HAL
open science

Caractérisation de la fibre aramide Kevlar 29r : étude du comportement et des propriétés mécaniques en tension et en torsion

Marie-Hélène Lafitte

To cite this version:

Marie-Hélène Lafitte. Caractérisation de la fibre aramide Kevlar 29r : étude du comportement et des propriétés mécaniques en tension et en torsion. Matériaux. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1981. Français. NNT : . pastel-00555564

HAL Id: pastel-00555564

https://pastel.hal.science/pastel-00555564

Submitted on 13 Jan 2011

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THESE

présentée à

l'ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE PARIS

par

MARIE-HÉLÈNE LAFITTE

pour obtenir

LE GRADE DE DOCTEUR-INGENIEUR

CARACTERISATION DE LA FIBRE ARAMIDE KEVLAR 29®: ETUDE DU COMPORTEMENT ET DES PROPRIETES MECANIQUES EN TENSION ET EN TORSION

Soutenue le 3 juillet 1981

JURY

MM.	J.B.	DONNET	PRESIDENT
	M.	SOTTON	RAPPORTEUR
	E.	SACCO	EXAMINATEUR
	A.R.	BUNSELL	EXAMINATEUR
	G.	POMEY	EXAMINATEUR

AVANT-PROPOS

Cette thèse a pu atteindre son terme grâce à la large coopération que j'ai trouvée au Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines ainsi que dans d'autres Centres.

Je tiens particulièrement à remercier ici :

Monsieur G. POMEY, Directeur du Centre, qui m'a accueillie dans son laboratoire.

Monsieur A.R. BUNSELL, Maître de Recherche, qui m'a assistée tout au long de cette étude.

Monsieur J.B. DONNET, Directeur du Centre de Recherche CNRS de Mulhouse qui m'a fait l'honneur d'accepter la Présidence du Jury.

Monsieur J. SACCO, Responsable du Service Recherche Rhône Poulenc-Textile qui a bien voulu se joindre au Jury. Ses critiques et ses conseils m'ont été précieux pour l'interprétation de certains résultats.

Monsieur M. SOTTON, Directeur de l'Institut Textile de France-Paris, qui m'a témoigné une large attention durant ce travail. Je lui sais gré de m'avoir permis d'accéder aux moyens expérimentaux de son laboratoire et d'avoir accepté de faire partie du Jury en tant que Rapporteur.

Monsieur P. BUCKLEY, Maître de Recherche U.M.I.S.T. (University Manchester Institute of Science and Technology) qui m'a conseillée au cours de mon stage dans son groupe de recherche.

Tous les chercheurs et techniciens du groupe Composites dont Monsieur Y. FAVRY et Monsieur D. HEARN, ainsi que Monsieur J. VALY qui m'ont fait profiter de leurs compétences techniques.

Je voudrais également exprimer ma reconnaissance à tous ceux, très nombreux, qui m'ont apporté à titres divers, leur soutien aussi bien technique qu'amical pendant la longue période que nécessite la préparation d'une thèse.

Je remercie enfin la Direction des Recherches, Etudes et Techniques pour son appui financier.

SOMMAIRE

Pages

CHAPITRE I - INTRODUCTION

CHAPITRE II - ASPECTS CHIMIQUE ET PHYSIQUE

II.1 - STRUCTURE..... II. 1
II.2 - ASPECT DE LA FIBRE..... II. 4
II.3 - DIAMETRE DES FIBRES..... II. 5

CHAPITRE III - CONDITIONS EXPERIMENTALES

III.1 - APPAREILS UTILISES..... III. 1
III.1.1. - Machine de traction..... III. 1
III.1.2. - Machine de fatigue..... III. 1
III.1.3. - Machine de fluage..... III. 3
III.1.4. - Microcouplemètre de torsion..... III. 5

III.2 - PREPARATION DES EPROUVETTES..... III. 7
III.2.1. - Essais de traction à l'ambiante, essais de fatigue..... III. 7
III.2.2. - Essais de traction en température, fluage..... III. 9
III.2.3. - Essais de torsion..... III. 9
III.2.4. - Microscopie à balayage..... III. 9

CHAPITRE IV - CARACTERISATION EN TRACTION SIMPLE

IV. 1 - CARACTERISTIQUES..... IV. 1
IV.1.1. - Evaluation du nombre de tests..... IV. 1
IV.1.2. - Propriétés en tension..... IV. 5
IV.1.3. - Comportement en traction..... IV. 7
IV.1.4. - Mécanismes de rupture..... IV. 8

Pages

IV.2. - INFLUENCE DE LA LONGUEUR DE JAUGE..... IV.10
IV.3. - INFLUENCE DE LA TEMPERATURE..... IV.14
IV.3.1. - Propriétés..... IV.14
IV.3.2. - Températures de transition..... IV.17

IV.4. - CONCLUSION..... IV.23

CHAPITRE V - COMPORTEMENT DANS LE TEMPS SOUS DIFFERENTS MODES DE CHARGEMENT

V.1. - RELAXATION..... V. 1
V.1.1. - Comportement en relaxation..... V. 1
V.1.2. - Influence d'un temps de relaxation sur le comportement en traction..... V. 3

V.2. - FLUAGE..... V. 7
V.2.1. - Influence d'une période de fluage sur le comportement en traction..... V. 7
V.2.2. - Critère de rupture d'une fibre soumise à une charge constante..... V.11
V.2.3. - Comportement au cours du fluage..... V.11
V.2.4. - Durée de vie des fibres en fluage..... V.23
V.2.5. - Conclusion..... V.25

V. 3. - SOLLICITATIONS CYCLIQUES..... V.26
V.3.1. - Moyens d'études..... V.26
V.3.2. - Evolution du module d'une fibre soumise à une sollicitation cyclique..... V.31
V.3.3. - Influence d'une courte sollicitation cyclique sur le comportement en traction V.33
V.3.4. - Influence de l'histoire sur le comportement des fibres..... V.33
V.3.5. - Durée de vie des fibres sous sollicitations cycliques..... V.37
V.3.6. - Conclusion..... V.45

Pages

CHAPITRE VI - COMPORTEMENT DES FIBRES SOUS DES CONTRAINTES DE COMPRESSION ET DE CISAILLEMENT

VI.1. - COMPRESSION..... VI. 1
VI.2. - CISAILLEMENT..... VI. 2
VI.2.1. - Définition des paramètres de torsion..... VI. 3
VI.2.2. - Comportement en torsion d'un ou deux monofilaments..... VI. 5
VI.2.3. - Comportement en traction de deux fibres torsadées..... VI.14
VI.2.4. - Calcul des contraintes dues à la torsion VI.19
VI.2.5. - Comparaison de la théorie élastique avec les résultats expérimentaux..... VI.25
VI.2.6. - Fatigue de deux fibres torsadées..... VI.31
VI.2.7. - Conclusion..... VI.31

CHAPITRE VII - CONCLUSION

ANNEXE 1. - LOI DE COMPORTEMENT EN FLUAGE

A.1.1. - Choix des équations..... A1. 1
A.1.2. - Calcul des paramètres..... A1. 3
A.1.3. - Conditions expérimentales. Mise en équation. A1. 6

ANNEXE 2. - CALCUL DES CONTRAINTES EN TORSION

A.2.1. - Equations des déplacements..... A2. 1
A.2.2. - Equations d'équilibre..... A2. 3
A.2.3. - Applications à la torsion à longueur constante..... A2. 5
A.2.4. - Applications à la traction de deux fibres torsadées..... A2.11

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

CHAPITRE I

INTRODUCTION

Les fibres ont toujours été d'un grand intérêt aussi bien pour l'habillement que pour la fabrication des cordages ou encore pour tout ce qui concerne les matériaux composites.

Au siècle dernier par exemple, l'industrie textile utilisait des fibres naturelles d'origine végétale ou animale. Vers la fin du siècle, la découverte d'un solvant a permis l'élaboration de fibres continues à partir de la cellulose. Ainsi, la gamme des fils a été élargie par ces filaments continus, dits régénérés (viscose, rayonne). Dès la première guerre, ces nouvelles fibres ont été employées pour améliorer la résistance des pneus . Ces premières exploitations industrielles "hors textile" ont contribué au développement de la recherche sur ce type de matériau. Une première génération de fibres purement synthétiques, de la famille des polyamides, est ainsi apparue vers la fin des années 30. Celles-ci, (dont le Nylon) fabriquées par extrusion du polymère fondu, ont un module d'élasticité supérieur à celui des fibres régénérées. Une concurrence s'est alors établie afin d'augmenter les propriétés de ces deux catégories de filaments. Il en est résulté la naissance de diverses fibres dont les principales sont les "polyéthylène terephtalate" dits polyester.

L'étendue toujours croissante des applications de ce type de matériaux et les exigences d'exploitations de plus en plus sévères (résistance, tenue au feu, absorption d'eau...) ont encouragé une nouvelle amélioration de leurs caractéristiques. Ceci a conduit à l'élaboration d'une nouvelle classe de fibres : les polyamides aromatiques (dont celles de Nomex).

Depuis quelques années, les progrès technologiques ont permis, grâce à un nouveau procédé de fabrication, l'obtention d'une nouvelle génération de monofilaments à très hautes performances : les fibres aramides, extrudées d'un polymère en solution. Leur structure formée d'un fort pourcentage de noyaux aromatiques, est très alignée,en conséquence,très anisotrope . Elle confère ainsi au matériau de très hautes propriétés en tension, mais aussi une grande faiblesse transversale.

Ces monofilaments sont caractérisés par un un très faible allongement et par un comportement en tension quasi-élastique.

Leur résistance, très élevée par rapport à celle des autres fibres organiques, est comparable à celle de l'acier et leur module d'élasticité atteint une valeur de l'ordre de dix fois supérieure à celle du Nylon et de deux fois celle du verre. Ceci, lié à leur faible densité, les dote d'une résistance spécifique cinq fois supérieure à celle de l'acier dans l'air et trente fois dans l'eau.

De plus, ces filaments, d'une grande stabilité thermique et d'une excellente résistance au choc, conservent le bon comportement en milieux corrosifs des polymères et gardent la souplesse des fibres.

Les fibres aramides sont destinées à plusieurs types d'applications. Par exemple, elles peuvent être, sous forme de tissu, une armature de pneus très résistante, ou, noyées dans une matrice, le renfort d'un matériau composite de très haut module. Elles sont également destinées, de par leur légèreté, leurs très bonnes propriétés, à former l'élément de base des câbles à très hautes performances tels que ceux de remorquages, amarrages...

Une structure, constituée d'un assemblage de fibres est généralement très complexe, la réponse aux nombreuses sollicitations, aussi bien intérieures qu'extérieures au produit, créées lors de son exploitation, dépend en premier lieu des caractéristiques des monofilaments la composant.

La connaissance des caractéristiques des fibres élémentaires est donc nécessaire à une compréhension approfondie du comportement d'une structure pendant son utilisation : elle permettrait d'évaluer les limites d'exploitation et de définir les modes de rupture du produit manufacturé.

Les principales fibres aramides actuellement sur le marché sont fabriquées par la Société "Dupont de Nemours" sous la marque déposée Kevlar. Les propriétés du Kevlar 29, objet de cette étude semblent être les plus intéressantes pour une application comme celle des câbles bien que le Kevlar 49, de module plus élevé, lui soit parfois préféré.

Cependant, ces fibres, récentes, ont un comportement très différent de celui de l'acier (elles sont viscoélastiques et évoluent au cours du temps), et également très différent de celui des autres fibres synthétiques déjà utilisées par leur structure et leur grande anisotropie.

Pour ces raisons, nous avons étudié les principales caractéristiques de la fibre, soit :

- ses propriétés en traction simple, en torsion ainsi que leur dispersion,
- l'influence de la longueur de jauge et de la température sur ses propriétés,
- l'influence de l'histoire et du mode de chargement sur son comportement en tension ainsi que sur sa durée de vie en fonction de différents niveaux de contraintes,
- l'influence de la torsion sur le comportement de deux monofilaments torsadés en traction et en fatigue.

CHAPITRE II

ASPECTS CHIMIQUE ET PHYSIQUE

Comme tout procédé d'élaboration, la fabrication des fibres ne peut être maintenue dans des conditions parfaitement identiques.

Les caractéristiques des monofilaments seront tributaires des différents paramètres entrant en jeu lors de leur mise en oeuvre : par exemple le taux d'étirage et le traitement thermique conditionnent les valeurs du diamètre, de la déformation à la rupture, et influent sur l'arrangement moléculaire.

Il existera, d'autre part, des variations internes ou externes telles que des variations de la densité, de la conformation structurale, de l'état de surface... sur un même filament.

Donc, afin de mieux caractériser la fibre de Kevlar 29, sa structure, son état de surface et la constance de son diamètre ont été examinés.

II.1. - STRUCTURE

De part ses propriétés mécaniques et sa fabrication à partir d'une solution, la fibre de Kevlar fait partie de la catégorie des "superfibres"(1). En effet, d'après Frenkel (2) les "superfibres" sont étirées à partir de polymères à chaînes rigides capables de former en solution une phase nématique. Dès de faibles coefficients d'étirage, un assemblage parallèle uniaxial des macromolécules s'établit et est fixé par l'évaporation du solvant. Pour une telle structure, chaque section comprend approximativement 100 % des chaînes. Il a proposé pour des fibres à chaînes rigides, le modèle d'assemblage représenté figure II1; le modèle (b) étant le modèle idéalisé.

a) Défauts des extrémités. b) Modèle idéal.

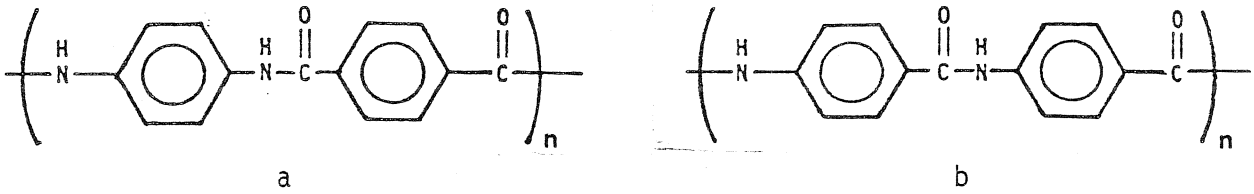
Figure II.1. Modèle de structure à chaines rigides (2)

Les seuls défauts seraient des défauts aux niveaux

des joints des extrémités des chaînes.

Il signale d'autre part que les polymères formés de chaînes absolument rigides ne fondent pas : leur point de fusion théorique étant supérieur à leur température de dégradation.

La structure chimique des fibres de Kevlar a été l'objet de nombreuses études critallographiques. Elles révèlent que la structure est fortement cristalline et que, contrairement aux autres polymères, les régions amorphes ne sont pas définies (3). Chiao, Penn, Newey (4) ont proposé deux types de structure chimique : soit une structure formée de poly - p - benzamide (figure II. 2. b), soit une structure formée de poly (p - terephtalamide) (figure II.2.a).

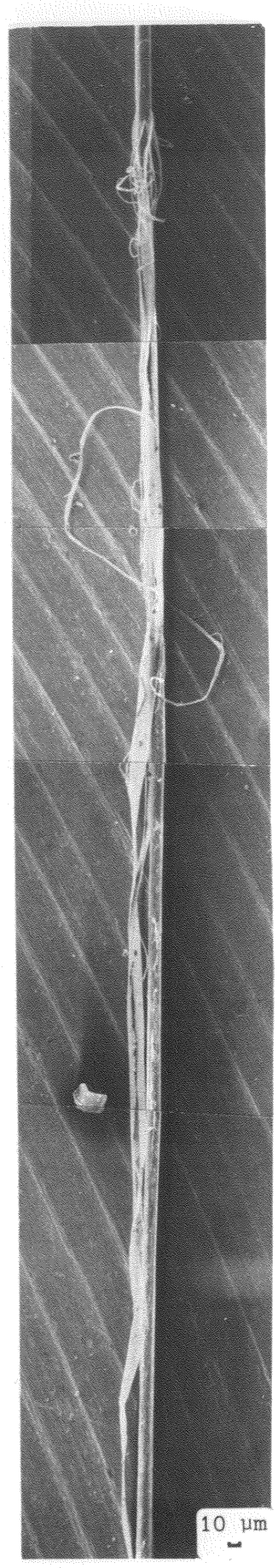


a b

Figure II.2. : Modèles de structure (3)

Tashiro et al. (5) différencient le Kevlar du PRD 49 (Kevlar 49) qui auraient respectivement la conformation a et b, tandis que Carter (6), Meredith (7), Northolt (8, 9) ont préconisé seulement la formule b. Ce dernier, à partir d'études de la fibre aux rayons X, a déterminé les données de la structure cristalline ; la maille élémentaire, de type monoclinique (pseudo-orthorombique) a pour dimension : a = 7,87 Å, b = 5,18 Å, c = 12,9 Å ; γ étant approximativement égal à 90°. La densité cristallographique serait égale à 1,48 g/cm^3 soit supérieure à celle mesurée (1,43 g/cm^3). Il indique que l'encombrement stérique exclut la possibilité que les plans, passant par les centres des atomes des groupes phénylène et ceux passant par les atomes des groupes amide, soient coplanaires (l'angle formé serait, d'après Tashiro de 30° (5).

D'après lui, la conformation du polymère est due principalement aux interactions intramoléculaires compétitives entre les groupes conjugués de la chaîne ; il n'y a pas de libre rotation autour des - liaisons phenyle-carbonyle et des liaisons phényle-amide. Il en conclut que les chaînes ont une très faible flexibilité et sont probablement de type "tige rigide" ; une structure paracristalline peut être envisagée.



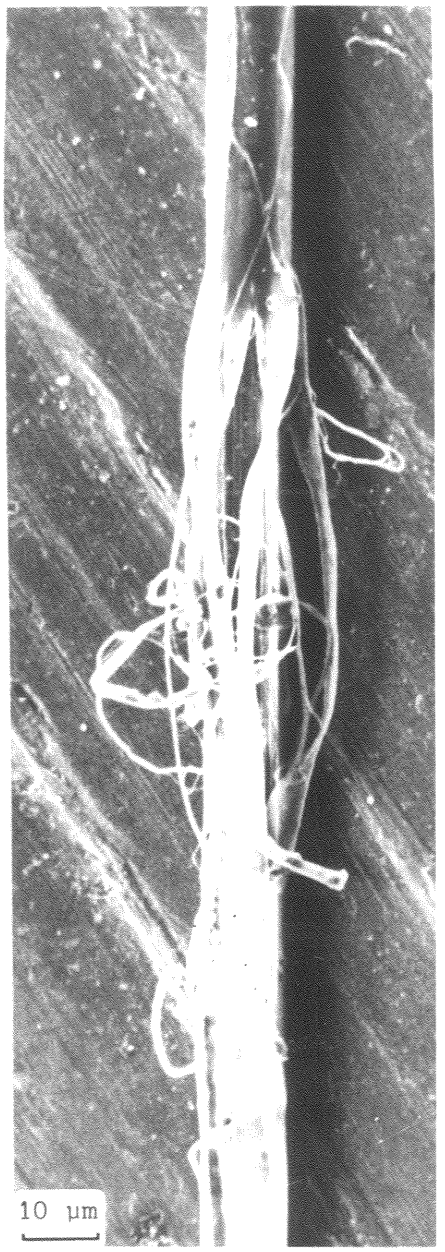


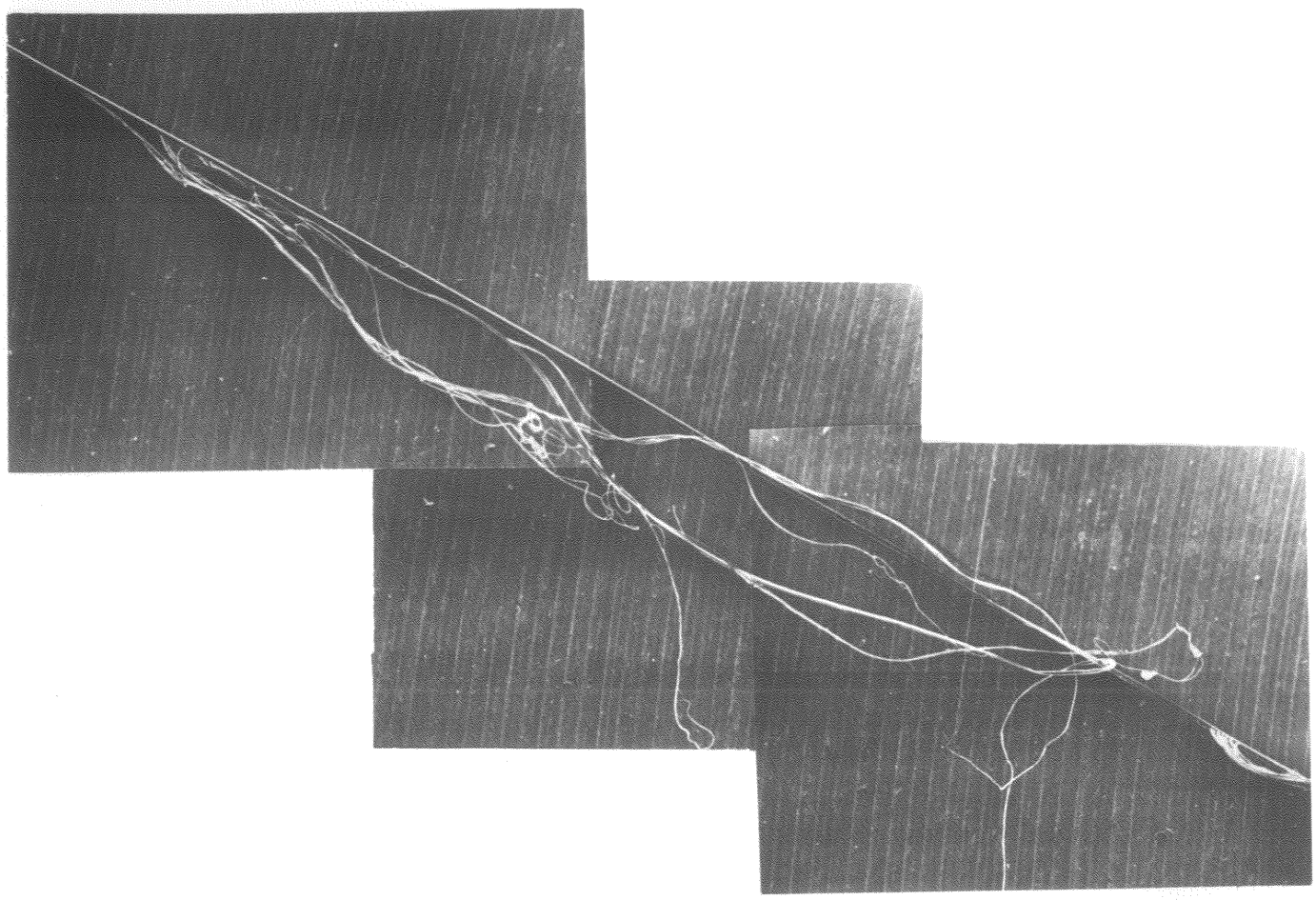
Figure II.3 : Endommagement d'une fibre avant essai.

Ces chaînes sont liées entre elles par des ponts hydrogènes, très faibles par rapport aux liaisons covalentes . Elles forment des domaines cristallins dans la direction des fibres d'une plus grande régularité que ceux des fibres conventionnelles. Mais elles confèreront à la fibre une forte anisotropie (10). Celle-ci serait donc composée d'un assemblage de cristallites joints, de dimensions au moins égales à 700 Å et 50 Å dans les directions longitudinale et latérale (11).(Ballou (2) a trouvé respectivement 100 Å et 40 à 100 Å ; ces différences sont probablement dues aux différences de procédés de mesure).

La longueur mesurée par Northolt (11) est la distance maximale entre deux unités répétées. Ceci n'implique pas que les limites du cristallite dans l'axe de la fibre soient réellement séparées par une longueur égale à celle du cristallite obtenue par diffraction. Il considère donc que la microstructure le long de l'axe de la fibre est un cristallite linéaire continu, formé de chaînes parallèles finies, placées au hasard l'une par rapport à l'autre, l'ordre d'assemblage latéral déviant peu de celui trouvé pour les fibres semi-cristallines.

L'analyse aux rayons X (5, 11) a également montré une grande irrégularité dans le sens transversal et révélé la présence de vides ayant leur plus grande dimension dans le sens de l'axe de la fibre. La taille de ces vides dans le sens transversal serait de 20 Å.

Dobb et Johnson (13) et Jacquemart et Hagège (14) confirment, par une analyse en microscopie électronique à transmission en fond noir la présence de chaînes étendues formant des cristallites. Ceux-ci, dont la direction présente un léger angle avec l'axe de la fibre, s'assemblent, d'après eux, en feuillets arrangés radialement. Les monofilaments seraient donc représentés par un système de feuillets liés par des ponts hydrogènes et rassemblés en grande partie dans un registre parfait. Mais une distorsion occasionnelle du registre donne seulement une régularité bidimensionnelle. Un concept de zone amorphe ne peut être invoqué. Les défauts de structure seraient donc dûs à cet assemblage et à la liaison des extrémités des chaînes (13). Ils ont également vérifié la présence de microvides (15) d'orientation parallèle à l'axe de la fibre et localisés principalement vers sa périphérie avec une distribution apparemment circulaire, le rapport de leurs dimensions (longueur sur largeur) étant approximativement égal à 4. Ces microvides auront donc un effet plus important dans le sens latéral et contribueront à affaiblir les propriétés transversales.



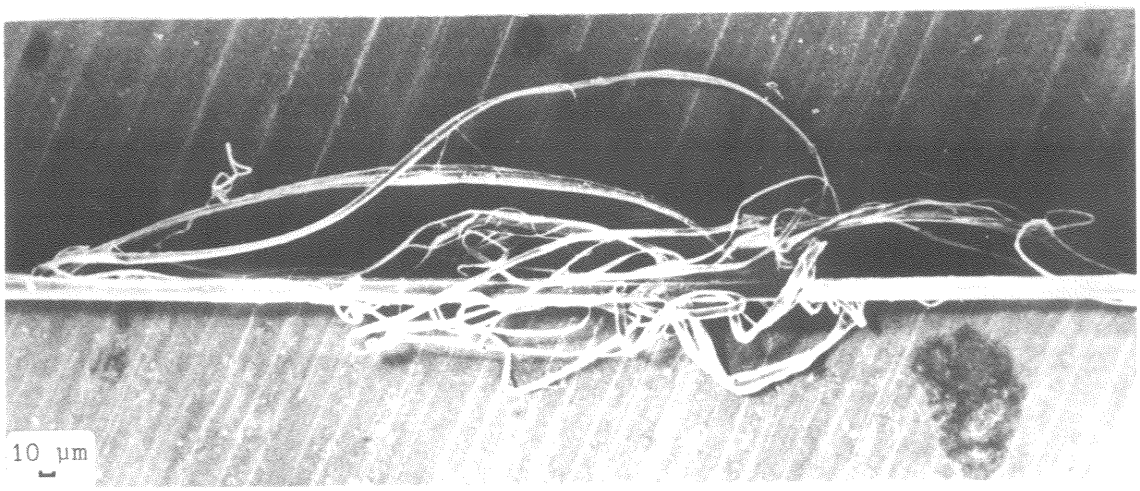


Figure II.4 : Autres exemples de l'état de surface des fibres.

Ils forment un léger angle par rapport à l'axe de la fibre et facilitent ainsi la propagation des fissures le long de celle-ci.

Une approche théorique faite par Laible (16) confirme également les hypothèses faites sur les chaînes rigides.

Il a en effet calculé la résistance en traction et le module de la fibre par la méthode de Fielding-Russell (17). Compte-tenu de certaines hypothèses, (en particulier 100 % des ruptures des liaisons les plus faibles C - C sont simultanées), la résistance théorique serait d'environ 27,5 GN/m2, soit dix fois la résistance constatée expérimentalement pour le Kevlar : 10 % au moins des ruptures des liaisons seraient donc simultanées. Or elles ne peuvent se produire dans une structure composée de chaînes pliées. Le caractère rigide de la chaîne est donc confirmé.

Les fibres de Kevlar ont donc une structure fortement cristalline. Les chaînes rigides, dans la direction de l'axe et leur faible mobilité, due à la conformation des noyaux benzeniques et des groupes amides, confèrent aux matériau une bonne stabilité thermique et chimique ainsi qu'une grande rigidité mécanique et un haut module d'élasticité. Mais les ponts hydrogènes, qui apportent une stabilité aux groupes amides, sont beaucoup plus faibles que les liaisons covalentes et n'existent pas entre les feuillets de cristallites (18). Ceci, ajouté à la présence de vides longitudinaux, conduit à une résistance transversale réduite d'où à une grande anisotropie, et engendre une morphologie fibrillaire du monofilament.

II.2 - ASPECT PHYSIQUE DE LA FIBRE

La fibre de couleur jaune brillante présente par endroit des parties plus blanches, visibles à la loupe. Une observation au microscope optique montre que ce sont des défauts de surface, formés de plus ou moins nombreuses fibrillations.

Les examens au microscope électronique à balayage de quelques exemples ont mis en évidence l'état de surface de la fibre ainsi que la taille et l'importance de ces défauts.

Les figures II3 et II4 montrent que l'endommagement de la surface peut être très long comparé au diamètre de la fibre (figure II.3). Les effilures d'environ 1 µm de diamètre peuvent être détachées ou seulement séparées de la partie centrale de la fibre (figure II.4). Ceci révèle la présence d'une "peau" autour du monofilament, liée à celui-ci par une faible cohésion. La partie interne de la fibre est également très fibrillaire, les fibrilles étant groupées et arrangées parallèles à l'axe (figure II.3). Par ailleurs, la surface de la fibre est lisse et cylindrique.

Ces défauts peuvent se produire lors de la fabrication et de la manipulation du matériau. La fibre étant plus faible en ces endroits, elle se rompra de façon préférentielle au niveau de ces endommagements avec une résistance moindre. Leur répartition n'étant pas prévisible, à moins d'une étude statistique poussée, la dispersion des résultats sera une caractéristique importante dans les propriétés du Kevlar.

II.3 - DIAMETRE DES FIBRES

Les variations du diamètre des fibres ont été étudiées pour trois bobines, pour des fibres prises au hasard dans une même bobine et le long d'une même fibre. Les mesures ont été effectuées au moyen d'un microscope optique Reichert, muni d'un monoculaire Watson.

Les résultats comparatifs sont résumés tableau III.1.

Les valeurs moyennes sont sensiblement identiques entre les différentes bobines et entre les lots de fibres d'une même bobine. Les dispersions, compte-tenu du nombre de mesures, sont équivalentes dans chaque cas. De plus, l'erreur de lecture est d'environ 2 %, la dispersion du diamètre est donc faible et aura peu d'influence sur les propriétés de la fibre.

	$\bar{\phi}$ µm	écart type	coef. de variation %	$\Delta\phi / \bar{\phi}$ %
Bobine n°3 (a)	13,6	1,1	7,8	3,2
Bobine n° 2 (a)	13,4	0,3	2,5	1,4
Bobine n°1 - 1er lot (a)	13,4	0,8	6,0	2,5
2è lot (a)	13,2	0,7	5,5	2,2
3è lot (a)	13,3	0,7	5,2	2,2
fibre 1 (b)	13,7	0,8	5,8	3,7
fibre 2 (b)	12,8	0,6	4,6	3,0
fibre 3 (c)	13,0	0,4	3,1	2,7

a : 25 mesures ; b : 12 mesures ; c : 7 mesures

Tableau III.1 : Dispersion et valeurs du diamètre des fibres

CHAPITRE III

CONDITIONS EXPERIMENTALES

L'étude des monofilaments implique l'emploi de méthodes expérimentales très différentes de celles utilisées pour des matériaux classiques. En effet, la taille des fibres, qui ont un diamètre d'une dizaine de micromètres,et leur charge à la rupture, qui est de quelques grammes, rendent nécessaire d'une part une préparation spécifique à ce type d'éprouvette et d'autre part, l'élaboration d'appareils d'une grande sensibilité, adaptés aux dimensions des échantillons.

III.1. - APPAREILS UTILISES

III.1.1. - Machine de traction

Les essais de traction à la température ambiante ont été effectués sur une machine Instron, munie d'une cellule de type A supportant une charge maximale de 500 g.

Les éprouvettes sont chargées à des taux d'allongement constant. La vitesse de déplacement de la traverse peut varier de 0,1 à 500 mm par minute, soit, pour des échantillons de 50 mm de longueur de jauge, une vitesse de déformation de 0,2 à 1000 %/mn.

Les variations de la charge sont décrites sur un enregistreur (x,t) qui ne peut répondre à une fréquence supérieure à 2 Hz. La vitesse de déroulement du papier sera fixée en fonction de la vitesse de changement de telle manière que l'erreur relative de lecture sur l'allongement soit de l'ordre de 1 %.

La charge est mesurée avec une sensibilité de 50 g pleine échelle. L'allongement produit et la courbe contrainte -déformation peuvent ainsi être déduits de ces enregistrements.

III.1.2. - Machine de fatigue

Les essais de fatigue ont été effectués sur l'appareil conçu par Bunsell (19) (figure III.1).

Le mors inférieur est fixé à un pot vibrant de fréquence variable et d'amplitude maximale de 6 mm. Celui-ci est isolé de la base de l'appareil par une feuille de caoutchouc pour éviter la trans-

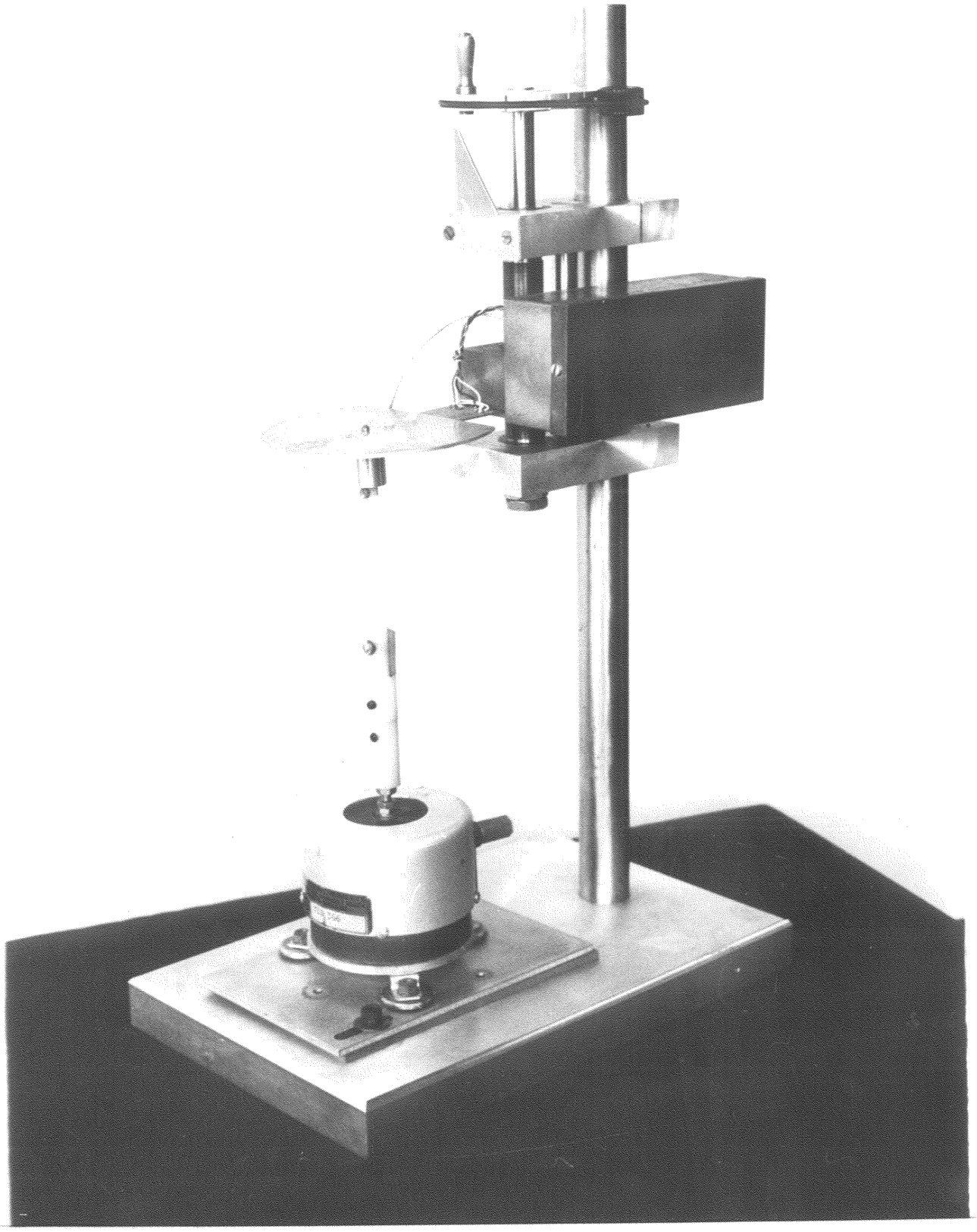
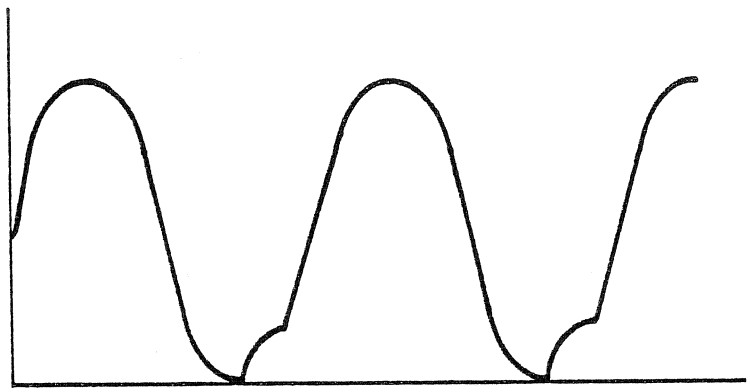


Figure III. 1 : Machine de fatigue.

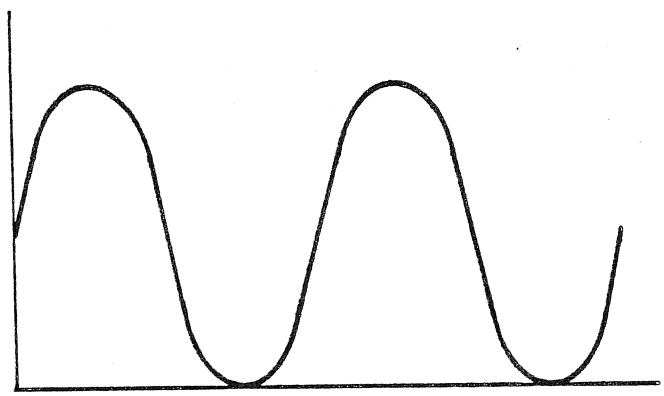
mission des vibrations par le bati. L'amplitude de déplacement imposée à l'éprouvette reste constante pendant la durée de l'essai.

Le mors supérieur, prolongé par une céramique piezo-électrique est fixé sur une lame mince en bronze beryllium où sont collées quatre jauges extensométriques. Celles-ci sont placées de chaque côté de la lame de façon à former un pont de Wheatstone compensé thermiquement. L'ensemble peut se déplacer verticalement le long d'une vis-mère entraînée par un moteur.

La charge moyenne supportée par la fibre est proportionnelle au signal donné par le pont de jauges. Le signal transmis par la céramique, correspond à la charge ondulée subie par la fibre ; visualisé sur un oscilloscope, il montre si l'éprouvette est relâchée à chaque cycle (figure III.2).



a) Signal transmis par une éprouvette relachée.



b) Signal transmis par une éprouvette tendue.

Figure III.2 : Signal transmis par une fibre.

Lorsque le signal devient parfaitement sinusoïdal, la fibre ne se relâche plus, la charge minimale est nulle. La charge moyenne est

donc égale à la demi-amplitude de charge. L'amplification est alors ajustée de sorte que le signal transmis par la céramique et la demi-amplitude de charge soit dans le même rapport que le signal des jauges de contrainte et la charge moyenne. La tension maximale et la charge maximale (somme des deux signaux et des deux charges) sont donc aussi dans le même rapport : une tension de 2 V correspond à une charge de 10 g.

Le moteur est asservi sur la charge maximale et la maintient constante en jouant sur la hauteur de la lame. Un compteur, muni de deux seuils (déclenchement lorsque la charge maximale est atteinte, arrêt à la rupture de la fibre) permet de connaître la durée et le nombre de cycles des essais.

III.1.3. - Machine de fluage

Le fluage est la déformation d'un matériau soumis à une charge constante au cours du temps. Généralement, un poids est fixé à une extrémité de l'échantillon et l'allongement est mesuré à l'aide de deux capteurs fixés sur l'éprouvette. Mais la dimension et la faible déformation des fibres de Kevlar rendent cette procédure difficile. Une machine de fluage a donc été élaborée sur le même principe que celui de la machine de fatigue. La charge est imposée par l'intermédiaire d'un signal proportionnel à celle-ci et peut ainsi être maintenue constante.

L'appareil est représenté figure III.3 .

La base A, plaque très rigide (en acier) assure la stabilité de l'ensemble. La grande traverse B peut être déplacée le long des deux colonnes fixées sur la base, ce qui permet de choisir la longueur de jauge. En effet, le mors supérieur est fixé à l'extrémité de l'axe solidaire de la petite traverse 2. Celle-ci peut coulisser le long des deux petites tiges rigides C fixées à la grande traverse. Son déplacement maximal est de 30 mm. A l'aide d'un système de vis - mère , le moteur D pilote le déplacement vertical de l'axe donc de la traverse et du mors.

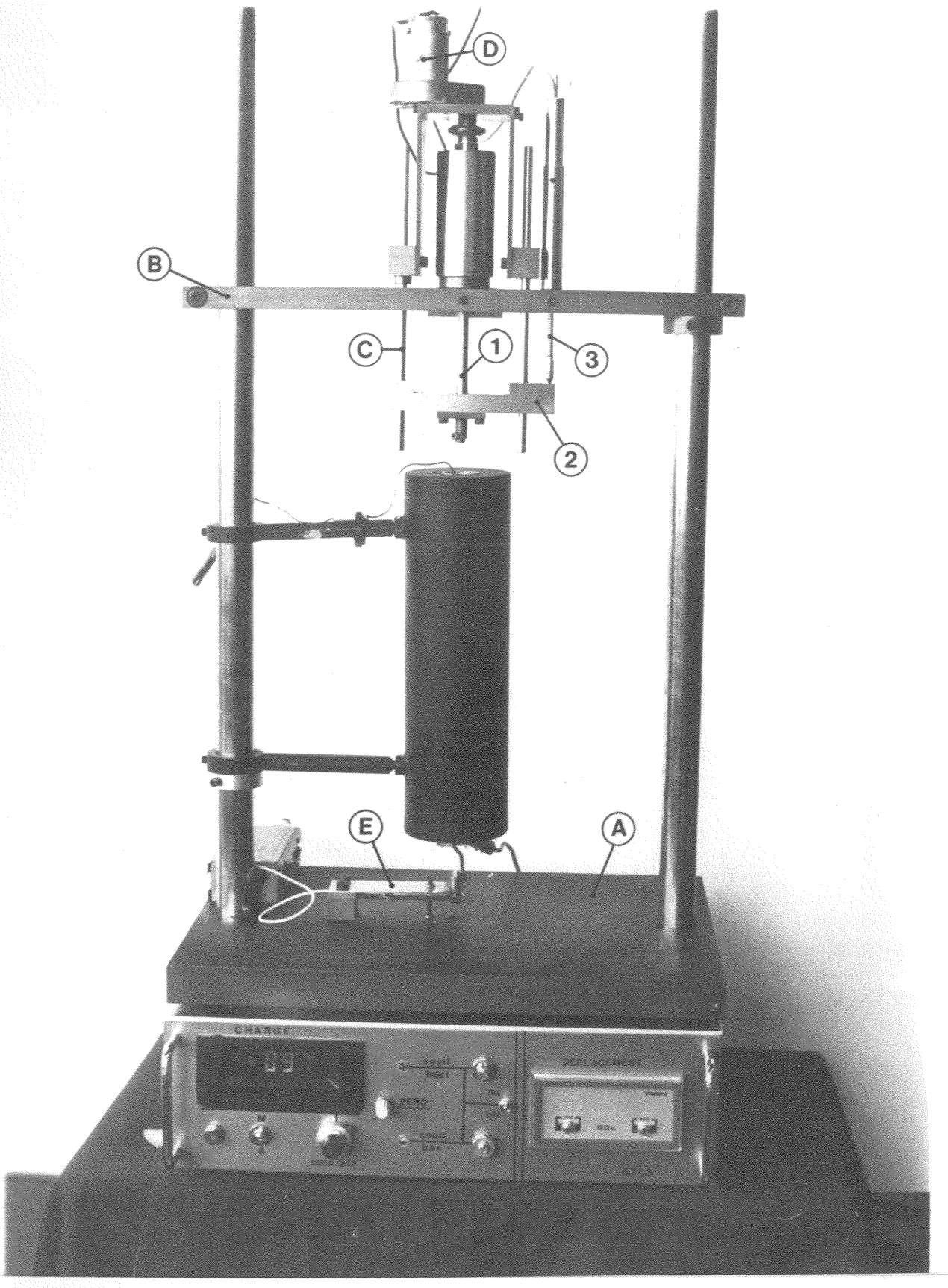


Figure III. 3 : Machine de fluage.

Un capteur inductif de déplacement linéaire 3 (L.V.D.T.) de 50 mm de course, est posé sur la traverse 2. Le signal donné par le déplacement de la petite traverse 2 est transcrit sur un enregistreur. L'amplification du L.V.D.T. est telle que 200 m V correspondent à 5 mm de déplacement.

Le mors inférieur est fixé sur une plaque mince E, encastrée entre deux petites pièces d'acier vissées sur la partie A. Cette lame est suffisamment rigide pour que sa flèche sous chargement soit négligeable (inférieur à 50 µm). Les jauges d'extensométrie sont collées de chaque côté de la lame pour obtenir une sensibilité double.

Le gain du signal donné par les jauges est ajusté de manière à ce que 1V représente 10 grammes. La charge, affichée au moyen de cristaux liquides, est précise à 0,1 gramme près et sera enregistrée pour contrôler sa stabilité.

L'appareil est muni :

- d'un curseur gradué qui permet de fixer la charge désirée de 0 à 75 g, le moteur étant asservi sur cette charge.

- d'un commutateur permettant le fonctionnement de la machine avec ou sans seuils de sécurité.

Quand la sécurité est hors circuit, le moteur tournera de façon à ce que le signal donné par les jauges atteigne celui correspondant à la charge désirée. Si celle-ci est très élevée (75 g), la fibre ne pourra supporter l'allongement devenu trop important, il y aura rupture en traction simple.

Quand la sécurité est en circuit :

- si la charge de la fibre est supérieure aux deux seuils ou inférieure, l'asservissement est coupé, le moteur ne tournera donc pas : des essais de relaxation sont ainsi réalisables.

- si la charge imposée F est comprise entre les deux seuils l'asservissement s'effectue à 10 m V près. C'est-à-dire, si la force supportée par la fibre est égale à F ± 0,1 g, le moteur déplacera la traverse jusqu'à ce que la charge soit de nouveau égale à F. L'allongement de la fibre en cours de fluage s'effectue donc par paliers. Lors de la rupture de la fibre, le signal donné par les jauges sera nul donc

donc inférieur au seuil bas, et le moteur sera arrêté.

Pour permettre des essais en température, un four a été fabriqué à partir d'une résistance enroulée autour d'un tube en céramique de diamètre intérieur 20 mm et de longueur 250 mm. Cette résistance est isolée par de la laine de verre et est fixée à l'intérieur d'un tube en laiton de diamètre extérieur 60 mm. La fibre est enfilée dans le four qui peut se déplacer autour d'une des colonnes. Celui-ci mis en place, les extrémités de l'échantillon sont fixées dans les mors. Le four est ensuite fermé par deux pièces en brique réfractaire pour éviter l'effet de cheminée. Si une éprouvette est mise en contact avec les parois du four, elle n'est pas prise en compte.

La fibre n'est mise en charge qu'après cinq minutes d'exposition. Ceci permet la stabilisation de la température qui est mesurée à l'aide d'un thermocouple et régulée à 2 degrés près. Une série de tests est ainsi réalisée dans des conditions identiques.

III.1.4. - Microcouplemètre de torsion (20)

Le couple engendré par la torsion d'une fibre est de l'ordre du micro -Newton-mètre ; il a été mesuré à l'aide d'un appareil de haute sensibilité élaboré à l'I.T.F. (Institut Textile de France). Son schéma est représenté figure III.4.

La partie supérieure de l'éprouvette (1) est fixée à l'extrémité de l'appareil de mesure tandis que la partie inférieure est fixée entre des pinces rotatives (3). Celles-ci, guidées par un système tournant (5) commandé par un moteur (6) imposent à l'échantillon une torsion à vitesse constante.

Le couple de torsion développé par la fibre est mesuré par la déviation d'un rayon lumineux (9) réfléchi par un miroir (2) solidaire d'un fil de torsion (11). Celui-ci, rigoureusement étalonné, est encastré à sa partie supérieure sans possibilité de rotation, son extrémité inférieure étant reliée à l'extrémité supérieure de l'éprouvette.

Un amortisseur annulaire (7) empêche les oscillations parasites du dispositif de mesure dues à la rotation d'une éprouvette mal centrée. Une huile de faible viscosité et de faible tension superficielle permet un amortissement sans freiner la rotation du miroir. Le diagramme couple-torsion est enregistré à l'aide d'un suiveur de spot à cellule photoélectrique (8).

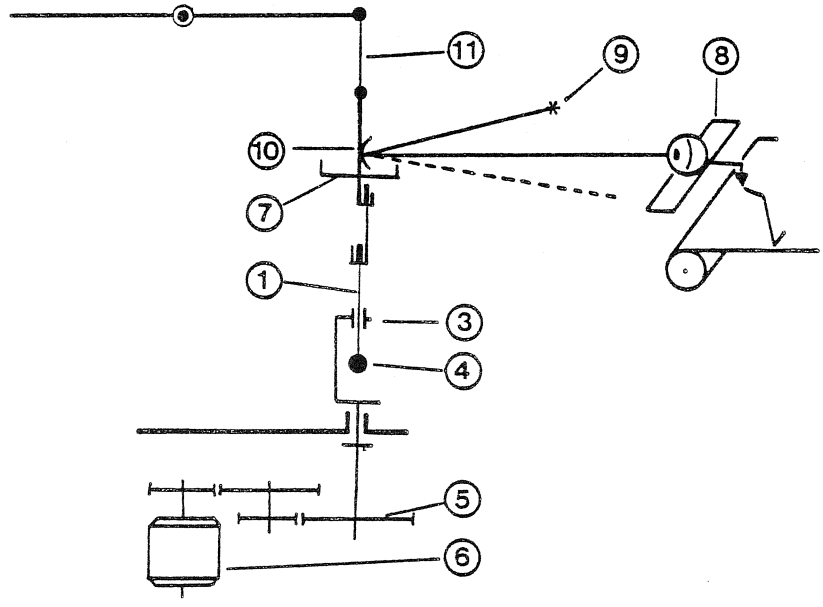


Figure III.4 : Microcouplemètre de torsion (20).

III.2 - PREPARATION DES EPROUVETTES

Les éprouvettes ont été préparées en fonction du type d'essais et des appareils utilisés à partir de fibres prélevées de bobines de fils non torsadés de 1500 deniers ; ces fils étant formés de 1000 monofilaments à l'état naturel, c'est-à-dire non traités pour leurs applications ultérieures (ensimage...).

III.2.1. - Essais de traction simple à la température ambiante, essais en fatigue

a) Eprouvette formée d'un monofilament

Les échantillons sont préparés conformément aux méthodes ASTM D 3379 pour les fibres fragiles.

Les fibres sont collées sur des supports en carton (figure III.5) ayant :

- une fenêtre rectangulaire dont la longueur, choisie égale à 50 mm, sera la longueur de jauge.
- un trou circulaire, placé dans l'axe, permettant de mesurer le diamètre de la fibre testée.

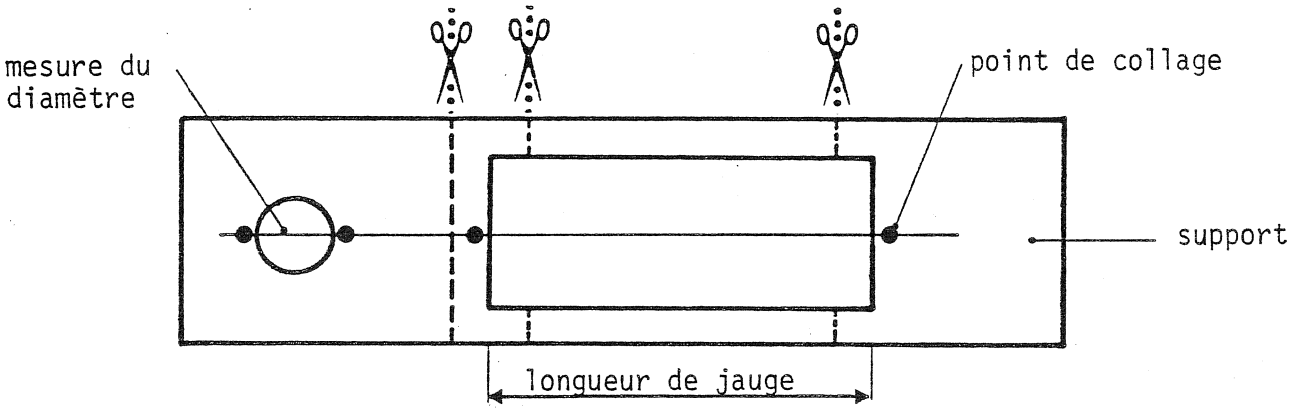
Le support est fixé entre les mors de la machine puis coupé sur ses côtés : l'éprouvette est ainsi maintenue uniquement à ses extrémités.

b) Eprouvette formée de deux monofilaments

Les supports comportent dans ce cas deux fenêtres rectangulaires dans le même axe. Une fibre est d'abord fixée, très légèrement tendue, sur les deux bords extrêmes des fenêtres (figure III.5.b) puis en son milieu. Le support est alors replié sur lui-même et collé sur ses bords de manière à ce que les deux parties de la fibre soient bien superposées.

Les éprouvettes sont ainsi formées de deux monofilaments

a) éprouvette simple (formée d'un monofilament).



b) éprouvette double (formée de deux monofilaments).

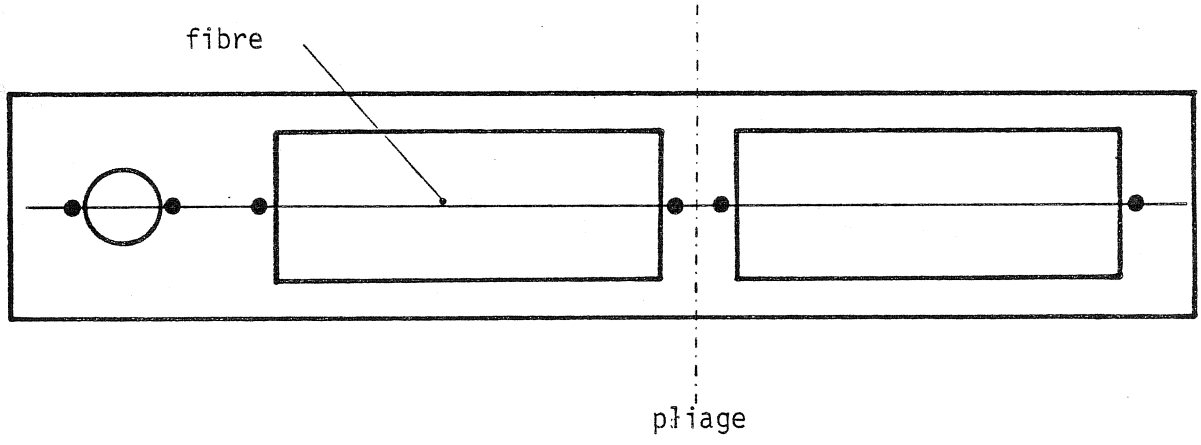


Figure III.5 : Préparation d'une éprouvette.

très près l'un de l'autre et pratiquement de même tension. Elles peuvent ensuite être mises en place sur les machines de même façon que précédemment. Elles seront torsadées par rotation du mors inférieur.

III.2.2. - Essais de traction en température et de fluage

La longueur des éprouvettes a été fixée à 300 mm. L'allongement de la fibre en cours de fluage sera ainsi suffisamment important et l'erreur relative faite sur la mesure minimisée.

Les extrémités des échantillons sont collées par une résine époxyde sur des feuillets d'aluminium afin de garder une bonne adhésion au cours des essais en température ; les feuillets étaient préalablement maintenus sur un cadre métallique de 300 mm de longueur formant un support rigide et assurant ainsi la constance de la longueur des éprouvettes pendant leur préparation. Il sont ensuite détachés du cadre et fixés entre les mors.

III.2.3. - Essais de torsion

Une des extrémités de l'échantillon est fixée entre deux petites pièces de ruban adhésif collées bord à bord, l'autre extrémité étant maintenue par une pince de "pré-tension" de 2 mg (4). Le support ainsi formé est engagé dans les guides d'un cavalier amovible (2) (figure III.4) de façon à ce que l'éprouvette soit bien centrée. Ce cavalier est ensuite accroché à l'équipage de mesure et la partie inférieure de la fibre est amenée contre la butée des pinces rotatives (3) (figure III.4), puis serrée entre les plans d'agathe. L'excentricité doit être inférieure à 0,1 mm, la longueur de jauge de l'éprouvette étant de 12 mm.

III.2.4. - Microscopie électronique à balayage

L'étude de l'aspect des fibres et de leur morphologie de rupture est faite au moyen d'un microscope électronique à balayage (M.E.B.). Philips 501 . Les échantillons, étant non conducteurs, sont préalablement métallisés d'or ou d'or palladium par pulvérisation cathodique.

