



Université Mohamed Khider de Biskra
Faculté des sciences et de la technologie

MÉMOIRE DE MASTER

Domaine : Sciences et Techniques
Filière : Génie Mécanique
Spécialité : Construction Mécanique

Réf. : Entrez la référence du document

Présenté et soutenu par :

Sahraoui Abd errahmane

Le jeudi 24 septembre 2020

Modélisation du comportement viscoélastique des matériaux composites

Jury:

Dr.	GUERIRA Belhi	MCA	Université de Biskra	Président
Dr.	SEDIRA Lakhdar	MCA	Université de Biskra	Rapporteur
Dr.	DJOU DI Tarek	MCB	Université de Biskra	Examineur

Année universitaire: 2019 - 2020

REMERCIEMENTS

Tout d'abord je tiens à remercier Dieu tout puissant

*Je tiens à remercier vivement Monsieur. Dr. **LAKHDAR SEDIRA**, Maitre de conférences à l'Université de Biskra, d'avoir accepté d'être rapporteur de ce mémoire, et qu'il trouve ici l'expression de ma très cordiale gratitude pour les conseils, le soutien et les encouragements qu'il m'a dispensés au cours de la réalisation de ce travail.*

*Je tiens à remercier le Dr. **GUERIRA Belhi**, Maitre de conférences à l'Université de Biskra, pour le soutien qu'il m'a apporté au début des travaux sur ma thèse et pour son arrivée le jour de la discussion pour présider la discussion.*

*De même, je voudrais remercier le Dr. **DJOUDI Tarek**, Maitre de conférences à l'Université de Biskra, d'être le professeur examinateur dans cette discussion*

Enfin je remercie particulièrement ma famille, qui m'ont poussé à continuer mes études malgré les circonstances que j'ai traversées et m'a presque refusé le droit de faire la plupart du travail que j'aime.

Merci

SAHRAOUI Abderrahmane

Dédicace

Je dédie ce mémoire à

Mon père, ma mère, ma défunte grand-mère, mes sœurs et mes frères, Imad Eddine et Ayman, ainsi qu'à toute ma famille et mes amis que j'ai appris à connaître, et ils m'ont d'abord apporté mon soutien dans l'adversité, Abd Elhamid Msabel ,Bilal Chekhab, Anouar Moussaoui, Ahlem et aya Diabi, Bouhaf Kherkachi Safa, Soheib Sid, Samir Amraoui,Thamer Ghoudjil, Abd Sattar Sherif Mawakhi , Abd Ellatif Rahal ,Mohsin Tedjani , Bacha Housseem Eddine , Nacer Hamza , Zakaria Kadir ,Lansari Abd elhader, Dekhili Abd Elkarim , Houcine Brahimi , Sabrina Habboussi , Adel Merrakchi , Chaker Gemman , Badreddine Nedjai ,Youssef Barbakh , Yazid Terghini , Adila Yazid , Sans oublier l'équipe du cœur, la meilleure équipe d'entraîneurs.

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES MATERIAUX COMPOSITES

Introduction général	1
Introduction	5
I.1. Notions générales sur les matériaux composites	5
I.2. constituants des matériaux composites	7
1.2.1. Les renforts	7
a) Les fibres de carbone	8
b) Les fibres de verre	8
c) Les fibres d'aramide	8
d) Les fibres céramiques	8
e) Les fibres végétales.....	8
I.2.2. Matrices	9
I.2.2.1. Différentes natures de la matrice	9
a) Résines thermodurcissables	9
b) Résines thermoplastiques.....	11
I.2.3 Charges et additifs	11
a. Charges renforcâtes	12
b. Charges sphériques	12
c. Charges non sphériques	12
d. Charges non renforcâtes.....	12
e. Charges ignifugeantes	13

f. Charges conductrices et antistatiques	13
g. Additifs	13
I.3. Polymères et leurs propriétés mécaniques	14
1.3.1. Définition du polymère	14
1.3.1.1. Propriétés mécaniques de polymère	14
I.3.2. Polyamide	16
1.3.2.1. Propriétés mécaniques de polyamide	17
1.3.3. Polypropylène	18
1.3.3.1. Propriétés mécaniques de polypropylène.....	18
Bibliographies	19

CHAPITRE II

GENERALITES SUR LE PHENOMENE DE FLUAGE

Introduction	21
II.1. Description de phénomène de fluage	21
II.1.1. Fluage classique	21
II.1.1.1. Généralités	21
II.1.1.2. Analyse de la courbe de fluage et mécanismes de déformation au fluage	23
II.2.1. Analyse du fluage	23
II.2. Comportement viscoélastique des matériaux composites	25
II.2.1. Définition d'un matériau viscoélastique	25
a) L'essai de fluage-recouvrance.....	26

b) L'essai de relaxation	27
II.2.2. Loi de comportement d'un matériau viscoélastique	29
II.3. Modèles rhéologiques.....	32
II.3.1. Modèles élémentaires.....	33
II.3.2. Modèle de Maxwell	33
II.3.3. Modèle Maxwell généralisé (série Prony)	34
II.3.4. Modèle de Kelvin-Voigt.....	38
II.3.5. Modèle de Zener.....	39
Bibliographes.....	41

CHAPITRE III

ETUDE NUMERIQUE DE PHENOMENE DU FLUAGE

Introduction.....	45
III.1. Simulation du phénomène de fluage.....	45
III.2. Effet du renfort et la géométrie des fibres sur le phénomène de fluage	48
III.2.1. Choix de la forme géométrique du renfort.....	48
III.2.2. Effet de l'élançement géométrique L/d de renfort sur le phénomène de fluage	50
III.3. Effet de la forme géométrique L/d du renfort sur les propriétés élastiques du composites pour taux de renfort élevé $V_f = 30\%$	52
III.3.1. Calcul de module de Young de composite.....	52
a) Module de Young au moment de départ : $t=0$ s.....	52
b) Calcul de module de Young de composite après deux heures	53

III.3.2. Calcul de coefficient de Poisson.....	54
a) Coefficient de Poisson au moment de départ : $t=0$ s.....	54
b) Coefficient de Poisson après deux heures.....	55
III.4. Calcul des propriétés viscoélastiques d'un matériau composite selon le modèle exponentiel (série de Prony)	56
Conclusion.....	65
Conclusion générale	69

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES MATERIAUX COMPOSITES

Tableau I.1.	Propriétés mécaniques de polyamide PA6	17
Tableau I.2.	Propriétés mécaniques de polyamide PA6.6	17

