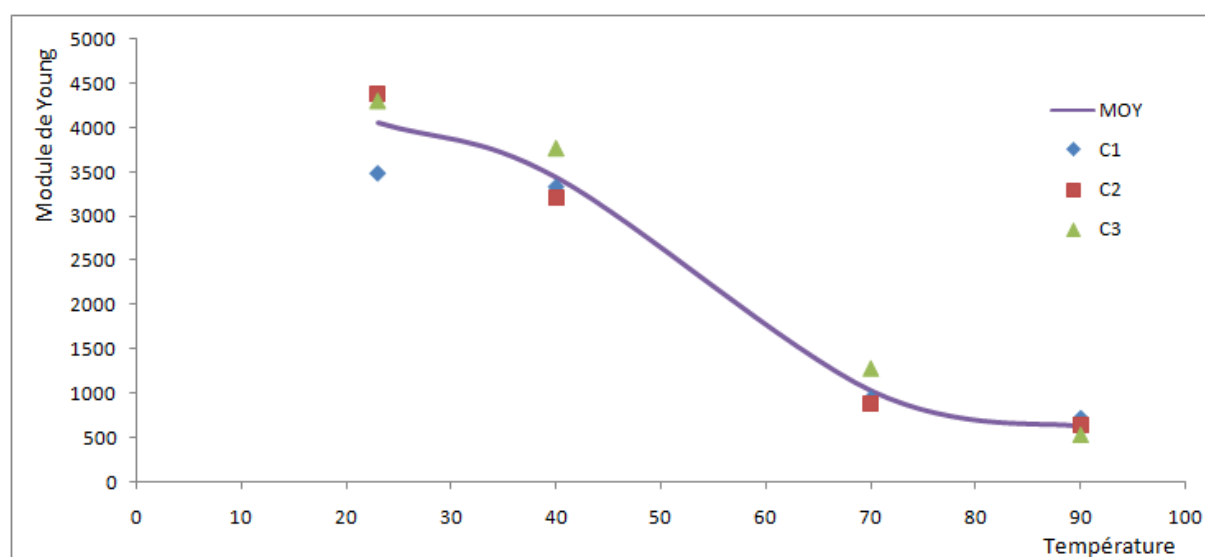


Figure (IV.48) évolution du module de Young en fonction de la température

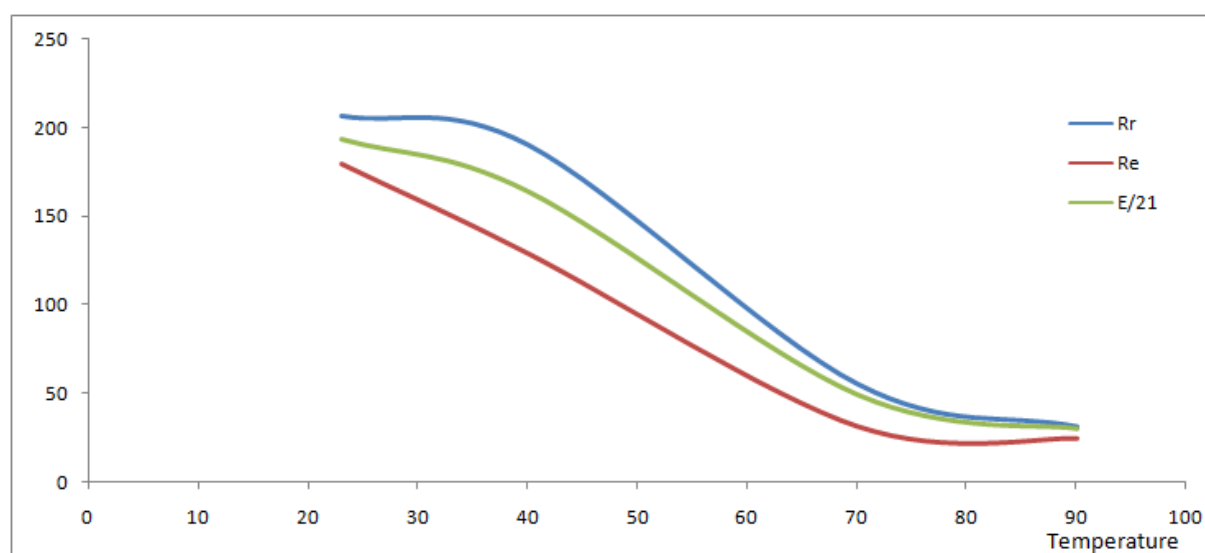


Figure (IV.49) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot C en fonction de la température

Tableau (IV.15) module de Young du lot DC en fonction de la température

Ilot DC	Module de Young			
	23°C	40°C	70°C	90°C
DC1	6714	6520	1030	700
DC2	7226	6919	1056	720
DC3	7054	6098	950	650
Moyenne	6998	6512.33	1012	690
écart	512	821	106	70

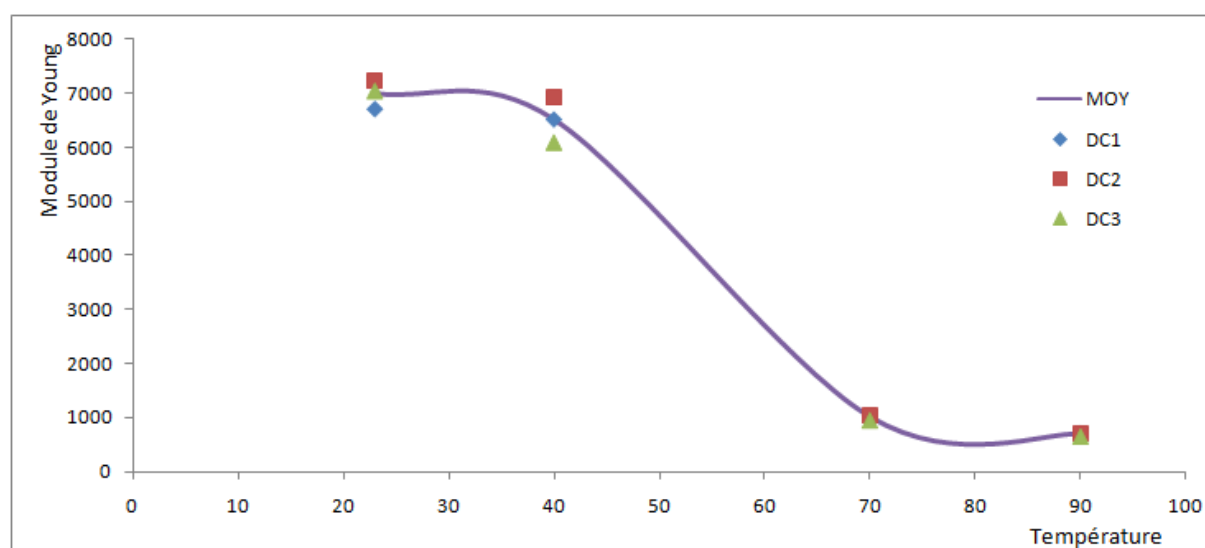


Figure (IV.50) évolution du module de Young en fonction de la température

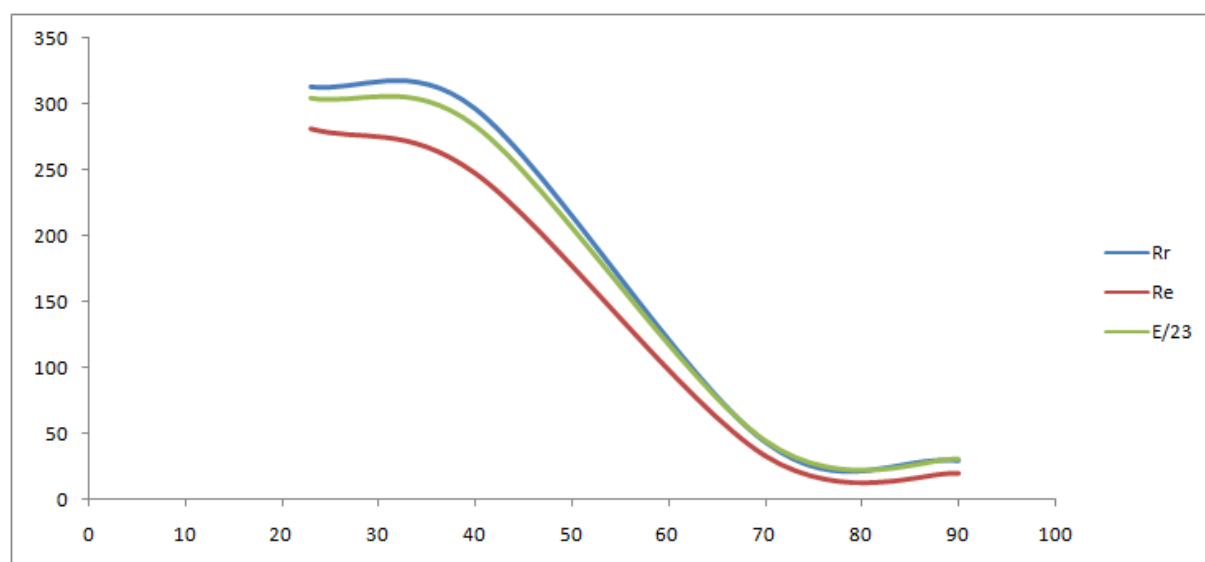


Figure (IV.51) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot DC en fonction de la température

Tableau (IV.16) module de Young du lot DT en fonction de la température

Ilot DT	Module de Young			
	23°C	40°C	70°C	90°C
DT1	5243	5188	905	541
DT2	5949	5511	1221	613
DT3	5375	5218	952	556
Moyenne	5522.33	5305.66	1026	570
écart	706	323	316	72

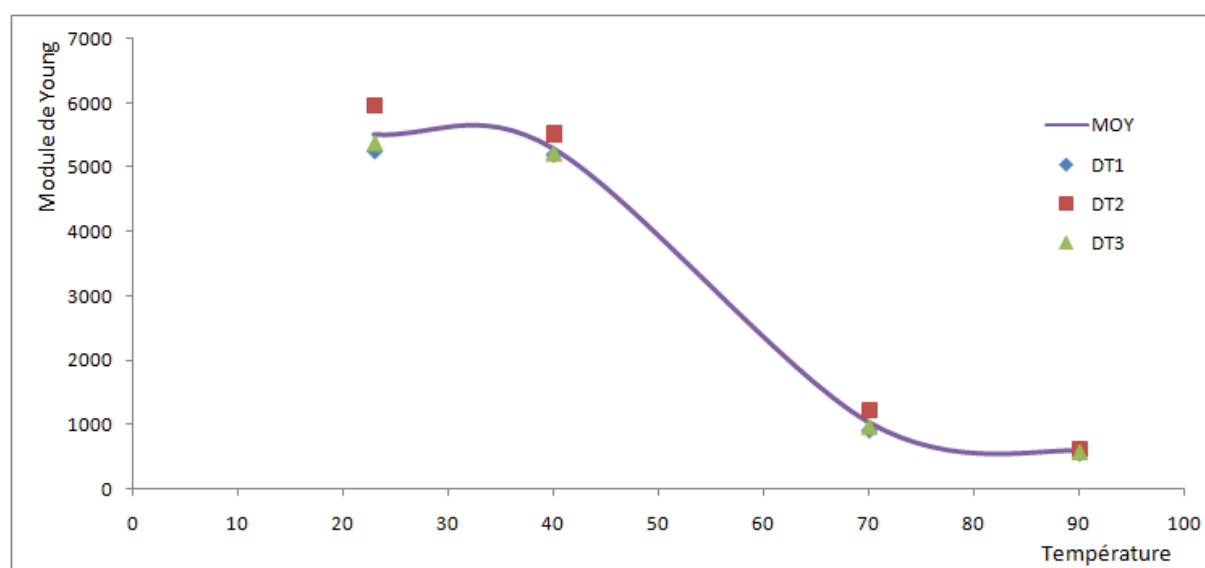


Figure (IV.52) évolution du module de Young en fonction de la température

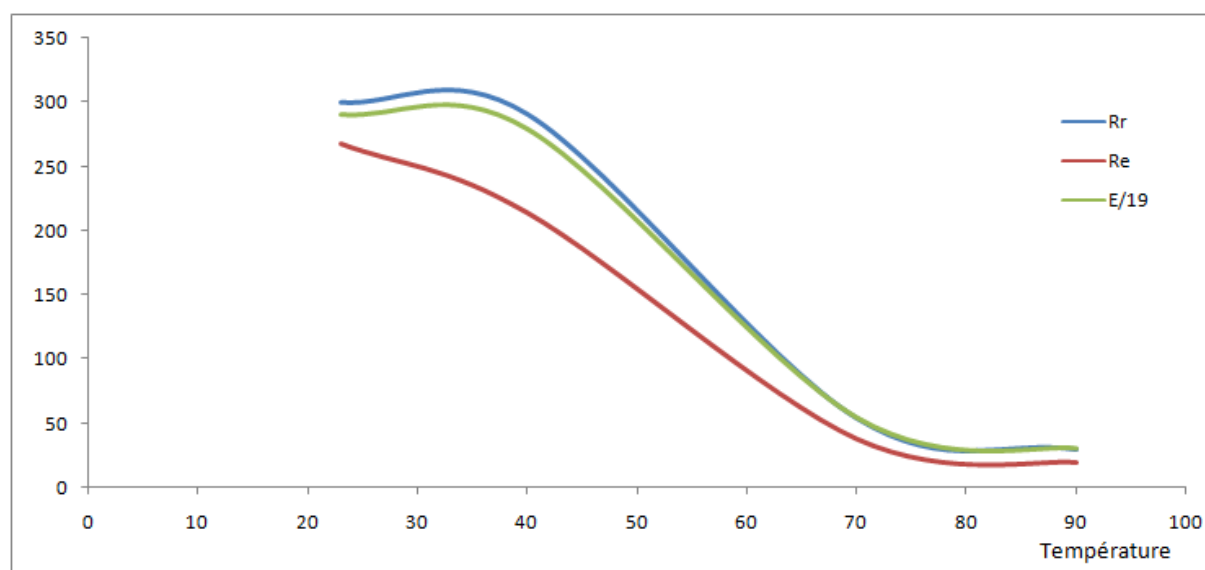


Figure (IV.53) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot DT en fonction de la température

Tableau (IV.17) module de Young du lot EC en fonction de la température

Ilot EC	Module de Young			
	23°C	40°C	70°C	90°C
EC1	6618	5911	1180	750
EC2	6292	6124	1220	790
EC3	6238	5401	960	680
Moyenne	6382.66	5812	1120	740
écart	380	723	260	110

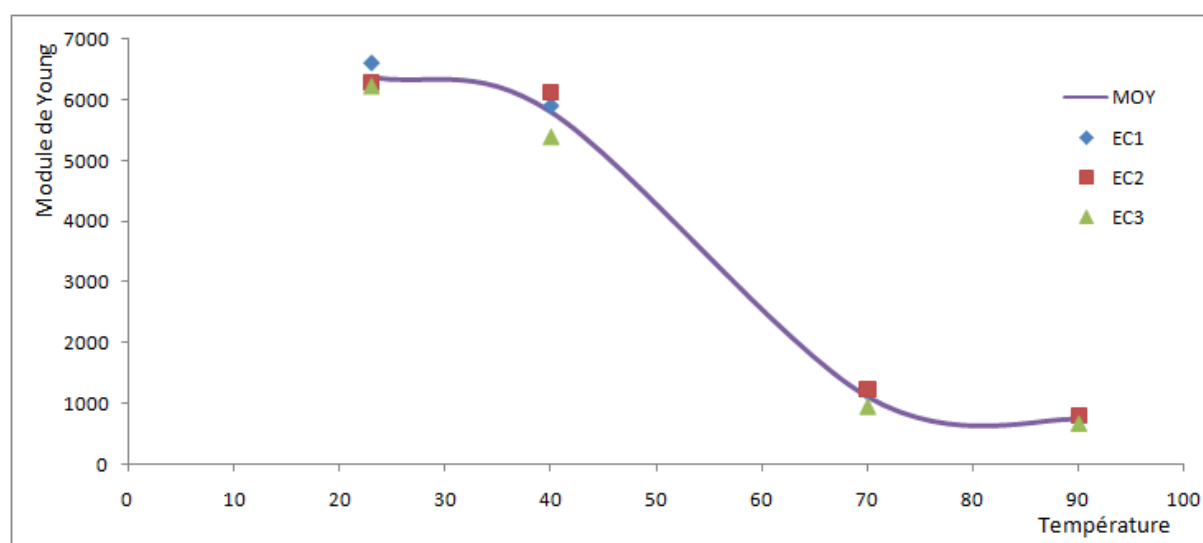


Figure (IV.54) évolution du module de Young en fonction de la température

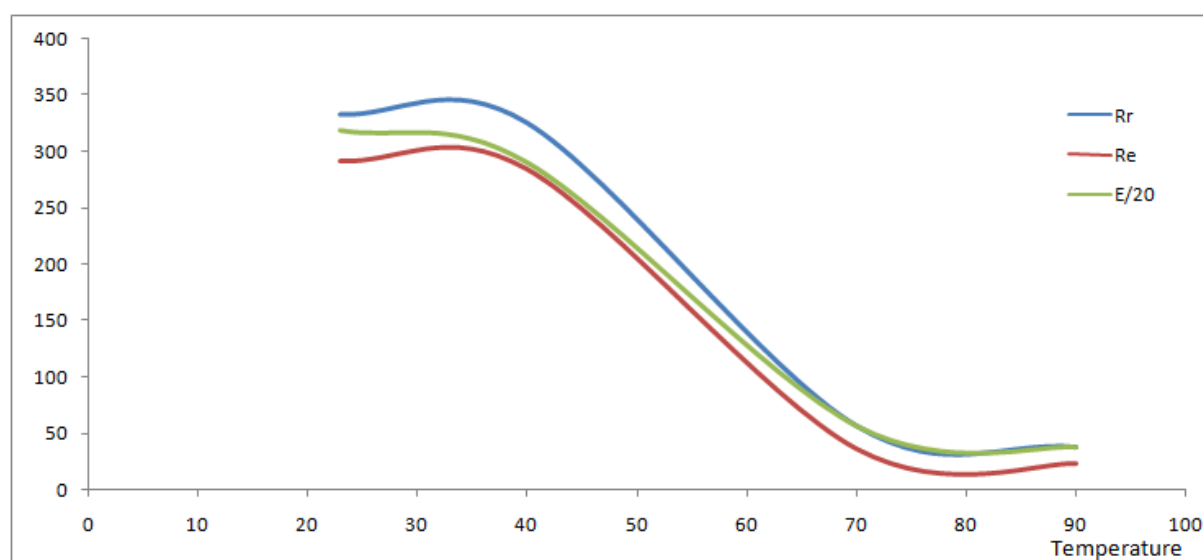


Figure (IV.55) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot EC en fonction de la température

Tableau (IV.18) module de Young du lot ET en fonction de la température

Ilot ET	Module de Young			
	23°C	40°C	70°C	90°C
ET1	6649	5576	1612	947.8
ET2	6188	5162	1162	850.2
ET3	6371	5016	1233	972.6
Moyenne	6402.66	5251.33	1335.66	923.53
écart	461	560	450	122.4

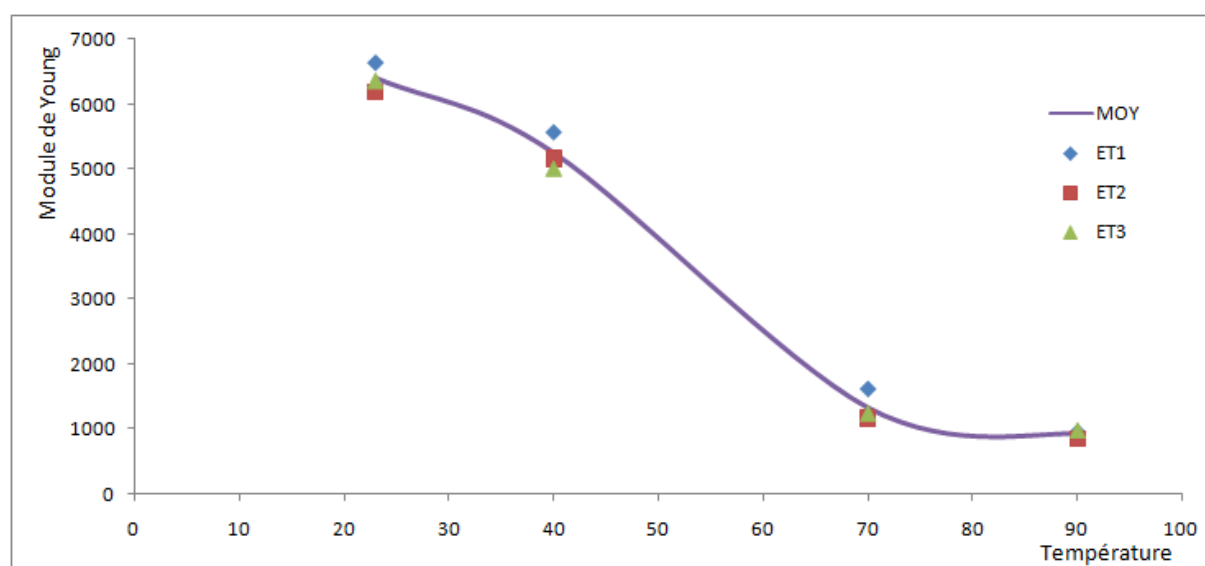


Figure (IV.56) évolution du module de Young en fonction de la température

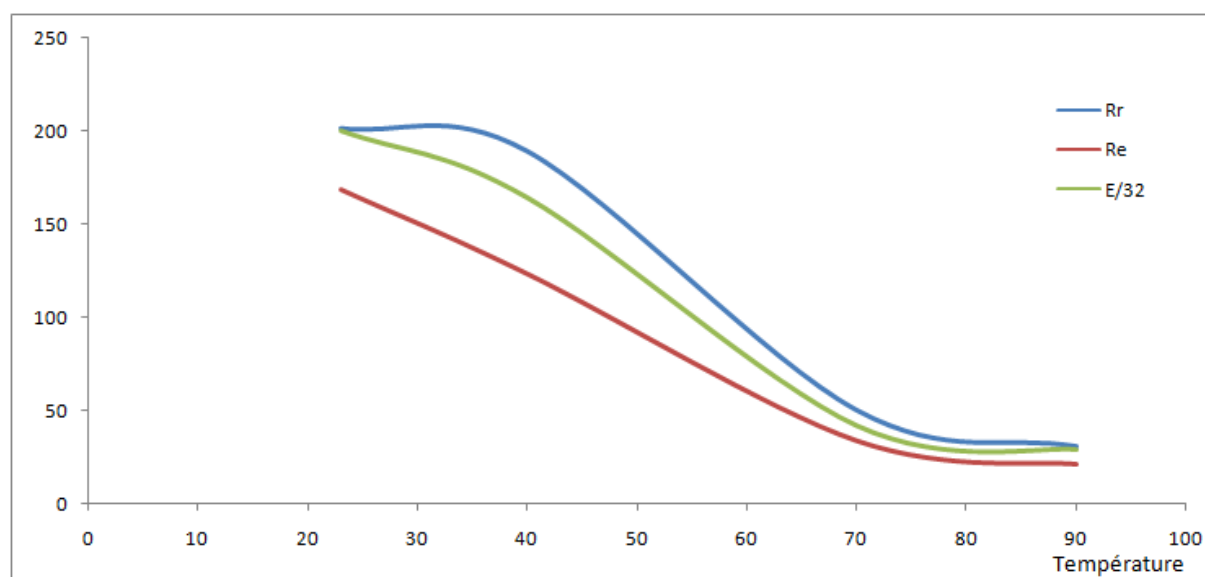


Figure (IV.57) évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de Young du lot ET en fonction de la température

Les courbes des figures (V.42) à figure (V.56) représentent l'évolution du module de Young en fonction de la température. Le module de Young diminue sensiblement avec l'augmentation de la température.

Les courbes figure (V.43) à figure (V.57) représentent l'évolution de la contrainte de rupture, de la limite élastique et du module de flexion en fonction de la température. On remarque que l'évolution de la contrainte de rupture et celle de la limite élastique évoluent sensiblement à la même allure tandis que le module diminue à une vitesse plus importante avec la température. C'est-à-dire que le matériau perd beaucoup plus vite sa rigidité que sa résistance.

8. Le fluage :

Par définition le fluage est la capacité de certains matériaux, dont les polymères et les matériaux composites à se déformer au cours du temps sous l'action d'une sollicitation mécanique constante. Il consiste à imposer de façon instantanée en traction, compression uniaxiale, flexion..., une contrainte constante à une éprouvette et à suivre sa déformation en fonction du temps. Le schéma du chargement des éprouvettes est illustré par la figure (IV.6).

8.1. Essais de fluage

Pour les essais de fluage Le calcul de P_1 est donné par l'équation (IV 3) avec une réduction de 80% de la contrainte élastique ($80\% \sigma_e$).

Le calcul de P_2 sera donné par l'équation $P_1 L_1 = P_2 L_2$ figure (IV.6).

L'éprouvette est soumise aux conditions de contrainte et température constantes, et la déformation est enregistrée en fonction du temps. Les résultats obtenus seront traités par le logiciel Excel pour obtenir la courbe représentative de la déformation de l'éprouvette en fonction du temps.

Les temps nécessaires pour les expériences de fluage sont généralement longs et parfois jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

La présence des effets non souhaités (inertie à l'intérieur de l'enceinte thermique, forces de frottement dans le banc d'essai) diminue la précision des expériences.