La métallisation s'effectue en deux temps, dans un vide de pression inférieur à 0,1 torr pendant une durée de deux fois 90 secondes, la tension étant de 280 V ; l'épaisseur de métal ainsi déposé est de 30 nm environ.

Si la tension d'accélération du M.E.B. est de 30 KV, la pénétration des électrons est très importante et les détails superficiels sont masqués : les spécimens sont"transparents"; de plus, l'instabilité thermique et des phénomènes de charge peuvent perturber l'observation. Pour une tension d'accélération de 7,2 KV, le rapport signal-bruit est faible, la définition de l'image est donc très mauvaise. Une tension moyenne de 15 KV a donc été choisie.

Deux méthodes de préparation des spécimens sont possibles.

a) Les échantillons sont collés sur la platine à l'aide de ruban adhésif. La plage d'observation est de ± 1 cm en X et en Y. Dans ce cas, une seule face de la fibre peut être examinée, et certaines parties risquent d'être recouvertes pas la colle. D'autre part, la platine "émet" parfois plus que l'échantillon et empêche l'observation de détails.

b) Les extrémités de rupture sont montées en "épi": l'observation peut se faire sur toute la périphérie du spécimen. Mais si la longueur est trop grande, l'élancement est très important (λ = 300 pour une longueur de 4 mm), les extrémités "vibrent" et l'observation devient impossible.

Nous avons donc utilisé la première méthode si la longueur à observer est grande, par exemple pour les défauts de surface ou pour un faciès de rupture complexe et étendu, et la deuxième méthode dans les autres cas.

CHAPITRE IV

CARACTERISATION EN TRACTION SIMPLE

Un matériau ne peut être parfait, il présente des défauts de surface et de structure qui entraînent une dispersion de ses propriétés. Il faut donc, dans un premier temps, évaluer le nombre d'essais nécessaires à l'obtention de valeurs représentatives des caractéristiques. Celles-ci étant déterminées, l'influence de la longueur de jauge et de la température a été étudiée.

IV.1. - CARACTERISTIQUES

IV.1.1. - Evaluation du nombre de tests

Pour une première estimation, un nombre de 50 éprouvettes, prises au hasard sur une même bobine, ont été testées à la température ambiante avec une vitesse de déplacement de traverse de 1 mm/mn, soit avec une vitesse de déformation de 2 %/mn.

Les histogrammes des charges à la rupture obtenues à partir des 25 premières fibres testées, des 25 suivantes et de la totalité sont représentés respectivement figures IV.1, a, b, c. La forme de l'histogramme de la figure IV.1.c. indique que la loi suivie par la distribution est de type normal. L'écart type de l'ensemble des valeurs obtenues a donc pu être calculé. Il est égal à 0,04 N pour une force moyenne à la rupture de 0,36 N. Le coefficient de variation correspondant est de 13 %, valeur moyenne pour un coefficient de variation d'une fibre synthétique fragile (21) ; en effet, il est généralement compris entre 10 et 20 %.

D'autre part, l'erreur relative, $\frac{\Delta F}{\bar{F}}$, calculée par la loi de Student de telle façon que 95 % des éprouvettes se rompent à une charge dans l'intervalle $\bar{F} \pm \Delta F$ est égale à 3,5 %. Celle-ci est du même ordre de grandeur que l'erreur de mesure, le nombre de 50 éprouvettes est donc suffisant.

La comparaison des histogrammes IV.1.a, 1.b, 1.c, semble indiquer qu'une série de 25 essais donne des résultats satisfaisants. Les valeurs à la rupture et les dispersions obtenues pour chaque lot sont semblables (tableau IV.1) et l'amélioration de l'erreur relative sur les résultats est peu significative quand on considère la totalité des essais.

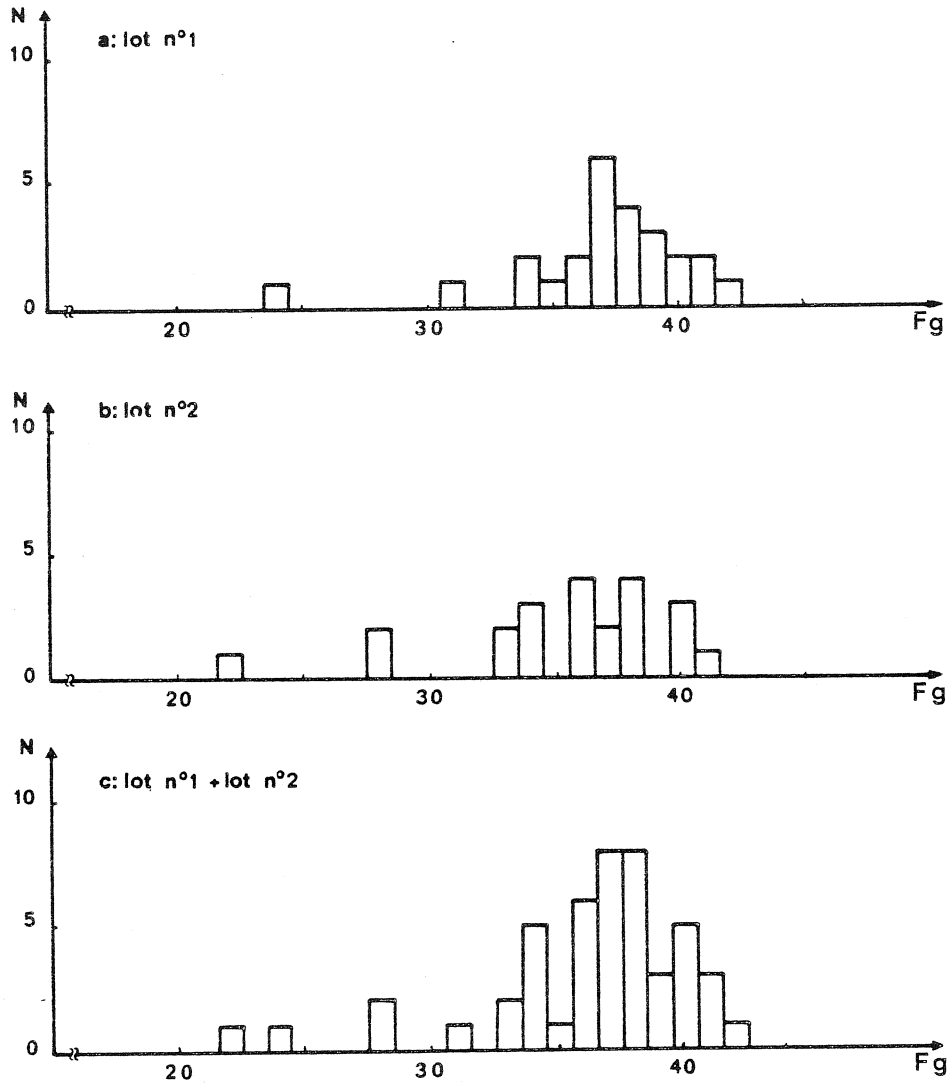


Figure IV.1 : Histogrammes des charges à la rupture en traction.

	Lot n° 1	Lot n° 2	Lot n° 1 + Lot n° 2
$\bar{F}$ N	0,36 (0,24 - 0,41)	0,35 (0,22 - 0,40)	0,36 (0,22 - 0,41)
c.v %	10	13	12
$\frac{\Delta F}{\bar{F}}$ %	4,1	5,4	3,5
$\bar{\varepsilon}$ %	4,2 (3,4 - 5,0)	4,0 (2,8 - 4,8)	4,1 (2,8 - 5,0)
c. v %	11	12	12
$\frac{\Delta \varepsilon}{\bar{\varepsilon}}$ %	4,4	4,9	3,5
$\bar{\sigma}$ GN/m^2	2,6 (1,8 - 3,1)	2,5 (1,6 - 3,1)	2,5 (1,6 - 3,1)
c.v %	12	16	15
$\frac{\Delta\sigma}{\bar{\sigma}}$ %	5,2	6,8	4,3
$(\frac{\bar{F}}{\bar{\varepsilon}})$ N	8,5 (7,4 - 10,6)	8,7 (7,7 - 9,5)	8,6 (7,4 - 10,6)
c.v %	8	5	7
$\frac{\Delta(F/\varepsilon)}{(\frac{\bar{F}}{\bar{\varepsilon}})}$ %	3,6	2,2	2,2
$\bar{E}$ GN/m2	62 (48 - 80)	61 (42 - 72)	62 (42 - 80)
c.v %	12	13	12
$\frac{\Delta E}{\bar{E}}$ %	5,0	5,5	3,8

$\bar{F}$, $\bar{\varepsilon}$, $\bar{\sigma}$, $(\frac{\bar{F}}{\bar{\varepsilon}})$, $\bar{E}$: valeurs moyennes à la rupture de la charge, de l'allongement, de la contrainte et du module sécant (valeur minimum, valeur maximum).

c.v : coeffecient de variation.

$\frac{\Delta F}{\bar{F}}$: erreur relative calculée par la loi de Student.

Tableau IV.1. : Caractéristiques en tension.

	bobine n° 1 ($\bar{\Phi}$ = 13,3 µm)	bobine n° 2 ($\bar{\Phi}$ = 13,4 µm)	bobine n° 3 ($\bar{\Phi}$ = 13,6 µm)
$\bar{F}$ N	0,36	0,35	0,40
c.v %	10	20	18
$\frac{\Delta F}{\bar{F}}$	4,1	8,0	8,5
$\bar{\varepsilon}$ %	4,2	3,6	4,0
c.v %	11	16	13
$\frac{\Delta \varepsilon}{\bar{\varepsilon}}$ %	4,4	6,8	6,0
$\bar{\sigma}$ GN/m^2	2,6	2,5	2,7
c.v %	12	20	17
$\frac{\Delta \sigma}{\bar{\sigma}}$ %	5,2	8,4	8,0
$(\frac{\bar{F}}{\varepsilon})$ N	8,5	9,5	10,0
c.v %	8	14	13
$\frac{\Delta(F/\varepsilon)}{(\overline{F/\varepsilon})}$ %	3,6	5,9	6,0
$\bar{E}$ GN/m^2	62	67	67
c.v %	12	12	13
$\frac{\Delta E}{\bar{E}}$ %	5,0	5,1	5,5

Tableau IV.2 : Propriétés et dispersions de différentes bobines

Les valeurs moyennes obtenues à partir d'une série de 25 essais sont donc représentatives des propriétés des fibres de Kevlar. Les résultats moyens obtenus sur 15 échantillons sont plus aléatoires, l'erreur relative est, dans ce cas, supérieure à 10 %.

Le nombre de 25 éprouvettes par type d'essai a donc été retenu.

IV.1.2. - Propriétés

Les résultats obtenus à partir de lots provenant de trois bobines différentes testés à la température ambiante sont résumés tableau IV.2. La charge moyenne à la rupture de la bobine 3 est supérieure à celle des deux autres. Toutefois, son diamètre moyen étant également supérieur, la résistance et le module sont équivalents dans les trois cas. (Les différences entre les valeurs restent dans l'intervalle d'erreur).

Les dispersions de la charge à la rupture et de la résistance sont, pour chaque bobine, du même ordre de grandeur. La dispersion du diamètre a donc peu d'influence sur les résultats (celle de la résistance est légèrement plus élevée car l'erreur de lecture lors de la mesure du diamètre intervient dans le calcul de la contrainte). Nous considérerons donc, dans la suite, que la résistance moyenne est égale à la charge moyenne sur la section moyenne $\sigma = \frac{\bar{F}}{\bar{S}}$.

Par contre, les erreurs faites sur $(\frac{F}{\varepsilon})$ et sur le module d'Young sont plus faibles que celles faites respectivement sur la charge et sur la résistance. De plus, la moyenne des valeurs de $\frac{F}{\varepsilon}$ est égale au rapport des moyennes de la force et de la déformation. Ceci montre que l'allongement et la charge à la rupture sont liés.

Par ailleurs, des essais effectués sur des éprouvettes prélevées d'une même fibre montre que la dispersion des propriétés est équivalente à celle d'un lot prélevé d'une bobine. Elle est donc principalement due aux défauts existant dans les monofilaments.

L'ensemble de ces résultats est en très bon accord avec ceux annoncés par la Société Dupont de Nemours (22) et ceux trouvés dans la littérature (23, 24) bien que Gill (25) signale un allongement à la

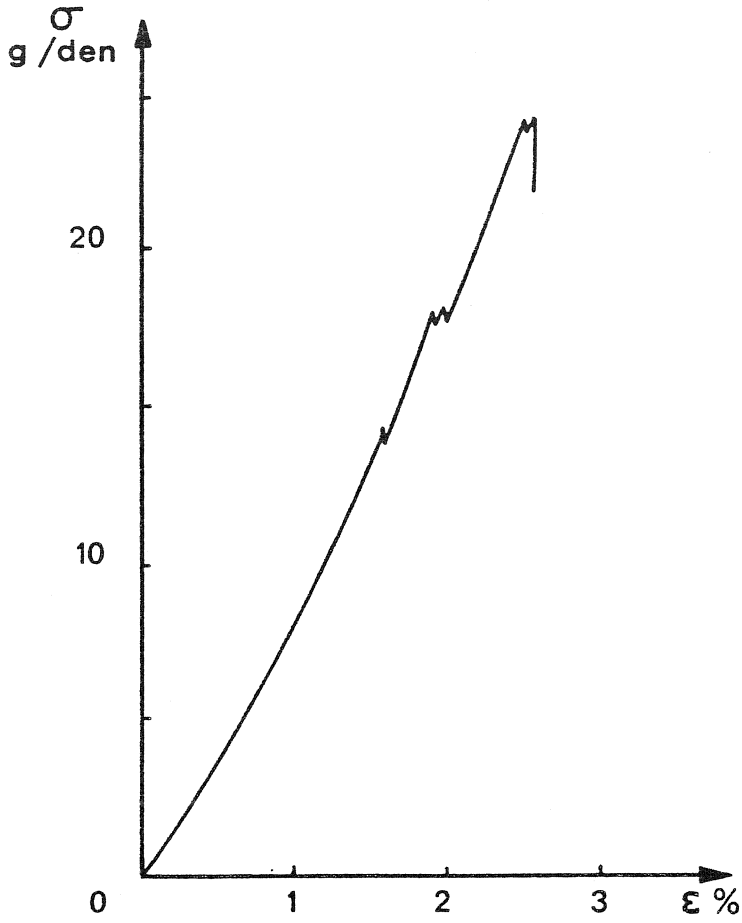


Figure IV.2.a : Courbe de traction du Kevlar 29.

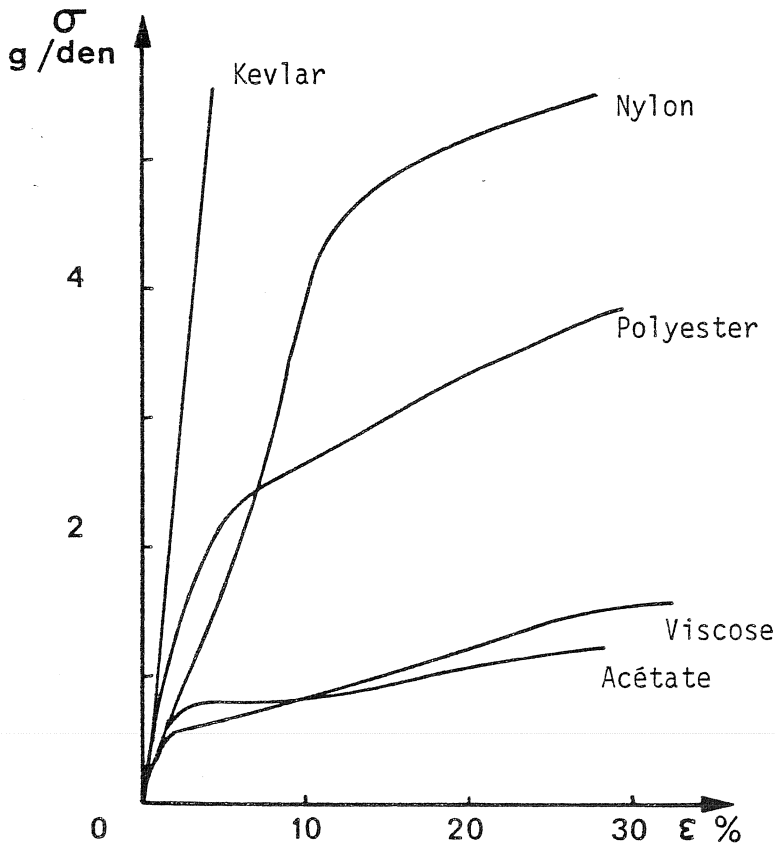


Figure IV.2.b : Courbes de traction de différentes fibres organiques

rupture de 6,5 %. Les très hautes performances du Kevlar sont vérifiées ; le tableau IV.3. montre les avantages de cette fibre en tension sur l'acier et les autres fibres synthétiques déjà utilisées (26).

	Résistance GN/m²	Module GN/m²	Elongation à la rupture %	Densité	Résistance spécifique GN/m²	Module spécifique GN/m²
Kevlar 29	2,60	62,0	4.2	1.44	1,90	43,0
Kevlar 49 (a)	2,70	130,0	2.0	1.45	1,90	90,0
Nylon T 728 (a)	1,00	5,6	18.5	1.14	0,88	5,0
Nomex (a)	0,65	20,0	23.0	1.38	0,47	14,5
Acier (a)	2,80	200,0	2.0	7.83	0,36	25,5
Bore (a)	3,00	370,0	1.0	2.70	1,10	140,0
Verre (a)	3,50	70,0	4.8	2.54	1,37	27,5
Carbone HR (a)	2,70	270,0	0.8	1.80	1,50	150,0
Carbone HM (a)	2,00	400,0	0.5	1.95	1,08	200,0

(a) données de la référence 26 .

Tableau IV.3. - Propriétés de différentes fibres à hautes performances.

IV.1.3. - Comportement en traction

Les courbes contrainte-déformation montrent que le comportement du Kevlar n'est pas parfaitement linéaire (figure IV.2.a); il est visco-élastique et contrainement aux autres polymères (figure IV.2.b), la pente de la courbe augmente avec la déformation. Le rapport entre le

module près de la rupture et le module initial est assez élevé, il est d'environ 1,4. Le module sécant , considéré dans cette étude, correspond à 80 - 90 % du module final.

La fibre se rigidifie donc au cours du chargement. Les chaînes moléculaires s'alignent probablement lors de la traction et ce nouvel arrangement de structure peut conduire à un registre presque parfait d'où à un module plus élevé et à une élasticité linéaire à forte déformation. Mais ceci peut être temporaire et dépendre de la vitesse de chargement.

Les courbes présentent très souvent, dans leur deuxième partie, des pics qui correspondent certainement à des ruptures successives de fibrilles (figure IV.2. a). Le monofilament peut être considéré comme un faisceau de microfibrilles faiblement liées. L'une d'entre elles, moins résistante ou plus courte peut se rompre et permettre ainsi le réarrangement des autres. La charge chute donc et se redistribue sur les fibrilles non rompues. Elle réaugmente ensuite avec la déformation jusqu'à ce qu'une nouvelle rupture se produise. Le faisceau tend alors vers un alignement parfait (figure IV.3), d'où vers une répartition plus uniforme des contraintes et un module d'élasticité plus élevé.

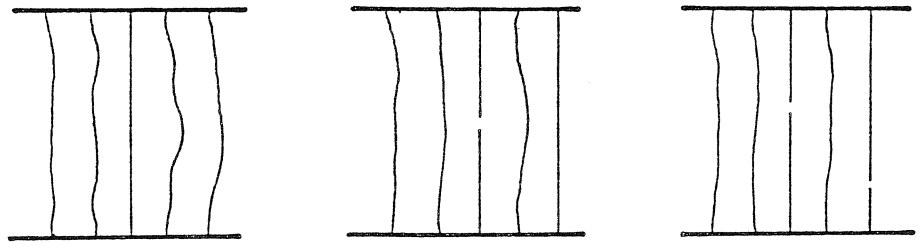


Figure IV.3: Modèle d'alignement moléculaire.

IV.1.4. - Mécanismes de rupture

Si la fibre est modélisée en un faisceau, comme cité ci-dessus, les fibrilles ayant une très faible cohésion transversale, des fissures initiées au niveau d'un défaut se propageront très facilement par cisaillement et seront pratiquement parallèle à l'axe. Après une microrupture, la nouvelle répartition des contraintes engendrera d'autres

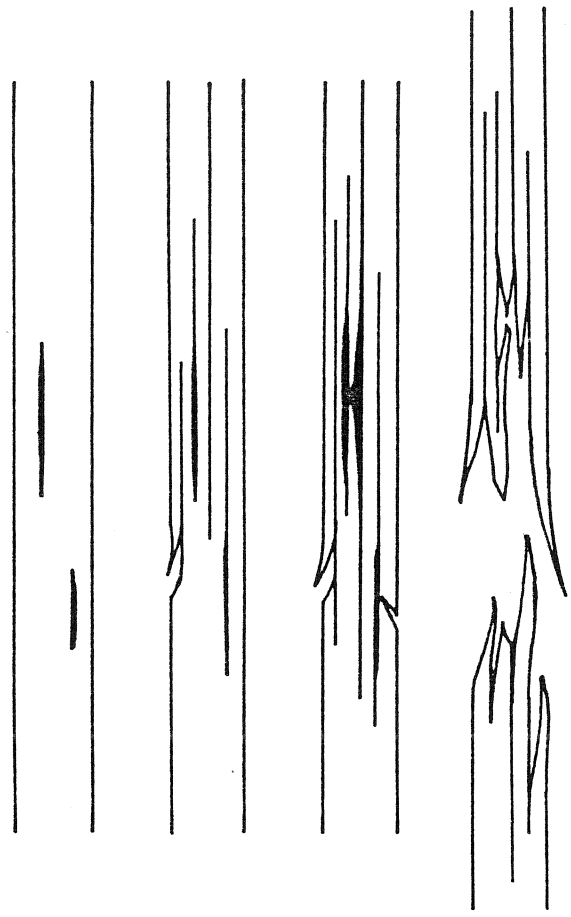


Figure IV.4.a : Schéma de rupture en traction d'une fibre de Kevlar 29 modélisée par un faisceau de fibrilles.

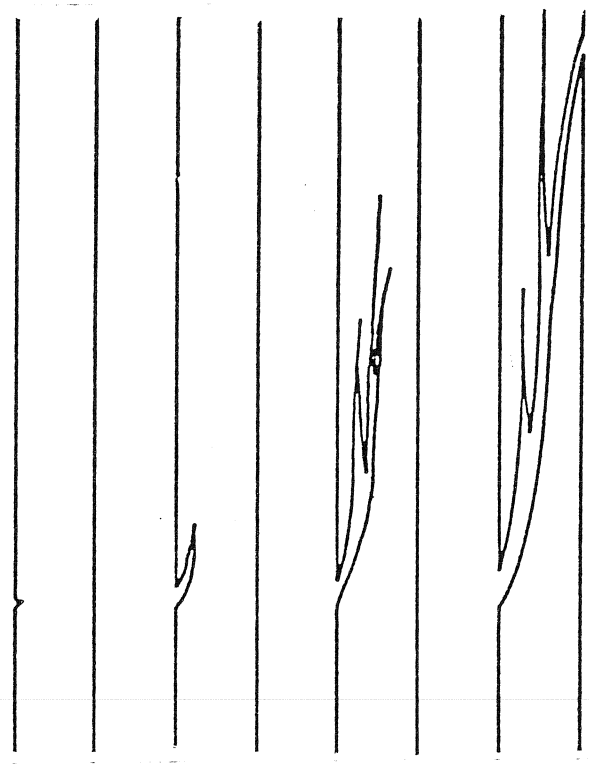


Figure IV.4.b : Schéma de rupture en traction d'une fibre de Kevlar 29 proposé par Konopasek et Hearle (23).

cassures à des endroits plus ou moins éloignés. Les deux extrémités peuvent donc être très fibrillées et les facies de rupture complexe et long (schéma de rupture figure IV. 4.a). La figure IV.5 en montre un exemple.

Konopasek et Hearle (23) proposent un mécanisme légèrement différent.

Une imperfection de surface initie la rupture, la concentration de contrainte induite au niveau de ce défaut provoque la propagation d'une fissure formant un angle très faible par rapport à l'axe de la fibre. Les contraintes de cisaillement et les concentrations de contraintes en fond de fissure occasionneront une nouvelle rupture au niveau d'un défaut voisin et de proche en proche la rupture totale. La propagation se poursuit ainsi dans un seul sens (figure IV.4.b) et les deux extrémités auront des facies de rupture différents, l'un sera en forme de fuseau (point de départ des fibrilles), l'autre sera éclatée. La figure IV. 6 montre une illustration de ce mécanisme. Un détail de l'extrémité en fuseau met en évidence l'initiation de la rupture.

Le choc à la rupture, dû à une libération d'énergie importante, crée des bandes de glissement générées par la compression et la flexion de la fibre lors de la rupture. Ceci montre la très faible résistance du Kevlar en compression.

IV.2. - INFLUENCE DE LA LONGUEUR DE JAUGE

Les défauts de surface ou de structure engendrent une rupture prématurée et créent une certaine dispersion. Leurs nombres, leur importance et leur répartition conditionnent les valeurs de la résistance moyenne à la rupture et de la dispersion.

Plusieurs auteurs, dont Zweben (27), stipulent que le coefficient de variation augmente avec la longueur tandis que, conformément à la théorie de Weibull, le logarithme de la résistance diminue linéairement en fonction du logarithme de la longueur utile. Pour vérifier cette évolution, des échantillons prélevés d'une même bobine (n° 3) ont été testés dans des conditions de chargement équivalentes : c'est-à-dire avec une vitesse d'allongement de 10 %/mn.

Les défauts d'alignement et les transferts de contraintes au

L mm	20	50	100	200	250	300	400
$\bar{F}$ N	0,41	0,40	0,35	0,33	0,32	0,30	0,28
c.v %	14	18	19	19	18	16	18
$\frac{\Delta F}{\bar{F}}$ %	6,0	8,5	8,1	8,4	8,0	7,5	8,5
$\sigma = \frac{\bar{F}}{\bar{S}}$ GN/m^2	2,9	2,8	2,4	2,3	2,2	2,0	1,9
$\bar{\varepsilon}$ %	4,4	4,0	3,3	3,1	3,2	2,9	2,8
c.v %	8	13	14	13	6	14	9
$\Delta\varepsilon/\bar{\varepsilon}$ %	3,5	6,0	5,9	5,2	3,6	5,7	3,7
$(\frac{\bar{F}}{\varepsilon})$ N	9,5	10,0	10,4	10,5	9,9	10,2	10,0
c. v %	11	13	12	13	13	12	14
$\frac{\Delta(\frac{F}{\varepsilon})}{(\frac{\bar{F}}{\varepsilon})}$ %	5,0	6,0	5,2	5,2	5,8	5,1	5,7
$E = (\frac{\bar{F}}{\varepsilon}) \times \frac{1}{\bar{S}}$ GN/m^2	65	68	72	74	68	70	68

Tableau IV.4 : Influence de la longueur de jauge sur les propriétés et dispersions en tension.

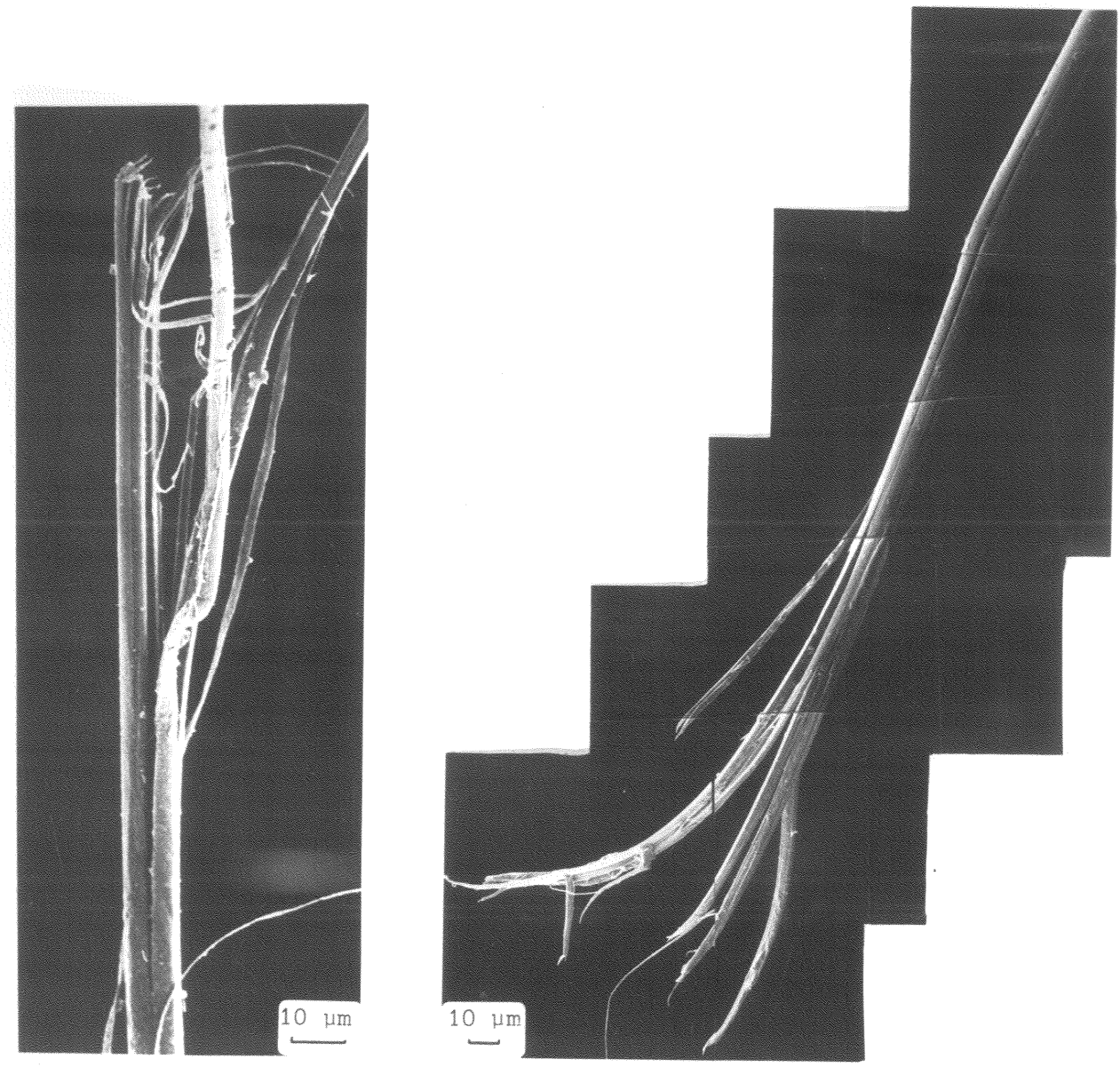
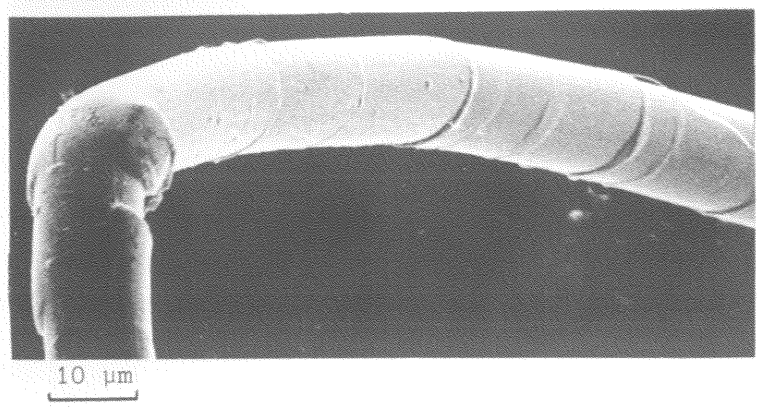
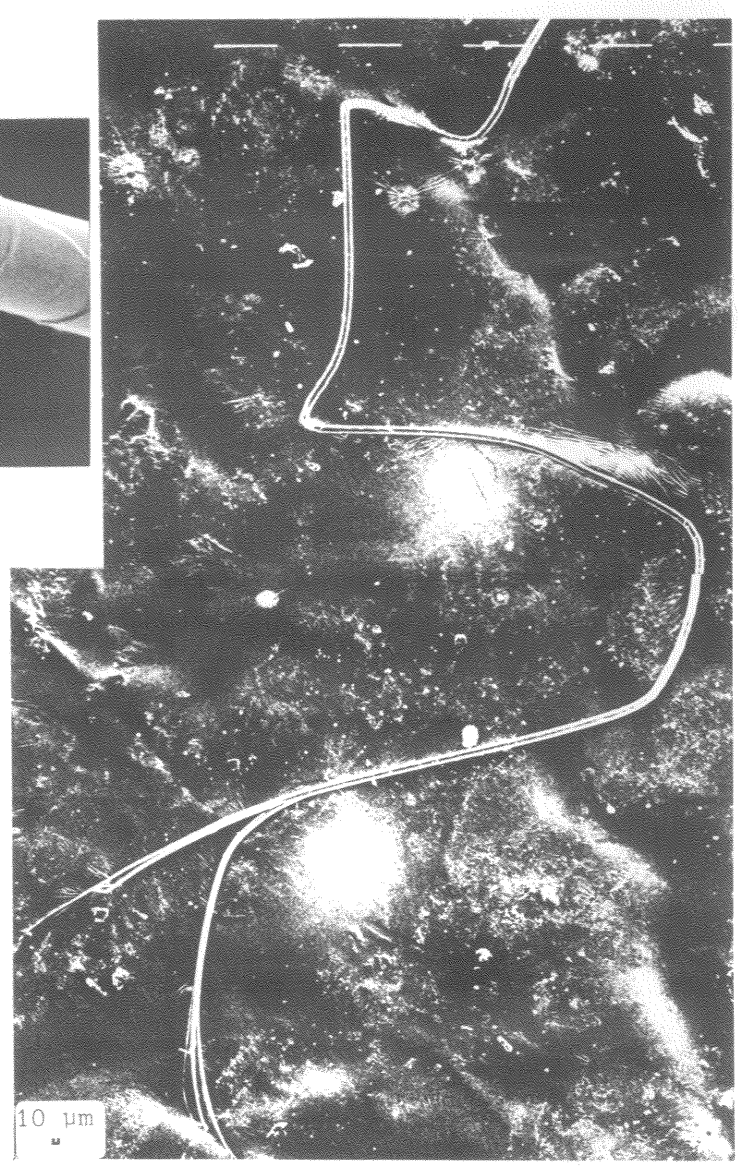


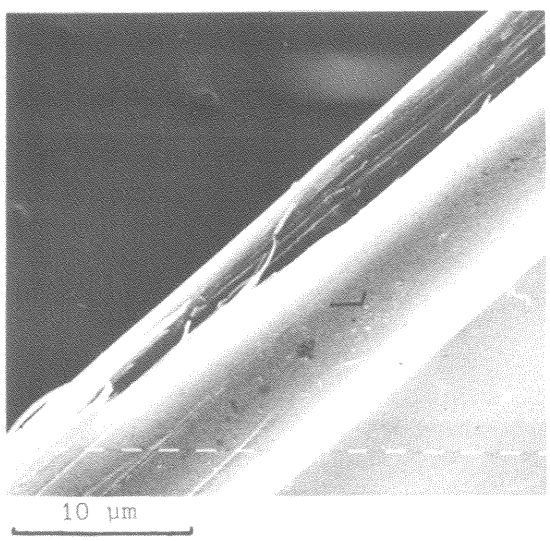
Figure IV.5 : Facies de rupture en traction : extrémités fibrillées.



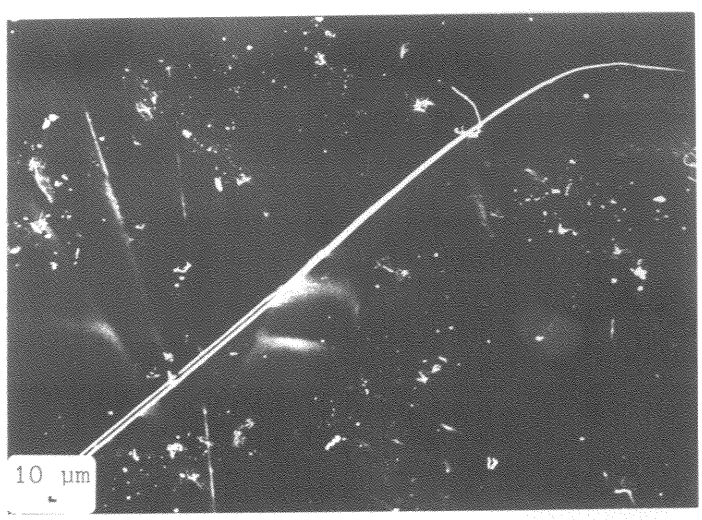
anneaux de compression



extrémité fibrillée



détail : initiation d'une rupture de fibrille



extrémité en fuseau

Figure IV.6. : Morphologie de rupture en traction.

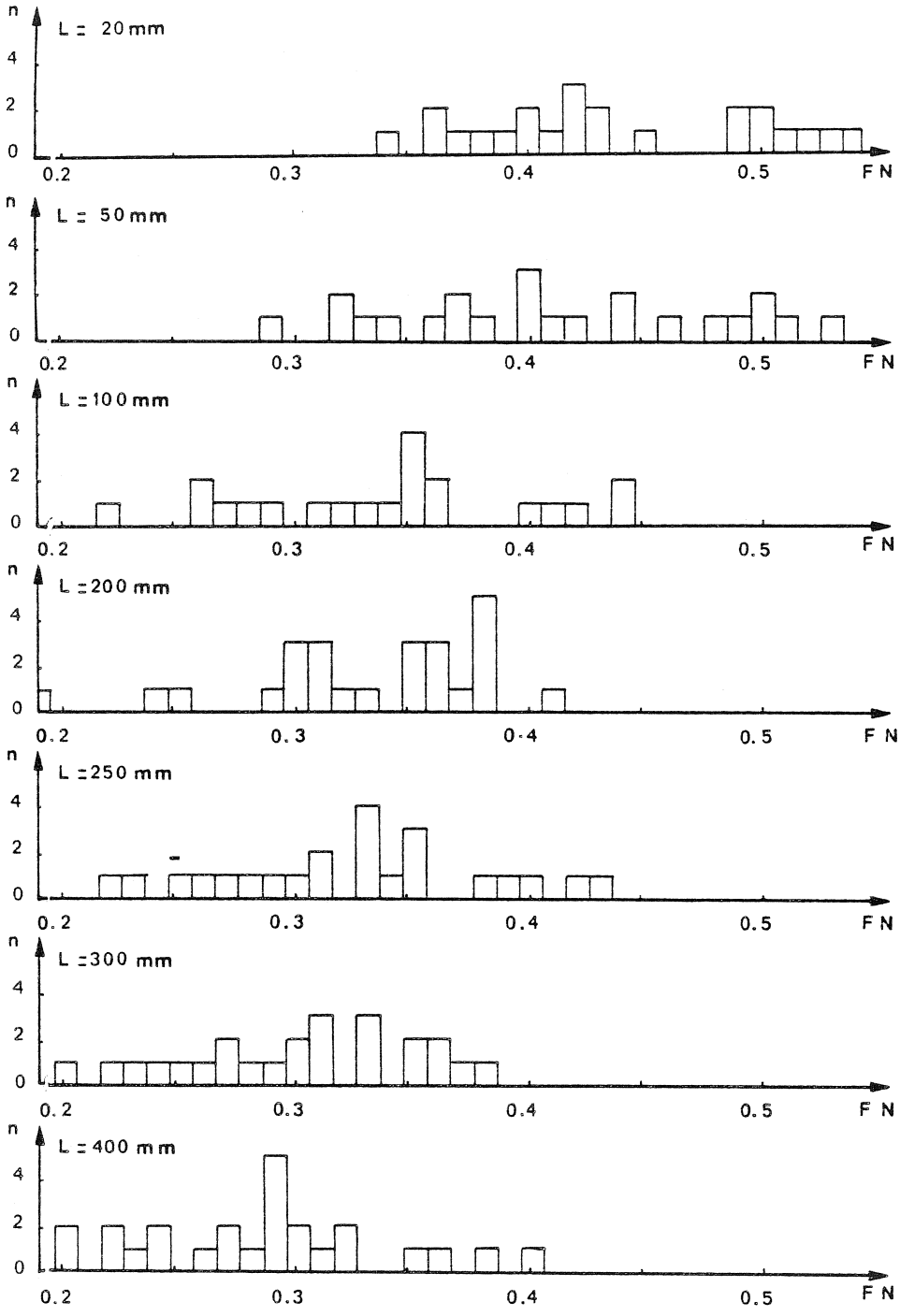
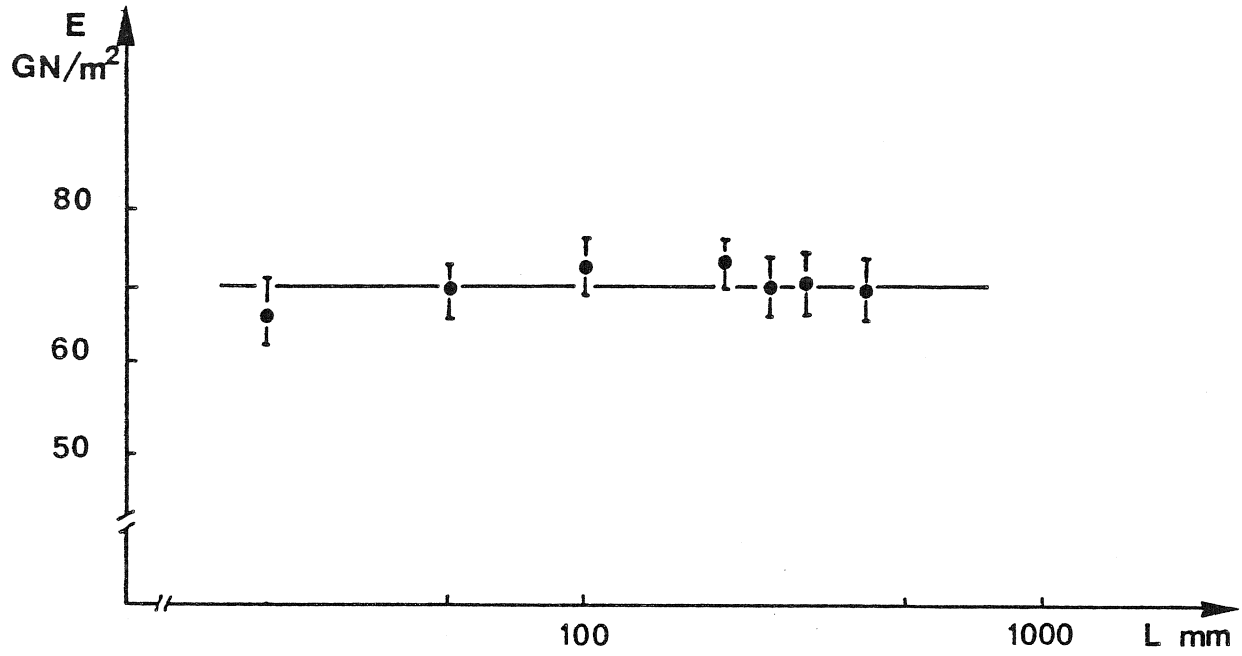


Figure IV.7 : Histogrammes des charges à la rupture en fonction de la longueur de jauge.



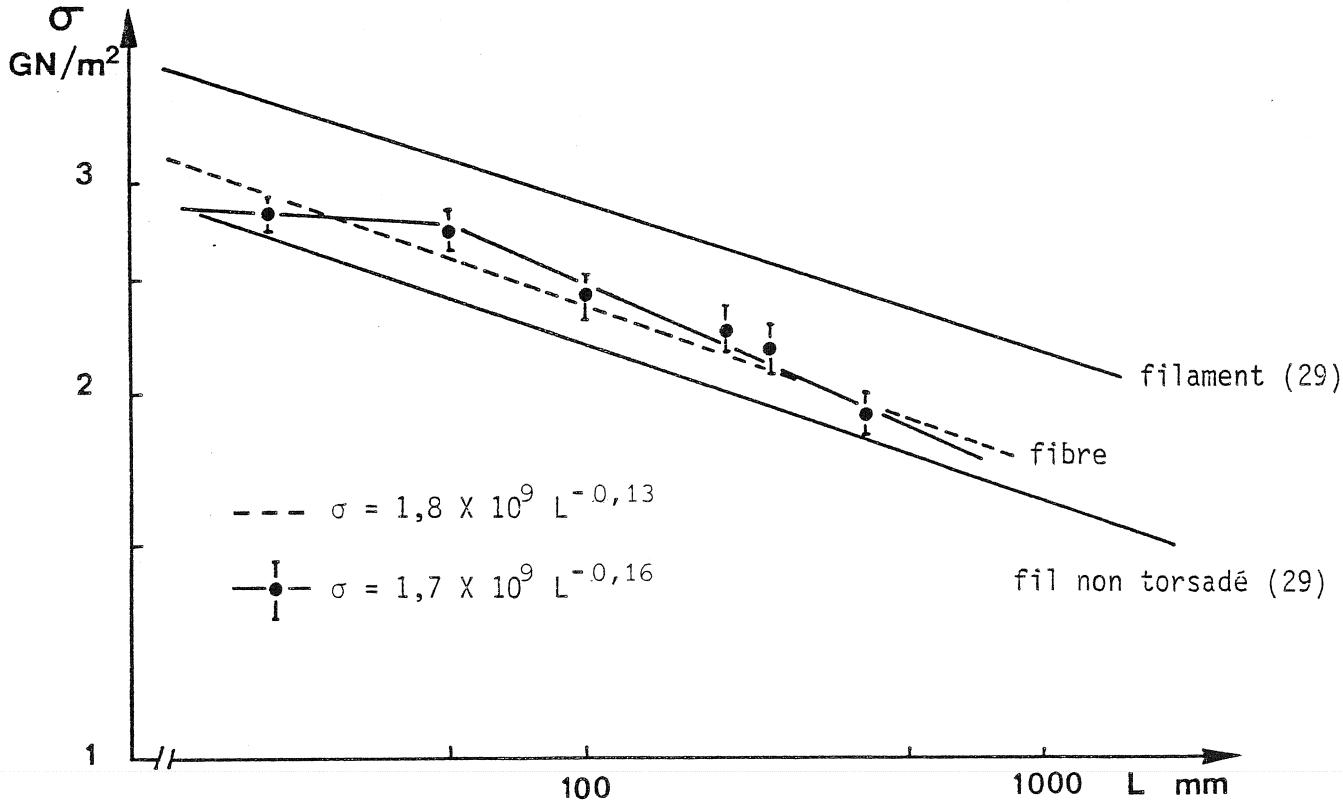


Figure IV.8 : Evolution des propriétés en fonction de la longueur de jauge.

niveau des mors pouvant jouer un rôle important et modifier les résultats quand les éprouvettes sont très courtes (quelques millimètres (8)) d'une part, les risques d'endommagements de la fibre étant plus nombreux lors de la préparation d'une éprouvette très longue d'autre part, la gamme des longueurs de jauge étudiée a été limitée de 20 à 400 mm.

Les dispersions des valeurs, contrairement à ce qui est indiqué dans la littérature, restent similaires pour les différentes séries d'essais (tableau IV.4.). Toutefois, celle de la résistance des éprouvettes les plus courtes est légèrement inférieure.

Les répartitions de la charge à la rupture montrent (figure IV.7.) que, pour une longueur inférieure à 100 mm, la probabilité pour que l'éprouvette résiste à 0,4 N est supérieure à 50 %, cette probabilité est pratiquement nulle pour des éprouvettes de longueur supérieure à 100 mm.

En première approximation, le logarithme de la résistance suivrait une évolution décroissante linéaire avec le logarithme de la longueur de jauge (traits interrompus, figure IV.8.). Ce résultat correspondrait à ceux trouvés par Zweben pour un fil (29). Mais il semblerait plus juste de considérer que la pente de la courbe est moins accentuée pour les petites longueurs (figure IV.8.). Les fibres de Kevlar suivraient en cela une évolution semblable à celle du verre (21). Il y aurait deux familles de défauts : les défauts intrinsèques à la fibre et les endommagements créés lors du bobinage et de la manipulation.

IV. 3. - INFLUENCE DE LA TEMPERATURE

IV.3.1. - Propriétés en traction

Les échantillons de 300 mm de longueur ont été testés après cinq minutes d'exposition à la température d'essai, avec une vitesse de déformation de 16 % par minute.

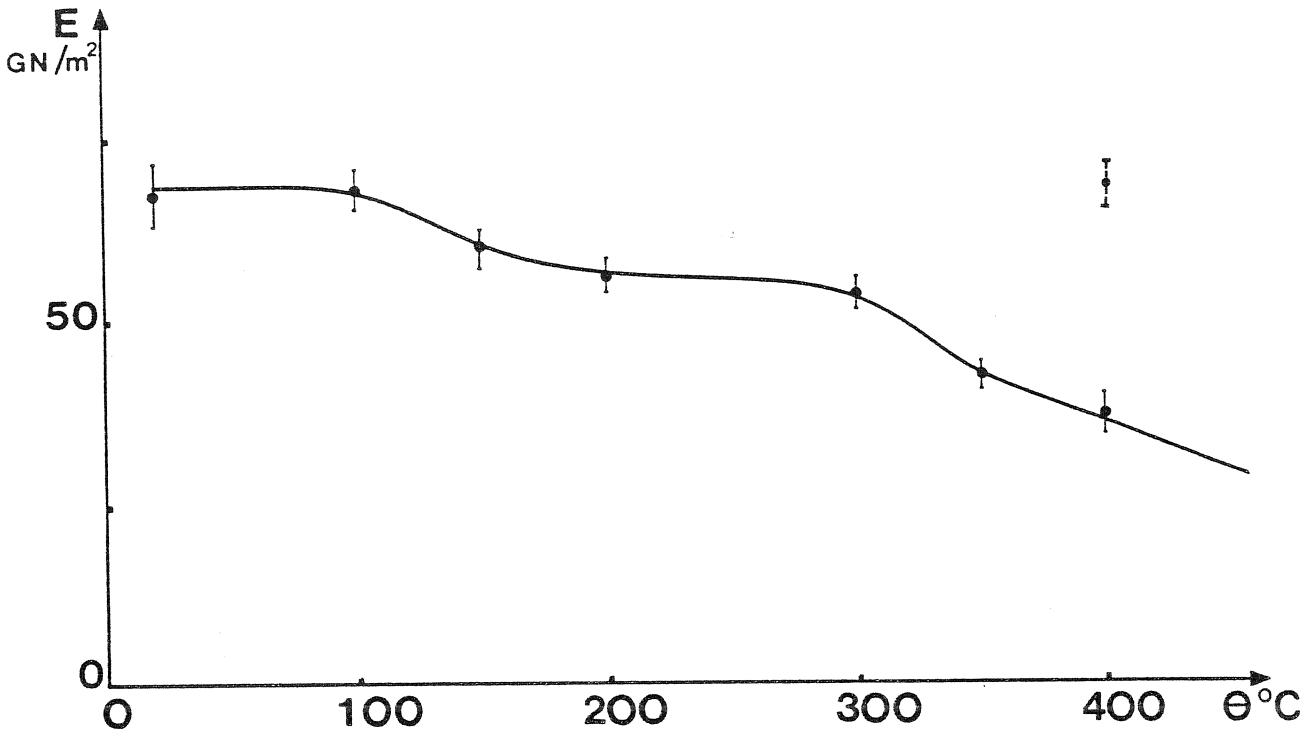
L'allongement de l'éprouvette, dont la longueur de jauge est égale à celle du four, a été calculé en déduisant de l'allongement total de la fibre, celui de la partie extérieure au four en considérant

θ °C +	20	100	150	200	300	350	400	20 (a)
$\bar{F}$ N	0,32	0,31	0,27	0,23	0,19	0,10	0,08	0,20
c.v %	18	22	15	22	17	27	24	36
$\frac{\Delta F}{F}$ %	8,0	9,3	6,0	9,2	7,5	11,0	9,7	14,0
$\sigma = \frac{\bar{F}}{\bar{S}}$ GN/m^2	2,3	2,3	2,0	1,7	1,4	0,7	0,6	1,3
$\bar{\varepsilon}$ %	3,2	3,1	3,1	2,9	2,5	1,7	1,5	1,8
c.v %	6	16	11	17	12	20	17	28
$\frac{\Delta \varepsilon}{\bar{\varepsilon}}$ %	3,6	6,6	4,6	7,5	5,1	9,0	7,6	13,0
$(\frac{\bar{F}}{\varepsilon})$ N	9,9	10,0	8,7	8,2	7,8	6,1	5,3	10,9
c.v %	13	10	6	8	11	11	9	14
$\frac{\Delta(\frac{F}{\varepsilon})}{(\frac{\bar{F}}{\varepsilon})}$ %	5,8	4,4	2,5	3,5	4,2	4,3	3,7	6,4
$E = (\frac{\bar{F}}{\varepsilon}) \times \frac{1}{\bar{S}}$ GN/m^2	72	73	64	60	57	45	39	75

+ :Température d'essai

a) éprouvettes préalablement traitées thermiquement à 400°C.

Tableau IV.5 : Influence de la température sur les caractéristiques en traction.



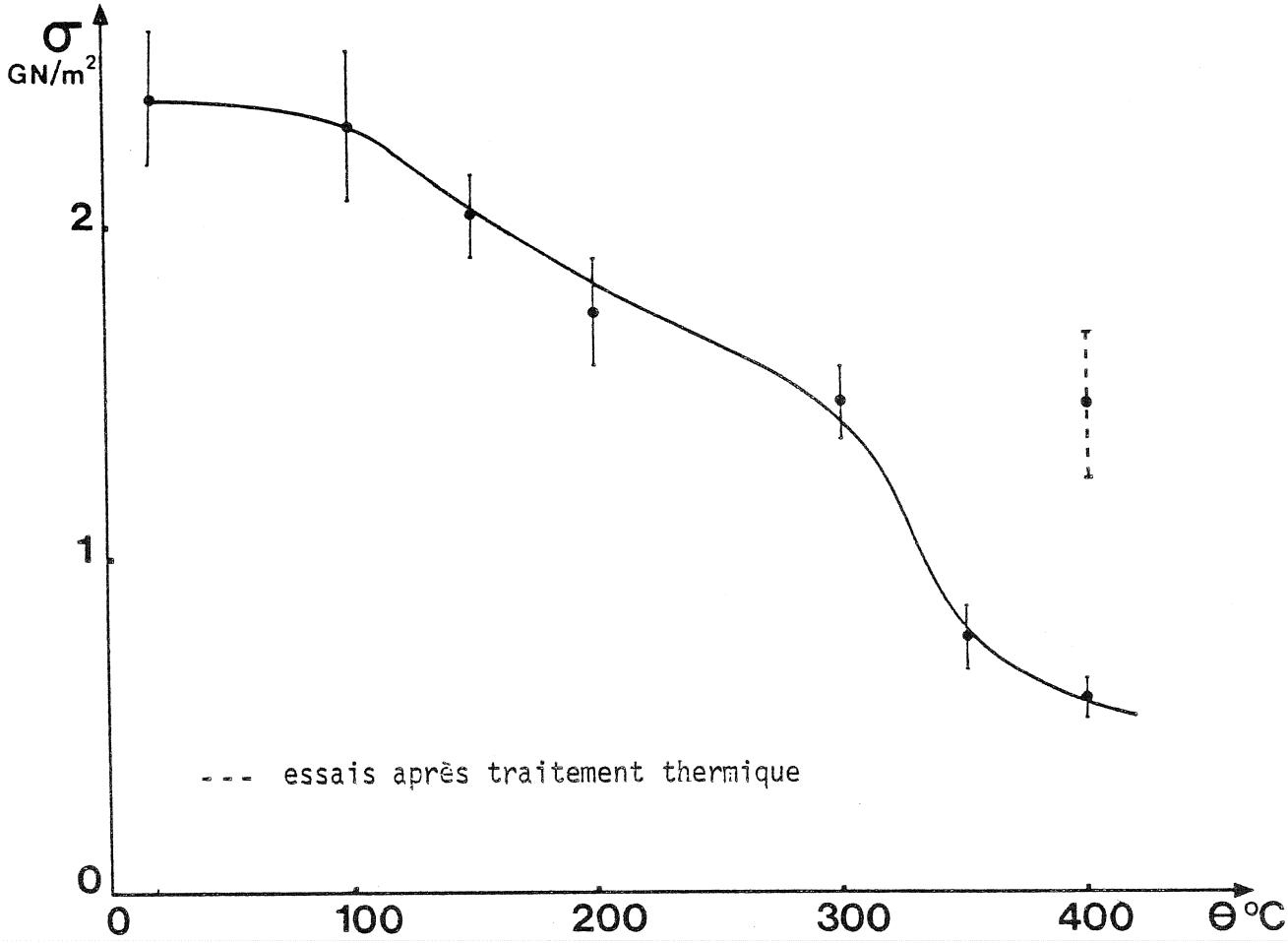


Figure IV.9 : Evolution des propriétés en fonction de la température.

qu'il est proportionnel à la charge, et qu'il se produit à la température ambiante. Les caractéristiques ainsi obtenues sont résumées tableau IV.5.

Les propriétés à la rupture varient très peu jusqu'à 100°C (figure IV.9.). La résistance décroît ensuite linéairement jusqu'à 300°C de 6% par 100°C environ, tandis que le module conserve une valeur pratiquement constante, égale à 75 % de celle à la température ambiante. Entre 300° et 350°C, les propriétés chutent, la perte de la résistance est de 75 % à 400°C, celle du module est de 50 %. La dégradation totale se produirait à environ 650°C.