CHAPITRE III

ETUDE NUMERIQUE DU PHENOMENE DE FLUAGE

Tableau III.1.	Propriétés mécaniques des constituants du matériau composite.....	45
Tableau III.2.	Paramètres de la série Prony (modèle de Maxwell généralisé) du matériau viscoélastique.....	46
Tableau III.3.	Les propriétés des phases.....	47
Tableau III.4.	La charge mécanique de calcul.....	47
Tableau III.5.	Paramètres du temps de calcul.....	48
Tableau III.6.	Elancement L/d des inclusions.....	50
Tableau III.7.	Paramètres de la fonction exponentielle après l'interpolation de la courbe non linéaire.....	60
Tableau III.8.	Propriétés viscoélastiques du matériau composite à base de renfort à $V_f=5\%$	64

Tableau III.9. Propriétés viscoélastiques du matériau composite à base de renfort à $V_f=30$
% 64

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES MATERIAUX COMPOSITES

Figure I.1. Matériau composite	6
Figure I.2. Schématisation d'une matrice multicouche	6
Figure I.3. Types de renfort	7
Figure I.4. Types de matrice	9
Figure I.5. Grandeurs caractéristiques déterminées à partir des courbes Contrainte – déformation (essai de traction) pour différents types de matériaux A: fragiles, B : ductiles avec seuil d'écoulement, C : ductile sans seuil d'écoulement	15

CHAPITRE II

GENERALITES SUR LE PHENOMENE DE FLUAGE

Figure II.1. (a) Essai de fluage théorique. (b) Essai de fluage expérimental	22
Figure II.2. Courbe classique de fluage	23
Figure II.3. Schéma du comportement d'un matériau viscoélastique linéaire lors d'un essai de fluage-recouvrance.....	27
Figure II.4. Schéma du comportement d'un matériau viscoélastique linéaire lors d'un essai de relaxation.....	28
Figure II.5. Schéma du comportement d'un matériau viscoélastique à (a) différents taux de déformation et à (b) différentes températures.....	29
Figure II.6. Comportement des matériaux en fluage et en recouvrance	32

Figure II.7. Ressort	33
Figure II.8. Amortisseur	33
Figure II.9. Patin (ou élément de Saint-Venant)	33
Figure II.10. Modèle rhéologique de Maxwell	34
Figure II.11. Modèle rhéologique de Maxwell généralisé (Série de Prony)	35
Figure II.12. Représentation schématique du modèle de Kelvin–Voigt	37
Figure II.13. Modèle rhéologique de Kelvin-Voigt	39
Figure II.14. Modèle rhéologique de Zener	40

CHAPITRE III

ETUDE NUMERIQUE DU PHENOMENE DE FLUAGE

Figure III.1. Modèle rhéologique de Maxwell généralisé (Série de Prony)	46
Figure III.2. Différentes formes géométriques du renfort.....	49
Figure III.3. Ajustement de déformation ε en fonction de temps (t) pour faible fraction volumique de renfort $V_f = 5\%$	50
Figure III.4. Ajustement de déformation ε en fonction de temps (t) pour faible fraction volumique de renfort $V_f = 30\%$	51
Figure III.5. Variation de module de Young en fonction de la forme géométrique $L/d, t = 0$ s	53
Figure III.6. Variation de module de Young en fonction de la forme géométrique $L/d, t = 7200$ s.....	54
Figure III.7. Variation du coefficient de Poisson (ν) en fonction de la forme géométrique $L/d, t = 0$ s.....	55

Figure III.8. Variation du coefficient de Poisson (ν) en fonction de la forme géométrique L/d , $t = 7200$ s..... 56

Figure III.9. Modèle de Maxwell généralisé (*série de Prony*) d'un matériau composite 57

Figure III.10. Module de cisaillement (G) en fonction de temps (s). $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 1$ 58

Figure III.11. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 1$ 58

Figure III.12. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 30\%$, $L/d = 1$ 61

Figure III.13. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 25$ 62

Figure III.14. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 30\%$, $L/d = 25$ 62

Figure III.15. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 50$ 62

Figure III.16. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 30\%$, $L/d = 50$ 62

Figure III.17. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 75$ 63

Figure III.18. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 30\%$, $L/d = 75$ 63

Figure III.19. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 100$ 63

Figure III.20. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 30\%$, $L/d = 100$ 63

Liste des abréviations

- σ_y : Contrainte au seuil d'écoulement.
- σ_M : Résistance en traction ou contrainte maximale en traction.
- σ_x : Contrainte à x% d'allongement.
- σ_B : Contrainte à la rupture.
- σ_{cm} : La résistance en compression.
- τ_m : La résistance en cisaillement.
- σ : Contrainte.
- ε : Déformation.
- $\varepsilon_m(x,y)$: Déformation en membrane.
- $k(x,y)$: Déformation en flexion et torsion.
- N : Résultantes en membrane.
- t : Temps.
- T : Une température constante.
- T_f : La température de fusion du matériau.
- T_g : La température de transition vitreuse.
- ε_0 : Déformation initiale.
- k et β : Sont des paramètres d'ajustement.
- A_1 et α : Sont des constantes d'ajustement.
- A' et n : paramètres dépendants du matériau.
- Q (*J.mot*) : l'énergie d'activation.
- R : La constante des gaz parfaits ($R = 8.3144621 \text{ J.mol.K}^{-1}$).
- n : Coefficient de sensibilité à la contrainte.
- ε_1 : Une déformation au temps t_1 .
- ε_2 : Une déformation au temps t_2 .
- $\varepsilon_1 - \varepsilon_2$: retour instantané.
- $E(t)$: le module de relaxation.
- σ_0 : Contrainte initiale.
- D_0 et E_∞ : correspondent à la réponse élastique du matériau.
- $L(E(t))$ et $L(D(t))$: les transformées de Laplace du module relaxation et de la complaisance.

Liste des abréviations

η : La coefficients de viscosité.

E_i : La coefficients d'élasticité.

$\sigma_{\text{déviatorique}}$: Contrainte déviatorique.

$\sigma_{\text{volumétrique}}$: Contrainte volumétrique.

I : La matrice d'identité.

$K(t)$: Le module de compressibilité en fonction de temps

$G(t)$: Le module de cisaillement en fonction de temps.

K_0 : Le module de compressibilité initiale.

G_0 : Le module de cisaillement initiale.

α_i et τ_i : la constant de temps de relaxation pour chaque composant de la série Prony.

α_∞ : Pourrait être simplement calculé part égal à zéro.