8.2. Exemples des résultats de fluage obtenus

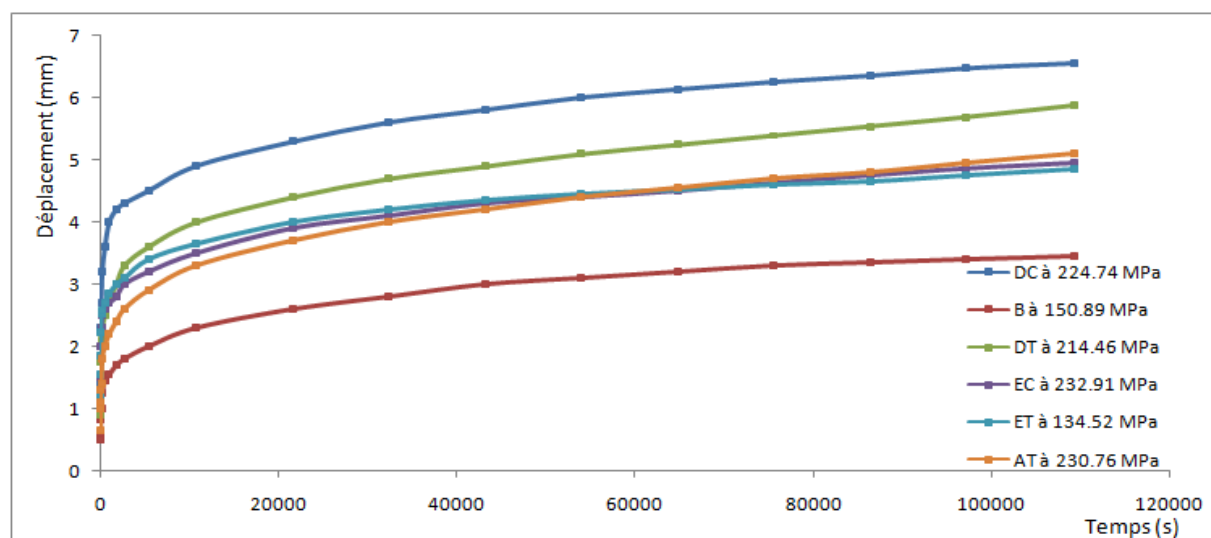


Figure (IV.58) exemple de courbes de fluage à 23°C

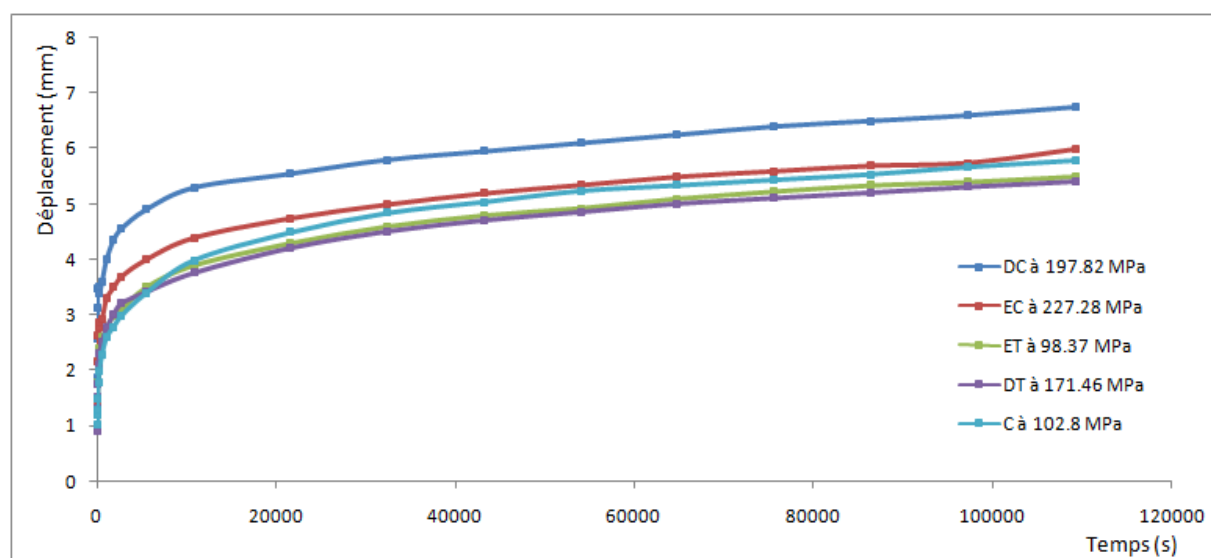


Figure (IV.58) exemple de courbes de fluage à 40°C

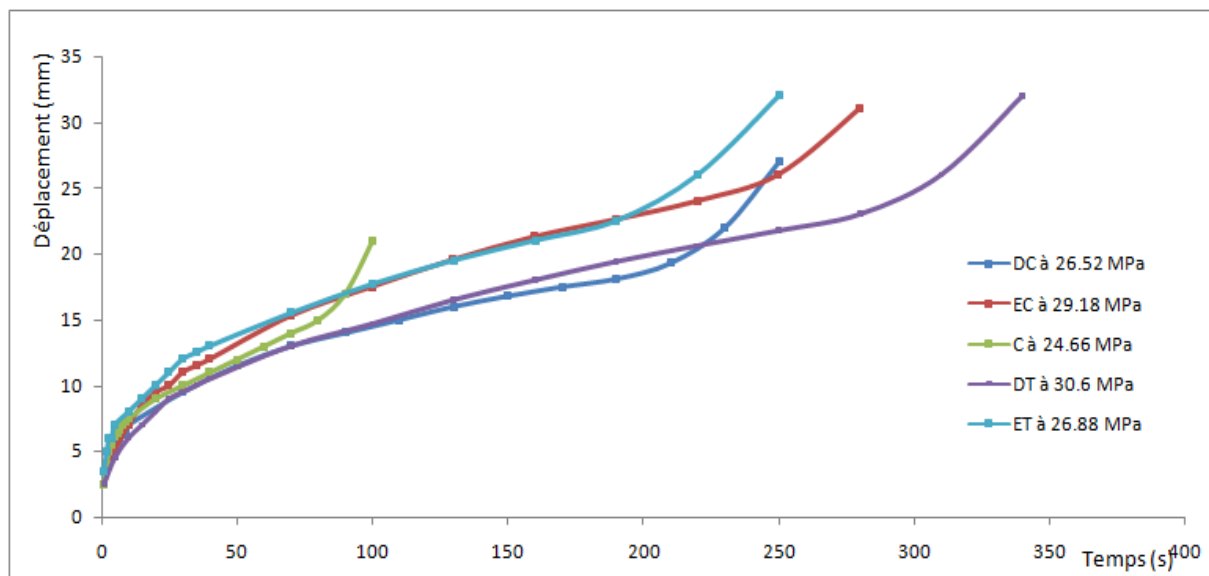


Figure (IV.59) exemple de courbes de fluage à 70°C

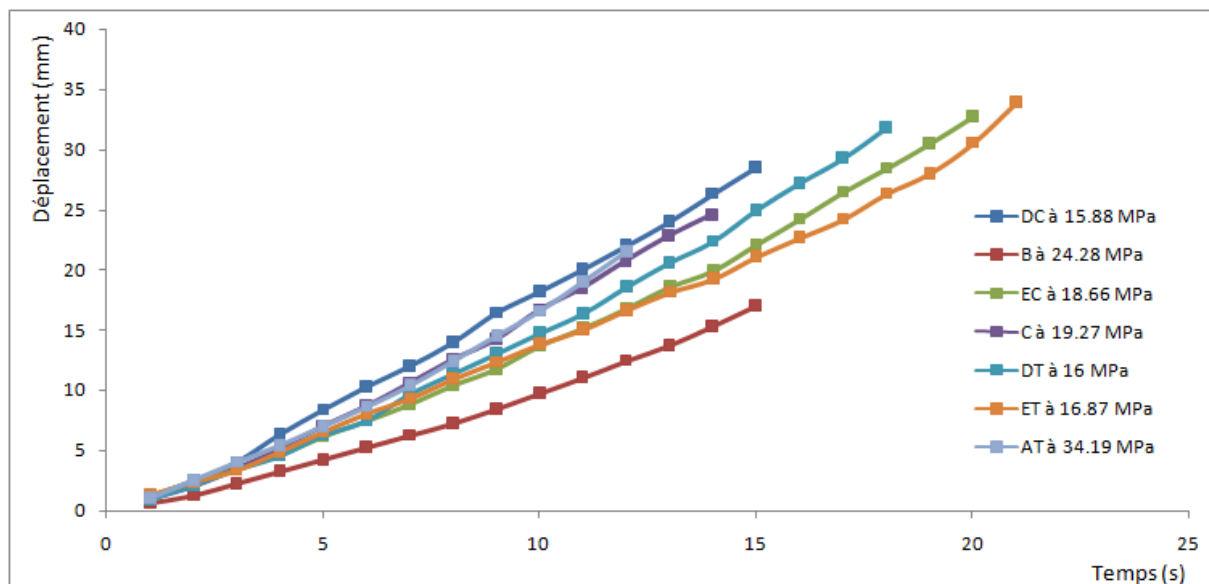


Figure (IV.60) exemple de courbes de fluage à 90°C

9. Modelisation

Les matériaux utilisés dans notre étude étant des matériaux composites de nature différente dépendant des conditions de mise en œuvre et de stockage, il est donc difficile de généraliser les lois de comportement de ces matériaux en choisissant un modèle qui puisse relier leurs comportements à leurs structures internes.

L'allure des courbes de fluages obtenues suggère un choix de modèle de types puissance ou logarithmique.

La figure (IV.71) représente une courbe expérimentale de fluage jusqu'à rupture à 70°C avec une contrainte de 24.66 MPa

Une courbe avec le modèle de Findley definit par l'équation

$$\varepsilon_t = \varepsilon_0 + m t^n \quad (\text{IV.9})$$

avec $m=3.087$, $n=0.370$

une courbe avec un modèle logarithmique definit par l'équation

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 + a \log (1+ b t) \quad (\text{IV.10})$$

Avec $a= 3.208$, $b= 0.871$

Ces modeles sont presque équivalents. Ils presentent tous les deux , l'avantage de n'avoir que deux parametres à identifier.le modele logarithmique presente un leger décalage avec les courbes pratiques pour les temps de fluage relativement courts. La comparaison de ces deux modeles avec les courbes expérimentales obtenues durant les essais a montré que le modele de Findley se rapproche plus de la courbe experimentale, c'est donc ce modele qui sera retenu pour notre étude. Ce modèle approche parfaitement les courbes de fluage obtenues, en faisant abstraction de la zone qui précède la rupture.

Les parametres m, n, a et b sont obtenus par translation des courbes theoriques avec le logiciel EXCEL de manière à les superposer sur les courbes experimentales.

Le parametre n est une caracteristique du materiau, il est independant de la contrainte et de la temperature. Par ailleurs, on remarque une forte dependance du parametre m de la contrainte et de la temperature.dans ce cas on va fixer la valeur moyene du parametre $n=0.4$. toutes les courbes experimentales sont approchées en faisant varier juste le parametre m en fonction de la temperature.

Pour obtenir la courbe de la variation de m en fonction de la temperature on change la contrainte pour les differents niveaux de temperatures.et on obtient les valeurs de m pour chaque niveau de température. On trace l'évolution du paramètre m en fonction de la temperature.

On utilise ces resultats pour tracer l'évolution du parametre m en fonction des contraintes.

9.1. Resultats experimentaux

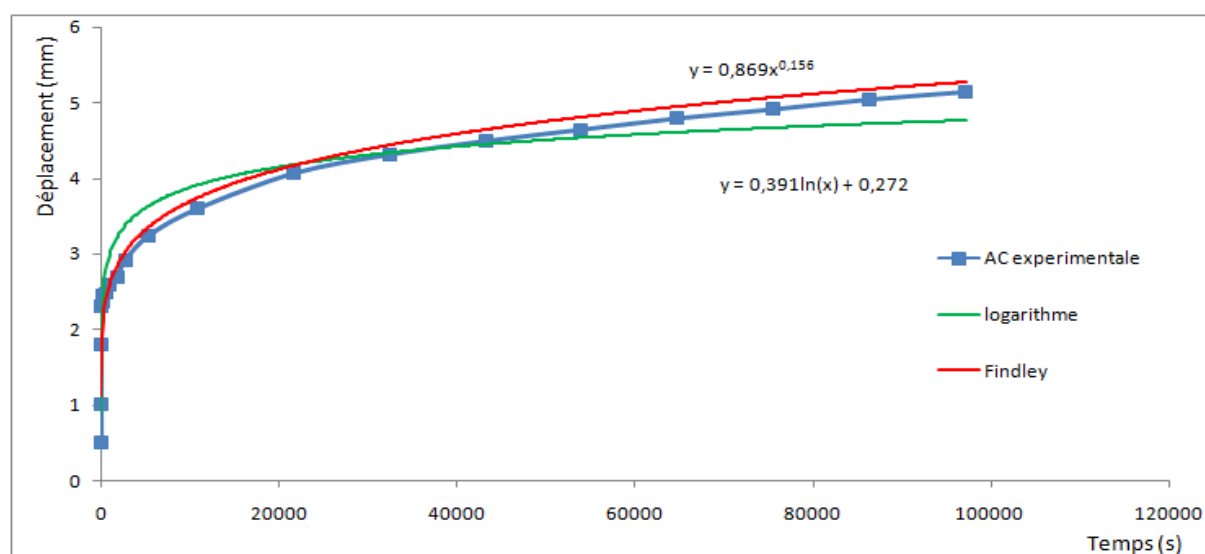


Figure (IV.61) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 23°C et à 243.63 MPa

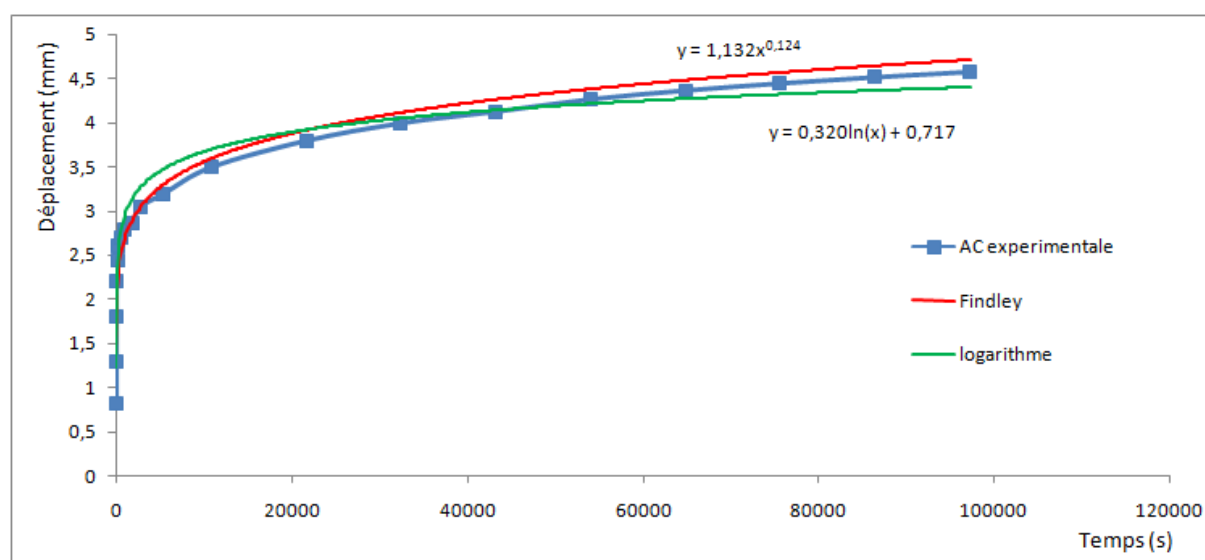


Figure (IV.62) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 40°C et à 230.72 MPa

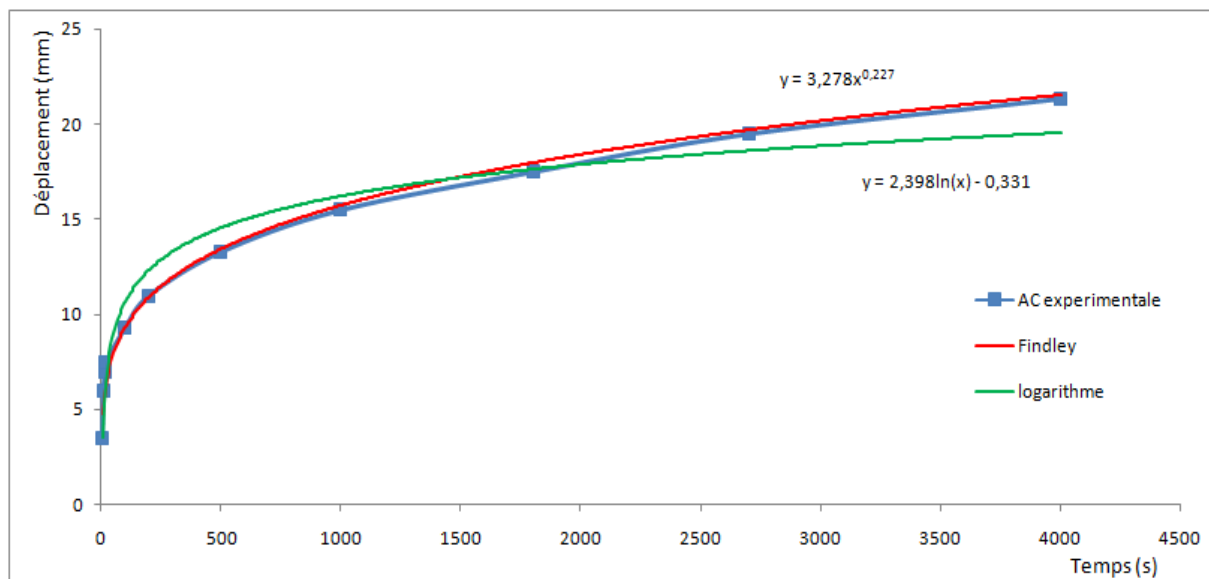


Figure (IV.63) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 70°C et à 104.39 MPa

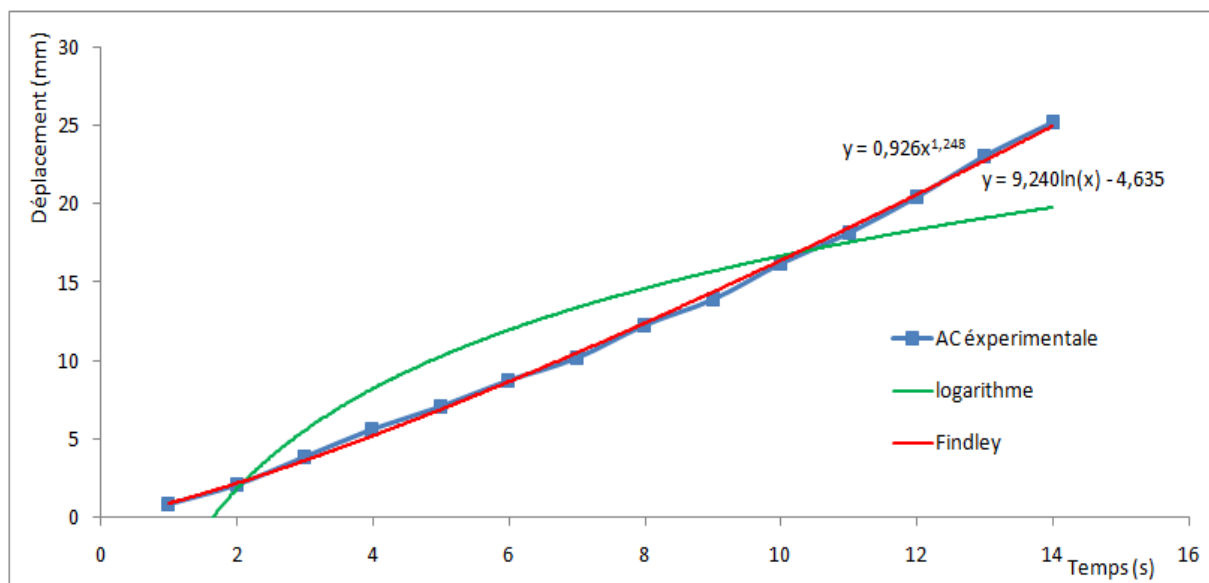


Figure (IV.64) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 90°C et à 39.14 MPa

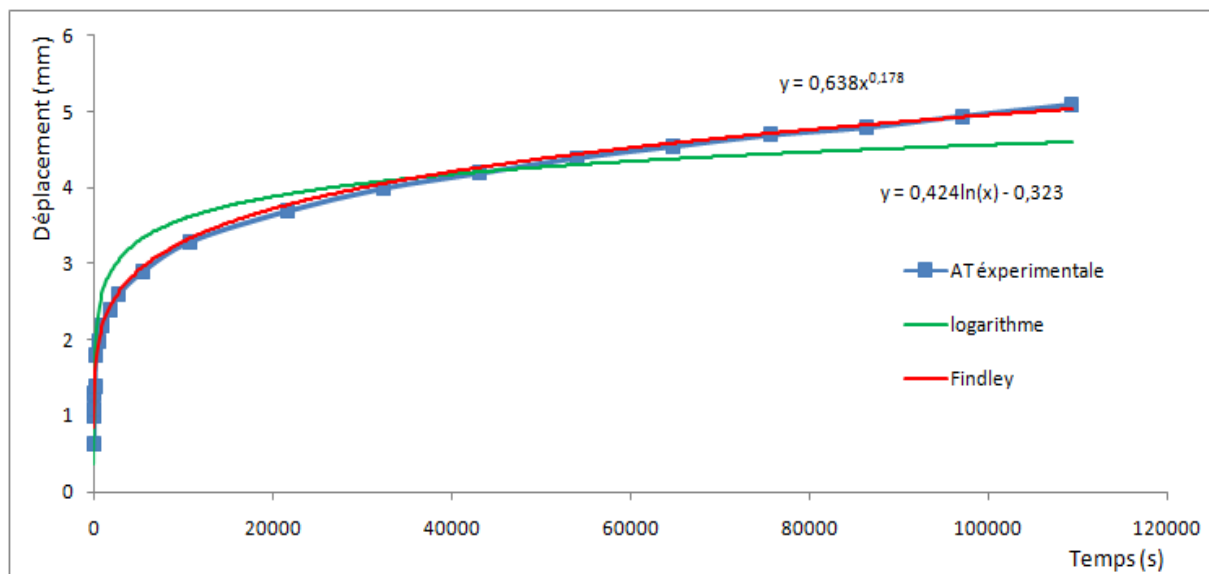


Figure (IV.65) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 23°C et à 230.76 MPa

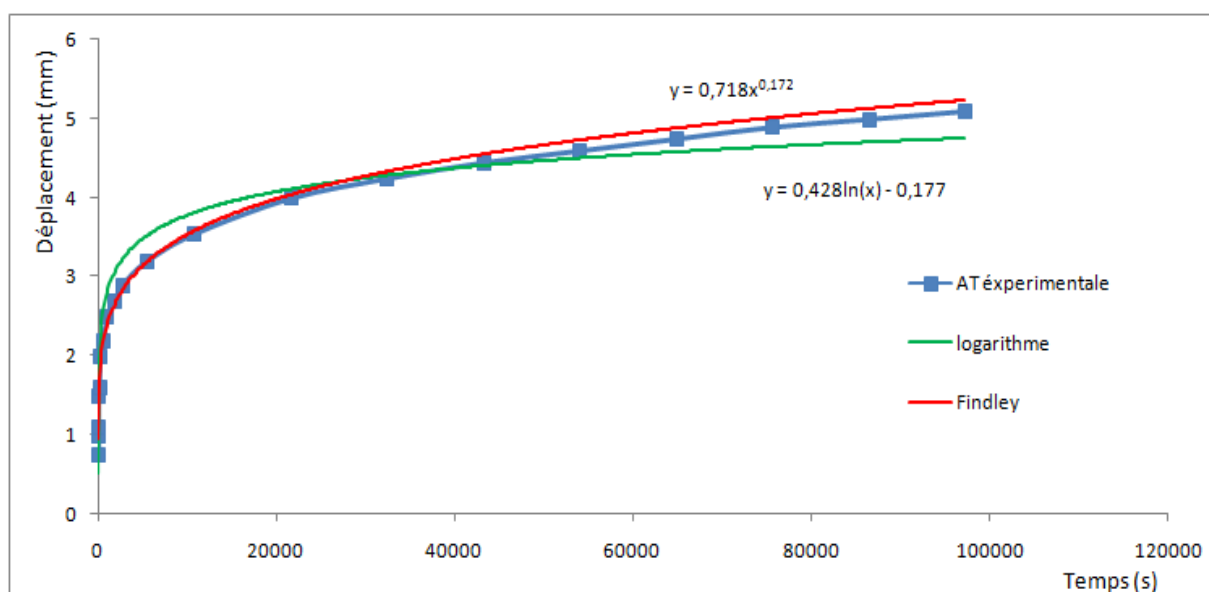


Figure (IV.66) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 40°C et à 119.24 MPa

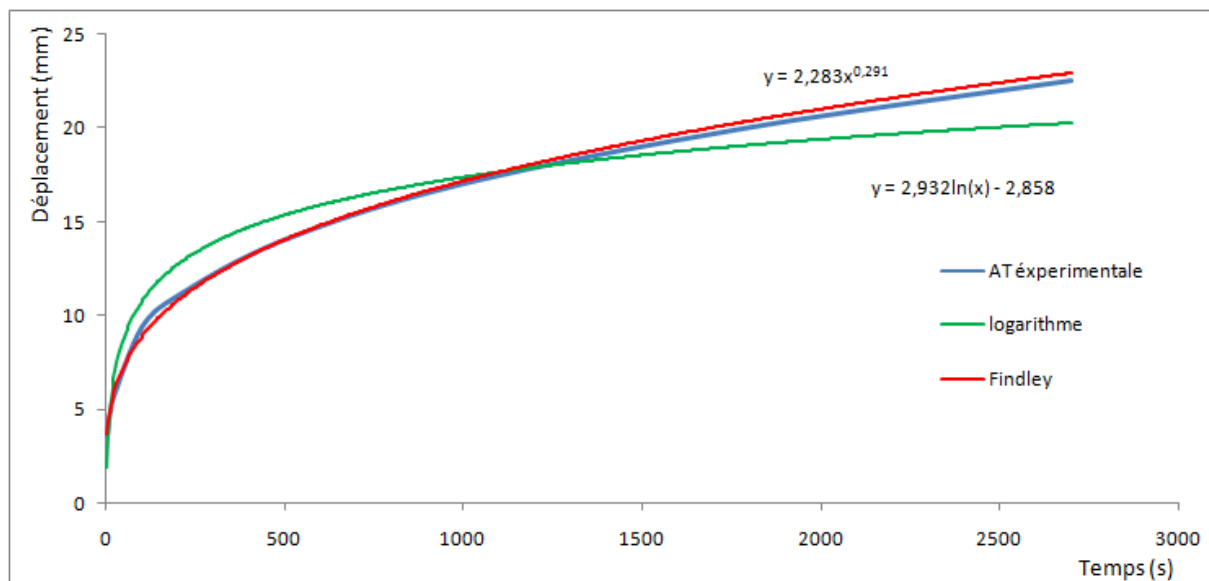


Figure (IV.67) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 70°C et à 121.32 MPa