Ces résultats sont en accord et complètent les données de Wilfond et Zimmerman sur les fils secs torsadés (30). Ils montrent la haute stabilité thermique du Kevlar. La résistance conserve à 200°C, 70 % de sa valeur à l'ambiante soit un taux nettement supérieur à celui de la plupart des autres fibres synthétiques, il est par exemple égal au double de celui du Nylon et du Polyester à la même température. Il est cependant équivalent à celui des fibres de Nomex et de P.B.I. qui sont également aromatiques (31). La température de dégradation totale du Kevlar est très élevée ; celle du Nylon par exemple est seulement de 265°C et celle du Nomex est d'environ 400°C. Néanmoins, après un long maintien à haute température, les propriétés des fibres du Kevlar deviennent inférieures à celles du Nomex, par exemple. En effet, d'après Brown, la réduction de résistance du Kevlar est nulle après un traitement de 300 h à 100°C, mais elle sera de 20 % à 30 % à 150°C. A 250°C, ses propriétés diminuent notablement ; et à une température plus élevée, les caractéristiques sont vite réduites à zéro dans l'air, car un effet d'oxydation s'ajoute (31) ; un maintien à une température supérieure à 300°C provoque une destruction rapide du polymère qui serait attribuée à l'existence d'une température de transition vitreuse à 350°C.

Les changements d'évolution des propriétés entre 100° et 150°C et entre 300 et 350°C, mis en évidence par les essais de traction et par les essais effectués par Brown (31), révèlent une différence de comportement à ces températures, qui serait due à des températures de transition.

IV.3.2. - Températures de transition

Pour vérifier et déterminer l'existence et l'origine de ces tem-

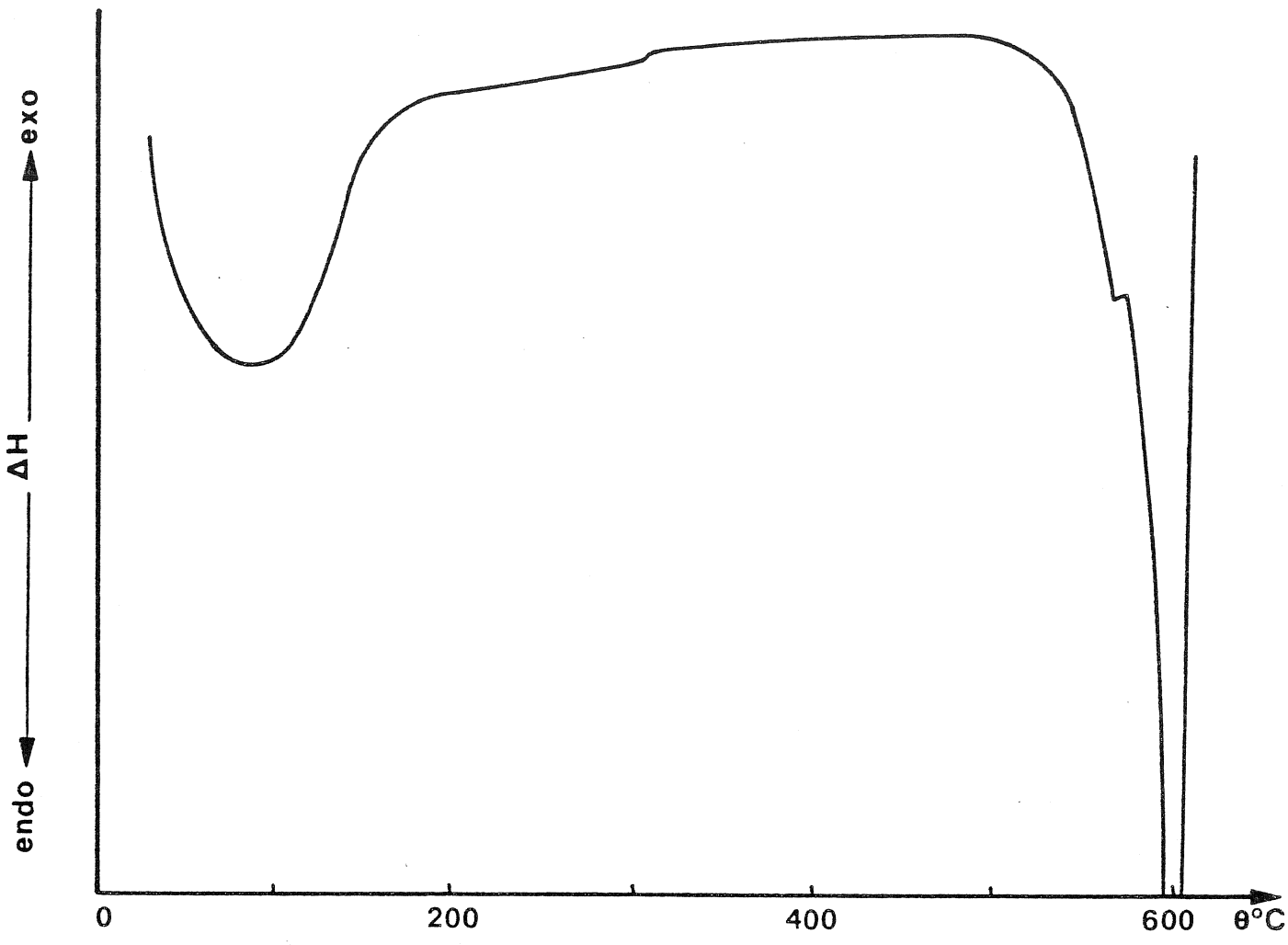


Figure IV.10 : Courbe de variation d'enthalpie en fonction de la température enregistrée en D.S.C. (20° C/mn).

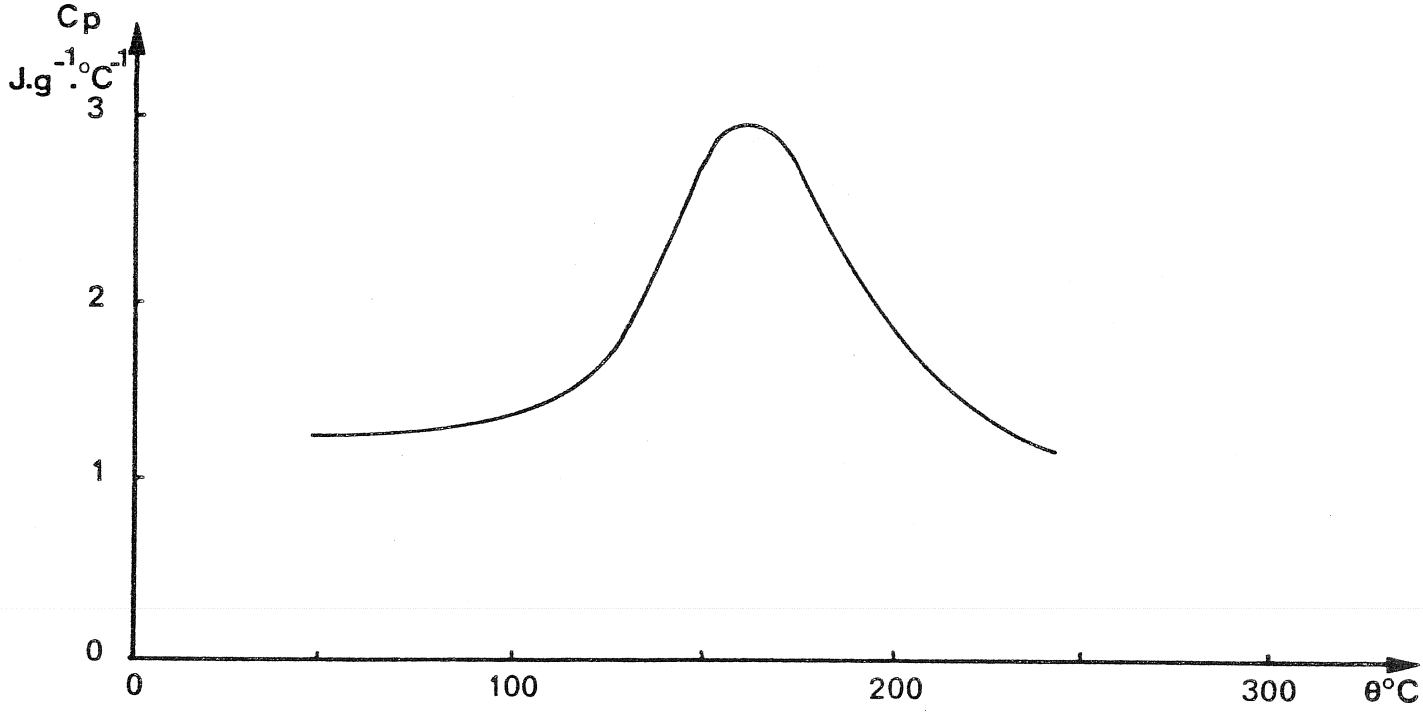


Figure IV.11 : Evolution de la capacité calorifique en fonction de la température (vitesse de montée en température de 40° C/mn).

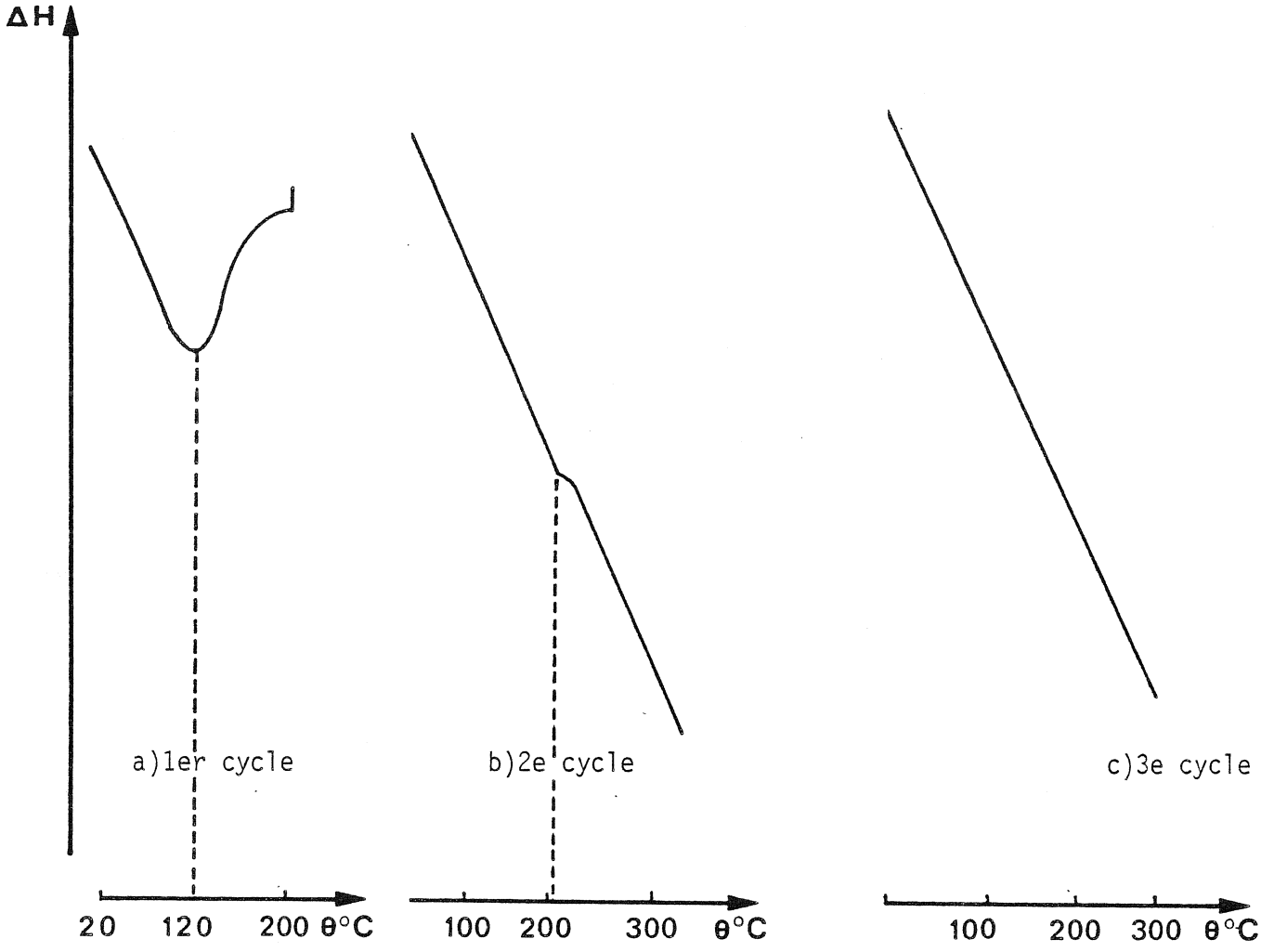


Figure IV.12 : Courbes de variation d'enthalpie d'un échantillon ayant subi des cycles de montée en température.

pératures, des essais de calorimétrie différentielle (D.S.C.) et d'analyse thermomécanique (T.M.A.) ont été effectués.

Les courbes de variation d'enthalpie ΔH, enregistrées à partir d'essais effectués en D.S.C. dans une atmosphère d'azote, à une vitesse de montée en température de 20°C/mn, présentent des variations de la pente vers 100° et 300°C qui révèlent également l'existence des deux températures de transition ; elles montrent, de plus, un décrochement vers 570°C et que la dégradation totale se produit vers 600°C (figure IV.10).

a) Origine de la première transition

L'évolution de la capacité calorifique, calculée en fonction de la température à l'aide d'une courbe obtenue à partir d'un essai effectué à une vitesse de montée en température de 40° C/mn, montre que cette température n'est pas celle d'une transition vitreuse, mais confirme la présence d'un autre phénomène qui dépend de la vitesse de l'essai. En effet, à partir d'une valeur de la température ambiante de 1,25 J g^{-1}° C^{-1}, (valeur équivalente à celle du Kevlar 49) (32), la capacité calorifique augmente pour atteindre un maximum vers 160° C. (figure IV.11.). Cette température de transition augmente donc avec la vitesse de montée en température.

Afin de préciser son origine, nous avons fait subir à un même échantillon plusieurs montées en température de 25° à 200° C, à une vitesse de 20° C/mn. La courbe de variation d'enthalpie (enregistrée à plus grande sensibilité) montre la présence d'un pic vers 120° C pendant le premier cycle (figure IV.12.a). Lors de la deuxième montée en température, celui-ci disparaît mais la courbe présente un point d'inflexion vers 200° C (figure IV.12.b), l'évolution de la variation d'enthalpie est linéaire pendant le troisième cycle (figure IV .12.c). Ceci peut s'expliquer par une évaporation de solvant résiduel ou d'eau vers 100-150° C, qui sera totale après le deuxième passage.

Ce comportement est également révélé par des essais en T.M.A. Cette hypothèse est confirmée par plusieurs auteurs. Penn et Larsen (18) par exemple, ont effectué des essais en D.S.C. à différentes vitesses (5° et 20° C/min) à partir de -20° C. Ils trouvent un changement brusque

d'enthalpie, à une température inférieure à 100°C, qui disparaît au deuxième cycle. Ils ont également testé des échantillons ayant subi plusieurs cycles puis laissés à l'humidité ; la brusque variation d'enthalpie réapparait, ils en déduisent qu'elle est due à la désorption d'eau et qu'elle serait proportionnelle à la quantité d'eau présente dans la matière.

De plus, des essais effectués en T.G. (Thermogravimétrie) ont montré une perte de poids de l'échantillon à cette température.

Les changements des propriétés du Kevlar à la première température de transition sont donc probablement dûs à une désorption d'eau.

b) Origine de la deuxième température de transition

Les courbes de variations d'enthalpie ont également montré l'existence d'une température de transition vers 300°C, température associée,par certains auteurs, à celle de la transition vitreuse bien que le point d'inflexion de la courbe d'enthalpie ne soit pas reproductible. Par contre, Penn et Larsen (18) ayant mis en évidence cette transition uniquement pour le Kevlar 49, attribue la non réversibilité à la relaxation de l'étirage à chaud du Kevlar 49 qui deviendrait ainsi similaire au Kevlar 29.

Pour essayer de déterminer l'origine de cette transition, nous avons examiné les extrémités de rupture et effectué des essais de traction sur des fibres traitées thermiquement.

Les fibres rompues en température ont une morphologie de rupture différente à partir de 350°C. En effet, la rupture reste très fibrillaire jusqu'à 300°C (figure IV.13.) et devient ensuite fragile à 350°C. Elle présente deux types de facies : d'une part, les fibrilles peuvent être arrangées radialement (figure IV.14.a), la structure en feuillet préconisée par Dobb et Johnson (13) serait donc vérifiée et accentuée par le traitement thermique. D'autre part, les fibrilles peuvent être arrangées circonférentiellement (figure IV.14.b), ceci pourrait provenir soit de la rupture des liens transversaux et de l'accroissement de la taille des vides, soit de l'accentuation de l'arrangement des chaînes moléculaires ; en effet, il est possible que

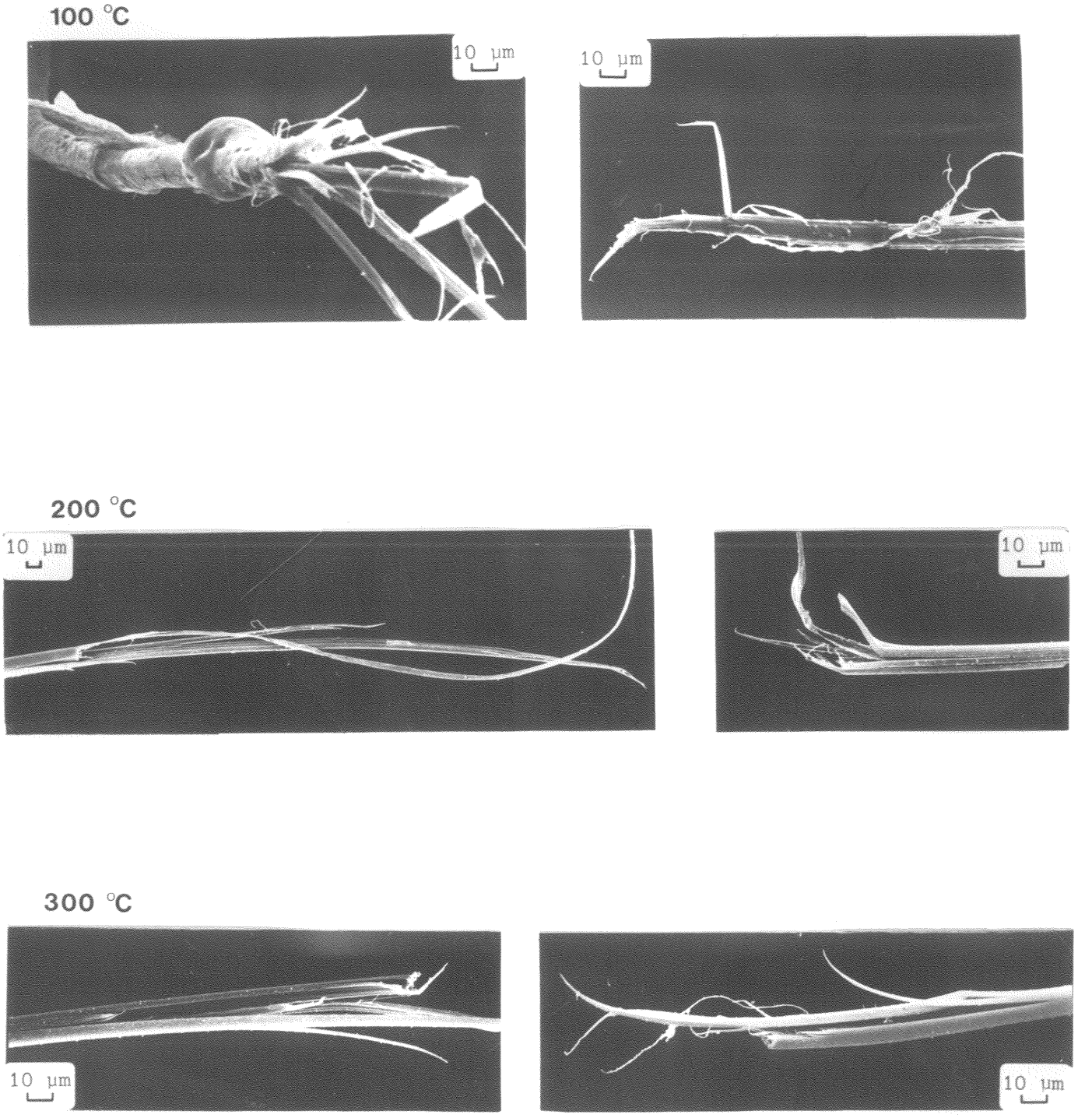
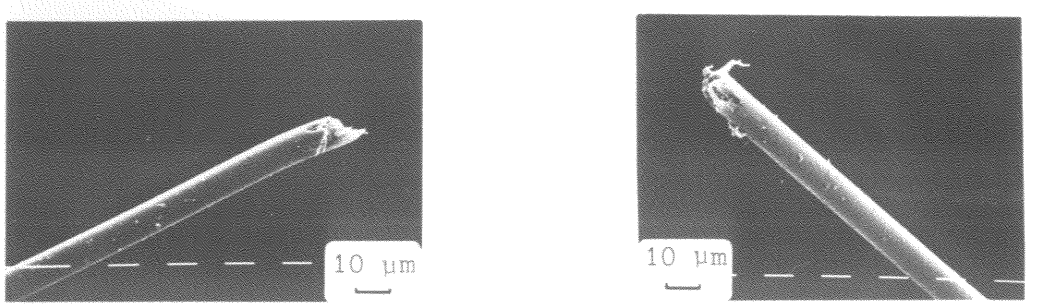
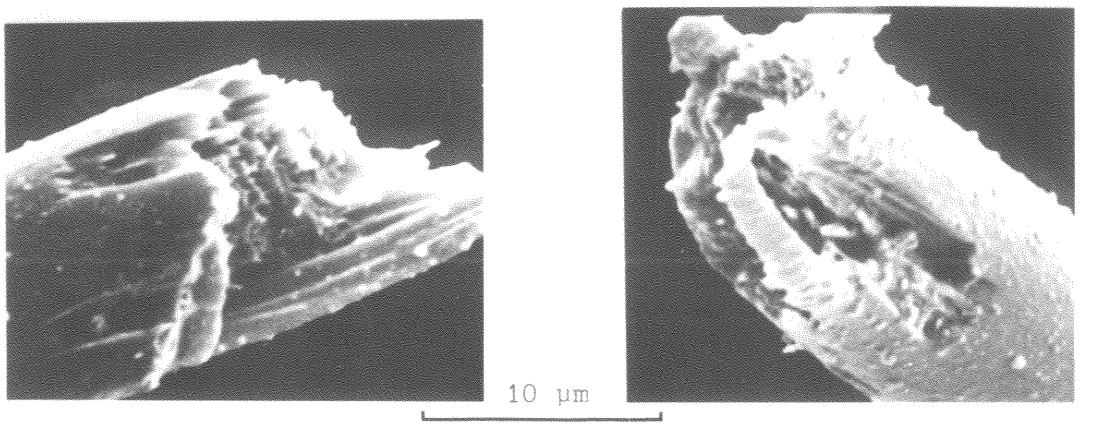
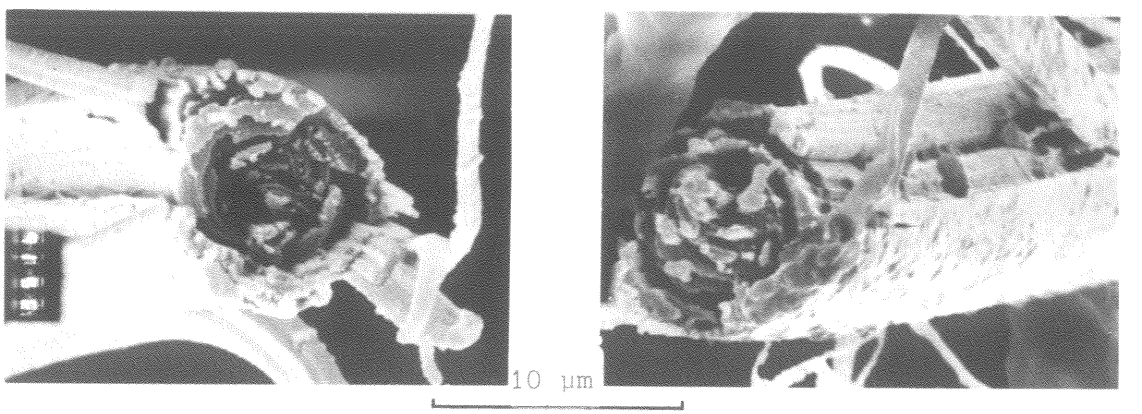


Figure IV.13 : Morphologies de rupture de fibres rompues en température.





a) arrangement radial des fibrilles



b) arrangement circonférentiel des fibrilles

Figure IV.14 : Morphologies de rupture de fibres rompues à 350° C.

celles-ci s'arrangent de façon concentrique lors de la fabrication de la fibre mais avec une probabilité moindre. La morphologie de rupture des extrémités des fibres testées à 400°C est similaire.

Ceci montre qu'une modification de structure se produit à très haute température, mais il est possible que cette évolution soit réversible au cours du refroidissement.

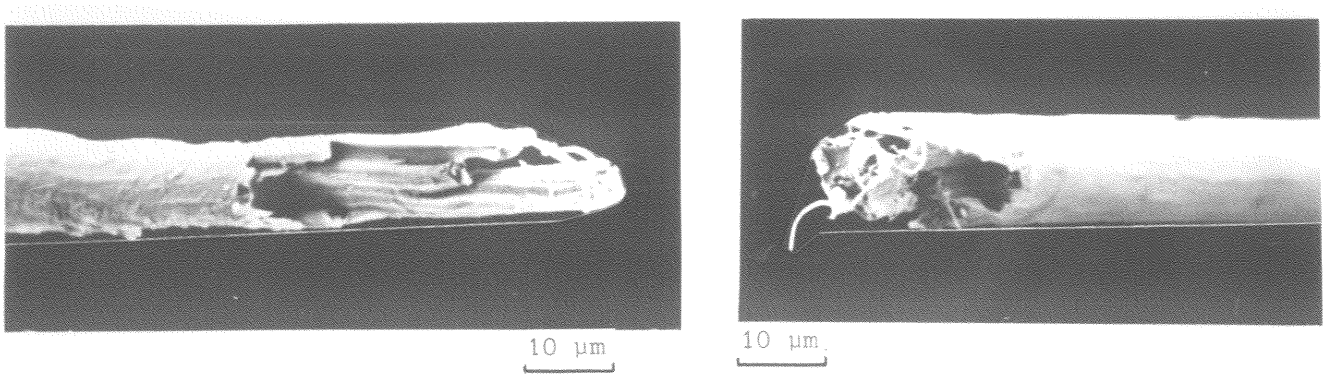
Pour vérifier si il y a une réversibilité, des éprouvettes, préalablement traitées thermiquement pendant cinq minutes et refroidies à la température ambiante (pour se rapprocher des premières conditions d'essais) ont été testées après 24 heures. La résistance moyenne après traitement est de 60 % de celle d'origine, mais avec une dispersion supérieure, tandis que le module atteint 100 % (figure IV.9.) (tableau IV.5.). La récupération partielle de la résistance peut être due à la différence du chemin suivi par le mouvement moléculaire.

En effet, les vitesses de mises en température et de refroidissement ne pouvant être identiques, les réarrangements moléculaires s'effectueront de façons différentes et avec des vitesses différentes. L'état initial de chaque éprouvette est donc recouvré à divers degrés lors de l'essai, ce qui entraîne une dispersion des propriétés plus importante et la possibilité de plusieurs facies de rupture. Ceux-ci peuvent être groupés en deux catégories : les ruptures fragiles qui se rapprochent des ruptures des fibres testées à haute température (figure IV.15.a) et les ruptures très éclatées et fibrillaires des fibres testées à la température ambiante sans traitement thermique (figure IV.15.b). (Ce dernier type de facies de rupture correspondrait plutôt aux fibres dont la résistance est plus élevée).

Cette température de transition est donc probablement celle d'une transition vitreuse. Le réarrangement moléculaire peut s'effectuer dans sa quasi-totalité et la structure reprendre sa conformation initiale mais les liens rompus pendant le traitement réduisent la résistance en traction.

c) Troisième température de transition

Le point singulier de la courbe de variation d'enthalpie, situé vers 570°C (figure IV.10) est indépendant de la vitesse de montée en tem-



a) rupture fragile

b) rupture fibrillée

Figure IV.15 : Morphologies de rupture de fibres rompues en traction après traitement thermique à 400° C.

pérature. Il est, d'après Brown et Ennis (32), réversible et représentatif d'un point de fusion cristalline ; soit, en d'autres termes, d'une transition de fusion surimposée à la décomposition du polymère. Celle-ci est totale vers 600°C mais dépend de la vitesse. En effet, elle sera de 620°C pour un essai effectué à 40°/min et de 550°C pour un test effectué à 20°/mn.

IV.4. - CONCLUSION

L'ensemble de ces résultats vérifie les très hautes caractéristiques en tension de la fibre de Kevlar 29 ainsi que sa très bonne stabilité thermique attendues par sa structure fortement aromatique.

Elle a un comportement quasi élastique jusqu'à la rupture contrairement aux autres filaments organiques, son module est très élevé et sa résistance comparable à celle de l'acier.

La structure, formée de chaînes rigides, confère une très grande anisotropie au monofilament qui peut être modélisé en un faisceau de fibrilles. Ceci entraîne un éclatement de la fibre lors de la rupture et facilite la possibilité d'endommagements de surface, qui conduisent à une forte dispersion des propriétés. Le Kevlar doit donc être défini non seulement par ses propriétés mais aussi par sa dispersion et cela pour une longueur donnée.

Son comportement en température est également élastique et est très stable pour une fibre organique. En effet, ses propriétés sont entièrement conservées jusqu'à 100°C et gardent une valeur de 70 % à 200°C par rapport à celle de l'ambiante.

La décomposition du Kevlar (29 et 49) débute à une température (480 °C) pour laquelle la plupart des autres polymères sont déjà carbonisés ; par exemple, la fusion du Nylon se produit à 265°C et celle du Nomex, qui est aromatique, vers 400° C. Cependant, la dégradation totale dépend de la vitesse de montée en température (elle varie de 550°C à 650°C), les fibres sont donc sensibles à un maintien thermique.

CHAPITRE V

COMPORTEMENT DANS LE TEMPS SOUS DIFFERENTS MODES DE CHARGEMENT

De nombreuses études ont été conduites sur les mécanismes de rupture des métaux, sous des sollicitations de longues durées dans leur domaine élastique. Il a été montré que la rupture des matériaux polycristallins est très souvent dûe à la présence et aux mouvements de défauts tels que lacunes, dislocations... Celle des polymères massifs et des fibres synthétiques est probablemnt dûe à un mécanisme différent.

En effet, ces matériaux semi-cristallins, n'ont généralement pas de limite élastique bien définie et leur déformabilité est beaucoup plus grande que celle des métaux. Etant viscoélastiques, leur déformation dépend du taux de chargement et n'est pas entièrement recouvrable instantanément : leurs caractéristiques évoluent au cours du temps sous l'effet de l'environnement et en fonction de l'histoire des contraintes qu'il a subies et mémorisées.

Le comportement des fibres de Kevlar 29 au cours du temps a été étudié en fonction de l'influence des trois principaux modes de sollicitations, c'est-à-dire l'influence d'un maintien sous élongation constante, d'un maintien sous charge constante et d'un chargement cyclique.

V.1 - RELAXATION

Si un matériau anélastique est maintenu à une déformation constante, un arrangement des molécules se produit, la charge diminue : il y a relaxation de la matière.

V.1.1. - Comportement en relaxation

L'évolution de la charge subie par une fibre de Kevlar en fonction du temps révèle un comportement caractéristique d'un matériau viscoélastique (figure V.1.). Pour un allongement imposé, la charge décroit rapidement dans les premières secondes puis se stabilise.

Si la fibre est relachée jusqu'à un allongement correspondant à une charge légèrement supérieure à zéro (pour éviter le flam-

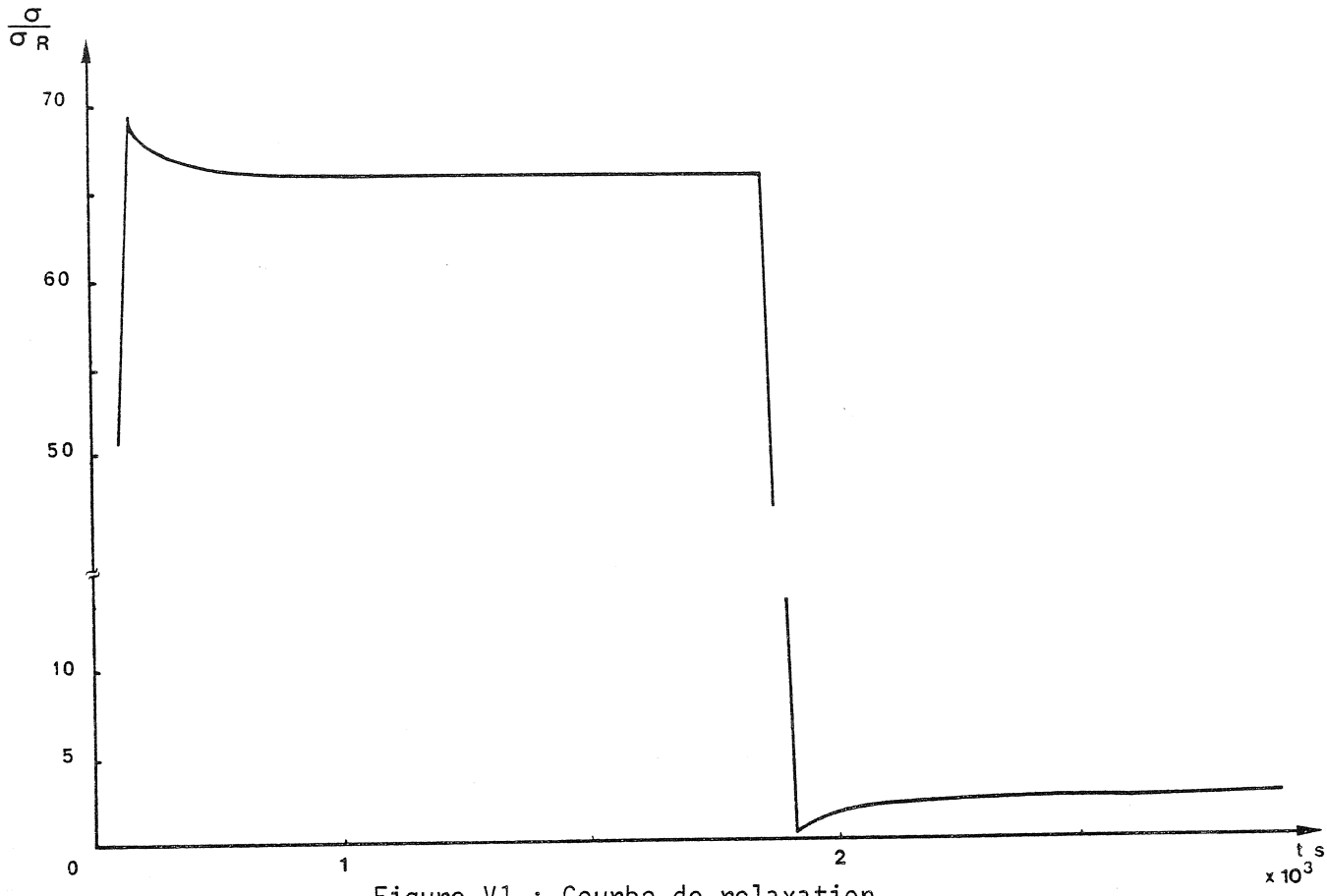


Figure V.1 : Courbe de relaxation

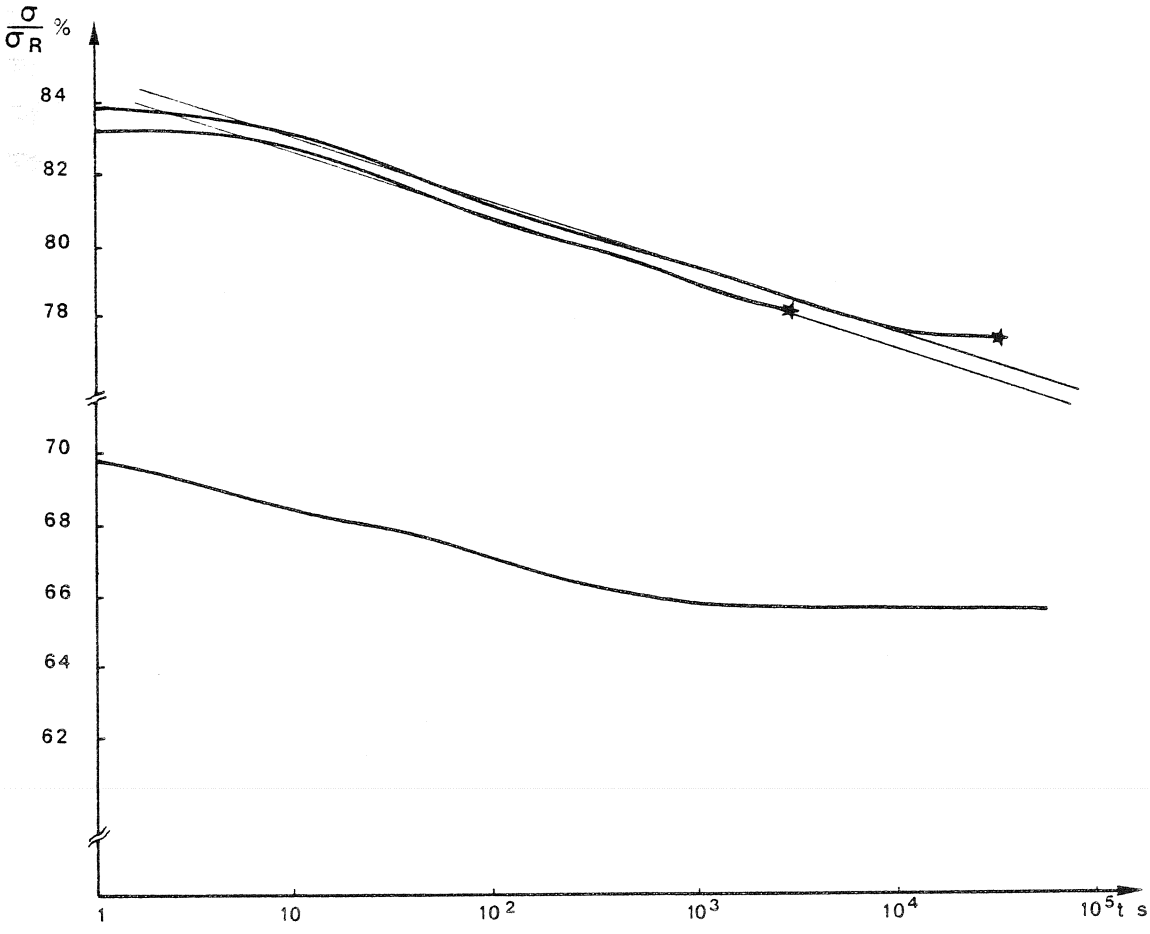


Figure V.2 : Evolution de la charge en fonction du logarithme du temps sous déformation constante

bement) et si cet allongement est maintenu, la contrainte moyenne augmente avec le temps (figure V.1.). Il y a retrait de la fibre. Il est possible que les liens intermoléculaires tendent à faire revenir la fibre (qui a un allongement résiduel) à son état initial mais le nouvel arrangement généré par la mise en charge empêche le retrait total.

La forme de la courbe de la charge en fonction du logarithme du temps pourrait être très légèrement sigmoïdale (figure V.2.) : le comportement en relaxation des fibres de Kevlar serait en cela analogue à celui des fibres de Nylon et de Terylène trouvé par Meredith et Bay-Sung Hsu (33), lorsqu'elles sont soumises à des contraintes très élevées. Cependant, des essais effectués à différentes valeurs de l'allongement ne montrent pas une accentuation du phénomène pour les fibres de Kevlar, même lorsque la déformation imposée est suffisamment importante pour entraîner la rupture (figure V.2.). L'évolution de la charge peut être également considérée comme étant linéaire avec la logarithme du temps après les dix premières secondes par un lissage compris dans l'intervalle d'erreurs de lecture (trait fin, figure V.2.).

L'existence de ruptures montre la possibilité d'un fluage ponctuel. Au niveau de défauts de la structure, le relachement se poursuivant par ailleurs, les concentrations de contraintes peuvent être suffisamment importantes pour que la déformation progresse et que la rupture des liens les plus faibles soient possibles. Ce qui, par endommagement successif, peut entraîner la rupture.

L'arrangement moléculaire produit au cours de la relaxation, ainsi que la possibilité d'endommagements, entrainera un comportement différent lors d'un chargement ultérieur.

V.1.2. - Influence d'un temps de relaxation sur le comportement en traction

Statton et Phillips (34) indiquent qu'un incrément de charge est nécessaire pour poursuivre la déformation d'une fibre après un court temps de relaxation (30 s) : un durcissement transitoire est suivi d'un durcissement permanent, les courbes contrainte-déformation restant parallèles (figure V.3.). D'après eux, ceci est,

vérifié pour tous les polymères étudiés, mais non pour les aciers et céramiques.

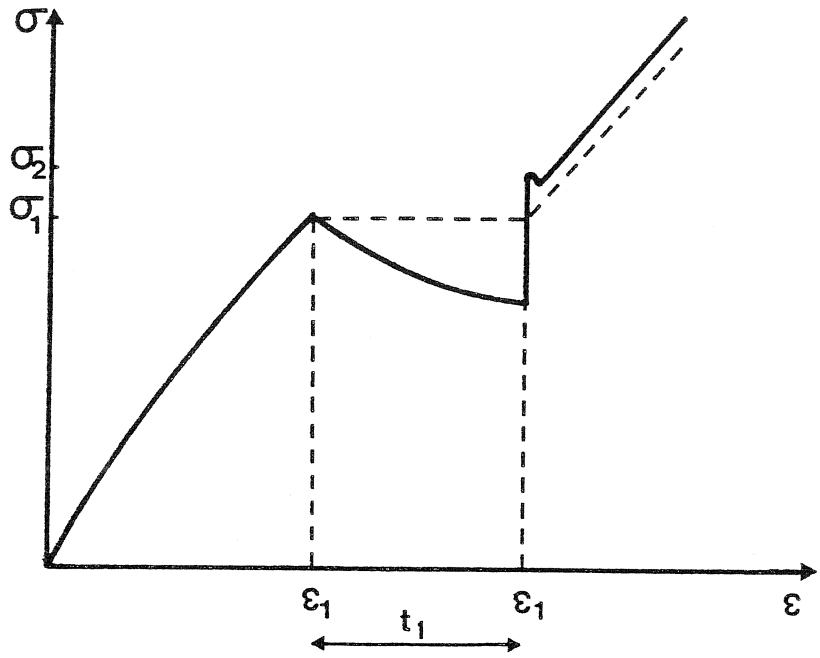


Figure V.3. : Durcissement d'une fibre après relaxation (34).

Contrairement aux constatations de Phillips et Statton, la déformation des fibres de Kevlar se poursuit, avec un module plus élevé, dès une nouvelle augmentation de la charge (figure V.4.) ; et ce, quelle que soit la valeur de la contrainte imposée (σ = 55 % σ_R ; σ= 75 % σ_R). Cependant, si la déformation de la rupture est nettement supérieure à la déformation de la relaxation, le graphe présente une courbure se traduisant par une diminution de pente, il coïnciderait à partir de cette courbure, avec l'extrapolation du graphe de traction simple (sans relaxation).

Le comportement des fibres de Kevlar 29 en relaxation serait donc différent de celui des autres fibres synthétiques. Il se produit un durcissement partiel certainement dépendant du niveau de contrainte et du temps de relaxation.

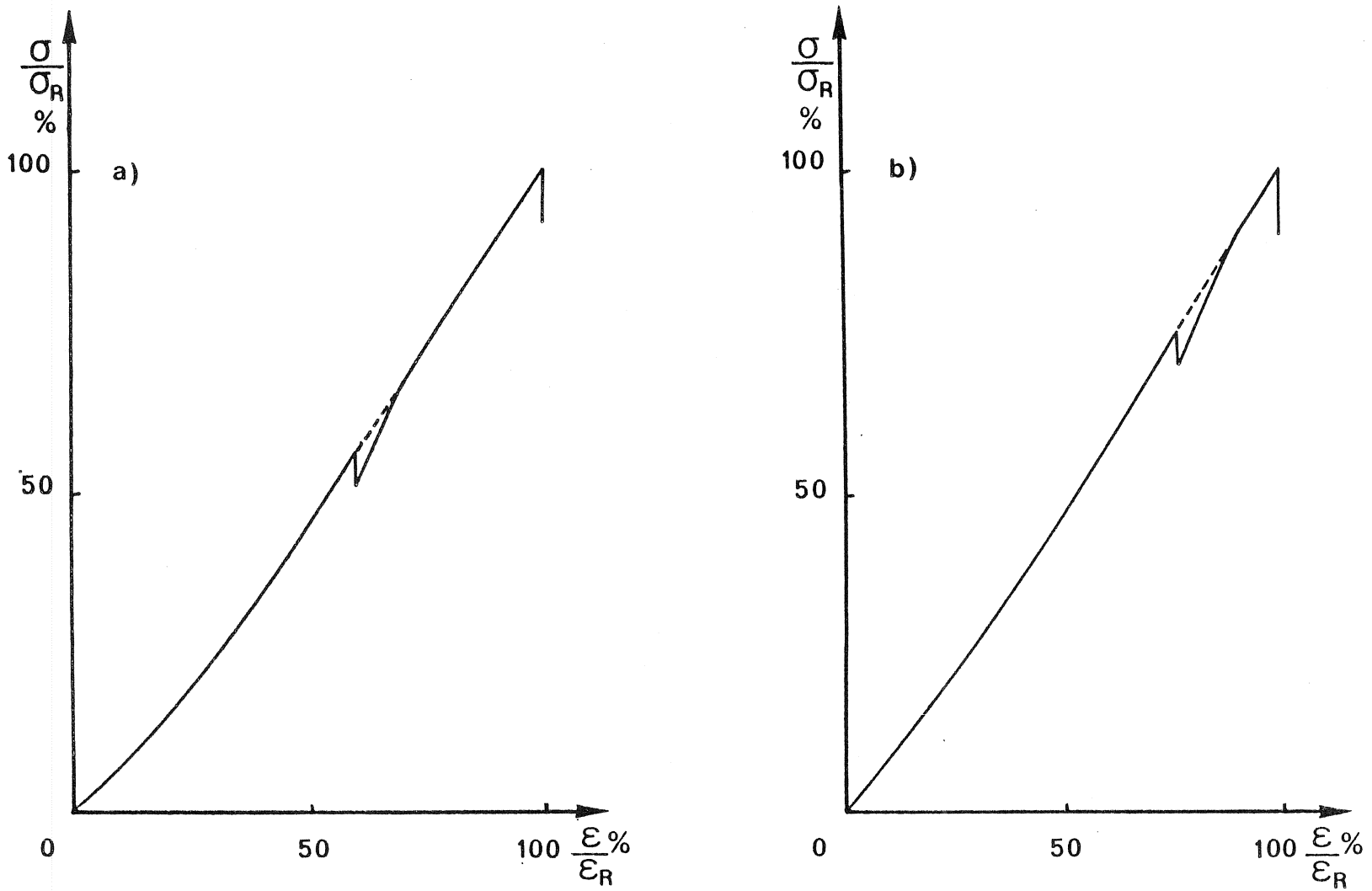


Figure V4 : Durcissement d'une fibre de Kevlar après 30s de relaxation à des contraintes de a) 55%, b)75% de celle de la rupture.

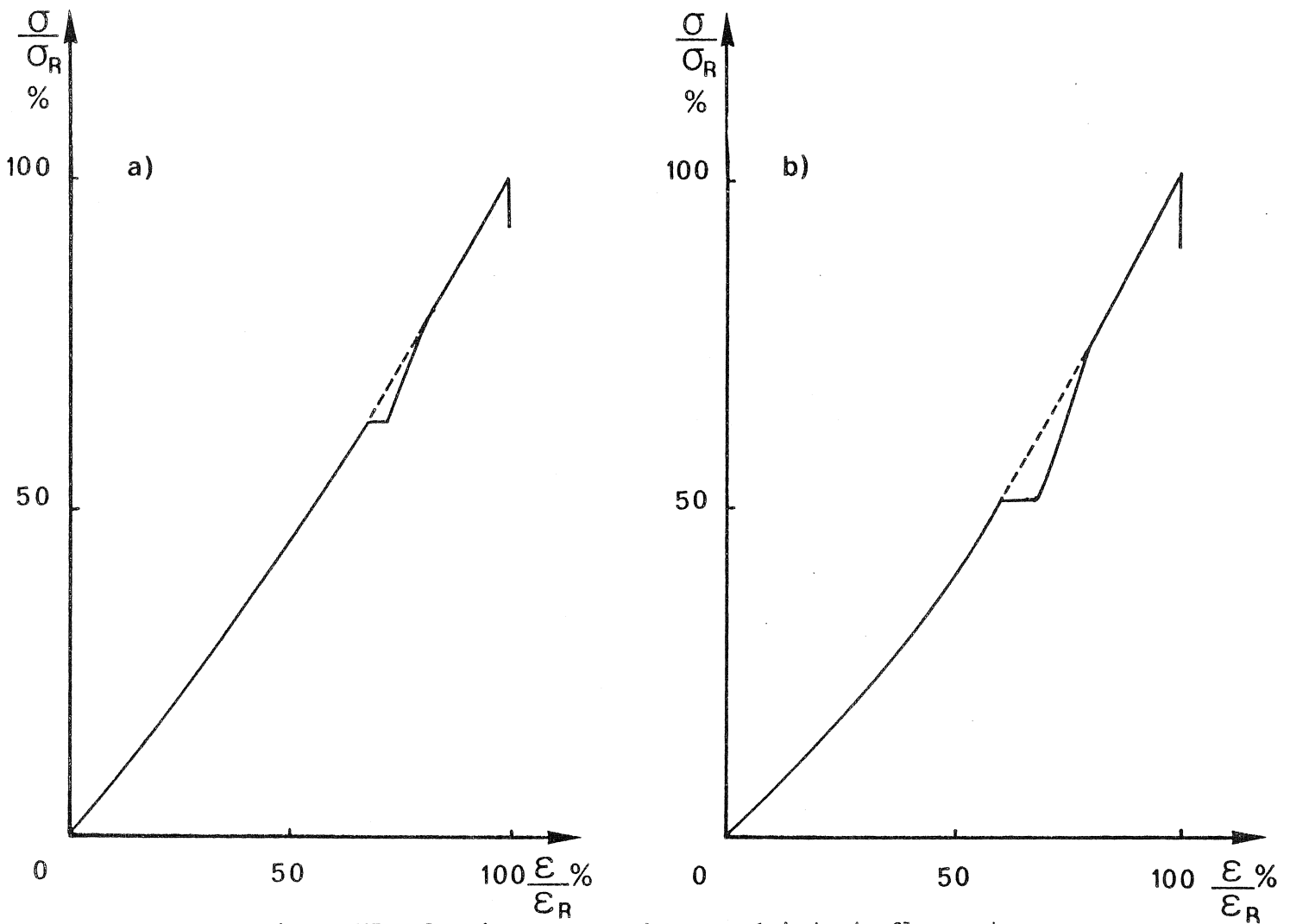


Figure V.5 : Durcissement après une période de fluage de
a) 30s b) 30h

V.2.- FLUAGE

Lors de leur utilisation, les fibres sont soumises à des contraintes de longues durées qui entraînent des changements dans la structure et peuvent mener à la rupture. La connaissance du comportement d'un matériau pendant et après un maintien sous contrainte (fluage) est donc importante.

Le fluage est généralement caractérisé par l'évolution de la déformation au cours du temps, par le temps à la rupture en fonction de la contrainte et par les courbes de retrait après relâchement de la charge.

Après l'examen de l'influence d'une période de fluage sur le comportement en traction, les deux premiers points ont été étudiés.

V.2.1. - Influence d'une période de fluage sur le comportement en traction

Les éprouvettes ont été maintenues sous contrainte pendant 30 s ou 30 h.

Dans les deux cas (figure V.5.), la pente de la courbe de traction σ - ε est plus importante après la période de fluage. Elle diminue ensuite pour atteindre la valeur qui aurait été obtenue par un essai de traction pure. Il est probable que la charge à la rupture, ainsi que la déformation soient identiques dans les deux types d'essais (traction pure et traction après fluage). La résistance résiduelle après un temps de fluage pourrait donc être équivalente à la résistance en traction. Des essais effectués par Chiao et al (35) sur des fils-composites (fibres parallèles noyées dans une matrice) confirment cette hypothèse : ils notent en effet que la perte de résistance des éprouvettes est non significative et indépendante du niveau de charge et de la durée sous charge (les fibres, dont la fraction volumique est de 60 %, supportent 98 % de la charge).

De même qu'en relaxation, l'arrangement moléculaire est donc fonction de la contrainte appliquée, il se répercute jusqu'à une contrainte plus ou moins élevée suivant la durée de l'essai. Le

Θ °C	e_i %	ε_f %	e_t %	t s	τ s	$m_i \times 10^{-4}$ s^{-1}	$\tau m_i \times 10^{-4}$	$m_s \times 10^{-10}$ s^{-1}	R	τ s	$m_i \times 10^{-4}$ s^{-1}	$\tau m_i \times 10^{-4}$
20	1,95	0,25	2,20	51 000	0,576	2,82	1,62	128	X	0,570	3,40	1,94
	1,82	0,27	2,09	150 000	0,552	3,60	2,00	10				
	1,67	0,28	1,95	122 000	0,575	3,84	2,21	7				
100	1,92	0,28	2,14	93 000	0,061	34,51	2,10	31		0,068	31,31	2,15
	1,98	0,38	2,38	114 000	0,098	21,24	2,09	82				
	2,05	0,34	2,40	55 700	0,055	40,93	2,26	59	X			
200	1,54	0,36	1,91	37 800	0,284	11,26	3,20	49	X	0,317	8,80	2,79
	1,40	0,30	1,70	35 900	0,355	7,22	2,56	11	X			
	1,68	0,25	1,93	5 650	0,324	8,02	2,60	182	X			
300	1,33	0,15	1,47	880	0,570	3,48	1,98	249	X	0,616	4,12	2,54
	1,53	0,22	1,75	266	0,576	5,73	3,30	5 295	X			
	1,40	0,16	1,56	388	0,728	3,21	2,33	4 395	X			
350	0,81	0,21	1,03	2 827	0,423	4,01	1,94	1 489	X	0,477	3,92	1,87
	0,74	0,21	0,96	5 486	1,302	1,84	2,39	247	X			
	0,75	0,18	0,93	1 896	0,151	10,48	1,59	1 827	X			
400	0,57	0,17	0,75	1 791	1,590	1,44	2,29	873	X	1,590	1,44	2,29
	0,64	0,10	0,74	104	1,590	1,44	2,29	873	X			

e_i : déformation initiale : $e_i = \frac{\Delta l_i}{L_o}$

ε_f : déformation en fluage à la fin de l'essai : $\varepsilon_f = \mathrm{Ln}\ (1 + \frac{\Delta l_f}{L})$

e_t : déformation totale $e_t = \frac{\Delta l_i + \Delta l_f}{L_o}$

Δl_i : allongement initial en traction

Δl_f : allongement au cours du fluage

L_o : longueur de jauge de l'éprouvette

t_f : temps à la rupture ou temps de l'essai

R : rupture

Tableau V.1. - Influence de la température sur les données en fluage.

$\frac{\sigma}{\sigma_R}$ %	e_i %	ε_f %	e_t %	t_f s	τ s	$m_i \times 10^{-4}$ s^{-1}	$\tau m_i \times 10^{-4}$	$m_s \times 10^{-10}$ s^{-1}	R	τ s^{-1}	$m_i \times 10^{-4}$ s^{-1}	$\tau m_i \times 10^{-4}$
	1,95	0,25	2,20	50 980	0,576	2,82	1,62	128	X			
50	1,82	0,27	2,09	158 600	0,552	3,60	1,99	10		0,570	3,40	1,94
	1,67	0,28	1,95	122 350	0,575	3,84	2,21	7				
	2,10	0,14	2,24	236	0,485	4,49	2,18	3 200	X			
60	2,19	0,19	2,39	2 860	0,395	5,29	2,09	111	X	0,348	6,21	2,16
	2,18	0,28	2,47	330 000	0,235	9,73	2,28	5				
	2,19	0,33	2,52	430 000	0,135	12,79	1,73	17				
70	2,47	0,32	2,79	199 300	0,344	6,36	2,19	16	X	0,202	9,98	2,01
	2,45	0,28	2,74	76 000	0,166	12,89	2,14	1	X			
	2,27	0,25	2,52	114 000	0,069	27,14	1,88	18	X			
80	2,44	0,18	2,62	189	0,064	27,54	1,75	1 860	X	0,070	26,85	1,88
	2,62	0,21	2,84	5 695	0,077	26,08	1,99	214	X			
	2,33	0,25	2,59	21 060	0,103	21,73	2,24	108	X			
90	2,59	0,26	2,86	89 500	0,046	39,69	1,81	0,1	X	0,071	28,26	2,01
	2,55	0,21	2,76	3 275	0,072	28,08	2,02	54	X			

e_i : déformation initiale : $e_i = \frac{\Delta l_i}{L_0}$

ε_f : déformation en fluage à la fin de l'essai : $\varepsilon_f = \mathrm{Ln}\ (1 + \frac{\Delta l_f}{L})$

e_t : déformation totale $e_t = \frac{\Delta l_i + \Delta l_f}{L_0}$

Δl_i : allongement initial en traction

Δl_f : allongement au cours du fluage

L_0 : longueur de jauge de l'éprouvette

t_f : temps à la rupture ou temps de l'essai

R : rupture

Tableau V.2. - Influence de la contrainte sur les données en fluage.