(R) : La déformation du ressort.

E : Le module élastique.

G : Module de cisaillement (GPa).

K : Module de compressibilité (GPa).

L : La longueur.

d : Diamètre.

Vf : Fraction volumique.

ν : Coefficient de poisson.

INTRODUCTION GENERALE

Introduction général

Ces dernières années, les véhicules, les bâtiments et les installations industrielles se sont développés, sauf que, et sont devenus modernes et puissants, et en raison des restrictions économiques qui nous sont imposées pour réduire le coût de construction tout en préservant les caractéristiques fonctionnelles des installations, il est devenu impératif de nous appuyer sur des matériaux composites qui remplissent d'une part, la fonction requise et ayant une grande capacité portante, un poids plus léger et un coût bien moindre, d'autre part.

Il est également important de prévoir le comportement de ces matériaux et de tenir en compte les différents phénomènes qui peuvent les affecter et affaiblir leurs propriétés mécaniques. Parmi ces phénomènes, on cite celui de fluage, qui est défini comme une déformation progressive d'une structure viscoélastique soumise à une contrainte constante ou répétitive ou sous l'influence du temps. Donc, les matériaux viscoélastiques changent progressivement de forme et ne reprennent pas directement leur forme initiale une fois que la contrainte s'arrête. A cet effet, le fluage des matériaux demeure parmi les phénomènes majeurs qui occupent les ingénieurs et les chercheurs, ces effets sur les matériaux composites restent toujours un sujet d'actualité qui nécessite des études expérimentales d'autant numériques.

Dans ce mémoire, nous avons présenté le phénomène de fluage et étudié l'effet des paramètres constitutifs des matériaux sur le comportement du matériau composite final. En fait, deux matériaux avec des propriétés mécaniques différentes : un matériau élastique endommageable (le verre) considéré comme renfort et un autre matériau viscoélastique (matrice) ont été choisis, Différentes propriétés géométriques (diamètre des inclusions, longueurs, taux de renfort, ...) et mécaniques ont été introduites dans un code de calcul. Une démarche d'homogénéisation viscoélastique de Mori-Tanaka est utilisée en suivant un modèle rhéologique de Maxwell généralisé.

Le mémoire se scinde en trois chapitres. Deux premiers chapitres sont présentés dans le but de se familiariser avec les matériaux composites d'une part et de phénomène de fluage d'autre part.

Le premier chapitre traite des généralités sur les matériaux composites, les différents constituants des composites sont présentés. Une importance particulière est donnée aux matrices polymères (thermoplastique et thermodurcissable), d'où les résines de polyamide et de polypropylène seront

considérées dans la partie numérique de ce travail. D'autre part, les différents types de renfort ainsi que leurs propriétés mécaniques sont également présentés. Ces renforts ayant des fortes propriétés mécaniques et assurent des relations importantes qui expriment le comportement des matériaux composites.

Quant au deuxième chapitre, il traite le phénomène du fluage et de relaxation. On commence par une description de phénomène du fluage les essais utilisés pour l'analyser. Ensuite, on introduit les différentes lois rhéologiques utilisés dans la modélisation du comportement viscoélastique.

Le troisième chapitre est consacré à la simulation de l'homogénéisation viscoélastique du matériau composite (verre/ matériau viscoélastique) à l'aide du programme Digimat lors du phénomène de fluage. Différents paramètres géométriques et mécaniques des matériaux sont considérés dans les calculs afin d'analyser leur effet sur le comportement général du matériau en question. Une démarche inverse basée sur une régression non-linéaire (exponentielle à quatre termes) est entreprise pour déduire les paramètres viscoélastique, liés à la série de Prony du matériau composite.

Et enfin, nous tirons une conclusion générale sur nos résultats.

Table des matières

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES MATERIAUX COMPOSITES

Introduction	5
I.1. Notions générales sur les matériaux composites	5
I.2. constituants des matériaux composites	7
1.2.1. Les renforts	7
a) Les fibres de carbone	8
b) Les fibres de verre	8
c) Les fibres d'aramide	8
d) Les fibres céramiques	8
e) Les fibres végétales	8
I.2.2. Matrices	9
I.2.2.1. Différentes natures de la matrice	9
a) Résines thermodurcissables	9
b) Résines thermoplastiques	11
I.2.3 Charges et additifs	11
a. Charges renforçâtes	12
b. Charges sphériques	12
c. Charges non sphériques	12
d. Charges non renforçâtes	12
e. Charges ignifugeantes	13
f. Charges conductrices et antistatiques	13

Table des matières

g. Additifs	13
I.3. Polymères et leurs propriétés mécaniques	14
1.3.1. Définition du polymère	14
1.3.1.1. Propriétés mécaniques de polymère	14
I.3.2. Polyamide	16
1.3.2.1. Propriétés mécaniques de polyamide	17
1.3.3. Polypropylène	18
1.3.3.1. Propriétés mécaniques de polypropylène.....	18
Bibliographies	19

CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES MATERIAUX

COMPOSITES

Introduction

Dans ce chapitre, nous essayons de parler en général des matériaux composites et des types de renforts existants et de définir certains types de matrices qui sont présentes et que nous pouvons utiliser pour obtenir un matériau composite résistant en le mélangeant avec le renfort (Verre) tout en se familiarisant avec les lois qui expriment un comportement élastique pour matériau composite.

I.1. Notions générales sur les matériaux composites

Un matériau composite est constitué de l'assemblage de deux matériaux de natures différentes, se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont l'ensemble des performances est supérieur à celui des composants pris séparément [1].

On distingue deux types de composites

➤ Grande diffusion

Les matériaux composites à grande diffusion offrent des avantages essentiels, qui sont : Optimisation des coûts par diminution des prix de revient, sa composition de polyester avec des fibres de verre longues ou courtes (sous forme de mat ou tissu) et la simplicité du principe des matériaux (moulage par contact, SMC et injection).

➤ Hautes performances

Les matériaux composites à hautes performances sont utilisés dans le domaine d'aéronautique où le besoin d'une grande performance déduite des hautes valeurs ajoutées. Les renforts sont plutôt des fibres longues. Le taux de renfort est supérieur à 50%. Ces composites sont élaborés par les procédures suivantes : - drapage autoclave, enroulement filamentaire, RTM. - beaucoup de procédés encore manuels.