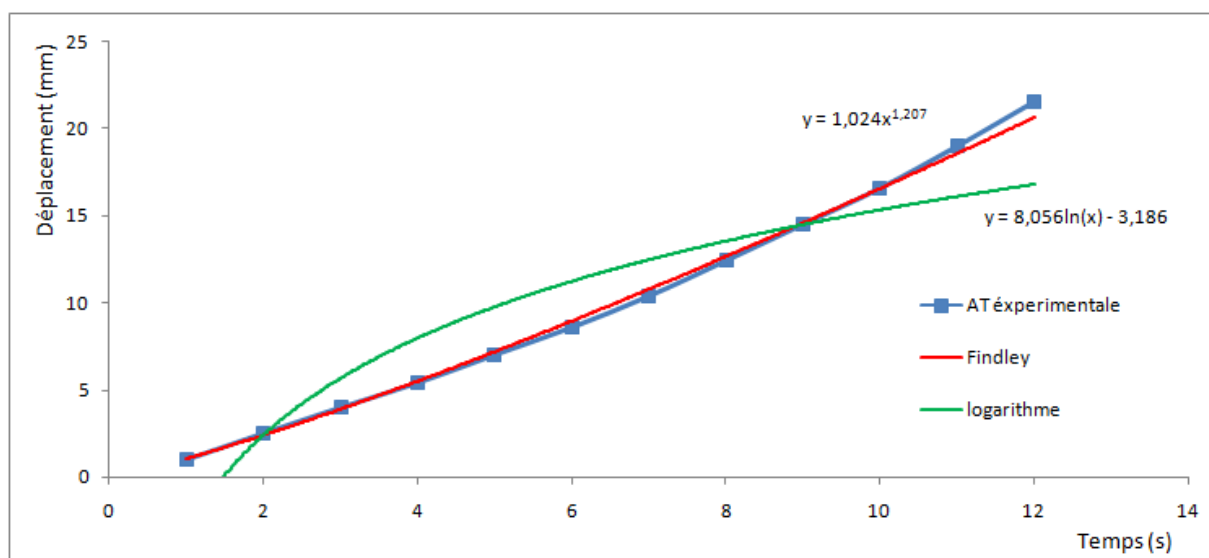


Figure (IV.68) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 90°C et à 34.19 MPa

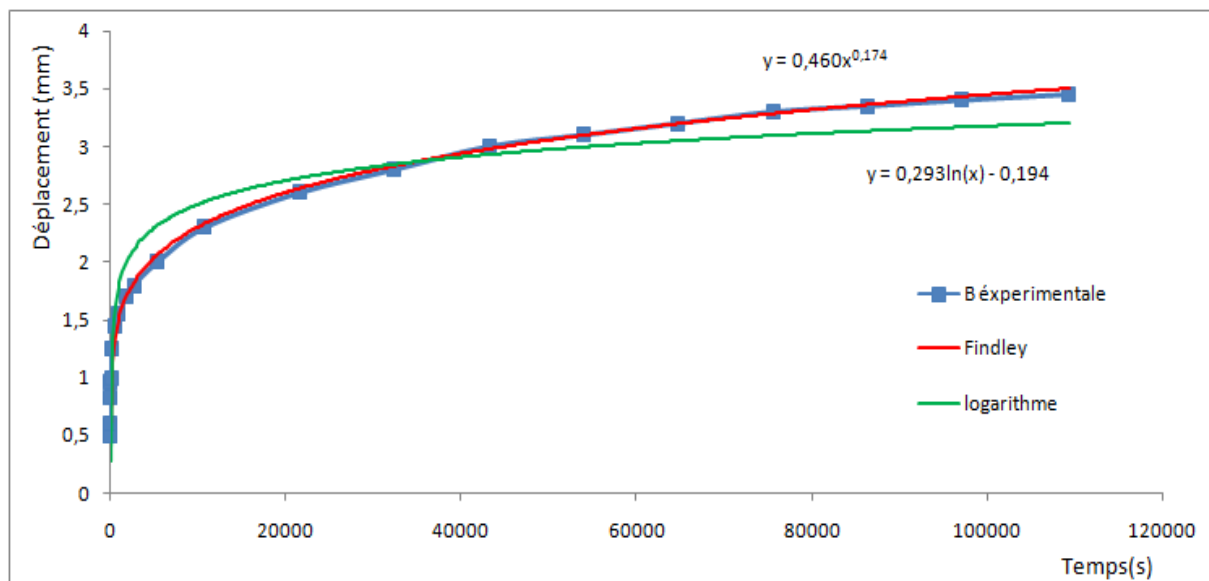


Figure (IV.69) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 23°C et à 150.89 MPa

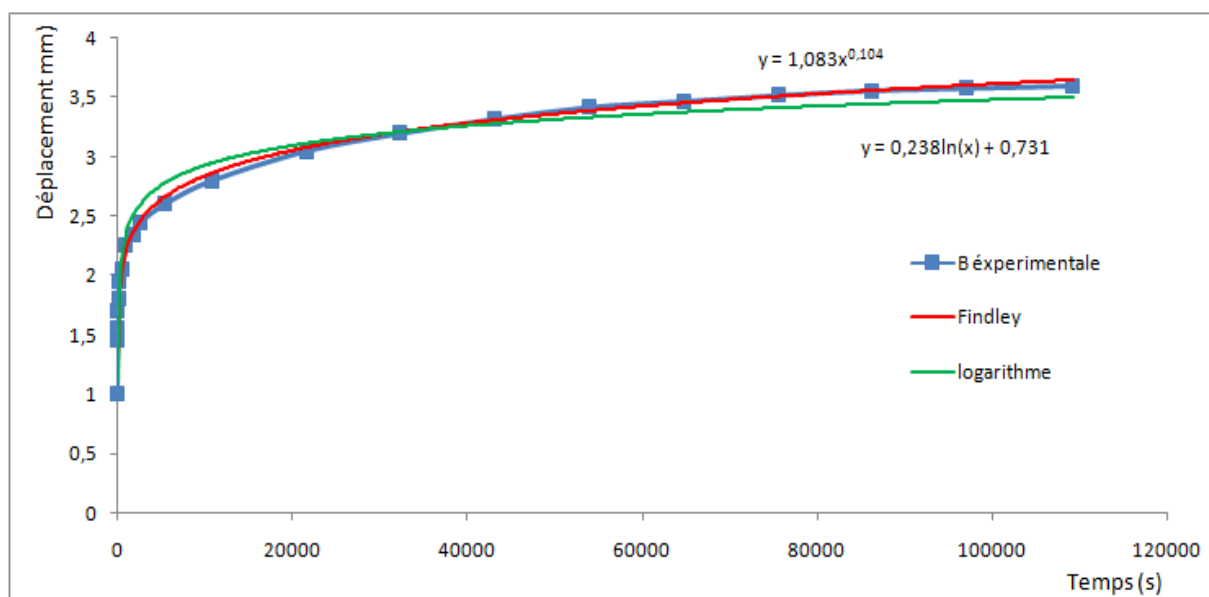


Figure (IV.70) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 40°C et à 87.23 MPa

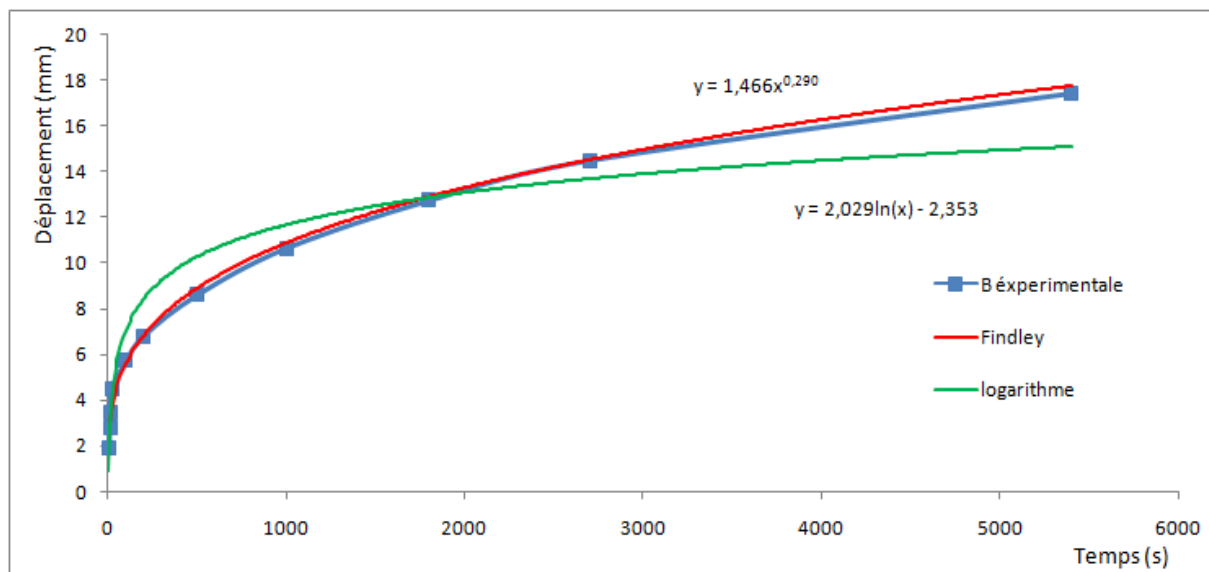


Figure (IV.71) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 70°C et à 33.24 MPa

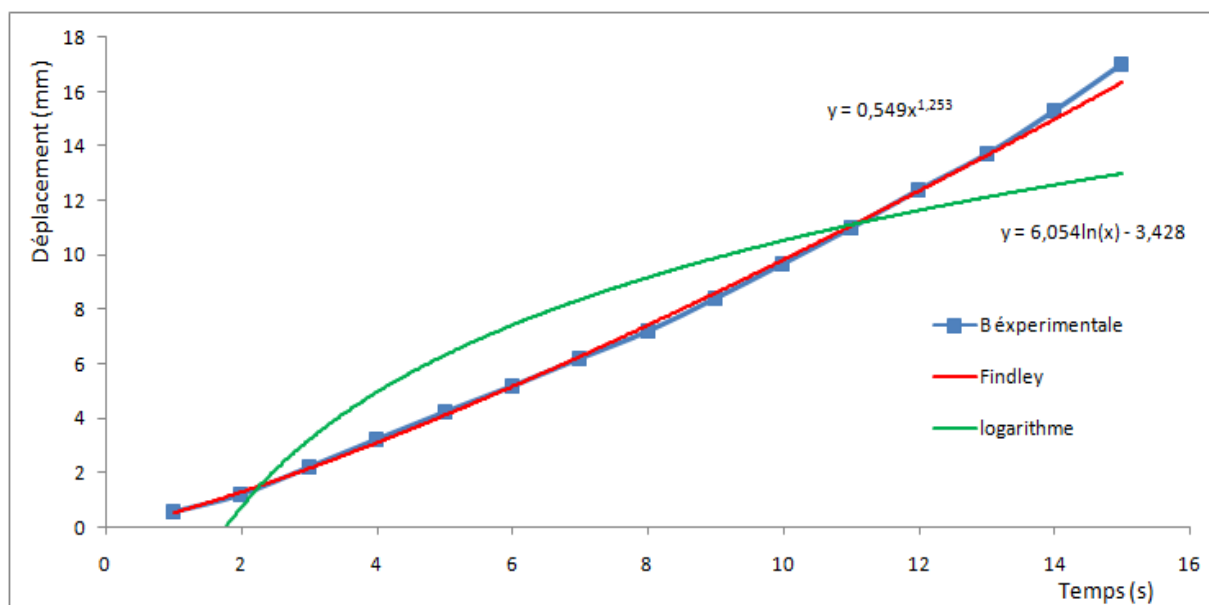


Figure (IV.72) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 90°C et à 24.28 MPa

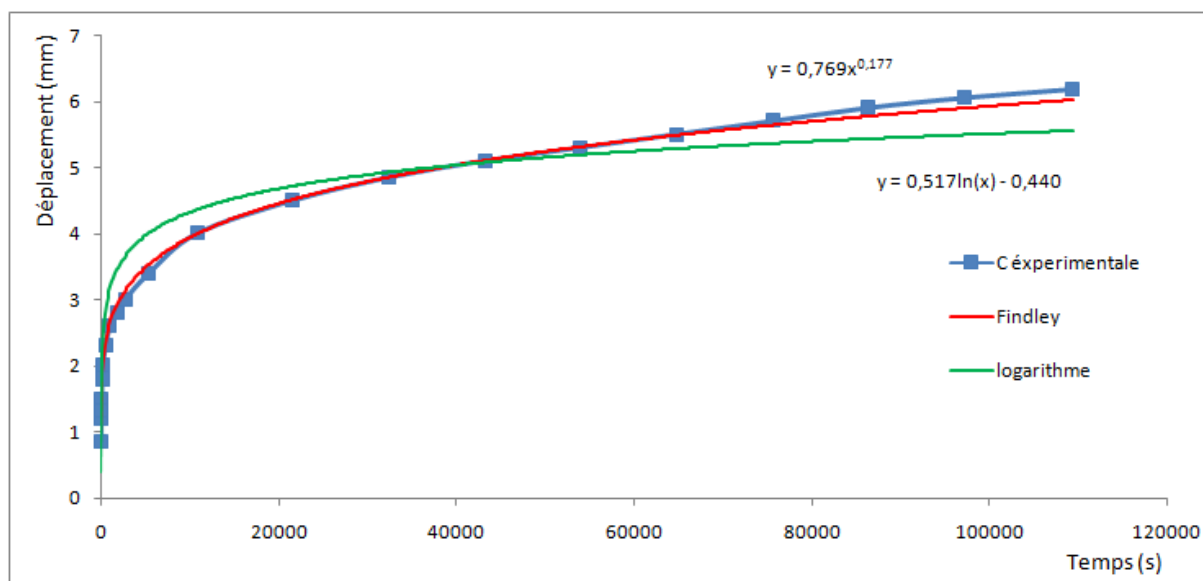


Figure (IV.73) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 23°C et à 143.28 MPa

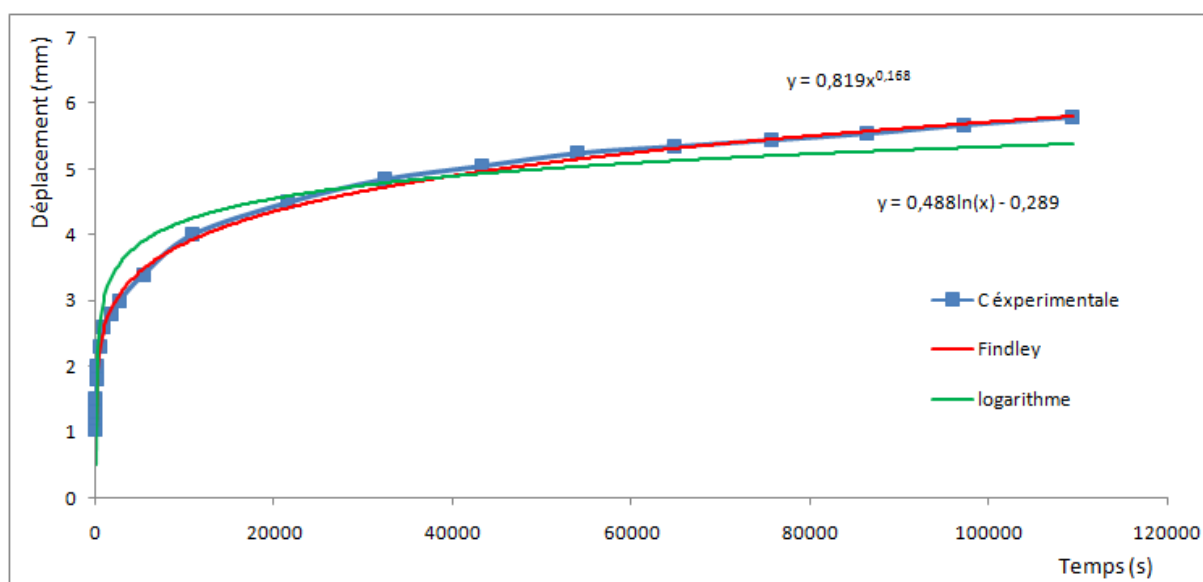


Figure (IV.74) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 40°C et à 102.8 MPa

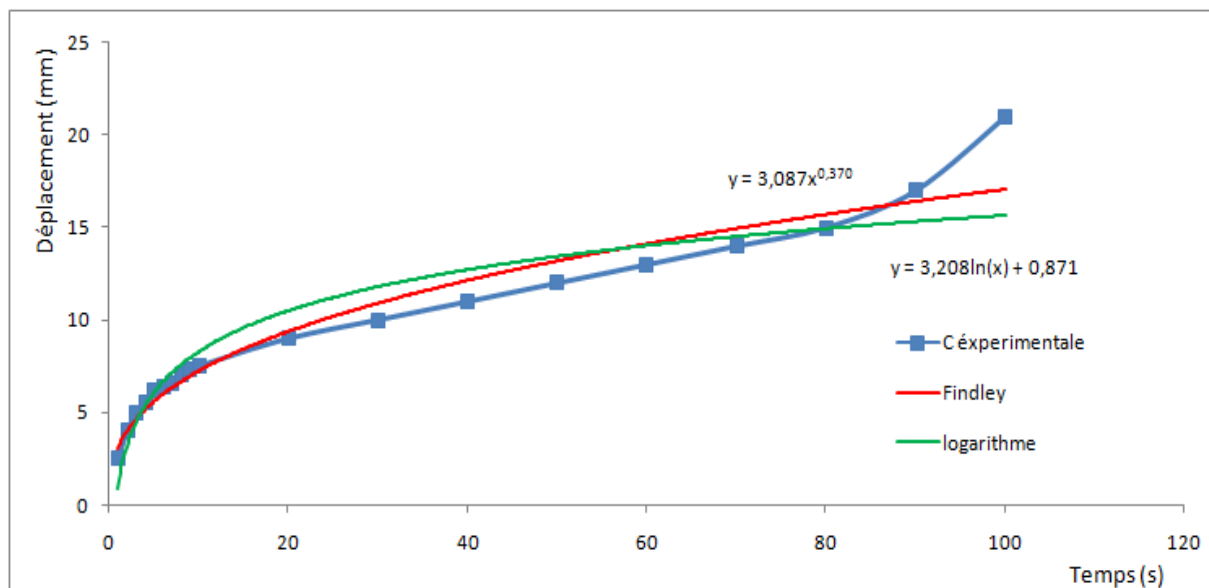


Figure (IV.75) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findley et un modèle logarithmique à 70°C et à 24.66 MPa