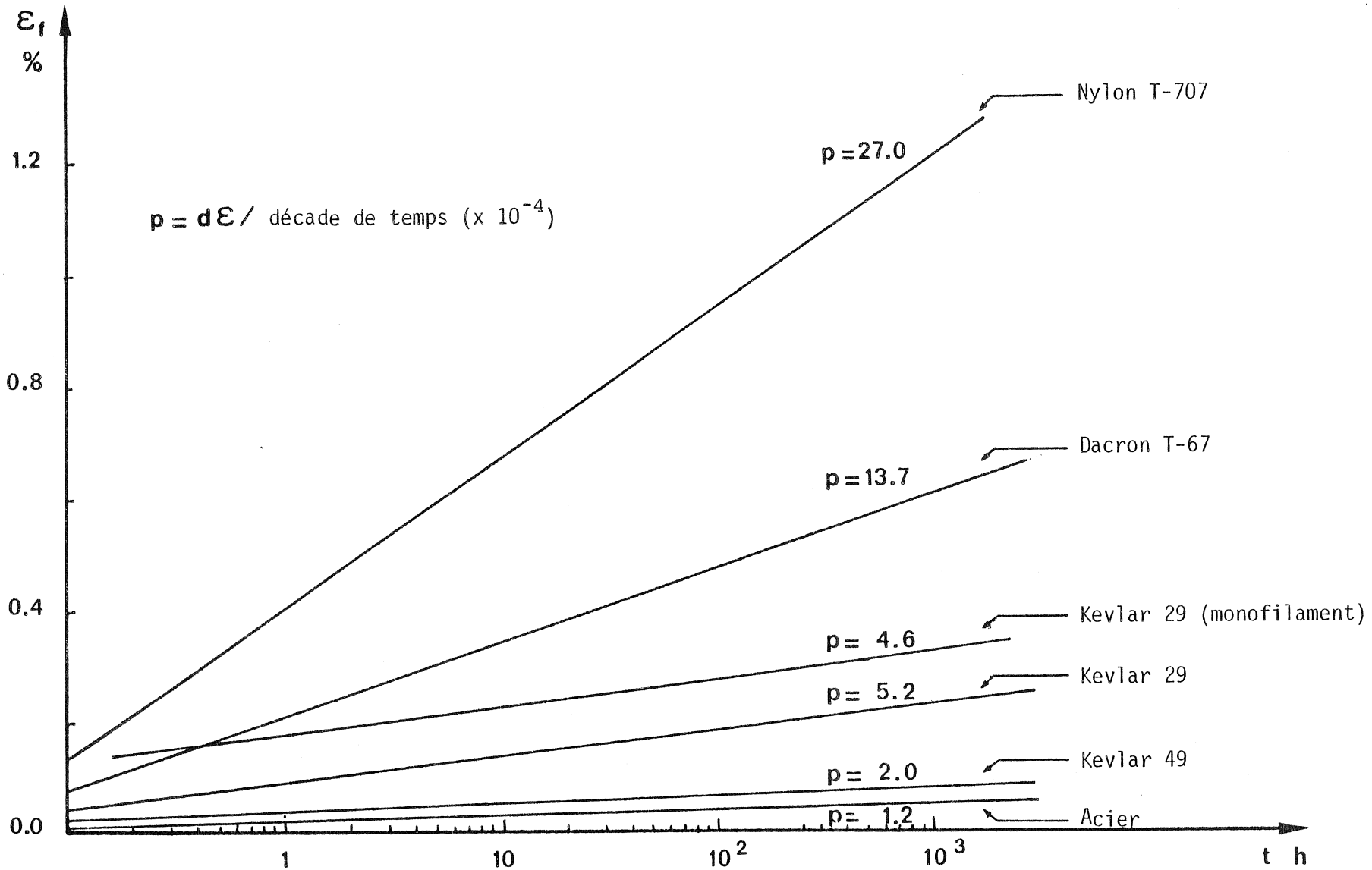


Figure V.6 : Déformation en cours de fluage à 50% de la contrainte à la rupture (coefficient de torsion des fils de 1,1 (46)).

fluage ou la relaxation aurait donc la même influence sur le comportement en traction.

V.2.2. - Critère de rupture d'une fibre soumise à une charge constante

L'évolution de la déformation au cours du temps a été étudiée en fonction de la contrainte et de la température à l'aide d'essais effectués soit à une contrainte de 50 % de celle à la rupture à des températures variant de 20° C à 400° C, soit à la température ambiante à des contraintes variant de 50 % à 90 % (les caractéristiques à la rupture sont récapitulées tableaux V.1. et V.2.).

L'allongement à la rupture de la fibre est nettement inférieur à celui en traction simple et dépend de la déformation initiale. En effet, la déformation au cours de fluage reste comprise entre 0,2 et 0,4 % (excepté lors d'une rupture prématurée) quelque soit la contrainte appliquée et pour une température inférieure à 300° C ; pour une température supérieure, elle semble, en moyenne, plus faible, le temps à la rupture étant également plus court (tableau V.1.).

La rupture se produirait donc probablement lorsque la déformation en un point atteint une valeur critique, cette valeur étant réduite par la présence d'un défaut important (tableau V.2., essai à 0,6 σ_R). La structure étant fortement cristalline, la possibilité de déformation du Kevlar est très faible par rapport à celle des autres fibres (figure V.6.), le comportement en cours de fluage sera différent.

V.2.3. - Comportement au cours du fluage

De nombreuses relations empiriques ont été suggérées et développées pour essayer de quantifier les processus du fluage (36 - 40). L'évolution de la déformation d'un polymère a surtout été évaluée à l'aide d'une approche rhéologique, plusieurs modèles visco-élastiques linéaires ou non linéaires ont été proposés et discutés (41 - 45). Les équations obtenues à partir d'un modèle à trois éléments, comprenant un amortisseur non Newtonien, font intervenir au moins quatre paramètres et il est difficile d'appliquer directement une de ces équa-

tions au comportement des fibres de Kevlar. Nous avons donc préféré, en premier lieu, déterminer par une approche purement mathématique, une loi vérifiée par les courbes expérimentales.

a) Loi de comportement

La vitesse de la déformation d'une fibre sous charge constante diminue de façon monotone au cours du temps, trois possibilités ont été envisagées.

(a) - elle admet une valeur limite à l'origine et une valeur limite à l'infini,

(b) - elle admet une valeur initiale à l'origine et décroit exponentiellement,

(c) - elle admet une valeur initiale à l'origine et décroit hyperboliquement.

Les trois équations correspondantes sont respectivement : (Annexe A.1.1.)

$$(a)\ \varepsilon = \frac{m_i t\ (m_s t\ + \tau)}{m_s t\ + \tau}$$

$$(b)\ \varepsilon = \tau\ (m_i - m_s) \left[1 - \exp\ (- \frac{t}{\tau}\ ) \right] + m_s t$$

$$(c)\ \varepsilon = \tau\ m_i\ \mathrm{Log}\ (\frac{t + \tau}{\tau}) + m_s t$$

où τ est une constante de temps
m_i est la vitesse de déformation initiale
m_s est la vitesse de déformation à l'infini.

Les paramètres τ , m_i , m_s , ont été calculés dans chacun de ces cas par la méthode des variances minimales (Annexe A.1.2.). Seules les courbes représentées par l'équation (c), correspondent à celles obtenues expérimentalement pour les différents niveaux de contraintes et de températures étudiés.

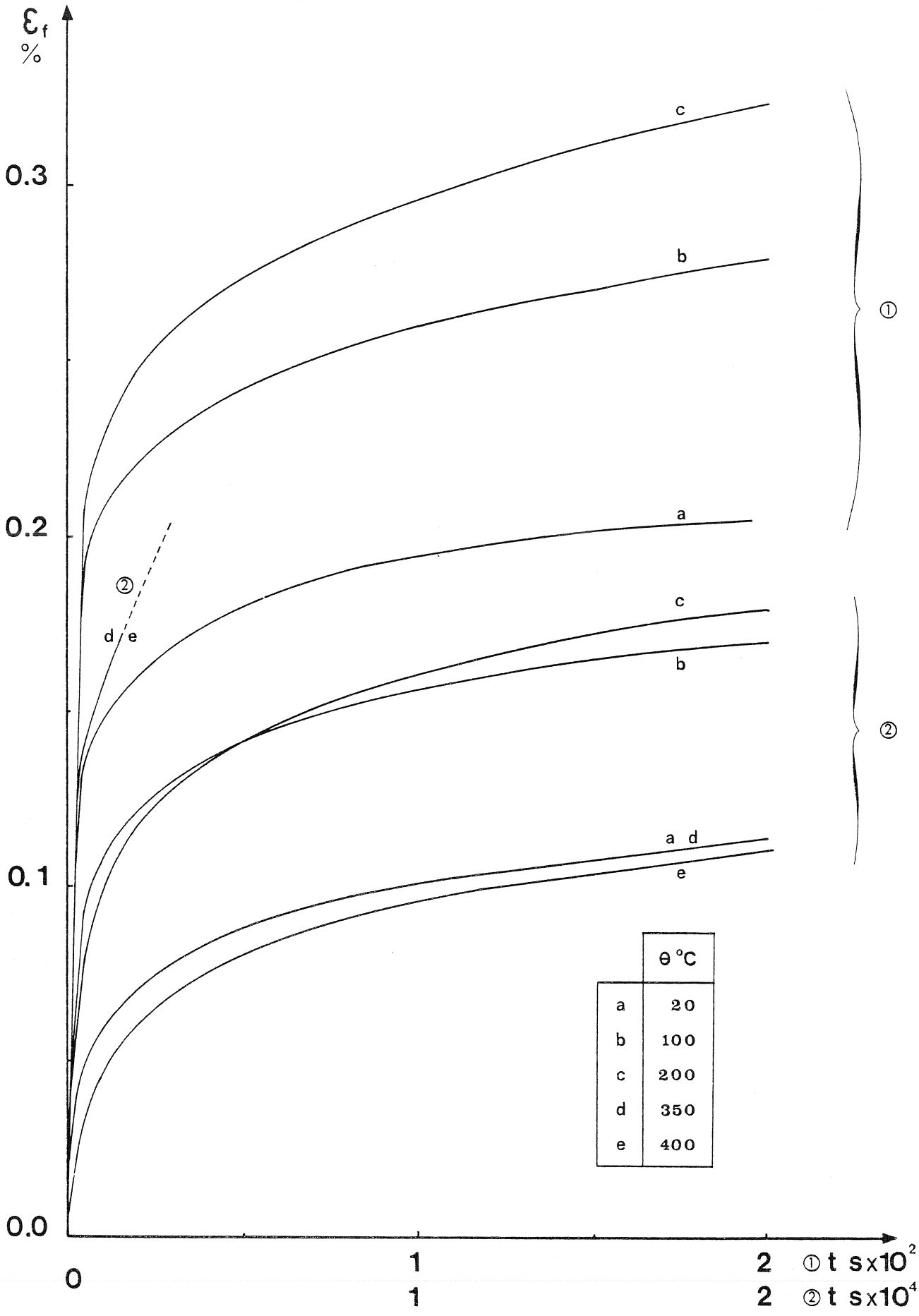


Figure V.7 : Evolution moyenne de la déformation en fluage en fonction de la température à une contrainte de 50% de celle à la rupture.

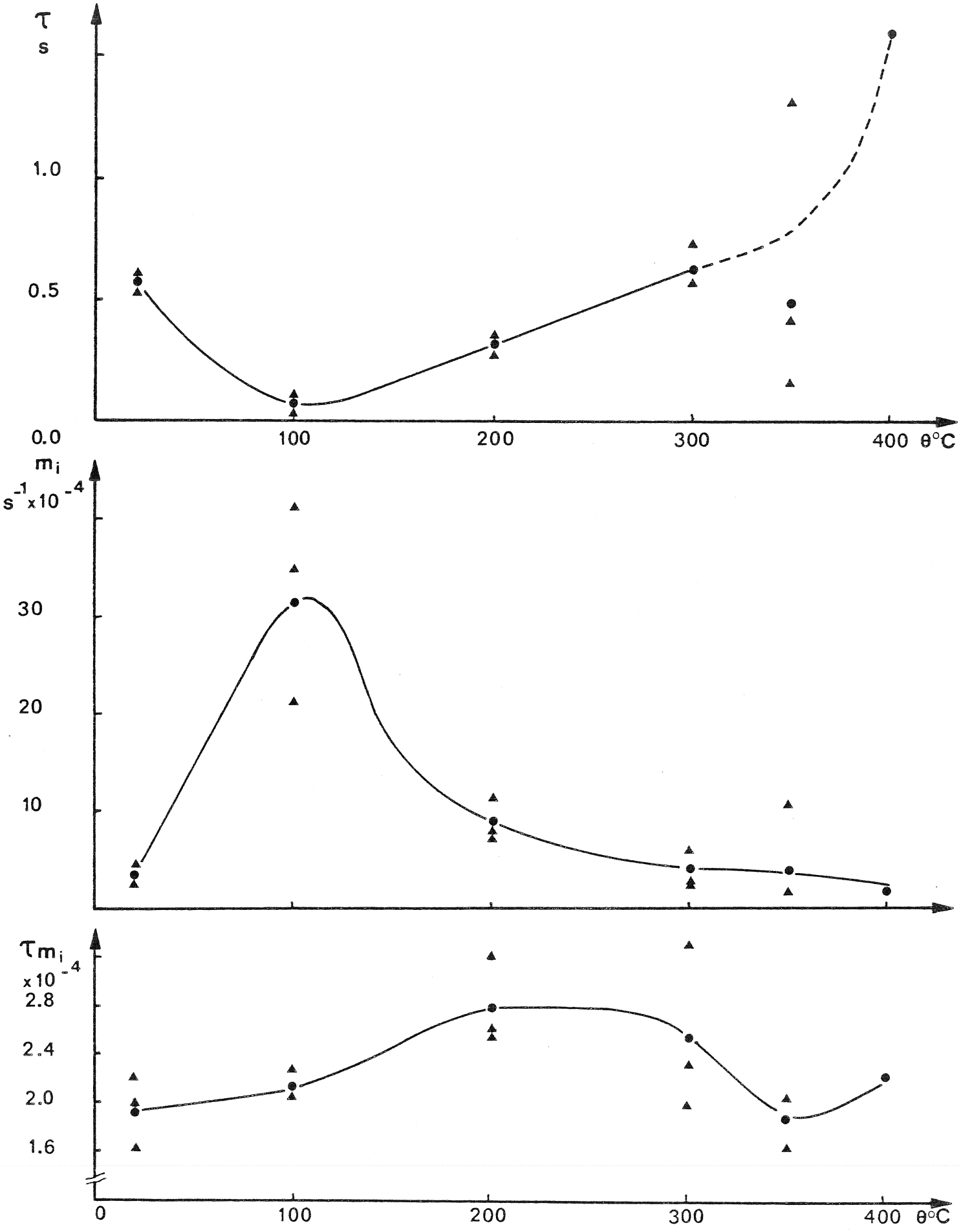


Figure V.8 : Influence de la température sur les valeurs des paramètres de fluage.(● valeurs moyennes)

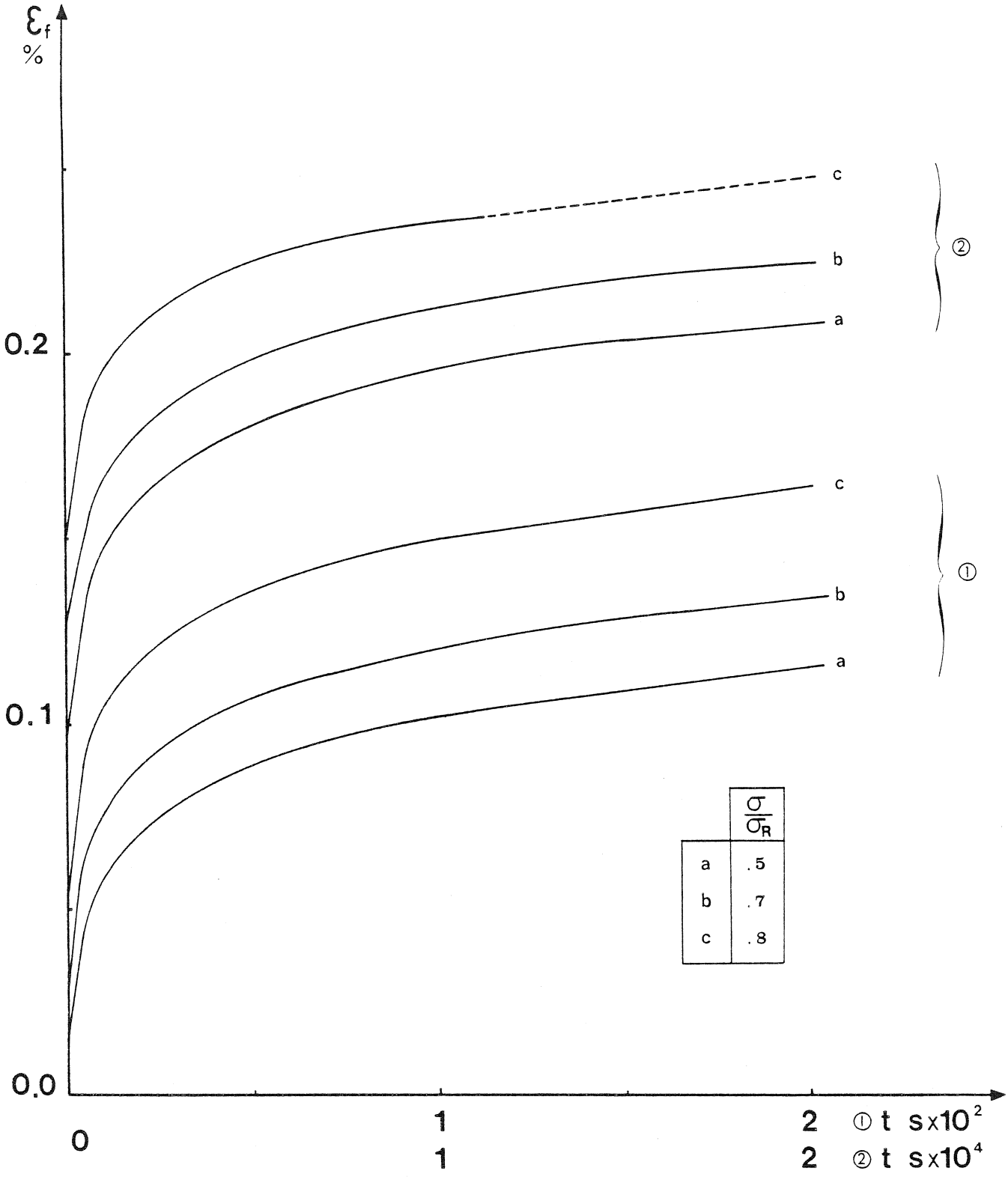


Figure V.9 : Evolution moyenne de la déformation en fluage en fonction de la contrainte appliquée à la température ambiante.

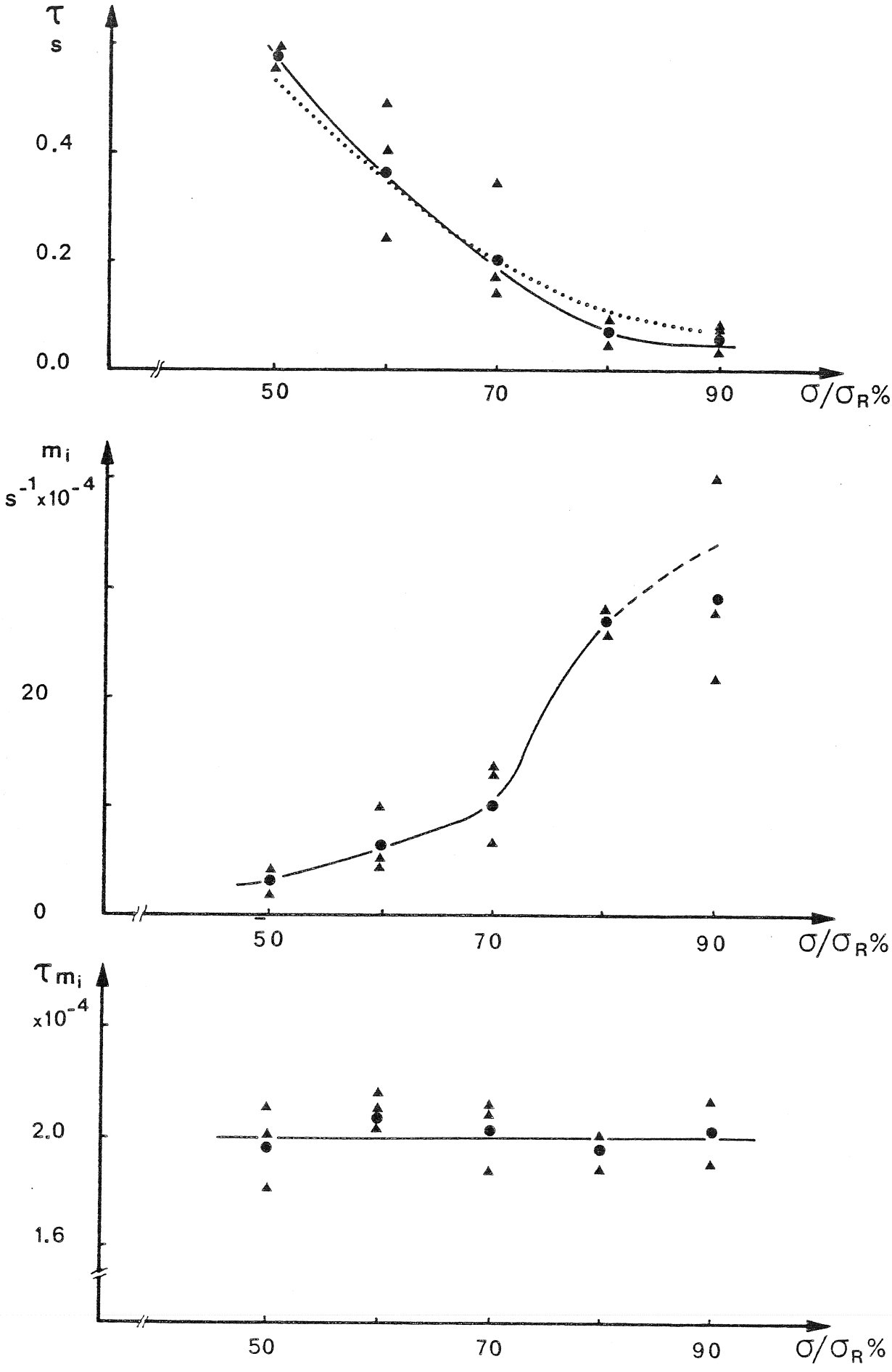


Figure V.10 : Influence de la contrainte sur les valeurs des paramètres de fluage (● valeurs moyennes)

b) Influence de la température

Les courbes moyennes de la déformation montrent que l'influence de la température n'est pas uniforme (figure V.7.), les paramètres ne varient pas de façon monotone (figure V.8.). La vitesse initiale de déformation atteint une valeur maximale vers 100° C puis décroit en se stabilisant tandis que la constante de temps τ suit l'évolution inverse (figure V.8.). La grande dispersion des résultats à 350° C est probablement dûe à la présence de la température de transition vitreuse.

Le taux de déformation avant la rupture, m_s , a très peu d'influence sur la déformation globale de la fibre pour des températures inférieures à 300° C et peut être négligé. Sa valeur semble ensuite être plus élevée mais la forte dispersion ne permet pas d'estimer son évolution en fonction de la température (tableau V.1.).

La vitesse de déformation en fluage, représentée par le produit τm_i ($\dot{\varepsilon}(t) \simeq \frac{\tau m_i}{t + \tau}$) reste pratiquement constante pour des températures inférieures à 100° C ; elle forme ensuite une sorte de palier entre 200° et 300° C puis rediminue pour des températures supérieures ; elle montrerait un minimum à 350° C.

Les températures de transition, mises en évidence par les essais de traction en température, entraînent donc une différence de comportement en fluage. La désorption d'eau ou de solvant peut accélérer le mouvement interchaîne d'où une augmentation du taux de déformation initiale jusqu'à 100° C. Les vides engendrés par cette désorption facilitent ensuite le déplacement moléculaire et le taux de déformation est supérieur entre 200° C et 300° C. Ensuite le changement d'état dû à la température de transition vitreuse ralentit le phénomène et diminue la possibilité de déformation en fluage.

c) Influence de la contrainte sur les valeurs des paramètres

Les courbes moyennes, calculées pour chaque contrainte, sont représentées sur la figure V.9. La déformation pendant les premières secondes augmente avec la charge imposée ; à 90 % de la contrainte

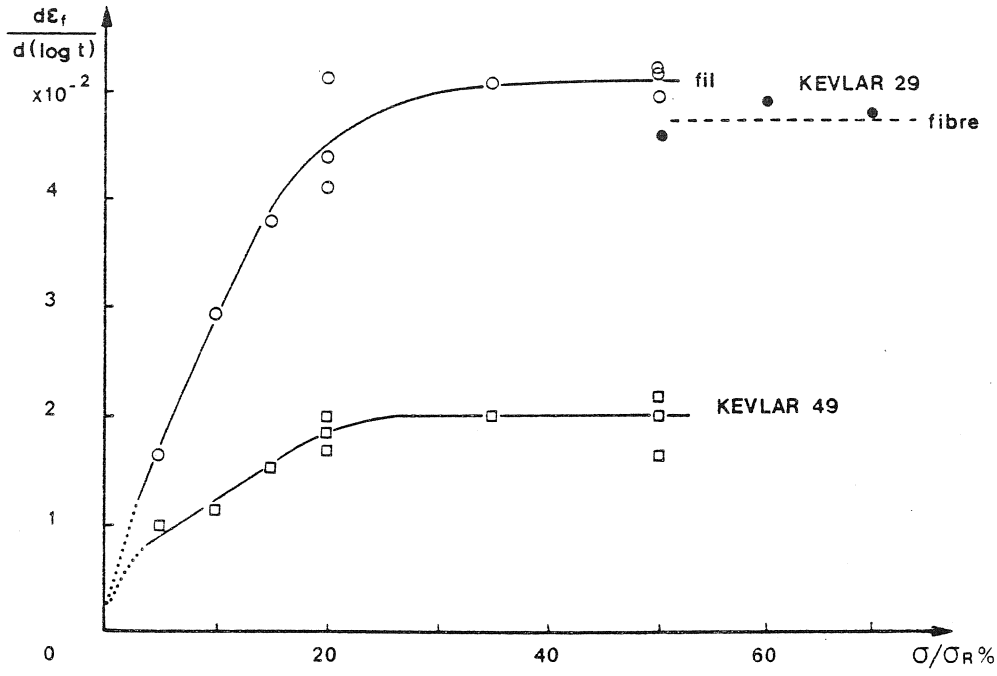


Figure V.11 : Taux de fluage en fonction de la contrainte.
(— : fil de 1500 deniers,coefficient de torsion de 1,1
--- : monofilament de Kevlar 29)

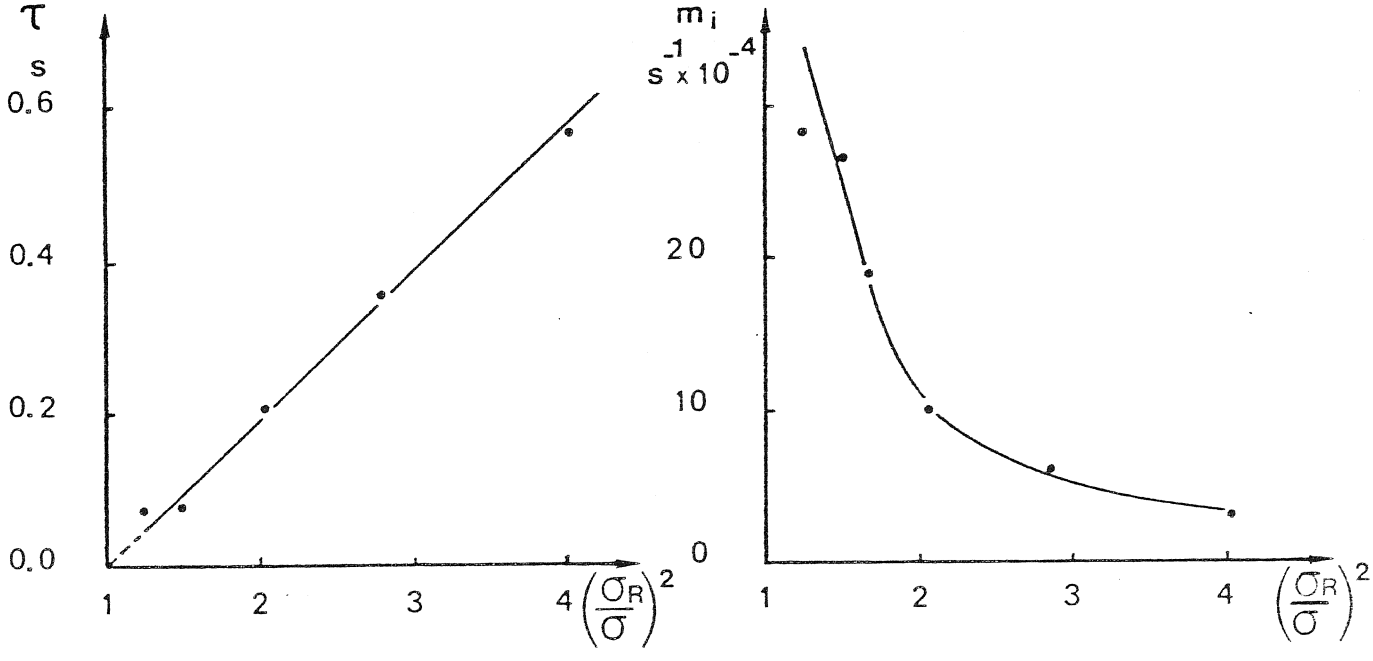


Figure V.12 : Evolution des paramètres de fluage en fonction du carré de l'inverse de la contrainte appliquée

à la rupture, la détermination de l'origine des temps est plus difficile et une légère erreur sur celle-ci entraîne une grande erreur sur la valeur de la déformation mesurée d'où une incertitude sur le paramètre m_i et une grande dispersion des valeurs obtenues à cette contrainte (tableau V.2.)

La constante de temps τ diminue lorsque la contrainte augmente et tend vers une valeur limite tandis que le taux initial de déformation suit l'évolution inversé (figure V.10.).

Le produit τm_i , qui représente la pente de la courbe $\varepsilon = f$ (log t) reste contant quand la contrainte varie de 50 % à 90 % de celle de la rupture. Ce résultat serait en accord avec celui trouvé par Dupont S.A. (46). En effet, ils indiquent que le taux de fluage en fonction du logarithme du temps augmente avec la contrainte jusqu'à ce que celle-ci atteigne 30 % de la contrainte ultime puis se stabilise à une valeur de 0,050 % par décade , la valeur trouvée pour un monofilament est du même ordre de grandeur : 0,046 % (figure V.11.).

La vitesse de déformation serait donc indépendante de la contrainte à partir du moment où la constante de temps τ est négligeable devant le temps.

En effet : $\dot{\varepsilon}(t) = \dfrac{\tau m_i}{t + \tau} + m_s$

d'où, pour m_s négligeable et $\tau \ll t$

$\dot{\varepsilon}(t) = \dfrac{A}{t}$ A étant une constante égale à τm_i

La connaissance de la vitesse de déformation initiale est donc très importante et suffirait à la connaissance du comportement pour le fluage primaire.

Si les courbes $\tau = f\left(\frac{\sigma}{\sigma_R}\right)$ et $m_i = f\left(\frac{\sigma}{\sigma_R}\right)$ sont tracées en fonction de $\left(\frac{\sigma}{\sigma_R}\right)^{-2}$, celles-ci sont respectivement transformées en une droite et en une hyperbole (figure V.12). La constante de temps est donc reliée à la contrainte par une équation de la forme $\sigma = a\left(\frac{\sigma}{\sigma_R}\right)^{-2} + b$. (Les valeurs de a et b, calculées par régression linéaires étant égales à $0{,}19 \times 10^{-4}$ et $-0{,}19 \times 10^{-4}$), le taux de

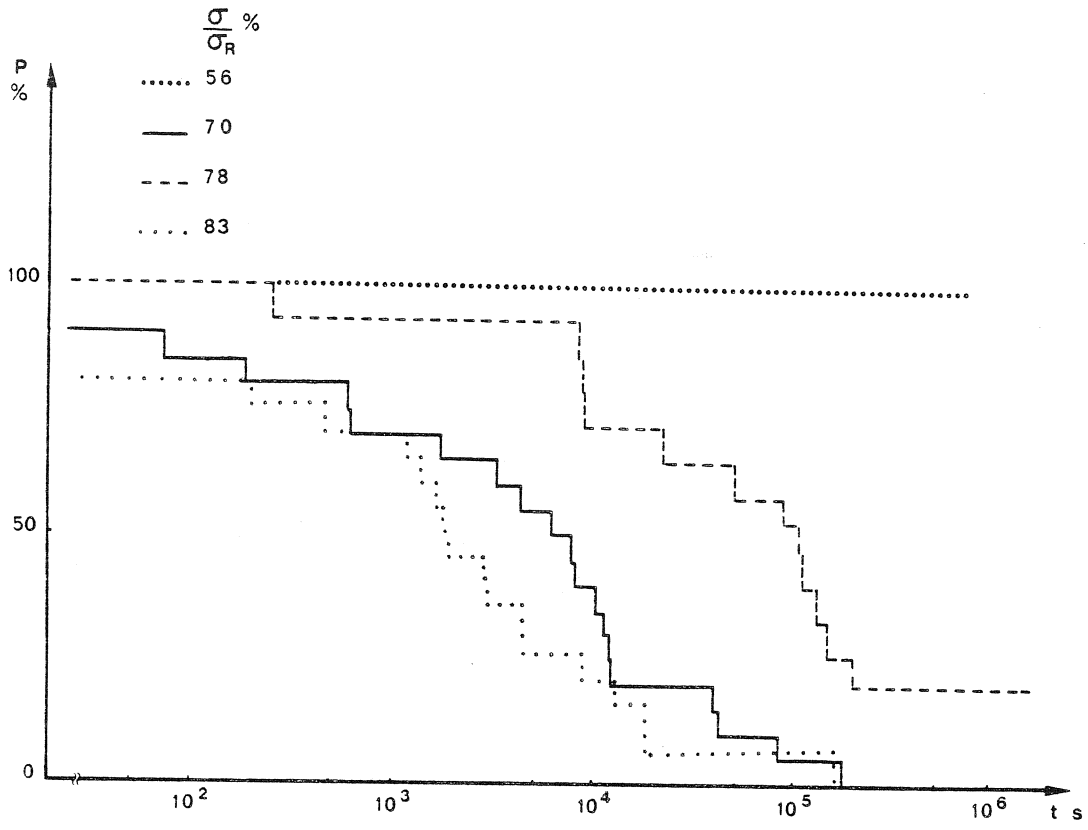


Figure V.13 : Histogrammes cumulatifs de la durée de vie des fibres en fluage.

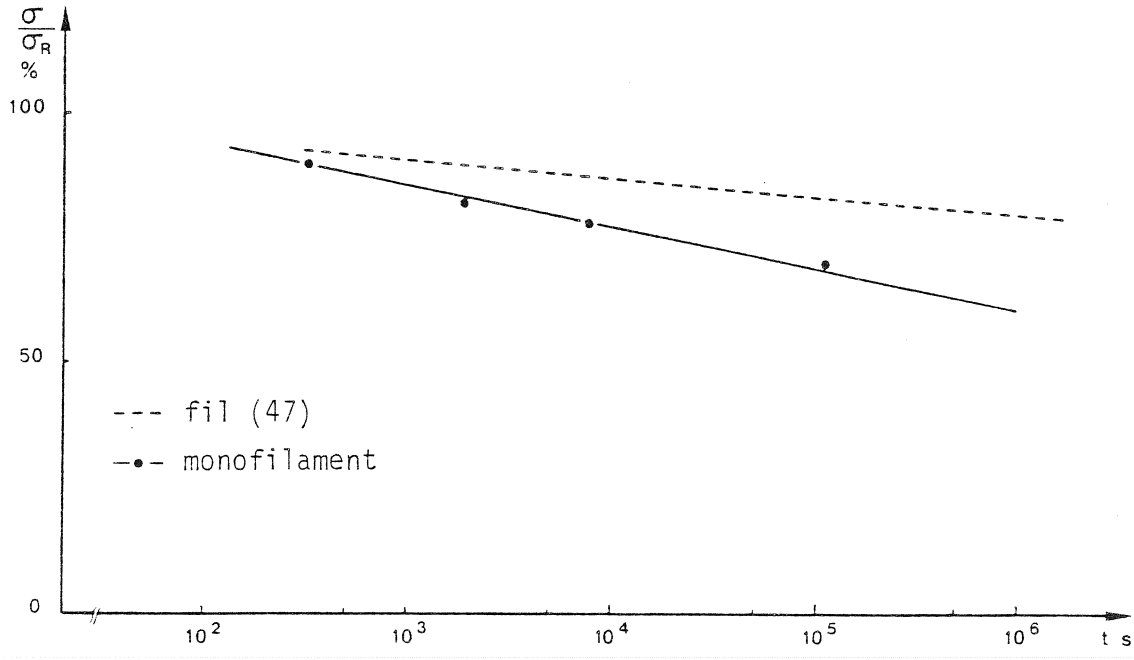


Figure V.14 : Evolution de la durée de vie médiane du Kevlar 29 en fonction de la contrainte

déformation initiale étant alors représenté par l'équation

$m_i = K(\frac{\sigma}{\sigma_R})^2 \quad (a + b\ (\frac{\sigma}{\sigma_R})^2)^{-1}$.

Pour $\frac{\sigma}{\sigma_R} = 1$, soit $\sigma = \sigma_R$; la constante de temps est nulle et la vitesse de déformation en fluage infini : ceci représente bien un essai de fluage réduit à un essai de traction.

V.2.4. - Influence de la contrainte sur la durée de vie

La durée de vie des monofilaments soumis à une charge constante a été évaluée grâce à des essais effectués à différentes contraintes sur des séries de 20 éprouvettes prélevées d'une même bobine.

Si les éprouvettes sont soumises à une charge de 70 % de la charge ultime, elles se rompent dans 75 % des cas environ avant 60 heures (figure V.13.). La rupture ne se produit plus pour une contrainte initiale imposée de 56 % de celle de la rupture.

Les durées de vie médianes, c'est-à-dire les durées de vie pour lesquelles 50 % des fibres ne se rompent pas, obtenues à partir de lots formés de 20 ou 40 échantillons prélevés d'une même bobine ou de lots prélevés de bobines différentes, sont équivalentes. Elles reflètent donc, malgré la forte dispersion le comportement moyen des fibres.

Le temps à la rupture du Kevlar diminue avec la contrainte et est relié à celle-ci par une loi logarithmique (figure V.14).

Soit par $\frac{\sigma}{\sigma_R} = -\ 8 \times 10^{-2}\ (\log t_R) + 1{,}1$

ou $\sigma GN/m^2 = 2{,}7 - 0{,}21 \log t_R$

La durée de vie d'un monofilament a un taux de décroissance plus élevé que celui indiqué dans la littérature pour un fil (47) (figure V.14) et a des valeurs plus faibles. En effet, une fibre soumise à une contrainte égale à $\frac{2}{3}$ de sa résistance a une durée de vie moyenne de 60 h tandis que celle d'un fil serait de plusieurs centaines d'années (47). Par ailleurs, Chiao et al (48) ont calculé, à partir d'une analyse statistique, les paramètres de la loi de distribution

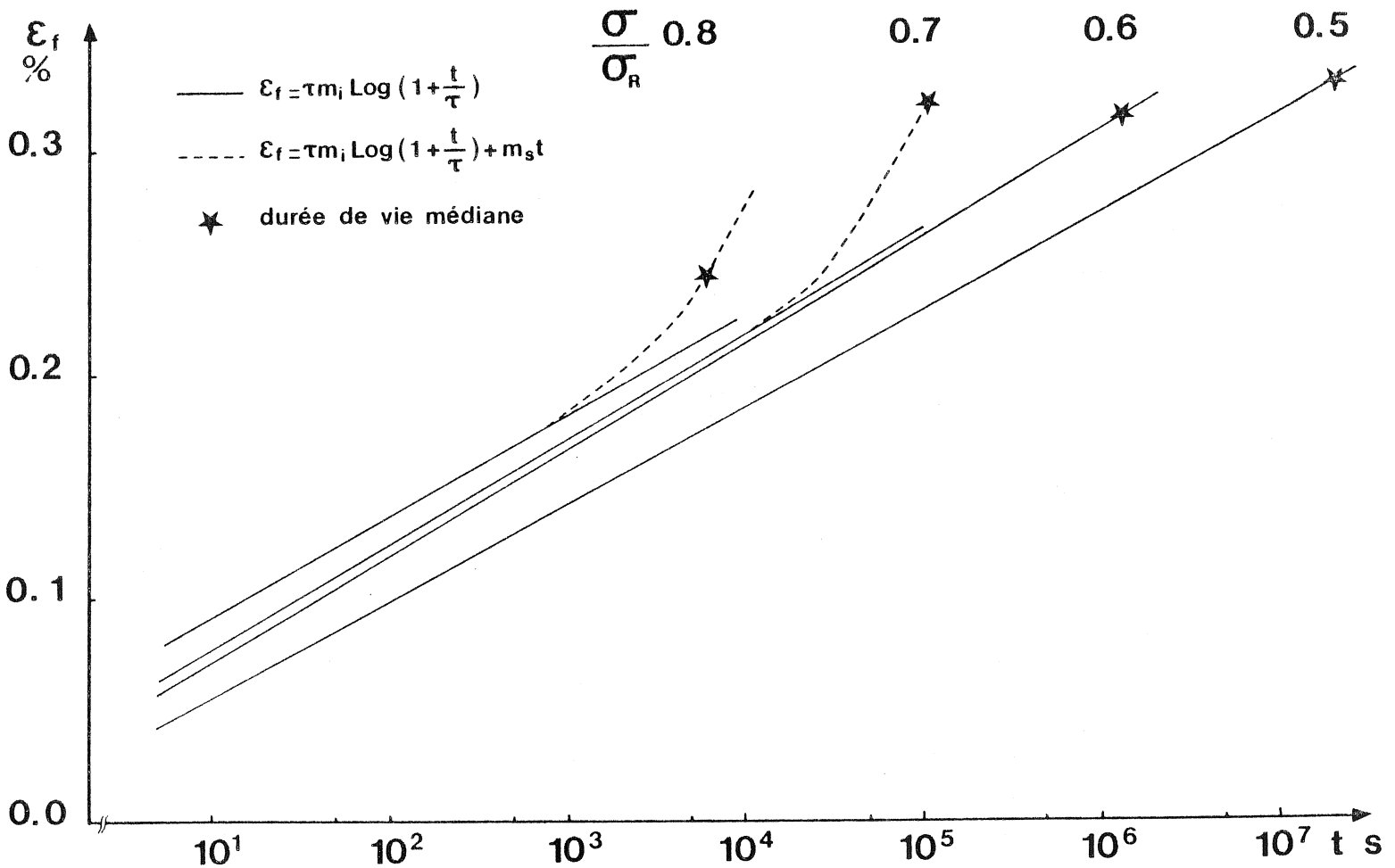


Figure V.15 : Evolution moyenne de la déformation en fluage en fonction du logarithme du temps. Influence du paramètre m_s.

de Weibull, loi suivie par la distribution de survie d'un "fil-composite" et en ont déduit que la durée de vie médiane t_R (50 % de survie) était reliée à la contrainte appliquée par $\sigma GN/m^2 = 3,1 - 0,16 \log t_R$.

Ces valeurs sont relativement proches de celles trouvées pour un monofilament mais indiquent également une meilleure résistance à une contrainte constante.

Ceci peut s'expliquer par le fait que, le transfert de charge s'effectuant soit par l'intermédiaire de la résine, soit par la cohésion transversale engendrée par la torsion, permet plusieurs points de rupture d'un même monofilament et réduit ainsi l'effet d'une cassure isolée.

V.2.5. - Conclusion

Le fluage des fibres de Kevlar suit donc une évolution logarithmique au cours du temps quelle que soit la contrainte ou la température. Cette loi, de la forme $\varepsilon_f = \alpha \text{Log}\,(1 + \beta t) + \gamma t$, a été vérifiée par plusieurs auteurs pour les Kevlar 29 et 49 (47, 49, 50). La pente α de la courbe $\varepsilon_f = f(\text{Log } t)$ est indépendante de la contrainte si celle-ci est supérieure à 30 %. Les courbes de déformation aux différentes contraintes sont donc parallèles entre elles pendant la première période de fluage, c'est-à-dire lorsque γ est négligeable, et peuvent être déduites l'une de l'autre par une translation qui est fonction de $\beta = \frac{1}{\tau}$ (dont l'évolution a été déterminée en fonction de la contrainte). De plus, la déformation semble atteindre, à la rupture, une valeur critique indépendante de la contrainte. La durée de vie des fibres pourrait donc être estimée à partir de ces courbes, du moins pour des contraintes pour lesquelles le paramètre γ n'intervient pas, soit des contraintes inférieures à 70 % (figure V.15.). En effet, excepté pour une rupture prématurée à 50 %, la valeur de ce paramètre est négligeable. Pour des contraintes supérieures, le paramètre $\gamma = m_s$ ne peut être négligé (figure V.15.) et une détermination plus précise de sa valeur est nécessaire pour des charges très élevées. Par contre, l'influence de la température sur les paramètres α et β ainsi que sur la déformation est plus complexe étant donné l'existence des températures de transitions. Il est donc plus difficile d'évaluer

la durée de vie médiane des fibres à une température donnée à partir de résultats obtenus dans une condition de référence. La loi logarithmique suivie par la déformation, celle-ci restant toujours très faible, est une forme réduite de la loi gouvernant le comportement d'un modèle viscoélastique non linéaire à trois éléments dont l'amortisseur non newtonien est régi par une loi de sinus hyperbolique (51).

Cette loi peut se justifier par la théorie du taux de réaction (51). Cette théorie, fondée sur le déplacement relatif critique d'une unité (chaîne moléculaire, groupe de chaînes...) par rapport à une autre, conduit au calcul du temps à la rupture sous contrainte constante, (52), ainsi que sous différentes formes de chargement, notamment un chargement sinusoïdal en tension-tension. Elle conduit également à la possibilité de prédire les durées de vie pour différents modes de chargement à partir des résultats de l'un d'eux. En particulier, le temps à la rupture des fibres soumises à une contrainte constante, étant relié à celle-ci par la fonction $\text{Log } t_R = \text{Log } A - B\sigma$, permet de calculer celui des fibres soumises à des contraintes cycliques positives.

V.3 - COMPORTEMENT SOUS DES SOLLICITATIONS CYCLIQUES

V.3.1. - Moyens d'étude

a) Types d'essais

Les dimensions des fibres, dont le diamètre est de quelques dizaines de microns, réduisent le nombre de type d'essais cycliques possibles.

Les sollicitations en tension alternée ne peuvent être appliquées sans provoquer un flambement de l'éprouvette. Certains auteurs ont employé l'essai de flexion rotative pour simuler un essai de tension-compression sur des monofilaments de gros diamètres (53, 54), mais ce genre d'essai ne peut pas être réalisé sur des fibres d'une dizaine de microns de diamètre telles que celles de Kevlar. La compression longitudinale des éprouvettes n'étant pas possible, les essais de fatigue sont donc limités à des essais cycliques en tension-

tension. Un certain nombre de techniques expérimentales a été utilisé et discuté par Hearle (55).

Le premier type de sollicitations cycliques possible est une sollicitation en tension-tension à amplitude de déplacement constante (figure V.16 a.). Le recouvrement partiel, dû à la déformation plastique accumulée à chaque cycle, conduit à une mise sous tension de l'échantillon seulement pendant une partie du cycle. Ainsi, la charge maximale diminue tandis que la période de relâchement augmente et la rupture ne peut se produire si ce n'est pendant le premier cycle.

Une autre méthode, largement employée jusque vers les années 1970, l'essai à extension cumulée, rend possible la rupture des fibres sous cette sollicitation cyclique (56 - 57). Ce mode d'essai consiste à ramener la longueur de jauge de l'éprouvette à chaque cycle à sa valeur initiale par suppression de l'élongation résiduelle. Bien que l'amplitude de déplacement reste constante, la contrainte maximale augmente avec le nombre de cycles (car la section de l'échantillon diminue progressivement) , et suit la courbe de traction simple (figure V.16 b.). La rupture apparaît donc principalement comme une rupture en traction, et n'est reliée à aucun mécanisme spécifique à la fatigue.

La troisième possibilité d'un essai en sollicitation cyclique en tension est l'essai à charge maximale contrôlée. Dans ce cas, la déformation plastique est compensée par le réajustement de la distance entre les mors de sorte que la charge maximale garde une valeur constante (figure V.16 c.).

Ce type d'essai a permis de dégager l'existence de mécanismes de fatigue sous certaines conditions de chargement. En effet, l'examen au microscope à balayage des extrémités des fibres de Nylon et de Polyester a révélé l'existence d'une morphologie de rupture propre à un mécanisme de fatigue (58, 59).

Cependant, les fibres très anisotropes, telles que le Polyacrilonitrile (PAN) ont une rupture très complexe, par éclatement de la fibre. Les modes de rupture en tension ou en fatigue sont donc difficilement discernables (59). Konopasek et Hearle indiquent cependant, dans une étude sur les fibres aramides (60), que la surface de

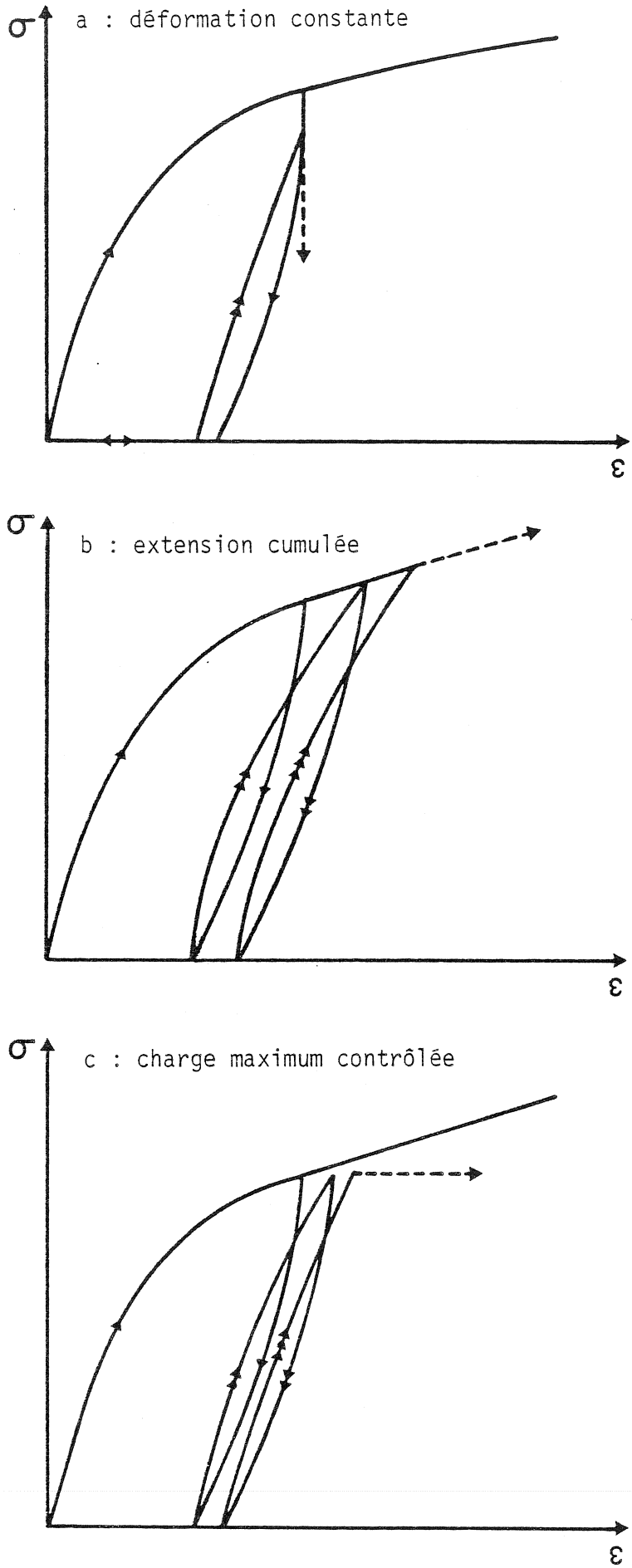


Figure.V16 : Différents modes d'essais cycliques

rupture en fatigue est plus longue que celle en traction, les morphologies de rupture étant toutefois similaires, très fibrillées. Ils expliquent ceci par le fait que, le Kevlar, ayant un comportement purement élastique durant un test de fatigue à charge constante, les propriétés dans le sens longitudinal sont peu changées ; par suite, les ruptures en fatigue sont peu différentes de celles en traction, elles seraient plus longues à cause de la rupture des liens transversaux durant l'essai.

Néanmoins, une étude statistique du temps à la rupture semble nécessaire pour mettre en évidence un mécanisme de fatigue, s'il existe. Bunsell (61) a montré, en comparant les durées de vie des fibres de Kevlar 49 en fluage et en tests cycliques qu'un mécanisme de fatigue avait lieu et dépendait de l'amplitude de chargement, contrairement aux fibres de Nylon pour lesquelles une charge minimale nulle est nécessaire (58). La même démarche a été suivie pour l'étude du Kevlar 29.

b) Essais préliminaires

Les premiers essais cycliques ont été effectués en tension-tension à amplitude de déplacement constante, conformément à ceux de Hearle et Konopasek. On note, dans ce cas, une diminution de la charge maximale. De plus, pour un essai à charge minimale nulle, une observation au stroboscope révèle un flambement de la fibre à chaque cycle. Il y a donc allongement résiduel et fluage. Donc pour compenser cette déformation permanente, les essais ont été réalisés à charge maximale contrôlée sur la machine de fatigue décrite précédemment. Dans ces conditions, une légère augmentation de l'amplitude de charge est observée. L'amplitude de déplacement reste constante, tandis que la longueur de la fibre augmente par fluage. Il se produit donc une diminution de l'amplitude de déformation, par suite une augmentation du module. Un durcissement de la fibre a donc lieu au cours de la sollicitation, il se stabilise cependant rapidement. D'où, avant d'étudier les mécanismes de rupture et la durée de vie des fibres de Kevlar 29 sous des chargements cycliques, nous avons examiné l'évolution de leur module pendant la sollicitation et l'influence de celle-ci sur le comportement en traction.

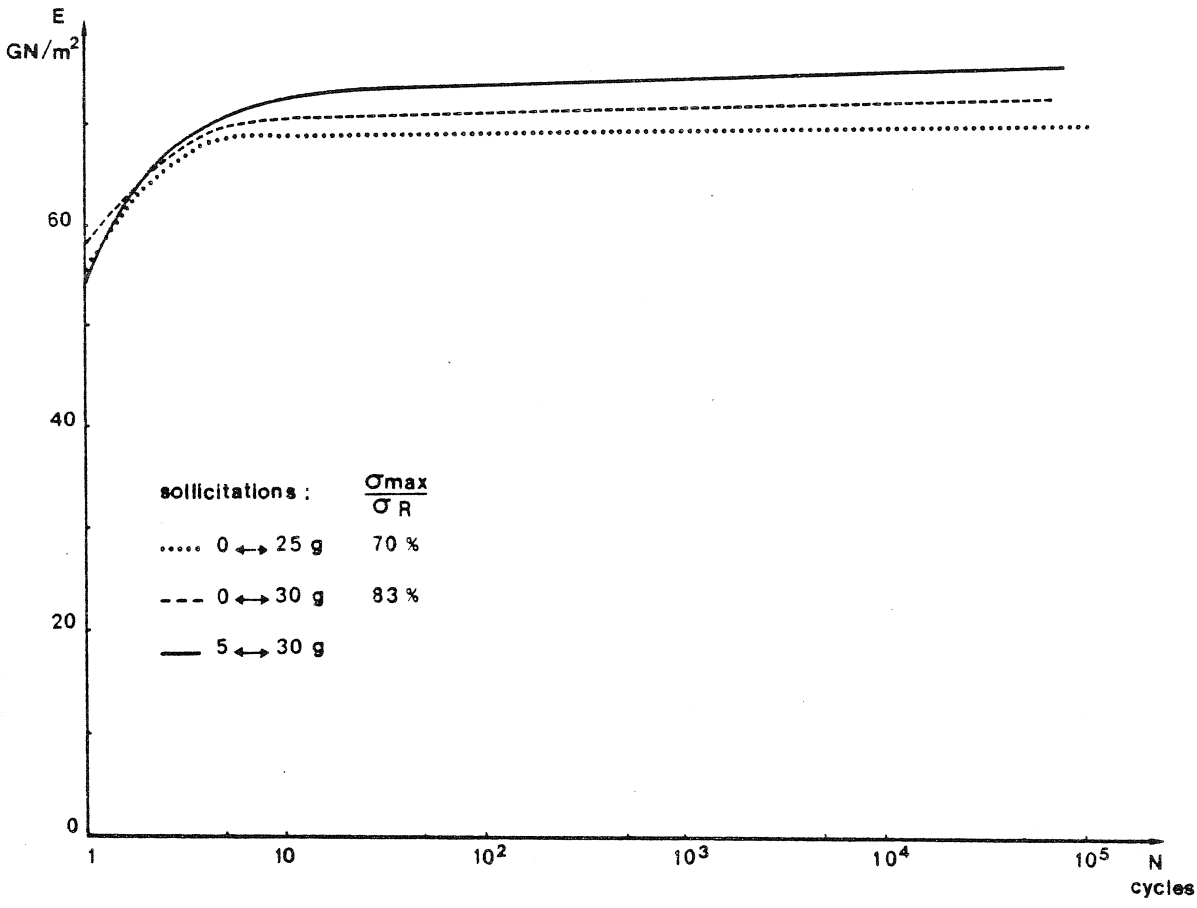


Figure V .17 : Evolution du module d'Young au cours d'une sollicitation cyclique.