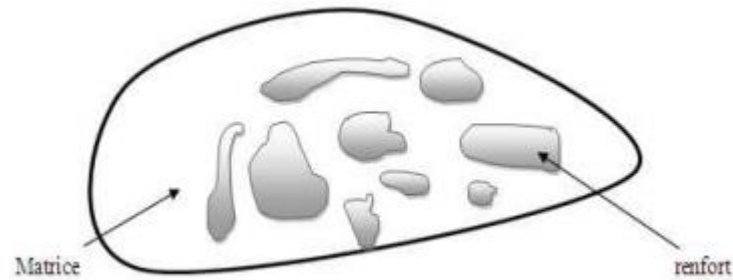


Figure I.1. Matériau composite [1].

Les différents matériaux utilisés pour les matrices et les renforts sont présents. Il convient de noter que tous les types de matériaux ne peuvent être associés et que la qualité de l'adhésion entre la matrice et les renforts est un point essentiel dans le choix des constituants. Les matériaux composites plastiques sont constitués principalement de l'association de deux constituants [2]:

➤ Le renfort

Armature, squelette, il assure la tenue mécanique (résistance à la traction et rigidité), souvent de nature filamentaire (des fibres organiques ou inorganiques).

➤ La matrice

Lie les fibres renforts, répartie les efforts (résistance à la compression ou à la flexion), assure la protection chimique, en général c'est un polymère ou une résine organique. Comme présenté ci-dessous.

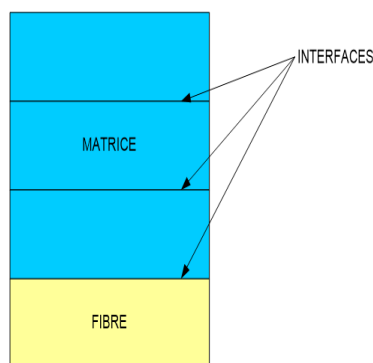


Figure I.2. Schématisation d'une matrice multicouche [2].

En plus de ces deux constituants de base (le renfort et la matrice), il faut rajouter : une interface qui assure la compatibilité renfort-matrice, qui transmet les contraintes de l'un à l'autre sans déplacement relatif. Ce sont en général des produits chimiques qui entre dans la composition du composite mais n'interviennent pratiquement jamais dans le calcul de la structure composite [2].

I.2. constituants des matériaux composites

1.2.1. Les renforts

Les renforts assurent les propriétés mécaniques du matériau composite et un grand nombre de fibres sont disponibles sur le marché en fonction des coûts de revient recherchés pour la structure réalisée. Les renforts constitués de fibres se présentent sous les formes suivantes :

- Linéique (fils, mèches) ;
- Tissus surfaciques (tissus, mats) ;
- Multidirectionnelle (tresse, tissus complexes, tissage tri directionnel ou plus).

La classification des types de renforts couramment rencontrés est indiquée sur la **Figure I.3** [3].

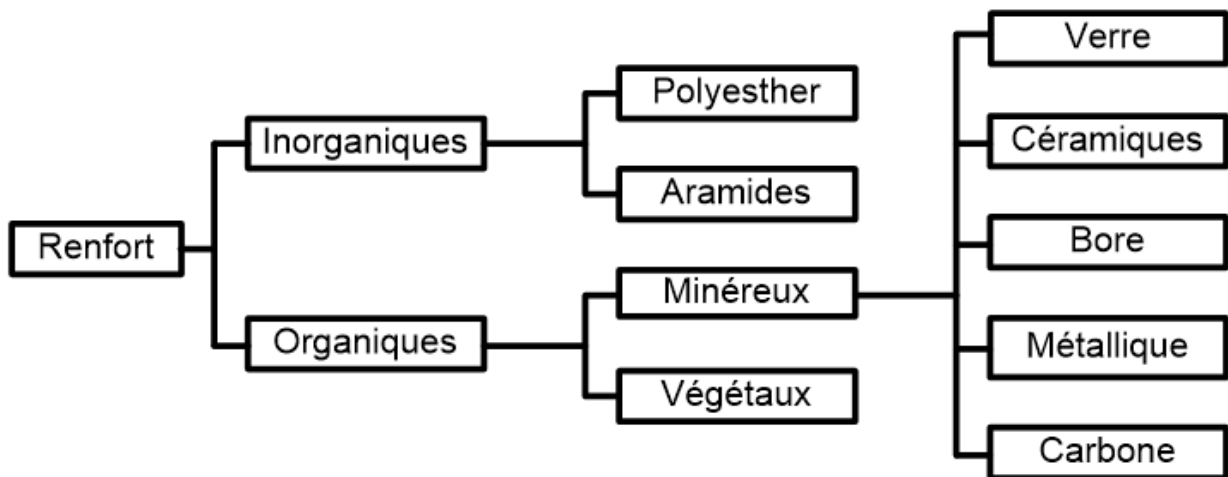


Figure I.3. Types de renfort [3].

a) Les fibres de carbone

Les fibres de carbone présentent des propriétés mécaniques très élevées (haut module, haute résistance, faible dilatation thermique) et sont utilisées pour les applications industrielles hautes performances. Leur coût de fabrication est élevé. Ce type de matériau est produit essentiellement aux Etats-Unis et au Japon. Le diamètre d'une fibre de carbone est de l'ordre de 5 micron. Il s'agit par sa structure moléculaire d'un matériau anisotrope [2].

b) Les fibres de verre

Plus abordables, présentent des propriétés mécaniques (notamment le module en traction) plus faibles mais néanmoins intéressantes (en particulier la résistance de traction). Les fibres de verre, constituées essentiellement de silicate, ont un diamètre d'environ 10 micron et sont des matériaux isotropes [2].

c) Les fibres d'aramide

Dont la plus connue est le kevlar, ont de bonnes propriétés en traction et une excellente ténacité d'où leur usage pour la fabrication de gilet pare-balles. Le diamètre d'une fibre d'aramide est du même ordre de grandeur que celui d'une fibre de verre [2].

d) Les fibres céramiques

Comme les fibres Sic, présentent une bonne stabilité des propriétés sa haute température (de 500°C à 1600°C). Le diamètre de ces fibres est important (100 micron) et elles présentent un comportement anisotrope. Leur coût de fabrication est très élevé [2].

e) Les fibres végétales

Comme le chanvre ou le coton, présentent des propriétés mécaniques faibles mais ont un coût de fabrication dérisoire en regard des autres types de fibre. On notera que le module de traction d'une fibre de chanvre est du même ordre de grandeur ($E \approx 70\text{GPa}$) que celui d'une fibre de verre, pour un coût bien moindre. La résistance de traction est toutefois 5 fois inférieure. Ces matériaux sont

utilisés dans l'industrie navale, l'industrie automobile ou le génie civil pour des applications présentant un fort aspect écologique [2].