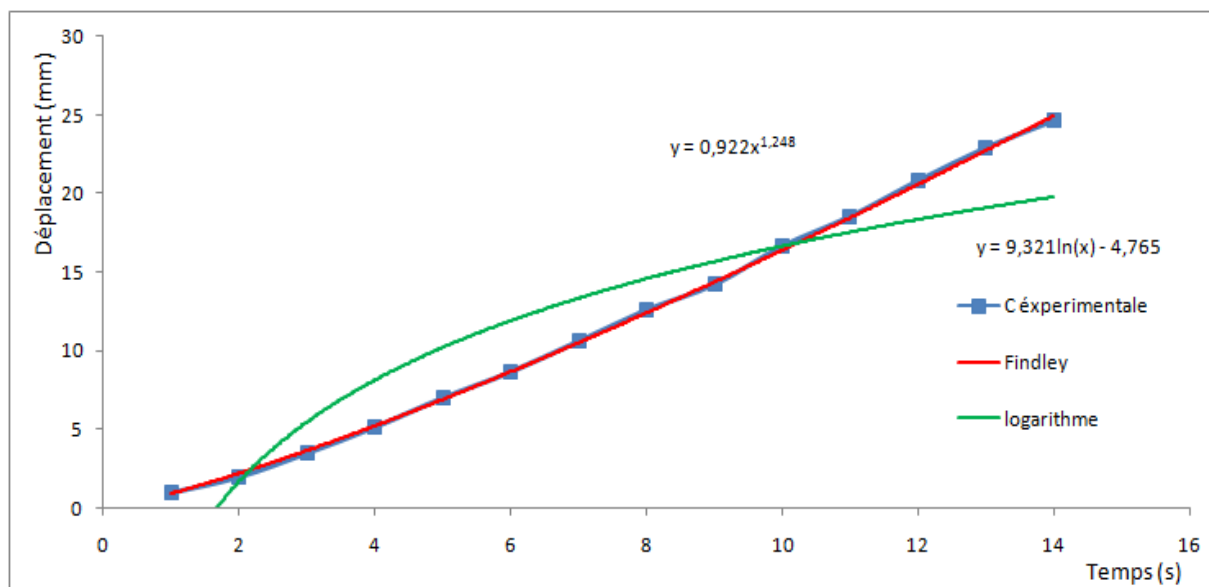


Figure (IV.76) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 19.27 MPa

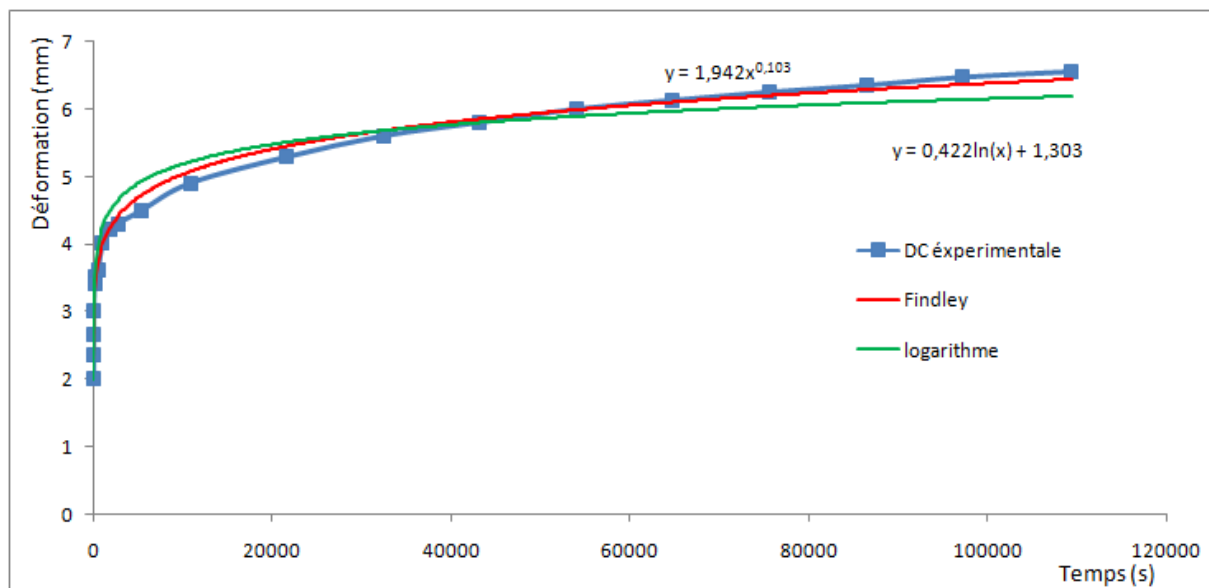


Figure (IV.77) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 224.74 MPa

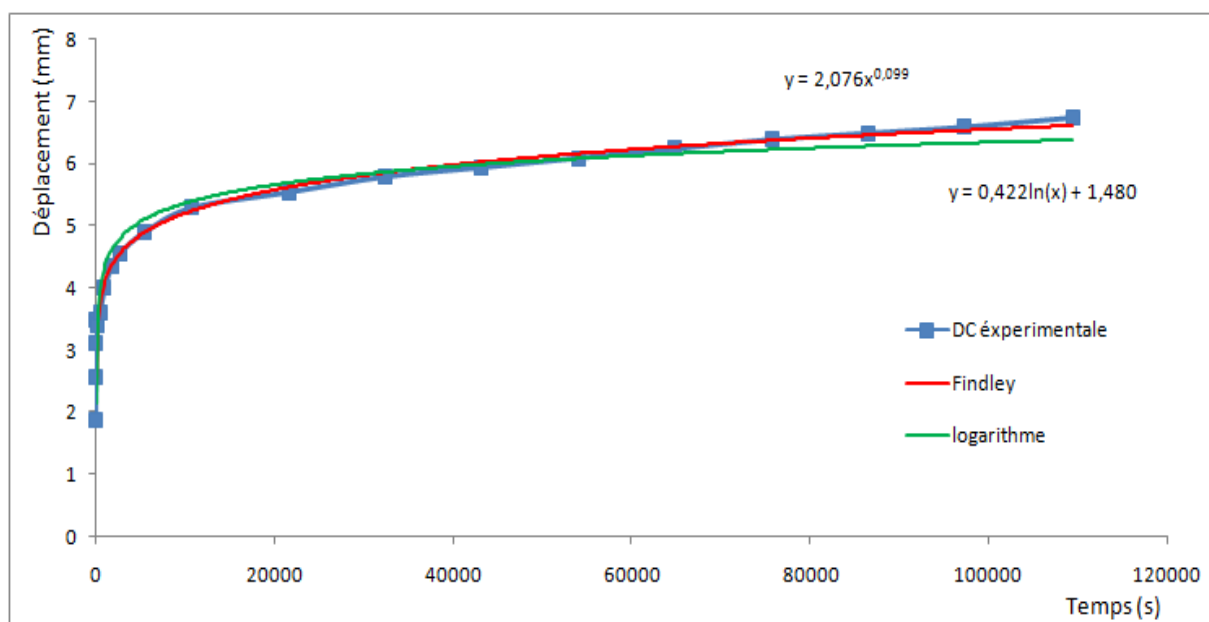


Figure (IV.78) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 197.82 MPa

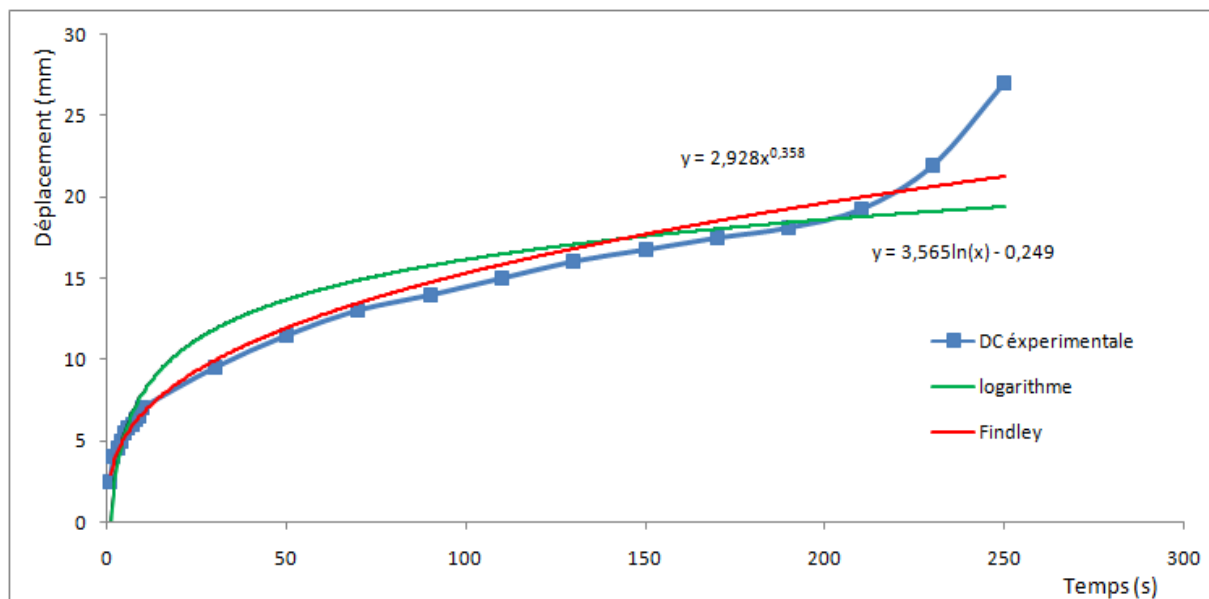


Figure (IV.79) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 26.52 MPa

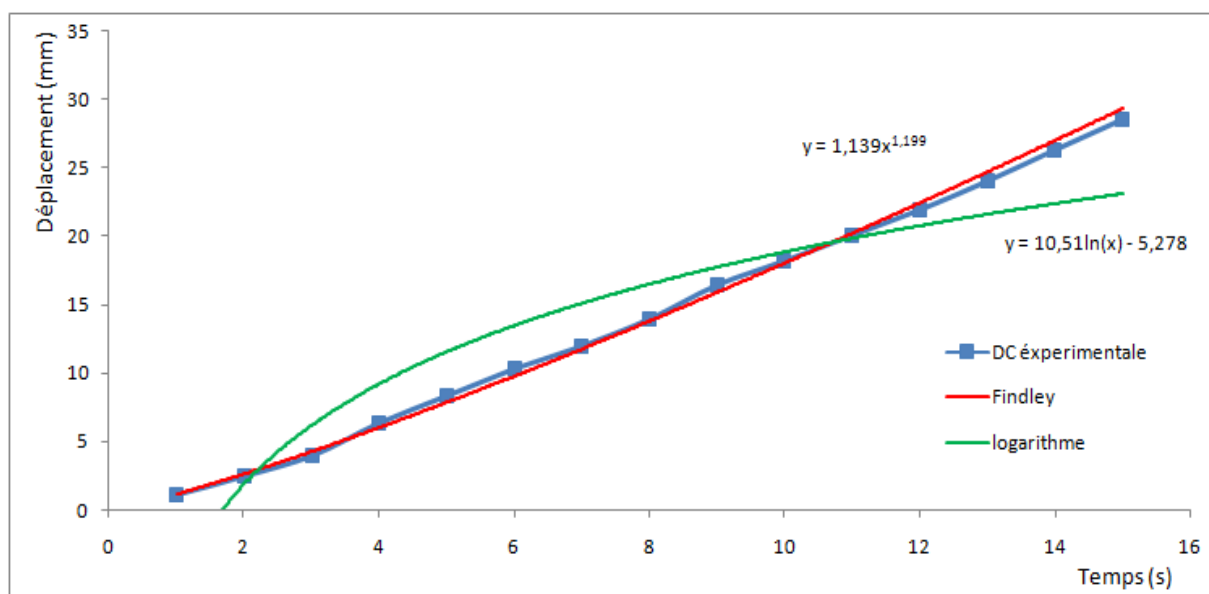


Figure (IV.80) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 15.88 MPa

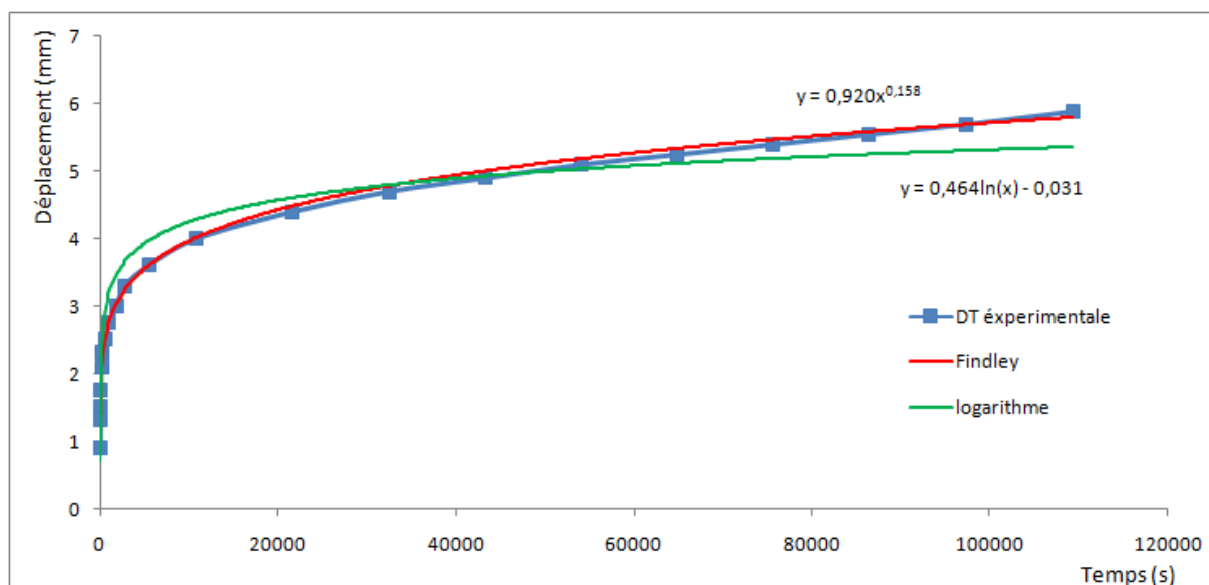


Figure (IV.81) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 214.46 MPa

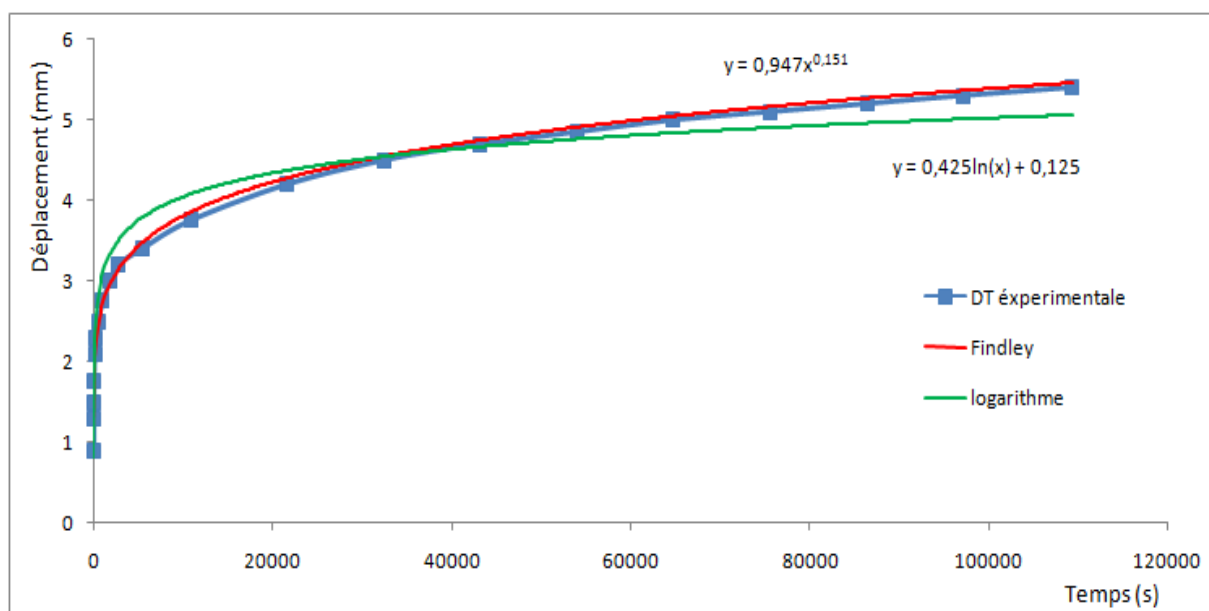


Figure (IV.82) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 171.46 MPa

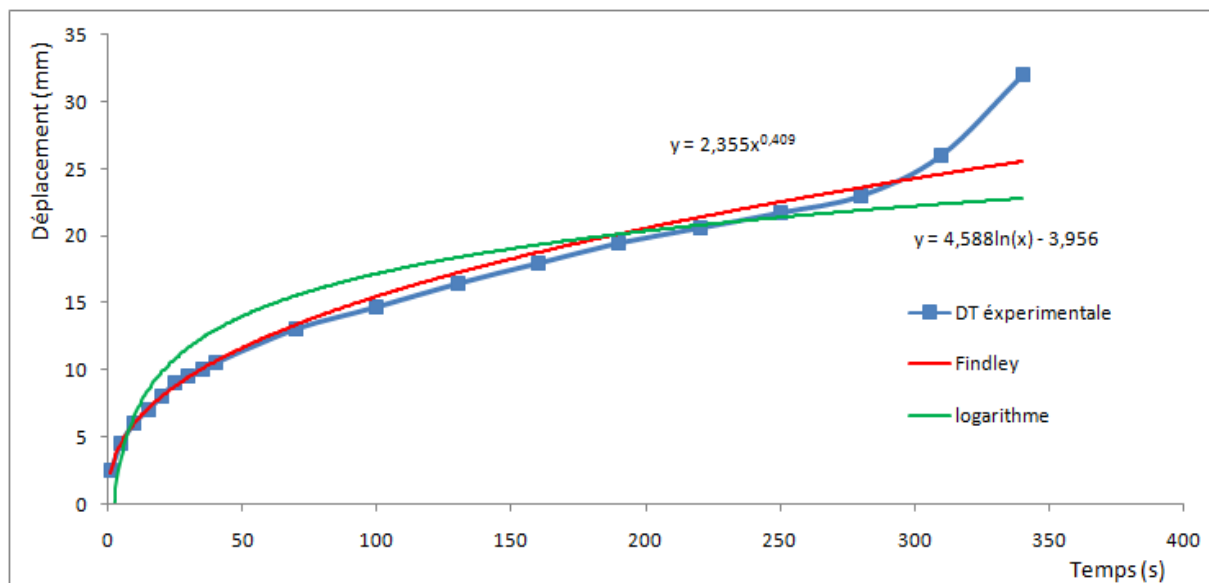


Figure (IV.83) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 30.6 MPa

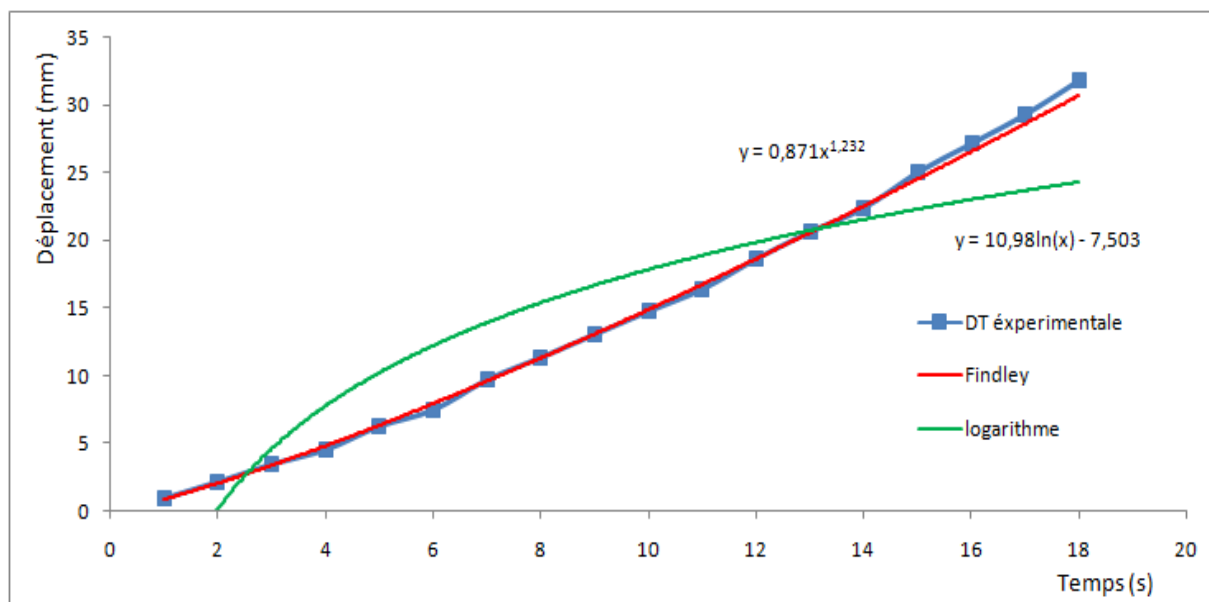


Figure (IV.84) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 16 MPa

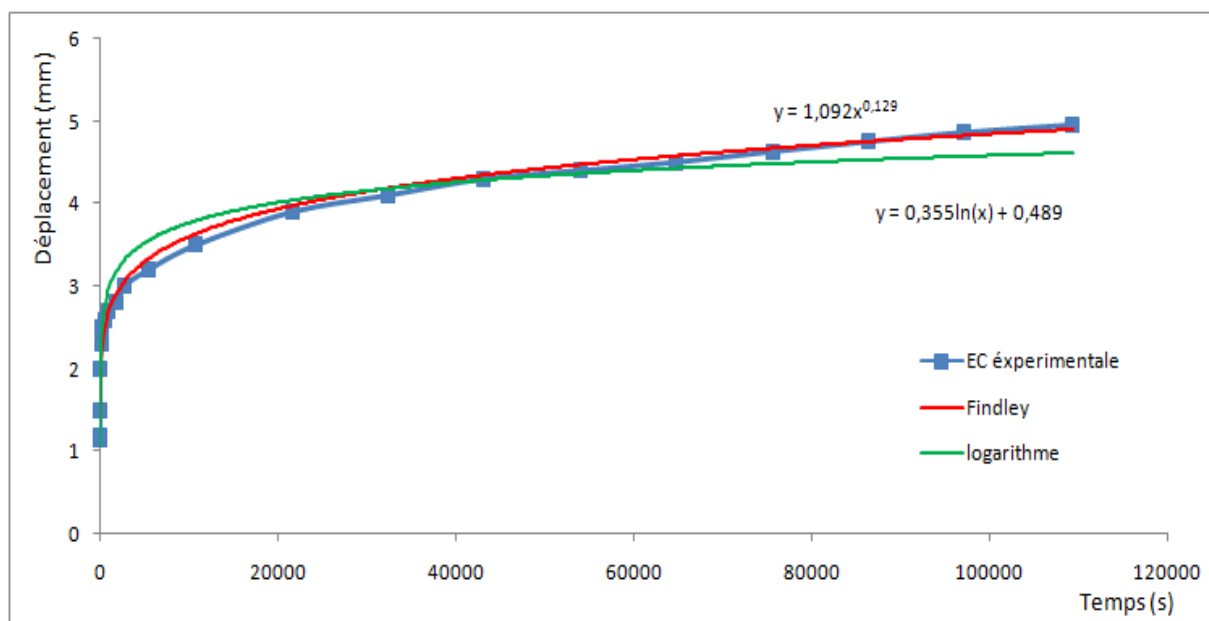


Figure (IV.85) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 232.91 MPa

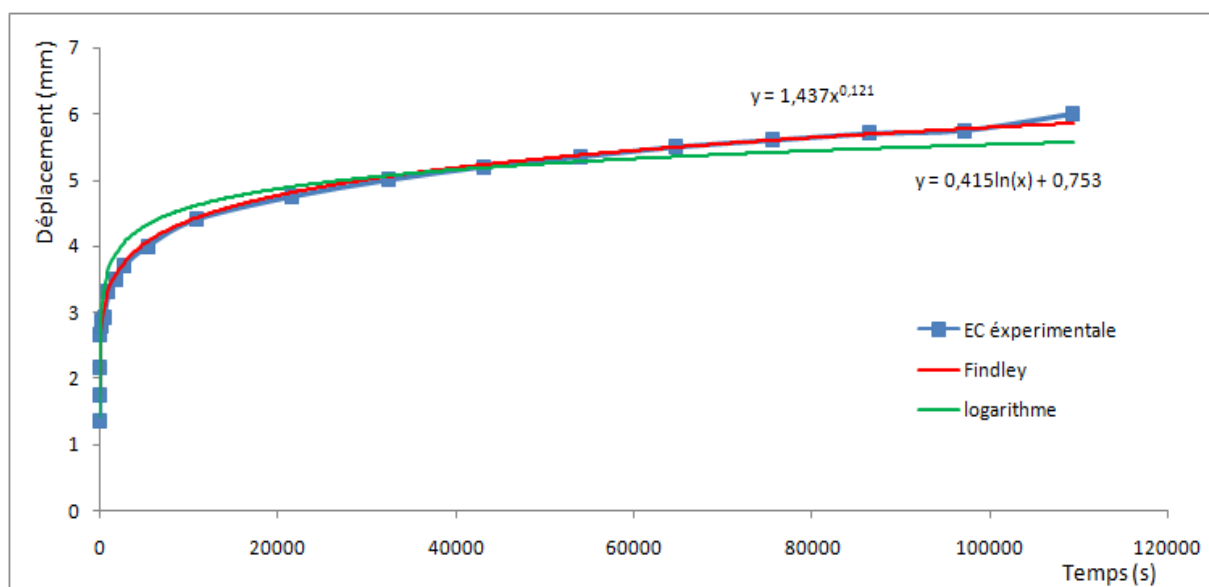


Figure (IV.86) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 227.28 MPa

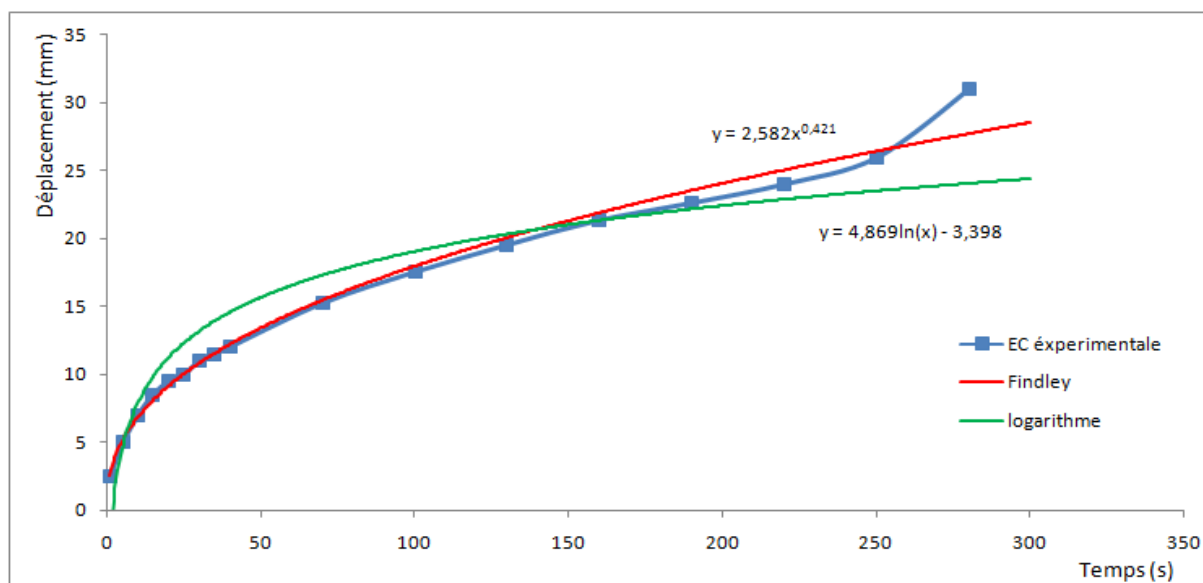


Figure (IV.87) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 29.18 MPa

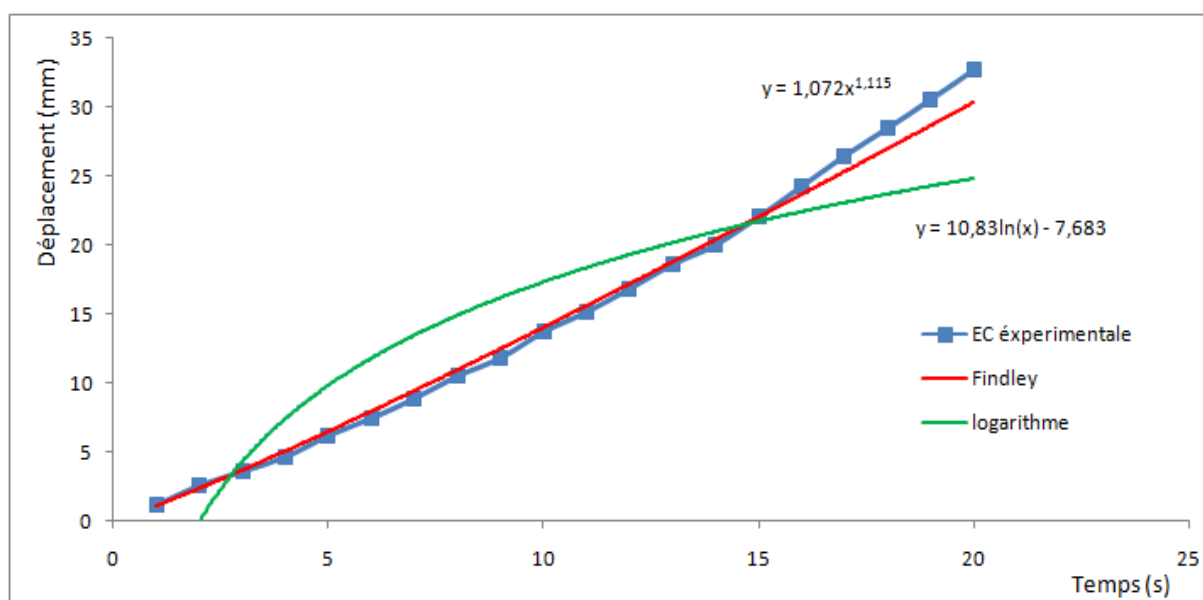


Figure (IV.88) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 18.66 MPa

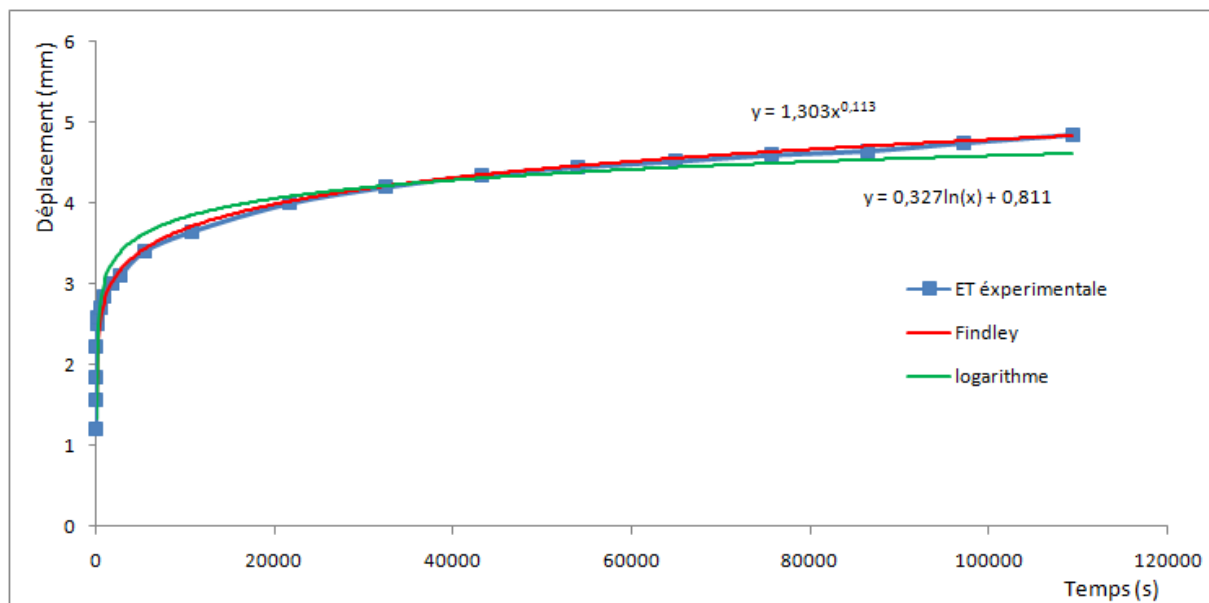


Figure (IV.89) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 23°C et à 134.52 MPa

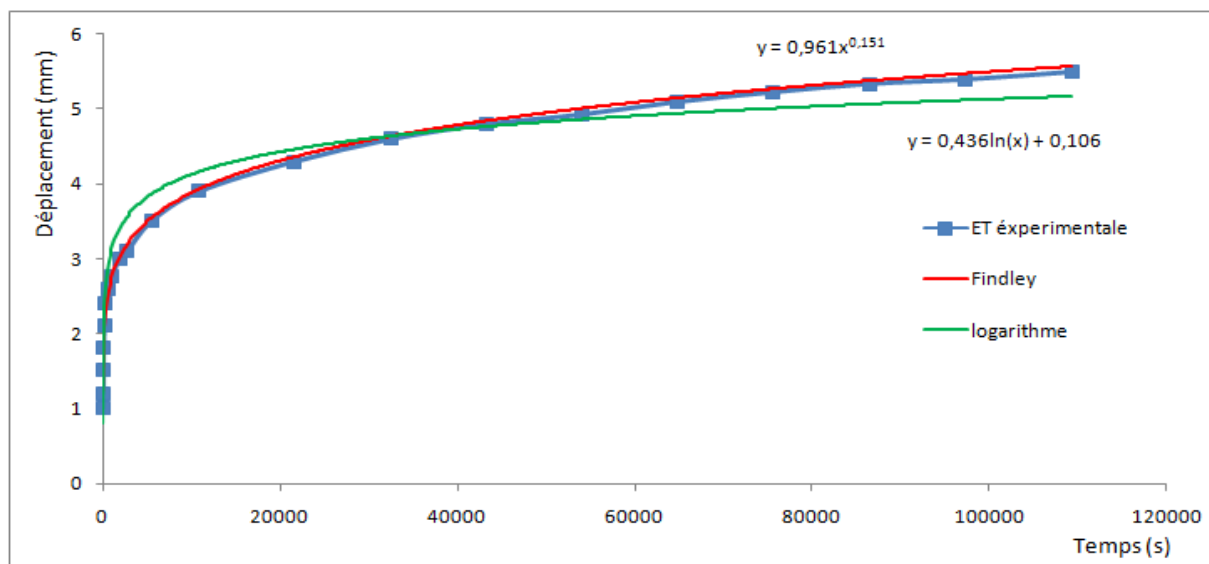


Figure (IV.90) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 40°C et à 98.37 MPa