V.3.2. - Evolution du module d'élasticité d'une fibre soumise à une sollicitation cyclique

Les variations du module ont été calculées à partir de la valeur de la déformation de la fibre à une charge de 0,25 N (soit 70 % de la contrainte à la rupture) en considérant que la section de l'éprouvette reste constante.

Après une augmentation rapide dans les dix premiers cycles, le module tend à se stabiliser, et ce, pour les trois conditions de chargement étudiées, c'est-à-dire pour des cycles de 0 à 0,25 N (70 % de la charge à la rupture), de 0 à 0,30 N (83 %) et de 0,05 à 0,30 N (figure V.17).

Le comportement de la fibre est similaire dans les trois cas et semble indépendant de l'amplitude et de la charge maximale. Cependant, l'augmentation du module paraît plus importante pour une charge maximale élevée.

Afin d'avoir une meilleure connaissance de l'évolution du durcissement d'un monofilament dans les premiers cycles, les courbes charge-déformation obtenues à partir d'essais effectués à faible fréquence (0,02 Hz) soit à amplitude de déplacement constante soit à amplitude de charge constante ont été enregistrées sur dix cycles.

Une charge légèrement inférieure (respectivement une élongation supérieure) est atteinte à la déformation (respectivement la charge) maximale imposée (figure V.18, resp. figure V.19).

A amplitude de chargement imposée (figure V.18), la fibre flambe à chaque cycle mais se recharge à une déformation inférieure à celle de la décharge précédente, il y a retrait instantané de la fibre.

Après quelques cycles, les courbes deviennent pratiquement linéaires et le comportement de la fibre se rapproche d'un comportement élastique : le recouvrement élastique devient sensiblement égal à la la déformation de mise en charge.

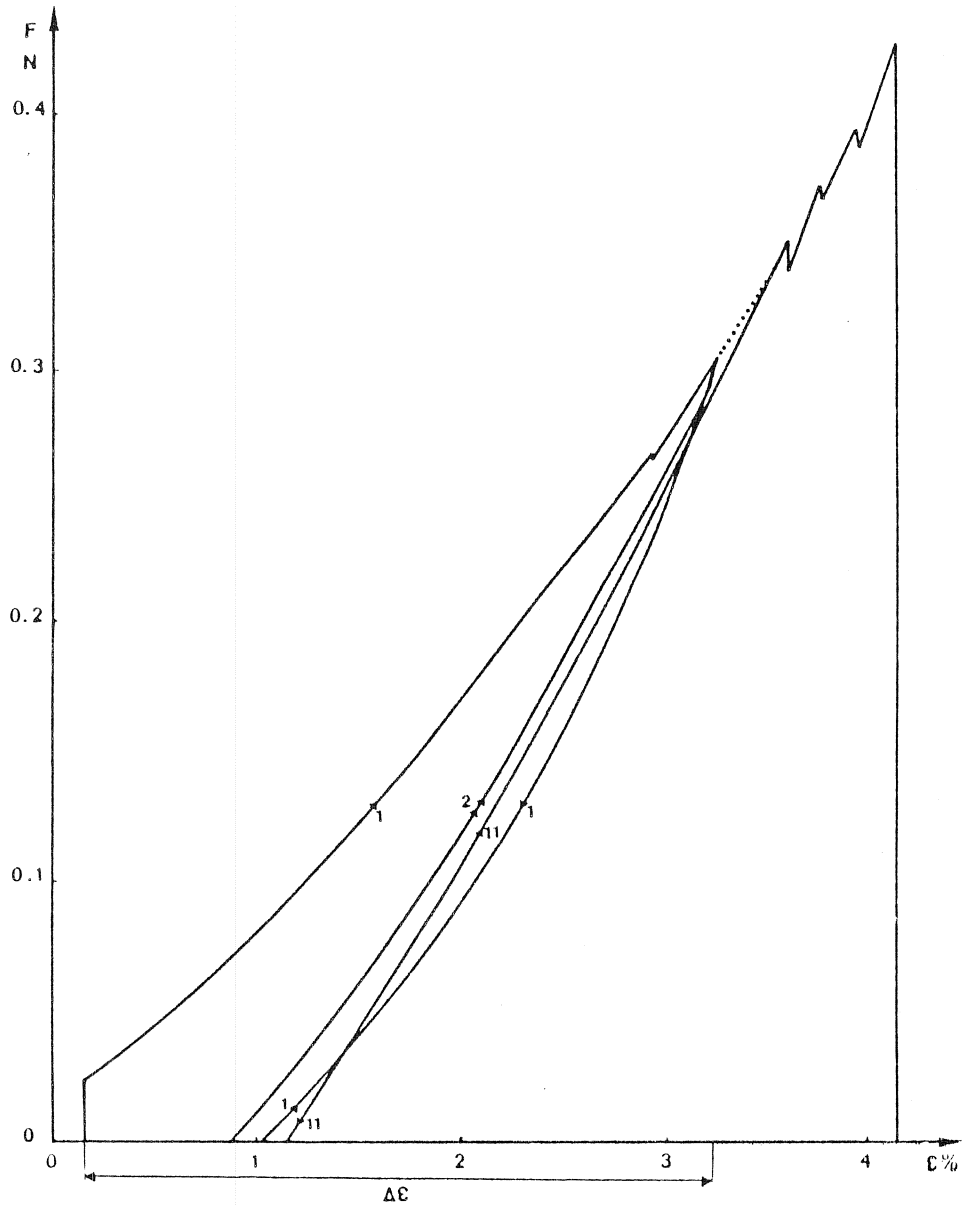


Figure V.18 : Evolution de la courbe charge-déformation au cours des dix premiers cycles à amplitude de déplacement constante

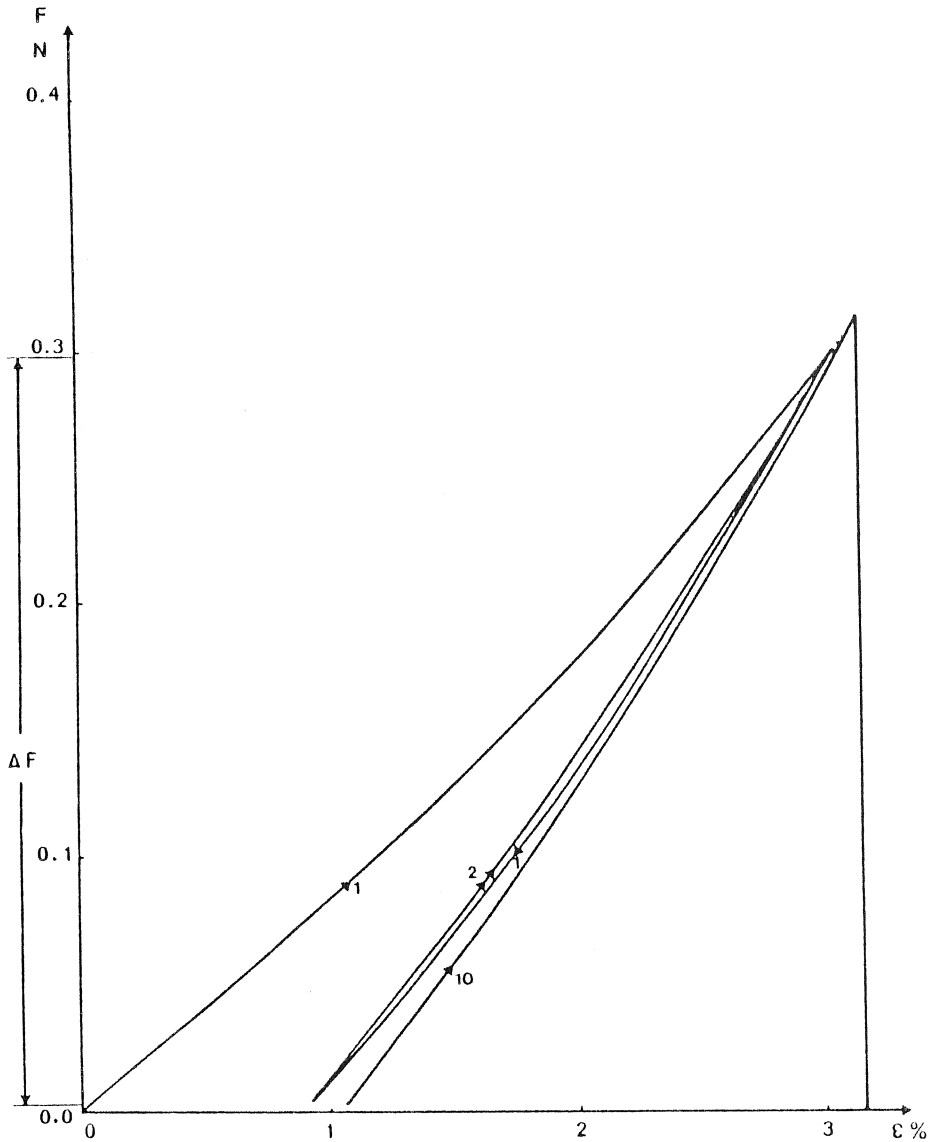


Figure V.19 : Evolution de la courbe charge-déformation au cours de dix cycles à amplitude de charge constante

Nous avons vu qu'une période de relaxation ou de fluage avait une influence partielle sur le comportement en traction de la fibre. Le comportement élastique, généré par quelques cycles, pourrait donc être également fonction du niveau de déformation ou de charge imposée.

V.3.3. - Influence d'une courte sollicitation cyclique sur le comportement en traction.

Lorsque le dernier cylce est poursuivi jusqu'à la rupture, la courbe charge-déformation coïncide avec celle qui aurait été obtenue en prolongeant le premier chargement à partir d'un niveau plus élevée que celui imposé lors de la sollicitation cyclique (figure V.18, figure V.19). De plus, les pics de ruptures de fibrilles, présentes uniquement pendant le premier chargement, réapparaissent (figure V.19).

Nous pouvons donc considérer que, les fibrilles les plus faibles rompues, un arrangement donné des molécules s'effectue au cours de l'essai pour une déformation ou une contrainte donnée. Une sollitation cyclique aurait donc une influence équivalente à celle d'une sollicitation en relaxation ou en fluage. Un étirage supplémentaire est en fait réalisé et augmente le module de la fibre. Une meilleure conformation aurait certainement lieu si le conditionnement s'effectuait à des contraintes plus élevées. Mais cet effet peut n'être que temporaire, la fibre étant viscoélastique.

V.3.4. - Influence de l'histoire sur le comportement

Les éprouvettes ont été préalablement conditionnées par une série de cinq ou dix cycles effectués à amplitude de chargement constante. Elles ont été ensuite laissées sans tension pendant une période de cinq heures.

Le comportement tend à devenir élastique linéaire au cours des premiers cycles, la boucle d'hystérésis diminue avec le nombre de cycles.

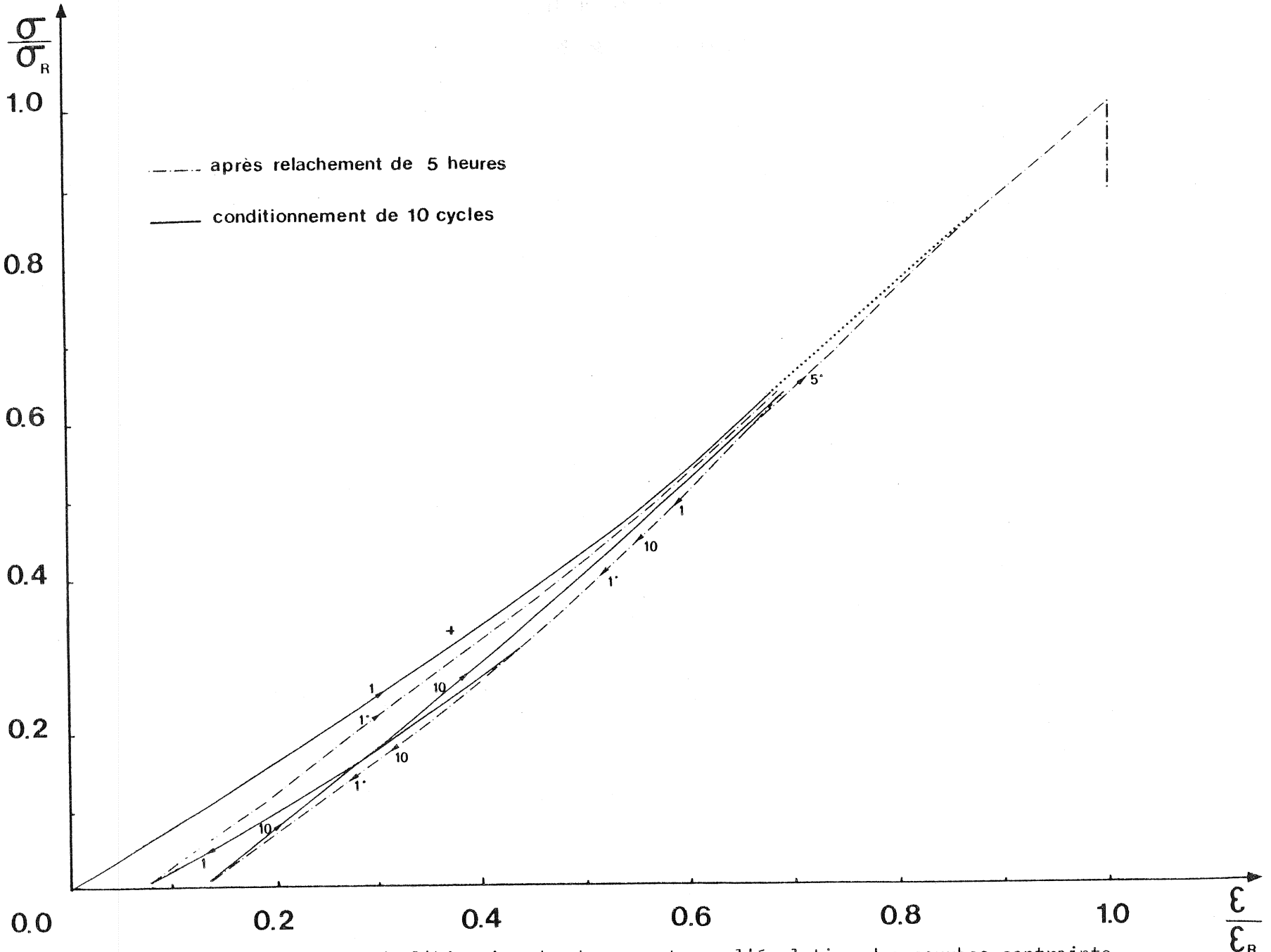


Figure V.20 : Influence de l'histoire de chargement sur l'évolution des courbes contrainte-déformation. (conditionnement de 10 cycles).

Lors de la première mise en charge après le temps de relachement, la contrainte varie linéairement avec la déformation mais le module est plus faible que celui du dernier cycle de conditionnement. En effet, les déformations atteintes à la charge maximale imposée avant ou après la période de relachement sont égales malgré le retrait de la fibre durant la relaxation (figure V.20). D'autre part, les courbes de décharges sont pratiquement identiques et les déformations résiduelles sont égales.

Le comportement linéaire du Kevlar, généré lors d'une sollicitation cyclique subsiste donc mais la viscoélasticité réapparait : la boucle d'hystérésis est plus importante pendant le premier cycle de rechargement. Dès le deuxième cycle, la fibre se comporte comme si tous les cycles avaient été consécutifs. En effet, la courbe contrainte-déformation d'une fibre ayant prélablement subi dix cycles est très peu différentes de celle du dernier cycle de traitement. Si le conditionnement de l'éprouvette n'est que de cinq cycles, l'évolution des courbes se poursuit comme s'il n'y avait pas eu d'interruption dans l'histoire du chargement (figure V.21).

Si la mise en charge est poursuivie jusqu'à la rupture de la fibre, la pente de la courbe, comme dans les essais précédents, décroit à partir d'une charge supérieure à la charge maximale imposée lors de la sollicitation cyclique pour atteindre une valeur équivalente à celle qui aurait été obtenue dans un essai de traction simple.

L'évolution de la structure dûe à une sollicitation cyclique est donc quasi-permanente. L'arrangement moléculaire, fonction de la contrainte ou de la déformation, peut créer des microruptures dont l'accumulation au cours de l'histoire de chargement pourra entraîner une rupture de la fibre à plus ou moins long terme suivant les conditions et la sévérité des contraintes imposées

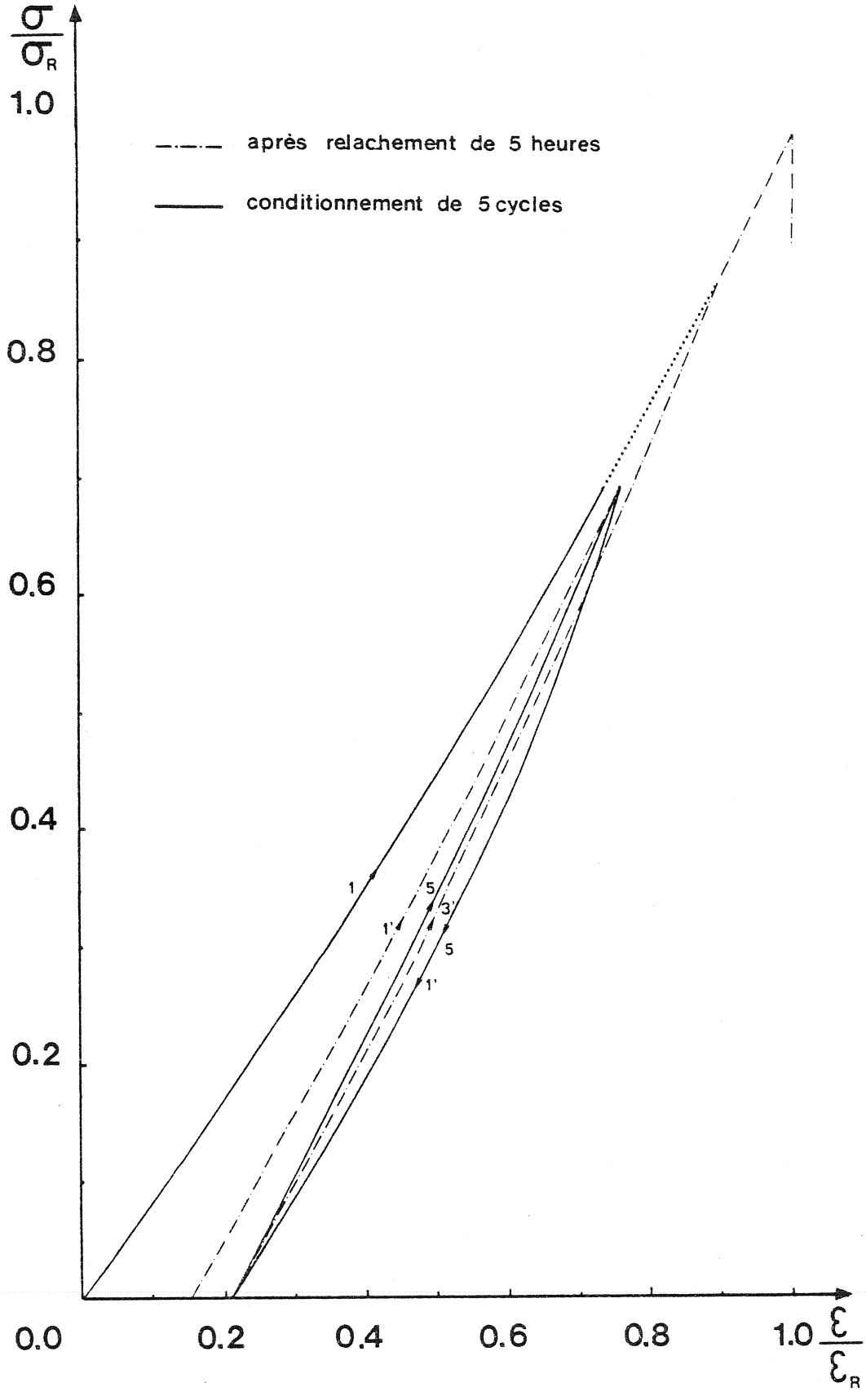


Figure V.21 : Influence de l'histoire de chargement sur l'évolution des courbes contrainte-déformation (conditionnement de 5 cycles).

V.3.5. - Durée de vie des fibres soumises à une sollicitation cyclique

L'existence d'un mécanisme spécifique à la fatigue dynamique ne peut être révélée par l'étude des morphologies de rupture : celles-ci étant très fibrillée, une différence entre les deux modes de rupture (traction, fluage et fatigue) est difficilement décelable (figure V.22). Il est donc nécessaire, pour mettre en évidence la présence d'un tel mécanisme d'avoir recours à une analyse statistique.

a) Mise en évidence d'un mécanisme de fatigue

Afin de révéler la présence d'un tel mécanisme, des séries d'essais cycliques ont été effectuées suivant deux paramètres : l'amplitude de charge et la charge maximale. Les durées de vies ont été comparées à celles des fibres testées sous charge constante en nombre de cycles équivalents, c'est-à-dire en considérant que la charge constante est une sollicitation cyclique d'amplitude nulle et de fréquence de 50 Hz.

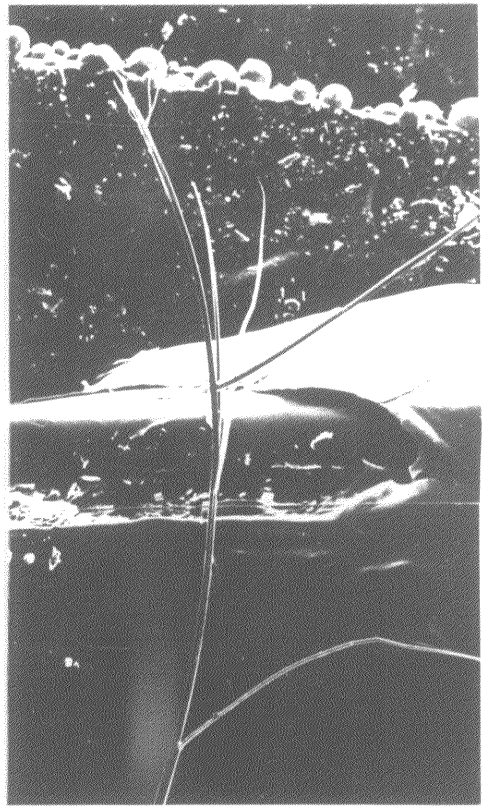
Essais effectués à amplitude de charge constante

- amplitude de 25 cN(70 % de la charge à la rupture) (figure V.23 a)

charge maximale	32	30	28	25
% de la rupture	90	83	77	70
$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$	0,22	0,17	0,11	0,00

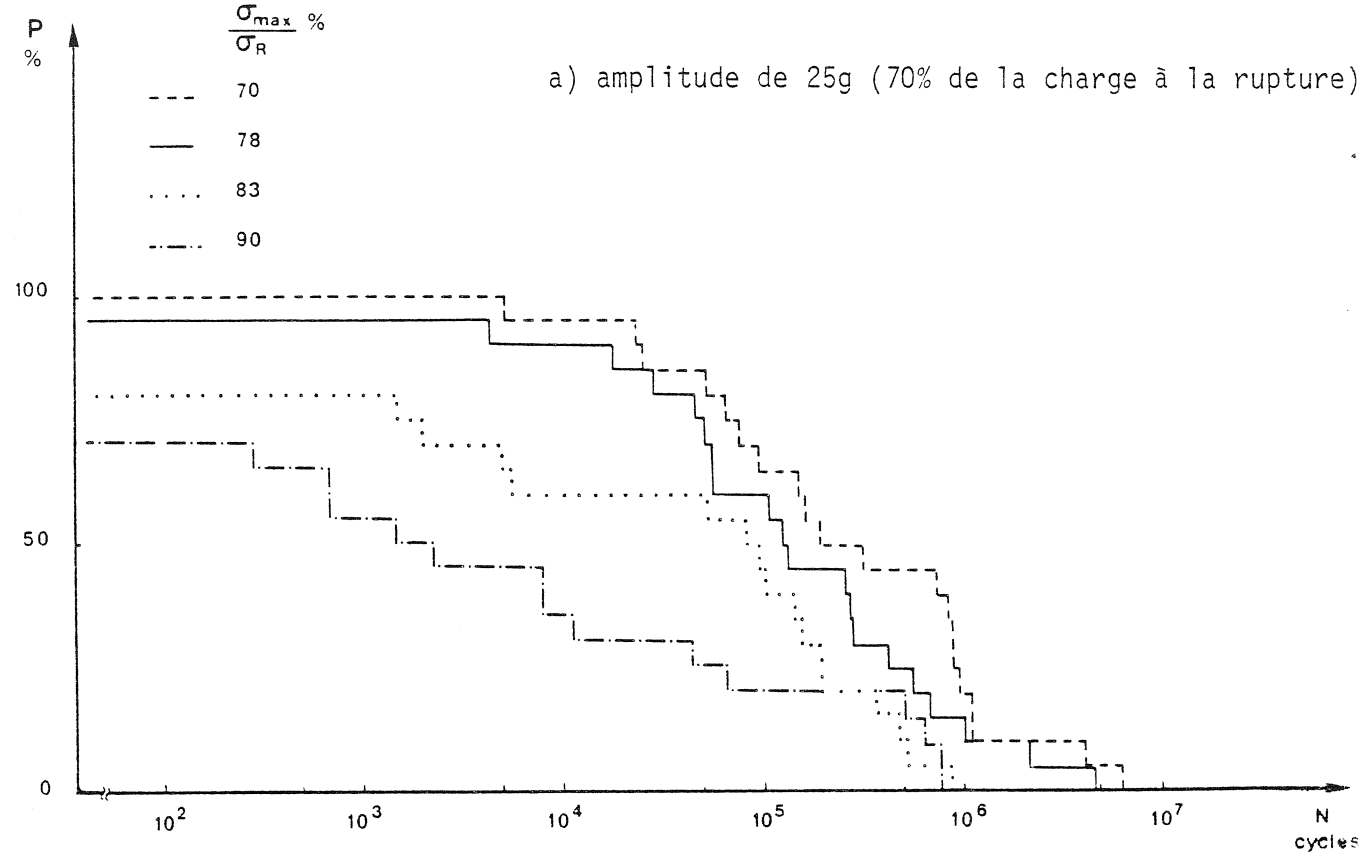
La figure V.23a montre que les durées de vie sont plus courtes quand la charge maximale est plus importante. Mais ceci indique uniquement qu'un phénomène de fluage existe. On peut noter cependant que, dans le cas où la charge maximale est de 70 % de celle à la rupture, 100 % des fibres sont rompues avant 10^7 cycles. Or, seulement 75 % des éprouvettes se rompent sous la même charge lorsque celle-ci est maintenue constante. Un mécanisme de fatigue serait donc possible.

a)



b)

Figure V.22 : Morphologie de rupture a) en fluage
b) en fatigue



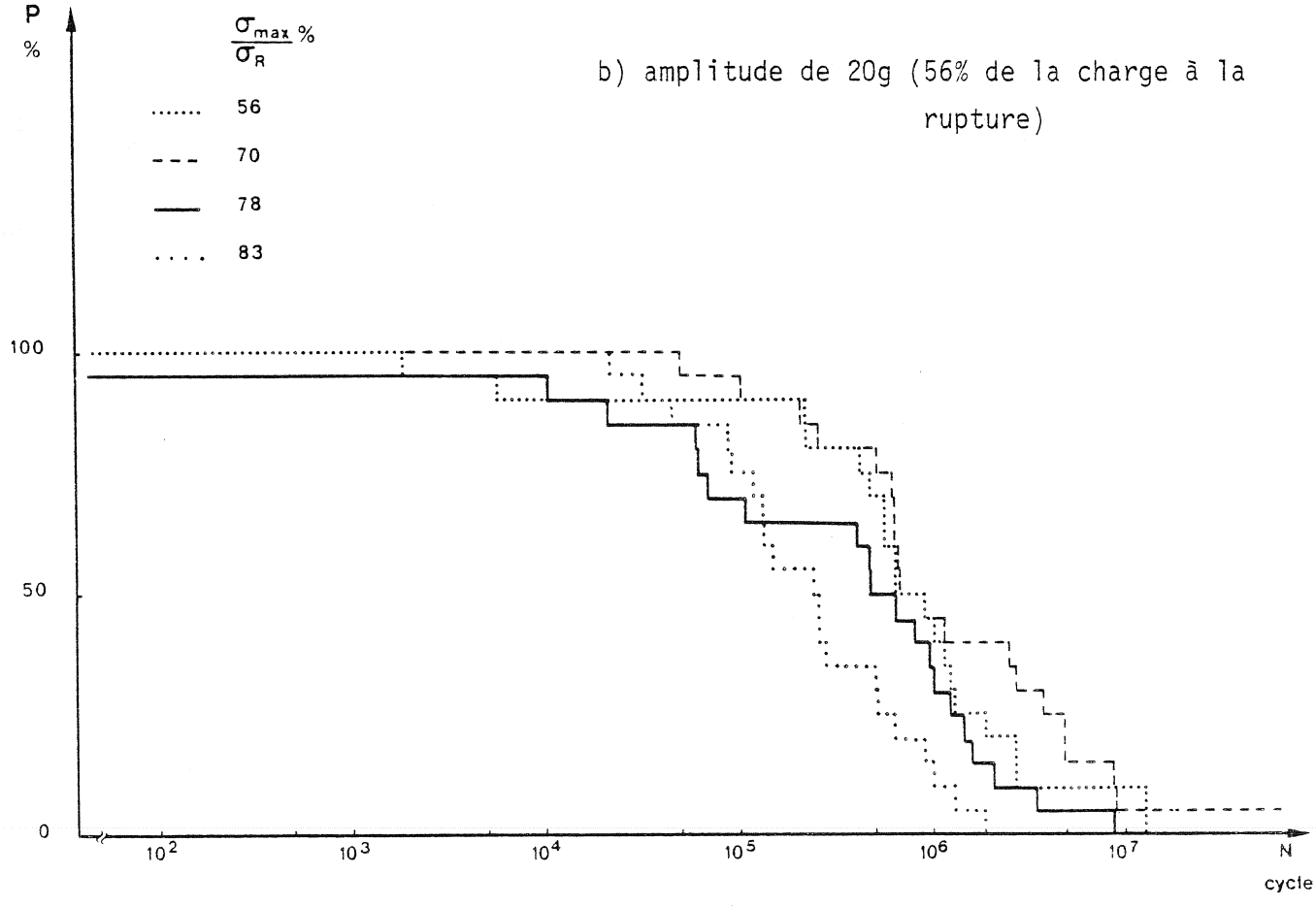


Figure V.23 : Histogrammes cumulatifs des durées de vie des fibres sous sollicitations cycliques. Influence de la charge maximale.

- amplitude de 20 cN(56 % de la charge à la rupture) (figure V.23 b)

charge maximale	30	28	25	20
% de la rupture	83	77	70	56
$R = \frac{\sigma min}{\sigma max}$	0,33	0,28	0,20	0,00

Ces essais effectués à amplitude plus faible, montrent que la rupture des éprouvettes se produit dans 90 % des cas avant 10^7 cycles pour une charge maximale de 0,56 σ_R alors qu'elle n'a pas lieu pour des essais effectués avec une amplitude de charge nulle ; on peut remarquer de plus que les durées de vie des fibres soumises à une charge maximale de 70 % et de 56 % de celle à la rupture sont équivalentes.

La fibre étant pratiquement élastique, la boucle d'hystérésis est peu prononcée et l'augmentation de sa température est très faible. La chaleur dissipée pendant la sollicitation cyclique ne peut donc accélérer la rupture.

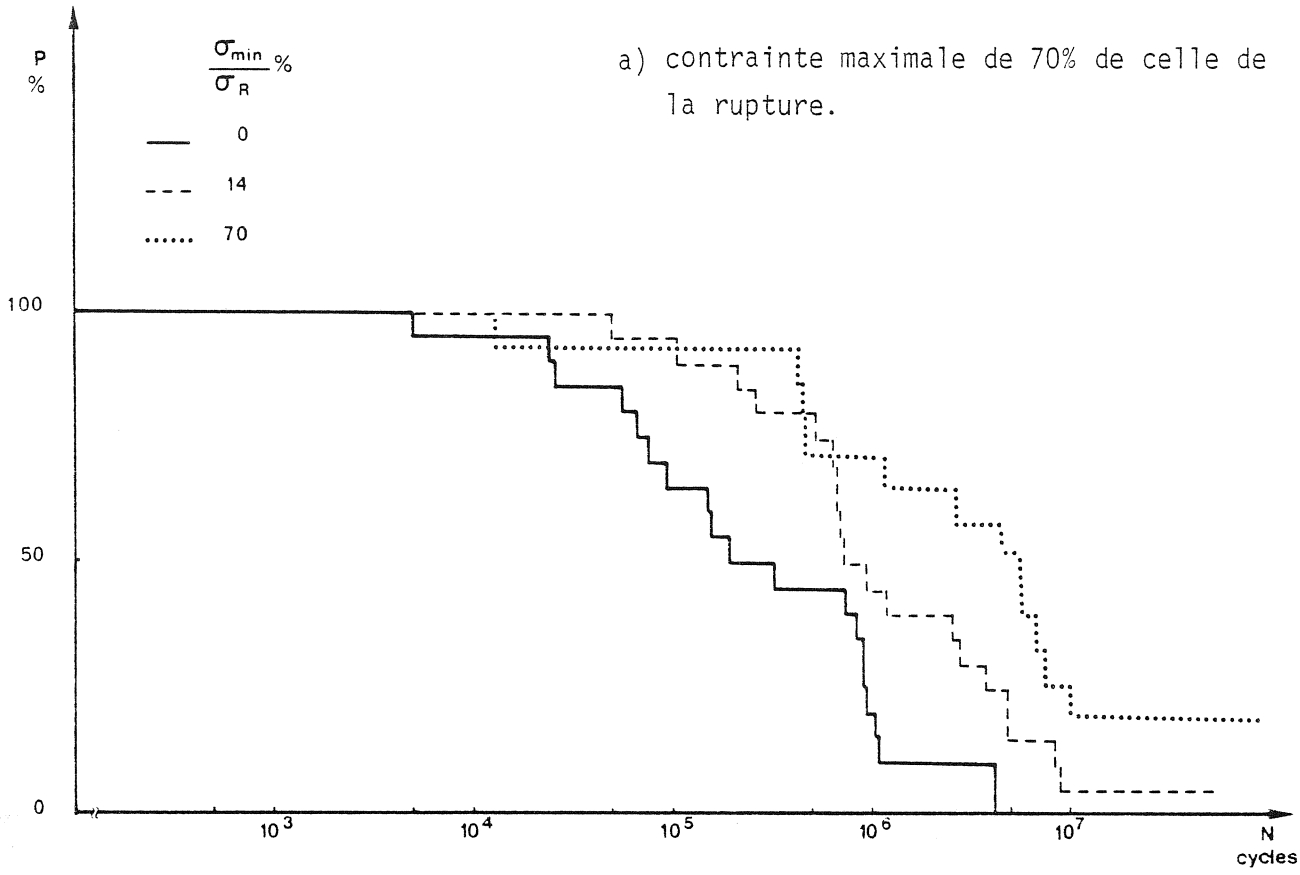
La rupture n'est donc pas due uniquement à un mécanisme de fluage lorsque la charge minimale est nulle mais également à un mécanisme de fatigue.

Essais effectués à charge maximale constante

- charge maximale de 25 cN (70 % de la charge de rupture) (figure V.24 a)

amplitude	25	20	0
charge minimale	0	5	25
$R = \frac{\sigma min}{\sigma max}$	0,0	0,2	1,0

Dans ce cas, les durées de vie augmentent avec la charge minimale alors que la charge maximale reste constante (figure V.24 a). Des mécanismes de fatigue peuvent donc exister même si la charge minimale n'est pas nulle, leur existence est donc également liée à l'amplitude.



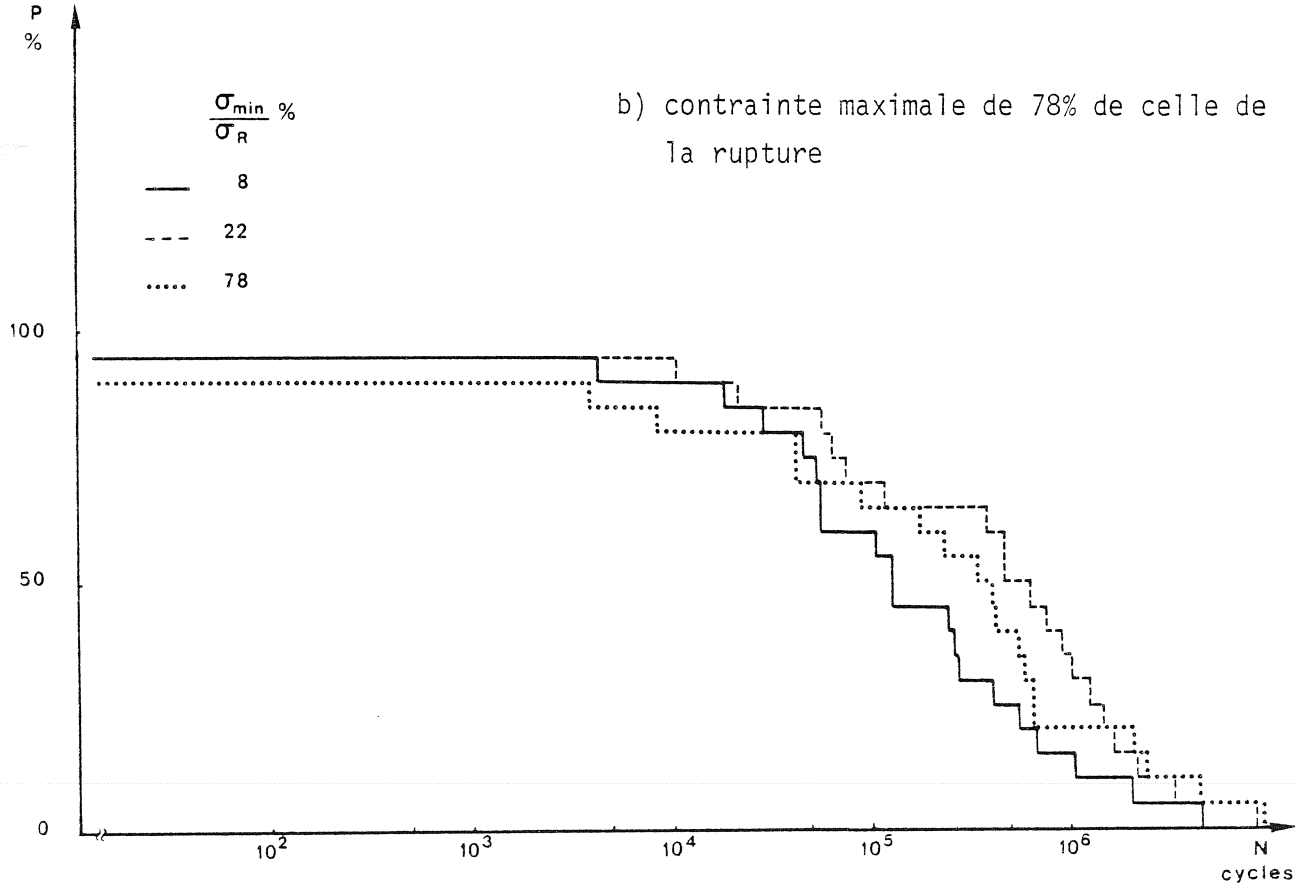


Figure V.24 :Histogrammes cummulatifs des durées de vie des fibres sous sollicitations cycliques. Influence de la contrainte minimale.

- charge maximale de 28 cN(78 % de la charge de rupture) (figure V.24 b)

amplitude	25	20	0
charge minimale	3	8	28
$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$	0,11	0,28	1,00

Les durées de vie des fibres soumises à une amplitude relativement faible (20cN ou 0,56 σ_R) sont généralement supérieures à celles des fibres soumises à amplitude nulle (figure V.24 b). Ceci peut s'expliquer par le fait que le temps pendant lequel l'éprouvette est soumise à une charge maximale est inférieur dans un essai cyclique. La rupture est donc due, dans ce cas, à des phénomènes de fluage, l'endurance de la fibre est ainsi améliorée. Par contre, les fibres cyclées à une amplitude plus importante (25 cN ou 0,70 σ_R) ont une durée de vie moyenne plus courte, des phénomènes de fatigue entrent donc également en jeu dans ces conditions d'essais.

Ces séries d'essais ont ainsi permis de montrer l'existence d'un mécanisme de fatigue dont l'origine est liée à la charge minimale et à l'amplitude.

b) Critère d'existence d'un mécanisme de fatigue

Nous avons considéré, pour déterminer ces conditions, que les durées de vie médianes en fluage formaient la limite des deux mécanismes entrainant la rupture, c'est-à-dire, si les durées de vie médianes des fibres soumises à une sollicitation cyclique sont supérieures à cette limite, la rupture se produit par fluage, si elles sont inférieures, le mécanisme de fatigue est prédominant (figure V.25).

Les essais cités ci-dessus ont montré que pour une même charge minimale ou pour une même amplitude de charge, les mécanismes de rupture peuvent être différents.

Le critère de rupture en fatigue n'est donc pas une valeur critique constante de la charge minimale comme pour le Nylon (où elle doit être nulle) ni à une valeur critique de l'amplitude.

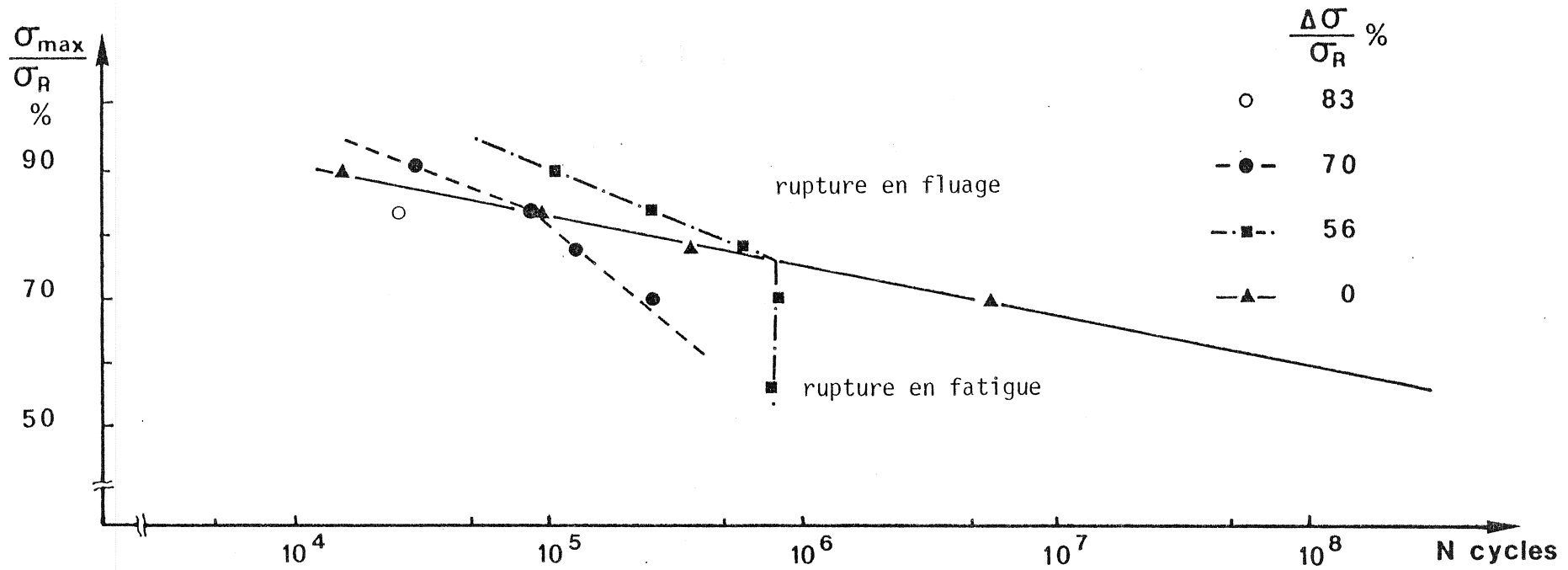


Figure V25 : Evolution des durées de vie médianes en fonction de la contraintes maximale

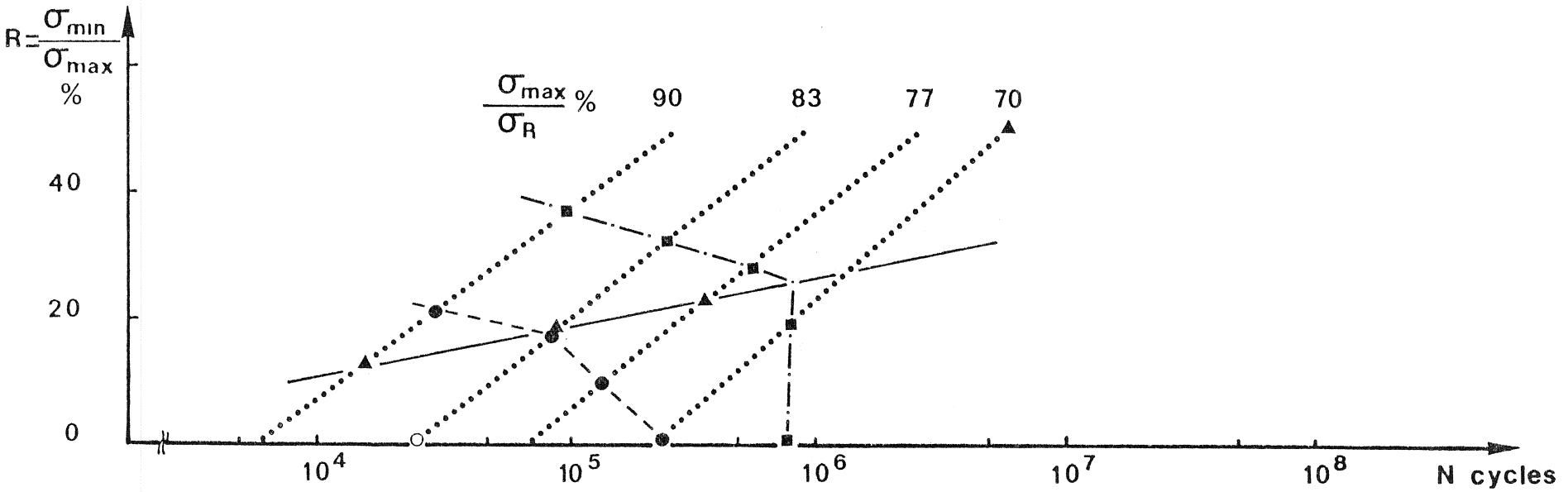


Figure V26 : Evolution des durées de vie médianes en fonction du rapport d'ondulation.

Les durées de vie des fibres testées à une même amplitude, (respectivement 56 % et 70 % de la résistance) et pour une même mode de rupture, (en fluage, respectivement en fatigue) évoluent de façon logarithmique avec la contrainte maximale (σ_m = A log t + B). Nous avons donc considéré que la durée de vie des fibres rompues par mécanisme de fatigue à une amplitude de 56 % évoluait de la même manière (figure V.25). Pour cette amplitude, l'intersection des droites des ruptures par mécanisme de fatigue et des ruptures par mécanisme de fluage sous sollicitation cyclique se situe sur la droite des durées de vie en fluage. Il est probable qu'il en est de même quant à l'évolution des durées de vie des fibres soumises à une amplitude de 70 % (figure V.25). Pour ces deux cas, les droites de mécanisme de fluage seraient parallèles et les charges critiques minimales, (charges limites de l'existence d'un mécanisme de fatigue) seraient de 15 % et 19 % de la charge à la rupture, les rapports critiques $R_c = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ sont alors respectivement de 17 % et de 26 %. L'existence d'un mécanisme de fatigue n'est donc pas lié à une valeur fixe du rapport R des charges minimale et maximale.

Si on considère le rapport R en fonction du temps à la rupture, pour chaque charge maximale, il apparait que celui-ci évolue linéairement avec le logarithme du temps, les droites étant pratiquement parallèles entre elles. De plus, si on positionne sur ces droites, les durées de vie en fluage pur, correspondant aux charges maximales considérées, elles sont reliées par une droite passant par les points de discontinuité des pentes des courbes de même amplitude de charge (figure V.26). Il serait donc possible que cette droite marque la limite entre les deux mécanismes de rupture jusqu'à une valeur de R de 27 %.

Cette hypothèse doit cependant être vérifiée ou mieux cernée pour les charges maximales plus faibles. En effet, il se pourrait que l'évolution du rapport soit différente lorsque le fluage est moins important.

c) Corrélation entre les durées de vies de fibres sous charge constante et sous charge cyclique

Les résultats obtenus en fluage peuvent être justifiés par la théorie du taux de réaction (52). Celle-ci permet de calculer le temps à la rupture des fibres soumises à une sollicitation cyclique d'équation :

$$\sigma(t) = p + q \sin(\frac{2\Pi t}{T})$$

où p est la contrainte moyenne, q la demi- amplitude avec p>q, et T la période de la sollicitation.

$$t_R = \frac{A}{2\ I_o(Bq) \times sh\ (Bp)}$$

où A et B sont les constantes calculées à partir de la relation régissant les durées de vie en fluage en fonction de la contrainte imposée.

$$\text{Log } t_R = \text{Log } A - B\sigma$$

et I_o est la fonction hyperbolique de Bessel d'ordre zéro.

Dans le cas du Kevlar, pour les contraintes étudiées, Bp est de l'ordre de 10, l'équation du temps à la rupture peut donc être simplifiée et devient

$$t_R = \frac{A\ e^{-Bp}}{I_o\ (Bq)}$$

Cependant, une légère erreur sur les valeurs de B peut produire une erreur d'un ordre de grandeur sur le calcul du temps à la rupture. Il est donc difficile de vérifier cette théorie si les valeurs de A et B ne sont pas exactes.

Donc,malgré l'intérêt de cette théorie, son application est très délicate car les paramètres ne peuvent être déterminés avec une très grande précision par une analyse statistique.

V.3.6. - Conclusion

L'évolution des durées de vie médianes des fibres en fluage en fonction de la charge imposée ne peut permettre pour un même mécanisme de rupture de prédire la durée de vie des fibres soumises à une charge cyclique par la théorie du taux de réaction.

Elle a cependant permis de mettre en évidence l'existence d'un mécanisme de fatigue et d'estimer les conditions limites pour lesquelles ce mécanisme ne réduit pas la durée de vie des fibres soumises à une sollicitation cyclique par rapport à celle des fibres soumises à une charge constante. Ces conditions limites dépendent du rapport d'ondulation et de la charge maximale.

CHAPITRE VI

COMPORTEMENT DES FIBRES SOUS DES CONTRAINTES DE COMPRESSION ET DE CISAILLEMENT

Dès leur utilisation dans la fabrication des produits textiles (fils, tissus, torons tressés ou torsadés) les fibres sont soumises à des contraintes en compression, flexion et torsion.

Il est donc important de connaître les propriétés transversales des monofilaments mais leur géométrie rend difficile l'étude de leur comportement en compression ou cisaillement pur.

VI.1 - COMPRESSION

Plusieurs techniques d'essais ont été élaborées pour évaluer les caractéristiques en compression. Elles permettent pour la plupart, l'étude de la compression longitudinale ; par exemple, par l'intermédiaire de la mesure de l'évolution du rapport des longueurs des deux axes d'une boucle, du diamètre à la rupture d'un noeud, de la courbure maximale d'une fibre en flexion entre deux plans (62 - 63) ou encore par l'intermédiaire de la compression d'un matériau composite dans le sens des fibres (64). Mais ces essais font appel à de nombreuses sollicitations élémentaires et ne peuvent fournir que des résultats à la rupture si elle existe.

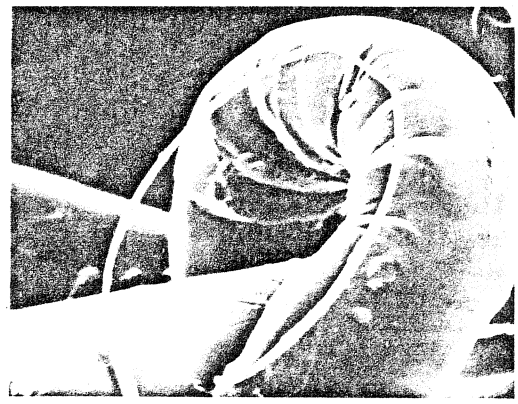


Figure VI.1 : Bandes de compression d'une fibre de Kevlar 29

L'enroulement d'une fibre de Kevlar 29 autour d'une autre fibre engendre des plis dans la zone de compression (figure VI.1.) et révèle ainsi un comportement plastique en compression longitudinale ; il ne se produit pas de rupture malgré une déformation maximale apparen-

te de 50 % ($\varepsilon = \frac{d}{D}$ où d est le diamètre de la fibre et D le diamètre de l'axe neutre, supposé en coïncidence avec l'axe de la fibre). En fait, la plastification entraîne un déplacement de l'axe neutre vers le côté en tension et l'allongement de la zone extérieure est ainsi réduit à une valeur inférieure à celle de la rupture.

Phoenix et Skelton (65) ont développé une méthode permettant de calculer le module de compression et la limite élastique de plusieurs types de fibres en compression transversale par des essais équivalents à ceux de compression d'un cylindre compris entre deux plans infiniments rigides. Ils ont trouvé, pour les Kevlar 29 et 49, un module de 0,7 GN/m^2, soit un rapport entre les modules d'Young et de compression, de respectivement 87 et 171. Ils indiquent également que les fibres de Kevlar sont élastoplastiques, c'est-à-dire qu'il existe une limite élastique, la valeur de la résistance maximale étant à 0,05 GN/m^2.

VI.2. CISAILLEMENT

Les comportements en cisaillement et en compression transversale des fibres de Kevlar ont pu être évalués au moyen de l'étude de l'influence de la torsion sur le comportement d'un ou deux monofilaments et sur les propriétés de deux monofilaments torsadés.

Un essai de torsion effectué à longueur constante ne fait intervenir que des contraintes de cisaillement pur dans le domaine des petites déformations. Hors de ce domaine, des facteurs tels que la tension longitudinale, l'anisotropie des fibres, les forces de contact dans le cas de deux fibres torsadées entrent en jeu. Il permet néanmoins d'obtenir des informations sur le comportement en torsion des fibres.

Les paramètres de torsion étant définis, ce type d'essai rend possible la détermination du module de cisaillement lorsque les éprouvettes sont formées d'un monofilament et, lorsqu'elles sont formées d'un ou deux monofilaments, il permet également d'évaluer les caractéristiques élastiques et celles de la rupture des fibres ainsi que leurs mécanismes d'endommagement.

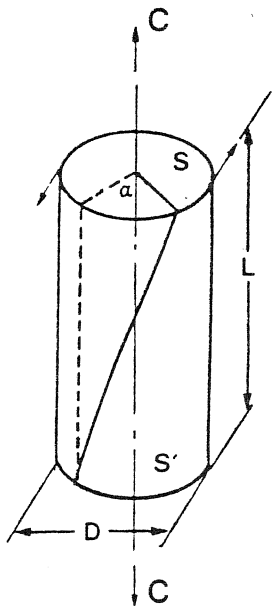
Les essais de torsion à longueur constante et de traction de deux fibres torsadées, complétés par le calcul théorique des contraintes internes, ont permis de préciser les valeurs des limites élastiques en cisaillement et en compression transversales et de mieux comprendre le comportement des fibres lorsqu'elles ont une déformation en torsion.

VI.2.1. - Définitions des paramètres de torsion

a) Torsion-glissement

La fibre peut être représentée par un cylindre droit, de section circulaire, parfaitement élastique et homogène.

Si une extrémité de la fibre est encastrée, et si un couple de torsion est appliqué à l'autre extrémité, la déformation se traduit, sous l'action de ce couple, par une rotation progressive des sections droites les unes par rapport aux autres (figure VI.2.).



S,S' : sections droites
L : longueur de l'éprouvette
R,D : rayon et diamètre de la fibre
C : couple de torsion appliqué
α : rotation d'une section par rapport à l'autre : $\alpha = 2\pi N$
N : nombre de tours imposé

Figure VI.2 : Torsion d'une fibre

La torsion θ est définie par le rapport de la rotation α sur la distance entre les deux sections .

$$\theta = \frac{\alpha}{L} = \frac{2\pi N}{L} = 2\pi n$$

où n est le nombre de tours par unité de longueur.

Soit une portion de fibre de hauteur dz (figure VI.3).

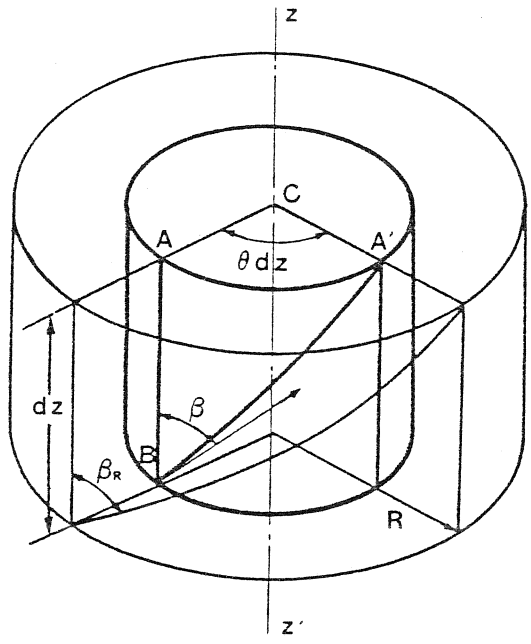


Figure VI.3 : Déformation d'une fibre

La génératrice, A B, initialement parallèle à l'axe z z', se transforme, après torsion, en une partie d'hélice, A' B. L'angle d'hélice, β, caractérise la déformation de cisaillement, j, appelée glissement :

$$j = tg\beta$$

d'où $$j = \theta r = 2\pi rn$$

r étant la distance entre la génératrice considérée et l'axe de torsion.