I.2.2. Matrices

La matrice est l'élément qui lie et maintient les fibres. Elle répartie les efforts (résistance à la compression ou à la flexion) et assure la protection chimique des fibres [4].

I.2.2.1. Différentes natures de la matrice

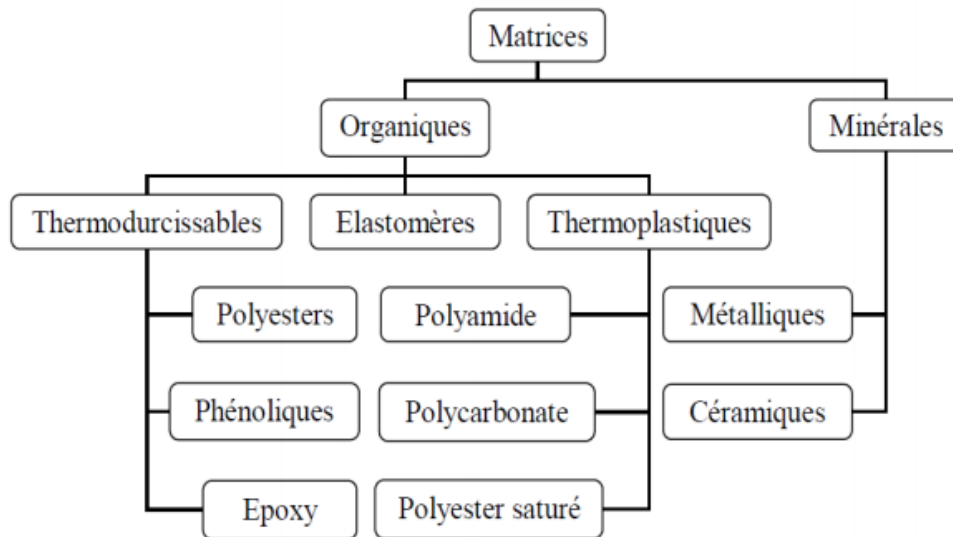


Figure I.4. Types de matrice [4].

Dans le cas de CMO les principales matrices utilisées sont :

a) Résines thermodurcissables

Les résines thermodurcissables ont des propriétés mécaniques élevées. Ces résines ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois. Elles sont en solution sous forme de polymère non réticulé en suspension dans des solvants [4].

- Les résines polyesters insaturées
- Les résines de condensation (phénoliques, aminoplastes, furaniques)

- Les résines époxydes sont des résines thermodurcissables.

- Les résines polyesters

Les résines polyesters insaturées viennent de très loin en tête dans la mise en œuvre des matériaux composites. Leur développement est le résultat:

- D'un faible coût de production,
- De leur diversité offrant de multiples possibilités,
- D'une adaptation à des procédés de fabrication faciles à mettre en œuvre et à automatiser.

D'où un développement industriel sans cesse croissant. Suivant leur module d'élasticité, les résines polyesters sont classées en : résines souples, résines semi-rigides et résines rigides. Les résines habituellement utilisées dans la mise en œuvre des matériaux composites sont du type rigide [4].

- Les résines de condensation

Les résines de condensation comportent les résines phénoliques, les aminoplastes et les résines furaniques.

Les résines phénoliques sont les plus anciennes des résines thermodurcissables dont la plus connue est la bakélite.

Les résines phénoliques seront donc utilisées dans le cas de pièces nécessitant une tenue élevée en température ou une bonne résistance aux agents chimiques.

Les résines aminoplastes sont voisines de celles des résines phénoliques. Les avantages de ces résines, IL faut ajouter:

- La possibilité d'utilisations alimentaires,
- La possibilité de colorer les résines.

Les résines furaniques sont assez peu utilisées en France à cause de leur coût, trois fois plus élevé que les résines polyesters. Parmi leurs avantages:

- Un durcissement plus rapide que les résines phénoliques,
- Une grande inertie vis-à-vis des agents chimiques corrosifs.

Cette dernière caractéristique conduit à utiliser les résines furaniques dans le cas de matériaux devant résister aux produits chimiques : citernes, tuyaux, bacs, etc [4].

- Les résines époxydes

Les résines les plus utilisées après les résines polyesters insaturées sont les résines époxydes. Elles ne représentent cependant que de l'ordre de 5 % du marché composite, à cause de leur prix élevé (de l'ordre de cinq fois plus que celui des résines polyesters).

Du fait de leurs bonnes caractéristiques mécaniques, les résines époxydes, généralement utilisées sans charges, sont les matrices des composites à hautes performances (constructions aéronautiques, espace, missiles, etc. [4].

b) Résines thermoplastiques

Les résines thermoplastiques ont des propriétés mécaniques faibles. Ces résines sont solides et nécessitent une transformation à très haute température. Les polychlorures de vinyle (PVC), les polyéthylènes, polypropylène, polystyrène, polycarbonate polyamide sont quelques exemples de ces résines thermoplastiques.

De même que pour les résines thermodurcissables, les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible.

Les divers thermoplastiques peuvent être renforcés par des fibres et font partie alors des matériaux composites. Cependant, dans le domaine des composites, les résines thermoplastiques ont un développement limité, du fait de la nécessité de faire appel à des transformations à hautes températures de produits solides [4].

I.2.3 Charges et additifs

Différents produits peuvent être incorporés à la résine pour lui conférer des caractéristiques particulières ou en réduire le coût. La quantité des produits ajoutés peut varier de quelques dizaines de pourcentage dans le cas de charges, et moins dans le cas d'additifs. L'addition de ces produits a pour fonction soit d'améliorer les caractéristiques mécaniques et physiques du produit fini, soit d'en faciliter la mise en œuvre. En ce qui suit des exemples de charges et d'additifs [5].

a. Charges renforcâtes

L'objet de l'incorporation de charges renforcâtes est d'améliorer les caractéristiques mécaniques de la résine. Ces charges peuvent être classées suivant leur forme géométrique en : charges sphériques et charges non sphériques [5].

b. Charges sphériques

L'intérêt essentiel de ces charges réside dans leur forme sphérique qui évite les concentrations de contraintes et par conséquent diminue la susceptibilité à la fissuration de la matrice par rapport à des charges non sphériques. Les charges sphériques se présentent sous forme de sphères, appelées généralement microbilles ou microsphères. Ces sphères pleines ou creuses ont un diamètre généralement compris entre 10 et 150 μm . Elles peuvent être en verre, en carbone ou en matière organique (époxyde, phénolique, polystyrène, etc.). Les microbilles de verre creuses représentent plus de 99 % des charges sphériques utilisées [5].

c. Charges non sphériques

Parmi les charges renforcâtes non sphériques, le mica qui est le matériau le plus utilisé. Il est alors incorporé sous forme d'écaillés de dimensions de 100 à 500 μm , et d'épaisseur de 1 à 20 μm . Le mica est ajouté à des résines thermoplastiques ou thermodurcissables, pour des applications électriques ou électroniques [5].

d. Charges non renforcâtes

Les charges non renforcâtes ont pour rôle soit de diminuer le coût des résines en conservant les performances des résines, soit d'améliorer certaines propriétés des résines [5].