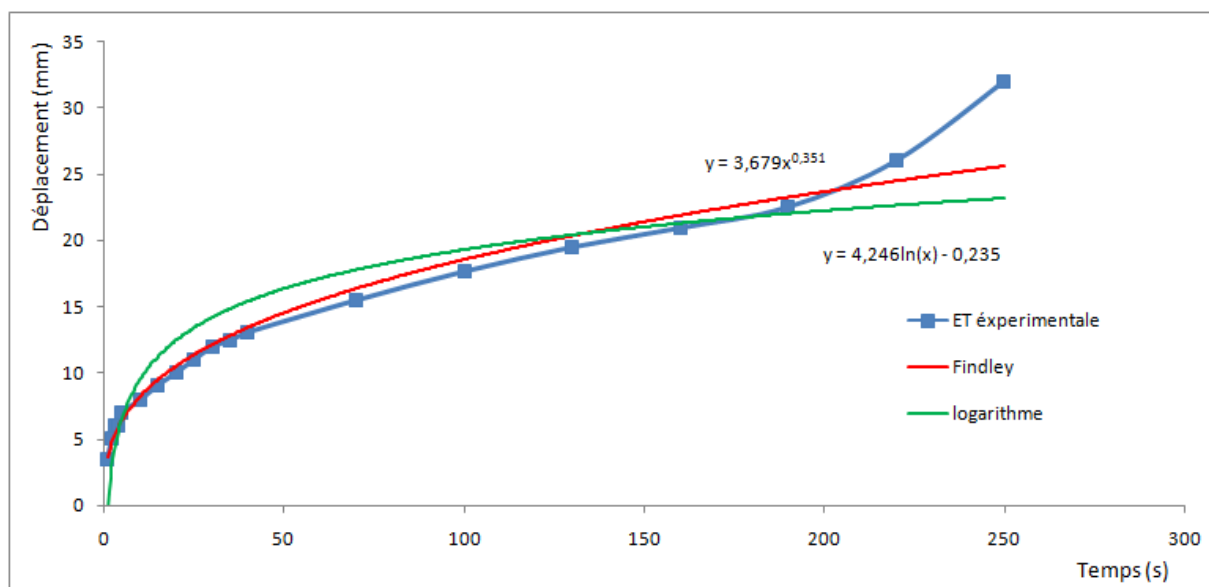


Figure (IV.91) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 70°C et à 26.88 MPa

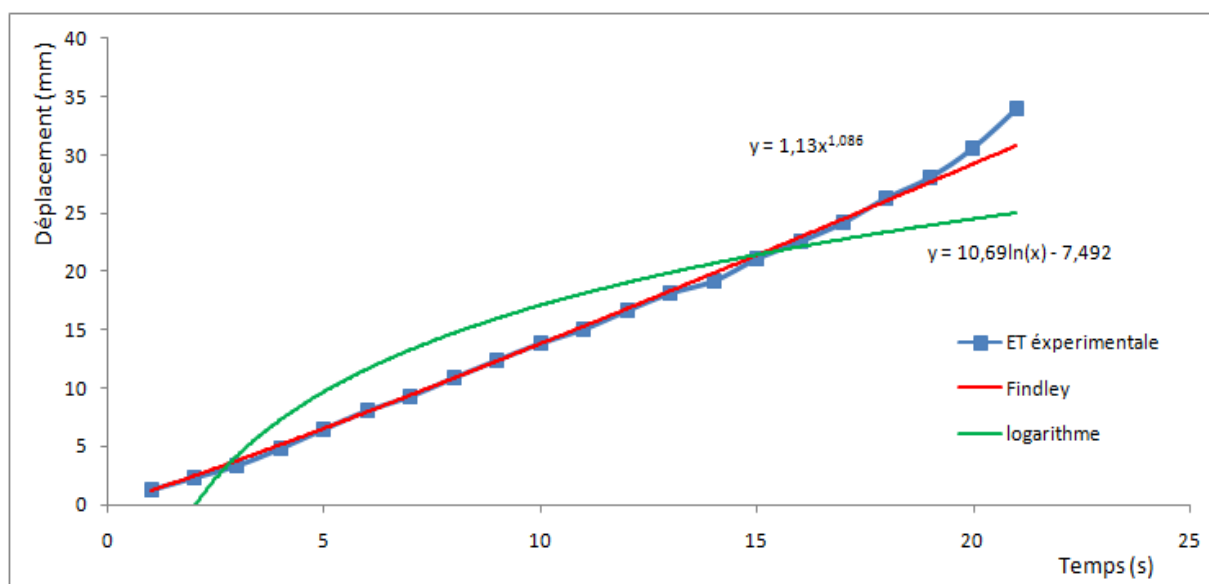


Figure (IV.92) approche de la courbe expérimentale avec le modèle de Findlay et un modèle logarithmique à 90°C et à 16.87 MPa

9.2.Resultats et discution des essais de fluage

D'une façon générale et pour l'ensemble des matériaux étudiés nous constatons que l'allure des courbes obtenues pour les quatre températures et divers valeurs de la contrainte appliquée est celle classiquement observée en fluage : **une première zone de fluage transitoire** pendant laquelle la vitesse de fluage diminue jusqu'à atteindre une valeur minimale et constante figure (IV.63) suivie **d'une zone de fluage stationnaire** là où la vitesse du fluage est constante et minimale c'est la phase de stabilité des matériaux figure (IV.62) et figure (IV.70). Cette phase est dans notre cas de figure apparaît pour les niveaux de températures les plus bas (23°C, 40°C) et pour les niveaux de contraintes un peu élevés. **Une zone de fluage tertiaire** est observée à 70°C figure (IV.75) et figure (IV.79) nous remarquons que cette phase est caractérisée par l'apparition de l'endommagement des matériaux, et on observe aussi dans certains cas une augmentation brutale et continue de la vitesse de fluage figure (IV.68) et figure (IV.72), jusqu'à atteindre la rupture. On remarque que les éléments figure (IV.63) et figure (IV.67) sont épargnés par cette rupture brutale à 70°C cela prouve que ces éléments supportent les hautes températures d'un côté et de l'autre côté ce sont des éléments qui ont une structure interne différente des autres (caractéristiques mécaniques différentes).

Par ailleurs, nous remarquons qu'une élévation de la température d'essai et/ou de la contrainte appliquée entraîne une augmentation des déformations instantanées et des vitesses de fluage par conséquent une diminution des temps à rupture figure (IV.72, IV.68, IV.64).

Notons enfin qu'une déformation plastique permanente (écoulement irréversible de la matrice) est observée ainsi que les micro-endommagement peuvent apparaître dans la microstructure des matières dès la mise en charge pour les conditions thermomécaniques les plus sévères.

Conclusion

CONCLUSION GENERALE

La connaissance de la durabilité des pièces de structure composites est essentielle à la généralisation de leur utilisation dans des secteurs de pointe tels que l'aéronautique et spatial. Plus particulièrement l'étude de leur comportement en fluage devient primordiale lorsqu'elles sont soumises en service à de hauts niveaux de contrainte et des conditions de sollicitations environnementales (températures, humidité) sévères. Or, cet aspect est loin d'être maîtrisé en raison du développement récent de ces matériaux et du manque de retour d'information sur du long terme que cela implique.

Pour palier à ce manque, des méthodes de caractérisation accélérée du comportement en fluage ont été adoptées. Ces dernières reposent sur le fait que certains paramètres expérimentaux ont un effet accélérant sur le fluage des matériaux composites à matrice organique et permettent par conséquent de fournir des données pour la prévision du comportement à long terme à partir d'essais réalisés en laboratoire sur du court terme. La problématique réside alors dans la limite de l'extrapolation des résultats obtenus en conditions accélérées aux conditions réelles d'utilisation.

Il est alors évident que la définition du domaine d'expérimentation est une étape essentielle à l'obtention de résultats exploitable pour une modélisation ultérieure.

Plusieurs architectures de composites à matrices thermodurcissable sont considérées dans ce travail, élaborées par une méthode relativement récente d'injection de résine dans un tissu de fibre de verre. Les composites à matrice thermodurcissables sont encore plus utilisés pour des applications haute performance comparativement à leurs homologues à matrice thermoplastique. En effet, les difficultés liées à leurs élaboration ont pendant longtemps constitué une gêne à une utilisation plus généralisée. A l'heure actuelle, il devient primordial de progresser dans la connaissance de leur comportement mécanique, et notamment sur du long terme, afin d'améliorer la tolérance aux dommages des composites à matrice organique.

L'essai mécanique considéré est la flexion trois points, qui présente l'avantage d'une grande simplicité de mise en œuvre. Néanmoins, les modes de sollicitation des éprouvettes pour cette configuration sont bien plus complexes que ceux intervenant dans des essais de traction par exemple. L'importance du rôle du rapport L/h vis à vis des mécanismes d'endommagement et de rupture a par conséquent été soigneusement évaluée afin de cerner avec précision les modes de sollicitation prépondérants pour les conditions d'essai choisies.

Nous nous sommes donc placés dans des conditions où la matrice au sein des composites unidirectionnels est majoritairement sollicitée en traction-compression tandis que pour les stratifiés (45°), une importante contribution du cisaillement est à considérer.

Une fois les conditions opératoires pour les essais mécaniques fixées, nous sommes donc en mesure de fixer quatre niveaux de températures (dont la température ambiante) adaptés à une caractérisation accélérée du comportement en fluage. Ces températures ont ainsi été fixées à 23, 40, 70 et 90°C . en tenant compte de la zone de transition vitreuse de la matrice de chaque composite.

Une caractérisation mécanique en flexion trois points monotones est alors conduite : il s'agit de déterminer les niveaux de contrainte à appliquer lors d'essais de fluage, et bien entendu de pouvoir les situer par rapport aux contraintes ultime de chaque matériau. Les résultats permettent ainsi de fixer un domaine de contrainte appliqué pour les essais de fluage (globalement entre 70% et 90% de la contrainte ultime pour chaque température) : le domaine d'expérimentation pour la caractérisation du comportement est à présent défini, et à ce stade de l'étude nous pouvons déjà constater de grandes différences de comportement pour le type de matrice organique considéré.

L'étape suivante dans la méthodologie adoptée concerne l'étude du comportement en fluage à proprement parler. La plupart des essais ont été conduits, Comme nous venons de le voir, dans des conditions de sollicitations thermomécaniques relativement sévères, et permettent de mettre en évidence les points suivants :

- * Le comportement est non linéaire pour tous les matériaux considérés et même pour les faibles niveaux de sollicitation. Ce phénomène est bien entendu d'autant plus marqué que le temps sous charge, la contrainte et /ou la température augmentent.

- * L'ajout de fibre ainsi que leur orientation par rapport à l'axe de sollicitation jouent un rôle primordial vis-à-vis du fluage. Plus particulièrement, les stratifiés (45°) montrent les niveaux de déformation et de vitesses de fluage les plus élevées puisque les hauts niveaux de contraintes appliqués génèrent d'importantes contraintes de cisaillement aux interfaces fibre-matrice et pli-pli.

- * Le fluage est bien entendu thermomécaniquement activé : augmenter la contrainte et/ou la température a un effet accélérant.

On constate par ailleurs une différence dans l'allure des courbes expérimentales selon les conditions thermomécanique considérées et l'orientation des fibres : pour les plus hauts niveaux de sollicitation thermomécaniques, un fluage accéléré est observé pour les stratifiés et attribué à une phase d'endommagement des matériaux. Ce point met en évidence la nécessité d'une connaissance approfondie des mécanismes de dégradation mis en jeu puisqu'ils impliquent visiblement une modification des courbes expérimentales donc traduisent la présence de phénomènes différent de ceux intervenant pour de plus faibles niveaux de contraintes.

La dernière partie de ce travail est consacrée à la modélisation et à la prévision du comportement à long terme des composites selon le modèle de Findley. Enfin nous pouvons dire que la méthodologie expérimentale suivie dans cette étude a permis une caractérisation complète du comportement en fluage des différents matériaux étudiés.

Annexes

Loi de comportement en dehors des axes d'orthotropie

Les composantes de la matrice S et K

$$S'_{11} = S_{11} \cos^4 \theta + S_{22} \sin^4 \theta + (2S_{12} + S_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta$$

$$S'_{22} = S_{11} \sin^4 \theta + S_{22} \cos^4 \theta + (2S_{12} + S_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta$$

$$S'_{12} = S_{12} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta) + (S_{11} + S_{22} - S_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta$$

$$S'_{13} = S_{12} \cos^2 \theta + S_{23} \sin^2 \theta$$

$$S'_{23} = S_{12} \sin^2 \theta + S_{23} \cos^2 \theta$$

$$S'_{33} = S_{22}$$

$$S'_{44} = 2 (S_{22} - S_{23}) \cos^2 \theta + S_{66} \sin^2 \theta$$

$$S'_{55} = 2 (S_{22} - S_{23}) \sin^2 \theta + S_{66} \cos^2 \theta$$

$$S'_{45} = [S_{66} - 2(S_{22} - S_{23})] \sin \theta \cos \theta$$

$$S'_{16} = [2(S_{11} - S_{12}) - S_{66}] \sin \theta \cos^3 \theta + [2(S_{12} - S_{22}) + S_{66}] \sin^3 \theta \cos \theta$$

$$S'_{26} = [2(S_{11} - S_{12}) - S_{66}] \sin^3 \theta \cos \theta + [2(S_{12} - S_{22}) + S_{66}] \sin \theta \cos^3 \theta$$

$$S'_{36} = 2 (S_{12} - S_{23}) \sin \theta \cos \theta$$

$$S'_{66} = 2 [2(S_{11} + S_{22} - 2S_{12}) - S_{66}] \sin^2 \theta \cos^2 \theta + S_{66} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta)$$

$$k'_{11} = k_{11} \cos^4 \theta + k_{22} \sin^4 \theta + 2(k_{12} + 2k_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta$$

$$k'_{22} = k_{11} \sin^4 \theta + k_{22} \cos^4 \theta + 2(k_{12} + 2k_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta$$

$$k'_{12} = k_{12} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta) + (k_{11} + k_{22} - 4k_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta$$

$$k'_{13} = k_{12} \cos^2 \theta + k_{23} \sin^2 \theta$$

$$k'_{23} = k_{12} \sin^2 \theta + k_{23} \cos^2 \theta$$

$$k'_{33} = k_{22}$$

$$k'_{44} = \frac{(k_{22} - k_{23})}{2} \cos^2 \theta + k_{66} \sin^2 \theta$$

$$k'_{55} = \frac{(k_{22} - k_{23})}{2} \sin^2 \theta + k_{66} \cos^2 \theta$$

$$k'_{45} = \left[k_{66} - \frac{(k_{22} - k_{23})}{2} \right] \sin \theta \cos \theta$$

$$k'_{16} = (k_{11} - k_{12} - 2k_{66}) \sin \theta \cos^3 \theta + (k_{11} - k_{12} + 2k_{66}) \sin^3 \theta \cos \theta$$

$$k'_{26} = (k_{11} - k_{12} - 2k_{66}) \sin^3 \theta \cos \theta + (k_{11} - k_{12} + 2k_{66}) \sin \theta \cos^3 \theta$$

$$k'_{36} = (k_{12} - k_{23}) \sin \theta \cos \theta$$

$$k'_{66} = [k_{11} + k_{12} - 2(k_{12} + k_{66})] \sin^2 \theta \cos^2 \theta + k_{66} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta)$$