Le glissement maximal sera donc sur la périphérie de la fibre

$$j_m = 2\pi Rn$$

b) Contrainte de cisaillement. Couple spécifique

Afin de définir les contraintes, les hypothèses suivantes ont été posées :

- les sections droites tournent en blocs les unes par rapport aux autres, restent planes et circulaires,

- les déformations restent petites,
- il n'y a aucun effort longitudinal ,
- le matériau obéit à la loi de Hooke : $\tau_c = Gj$

τ_c étant la contrainte de cisaillement, G le module de cisaillement ou module de Coulomb.

Le moment résultant, C, équilibre le moment imposé lors de la torsion, il est donc pour une section circulaire égal à :

(2) $C = \int \tau_c r dS$ S étant la section

ou puisque $\tau_c = Gj$ et $j = 2\pi rn$

$$C = 2\pi Gn \int r^2 \, ds = 2 \, \pi GnJ$$

d'où (3) $C = G\theta J$

J étant l'inertie polaire de la section droite : $J = \frac{\pi D^4}{32}$

La contrainte de cisaillement maximale est :

$$\tau_{cm} = Gj_m$$

soit, G étant égal à $\frac{C}{\theta J}$ et j_m à θR

$$\tau_{cm} = \frac{C}{J/R}$$

ou $\tau_m = \frac{C}{\frac{\pi D^3}{16}}$

Le rapport $\frac{C}{\frac{\pi D^3}{16}}$ est appelé, dans le cas de la torsion d'un matériau réel, couple spécifique, c. Il est égal à la contrainte de cisaillement maximale dans le domaine élastique.

VI.2.2. - Comportement en torsion des fibres de Kevlar

a) Comportement d'un monofilament

Les éprouvettes, de 12 mm de longueur de jauge, ont été sou-

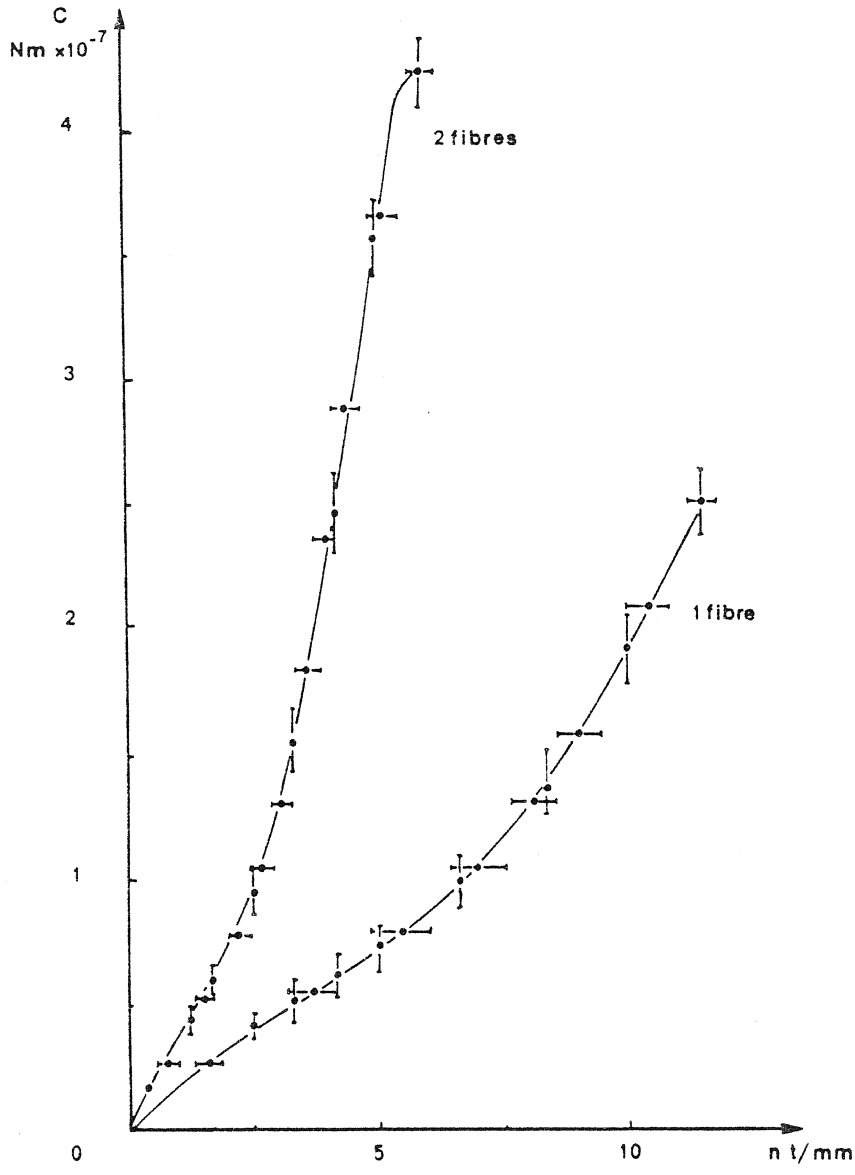


Figure VI.4 : Evolutions moyennes des couples de torsion en fonction du nombre de tours pour une et deux fibres.

mises à une torsion à longueur constante avec une vitesse de 30 tours par minute. La courbe moyenne du couple de torsion en fonction du nombre de tours, représentée figure V.4, a été calculée à partir de 20 enregistrements exploitables. (Un mauvais centrage ou un glissement dans le mors supérieur donne un diagramme non significatif). Celle-ci est lisse et la dispersion des mesures est relativement faible (< 10 %).

L'évolution moyenne du couple de torsion en fonction du nombre de tours est représentative du comportement en torsion des fibres de Kevlar 29 (20 essais sont suffisants).

Afin de comparer les caractéristiques du Kevlar avec celles de différents types de polymères, nous avons considéré l'évolution du couple spécifique, c, en fonction du glissement maximale j_m (figure VI.5).

Les courbes présentent toutes la même forme. Elles débutent par une partie linéaire dont la pente est égale au module de cisaillement, puis elles forment un palier plus ou moins prononcé qui se réduit à un point d'inflexion pour le Kevlar et qui peut marquer la limite d'élasticité. Dans une dernière partie, la pente des courbes réaugmente et se stabilise jusqu'à la rupture.

Les caractéristiques élastiques sont résumées dans le tableau VI.1. Le module de cisaillement du Kevlar, $G = 1{,}1$ GN/m^2, est du même ordre de grandeur de celui annoncé par Abbott et al (24) ($G = 1{,}86$ GN/m^2) (cet écart s'explique par la différence des techniques d'essais et par la difficulté de mesure de la pente, la partie linéaire étant restreinte.

Le rapport du module de cisaillement sur le module d'Young est de 56, tandis qu'il est compris entre 4 et 8 pour les polyamide et polyester. Il met ainsi en évidence la forte anisotropie des fibres aramides par rapport aux autres fibres synthétiques. Les constantes élastiques, module, limite de la contrainte de cisaillement ($\tau_c = 0{,}14$ GN/m^2) restent toutefois parmi les plus élevées.

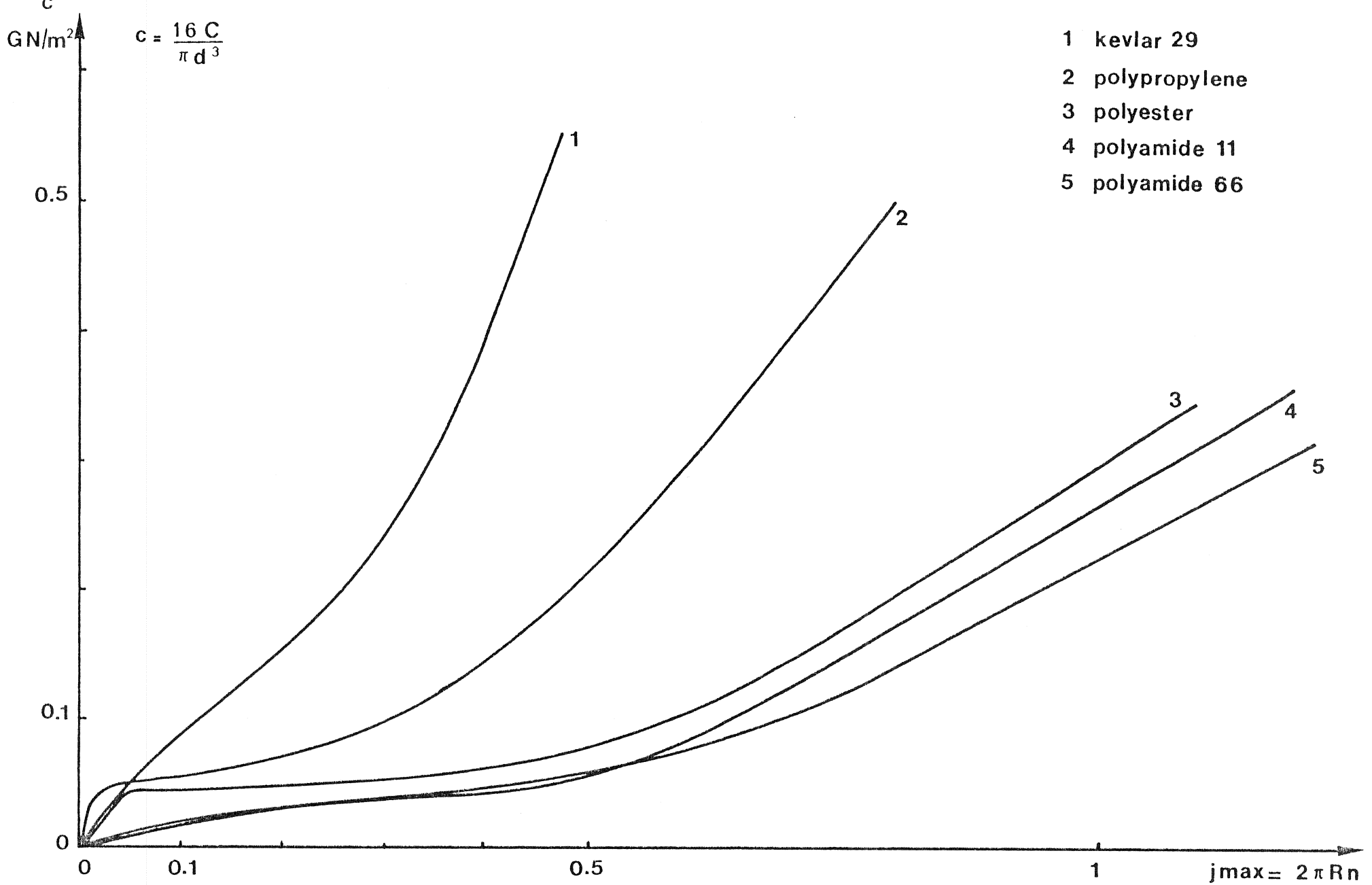


Figure VI.5 : Evolution du couple spécifique en fonction du glissement maximal de différentes fibres organiques.

Fibres	Ø µm	Caractéristiques élastiques — Limite Elastique + : j %	Limite Elastique + : c GN/m²	Module de Coulomb G GN/m²	Module d'Young E GN/m²	Rapport des Modules E/G	Rupture — Valeurs mesurées : n t/mm	Valeurs mesurées : C Nm×10⁻⁷	Valeurs Spécifiques : j %	Valeurs Spécifiques : β degré	Valeurs Spécifiques : c GN/m²
Kevlar 29	13,9	10,1	0,09	1,10	62	56	11,5	2,50	47,5	25,4	0,553
Polypropylène (a)	26,0	6,5	0,05	1,16	4	4	9,9	16,60	80,8	38,8	0,503
Polyester (a)	22,4	4,2	0,04	0,75	6	7	19,8	4,16	110,3	47,5	0,348
Polyamide 11 (a)	20,8	3,3	0,01	0,39	1	5	18,3	6,33	120,0	50,2	0,356
Polyester 66 (a)	19,5	3,1	0,01	0,28	2	7	19,7	4,68	119,8	50,1	0,307

+ : la limite élastique est considérée comme étant au niveau du point d'inflexion au début du palier.

a : valeurs données par la référence (20)

n : nombre de tours

C : couple enregistré.

c : moment spécifique

j : déformation maximale en cisaillement
$j = 2 \Pi R n$

β : angle d'hélice de la périphérie.

Tableau VI.1. : Propriétés en torsion des fibres synthétiques

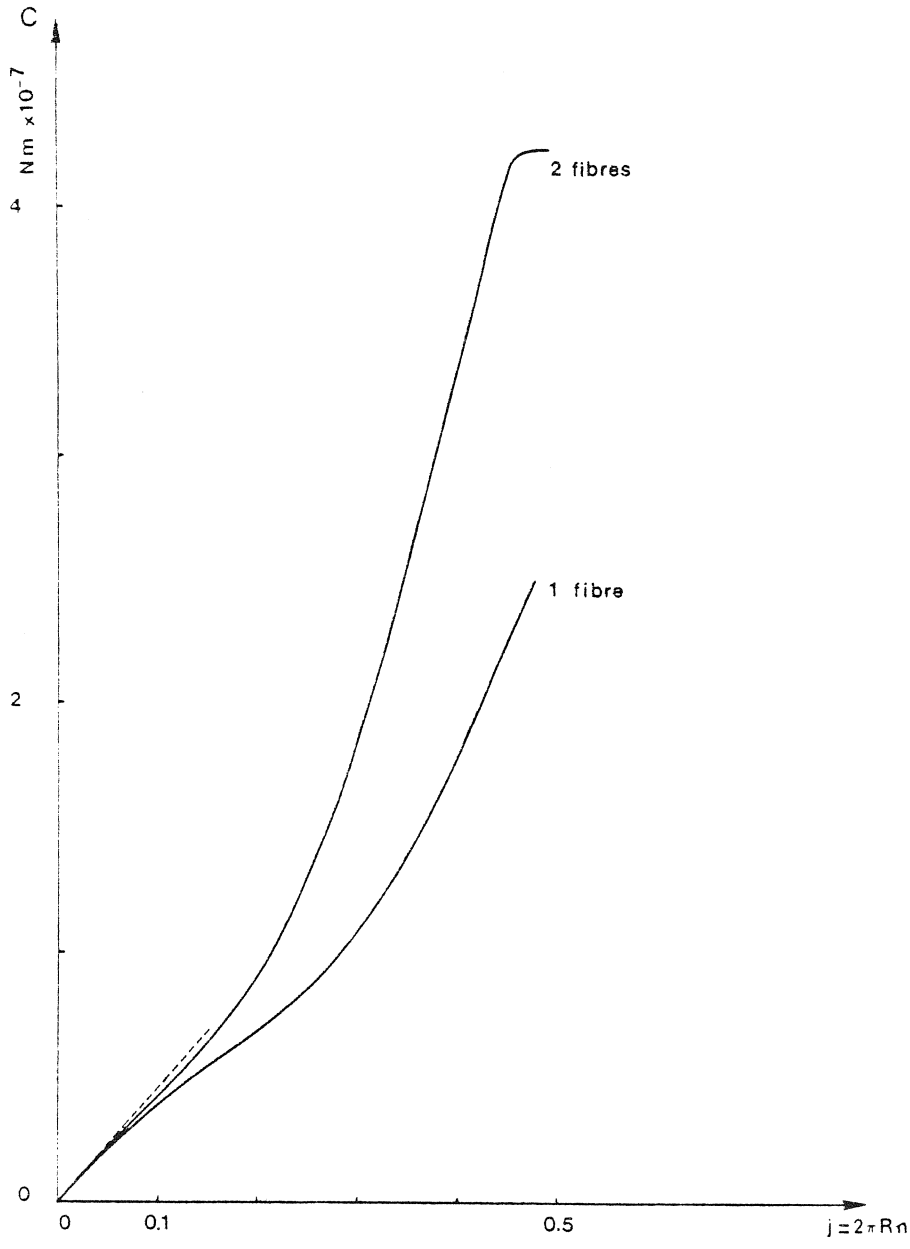


Figure VI.6 : Evolution du couple en fonction de la déformation maximale.

Par contre, la capacité de déformation du Kevlar est relativement faible. Le glissement à la rupture est de 48 % (tableau VI.1) soit très inférieur à celui du Nylon, par exemple, qui est de 120 %, le couple spécifique à la rupture étant nettement supérieur. Ce dernier dépend également des propriétés en tension des fibres. En effet, le raidissement de la troisième partie de la courbe est également dû à la tension longitudinale générées par l'allongement hélicoïdal produit lors de la torsion à longueur constante. Le Kevlar ayant un module d'Young très élevé, pour un même allongement, sa tension sera supérieure à celle des autres fibres ; de même, sa déformation à la rupture en traction étant plus faible, la rupture se produira pour un glissement moindre. La réponse à la torsion à longueur constante des fibres est donc aussi fonction de leurs propriétés en tension.

b) Comportement en torsion de deux monofilaments

La mise en place des éprouvettes composées de deux fibres est plus délicate. Le décentrage de l'échantillon et la différence de tension qui peut exister entre les deux filaments rendent leur déformation légèrement différente. En effet, une fibre peut s'enrouler autour de l'autre, et la répartition des contraintes ne sera donc pas symétrique. Donc, seules les éprouvettes très bien centrées ont été retenues. L'évolution moyenne du couple de torsion en fonction du nombre de tours par millimètre est tracée figure VI.4.

La courbe a globalement la même forme que celle obtenue pour une seule fibre. Sa pente initiale est deux fois plus grande mais le raidissement suivant le point d'inflexion est nettement plus important et est suivi d'un plateau.

Si on considère le couple en fonction de la déformation maximale en cisaillement, qui correspond dans le cas de deux monofilaments au glissement des deux génératrices diamétralement opposées soit $j = 2\pi\ (2R)\ n$ (figure VI.6) , la limite élastique, représentée par le

point d'inflexion et la rupture sont, pour les deux sortes d'éprouvettes, à des niveaux de déformation équivalents.

Pour les petites déformations, les forces de contact entre les fibres et la tension longitudinale sont négligeables, le couple est uniquement dû au cisaillement.

La tension longitudinale augmente ensuite très vite avec la déformation et provoque ainsi un accroissement rapide du couple.

A grande déformation, les contraintes en tension, flexion et compression introduites par la forme en ressort des deux fibres produisent un comportement plastique juste avant la rupture : c'est-à-dire, la déformation croit sous un couple constant.

c) Mécanismes d'endommagement

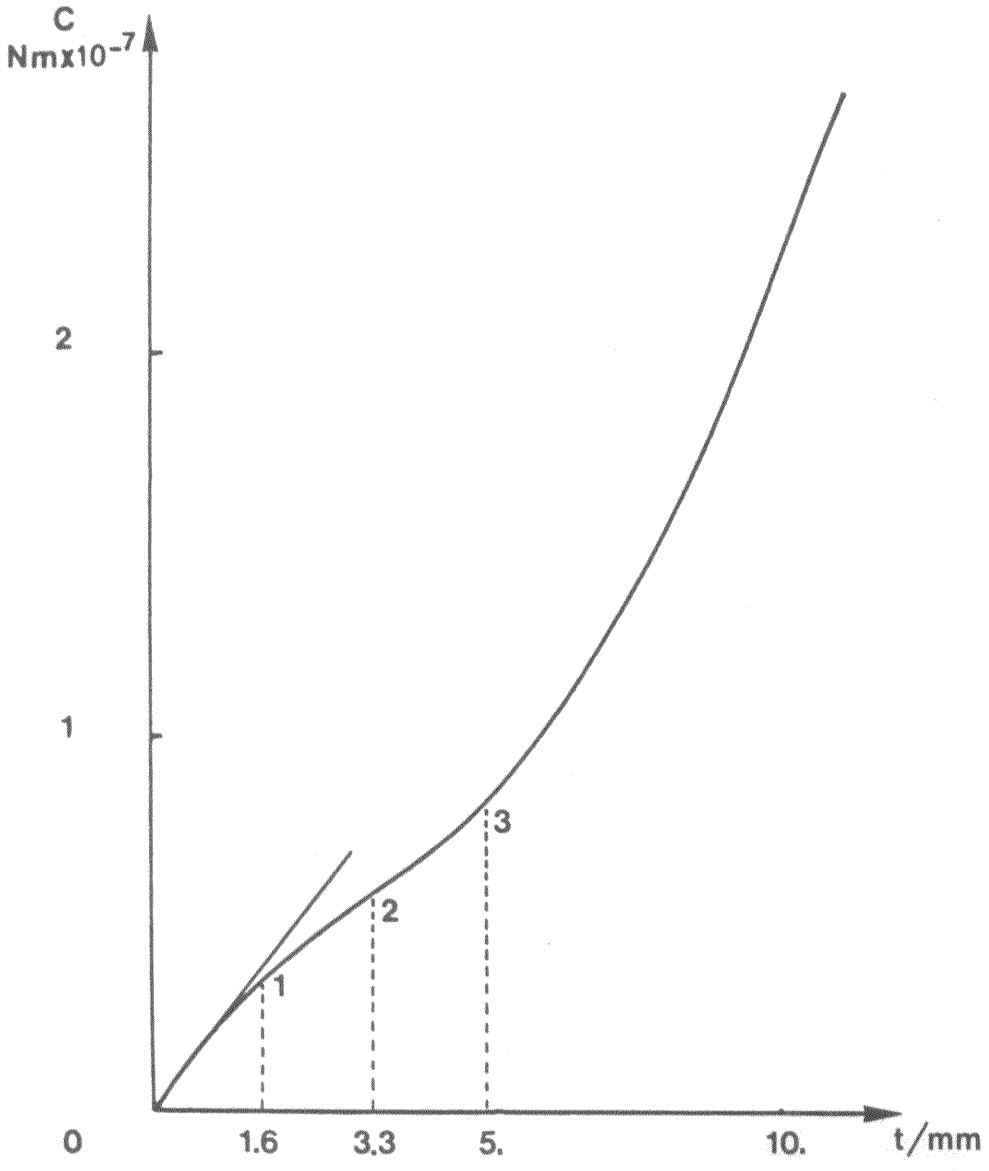
Afin d'étudier l'endommagement des fibres de Kevlar, des échantillons formés d'un et de deux monofilaments ont été soumis à trois niveaux de torsion puis examinés au microscope à balayage.

- Endommagement d'une éprouvette simple

Le premier niveau de torsion, qui correspond à une déformation périphérique de 7 %, soit à une déformation équivalente à celle de la fin de la partie linéaire de la courbe couple-glissement, ne provoque aucun endommagement (figure VI.7).

Pour le deuxième cas, où le glissement maximal (14 %) est légèrement inférieur à celui pour lequel il y a le point d'inflexion, une fissure s'est produite mais elle reste parallèle à l'axe de torsion : l'endommagement débute sur la périphérie de la fibre où la contrainte en cisaillement est maximale puis se propage facilement vue la faible cohésion transversale des fibrilles. La déformation en torsion reste cependant élastique.

Par contre, pour un niveau de déformation de 20 %, supérieur à celui du point d'inflexion, l'endommagement reste hélicoïdal, la déformation en torsion est donc permanente, il y a plastification (figure VI.7).



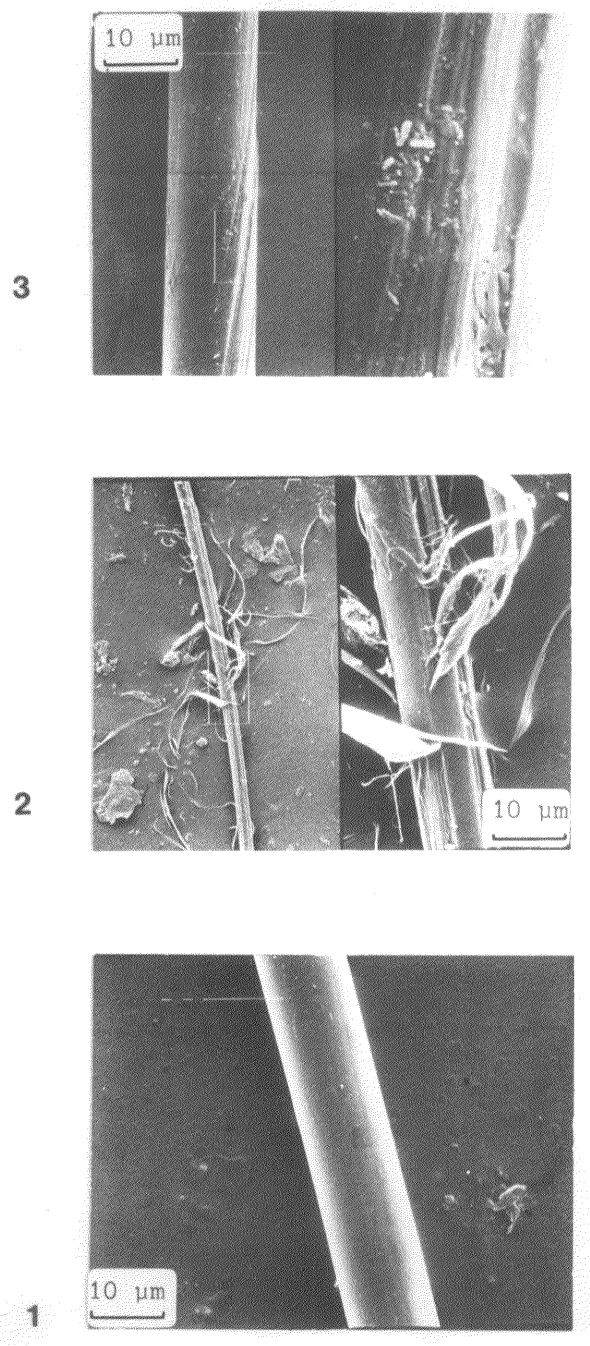


Figure VI 7 : Endommagement d'une fibre à différents niveaux de torsion.

Ce phénomène de plastification se poursuit vers le centre avec l'augmentation de la déformation, il est total à la rupture. Les photos des extrémités de rupture (figure VI.8) montrent l'arrachement des fibres extérieures et la déformation permanente du coeur de la fibre. Il existe parfois une légère striction hélicoïdale (figure VI.8.) qui pourrait provenir de la propagation d'un défaut interne initialement parallèle à l'axe de la fibre tel qu'un filet de matière plus faible ou un vide provenant de la structure en feuillets radialement arrangés proposée par Dobb et Johnson (12).

- Endommagement d'une éprouvette double

Les éprouvettes ont été examinées au trois niveaux de glissement maximal précédemment étudiés. Les mêmes caractéristiques sont présentes (figure VI.9). Pour une déformation inférieure à celle du point d'inflexion, l'endommagement et la fissuration restent parallèles à l'axe de torsion. Puis, pour une torsion plus importante, la déformation hélicoïdale sur la périphérie est permanente et devient totale lors de la rupture (figure VI.10).

- Mécanisme

Les mécanismes de rupture d'une seule ou de deux fibres en torsion à longueur constante sont équivalents.

La fibre de Kevlar peut être modelisée par un faisceau de fibrilles faiblement liées entre elles. En un endroit où la contrainte de cisaillement est maximale (à la périphérie), il se produit une fissure puis une rupture d'une fibrille (figure VI.11), la progression de l'endommagement s'effectue ensuite facilement vers l'axe (figure VI.11), la cohésion transversale étant très faible.

A grandes déformations, les liens mécaniques transversaux rompus peuvent se reformer, la déformation hélicoïdale est donc ainsi maintenue et reste permanente.

L'endommagement transversal, la déformation permanente en torsion ainsi que les contraintes internes influeront certainement sur le comportement en traction de deux fibres torsadées.

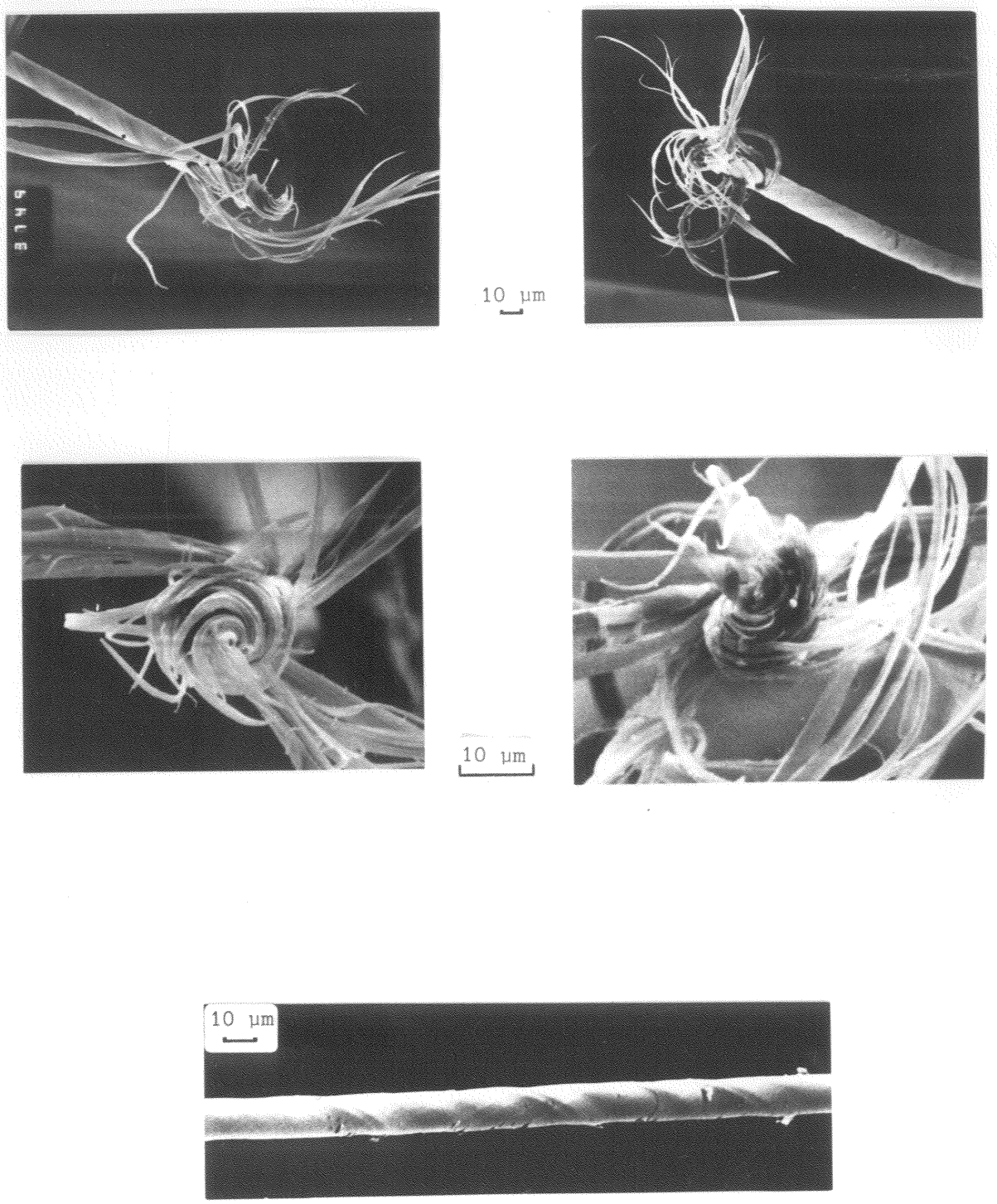
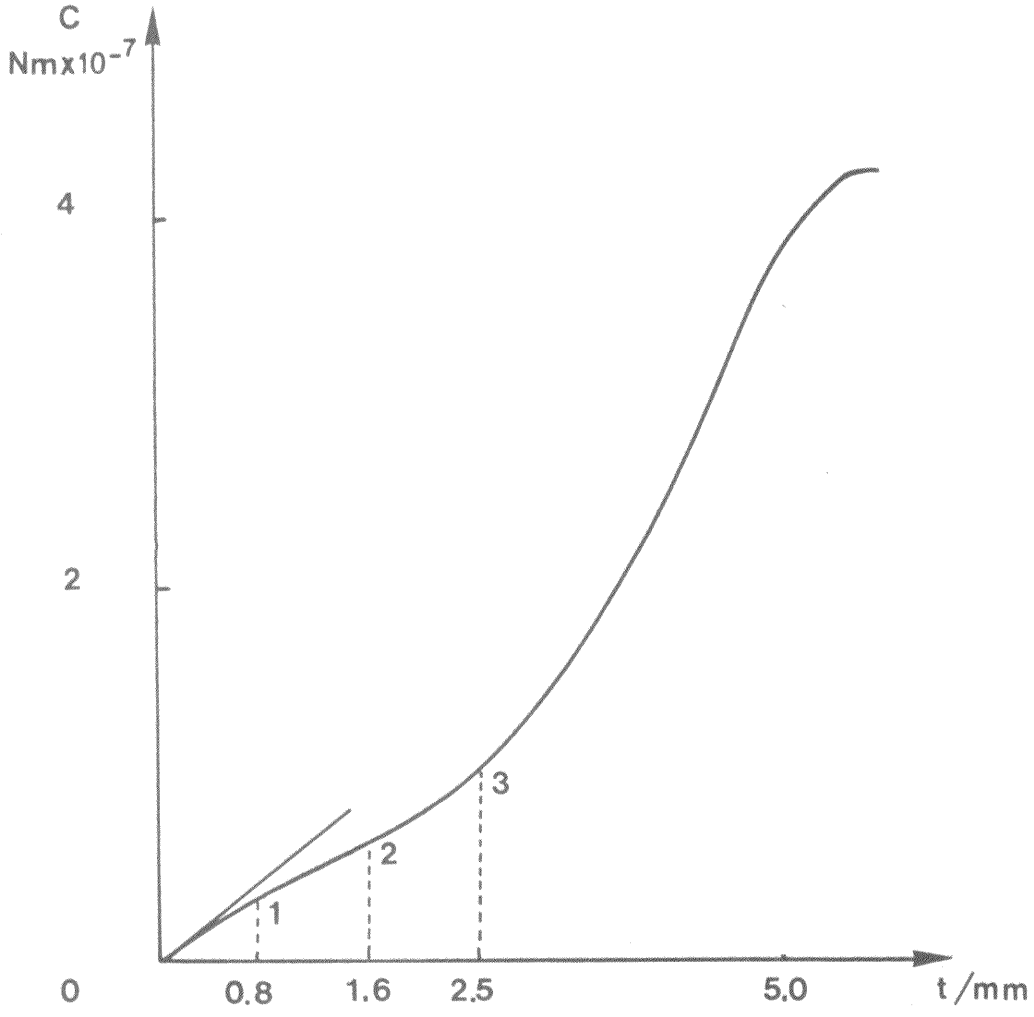


Figure VI.8 : Morphologie de rupture d'une fibre soumise à une torsion à longueur constante.



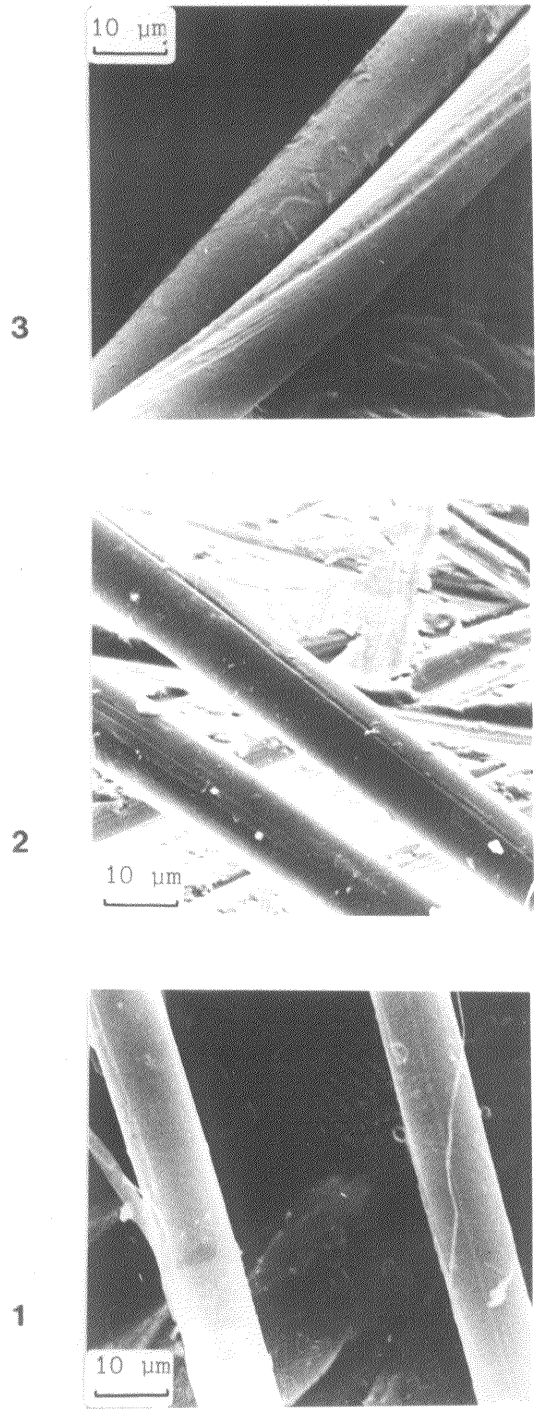


Figure VI.9 : Endommagement de deux fibres torsadées à différents niveaux de torsion.

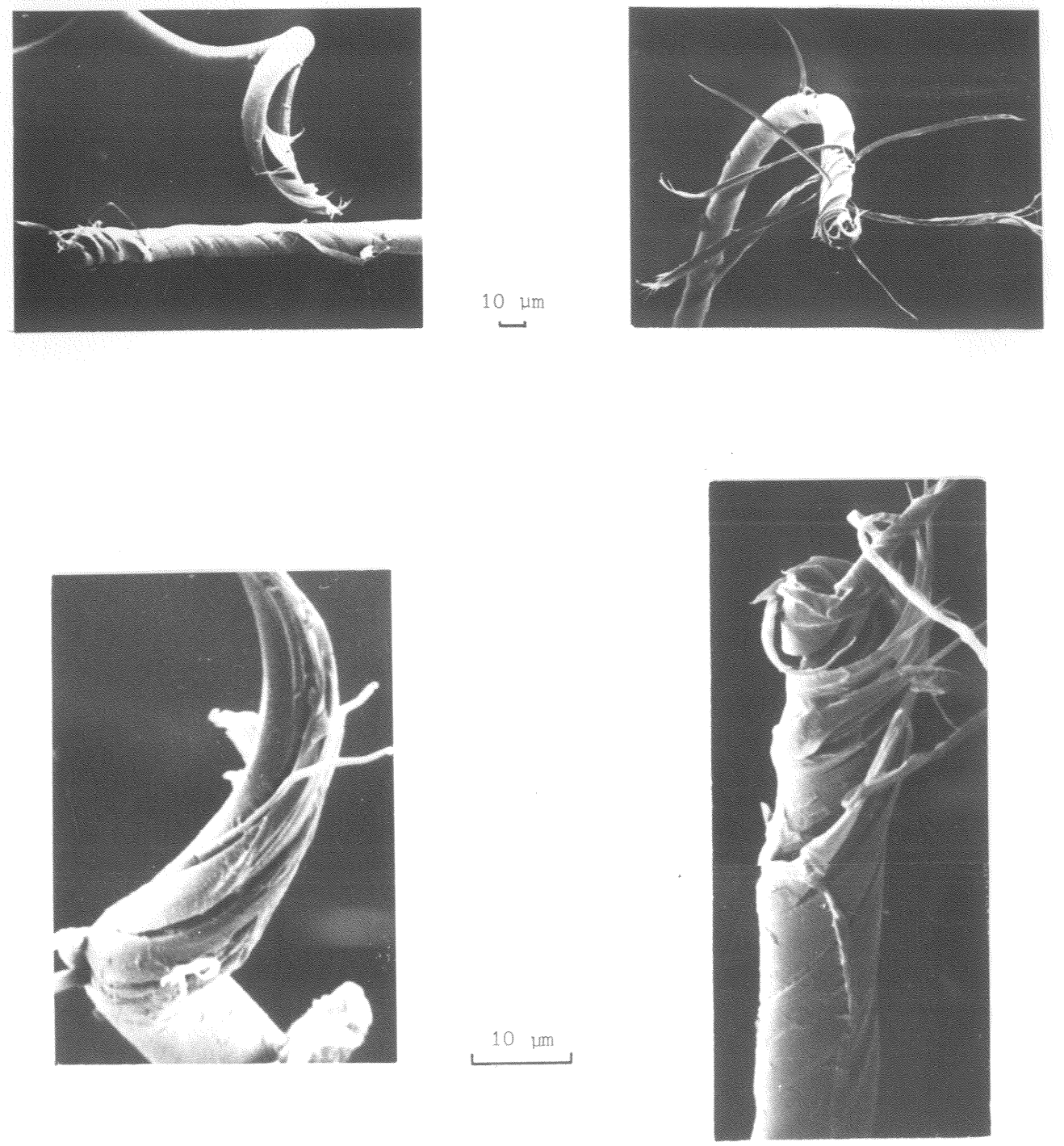
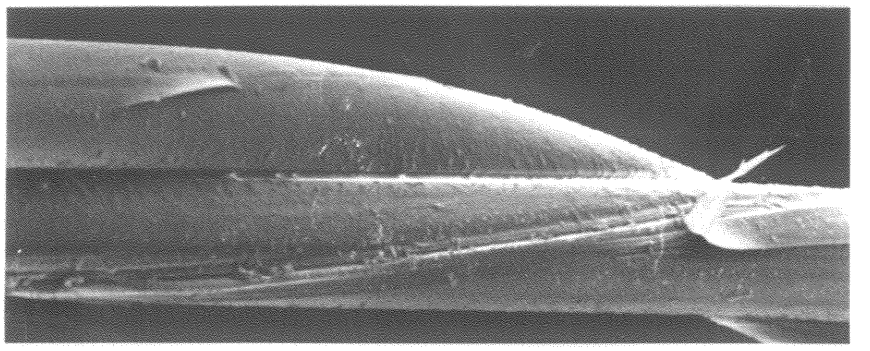


Figure VI.10 : Morphologie de rupture de deux fibres soumises à une torsion autour de leur génératrice commune.



10 µm

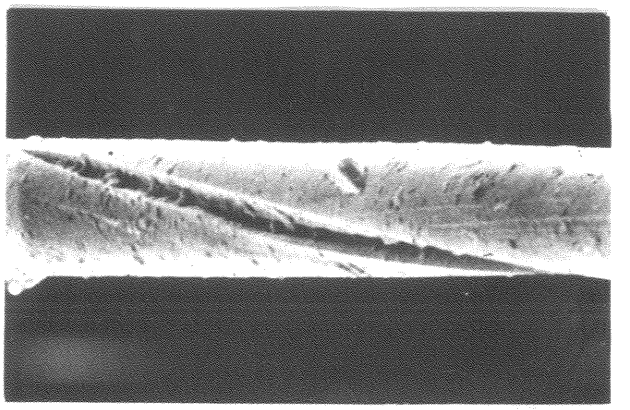


Figure VI.11 : Progression d'une fissure vers l'axe avec la torsion.

VI.2.3. - Comportement en traction de deux fibres torsadées

Les deux fibres sont d'abord fixées sans torsion dans l'axe des mors de la machine Instron. La fibre la plus courte est alors mise sous tension jusqu'à ce que la deuxième soit tendue avec une charge nulle : la différence de tension entre les deux fibres est alors mesurée. Si celle ci est supérieure à 2 g, l'éprouvette n'est pas retenue.

Un nombre de tours variant de 0 à 200 soit 0 à 4 tours par millimètre est ensuite imposée à longueur constante. La tension provoquée par cette torsion est alors mesurée (figure VI.12), puis annulée avant l'essai de traction.

Les caractéristiques, résumées tableau VI.2, sont les moyennes des valeurs obtenues pour 25 essais à chaque nombre de tours considéré. Les variations de la résistance, de l'allongement et du module ont été tracées en fonction du nombre de tours par millimètre sur la figure VI.13.

La courbe de la résistance spécifique, en g/den, en fonction du coefficient de torsion $CT = \frac{t/m\sqrt{denier}}{2874}$ (valeur donnée par Dupont), unités habituellement employées pour les fils, est de la même forme que celle qui a été déterminée par ailleurs pour un toron (figure VI.14) (30).

Elle présente un maximum à un coefficient de torsion égal à 1, soit un angle d'hélice de 2°. Ce coefficient de torsion correspond à celui couramment utilisé dans l'industrie. S'il est inférieur à 0,9, soit 0,7 t/mm , les fibres ne se rompent pas simultanément. La charge moyenne de rupture augmente avec le nombre de tours, mais reste inférieure au double de celle d'une fibre testée seule sans torsion. Ceci est dû en partie à la différence de tension introduitelors de la mise en place de l'éprouvette mais aussi à la dispersion des propriétés des monofilaments. La fibre la plus faible se rompt d'abord mais est maintenue par la torsion autour de la seconde. Celle-ci est donc renforcée par la première fibre rompue sur une certaine longueur. Sa longueur utile est donc diminuée et sa résistance moyenne à la rupture est supérieure à celle d'une fibre testée seule en traction.

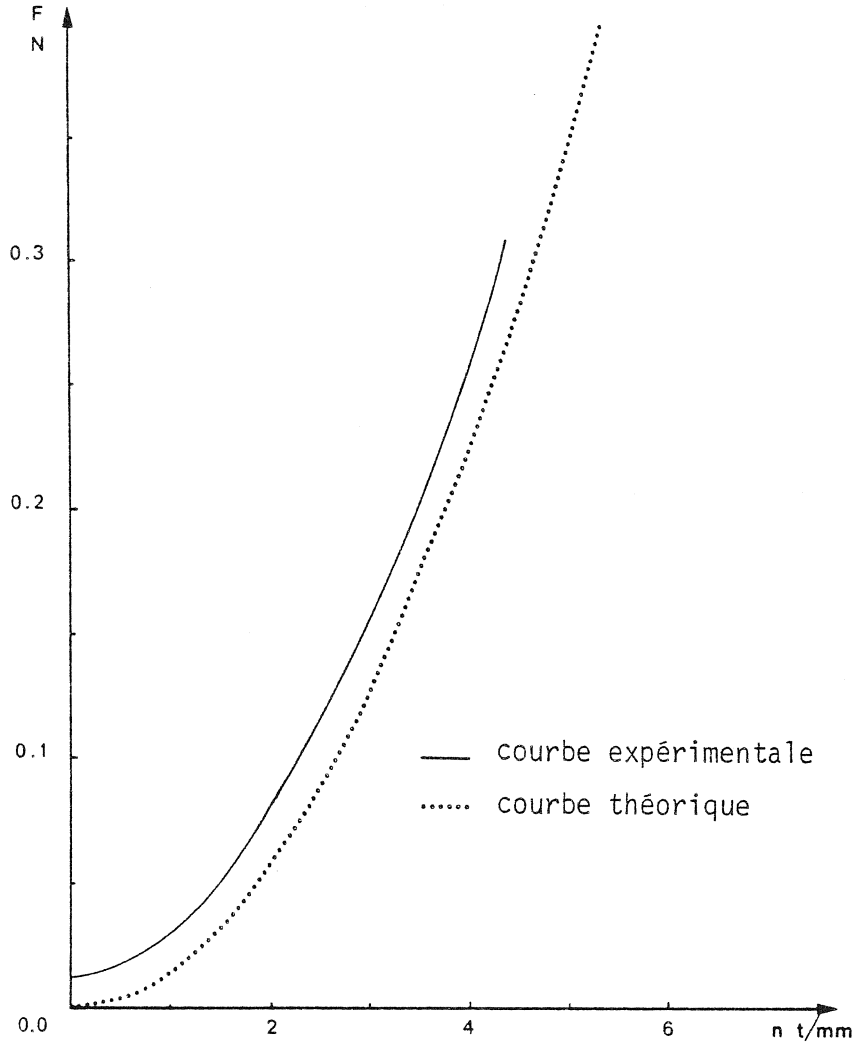


Figure VI.12 : Evolution de la tension longitudinale de deux fibres torsadées à longueur constante en fonction du nombre de tours.

t/mm CT	1 fibre	0 0		0,3 0,37		0,7 0,86		1,1 1,32	2,1 2,52	3,0 3,66	4,0 4,82
		1ère a	2ème b	1ère a	2ème b	1ère a	2ème b				
			(100%)		(84 %)		(52 %)				
$\bar{F}$ N	0,36	0,66	0,36	0,67	0,37	0,70	0,39	0,68	0,61	0,46	0,29
c. v. %	11	15	9	10	13	13	7	13	10	10	15
$\frac{\Delta F}{\bar{F}}$ %	4,1	6,1	3,8	7,0	6,2	5,2	4,0	5,5	4,2	4,0	6,3
$\bar{\varepsilon}$ %	4,2	3,58	3,88	3,36	3,73	3,56	4,02	3,50	3,10	2,52	2,46
c. v. %	11	8	10	15	11	9	6	12	10	8	15
$\frac{\Delta\varepsilon}{\bar{\varepsilon}}$ %	4,4	3,2	4,1	6,1	5,1	3,8	4,1	4,7	4,0	3,4	6,2
$\bar{\sigma}$ GN/m^2	2,6	2,4	2,6	2,4	2,7	2,5	2,8	2,4	2,1	1,7	1,1
c. v. %	12	15	9	14	11	10	5	10	8	11	15
$\frac{\Delta\sigma}{\sigma}$ %	5,2	6,0	3,8	5,8	5,2	4,0	3,3	4,0	3,5	4,0	6,1
$\bar{E}$ GN/m^2	62	67	67	72	72	70	71	70	70	68	44
c. v. %	12	6	6	8	8	9	8	7	7	9	10
$\frac{\Delta E}{\bar{E}}$ %	5,0	2,5	2,7	3,4	3,7	3,6	4,6	3,0	2,8	4,0	4,2
$\overline{F/\varepsilon}$ N	8,6	18,9	9,3	20,4	10,2	20,2	10,0	19,6	20,2	18,6	12,3
c. v. %	8	6	6	10	9	10	12	10	8	10	9
$\frac{\Delta\overline{(F/\varepsilon)}}{\overline{F/\varepsilon}}$	3,6	2,3	2,7	4,2	4,4	4,2	4,6	4,0	3,4	4,2	4,2

a) rupture de la première fibre

b) rupture de l'éprouvette (pourcentage de ruptures non simultanées)

Tableau VI.2. : Influence du nombre de tours sur les propriétés en traction

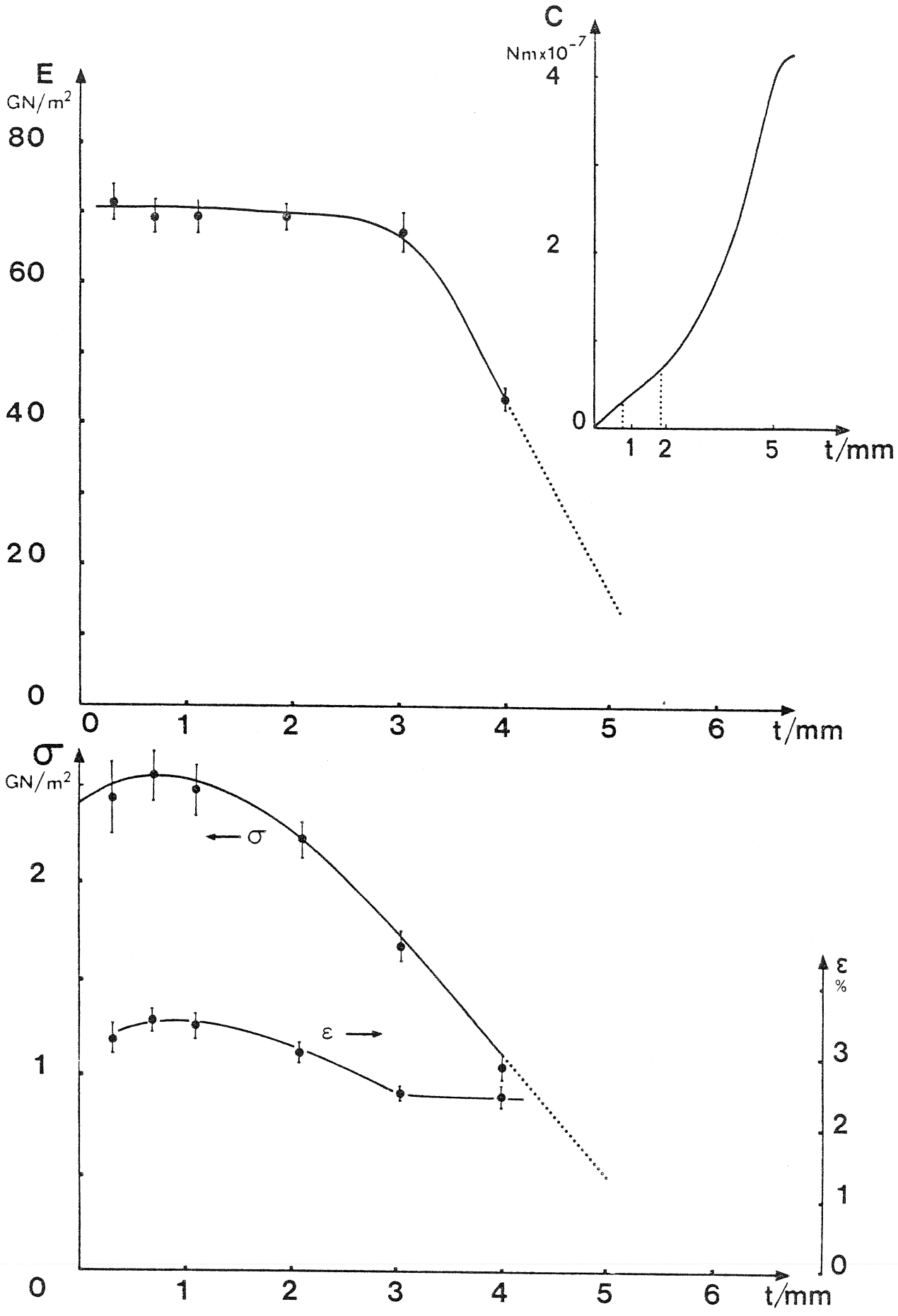


Figure VI.13 : Evolution des propriétés de deux fibres torsadées en fonction du nombre de tours.

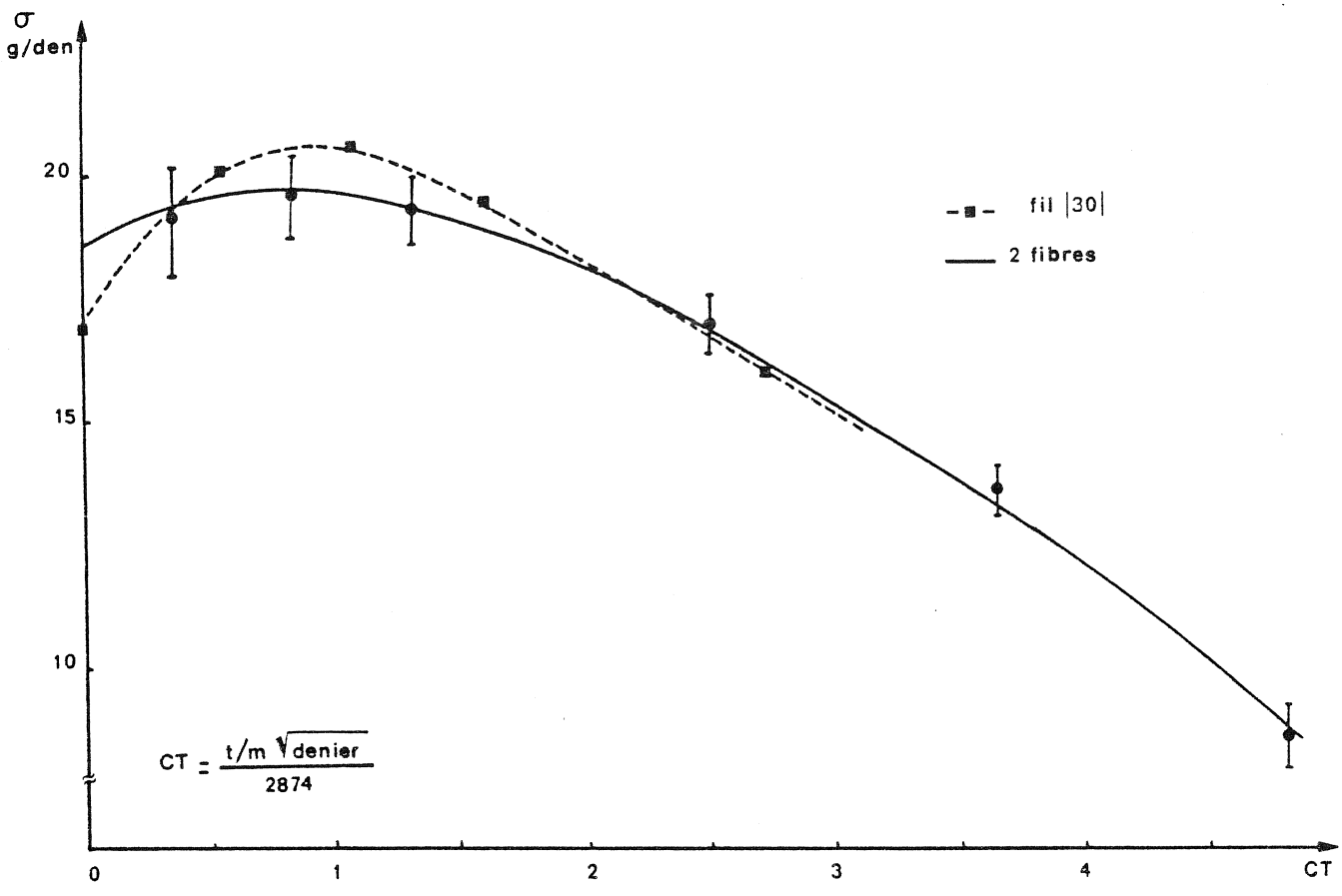
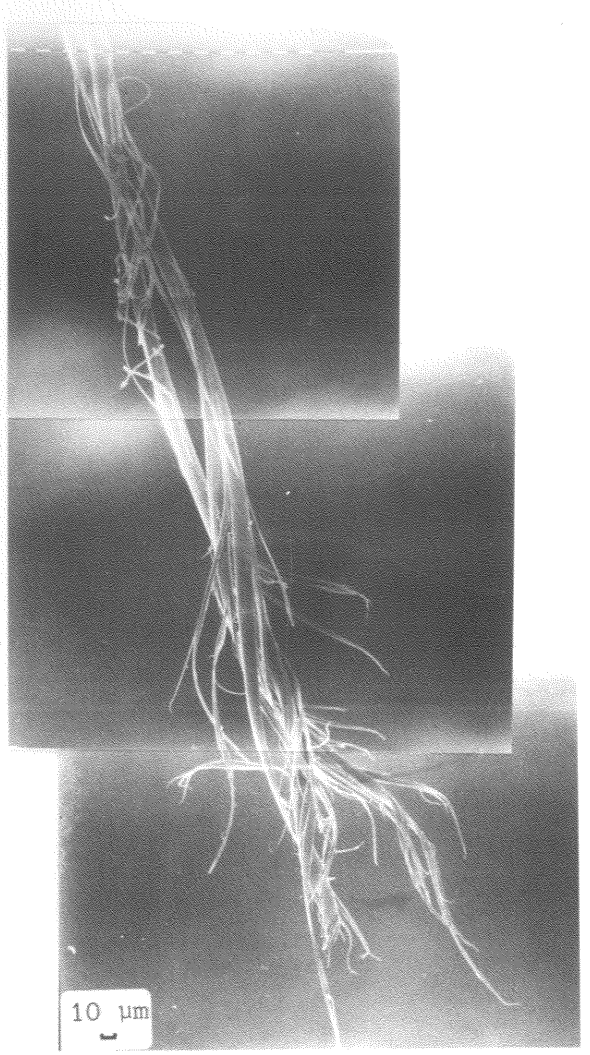
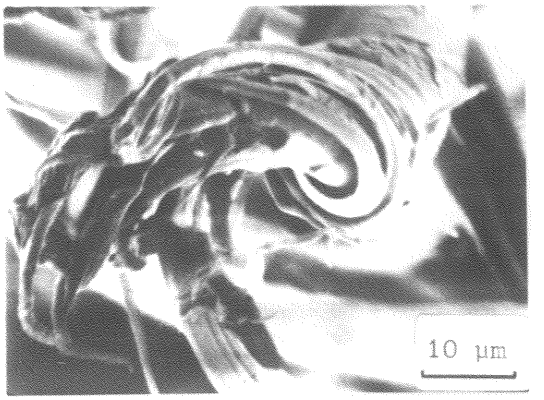
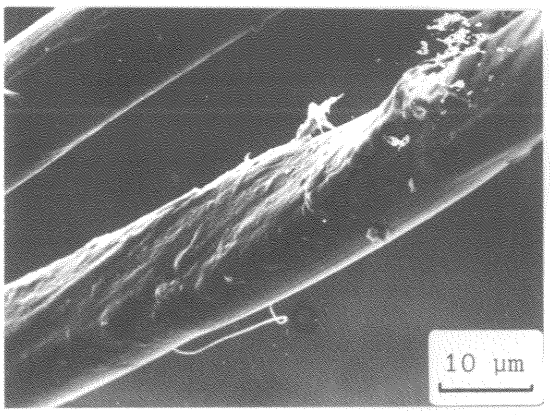
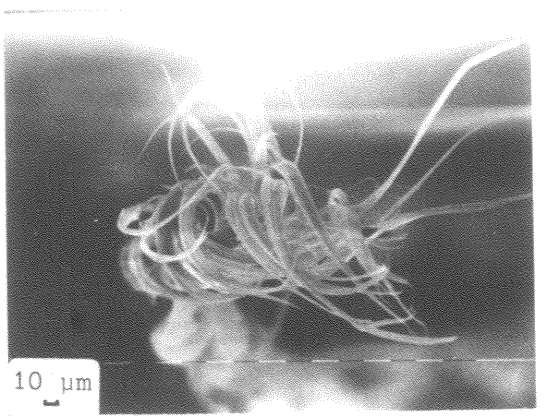


Figure VI.14 : Evolution de la résistance spécifique du Kevlar en fonction du coefficient de torsion.