Charges de faible coût

Ces charges sont extraites de roches ou de minerais, d'où leur faible coût. Généralement, l'incorporation de ces charges conduit à:

- Une augmentation de : la masse volumique de la matrice, module d'élasticité, la dureté, la viscosité, la stabilité dimensionnelle.
- Une diminution de : prix, la résistance à la traction et à la flexion.

Les principales charges sont:

- Les carbonates : craies ou calcites (caco). Ce sont les charges les plus 3 utilisées,
- Les silicates : talc, kaolin, feldspath, wollastonite,
- Les silices, obtenues par broyage et tamisage de sable de quartz.

e. Charges ignifugeantes

Ces charges ajoutées aux résines ont pour rôle de réduire ou d'empêcher les phénomènes de combustion. Parmi les charges solides utilisées dans les résines thermodurcissables, nous citons [5] :

- L'hydrate d'alumine, produit le plus utilisé dans les résines thermodurcissables,
- L'oxyde d'antimoine.

f. Charges conductrices et antistatiques

Les résines organiques sont des isolants thermiques et électriques. Pour certaines applications, il est donc nécessaire d'ajouter un élément conducteur. Les principales charges utilisées sont [5].

- Des poudres ou paillettes métalliques : cuivre, fer, aluminium, etc.,
- Des microbilles de verre métallisées (cuivre, argent),
- Des particules de carbone (noir de carbone),
- Des filaments métalliques

g. Additifs

Des produits peuvent être incorporés aux résines, tels que des colorants ou des agents de démoulage qui sont utilisés lors de la conception des structures constituées de matériaux composites [5].

I.3. Polymères et leurs propriétés mécaniques

1.3.1. Définition du polymère

Les polymères sont des macromolécules constituées par l'enchaînement d'un grand nombre de molécules de taille beaucoup plus petite. Les petites molécules qui se combinent les unes aux autres pour former les molécules de polymères sont appelées monomères et les réactions par lesquelles elles se combinent sont appelées polymérisations [6].

Ce processus peut être schématisé comme suit :



Où M est la molécule de monomère, M_n est la molécule de polymère, n le nombre de motifs monomères de la macromolécule (le degré de polymérisation) [7].

Le terme polymère est plutôt réservé pour définir le matériau obtenu de manière naturelle ou par synthèse organique. Le terme plastique souligne plus fortement le caractère de matériau de synthèse fini (à partir duquel des pièces sont produites selon des technologies spécifiques), il définit moins la structure du matériau et les réactions requises pour son élaboration. L'appellation matériau polymère est une combinaison des définitions d'un plastique et d'un polymère [7].

1.3.1.1. Propriétés mécaniques de polymère

- La résistance et la contrainte :

Les grandeurs caractéristiques permettant de comparer le comportement mécanique des différents matériaux sont définies ci-dessous et illustrées sur Figure I.5 [7].

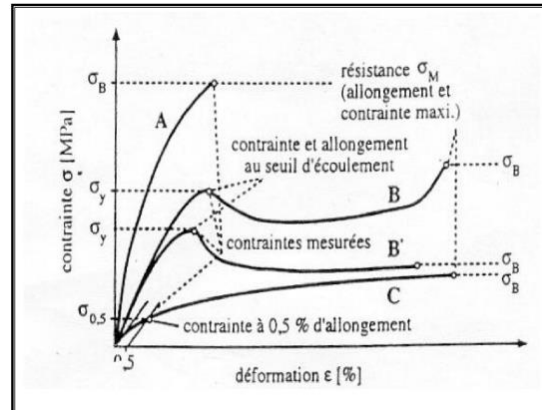


Figure I.5. Grandeurs caractéristiques déterminées à partir des courbes Contrainte – déformation (essai de traction) pour différents types de matériaux **A** : fragiles, **B** : ductiles avec seuil d'écoulement, **C** : ductile sans seuil d'écoulement [7].

➤ **Contrainte au seuil d'écoulement " σ_y "**

Définie comme la contrainte en traction pour laquelle la pente de la courbe ($\sigma - \varepsilon$) s'annule pour la première fois.

➤ **Résistance en traction σ_M (ou contrainte maximale en traction)**

Elle caractérise, comme son nom l'indique la contrainte maximale supportée par l'éprouvette pendant l'essai de traction.

➤ **Contrainte à x% d'allongement σ_x**

Définie comme la contrainte en traction pour laquelle la courbe ($\sigma - \varepsilon$) est décalée, par rapport à la courbe initialement linéaire, d'une distance correspondante à un allongement de x % .

➤ **Contrainte à la rupture σ_B**

Elle est déterminée à la rupture de l'éprouvette (quand il n'y a pas de seuil d'écoulement et donc de contrainte correspondante ou qu'il n'est pas possible de déterminer la contrainte à x % d'allongement) .

➤ **La résistance en flexion**

Elle est calculée selon des normes et pour les thermoplastiques ductiles.

➤ **La résistance en compression σ_{cm}**

Elle est mesurée sur des petites éprouvettes d'essai, pour limiter le risque de flambage, il est important de noter que la présence d'entailles et de petites fissures est moins importante dans ce type d'essai que dans l'essai de traction, puisque ces défauts morphologiques peuvent se fermer sous l'effet de pression. Pour cette raison, la résistance en compression des matériaux polymères est généralement plus élevée que la résistance en traction [7].

➤ **La résistance en cisaillement τ_m**

Elle peut être déterminée à partir des éprouvettes cylindriques, soumis à une sollicitation de torsion. Les déformations non homogènes des éprouvettes sont à éviter pendant l'essai.

La résistance en cisaillement " τ_m " est généralement mieux définie à partir de la résistance en traction, en utilisant le critère de déformation de "Haber Von Mises Henky" $T_m = 0.58 \sigma_M$ [7].