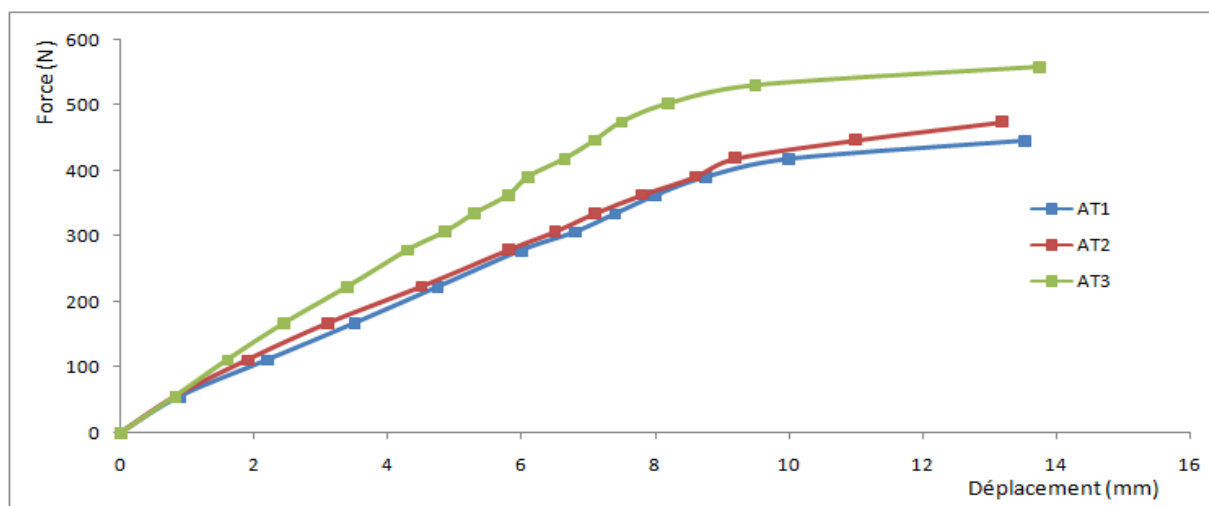


Figure A1 évolution de la force en fonction de la déformation à 40°C

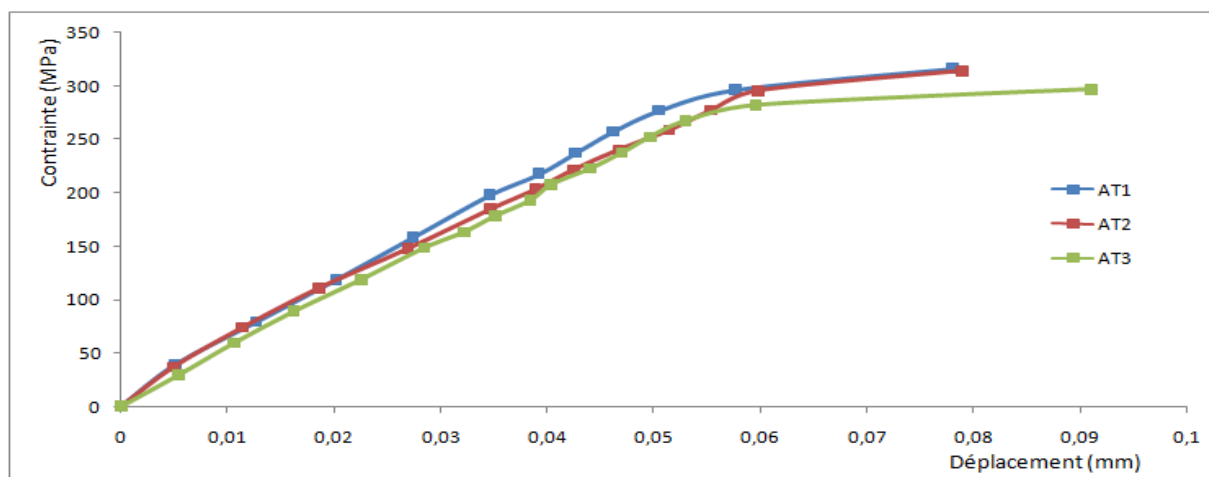


figure A2 évolution de la contrainte en fonction de la température à 40°C

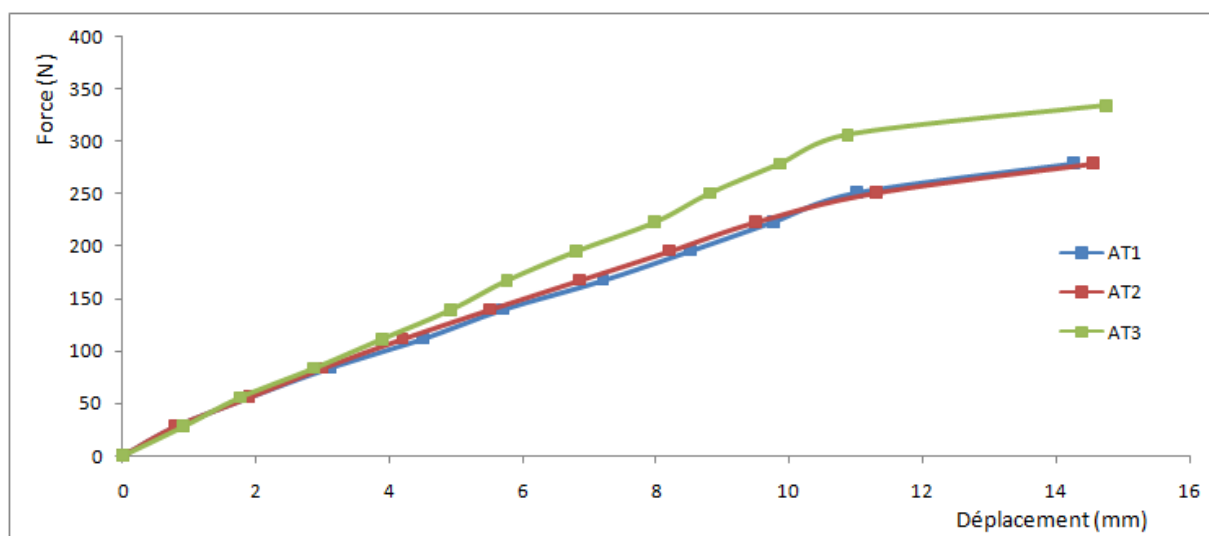


Figure A3 évolution de la force en fonction de la déformation à 70°C

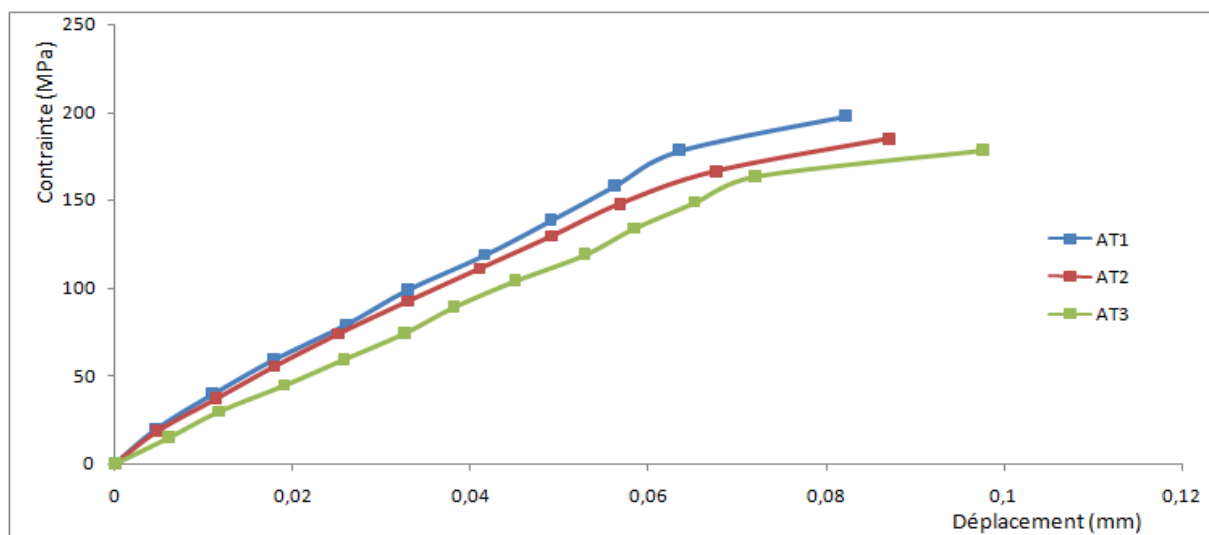


figure A4 évolution de la contrainte en fonction de la température à 70°C

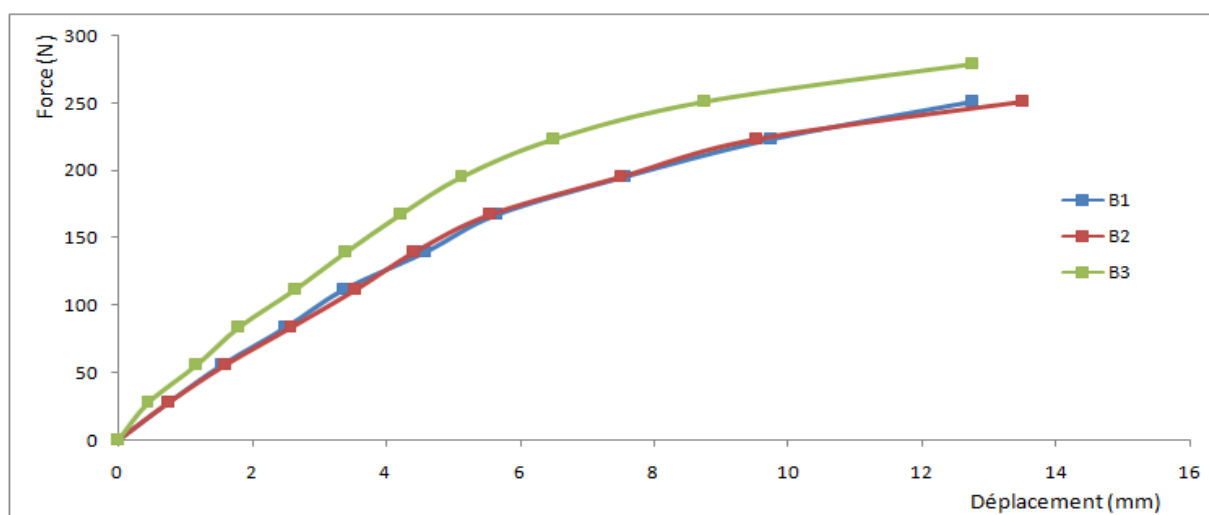


Figure A5 évolution de la force en fonction de la déformation à 70°C

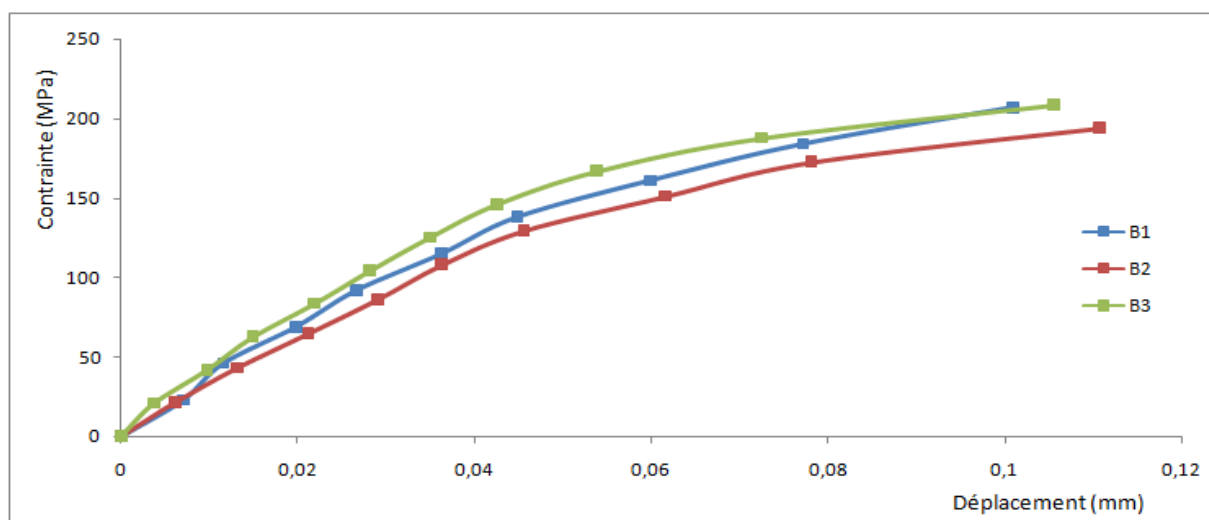


Figure A6 évolution de la contrainte en fonction de la température à 70°C

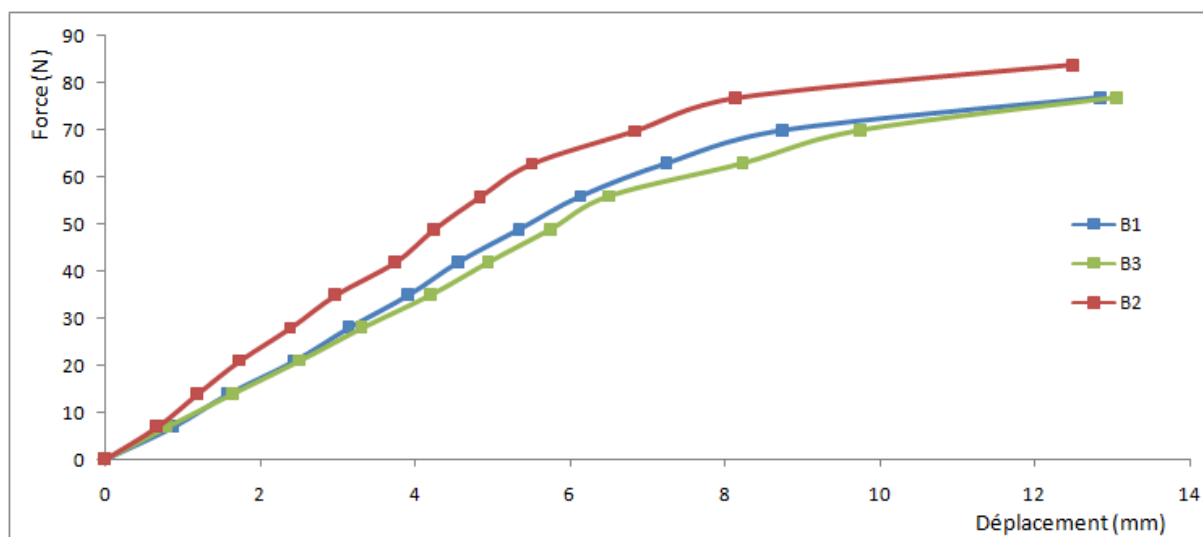


Figure A7 évolution de la force en fonction de la déformation à 90°C

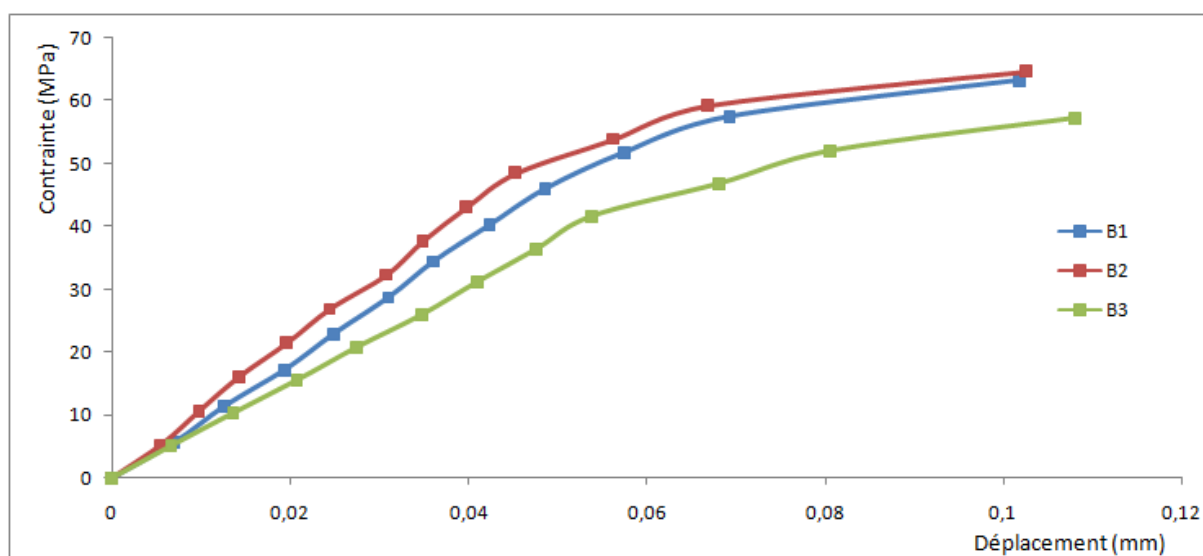


Figure A8 évolution de la contrainte en fonction de la température à 90°C

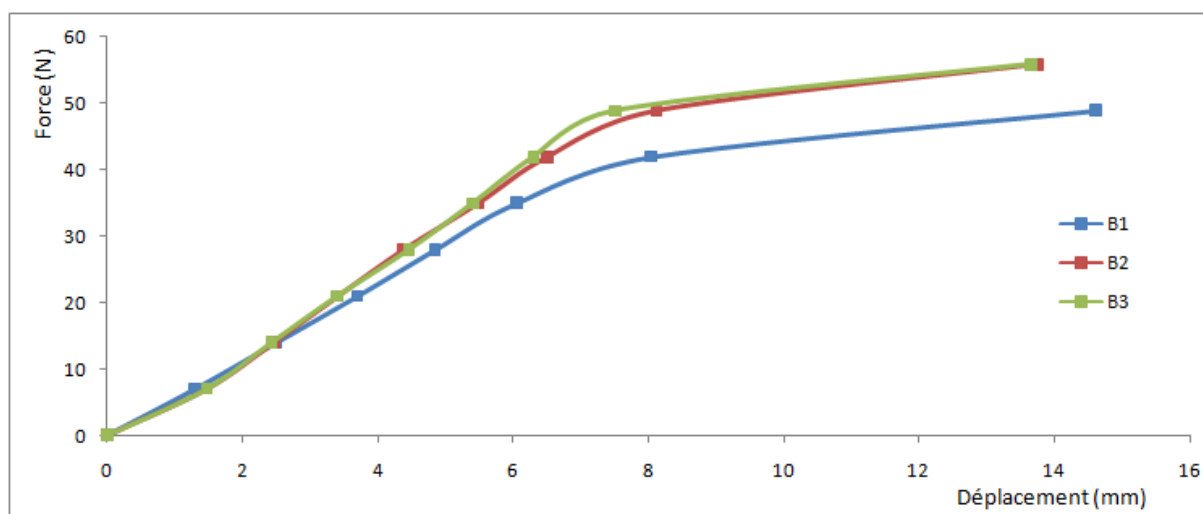


Figure A9 évolution de la force en fonction de la déformation à 90°C

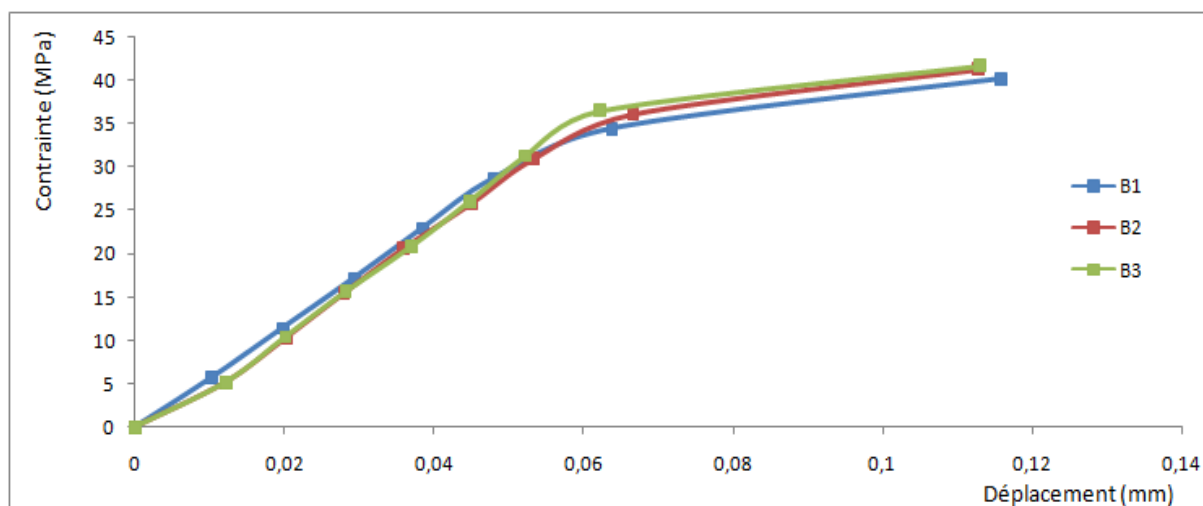


Figure A10 évolution de la contrainte en fonction de la température à 90°C

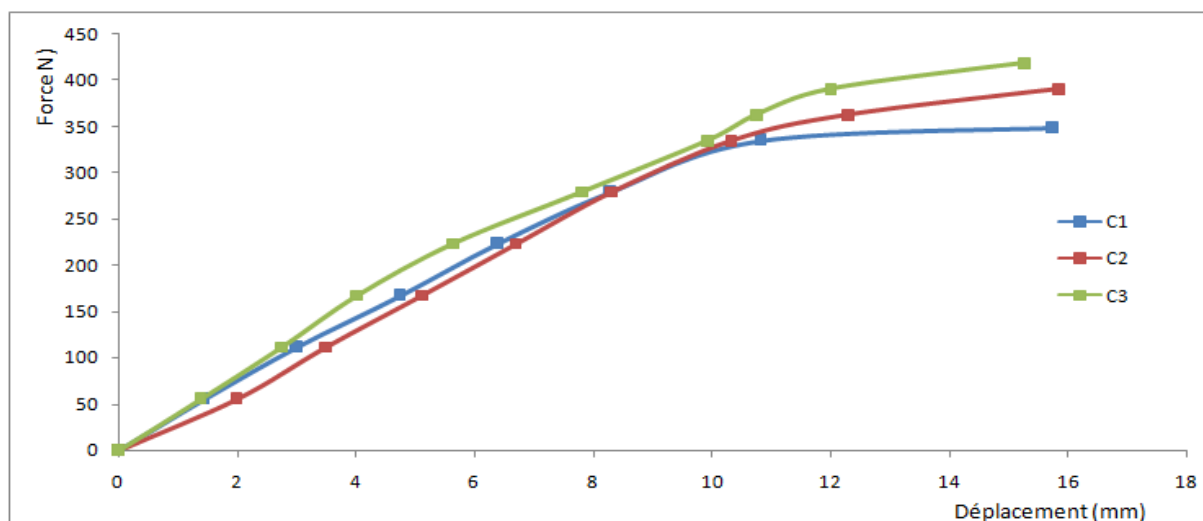


Figure A11 évolution de la force en fonction de la déformation à 40°C

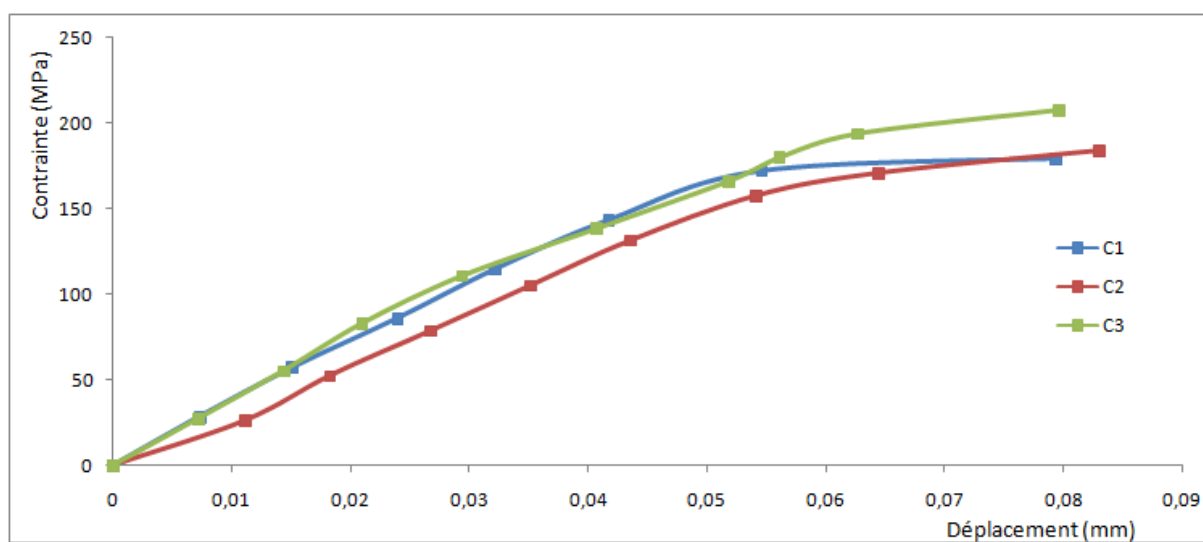


Figure A12 évolution de la contrainte en fonction de la température à 40°C

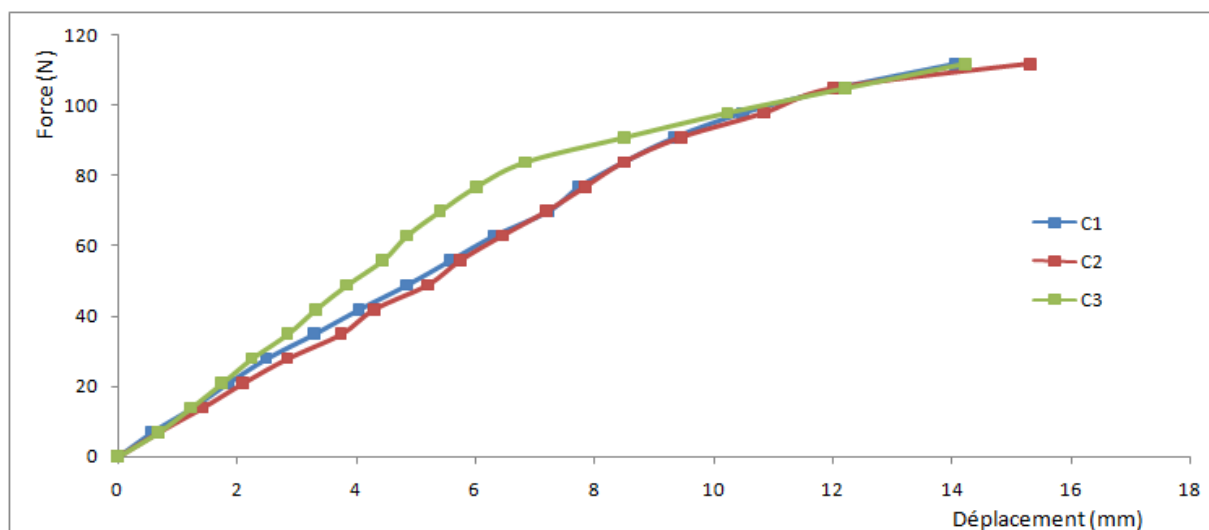


Figure A13 évolution de la force en fonction de la déformation à 70°C

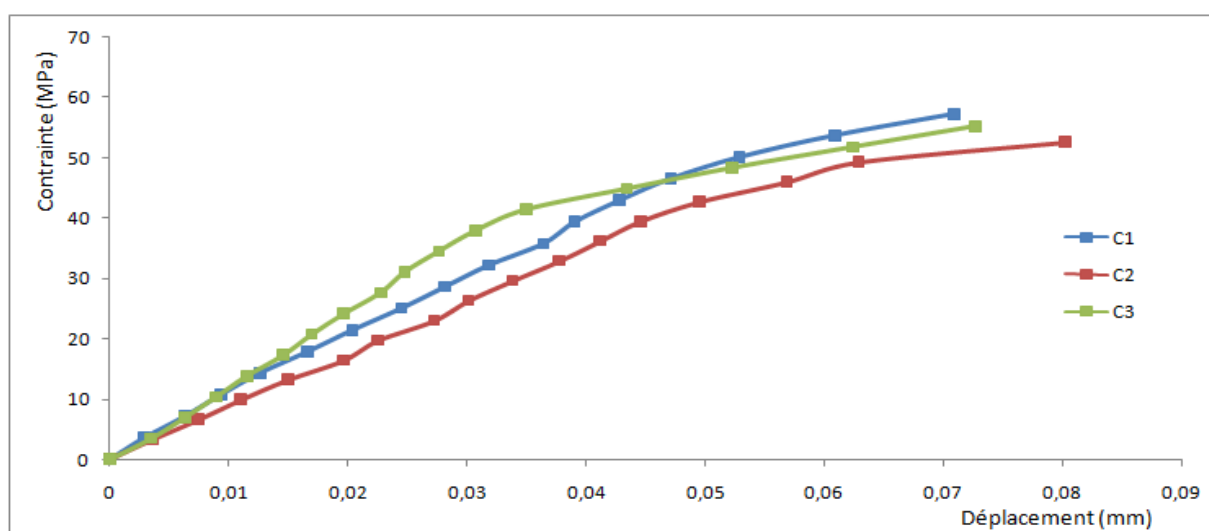


Figure A14 évolution de la contrainte en fonction de la température à 70°C

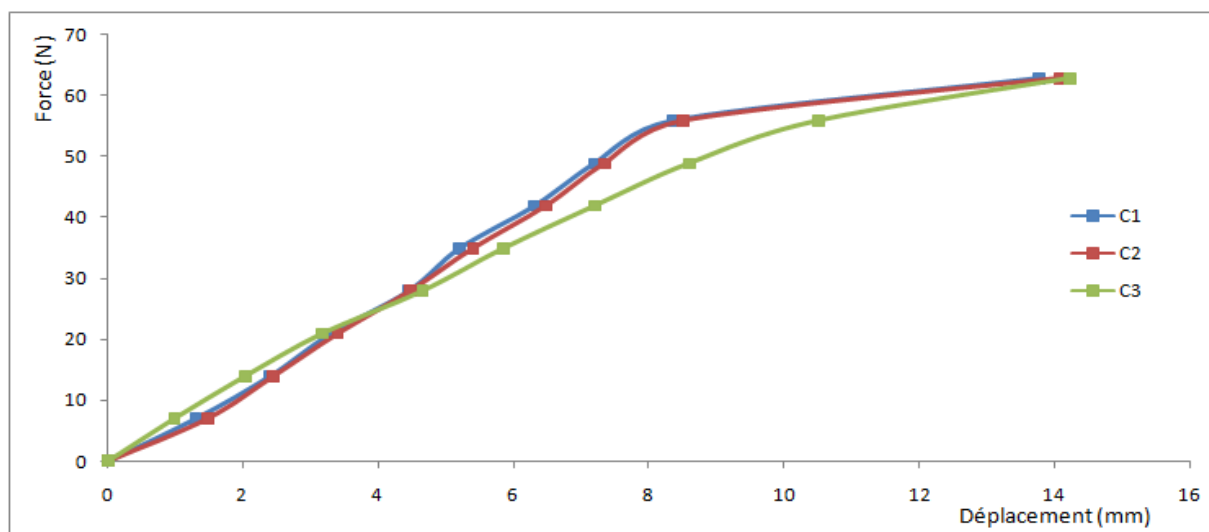


Figure A15 évolution de la force en fonction de la déformation à 90°C

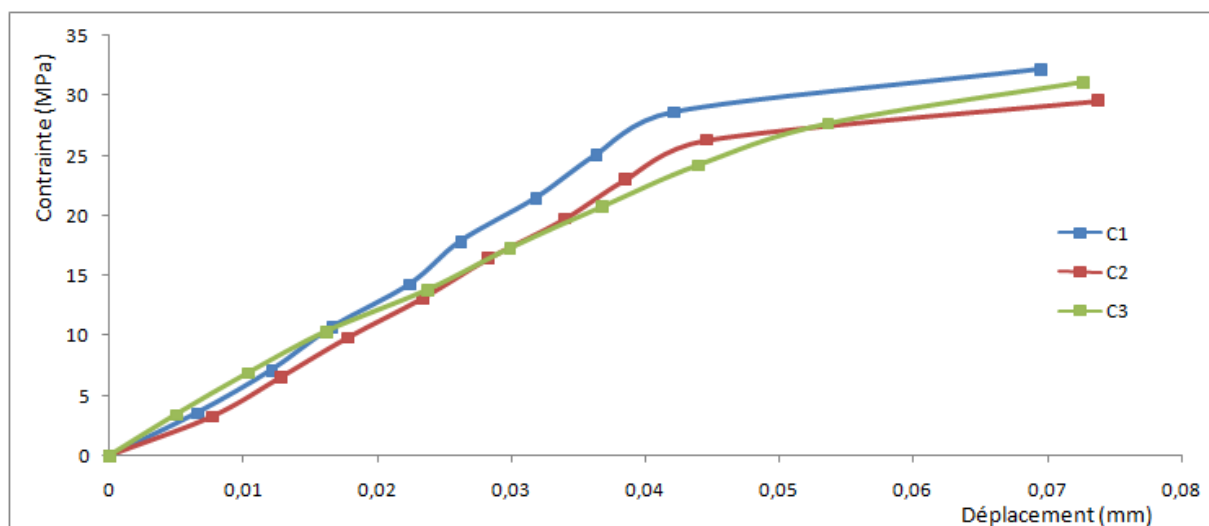


Figure A15 évolution de la contrainte en fonction de la température à 90°C

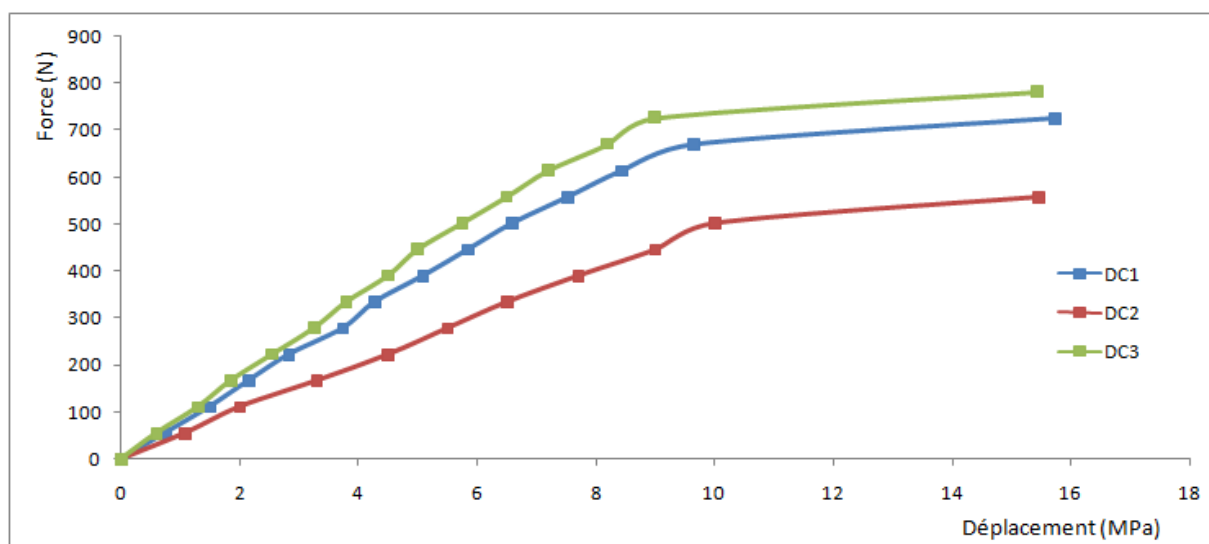


Figure A16 évolution de la force en fonction de la déformation à 40°C

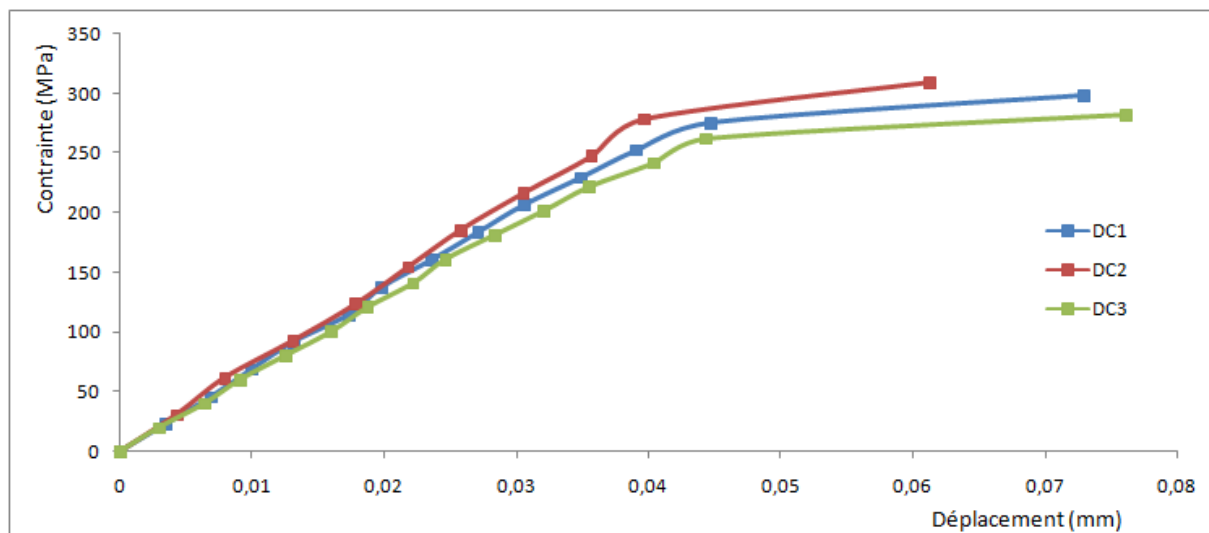


figure A17 évolution de la contrainte en fonction de la température à 40°C

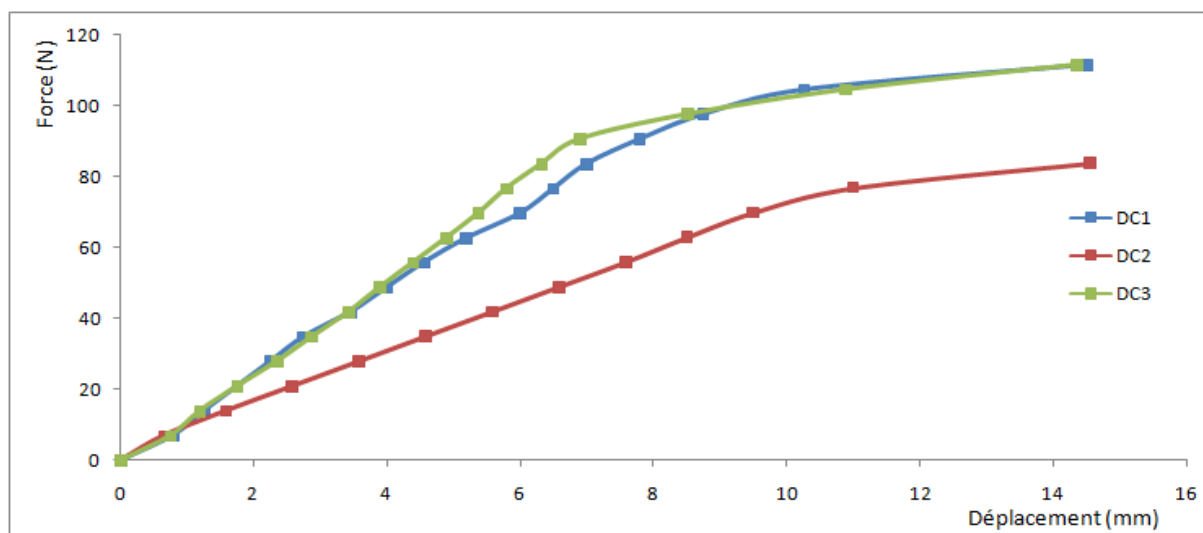


Figure A18 évolution de la force en fonction de la déformation à 70°C

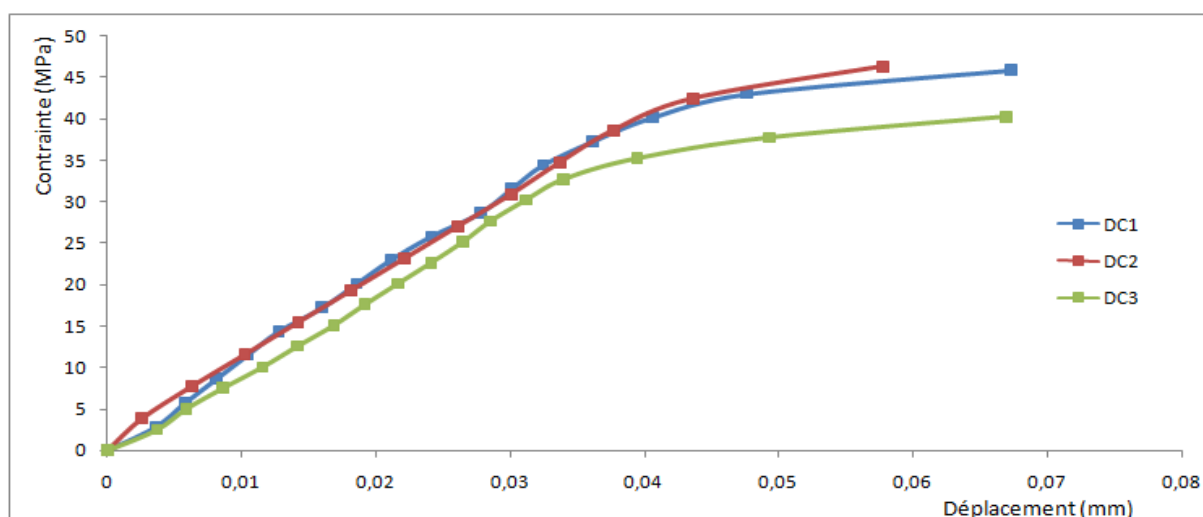


figure A19 évolution de la contrainte en fonction de la température à 70°C

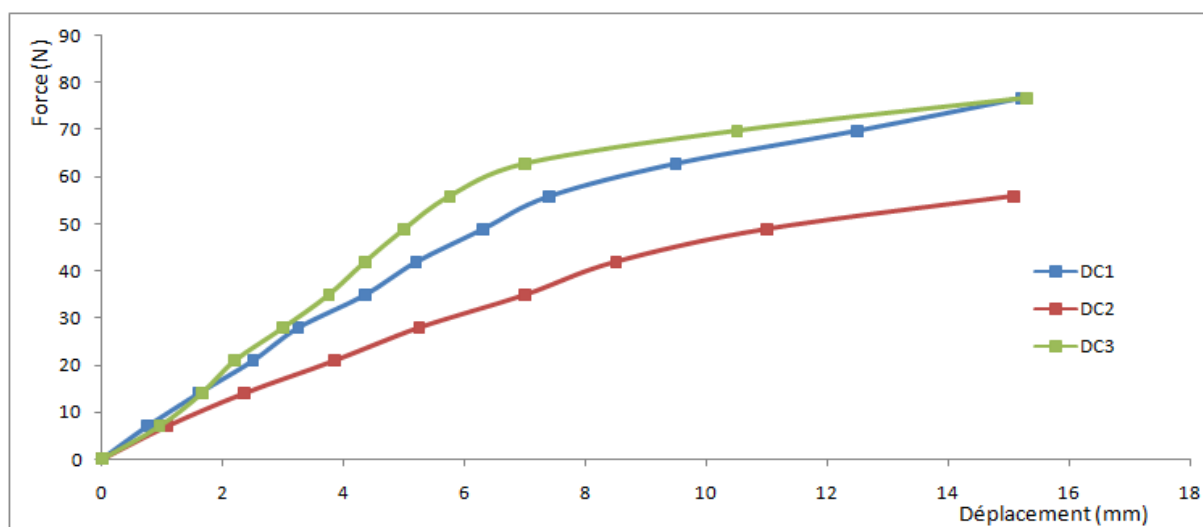


Figure A20 évolution de la force en fonction de la déformation à 90°C

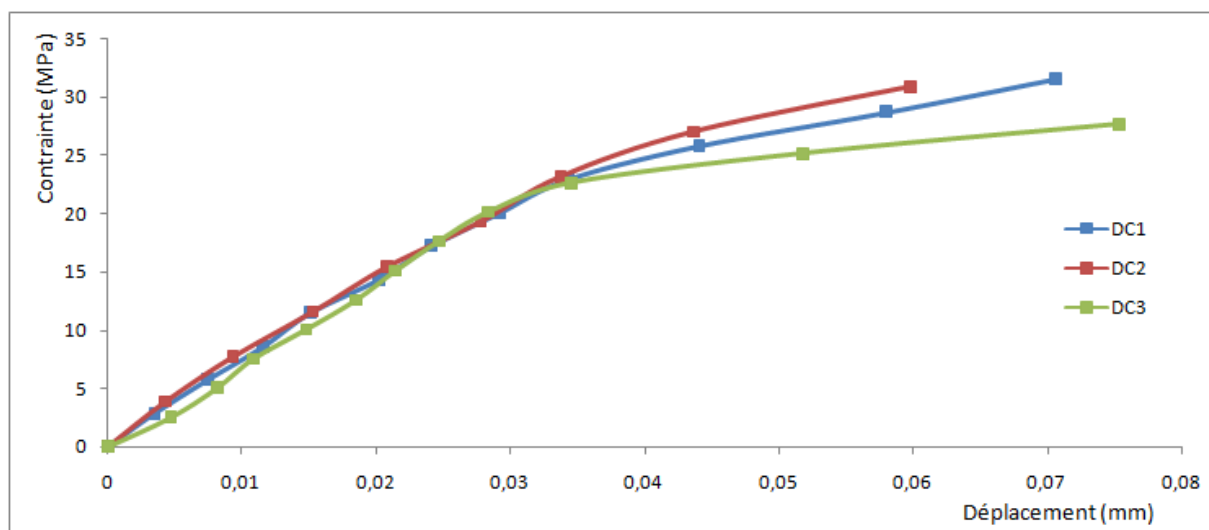


Figure A21 évolution de la contrainte en fonction de la température à 90°C

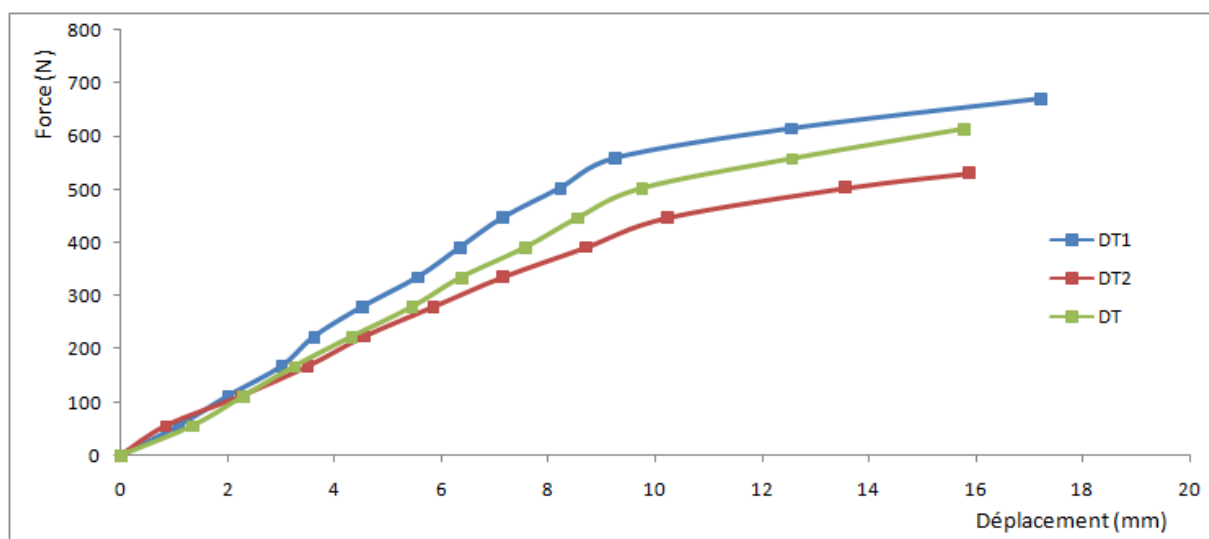


Figure A22 évolution de la force en fonction de la déformation à 40°C

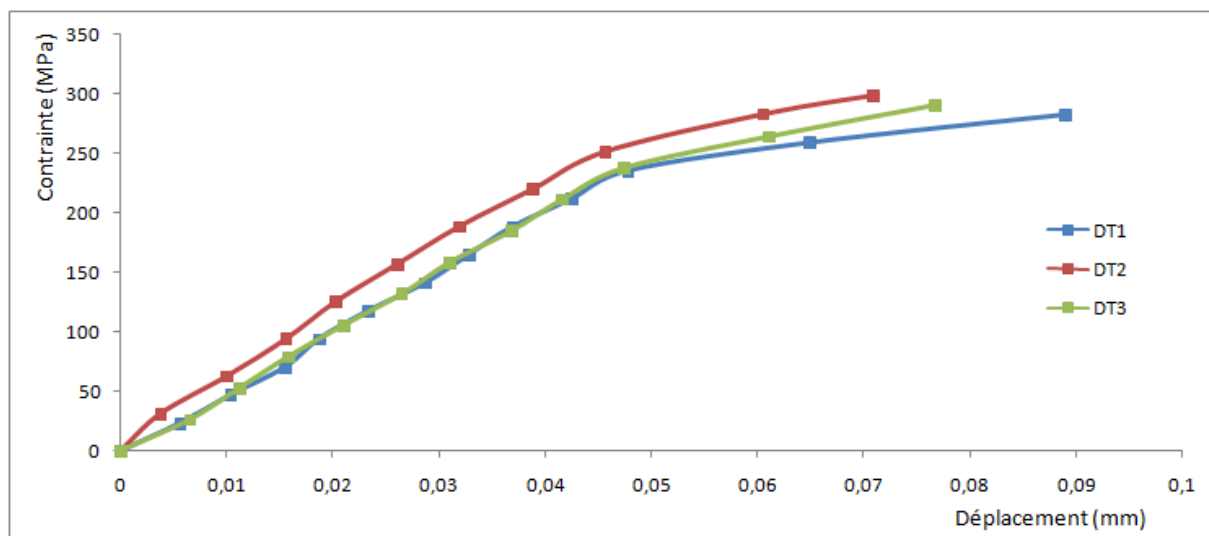


Figure A23 évolution de la contrainte en fonction de la température à 40°C

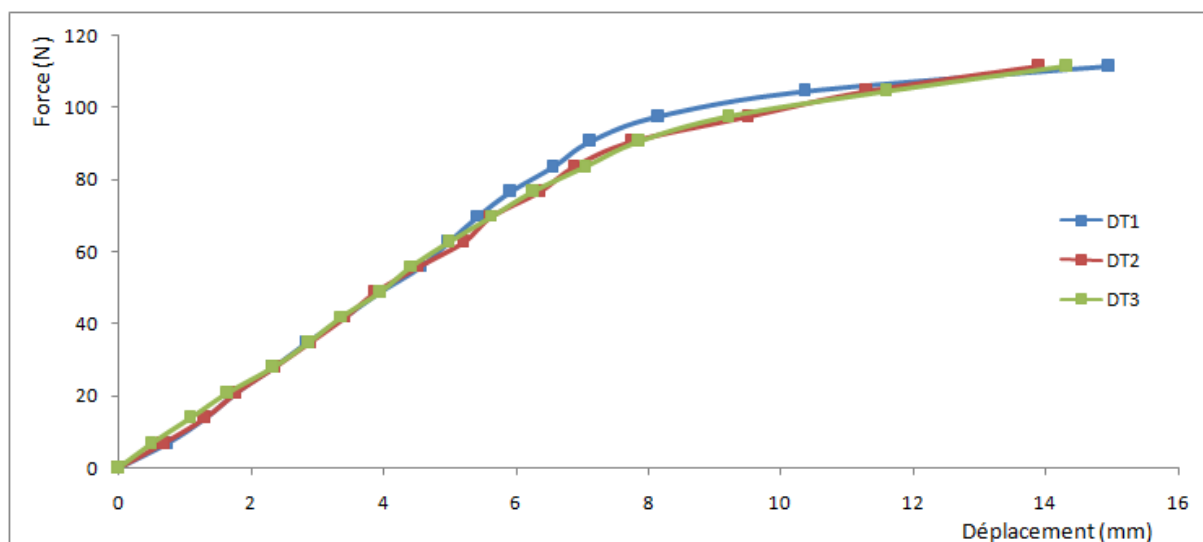


Figure A24 évolution de la force en fonction de la déformation à 70°C

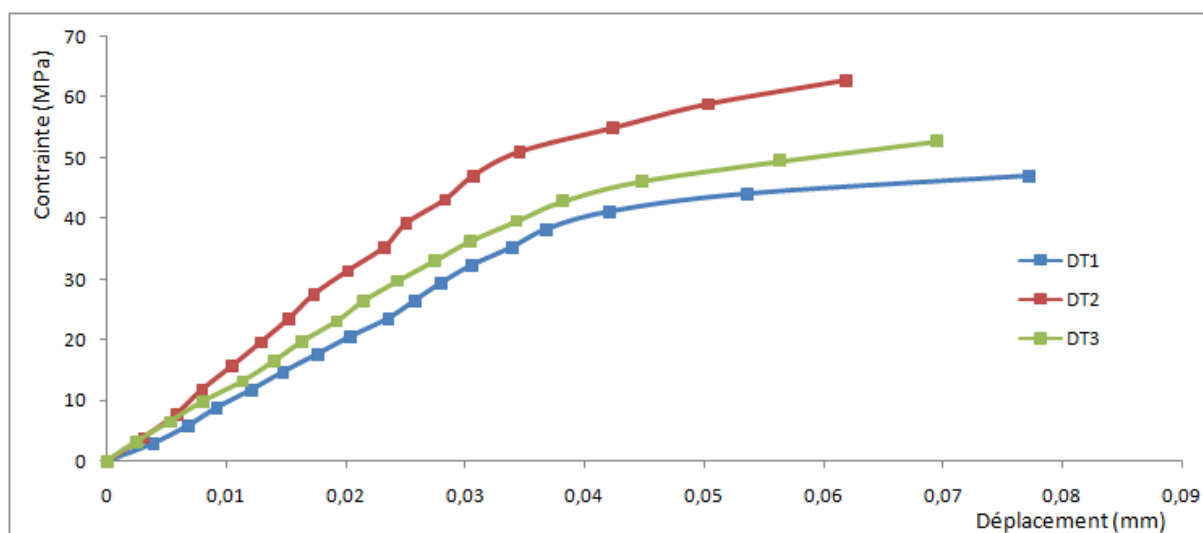


Figure A25 évolution de la contrainte en fonction de la température à 70°C

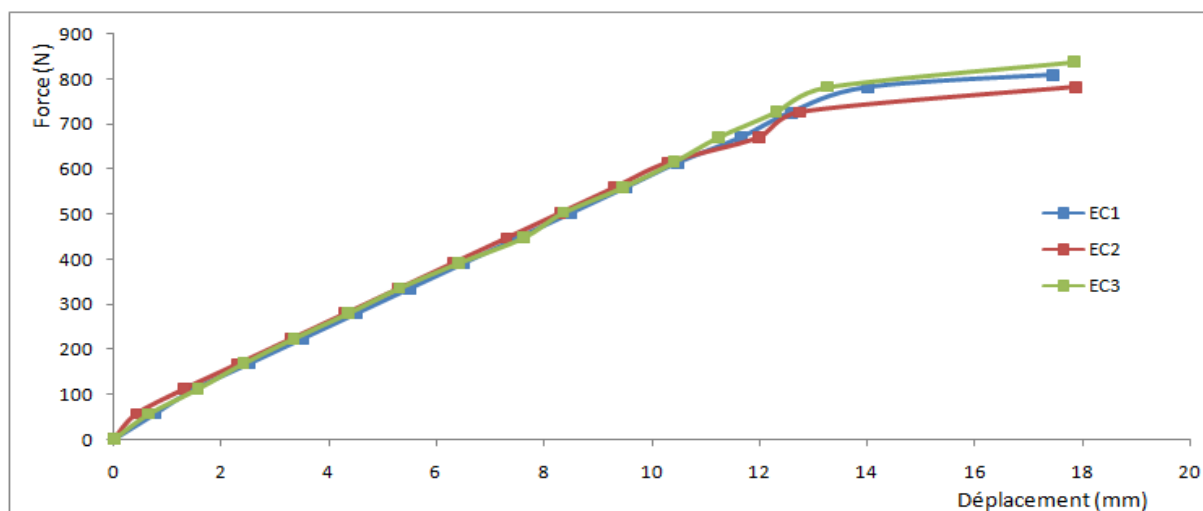


Figure A26 évolution de la force en fonction de la déformation à 40°C

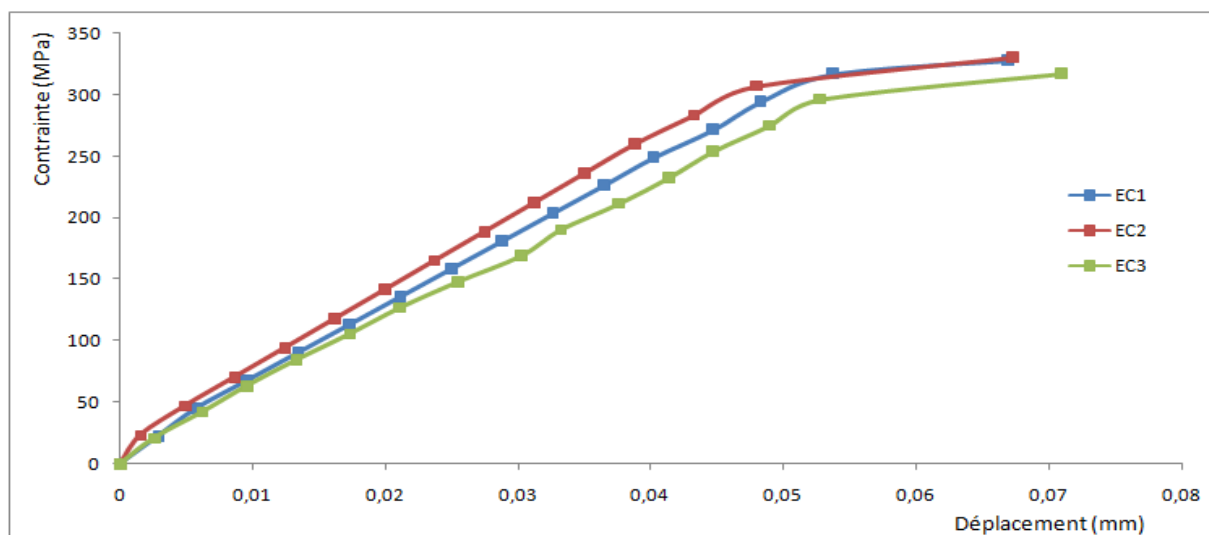


figure A27 évolution de la contrainte en fonction de la température à 40°C

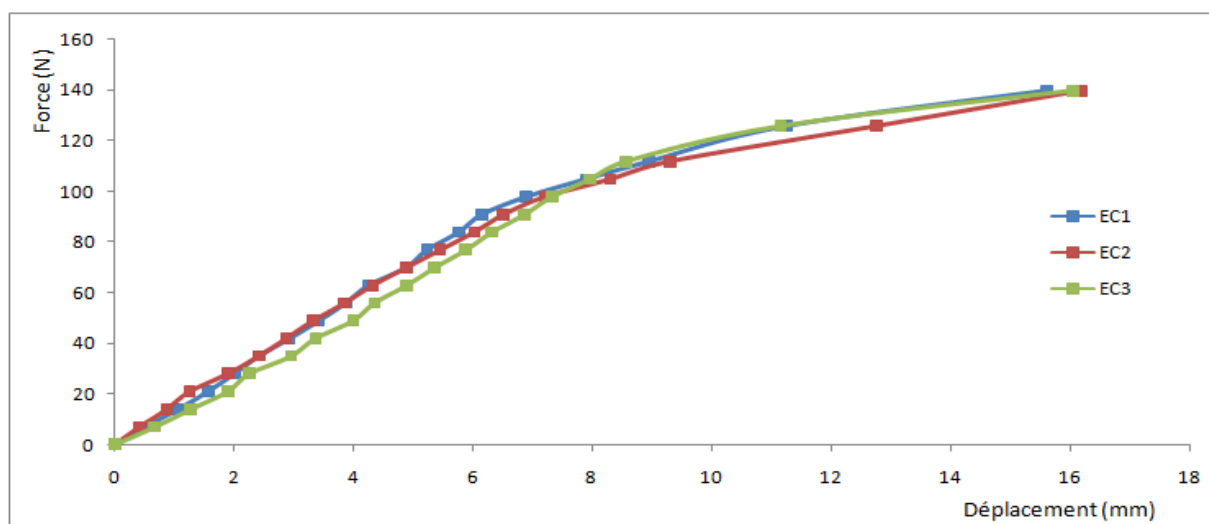


Figure A28 évolution de la force en fonction de la déformation à 70°C

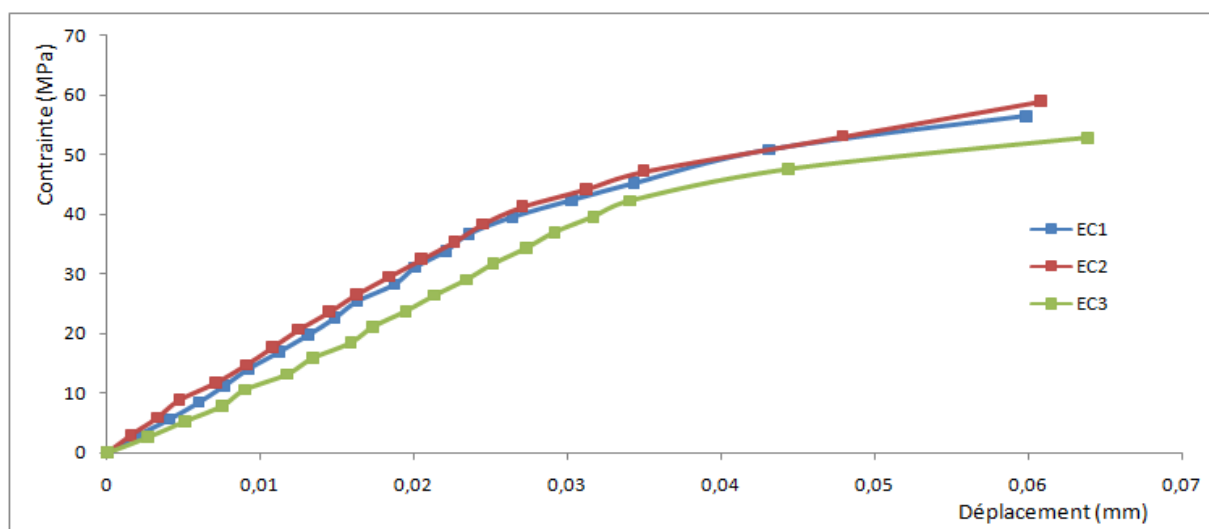


Figure A29 évolution de la contrainte en fonction de la température à 70°C

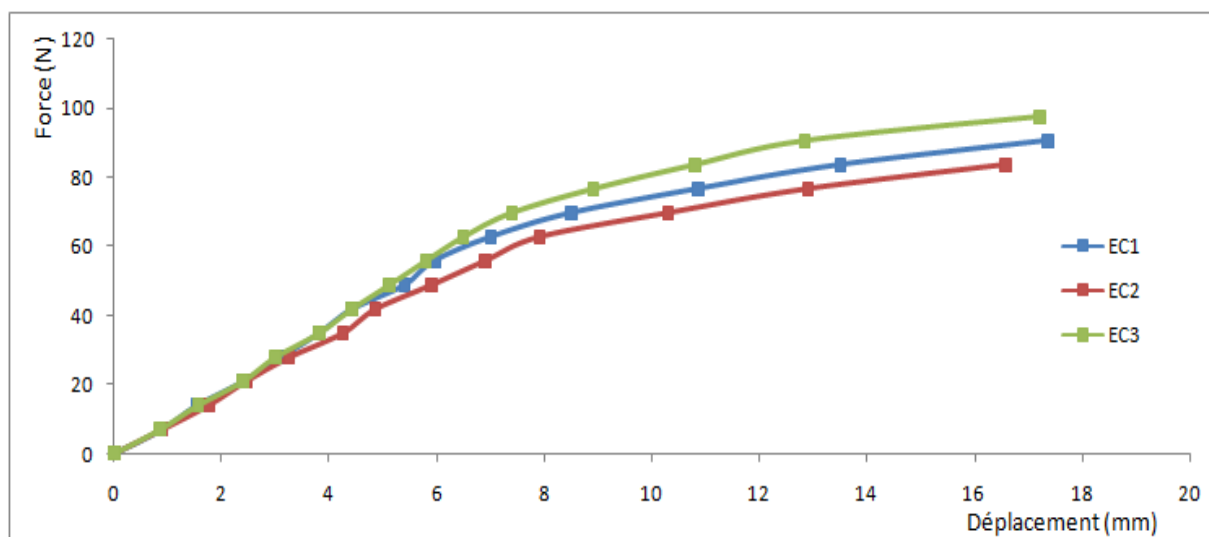


Figure A30 évolution de la force en fonction de la déformation à 90°C

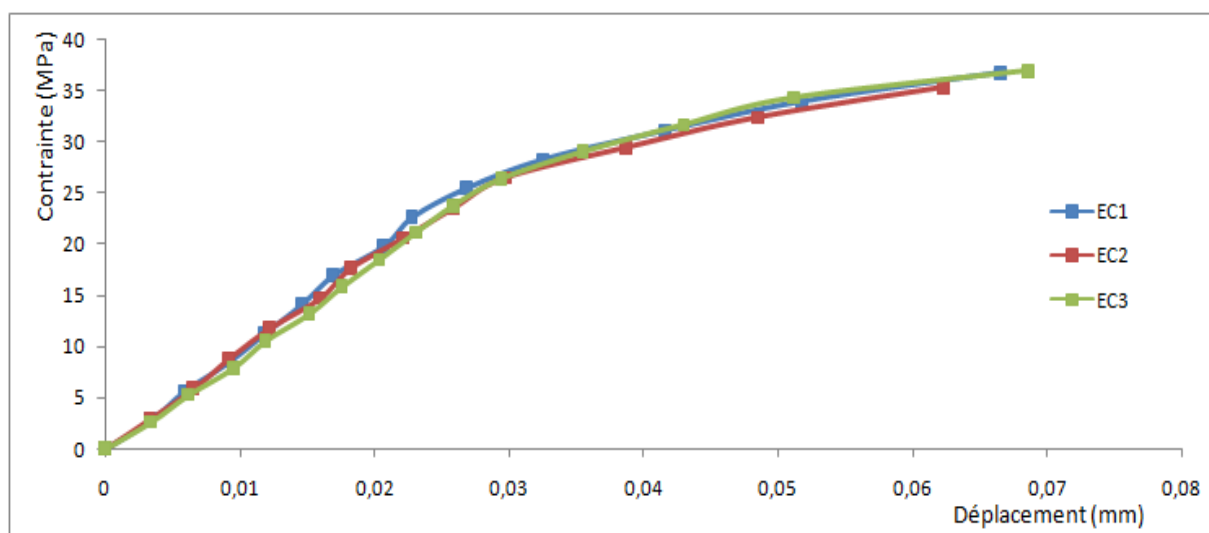


figure A31 évolution de la contrainte en fonction de la température à 90°C

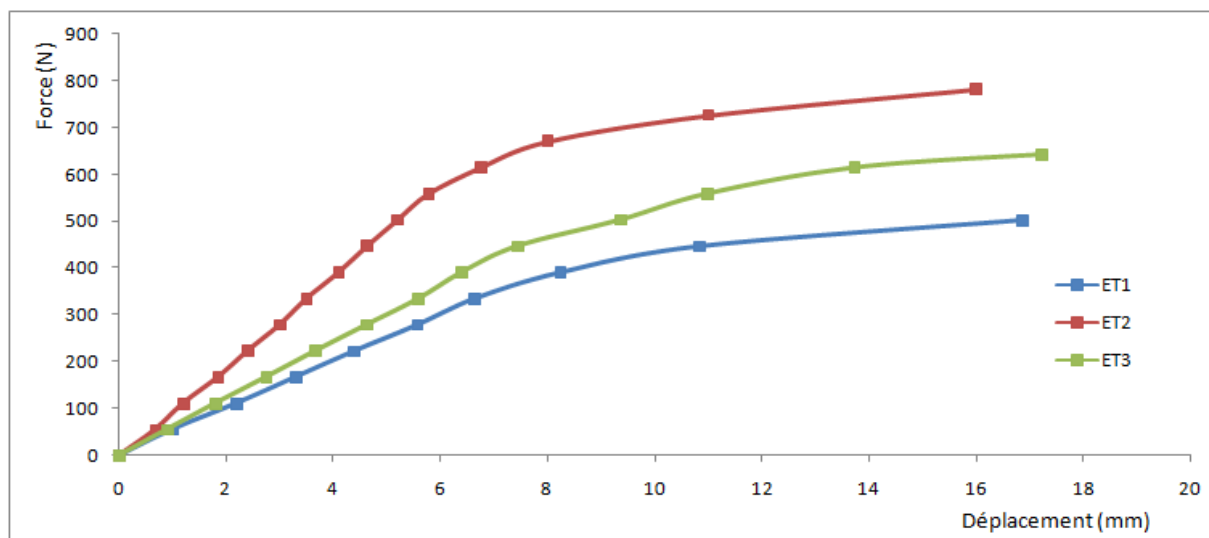


Figure A32 évolution de la force en fonction de la déformation à 40°C

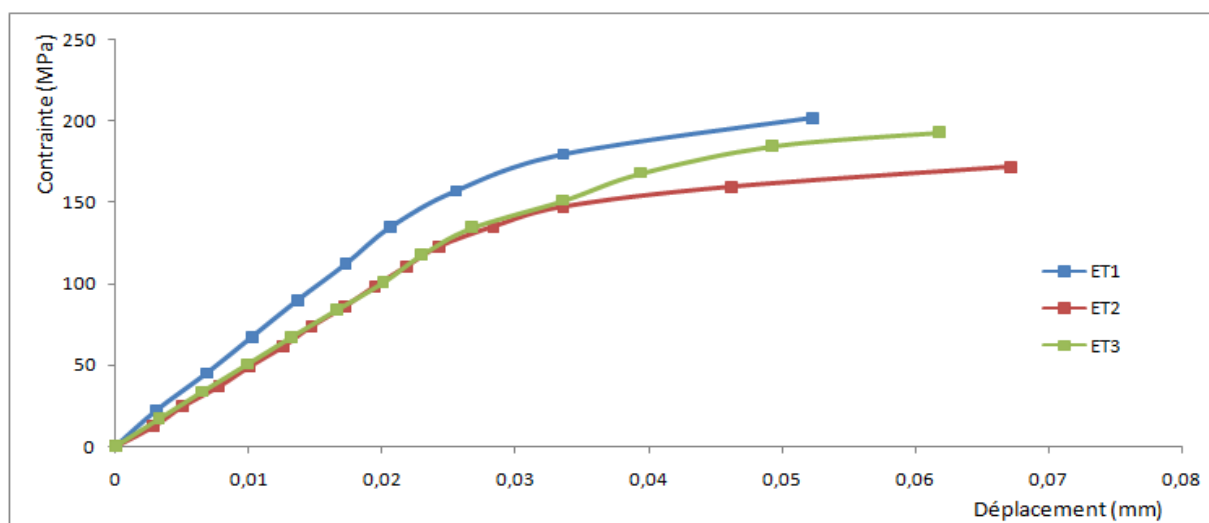


figure A33 évolution de la contrainte en fonction de la température à 40°C

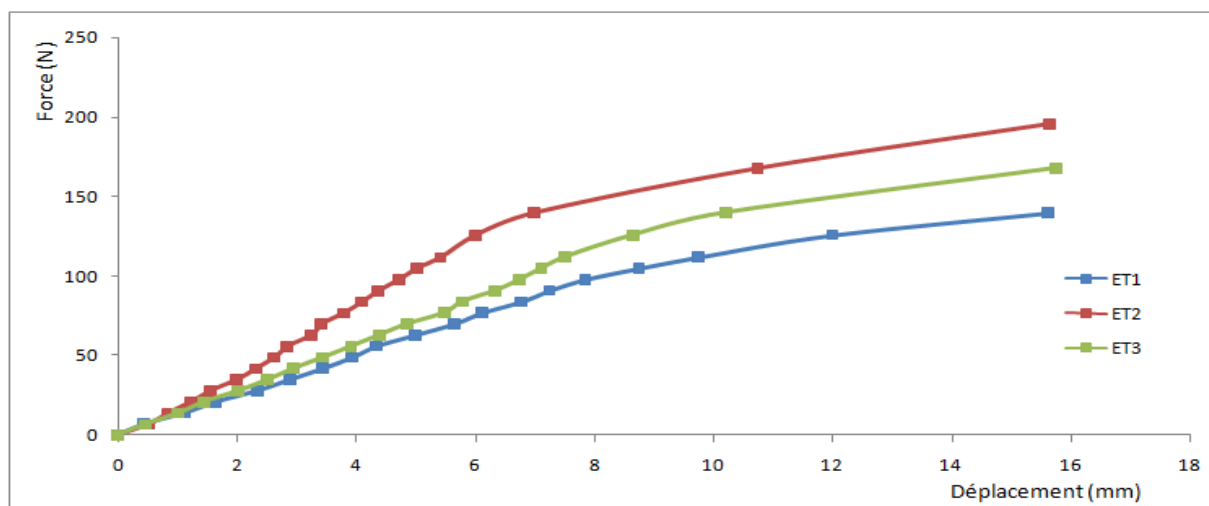


Figure A34 évolution de la force en fonction de la déformation à 70°C