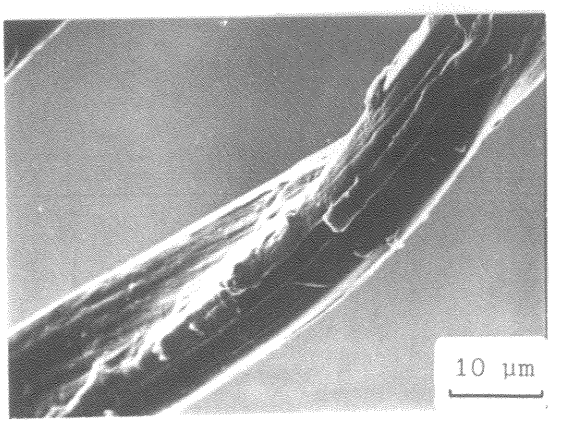


Figure VI.15 : Rupture en traction de deux fibres torsadées à 4t/mm. Déformation permanente en torsion et compression.

La différence entre les résistances atteint 11 % pour un coefficient de torsion égal à 0,8. La cohésion entre les fibres augmente donc avec le nombre de tours et devient suffisante pour que les deux fibres se rompent simultanément (à un coefficient de torsion environ égal à 1). La résistance à la rupture atteint alors une valeur égale à celle d'une fibre testée seule. Cette valeur maximale se situe au niveau de torsion correspondant à celui de la fin de la partie linéaire de la courbe couple-glissement. Il y a donc un très bon transfert de charge entre les fibres et celles-ci ne sont pas endommagées par le frottement, la compression ou la torsion.

La résistance décroit ensuite quand le coefficient de torsion augmente tandis que le module reste pratiquement constant jusqu'à un nombre de tours par millimètre environ égal à 2. La résistance et l'allongement à la rupture varient dans le même sens et la cohésion entre les fibres est renforcée. La déformation à la rupture reste ensuite constante pour les nombres de tours supérieurs, d'où une chute de module. Ceci montre la présence d'un phénomène de plastification à partir d'un niveau de torsion correspondant à celui du point d'inflexion de la courbe couple-glissement.

L'examen des extrémités de rupture d'éprouvettes testées à 4 t/mm confirme la présence d'une déformation permanente en torsion et révèle une plastification en compression, compression due aux forces de contact engendrée par la torsion et la traction (figure VI.15).

Les extrémités de rupture sont parfois nettes, sans fibrillation (figure VI.16), il y a, de plus, en avant des surfaces de rupture la possibilité d'un enchevêtrement des fibrilles rompues entre les deux monofilaments.

VI.2.4. - Calcul des contraintes dues à la torsion

L'analyse des forces de contact et des efforts intérieurs d'une structure a été faite surtout sur les câbles d'acier. Dans une première approche, Hall et Hruska (66 - 69) ont considéré chaque fil unique-

ment en tension. Puis Leissa (70) a inclus les forces de contact entre les fils. Plus récemment Phillips et Costello (72 - 75) ont résolu les équations d'équilibre non linéaires pour un fil pris indépendamment, en tenant compte de la flexion et de la torsion produites par le chargement.

L'étude du comportement des fibres de Kevlar en torsion a été abordée par l'analyse des déplacements et des contraintes lorsque deux monofilaments torsadés sont soumis à une torsion à longueur constante et lorsqu'ils sont chargés en traction.

Pour le calcul des contraintes, nous avons considéré un fil cylindrique parfaitement élastique déformé autour d'une de ses génératrices, et supposé que les déformation élémentaires dues soit à une rotation, $d\alpha$, soit à un allongement, dl, de deux sections distantes de ds sont parfaitement élastiques et entièrement définies par une translation $\vec{u}$ et une rotation $\vec{\omega}$ telles que (76) (figure VI.17).

(1) $\vec{u} = u_1\vec{\mathcal{T}} + u_2\vec{\mathcal{N}} + u_3\vec{\mathcal{B}}$

(2) $\vec{\omega} = \omega_1\vec{\mathcal{T}} + \omega_2\vec{\mathcal{N}} + \omega_3\vec{\mathcal{B}}$

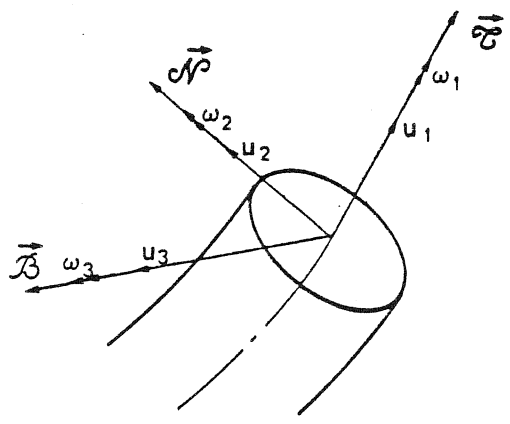


Figure VI.17 :

(3) $\vec{du} = -(\frac{T_1}{ES}\vec{\mathcal{T}} + \frac{T_2}{GS_2}\vec{\mathcal{N}} + \frac{T_3}{GS_2}\vec{\mathcal{B}})\ ds + \vec{\omega}\wedge\vec{\mathcal{T}}\ ds$

(4) $\vec{d\omega} = -(\frac{M_1}{GJ}\vec{\mathcal{T}} + \frac{M_2}{EI_2}\vec{\mathcal{N}} + \frac{M_3}{EI_3}\vec{\mathcal{B}})\ ds$

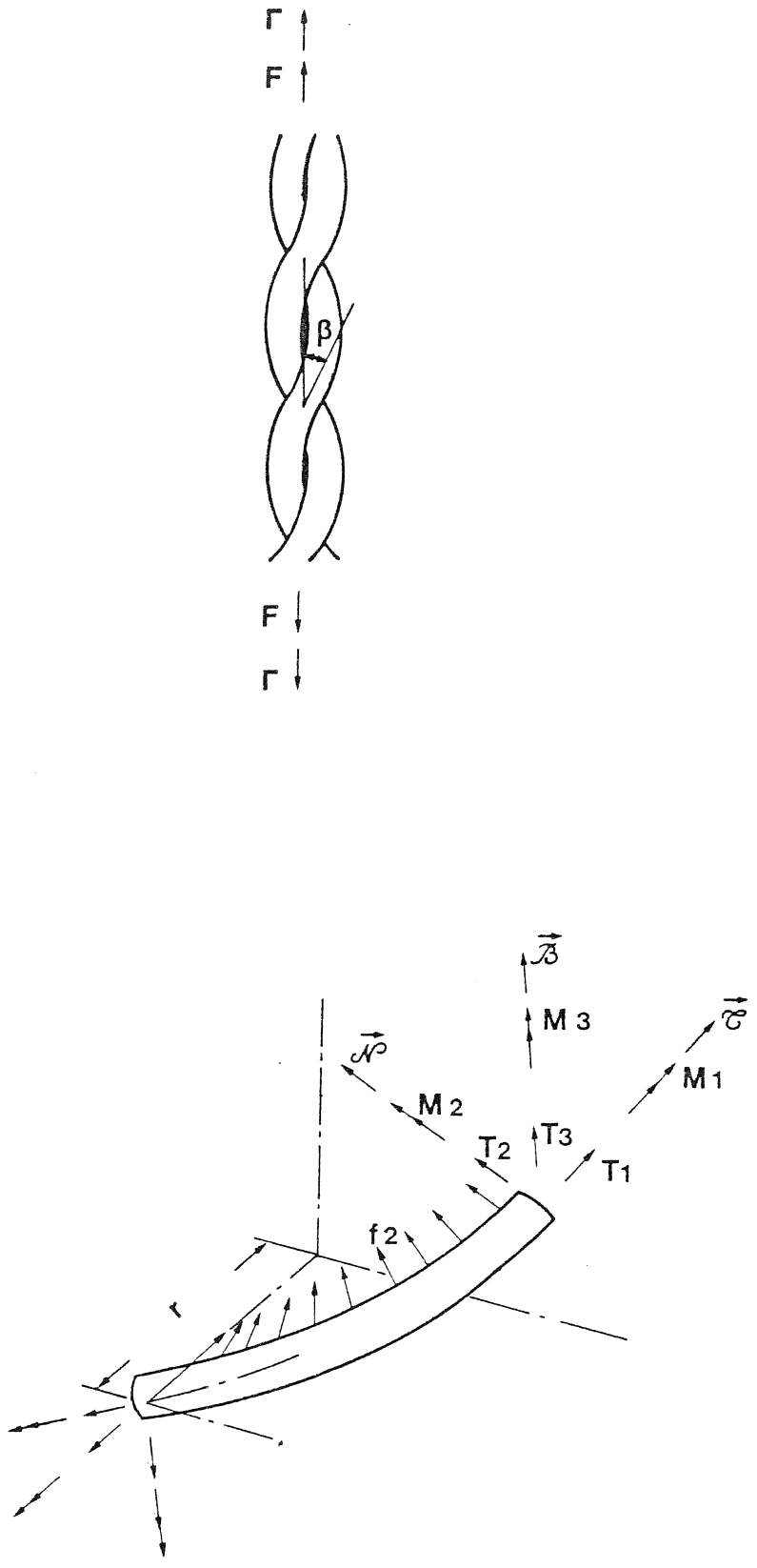


Figure VI.18 : Résultantes agissant sur une fibre en hélice sous l'action d'une torsion à longueur constante.

- T_1, T_2, T_3, et M_1, M_2, M_3 étant les composantes de la résultante et du moment résultant du torseur des efforts intérieurs (T, M) suivant respectivement $\vec{\mathcal{T}}, \vec{\mathcal{N}}, \vec{\mathcal{B}}$ vecteurs unitaires du repère local (figure VI.18).

- E, G étant les modules d'Young et de cisaillement, considérés indépendants;
- J, I_2, I_3 étant respectivement le moment d'inertie polaire, et les moments d'inertie par rapport aux directions principales de la section. La fibre étant circulaire, $I_2 = I_3 = \frac{J}{2}$.

Seuls les principaux résultats sont rappelés ici (le détail des calculs est décrit en annexe 2).

c) Equations des efforts et des forces de contacts

Par hypothèse, les efforts tranchants T_2 et T_3 et le moment fléchissant M_2 sont nuls. Les efforts intérieurs sont déduits des équations (1) à (4) et sont de la forme :

$$(5)\quad \frac{T_1}{ES} = -\frac{du_1}{ds} + \frac{u_2}{\rho} \qquad (8)\quad \frac{M_1}{GJ} = -\frac{d\omega_1}{ds} + \frac{\omega_2}{\rho}$$

$$(6)\quad \frac{T_2}{GS_2} = 0 \qquad (9)\quad \frac{M_2}{EI_2} = 0$$

$$(7)\quad \frac{T_3}{GS_2} = 0 \qquad (10)\quad \frac{M_3}{EI_3} = \frac{d\omega_3}{ds} - \frac{\omega_2}{\iota}$$

où ρ et ι sont les rayons de courbure et de torsion.

$$\frac{1}{\rho} = \frac{\sin^2\beta}{R} \qquad \frac{1}{\iota} = \frac{\sin\beta\cos\beta}{R}$$

R et β étant respectivement le rayon de l'hélice (donc le rayon de fibre), et l'angle d'hélice de l'axe neutre.

Le torseur des efforts intérieurs $(\vec{T}, \vec{M})$ et le torseur des actions de contact $(\vec{f}, \vec{m})$, définis sur l'axe de la fibre, vérifient les équations d'équilibre:

$$\frac{d\vec{T}}{ds} + \vec{f} = 0$$

$$\frac{d\vec{M}}{ds} + \vec{\mathcal{T}} \wedge \vec{T} + \vec{m} = 0$$

d'où

(13) $f_1 = 0$ (16) $m_1 = 0$

(14) $f_2 = -\frac{T_1}{\rho}$ (17) $m_2 = -\frac{M_3}{l} + \frac{M_1}{\rho}$

(15) $f_3 = 0$ (18) $m_3 = 0$

Lorsque les deux fibres sont assemblées, les forces de contact deviennent des forces intérieures. La force totale axiale F est le moment total axial de torsion Γ sur l'éprouvette sont donnés par les relations :

$$F = -2\, T_1 \cos\beta$$

$$\Gamma = -2\,(M_1 \cos\beta + T_1 R \sin\beta + M_3 \sin\beta).$$

b) Applications

- Torsion à longueur constante

Le champ de déplacement suivant est compatible pour cette sollicitation:

$$\vec{u} = \left| \begin{array}{l} Rd\,\alpha \sin\beta \dfrac{s}{l'} \\ 0 \\ -Rd\,\alpha \cos\beta \dfrac{s}{l'} \end{array} \right. \qquad \vec{\omega} = \left| \begin{array}{l} d\,\alpha \cos\beta \dfrac{s}{l'} \\ d\,\alpha \cos\beta \dfrac{R}{l'} \\ d\,\alpha \sin\beta \dfrac{s}{l'} \end{array} \right.$$

l étant la longueur de l'axe de torsion correspondant à une portion d'hélice de longueur s.

Les efforts intérieurs peuvent donc être calculés à partir des équations (5) à (10) pour une rotation $d\alpha$, par suite pour une rotation α. Les valeurs des actions de contact peuvent être alors déduites des équations d'équilibre (13) à (18).

L'angle d'hélice, β, restant petit, on obtient, pour les efforts intérieurs :

$$\vec{T} = \left| \begin{array}{l} -\dfrac{ES}{2}\,tg^2\beta \\ 0 \\ 0 \end{array} \right. \qquad \vec{M} = \left| \begin{array}{l} -\dfrac{GJ}{R}\,tg\beta \\ 0 \\ -\dfrac{EI}{R}\,tg^2\beta \end{array} \right.$$

d'où les valeurs des actions de contact.

$$\vec{f} = \left| \begin{array}{l} 0 \\ \dfrac{ES}{R}\,tg^4\,\beta \\ 0 \end{array} \right. \qquad \vec{m} = \left| \begin{array}{l} 0 \\ (2G - E)\,\dfrac{J}{2R^2}\,tg^3\,\beta \\ 0 \end{array} \right.$$

- Traction

La même démarche a été suivie avec le nouveau champ de déplacement:

$$\vec{u} = \left| \begin{array}{l} s\,\dfrac{dl}{l}\,\cos^2\beta \\ 0 \\ s\,\dfrac{dl}{l}\,\sin\beta\cos\beta \end{array} \right. \qquad \vec{\omega} = \left| \begin{array}{l} 0 \\ -\dfrac{tg\,\beta}{1 + tg^2\,\beta}\,\dfrac{dl}{l} \\ 0 \end{array} \right.$$

Pour un allongement $\varepsilon = \dfrac{dl}{l}$, les valeurs des contraintes intérieures sont alors égales à:

$$\vec{T} = \left| \begin{array}{l} -\dfrac{ES}{1+tg^2\beta}\,\dfrac{dl}{l} \\ 0 \\ 0 \end{array} \right. \qquad \vec{M} = \left| \begin{array}{l} \dfrac{GJ}{R}\,\dfrac{tg^3}{(1+tg^2\beta)^2}\,\dfrac{dl}{l} \\ 0 \\ \dfrac{EJ}{2R}\,\dfrac{tg^2\beta}{(1+tg^2\beta)^2}\,\dfrac{dl}{l} \end{array} \right.$$

et celles des actions de contacts sont :

$$\vec{f} = \left| \begin{array}{l} 0 \\ \dfrac{ES}{R}\,\dfrac{tg2\beta}{(1+tg^2\beta)^2}\,\dfrac{dl}{l} \\ 0 \end{array} \right. \qquad \vec{m} = \left| \begin{array}{l} 0 \\ \dfrac{EJ}{2R^2}\,tg^3\beta\,\dfrac{dl}{l} \\ 0 \end{array} \right.$$

VI.2.5. - Comparaison de la théorie élastique avec les résultats expérimentaux

a) Torsion à longueur constante de deux fibres

La courbe théorique, Γ, calculée en supposant le matériau parfaitement élastique (de modules $E = 62\ GN/m^2$ et $G = 1{,}1\ GN/m^2$) en fonction du nombre de tours par millimètre coïncide avec celle trouvée expérimentalement pour les petites déformations (figure VI.19). Puis elle ne présente pas de point d'inflexion et sa pente est plus élevée. (Le point d'inflexion révèle donc bien un phénomène non élastique).

Le moment total, Γ, sur l'axe de torsion peut être décomposé d'une part en un moment de cisaillement pur, Γ_c, d'autre part en un moment, Γ_L, dû à la tension longitudinale et à la flexion, c'est-à-dire dépendant uniquement des propriétés en tension.

Soit $\Gamma = \Gamma_c + \Gamma_L$

où $\Gamma_c = -2\,M_1 \cos\beta$

$\Gamma_L = -2(T_1\,R \sin\beta + M_3 \sin\beta)$.

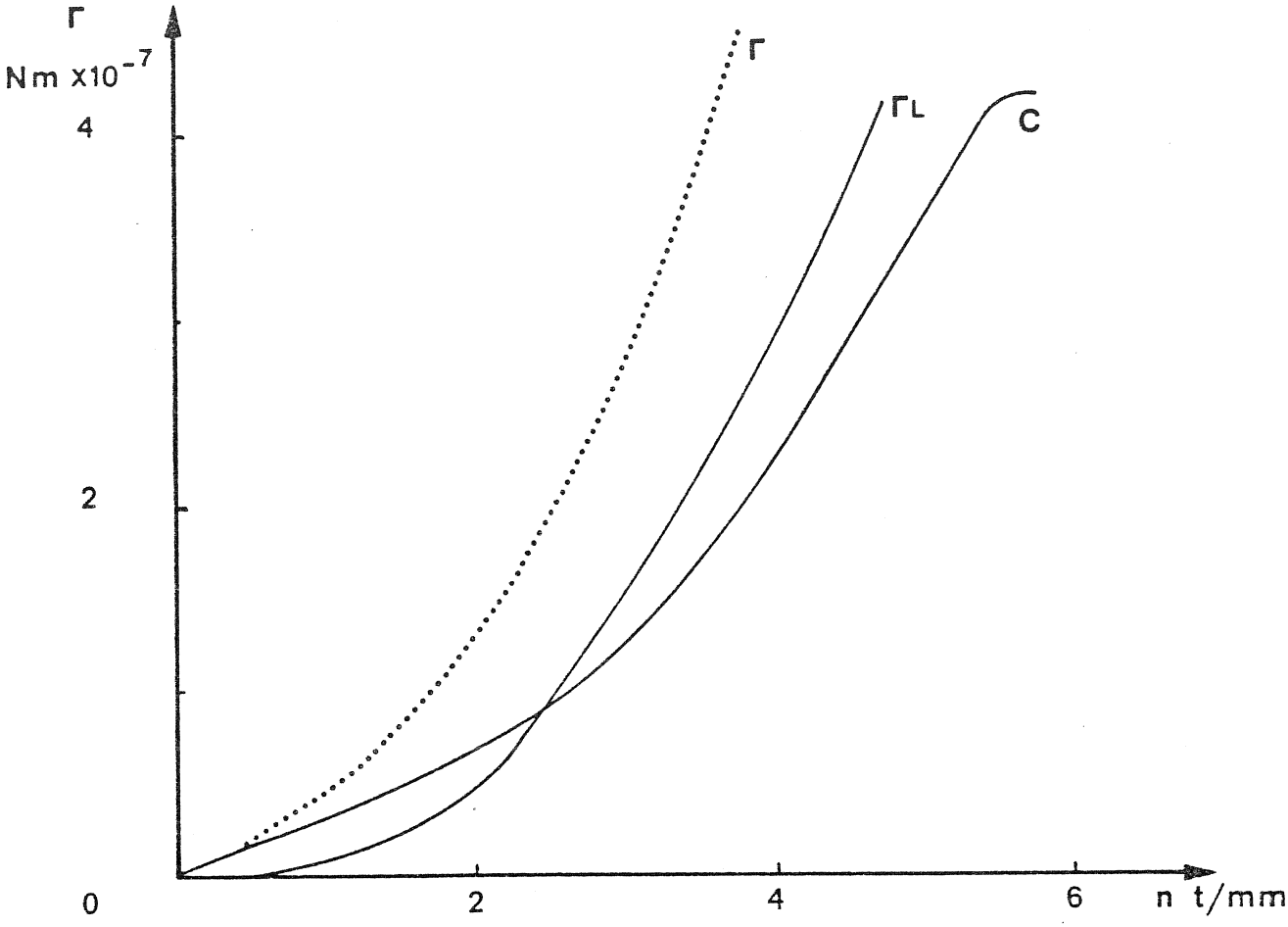


Figure VI 19 : Comparaison des évolutions du couple théorique Γ, du couple expérimental C et du couple dépendant des propriétés en tension Γ_L pour un essai de torsion à longueur constante.

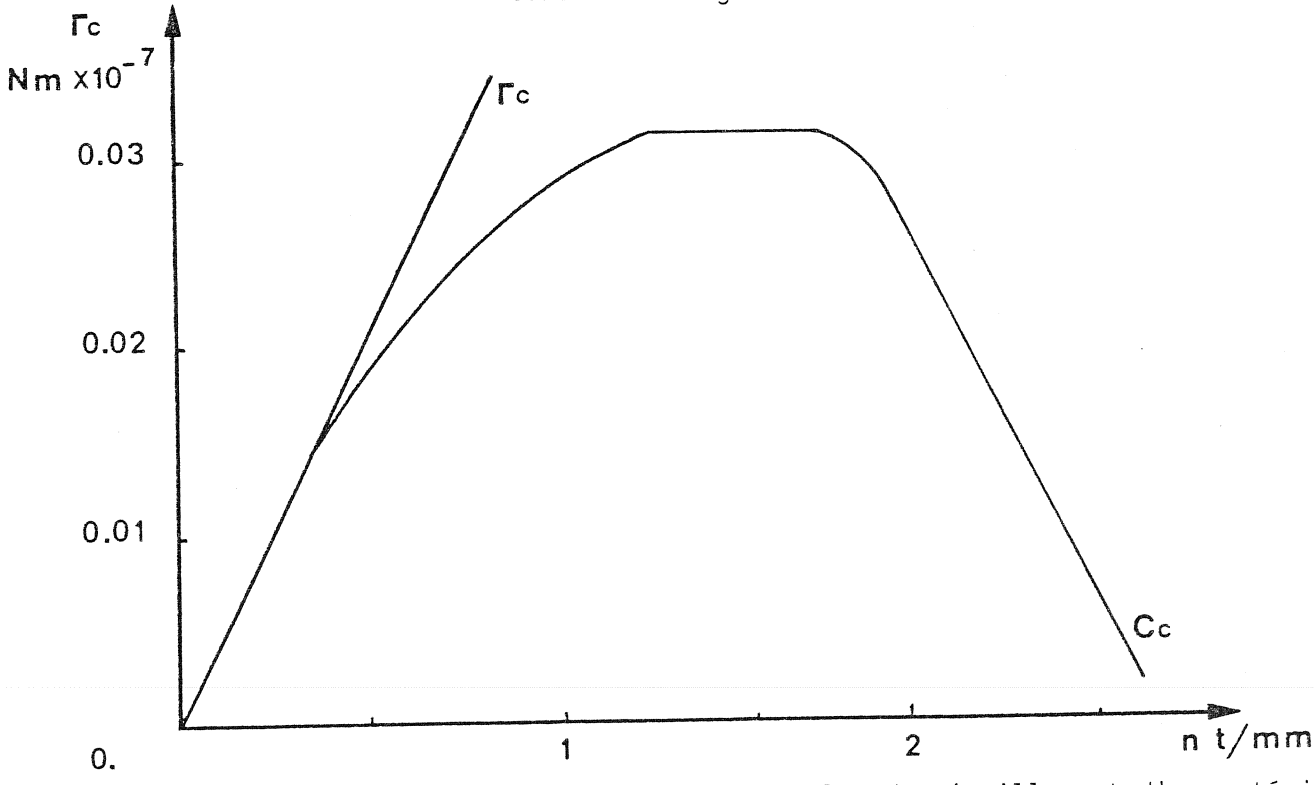


Figure VI 20 : Evolution des couples de cisaillement d'un matériau parfaitement élastique Γ_c et des fibres de Kevlar Cc.

Γ_c est linéaire avec la rotation.

En effet, $\Gamma_c = \frac{2GJ}{R} \text{tg}\beta \cos\beta = \frac{2GJ}{R} \sin\beta$

d'où, β restant petit,

$$\Gamma_c \simeq \frac{2GJ}{R} \text{tg}\beta \quad \text{avec } \text{tg}\beta = 2\pi Rn$$

Γ_L est proportionnel à la tension longitudinale

car : $\Gamma_L = 2 \left(\frac{ES}{2} R \text{tg}^2 \beta \sin\beta + \frac{EJ}{2R} \text{tg}^2\beta \sin \beta\right)$

ou, J étant égal à $\frac{\pi R^4}{2}$

$$\Gamma_L = \frac{3}{2} ESR \text{tg}^2\beta \sin\beta$$

soit, puisque $F = ES \text{tg}^2\beta \sin \beta$

$$\Gamma_L = \frac{3}{2} FR \text{tg}\beta$$

Son évolution sera donc de la même forme que celle de la force axiale. La pente de la courbe de Γ_L en fonction du nombre de tours est pratiquement parallèle à celle de la courbe expérimentale dans la dernière partie (figure VI.19). Le moment mesuré est donc, pour les grandes déformations, un moment proportionnel à la tension longitudinale générée par l'allongement hélicoïdal et par la flexion des fibres.

De plus, les variations des tensions longitudinales calculées et mesurées sont similaires même pour les grandes déformations (figure VI.12).

Dans un essai de torsion, le comportement des fibres de Kevlar correspond donc à celui d'un matériau élastique quant au comportement dépendant des propriétés en tension.

Pour étudier le comportement en cisaillement pur, nous avons donc déduit du moment mesuré, le moment faisant intervenir les propriétés longitudinales, Γ_L.

L'évolution du couple de cisaillement du Kevlar est l'évolution caractéristique d'un matériau élastoplastique, au sens mathématique du mot (figure VI.20). En effet, à partir d'un nombre de tours par millimètre de 1,25, le couple reste constant lorsque la rotation augmente puis chute.

Il se produit donc une décohésion transversale progressive (rupture des liens interfibrillaire) et les fibres ne résistent plus au cisaillement pour un nombre de tours supérieur à 2 t/mm soit un angle d'hélice de 5° environ, seules les propriétés en tension entrent alors en jeu.

Nous avons vu que le moment mesuré à grande déformation est proportionnel à la tension longitudinale et à la distance entre l'axe de la fibre et l'axe de torsion. Or, juste avant la rupture, il reste constant quand la déformation augmente, il se produit donc un écrasement des fibres dû aux forces de contacts.

b) Traction de deux fibres torsadés

Les fibres ont été mises sous tension pratiquement sans contraintes. La force axiale provoquée par la traction est donc, pour un matériau élastique

$$F = -2\,T_1 \cos\beta = 2\,ES\varepsilon \cos^3\beta$$

soit une contrainte de :

$$\sigma = \frac{F}{2S} = E\varepsilon \cos^3\beta$$; S étant la surface de la section d'une fibre.

Le module effectif d'un matériau parfaitement élastique est égal à : $E_{ff} = \frac{\tau}{\varepsilon}$

soit $E_{ff} = E \cos^3\beta$

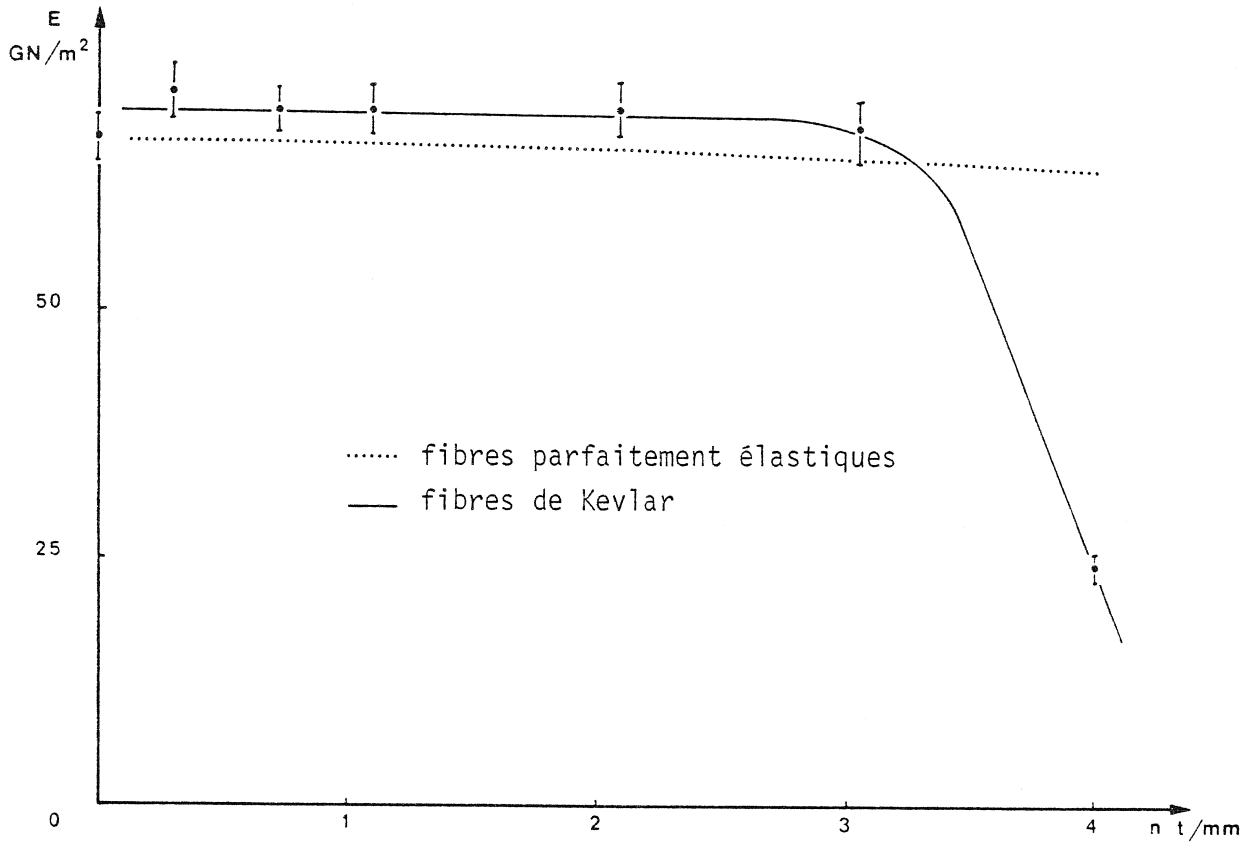


Figure VI 21 : Evolutions théorique et expérimentale du module d'Young de deux fibres torsadées en fonction du nombre de tours.

L'évolution du module du Kevlar est équivalente à celle d'un matériau élastique jusqu'à 3 tours par millimètre environ puis diffère (figure VI.21). Ce comportement inélastique est traduit par l'évolution de l'allongement à la rupture des éprouvettes en traction. En effet, à partir de ce niveau de torsion, il reste constant alors que la résistance diminue. Or, le Kevlar est élastique en tension, l'allongement de l'éprouvette n'est donc pas uniquement dû à l'allongement des fibres elles-mêmes mais aussi à leur écrasement sous l'action des forces de contact. Celles-ci sont de la forme :

$$f_2 = \frac{ES}{R} \frac{tg^2\beta}{(1 + tg^2\beta)^2} \frac{dl}{l}$$

Pour un nombre de tours de 3 t/mm, elles seront égales à 550 N/m. La contrainte normale de compression peut être estimée à l'aide de la solution de Hertz (77) pour deux cylindres parallèles en compression.

soit $\sigma_c = \frac{f2}{\pi b}$

b étant la demi-largeur de contact : $2b = \left(\frac{16\ f2\ R}{\pi E_c}\right)^{1/2}$

et E_c le module de compression
d'où, au niveau de torsion condidéré, 2b = 4,8 µm (la valeur prise pour E_c étant celle donnée par Phillips (65))
et $\sigma_c \simeq 0{,}07\ GN/m^2$.

Le Kevlar 29 a donc également un comportement élasto-plastique en compression, et sa limite élastique, évaluée ci-dessus est très faible.

Les contraintes de cisaillement $\tau_c = \mu\sigma_c$ (μ étant le coefficient de frottement) joueront donc certainement un rôle important sur la résistance à l'abrasion d'une fibre sur l'autre. De même, le couple $m_2 = \frac{EJ}{2R^2} tg^3\beta \frac{dl}{l}$, entraînera un frottement entre les deux fibres lorsqu'elles seront soumises à une sollicitation cyclique en tension.

VI.2.6. - Fatigue de deux fibres torsadées

Pour mettre en évidence le rôle du frottement, deux fibres torsadées à un nombre de tours correspondant une torsion restant dans le domaine élastique, ont été soumises à un essai cyclique à charge maximale contrôlée soit de 0 à 60 % de la résistance à la rupture pour une torsion de 0,6 t/mm, soit de 0 à 87 % pour une torsion de 0,3 t/mm, ce qui correspond respectivement à des contraintes normales variant de 0 à 0,02 GN/m^2 et 0 à 0,01 GN/m^2.

La durée de vie médiane est dans les deux cas inférieure à celle d'une fibre testée seule dans les mêmes conditions de chargement (figure VI.22).

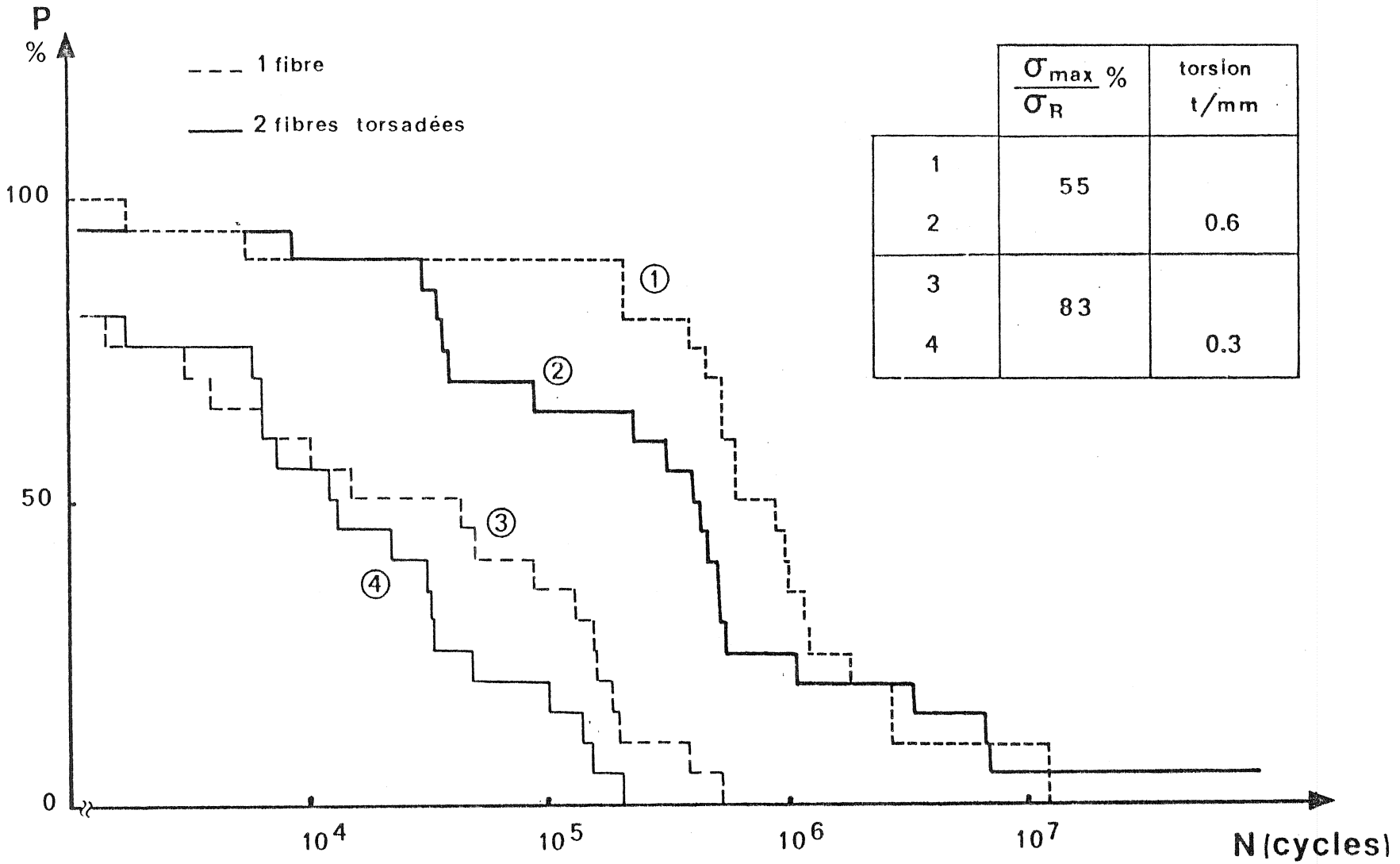
Donc, mis à part les effets de fatigue et de fluage qui peuvent exister, des effets d'abrasion s'ajoutent, même pour de faibles valeurs de la torsion et de faibles valeurs du couple de contact: m_2 varie de 0 à 10^{-6} N environ.

L'observation au microscope des éprouvettes doubles a révélé la possibilité d'un arrachement des fibrilles et d'un endommagement transversal (figure VI.22), ainsi qu'une déformation permanente en torsion alors que l'essai s'effectuait à l'origine dans le domaine élastique. L'abrasion diminue donc les propriétés transversales.

VI.2.7. - Conclusion

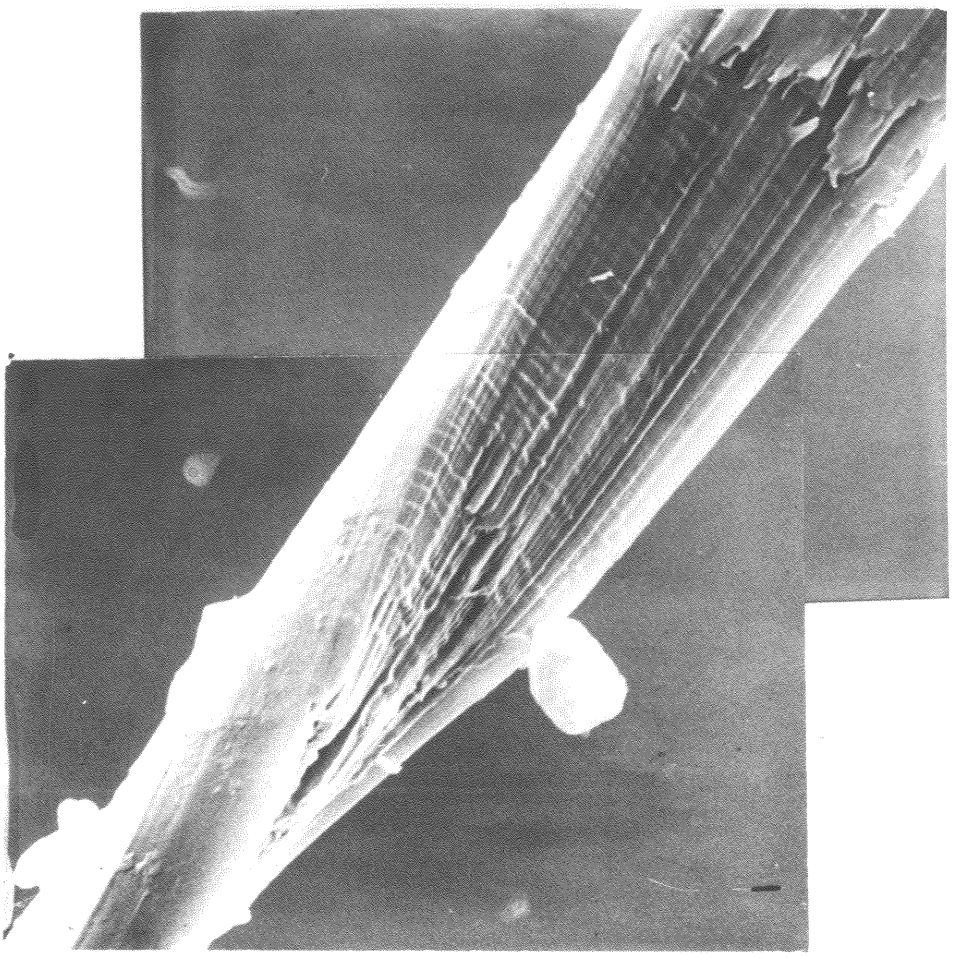
Le comportement transversal des fibres de Kevlar est tout à fait différent du comportement longitudinal. Il existe un domaine plastique aussi bien en compression qu'en torsion, la zone élastique en cisaillement est limitée par rapport à la déformation à la rupture, (le rapport des modules d'Young et de cisaillement est de 60), ses performances en torsion sont parmi les plus élevées des fibres organiques.

La théorie de l'élasticité de la mécanique des milieux continus a permis de déterminer les propriétés en cisaillement pur. Elle a également permis de mettre en évidence la possibilité d'une décohésion



	$\frac{\sigma_{max}}{\sigma_R}$ %	torsion t/mm
1	55	
2		0.6
3	83	
4		0.3

Figure VI 22 : Histogrammes cumulatifs des durées de vie d'une fibre ou de deux fibres torsadées sous sollicitations cycliques.



10 µm

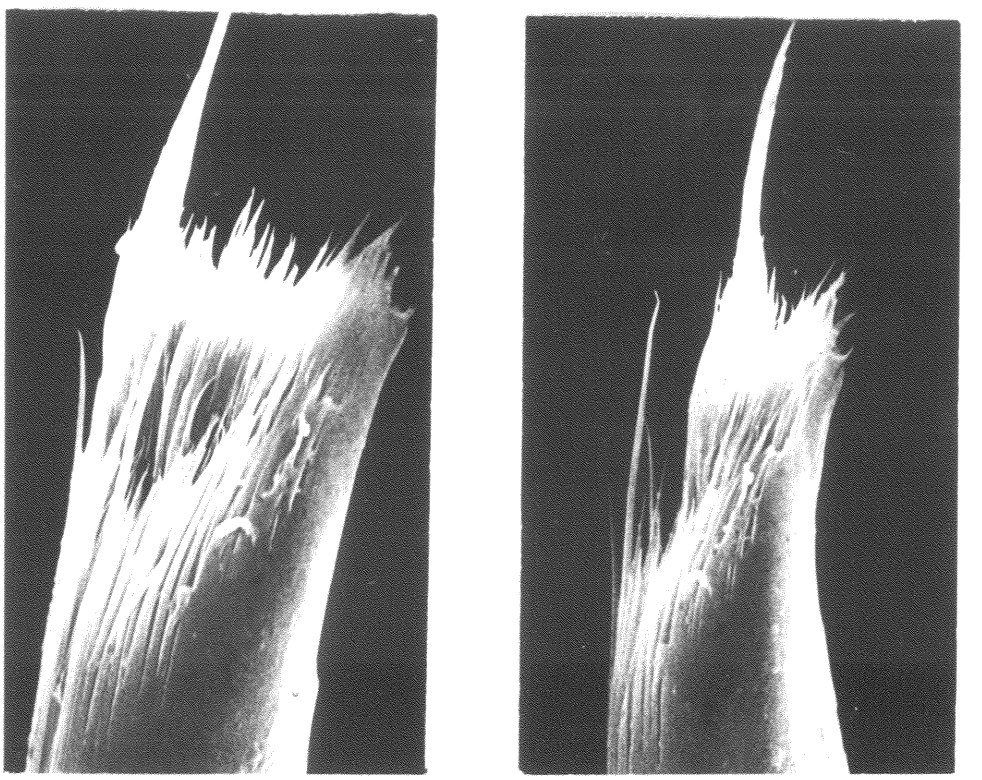


Figure VI.23 : Endommagement de deux fibres torsadées soumises à une sollicitation cyclique.

transversale pratiquementtotale à partir d'un certain niveau de déformation, la fibre se comportant alors comme un simple faisceau de fibrilles. Cette décohésion facilite la plastification en compression produite par les forces de contacts dues à la tension des fibres torsadées. Cette plastification entraine une chute du module d'Young. Elle facilite également l'arrachement de fibrilles et l'usure des monofilaments lorsqu'ils sont soumis à une abrasion, la durée de vie de deux fibres torsadées est diminuée sous une sollicitation cyclique.

La théorie de l'élasticité a été appliquée à deux fibres mais peut être généralisée. Ce modèle reflète donc le comportement fondamental qui peut exister dans un câble formé de filaments torsadés ou même dans un câble formé de torons torsadés en considérant ceux-ci comme élément de base (hypothèse généralement faite pour le calcul des câbles d'acier).

CHAPITRE VII

CONCLUSION

Les propriétés mécaniques des monofilaments de Kevlar 29, que nous avons pu mettre en évidence dans cette étude, montrent leurs très hautes caractéristiques en tension attendues par leur conformation structurale et également leur forte anisotropie ainsi que leur grande faiblesse radiale.

TRACTION

Liée à un faible allongement, leur résistance en traction est très élevée et égale celle de l'acier. De plus, leur comportement ne présente pas de limite élastique : la pente de la courbe contrainte-déformation augmente jusqu'à la rupture. Son évolution révèle une rigidification contrairement à celle de la plupart des autres fibres organiques qui montre souvent une plastification.

Les défauts de surface sont la principale cause de la grande dispersion des propriétés et la probabilité de trouver des endommagements importants augmente avec la longueur. Ainsi, de même que pour les autres matériaux, la contrainte à la rupture est fonction de la longueur.

La morphologie de rupture des fibres qui est très éclatée, révèle l'anisotropie de la fibre et vérifie le caractère fibrillaire dégagé, par ailleurs, par l'étude de la structure. En effet, il a été montré que celle-ci est formée de chaînes moléculaires de type "tige-rigide", arrangées parallèlement à l'axe mais faiblement liées transversalement par des ponts hydrogènes ; elle rend ainsi les monofilaments sensibles aux composantes des contraintes, normales à l'axe, et rend facile la propagation des fissures longitudinales.

STABILITE THERMIQUE

Les fibres, grâce à la présence des noyaux aromatiques, éléments prépondérant de la chaîne, sont très stables thermiquement. Elles gardent la totalité de leurs propriétés jusqu'à 100°C, et à

200° C, 70 % de celles à l'ambiante.

La présence de deux températures de transition (vers 100-150°C et vers 300° - 350°C) a une influence sur l'évolution des propriétés en tension, en fonction de la température, les monofilaments restant toutefois quasi-élastique et sur celle du comportement en fluage. A partir de la température de transition vitreuse, la résistance et le module chutent, le taux de déformation en fluage diminue et la durée de vie est réduite. A cette température, l'arrangement moléculaire en feuillet de la structure est plus prononcé et la taille des vides internes accentuée.

La dégradation totale se situe à environ 600°C.

HISTOIRE DE CHARGEMENT

Lors d'un maintien sous charge ou élongation constante, ou lors d'un chargement cyclique, il se produit une rigidification de la structure, traduite par une augmentation instantanée de la pente de la courbe contrainte - déformation lorsque le chargement de la fibre est poursuivi. L'importance de cette rigidité est fonction de la force appliquée et du temps de maintien. En effet, si la fibre est menée à la rupture en traction, elle se comporte comme si elle n'avait pas d'histoire à partir d'une déformation supérieure à celle qu'elle avait subie.

On peut supposer que la structure, très alignée et fortement cristalline d'après la littérature, contient des distorsions qui peuvent disparaître au cours de la sollicitation ; ceci, permettant de compenser une faiblesse locale, provoquerait ainsi un durcissement de la fibre. Ce nouvel alignement moléculaire influerait donc sur le comportement futur du Kevlar jusqu'à ce que la déformation atteigne le niveau "d'arrangement créé".

FLUAGE

La déformation en cours de fluage suit une loi logarithmique en fonction du temps. Cette évolution, contrôlée probablement par le redressement des distorsions structurales, serait apparentée à celle des métaux dans leur zone élastique. La vitesse initiale est d'autant

plus grande que la contrainte appliquée est importante tandis que le taux de fluage par décade de temps, de même valeur que celui d'un fil, reste constant à partir d'une charge de 50 % de la charge ultime. La rupture se produit lorsque le mouvement moléculaire, dû au maintien d'une contrainte, a provoqué un allongement critique.

Cette valeur critique de la déformation, très faible, est du même ordre de grandeur pour les Kevlar 29 et 49 (respectivement 0,3 % et 0,2 %). Elle est atteinte après une dizaine d'heures si la contrainte appliquée aux monofilaments de Kevlar 49 est de 90 % de celle de la rupture (61) alors qu'une contrainte de 70 % est suffisante pour ceux de Kevlar 29.

SOLLICITATION CYCLIQUE

L'influence d'une sollicitation cyclique n'est pas toujours néfaste sur la durée de vie des fibres de Kevlar. En effet, si le rapport de la contrainte minimale sur la contrainte maximale est suffisamment élevé, le temps à la rupture des monofilaments est plus long que s'ils avaient été soumis à une charge constante égale à la charge maximale. Par contre, si ce rapport est faible, pas nécessairement nul comme dans le cas du Nylon ou du Polyester, la durée de vie est réduite. Un mécanisme de fatigue existe donc dans ces conditions et intervient certainement en favorisant la propagation de fissures, l'échauffement dû à l'hystérésis étant négligeable.

TORSION

La forte anisotropie confère à la fibre un comportement tout à fait différent en torsion de celui que nous avons constaté en traction. Celui-ci est élastoplastique (au sens mathématique du mot) en cisaillement pur. La déformation élastique est très faible comparée à la déformabilité, qui peut atteindre en torsion 50 %, et les propriétés transversales sont très réduites : le module de Coulomb est de l'ordre de 60 fois inférieur à celui d'Young, il reste cependant parmi les plus élevés de ceux des fibres organiques. Lorsque la déformation est importante, elle est permanente et la décohésion de la fibre est totale dans le sens transversal.

Dans la zone élastique, la résistance de deux monofilaments torsadés augmente avec le nombre de tours et atteint un maximum : elle a la même évolution que celle d'un toron. Les forces de contact améliorent donc la cohésion entre les fibres sans les endommager. Au-delà de cette zone, la résistance diminue et lorsque les liens transversaux sont rompus, le module chute : il y a alors un écrasement de la fibre, dû aux contraintes de compression et la déformation reste permanente en torsion et en compression.

De part cette faiblesse transversale, le Kevlar est sensible à l'abrasion : la durée de vie de deux fibres torsadées sans sollicitations cycliques est inférieure à celle d'une fibre testée seule dans les mêmes conditions. Toutefois, leur endurance en fatigue sur une poulie serait supérieure à celle de l'acier par exemple (68).

Les propriétés et le comportement obtenus pour un ou deux monofilaments, reflètent bien ceux d'un faisceau de fibres ou d'un toron. En effet, l'évolution de la résistance en fonction de la longueur utile, de la température ou du nombre de tours imposé, aussi bien que l'évolution de la durée de vie en fluage en fonction de la contrainte appliquée sont analogues à celles déterminées par ailleurs pour un fil de Kevlar 29. De plus, le calcul des contraintes en torsion, effectué à l'aide de la mécanique des milieux continus sur un modèle formé de deux monofilaments peut être généralisé à un faisceau de fibres. Par extension, cette méthode pourrait permettre ainsi de mieux comprendre le comportement d'un câble.

Ces travaux constituent donc une approche qui a permis d'évaluer le comportement et les limites de ce type de matériau. De nombreuses recherches sont encore nécessaires pour qualifier complètement ces nouvelles fibres tant dans leurs réponses aux sollicitations qu'elles pourront subir que dans leur fiabilité.

Néanmoins, les caractéristiques dégagées dans cette étude, laissent supposer que les fibres aramides seront appropriées à une application dans le domaine des câbles à très hautes performances. Grâce à leur faible densité, liée à leur bonne résistance aux chocs, en fatigue et à la corrosion, elles pourront former un bon substitut aux fils d'acier. Cependant, la structure du câble doit être conçue de manière à limiter les sollicitations néfastes (abrasion, compression,...) que nous avons pu mettre en évidence.

ANNEXE 1

LOI DE COMPORTEMENT EN FLUAGE

A.1.1. - CHOIX DES EQUATIONS

Afin de mettre en équation la courbe de fluage, différentes hypothèses ont été considérées.

a) La vitesse de déformation tend vers des limites finies à l'origine et à l'infini.

Si on suppose que la courbe de la déformation en fonction du temps reste proche des asymptotes d'équation :

$$\varepsilon_0 = m_i t$$

$$\varepsilon_\infty = m_s t + \tau$$

où m_i et m_s sont les limites des vitesses respectivement pour les temps infiniment petits et pour les temps infiniment grands, la courbe est alors représentée par une fonction de la forme :

$$\varepsilon(t) = \frac{at}{1 + dt} (1 + bt).$$

Pour $t \to \infty$, $\varepsilon(t) \to \frac{a}{d} + \frac{ab}{d} t$

d'où $\tau = \frac{a}{d}$ et $m_s = \frac{ab}{d} = b\ \tau$

Pour $t \to 0$, $\varepsilon(t) \to at$ d'où $m_i = a$.

L'équation de la courbe est donc, avec ces hypothèses :

$$\varepsilon(t) = \frac{m_i t \left(1 + \frac{m_s t}{\tau}\right)}{1 + \frac{m_i t}{\tau}}$$

Soit $$\varepsilon(t) = \frac{m_i t\ (m_s t + \tau)}{m_i t + \tau}$$

b) La vitesse de déformation décroit de façon exponentielle vers une valeur finie.

Dans ce cas : $\varepsilon(0) = m_i$

$$\lim_{t \to \infty} \varepsilon(t) = m_s$$

m_i et m_s étant les valeurs initiale et finale de la pente de la courbe de fluage.

La vitesse de déformation est donc de la forme.

$$\varepsilon(t) = m_s + (m_s - m_i) \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right).$$

τ étant une constante de temps d'où, en intégrant :

$$\varepsilon(t) = m_s t - \tau (m_s - m_i) \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) + c_1.$$

Le fluage étant nul au temps t=0, la constante d'intégration est égale à $c_1 = \tau (m_s - m_i)$.