I.3.2. Polyamide

Un polyamide est une macromolécule avec des unités répétitives liées par des liaisons amide [8]. Les polyamides sont présents à la fois naturellement et artificiellement. Des exemples de polyamides naturels sont les protéines, telles que la laine et la soie. Les polyamides fabriqués artificiellement peuvent être fabriqués par polymérisation à croissance progressive ou synthèse en phase solide donnant des matériaux tels que des nylons, des aramides et du poly (aspartate) de sodium. Les polyamides synthétiques sont couramment utilisés dans les textiles, l'industrie automobile, les tapis, les ustensiles de cuisine et les vêtements de sport en raison de leur durabilité et de leur résistance élevée. L'industrie manufacturière des transports est le principal consommateur, représentant 35% de la consommation de polyamide (PA) [9].

1.3.2.1. Propriétés mécaniques de polyamide

Tableau I.1. Propriétés mécaniques de polyamide PA6 [10].

PA6	Norme DIN	Unités	Valeur
Densité	53479	g/cm ³	1,14
Dureté	53505	-	R100
Allongement à la rupture	53455	%	50
Résistance à la traction	53455	N/mm ²	70
Module d'élasticité en traction	43457	N/mm ²	2800

Tableau I.2. Propriétés mécaniques de polyamide PA6.6 [10].

PA6.6	Norme DIN	Unités	Valeur
Densité	53479	g/cm ³	1,15
Dureté	53505	-	R118
Allongement à la rupture	53455	%	25
Résistance à la traction	53455	N/mm ²	80
Module d'élasticité en traction	43457	N/mm ²	3300

1.3.3. Polypropylène

Le polypropylène appartient au groupe des polyoléfines et est partiellement cristallin et non polaire. Ses propriétés sont similaires à celles du polyéthylène, mais il est légèrement plus dur et plus résistant à la chaleur. C'est un matériau blanc, mécaniquement robuste et a une résistance chimique élevée [11].

1.3.3.1. Propriétés mécaniques de polypropylène

La densité de (PP) est comprise entre 0,895 et 0,92 g / cm³. Par conséquent, le PP est le plastique de base ayant la densité la plus faible. Avec une densité plus faible, des pièces moulées avec un poids plus faible et plus de pièces d'une certaine masse de plastique peuvent être produites. Contrairement au polyéthylène, les régions cristallines et amorphes ne diffèrent que légèrement par leur densité. Cependant, la densité du polyéthylène peut considérablement changer avec les charges [12].

Le module d'Young du PP est compris entre 1300 et 1800 N / mm².

Le polypropylène a une bonne résistance à la fatigue [13].

Bibliographies

1. LE JURY, D.S., Simulation numérique du comportement mécanique en statique de l'emboiture d'une prothèse fémorale.
2. HAMZA, A. and D. SAMIR, Etude Et Simulation Numérique du champ De contraintes dans une plaque composite stratifiée soumise à un champ de traction.
3. Gornet, L., Généralités sur les matériaux composites. 2008, France.
4. GHIZLANE, Y., et al., Rapport à propos les composites et nanocomposites.
5. KERBOUCHE, H. and M. LOUAFI, DETERMINATION DES PARAMETRES MODAUX DES PLAQUES COMPOSITES ORTHOTROPES EN VIBRATION PAR ANSYS. 2017.
6. Combette, P. and I. Ernoult, Physique des polymères. Vol. 1. 2005: Presses inter Polytechnique.
7. DJOUDI, L., ETUDE DE LA STABILISATION DU POLYCHLORURE DE VINYLE (PVC) ET LES PHENOMENES DE DEGRADATION. 2007, Université Mohamed Khider-Biskra.
8. Palmer, R.J., Polyamides, plastics. Kirk-Othmer Encyclopedia of Chemical Technology, 2000.
9. Cheng, V., Engineering plastics set to prosper with greener attributes: growth "hotspots" for these materials include more than just electrical and automotive. *Plastics Engineering*, 2014. 70(10): p. 20-24.
10. ABDI, Y., Modélisation de la rugosité de surface et des efforts de coupe lors de l'usinage du polyamide de PA6 en utilisant la méthodologie de surface de réponse (MSR). 2016.
11. Whiteley, K.S., et al., Polyolefins. *Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry*, 2000.
12. Tripathi, D., *Practical guide to polypropylene*. 2002: iSmithers Rapra Publishing.
13. Maier, C. and T. Calafut, *Polypropylene: The definitive Users Guide and Databook*. 1998. William Andrew Inc. 452p, 1998.

Table des matières

CHAPITRE II

GENERALITES SUR LE PHENOMENE DE FLUAGE

Introduction	21
II.1. Description de phénomène de fluage	21
II.1.1. Fluage classique	21
II.1.1.1. Généralités	21
II.1.1.2. Analyse de la courbe de fluage et mécanismes de déformation au fluage	23
II.2.1. Analyse du fluage	23
II.2. Comportement viscoélastique des matériaux composites	25
II.2.1. Définition d'un matériau viscoélastique	25
a) L'essai de fluage-recouvrance	26
b) L'essai de relaxation	27
II.2.2. Loi de comportement d'un matériau viscoélastique	29
II.3. Modèles rhéologiques	32
II.3.1. Modèles élémentaires	33
II.3.2. Modèle de Maxwell	33
II.3.3. Modèle Maxwell généralisé (série Prony)	34
II.3.4. Modèle de Kelvin-Voigt	38
II.3.5. Modèle de Zener	39
Bibliographes	41

CHAPITRE II

GENERALITES SUR LE PHENOMENE DE

FLUAGE

Introduction

Dans ce chapitre, nous essayons d'aborder la définition du matériau viscoélastique, ses lois, ses caractéristiques, et les phénomènes de fluage et de relaxation dans différentes conditions expérimentales, tout en reconnaissant certains modèles rhéologiques qui incarnent les matériaux viscoélastiques : le modèle du Kelvin-voigt, le de Zener, le modèle de Maxwell et de Maxwell généralisé (Série de Prony).