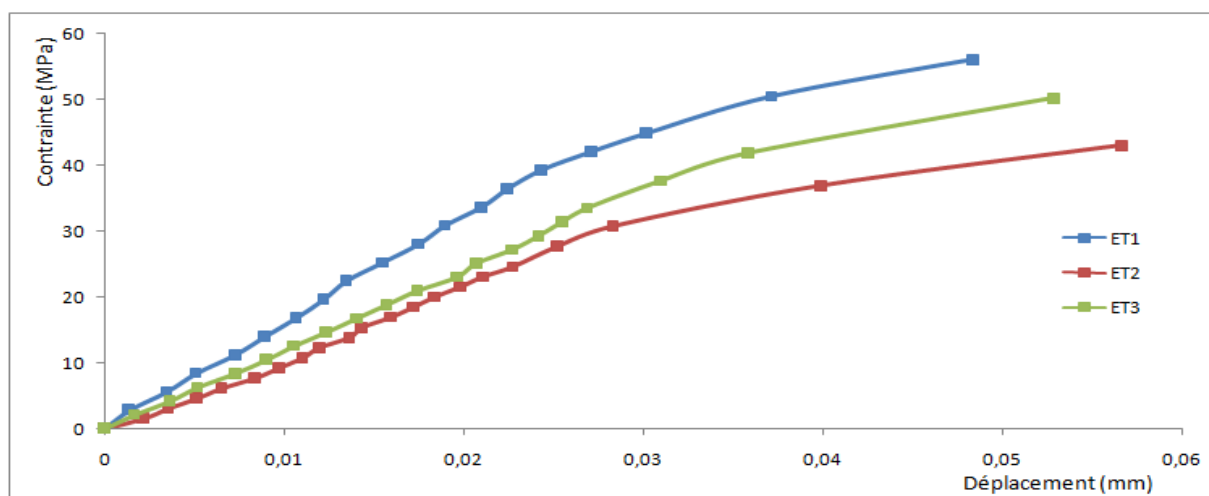


Figure A35 évolution de la contrainte en fonction de la température à 70°C

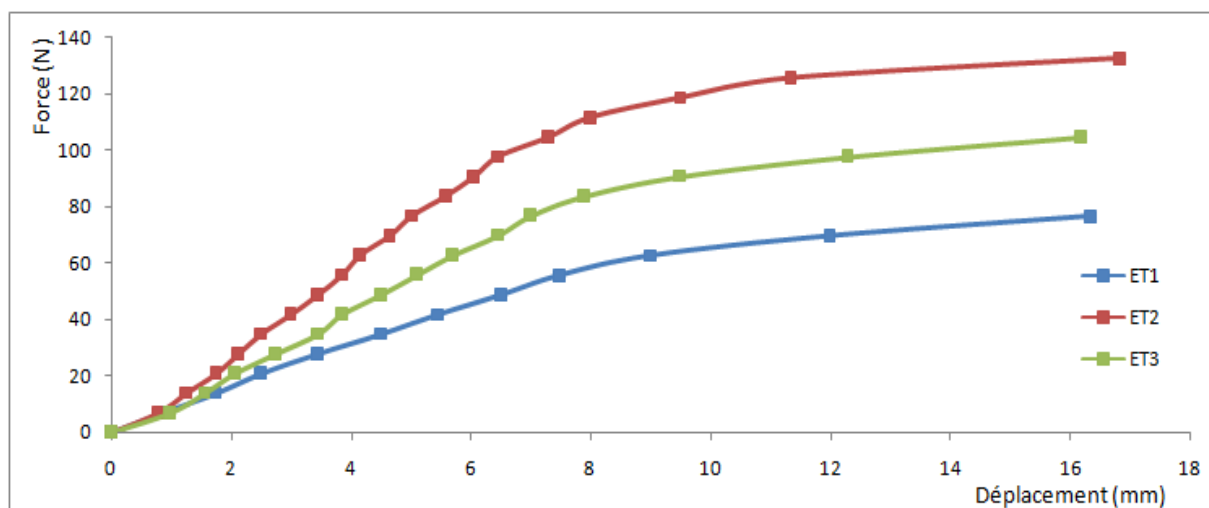


Figure A36 évolution de la force en fonction de la déformation à 90°C

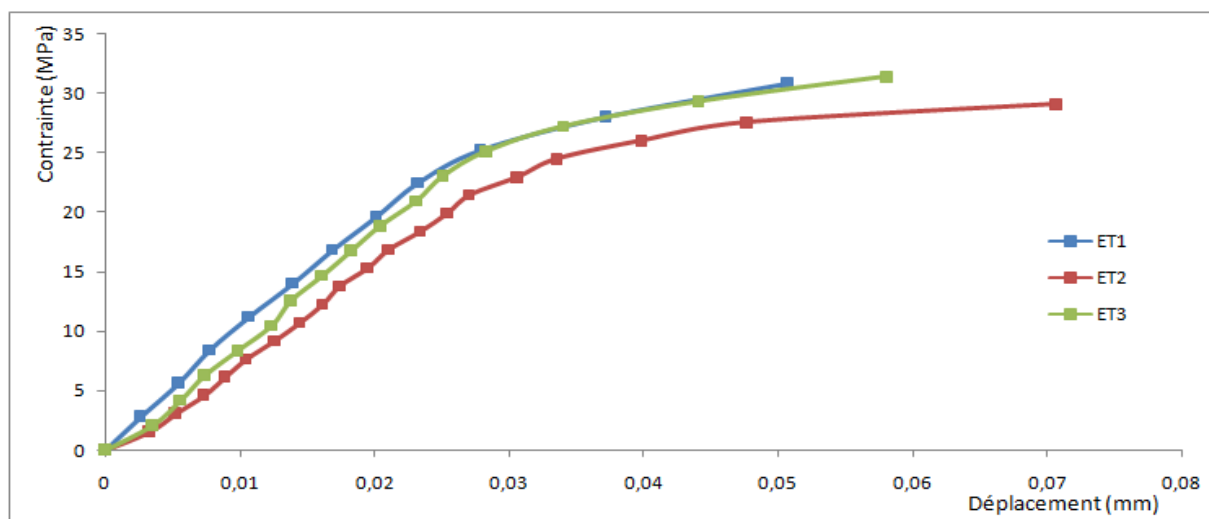


Figure A37 évolution de la contrainte en fonction de la température à 90°C

Bibliographie

La bibliographie

- [1]. Jean- marie Berthelot, mécanique des matériaux et structures composites
- [2]. GLOSSAIRE DES MATERIAUX COMPOSITES – CARMA –Actualisation octobre 2006
- [3]. Jérémie AUCHER, étude comparative du comportement de composites a matrice thermoplastique ou thermodurcissable.
- [4]. Cyril DOUTHE, étude de structures élancées précontrainte en matériaux composites, soutenue le 16 novembre 2007 à l'E.N.P.C
- [5]. PRABHAKAR Daniel, procédés classiques de mise en forme des composites, (2007).
- [6].D.BELLET. , J.J.BARRAU, *cours d'élasticité*, édition cépaduès, Toulouse, 1990.
- [7].P.GERMAIN. , P.MULLER, *introduction a la mécanique des milieux continus*, MASSON, Paris, 1994
- [8].J.GAMBELIN, D.GAY, *Dimensionnement des structures : une introduction*, Hermès, 1999.
- [9].J.M. BERTHELOT, *Matériaux composites. Comportement mécanique et analyse des structures*, Tec et Doc, paris 1999.
- [10].K. REIFSNIDER, life prediction analysis, ICCM VI, 1987, 41-43.
- [11].J.M. WHITNEY, R.J.NUISMER, stress fracture criteria for laminated composite containing stress concentration, *jour. Comp. Mat* 8, 1974, 253-256
- [12].L.LORENZO, H.T. HAHN, fatigue failure mechanisms in unidirectional composites, STP 907, 1986, 210-232.
- [13].A.CHAREWICZ, I.M. DANIEL, Damage mechanisms and accumulation in Graphite/epoxy laminates, STP 907, 1986, 274-297.
- [14].S.V. RAMANI, D.P. WILLIAMS, ntched and unnotched fatigue behavior of angle ply graphite/epoxy composites, STP 638, 1977,27-46.
- [15].J.XIAO, C. BATHIAS, fatigue damage and fracture mechanism of notched woven laminates, composite materials, vol. 28, n° 12, 1994, 1127-1139.
- [16].P.DE ROO, B.PALUCH, étude expérimentale et modélisation de l'endommagement en fatigue d'un composite unidirectionnel, ICCM VI, 1987, 4431-4442.
- [17].E.G. GUYN, T.K. O'BRIEN, the influence of lay-up and thickness on composite impact damage and compression strength, AIAA, 85-0646, 1985, 187-196.
- [18].L. AUDOUIN, V. LANGLOIS, J. VERDU, J.C.M DE BRUIJN, role of oxygen diffusion in polymer ageing. Kinetic and mechanical aspects, J.Mater.Sci.29, 569, 1994.

- [19].I. MERDAS, F.THOMINETTE, A. TCHARKHTCHI, J. VERDU, *Comp. Sci.Technol.* 62,487, 2002.
- [20].J. DEWAS, J.P.FAVRE, *JNC 5, pluralis, paris*, 1986, 380-393.
- [21]. K.KONDO, T. TAKI, J, *composite materials* 16,82, 1982.
- [22]-HUGO, J., SOVA, M., CIZINSKY, J "Creep and creep damage of glass fibre reinforced polypropylene" *Composite structures*, Vol 24, 1993, pp 233-244
- [23]- MIYANO, Y., MCMURRAY, KITADE, N., NAKADA, M., MOHRI, M "Loading rate and temperature dependence of flexural behaviour of unidirectional pitch-based CERF laminates" *Composites*, Vol 26, N°10, 1995, pp 713-718
- [24]-Quinson, R."Caractérisation et modélisation de la déformation non élastique des polymères amorphes à l'état solide" *Rapport de thèse, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon*, 1995
- [25]-BRINSON, H.F., HIEL, C.C., CARDON, A.H. "Comportement viscoélastique non linéaire de composites à matrice polymérique" *Comptes-rendus des 4èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC 4)*, Paris, 11-13
Septembre 1984, p.659-675
- [26]-STRURGEON, J.B., BUTT, R.I., LARKE, L.W. "Creep of carbon fibre reinforced plastics" *Royal aircraft establishment, technical report 76168*, december 1976
- [27]-GUPTA, V.B., DRZAL, L.T., LEE, C.Y.C., RICH, M.J. "Temperature dependence of some mechanical properties of a cured epoxy resin system"
Polymer engineering and science, Vol.25, N°13, 1985, P.812-823
- [28]-SULLIVAN, J;L; "Creep and physical aging of composites" *Composites science and technology*, Vol 39, N°3, 1990, pp 207-232