La courbe de fluage a donc, dans ce cas, pour équation :

$$\varepsilon(t) = \tau(m_s - m_i) \left(1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right)\right) + m_s t$$

et elle admet pour asymptote à l'infini :

$$\varepsilon(t) = m_s t + \tau (m_s - m_i).$$

c) La vitesse de déformation décroit de façon hyperbolique.

Soit m_i et m_s les vitesses aux temps t=0 et $t \to \infty$

Le taux de déformation est alors de la forme :

$$\varepsilon(t) = \frac{m_s t + \tau m_i}{t + \tau}$$

d'où, en intégrant :

$$\varepsilon(t) = \tau(m_i - m_s) \operatorname{Log}(t + \tau) + m_s t + c_2.$$

La déformation en fluage est nulle au temps t=0, elle a donc pour équation :

$$\varepsilon(t) = \tau\ (m_i - m_s)\ \mathrm{Log}\ (\frac{t + \tau}{\tau}) + m_s t.$$

ou puisque $m_s << m_i$

$$\varepsilon(t) = \tau\ m_i\ \mathrm{Log}\ (1 + \frac{t}{\tau}) + m_s t$$

Elle admet une direction asymptotique aux temps infinis de pente m_s.

A.1.2. - CALCUL DES PARAMETRES.

La méthode choisie pour déterminer les valeurs des paramètres est celle de la variance totale minimale.

La déformation au cours du fluage est fonction de la variable indépendante t et des paramètres m_i, m_s, τ :

$$\varepsilon(t) = f(t, m_i, m_s, \tau)$$

Soit m_{io}, m_{so}, τ_o, des valeurs choisies arbitrairement.

On aura :

$$m_i = m_{io} + \delta m_i$$

$$m_s = m_{so} + \delta m_s$$

$$\tau = \tau_o + \delta \tau$$

La fonction peut être représentée par une série de Taylor :

$$f(t, m_i, m_s, \tau) = f(t, m_{io}, m_{so}, \tau_o) + \frac{\partial}{\partial m_i} f(t, m_i, m_s, \tau)\, \delta m_i +$$

$$+ \frac{\partial}{\partial m_s} f(t, m_i, m_s, \tau)\, \delta m_s + \frac{\partial}{\partial \tau} f(t, m_i, m_s, \tau)\, \delta \tau + \ldots$$

Le problème revient alors à trouver les valeur de m_i, m_s, τ qui minimisent la variance :

$$V = \sum_{j=1}^{j=n} \left[\varepsilon(t_j) - f(t_j) \right]^2$$

où t_j et ε_j sont les données expérimentales et n le nombre de données.

La variance sera minimale si :

$$\frac{\partial V}{\partial(\delta m_i)} = \frac{\partial V}{\partial(\delta m_s)} = \frac{\partial V}{\partial(\delta \tau)} = 0$$

d'où : $$\frac{\partial f}{\partial m_i} \Sigma \left[\varepsilon(t_j) - f(t_j) \right] = 0$$

$$\frac{\partial f}{\partial m_s} \Sigma \left[\varepsilon(t_j) - f(t_j) \right] = 0$$

$$\frac{\partial f}{\partial \tau} \Sigma \left[\varepsilon(t_j) - f(t_j) \right] = 0$$

En remplaçant f(t) par son développement limité au premier terme de la série, on obtient un système d'équation de la forme :

$$e_k = m_{kl} \quad \delta_l$$

Soit , en posant $f_o(t_j) = f(t_j, m_{io}, m_{so}, \tau_o)$.

$$\Sigma \left[\varepsilon(t_j) - f_o\ (t_j)\right] \frac{\partial f}{\partial m_i} = \Sigma\ (\frac{\partial f}{\partial m_i})^2 \quad \delta m_{io} + \Sigma(\frac{\partial f}{\partial m_i}\ \frac{\partial f}{\partial m_s})\delta m_{so} + \Sigma(\frac{\partial f}{\partial m_i}\ \frac{\partial f}{\partial \tau})\delta\tau_o$$

$$\Sigma \left[\varepsilon(t_j) - f_o\ (t_j)\right] \frac{\partial f}{\partial m_s} = \Sigma(\frac{\partial f}{\partial m_i}\ \frac{\partial f}{\partial m_s})\,\delta m_{io} + \Sigma\ (\frac{\partial f}{\partial m_s})^2\ \delta m_{so} + \Sigma(\frac{\partial f}{\partial m_s}\ \frac{\partial f}{\partial \tau})^{\delta\tau_o}$$

$$\Sigma \left[\varepsilon(t_j) - f_o\ (t_j)\right] \frac{\partial f}{\partial \tau} = \Sigma(\frac{\partial f}{\partial m_i}\ \frac{\partial f}{\partial \tau})\ \delta m_{io} + \Sigma(\frac{\partial f}{\partial m_s}\ \frac{\partial f}{\partial \tau})\delta m_{so} + \Sigma\ (\frac{\partial f}{\partial \tau})^2\ \ \delta\tau_o$$

d'où on peut déduire les valeurs δm_{io}, δm_{so}, $\delta\tau_o$

On obtient ainsi :

$$m_{i1} = m_{io} + \delta m_{io}$$

$$m_{s1} = m_{so} + \delta m_{so}$$

$$\tau_1 = \tau_o + \delta\tau_o$$

m_{i1}, m_{s1} et τ_1 ne sont pas les valeurs exactes des paramètres car seul le premier terme de la série a été considéré.

Celles ci pourront être déterminées par une procédure itérative en prenant pour nouvelles valeurs arbitraires m_{in}, m_{sn}, τ_n telles que :

$$m_{in} = m_{in-1} + \delta m_{in-1}$$

$$m_{sn} = m_{sn-1} + \delta m_{sn-1}$$

$$\tau_n = \tau_{n-1} + \delta\tau_{n-1}$$

Les paramètres m_i, m_s, τ seront supposés égaux à

$$m_{in},\ m_{sn},\ \tau_n \text{ si } \left|\frac{\delta m_{in-1}}{m_{in}}\right| + \left|\frac{\delta m_{sn-1}}{m_{sn}}\right| + \left|\frac{\delta \tau_{n-1}}{\tau_n}\right| < e$$

e étant l'erreur permise.

A.1.3. - CONDITIONS EXPERIMENTALES ET MISES EN EQUATION.

Afin de déterminer le type d'équation décrivant le comportement en fluage des fibres, les premiers essais ont été effectués à la température ambiante et à une charge de 50 % de celle de la rupture pour que leur durée soit suffisante à l'obtention de nombreux points expérimentaux.

Les éprouvettes, de 300 mm de longueur, ont été mises sous charge à une vitesse de déformation de 16 %/mn et leur allongement a été enrgistré de telle façon que l'erreur de lecture soit inférieure à 1 µm, l'erreur sur l'origine des temps du fluage étant inférieure à 0,2 s.

Les courbes obtenues à l'aide de ces enrigistrements sont lisses et monotones. Elles sont décrites par l'équation :

$$\varepsilon(t) = \tau m_i \text{ Log } (1 + \frac{t}{\tau}) + m_s t \quad \text{(figure A.1.1.)}$$

Les valeurs des paramètres m_i et τ calculées à partir de trois tests effectués dans les mêmes conditions sont peu dispersées (tableau A.1.1.).

N	τ s	m_i X $s^{-1}10^{-4}$	m_s X $s^{-1}10^{-10}$
1	0,576	2,8	128
2	0,552	3,6	10
3	0,576	3,8	7

Tableau A.1.1. : Valeurs des paramètres.

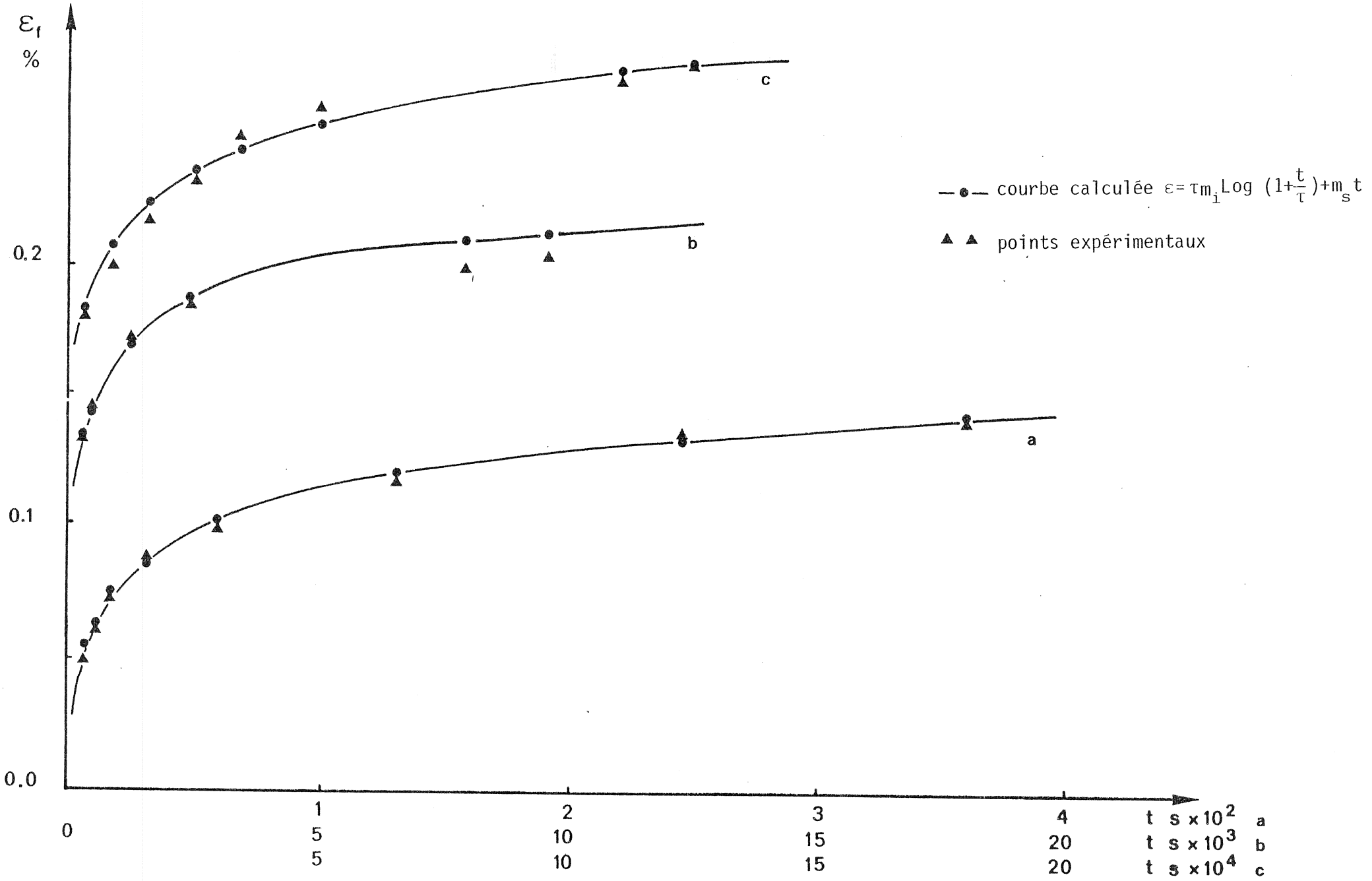


Figure A.1.1. Evolution de la déformation en fluage à 50% de la contrainte à la rupture.

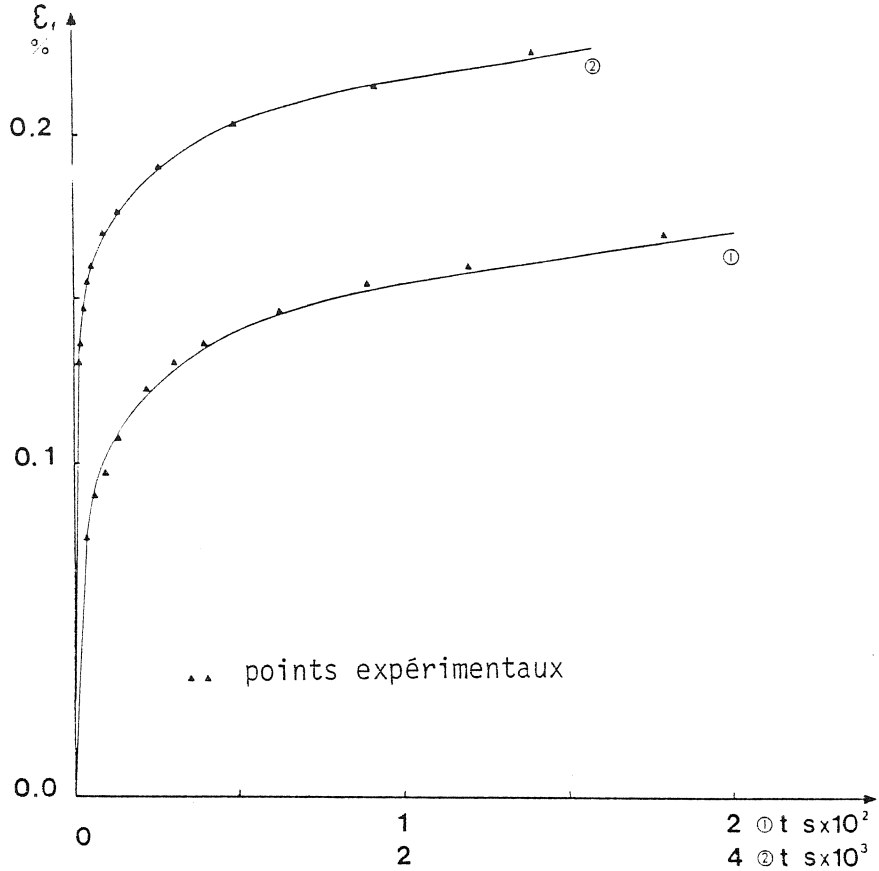


Figure A.1.2 : Comparaison des évolutions calculée et expérimentale des déformations en fluage à une contrainte de 90% de celle de la rupture à la température ambiante.

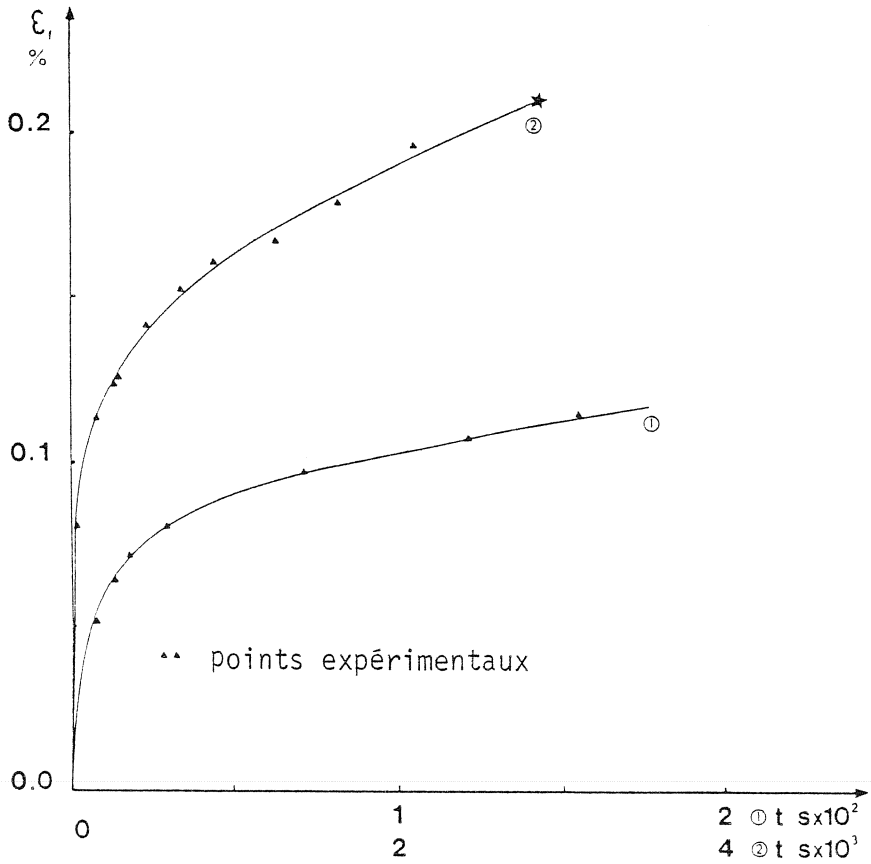


Figure A.1.3. : Comparaison des évolutions calculée et expérimentale des déformations en fluage à 50% de la contrainte à une température de 350°C

Le troisième paramètre m_s représente le fluage secondaire. Il n'est significatif qu'après plusieurs milliers de secondes et est de très faible valeur. Etant donné la grande sensibilité de mesure et de l'asservissement, des parasites (que nous ne pouvons éviter) provoquent des déformations indépendantes du phénomène de fluage. L'allongement étant très faible après quelques heures d'essai, les mesures de la durée du palier peuvent être faussées et les valeurs du troisième paramètre, pouvant donc être modifiées, sont très dispersées. Pour ces raisons, les essais ont été arrêtés après 150 000 s.

Les conditions d'enregistrement ont été conservées pour les essais effectués aux différents niveaux de contraite et aux différentes températures. Les courbes obtenues sont également bien décrites par l'équation logarithmique, les courbes expérimentales et théoriques restent bien superposées (figure A.1.2., A.1.3.).

ANNEXE 2

CALCUL DES CONTRAINTES EN TORSION

Le problème est de déterminer les contraintes engendrées par la torsion de deux fibres autour de leurs génératrices communes. Pour cela, nous avons utilisé la théorie élastique de la mécanique des milieux continus appliquée aux poutres.

A. 2.1. - EQUATIONS DES DEPLACEMENTS

La translation $\vec{u}$ et la rotation $\vec{\omega}$, de composantes respectives u_1, u_2, u_2 et ω_1, ω_2, ω_3 (figure A.2.1.) sont telles que :

$$(1) \quad \vec{du} = - \frac{T_1}{ES}\vec{\mathcal{T}} + \frac{T_2}{GS_2}\vec{\mathcal{N}} + \frac{T_3}{GS_2}\vec{\mathcal{B}} \quad ds + \omega \wedge \vec{\mathcal{T}}\, ds$$

$$(2) \quad \vec{d\omega} = - \frac{M_1}{GJ}\vec{\mathcal{T}} + \frac{M_2}{EI_2}\vec{\mathcal{N}} + \frac{M_3}{EI_3}\vec{\mathcal{B}}$$

$\vec{\mathcal{T}}$, $\vec{\mathcal{N}}$ et $\vec{\mathcal{B}}$ étant les vecteurs unitaires du repère local, T et M désignant les forces et moments.

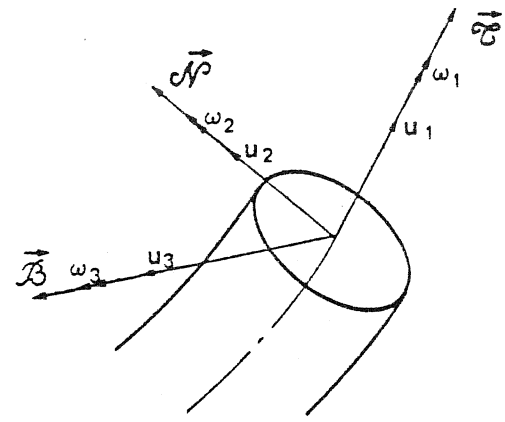


Figure A.2.1.

Si on considère la translation :

$$\vec{u} = u_1\vec{\mathcal{T}} + u_2\vec{\mathcal{N}} + u_3\vec{\mathcal{B}}$$

$$\text{on a (3):} \quad \frac{\vec{du}}{ds} = \frac{du_1}{ds}\vec{\mathcal{T}} + u_1\frac{d\vec{\mathcal{T}}}{ds} + \frac{du_2}{ds}\vec{\mathcal{N}} + u_2\frac{d\vec{\mathcal{N}}}{ds} + \frac{du_3}{ds}\vec{\mathcal{B}} + u_3\frac{d\vec{\mathcal{B}}}{ds}$$

d'où, à l'aide des relations de Frenet,

$$\frac{d}{ds}\begin{pmatrix}\vec{\mathcal{T}}\\ \vec{\mathcal{N}}\\ \vec{\mathcal{B}}\end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 & 1/\rho & 0\\ -1/\rho & 0 & 1/\iota\\ 0 & -1/\iota & 0\end{pmatrix}\begin{pmatrix}\vec{\mathcal{T}}\\ \vec{\mathcal{N}}\\ \vec{\mathcal{B}}\end{pmatrix}$$

où $\frac{1}{\rho}$ et $\frac{1}{\iota}$ sont la courbure et la torsion.

on obtient :

$$(4)\quad \frac{\overrightarrow{du}}{ds} = \left[\frac{du_1}{ds} - \frac{u_2}{\rho}\right]\vec{\mathcal{T}} + \left[\frac{du_2}{ds} + \frac{u_1}{\rho} - \frac{u_3}{\iota}\right]\vec{\mathcal{N}} + \left[\frac{du_3}{ds} + \frac{u_2}{\iota}\right]\vec{\mathcal{B}}$$

Par identification des équations (1) et (4), on en déduit :

$$\frac{du_1}{ds} - \frac{u_2}{\rho} = \qquad = -\frac{T_1}{ES}$$

$$\frac{du_2}{ds} + \frac{u_1}{\rho} - \frac{u_3}{\iota} = -\frac{T_2}{GS_2} + \omega_3$$

$$\frac{du_3}{ds} + \frac{u_2}{\iota} \qquad = -\frac{T_3}{GS_2} - \omega_2$$

En opérant de la même manière pour la rotation ω, on aura :

$$\frac{d\omega_1}{ds} - \frac{\omega_2}{\rho} \qquad = -\frac{M_1}{GJ}$$

$$\frac{d\omega_2}{ds} + \frac{\omega_1}{\rho} - \frac{\omega_3}{\iota} \qquad = -\frac{M_2}{EI_2}$$

$$\frac{d\omega_3}{ds} + \frac{\omega_2}{\iota} \qquad = -\frac{M_3}{EI_3}$$

Par hypothèses, les efforts tranchants T_2, T_3 et le moment fléchissant M_2 sont nuls.

D'où les relations entre les composantes du déplacement et des efforts intérieurs :

(5) $$\frac{du_1}{ds} - \frac{u_2}{\rho} = -\frac{T_1}{ES}$$

(6) $$\frac{du_2}{ds} + \frac{u_1}{\rho} - \frac{u_3}{\iota} - \omega_3 = 0$$

(7) $$\frac{du_3}{ds} + \frac{u_2}{\iota} + \omega_2 = 0$$

(8) $$\frac{d\omega_1}{ds} - \frac{\omega_2}{\rho} = -\frac{M_1}{GJ}$$

(9) $$\frac{d\omega_2}{ds} + \frac{\omega_1}{\rho} - \frac{\omega_3}{\iota} = 0$$

(10) $$\frac{d\omega_3}{ds} + \frac{\omega_2}{\iota} = -\frac{M_3}{EI_3}$$

A. 2.2. - EQUATIONS D'EQUILIBRE

La fibre sera en équilibre si le torseur des efforts intérieurs $(\vec{T}, \vec{M})$ et extérieurs $(\vec{f}, \vec{m})$ vérifient les équations.

$$\frac{d\vec{T}}{ds} + \vec{f} = 0$$

$$\frac{d\vec{M}}{ds} + \vec{\mathcal{T}} \wedge \vec{T} + \vec{m} = 0$$

avec $\vec{T} = \begin{vmatrix} T_1 \\ T_2 \\ T_3 \end{vmatrix}$ $\vec{M} = \begin{vmatrix} M_1 \\ M_2 \\ M_3 \end{vmatrix}$ $\vec{f} = \begin{vmatrix} f_1 \\ f_2 \\ f_3 \end{vmatrix}$ $\vec{m} = \begin{vmatrix} m_1 \\ m_2 \\ m_3 \end{vmatrix}$

$$\frac{d\vec{T}}{ds} = \frac{d}{ds}(T_1\vec{\mathcal{T}} + T_2\vec{\mathcal{N}} + T_3\vec{\mathcal{B}}) = \frac{dT_1}{ds}\vec{\mathcal{T}} + \frac{T_1 d\vec{\mathcal{T}}}{ds} + \frac{dT_2}{ds}\vec{\mathcal{N}} + T_2\frac{d\vec{\mathcal{N}}}{ds} + \frac{dT_3}{ds}\vec{\mathcal{B}} + T_3\frac{d\vec{\mathcal{B}}}{ds}$$

or : $$\frac{d\vec{\mathcal{T}}}{ds} = \frac{\vec{\mathcal{N}}}{\rho}$$

$$\frac{d\vec{\mathcal{N}}}{ds} = -\frac{\vec{\mathcal{T}}}{\rho} + \frac{\vec{\mathcal{B}}}{\iota}$$

$$\frac{d\vec{\mathcal{B}}}{ds} = -\frac{\vec{\mathcal{N}}}{\iota}$$

d'où $$\frac{d\vec{T}}{ds} = \left(\frac{dT_1}{ds} - \frac{T_2}{\rho}\right)\vec{\mathcal{T}} + \left(\frac{T_1}{\rho} + \frac{dT_2}{ds} - \frac{T_3}{\iota}\right)\vec{\mathcal{N}} + \left(\frac{dT_3}{ds} + \frac{T_2}{\iota}\right)\vec{\mathcal{B}}$$

On aura de même :

$$\frac{d\vec{M}}{ds} = \left(\frac{dM_1}{ds} - \frac{M_2}{\rho}\right)\vec{\mathcal{T}} + \left(\frac{M_1}{\rho} + \frac{dM_2}{ds} - \frac{M_3}{\iota}\right)\vec{\mathcal{N}} + \left(\frac{dM_3}{ds} + \frac{M_2}{\iota}\right)\vec{\mathcal{B}}$$

Les six équations d'équilibre seront donc :

$$\frac{dT_1}{ds} - \frac{T_2}{\rho} + f_1 = 0 \tag{11}$$

$$\frac{dT_2}{ds} + \frac{T_1}{\rho} - \frac{T_3}{\iota} + f_2 = 0 \tag{12}$$

$$\frac{dT_3}{ds} + \frac{T_2}{\iota} + f_3 = 0 \tag{13}$$

$$\frac{dM_1}{ds} - \frac{M_2}{\rho} + m_1 = 0 \tag{14}$$

$$\frac{dM_2}{ds} + \frac{M_1}{\rho} - \frac{M_3}{\iota} - T_3 + m_2 = 0 \tag{15}$$

$$\frac{dM_3}{ds} + \frac{M_2}{\iota} + T_2 + m_3 = 0 \tag{16}$$

Les efforts intérieurs sont indépendants de l'abscisse curviligne,

d'où $\frac{dT_i}{ds} = 0$ et $\frac{dM_i}{ds} = 0$ $\quad i = 1, 2, 3$

Les forces de contact sont donc, d'après les équations d'équilibre (11) à (16),

(17) $f_1 = 0$ (20) $m_1 = 0$

(18) $f_2 = -\frac{T_1}{\rho}$ (21) $m_2 = \frac{M_3}{l} - \frac{M_1}{\rho}$

(19) $f_3 = 0$ (22) $m_3 = 0$

A. 2.3. - APPLICATION A LA TORSION A LONGUEUR CONSTANTE d'une fibre autour d'une de ses génératrices.

a) Choix du champ de déplacement

La distance entre l'axe de la fibre et l'axe de torsion ne varie pas, donc $u_2 = 0$

La longueur initiale, l, d'un segment de l'axe se transforme en une longueur, l', après une rotation α et en l" après une rotation $\alpha + d\alpha$ (figure A.2.2).

L'allongement u_1 sera donc tel que $\frac{du_1}{ds} = \frac{l'' - l'}{l'}$

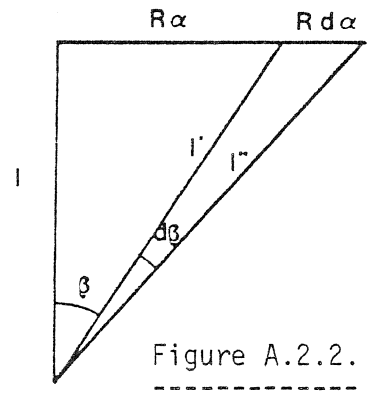


Figure A.2.2.

D'après la figure A.2.2. :

$l'^2 = l^2 + R^2 \alpha^2$

$l''^2 = l^2 + R^2 (\alpha + d\alpha)^2$

$$\text{d'où} \quad \frac{du_1}{ds} \simeq \frac{l''^2 - l'^2}{2\, l'^2}$$

$$(23) \qquad \text{donc} \qquad \frac{du_1}{ds} = \frac{R^2\, \alpha\, d\, \alpha}{l'^2}$$

- $d\beta$ est la rotation de la section autour de l'axe $\vec{\mathcal{N}}$: $d\beta = \omega_2$

on a $\operatorname{tg}\beta = \dfrac{R\alpha}{l}$, $\cos\beta = \dfrac{l}{l'}$, $\sin\beta = \dfrac{R\alpha}{l'}$

d'où $\dfrac{d\beta}{\cos^2\beta} = \dfrac{R}{l}\, d\alpha$ par dérivation de $\operatorname{tg}\beta$

par suite $\omega_2 = d\beta = \dfrac{R}{l} \cos^2\beta\, d\alpha = \dfrac{R}{l'} \cos\beta\, d\alpha$

$$(24) \qquad \omega_2 = \frac{R}{l'} \cos\beta\, d\alpha$$

- La torsion s'effectue à longueur constante, la somme des projections des déplacements sur l'axe de torsion est donc nulle pour $s = l$, et $s = 0$.

Les déplacements étant linéaires, elle est nulle sur toute la longueur de l'éprouvette.

Le déplacement du centre de la section dans la direction perpendiculaire à l'axe est $R d\alpha \dfrac{s}{l'}$ (figure A.2.3).

u_1 et u_3 vérifient donc :

$$\begin{cases} u_1 \cos\beta + u_3 \sin\beta = 0 \\ u_1 \sin\beta - u_3 \cos\beta = R d\alpha \dfrac{s}{l'} \end{cases}$$

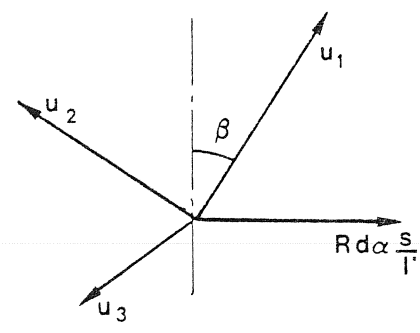


Figure A.2.3.

d'où (23') $u_1 = R\, d\alpha \sin\beta \dfrac{s}{l'}$

(25) $u_3 = - R d\alpha \cos\beta \dfrac{s}{l'}$

l'équation (23') vérifie la valeur de u_1 trouvée précédemment, en effet $\sin\beta = \dfrac{R\alpha}{l'}$

- ω_1 et ω_3 correspondent aux projections de la rotation de la section d'abscisse s sur les axes $\vec{\mathcal{T}}$ et $\vec{\mathcal{B}}$.

donc :

(26) $\omega_1 = d\alpha \cos\beta \dfrac{s}{l'}$

(27) $\omega_3 = d\alpha \sin\beta \dfrac{s}{l'}$

Ce champ de déplacemnt sera compatible s'il vérifie les équations de déplacement (6, 7, 9)

Dans le cas d'une hélice d'angle β, la courbure et la torsion sont de la forme :

(28) $\dfrac{1}{\rho} = \dfrac{\sin^2\beta}{r}$

(29) $\dfrac{1}{\iota} = \dfrac{\sin\beta\cos\beta}{r}$

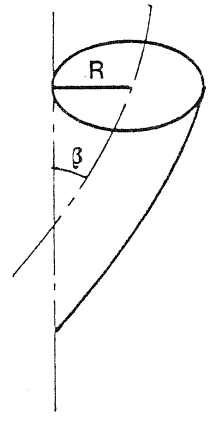


Figure A.2.4.

r étant le rayon de l'hélice formée par l'axe de la fibre, soit dans notre cas r = R. (figure A.2.4).

d'où en remplaçant les composantes de $\vec{u}$ et $\vec{\omega}$ par leur valeur, on obtient à partir :

- de l'équation (6) :

$$\frac{du_2}{ds} + \frac{u_1}{\rho} - \frac{u_3}{\iota} - \omega_3 = 0 + Rd\alpha\sin\beta\frac{s}{l'}\frac{\sin^2\beta}{R} + Rd\alpha\cos\beta\frac{s}{l'} \times \frac{\sin\beta\cos\beta}{R} - d\alpha\sin\beta\frac{s'}{l'}$$

$$= d\alpha\sin\beta\frac{s}{l'}(\sin^2 + \cos^2\beta - 1) = 0$$

- de l'équation (7) :

$$\frac{du_3}{ds} + \frac{u_2}{\iota} + \omega_2 = -\frac{R}{l'}d\alpha\cos\beta + 0 + \frac{R}{l'}d\alpha\cos\beta = 0$$

- de l'équation (8) :

$$\frac{d\omega_2}{ds} + \frac{\omega_1}{\rho} - \frac{\omega_3}{\iota} = 0 + d\alpha\cos\beta\frac{s}{l'}\frac{\sin^2\beta}{R} - d\alpha\sin\beta\frac{s}{l'}\frac{\sin\beta\cos\beta}{R} = 0$$

Le champ de déplacement :

$$\vec{u} = \left| \begin{array}{l} Rd\alpha\sin\beta\frac{s}{l'} \\ 0 \\ -Rd\alpha\cos\beta\frac{s}{l'} \end{array} \right. \qquad \vec{\omega} = \left| \begin{array}{l} d\alpha\cos\beta\frac{s}{l'} \\ d\alpha\cos\beta\frac{R}{l'} \\ d\alpha\sin\beta\frac{s}{l'} \end{array} \right.$$

est donc compatible et permet de calculer les efforts intérieurs provoqués par une rotation α :

b) Calcul des efforts intérieurs.

Pour une rotation $d\alpha$, l'effort T_1, dans l'axe de la fibre vérifie :

(5) $$-\frac{T_1}{ES} = \frac{du_1}{ds} - \frac{u_2}{\rho}$$

d'où, en remplaçant u_1 , u_2 par leur valeur :

$$-\frac{T_1}{ES} = \frac{R}{l'} \sin\beta \, d\alpha$$

Pour une rotation α , T_1 sera donc tel que :

$$-\frac{T_1}{ES} = \int_0^\alpha \frac{R}{l'} \sin\beta \, d\alpha$$

or $l'^2 = l^2 + R^2\alpha^2$, $\sin\beta = \frac{R\alpha}{l'}$ et $tg\,\beta = \frac{R\alpha}{l}$

d'où en intégrant :

(30) $$\frac{T_1}{ES} = -\frac{1}{2} \text{Log}\left(1 + \frac{R^2\alpha^2}{l^2}\right) = -\frac{1}{2} \text{Log}\left(1 + tg^2\beta\right).$$

De même, pour le calcul de M_1:

$$\frac{M_1}{GJ} = \int_0^\alpha \left(\frac{\omega_2}{\rho} - \frac{d\omega_1}{ds}\right) d\alpha = \int_0^\alpha \left(\frac{\cos\beta \, \sin^2\beta}{l'} - \frac{\cos\beta}{l'}\right) d\alpha$$

$$= -\int_0^\alpha \frac{\cos^3\beta}{l'} \, d\alpha$$

soit, $\cos\beta$ étant égal à $\frac{l}{l'}$

(31) $$\frac{M_1}{GJ} = \frac{1}{2R}\left[\frac{tg\,\beta}{1 + tg^2\beta} + \beta\right]$$

M_3 sera tel que :

$$\frac{M_3}{EI_3} = -\int_0^{\alpha}\left[\frac{d\,\omega_3}{ds} + \frac{\omega_2}{\iota}\right] d\alpha = -\int_0^{\alpha}\left(\frac{\sin\beta}{l'} + \frac{\cos^2\beta\sin\beta}{l'}\right) d\alpha$$

(32) d'où $$\frac{M_3}{EI_3} = -\frac{1}{2R}\left[\mathrm{Log}\,(1 + tg^2\beta) + \frac{tg^2\beta}{1 + tg^2\beta}\right]$$

Les efforts intérieurs d'une fibre ayant subi une rotation α autour de sa génératrice, l'axe formant un angle d'hélice β sont donc, β restant petit :

$$\vec{T} = \left|\begin{array}{l} -\frac{ES}{2}\,tg^2\beta \\ 0 \\ 0 \end{array}\right. \qquad \vec{M} = \left|\begin{array}{l} -\frac{GJ}{R}\,tg\beta \\ 0 \\ -\frac{EI_3}{R}\,tg^2\beta \end{array}\right.$$

c) <u>Calcul des forces de contacts</u> :

Les forces et moments de contact répartis sont, d'après les équations d'équilibre :

(33) $$f_1 = 0$$

$$f_2 = -\frac{T_1}{\rho} \quad \text{d'où } f_2 = \frac{ES}{2}\,\mathrm{Log}\,(1 + tg^2\beta)\,\frac{\sin^2\beta}{R}$$

(36) soit $$f_2 \simeq \frac{ES}{2R}\,tg^4\beta$$

$$f_3 = 0$$

(37) et $m_1 = 0$

$$m_2 = \frac{M_3}{\iota} - \frac{M_1}{\rho} \quad \text{d'où d'après les équations (31) et (32)}$$

et J étant égal à $2I_3$

$$(38) \quad m_2 \simeq (2G - E)\,\frac{J}{2R^2}\,tg^3\beta$$

On obtient donc :

$$\vec{f} = \begin{vmatrix} 0 \\ \frac{ES}{R}\,tg^4\beta \\ 0 \end{vmatrix} \qquad \vec{m} = \begin{vmatrix} 0 \\ (2G - E)\,\frac{J}{2R^2}\,tg^3\beta \\ 0 \end{vmatrix}$$

A.2.4. - APPLICATION A LA TRACTION D'UNE FIBRE EN HELICE

La même démarche est suivie avec un nouveau champ de déplacement :

a) Champ de déplacement :

On a, dans ce cas: figure A.2.5.

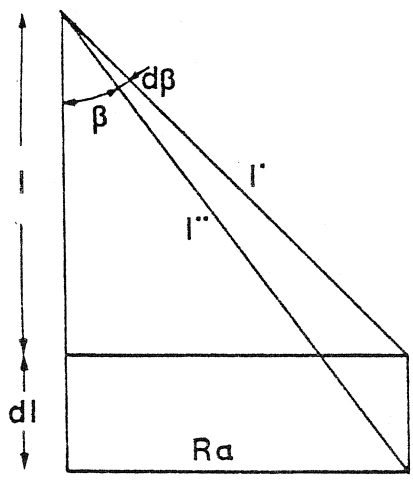


Figure A.2.5.

$$\frac{du_1}{ds} = \frac{l'' - l'}{l'}$$

$$\sin\beta = \frac{R\alpha}{l'}, \quad \cos\beta = \frac{l}{l'}, \quad tg\beta = \frac{R\alpha}{l}$$

$$l''^2 = (l + dl)^2 + R^2\alpha^2$$

$$l'^2 = l^2 + R^2\alpha^2$$

$$\text{d'où } \frac{du_1}{ds} = \frac{l''^2 - l'^2}{2l'^2} = \frac{l\,dl}{l'^2} = \frac{l^2}{l'^2}\,\frac{dl}{l}$$

$$(40) \qquad \frac{du_1}{ds} = \cos^2\beta\,\frac{dl}{l},$$

La rotation autour de l'axe $\vec{\mathcal{N}}$ est $d\beta$

$$\text{or } tg\beta = \frac{R\alpha}{l}$$

d'où $d\beta = \omega_2 = \cos^2\beta \left(-\frac{R\alpha}{l^2}\right) dl = -\cos^2\beta \ \mathrm{tg}\,\beta \ \frac{dl}{l}$

soit :

(41) $$d\omega_2 = -\frac{\mathrm{tg}\,\beta}{1+\mathrm{tg}^2\beta}\,\frac{dl}{l}$$

Les fibres sont soumises à une traction, les extrémités étant encastrées, il n'y a pas de rotation autour des axes $\vec{\mathcal{C}}$ et $\vec{\mathcal{B}}$ d'où :

(42) $\omega_1 = 0$

(43) $\omega_3 = 0$

La résultante des déplacements est égale à dl dans le sens de la traction et est nulle dans un plan perpendiculaire à l'axe.

Donc d'après la figure A.2.6.

$$\begin{cases} u_1 \sin\beta - u_3 \cos\beta = 0 \\ u_1 \cos\beta + u_3 \sin\beta = dl\,\frac{s}{l'} \end{cases}$$

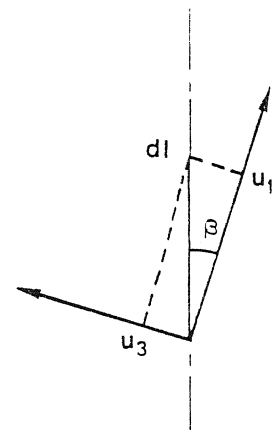


Figure A.2.6.

d'où :

(43) $u_1 = s\,\frac{dl}{l}\,\cos^2\beta$

(44) $u_3 = s\,\frac{dl}{l}\,\sin\beta\,\cos\beta$

Le champ de déplacement vérifie les équations de déplacement (6, 7, 9).

En effet :

$$\frac{du_2}{ds} + \frac{u_1}{\rho} - \frac{u_3}{\iota} - \omega_3 = \frac{sdl}{l}\,\frac{\sin^2\beta\,\cos^2\beta}{R} - \frac{sdl}{l}\,\frac{\sin^2\beta\,\cos^2\beta}{R} = 0$$

$$\frac{du_3}{ds} + \frac{u_2}{\iota} + \omega_2 = \frac{dl}{l} \sin\beta \cos\beta + 0 - \sin\beta \cos\beta \frac{dl}{l} = 0$$

$$\frac{d\omega_2}{ds} + \frac{\omega_1}{\rho} - \frac{\omega_3}{\iota} = 0$$

Il est donc compatible.

b) <u>Calcul des efforts intérieurs et des forces de contact.</u>

On aura :

- d'après (5) $\quad -\frac{T_1}{ES} = \frac{du_1}{ds} - \frac{u_2}{\rho}$

d'où $\quad \frac{T_1}{ES} = -\frac{dl}{l} \cos^2\beta = -\frac{1}{1 + tg\,2\beta} \frac{dl}{l}$

- d'après l'équation (8) :

$$-\frac{M_1}{GJ} = \frac{d\omega_1}{ds} - \frac{\omega_2}{\rho} = +\frac{tg\,\beta}{1 + tg^2\beta} \frac{dl}{l} \frac{\sin^2\beta}{R}$$

donc $\quad -\frac{M_1}{GJ} = \frac{1}{R} \frac{tg^3\beta}{(1 + tg^2\beta)^2} \frac{dl}{l}$

- et (10)

$$-\frac{M_3}{EI_3} = \frac{d\omega_3}{ds} + \frac{\omega_2}{\iota}$$

d'où, puisque $\quad I_3 = \frac{J}{2}$

$$\frac{M_3}{EJ} = +\frac{1}{2} \frac{tg\,\beta}{1 + tg\,2\beta} \frac{dl}{l} \frac{\sin\beta \cos\beta}{R} = \frac{1}{2R} \frac{tg^2\beta}{(1 + tg^2\beta)^2} \frac{dl}{l}$$

Les efforts intérieurs d'une fibre en hélice, soumise à une traction sont donc :

$$\vec{T} = \begin{cases} \dfrac{ES}{1+tg^2\beta}\,\dfrac{dl}{l} & (46) \\ 0 & (47) \\ 0 & (48) \end{cases} \qquad \vec{M} = \begin{cases} \dfrac{GJ}{R}\,\dfrac{tg^3\beta}{(1+tg^2\beta)^2}\,\dfrac{dl}{l} & (49) \\ 0 & (50) \\ \dfrac{EJ}{2R}\,\dfrac{tg^2\beta}{(1+tg^2\beta)^2}\,\dfrac{dl}{l} & (51) \end{cases}$$

c) <u>Calcul des actions de contact</u>

Les actions de contact vérifient les équations d'équilibre (17) à (22).

donc :

$f_1 = 0$

$$f_2 = -\frac{T_1}{\rho} = +\frac{ES}{1+tg^2\beta}\,\frac{dl}{l}\,\frac{\sin^2\beta}{R} = \frac{ES}{R}\,\frac{tg^2\beta}{(1+tg^2\beta)^2}\,\frac{dl}{l}$$

$f_3 = 0$

de même, les moments seront :

$m_1 = 0$

$m_2 = \dfrac{M_3}{\iota} - \dfrac{M_1}{\rho}$, ou d'après les équations (49) et(51).

$$m_2 = \frac{J}{R^2}\left(\frac{E}{2} + Gtg^2\beta\right)\frac{tg^3\beta}{(1+tg^2\beta)^3}\,\frac{dl}{l}$$

soit, puisque β reste petit, et $G \ll E$.

$$m_2 \simeq \frac{EJ}{2R^2}\,tg^3\beta\,\frac{dl}{l}$$

On obtient donc, dans ce cas :

$$\vec{f} = \left| \begin{array}{l} 0 \\ \dfrac{ES}{R} \; \dfrac{tg^2\beta}{(1+tg^2\beta)^2} \; \dfrac{dl}{l} \\ 0 \end{array} \right. \qquad \vec{m} = \left| \begin{array}{l} 0 \\ \dfrac{EJ}{2R^2} \, tg^3\beta \, \dfrac{dl}{l} \\ 0 \end{array} \right.$$

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

1 - M. Arpin , C. Strazielle : Characterisation and conformation of aromatique polyamides in sulfuric acid.
Polymer (1977), 18, p. 591.

2 - S. Frenkel : Structure and properties of highly oriented fibers.
J. of Poly. Sci. Poly. Symp. (1977), 58, p. 195.

3 - L. Penn, F. Milanovich. Raman spectroscopy of Kevlar 49 fiber.
Polymer (1979), 20, p. 31.

4 - T.T. Chiao, L. Penn, H.A. Newey : Chemical characterisation of a high performance organic fibre.
J. of Mat. Sci. Letters (1976), 11, p. 190.

5 - K. Tashiro, M. Kobayaswi, H. Tadokoro : Elastic moduli and molecular structures of several cristalline polymers, including aromatic polyamides.
Macromolecules (1977), 10, p. 413.

6 - G.B. Carter, V.T. Shenk :
Physics Bulletin (1973), 24, p. 716.

7 - R. Meredith : The structure and properties of fibres.
Textile Progress (1975), 7, p. 1.

8 - M.G. Northolt, J.J. van Aarsten : On the molecular and cristalline structure of poly (p-phenylene terepthalamide) Fibres.
Journal of Polymer Sciences Letters (1973), 11, p. 333.

9 - M.G. Northolt : X Ray diffraction studies of poly (p-phenylene terephtalamide) fibres
European Polymer J. (1974), 10, p. 799

10 - C.C. Chiao, T.T. Chiao : Aramid Fibers and Composites.
The Handbook on Fiberglass and Plastic Composites (1978).

11 - M.G. Northolt, J.J. van Aarsten: Chaine orientation distribution and elastic properties of poly (p-phenylene terephtalamide) a rigid rod polymer.
J. of Poly. Sci. Poly Sym. (1977), 58, p. 283.

12 - J.W. Ballou: The structure of fibers from p-oriented aromatic polyamides.
Polymer Preprints (1976), 17, p. 75.

13 - M.G. Dobb, D.J. Johnson, B.P. Saville : Supramolecular structure of a high modulus polyaromatic fiber.
J. of Poly. Sci. Polymer Physics Editions (1977), 15, p. 2201.

14 - M.G. Dobb, D.J. Johnson : Microvoids in aramide type fibrous polymers.
Polymer (1979), 20, p. 1284.

15 - J.J. Jacquemart, R. Hagege : Quelques aspects micromorphologiques de certaines fibres aramides haute tenacité et haut module destinées aux usages pneumatiques.
J. Micros. Spectros. Electron (1978), 3, p. 427.

16 - R.C. Laible : Scanning electron microscopy as related to the study of High Speed Fiber Impact.
N.T.I.S., U.S. Department of Commerce (Oct. 1973).

17 - G.S. Fielding - Russel : Estimation of the elastic modulus of fully aromatic polyamide fibers.
Text. Res. J. (1971), 41, p. 861.

18 - L. Penn et F. Larsen : Physico-chemical Properties of Kevlar 49 Fiber.
J. of App. Poly. Sci. (1979), 23, p. 73.

19 - A.R. Bunsell, J.W.S. Hearle : An apparatus for fatigue testing of fibres.
J.of Physics E : Scientific Instruments (1971), 4, p. 860.

20 - M. Averous : Contribution à l'étude des propriétés de torsion des fibres textiles.
Bulletin I.T.F. vol 22, n° 134.

21 - E. Scala: High Strength Filaments for Cables and Lines. Analysis of the test Methods for High Modulus Fibers and Composites.
ASTM STP 521 (1973), p. 390.

22 - Dupont de Nemours : Evaluation of Kevlar 29 and Kevlar 49 in Ropes and Cables (Sept. .1975).

23 - L. Konopasek, J.W.S. Hearle : The tensile Fatigue Behaviour of Para-oriented Aramid Fibers and their Fracture Morphology.
J. of App. Poly. Sci. (1977), 21, p. 2791.

24 - N.J. Abbott, J.G. Donovan et al. : Some Mechanical Properties of Kevlar and other Heat Resistant, Non flammable Fibers, Yarns and Fabric.
Air Force Materials Laboratory, Technical Report.
A.F.M.L. - T.R. 74.65 part III (1975).

25 - R.M. Gill : Carbon Fibres in Composites Materials.
Illife Books. London (1972), p. 68.

26 - High performance synthetic fibres.
Plastics and Rubber Weekly (1977), April 15, p. 18.

27 - C. Zweben : Tensile Strength of Hybrid Composites.
J.of Mat. Sci. (1977), 12, p. 1325.

28 - S.L. Phoenix, R. Sexsmith : Clamp Effects in Fiber Testing.
J.of Composite Mat. (1972), 6, p. 322.

29 - C. Sweben, W.S. Smith, M.W. Wardle : "Test Methods for Fiber Tensile Strength" ; Composite Flexural Modulus and Properties of Fabric-Reinforced Laminates.
Fith A.S.T.M. Conf. on testing and Design, New Orléans (3.1978).

30 - R.E. Wilfong et J. Zimmerman : Strength Durability Characteristics of Kevlar aramid Fiber.
J. of App. Poly. Sci. : App. Poly. Symp. (1977), 31, p. 1.

31 - J-R Brown, N.M. Browne : Environmental effects on the Mechanical Properties of High Performance Fiber.
Rapport M.L.R. - 674. Materials Research Laboratories Mari byrnong Victoria.

32 - J.R. Brown, B.C. Ennis : Thermal Analysis of Nomex and Kevlar Fibers.
Text. Research J. (1977), 47, p. 62.

33 - R. Meredith et Bay-Sung Hsu : Stress Relaxation in Nylon and Terylene Influence of strain, temperature and humidity.
J. of Poly Sci. (1962), 61, p. 253.

34 - W.O. Statton et W.L. Phillips.: Stress Relaxation Hardening of Nylon 66 Filaments.
J. of Mat. Sci. (1970), 5, p. 101.

35 - C.C. Chiao, R.J. Sherry, T.T. Chiao : Strength retention and life of fibre composite materials.
Composites (1976) April, p. 107.

36 - J. Marin : Mechanical Behaviour of Engineering Materials.
Printice Hall Englewood Cliffs. New Jersey (1962).

37 - F.R. Larson, J. Miller : A time temperature relationship for rupture and Creep Stresses.
Trans. A.S.M.E. (1952), 74, p. 765.

38 - F. GAROFOLO : Fundamentals of Creep and Creep Rupture in Metals.
Macmillon Series in Materials Science New York (1965).

39 - J. Gittus : Creep, Visco-elasticity and Creep Fracture in Solids
Applied Scientific Publishers. London (1975).

40 - J.B. Conway : Numerical Methods for Creep and Rupture Analysis
Gordon and Breach, New York (1967).

41 - L.E. Nielsen : Mechanical Properties of Polymers and Composites.
M. Dekker, Inc. New York (1974), vol. 1.

42 - V.B. Gupta, S. Kumar : A model for non linear creep of textile fibers.
Text. Res. J. (1977), 47, p. 647

43 - S. Kumar, V.B. Gupta : A non linear creep visco-elastic model for textile fibers.
Text. Res. J. (1978), 48, p. 429.

44 - J. Milithy , J. Jansa : Modelling non linear creep of textile fibers.
Text. Res. J. (1979), 49, p. 238.

45 - M. Peleg : A model for Creep and Early Failure.
Mat. Sci. and Eng. (1979), 40, p. 197.

46 - Dupont de Nemours : Creep and stress-rupture of Kevlar ropes.

47 - K.M. Ferer : Effects of long term tension on Kevlar aramid fibers.
(May 1977), N.S.TL. Station M.S. 39529.

48 - T.T. Chiao, J.E. Wells, R.L. Moore, M.A. Hamstad : Stress-rupture behaviour of strands of an organic fiber/epoxy matrix composite materials : Testing and Design (Third conf.).
A.S.T.M. S.T.P. 546 (1974), p. 209.

49 - M.H. Horn, P.G. Riewald, C. Zweben : Strengh durability characteritics of ropes and cables from Kevlar aramid ropes.
Oceans 77 MJ.S. I.E.E.E., p. 24 E.1-24 E.12.

50 - R.H. Ericksen : Room temperature creep of Kevlar 49/epoxy composites
Composites (July 1979), p. 189.

51 - J.W.S. Hearle, W.E. Morton : Theories of Mechanical Properties
Physical Properties of textile Fibers.
The Textile Institute Heinemann, London (1975), p. 458.

52 - B.D. Coleman, A.G. Knox : Interpretation of Creep Failure in
Textile Fibers as a Rate Process.
Text. Res. J. (1957), 5, p. 393.

53 - W.J. Lyons : Fatigue in textile fibres : Part III. Fatiguing by
biaxial rotation.
Text. Res. J. (1962), 32, p. 750

54 - J.W.S. Hearle, E.A. Vaughn : Fatigue studies of Drawn and Undrawn
Fibre Materials.
Rheo. Acta. (1970, 9, p. 76.

55 - J.W.S. Hearle : Fatigue in fibres and Plastics.
J. of Mat. Sci. (1967), 2, p. 474.

56 - D.C. Prevorsek, W.J. Lyons : Endurance of Polymeric Fibres in Cyclic
Tension.
Rubber Chem. Technol. (1971), 44, p. 271.

57 - J.W.S. Hearle, H.R. Plonsker : Behaviour of Fibers in Cumulative
Extension Cycling.
J. of Appl. Poly. Sci. (1966), 10, p. 1949.

58 - A.R. Bunsell, J.W.S. Hearle : A Mechanism of Fatigue Failure in Nylon Fibres.
J. of Mat. Sci. (1971), 6, p. 1303.

59 - A.R. Bunsell, J.W.S. Hearle : The fatigue of Synthetic Polymeric Fibers.
J. of App. Poly. Sci. (1974), 18, p. 267.

60 - L. Konopasek, J.W.S. Hearle : The Tensile Fatigue Behaviour of Para-oriented Aramid Fibers and their Fracture Morphology.
J. of App. Poly. Sci. (1977), 21, p. 267.

61 - A.R. Bunsell : The tensile and fatigue behaviour of Kevlar 49 fibre.
J. of Mat. Sci. (1975), 10, p. 1300.

62 - M.M. Schopee, J. Skelton : Bending Limits of some High Modulus Fibers.
Test. Res. J. (1974), 44, p. 968.

63 - J.H. Greenwood, P.G. Rose : Compressive behaviour of Kevlar 49 fibres and composites.
J. of Mat. Sci. (1974), 9, p. 1804.

64 - M.G. Dobb, B.P. Saville : Deformation of Kevlar Fibres.
Micro 80. International symposia and exhibition.
21 Aug. 80 Brighton.

65 - S.L. Phoenix, J. Skelton : Transverse Compressive Moduli and Yield Behaviour of some Orthotropic, High Modulus Filaments.
Text. Res. J. (1974), 44, p. 934.

66 - H.M. Hall : Stressesin Small Wire Ropes.
Wire and wire products (March 1951), p. 228.

67 - F.H. Hruska : Calculation of stressesin Wire Ropes.
Wire and wire products (Sept. 1951), p. 766.

68 - F.H. Hruska : Radial Forces in Wire Ropes.
Wire and wire products (May 1952), p. 459.

69 - F.H. Hruska : Tangential Forces in Wire Ropes.
Wire and wire products (May 1953), p. 455.

70 - A.W. Leissa : Contact Stresses in Wire Ropes.
Wire and wire products (March 1959), p. 307.

71 - S. Machida, A.J. Durelli : Response of a strand to axial and torsional displacements.
J. of Mech. Eng. Sci. (1973), 15, p. 241.

72 - G.A. Costello, J.W. Phillips : Contact Stresses in Thin Twisted. Rods.
J. of Appl. Mech. (1973), p. 629.

73 - J.W. Phillips, G.A. Costello : Contact Stresses in Twisted Wire Cables.
J. of the Eng. Mech. Division. Proceedings of A.S.C.E. (April 1973) E.M.2, p. 331.

74 - J.W. Phillips, G.A. Costello : A more exact Theory for Twisted Wire Cables.
J. of the Eng. Mech. Division. Proceedings of A.S.C.E. (Oct. 1974), E.M.5., p. 1096.

75 - J.W. Phillips, G.A. Costello : Effective Modulus of Twisted Wire Cables.
J. of the Eng. Mech. Division Proceedings of A.S.C.E. (Feb. 1976) E.M.1., p. 171.

76 : M. Kerguignas, G. Caignaert : Résistance des matériaux, "Poutres continues". Quatrième édition : Dunod p. 398.

77 - R. Hertz : Journal für die reine und angewandte Mathematik. (1881), vol. 92.

78 - G.A. Wilkins : Performance Characteristics of Kevlar 49 Tension Members.
Naval undersea Center, P.O. Box 997, Kailua, Hawaï 96734. (Feb. 1975).