- [29]-PIPES, R.B., PAGANO, N.J. Interlaminar stresses in composite laminates under axial extension *Journal of Composite Materials*, Vol.4, 1970, p.538-548
- [30]-XU[Xu, 1994], WANG et CROSSMAN[Wang and Crossman, 1980], GAMSTEDT et SJOREN [Gamstedt and Sjoren, 2002], ou encore OKABE, NICHIKAWA et TAKEDA [Okabe et al., 2008]. HUCHETTE, VANDELLOS et CARRERE [Huchette et Al, 2009]
- [31]-KONDO, K., KUBO, T., MASUYAMA, M. "Creep behaviour of unidirectional composites" *Computational Mechanics*, Vol.14, N°1, 1994, p.16-27
- [32]-SCOTT, D.W., LAI, J.S., ZUREICK, A.H. "Creep Behaviour of fiber reinforced polymeric composites: a review of the technical literature" *Journal of reinforced plastics and composites*, 1995, Vol.14, p.588-617

- [33]-KHAVANDI, A. "Etude de la déformation non élastique de composites unidirectionnels Verre / Résine époxyde: Prévion du comportement mécanique (Module dynamique, Fluage)" Rapport de thèse, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1997
- [34]-SCOTT, D.W., LAI, J.S., ZUREICK, A.H. "Creep Behaviour of fiber reinforced polymeric composites: a review of the technical litterature" Journal of reinforced plastics and composites, 1995, Vol.14, p.588-617
- [35]-LILHOLT, H. "Model for creep of fibrous composite materials" Material Forum, Vol.11, 1988, p.133-139
- [36]-LEADERMAN, H; "Elastic and creep properties of filamentous materials and other high polymers" The Textile Foundation, Washington, 1943
- [37]-YEN, S.C., MORRIS, D.H. "Accelerated characterization of a chopped fiber composite using a strain energy failure criterion" Polymer Composites, 1989, Vol.10, N°4, p.249-255
- [38]-BANK, L.C., MOSSALAM, A.S. "Creep and failure of a full size fiber reinforced plastic pultruded frame" Composite Material Technology, 1990, Vol.1, p.49-56
- [39]-GUEDRA-DESGEORGES, D., BOCK, P. "Modèles de prévion du comportement viscoélastique des composites stratifiés fibres longues de carbone / matrice organique" Aérospatiale, Rapport interne N°DCR/M-60 163/1-91, 1991, p.812-823
- [40]-AUGL, J.M. "Non linear creep effects of physical ageing, temperature, and moisture of an epoxy resin" Journal of rheology, Vol 31, N°1, 1987, pp 1-36
- [41]-ZHANG, S.Y., XIANG, X.Y. "Creep characterization of a fiber reinforced plastic material" Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1992, Vol.2, N°10, p.1187-1194
- [42]-BRINSON, H.F., MORRIS, D.H., YEOW, Y.T. "A new experimental method for the accelerated characterizationand prediction of failure of polymerbased composite laminates" Sixth International Conference for Experimental Stress Analysis, Munich, Germany, September 1978
- [43]-BRINSON, H.F., MORRIS, D.H, GRIFFITH, Wi. "The accelerated characterization of viscoelastic composite materials" Rapport interne N°VPI-E-80-15, Virginia Polytechnic Institute and State University, Blacksburg, USA, April 1980
- [44]-BRINSON, H.F., DILLARD, D.A.
- "The prediction of long term viscoelastic properties of fiber reinforced plastics"
- Fourth International Conference on Composite Materials (ICCM-IV), Progress in Science and Engineering of Composites, Edited by T.HAYASHI, K.KAWATA and S.UMEKAWA, Tokyo, 1982, p.795-802

- [45]-BRINSON, H.F., TUTTLE, M.E. "Prediction of the long term creep compliance of general composite laminates Experimental Mechanics, Vol 26, N°1, March 1986, pp 89-102
- [46]-LADOUCE, L. "Déformation non élastique homogène et hétérogène du poly(éthylène téréphtalate) amorphe et semicristallin" Rapport de thèse, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 1995
- [47]-PEREZ, J., G'SELL, C., EL BAHRI, H., CAVAILLE, J.Y., JOHARI, G.P.
"Effect of plastic deformation on the microstructure and properties of amorphous polymers"
Journal of Materials Science and Engineering, VolA-1 10, 1989, p223-229
- [48]-PEREZ, J. "Physique et mécanique des polymères amorphes" Techniques de documentation Lavoisier, Paris, 1992
- [49]- FISCHER, S., ROMAN, I., HAREL, H., MARON, G., WAGNER, H.D. "Simultaneous determination of shear and Young's moduli in composites" Journal of Testing and Evaluation, Vol.9, N°5, 1981, p. 303-307