II.1. Description de phénomène de fluage

II.1.1. Fluage classique

II.1.1.1. Généralités

A haute température, un matériau sous sollicitation constante sur des durées importantes se déforme lentement de manière continue. Dans le cas où la contrainte de sollicitation est choisie de manière à être inférieure à la limite d'élasticité du matériau, le phénomène observé est appelé fluage. On définit donc le fluage comme un phénomène physique qui provoque la déformation irréversible d'un matériau soumis à une contrainte constante σ pendant un temps donné t et à une température constante T . Le domaine dit à haute température dans ce type d'essai dépend de la température de fusion du matériau, soit :

- $T > 0,3 \text{ à } 0,4 T_f$ pour les métaux
- $T > 0,4 \text{ à } 0,5 T_f$; pour les céramiques

Où T_f est la température de fusion du matériau

Par contre, pour la plupart des matériaux polymères on peut observer le phénomène de fluage à température ambiante. En effet, pour ces matériaux, on tient compte de la température de transition vitreuse T_g . Et cette dernière est de l'ordre de la température ambiante pour la plupart d'entre eux. L'essai de fluage se déroule en deux étapes (Figure II.1.)

- La première étape consiste à la mise en charge: ici, de manière pratique, on applique progressivement au matériau une contrainte jusqu'à atteindre une valeur maximale qui devient la contrainte de fluage.
- La seconde étape représente le fluage proprement dit, où la contrainte de fluage reste constante pendant toute la durée de l'essai.

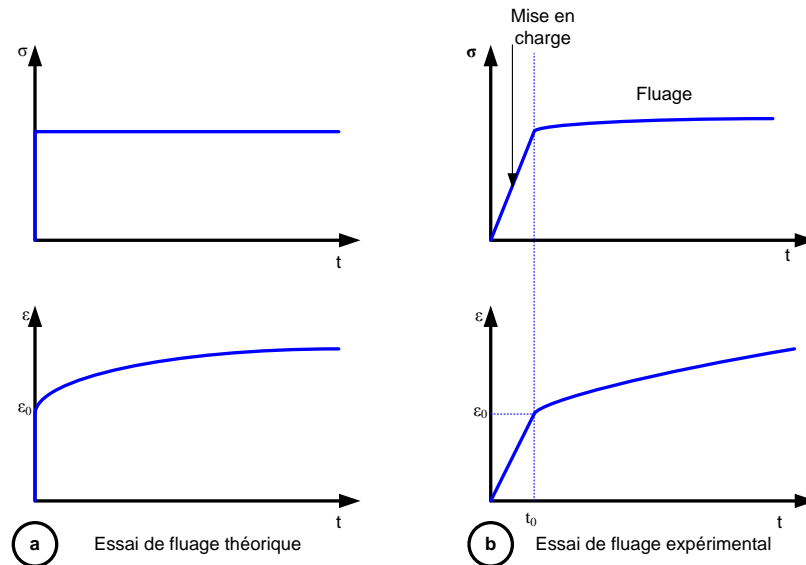


Figure II.1. (a) Essai de fluage théorique. (b) Essai de fluage expérimental [1].

Pour étudier le comportement au fluage, on enregistre la déformation du matériau en fonction du temps. La courbe typique de fluage est représentée schématiquement sur la Figure II.2. On y distingue trois stades:

- Le stade primaire ou fluage transitoire, elle correspond à une décroissance rapide de la vitesse de déformation ou de fluage au cours de la température, due à l'écroissage, pour tendre vers une vitesse minimale constante. Cette décroissance de la vitesse de déformation est attribuée au durcissement; ce qui correspond à l'augmentation de la résistance du matériau.
- Le stade secondaire ou fluage stationnaire, la vitesse de déformation reste constante. Le stade stationnaire est attribué à l'équilibre entre la vitesse de génération des dislocations contribuant à l'écroissage et la vitesse de restauration.
- Le stade tertiaire, la vitesse de déformation augmente jusqu'à la rupture du matériau.

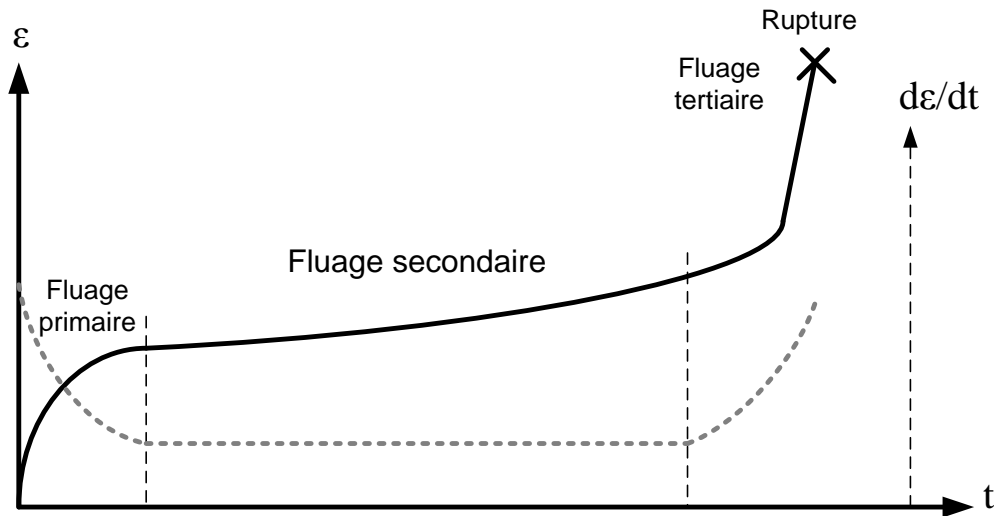


Figure II.2. Courbe classique de fluage [1].

II.1.1.2. Analyse de la courbe de fluage et mécanismes de déformation au fluage

II.2.1. Analyse du fluage

Il existe plusieurs modèles permettant de représenter le comportement au fluage des matériaux à haute température [2]. Ces modèles expriment généralement la déformation en fonction du temps ou la vitesse de déformation en fonction de la contrainte appliquée et dépendent aussi du stade de fluage. Le premier stade du fluage a été décrit pour la première fois en 1910 par Andrade [3] Il a trouvé que l'on pouvait ajuster la courbe de fluage primaire par l'expression suivante qui donne la déformation ε en fonction du temps :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \log\left(1 + \beta \cdot t^{\frac{1}{3}} + k \cdot t\right) \quad (II.1)$$

Où k et β sont des paramètres d'ajustement et ε_0 la déformation initiale.

Pour des petites valeurs de temps t , cette relation peut s'écrire plus simplement sous la forme :

$$\varepsilon \approx \varepsilon_0 + \beta \cdot t^{\frac{1}{3}} + k \cdot t \quad (II.2)$$

Dans ce cas-là, la déformation totale est vue comme la superposition du fluage transitoire avec le terme $t^{\frac{1}{3}}$ et le fluage stationnaire visqueux avec la constante k qui est reliée à la vitesse de fluage.

D'autres équations ont été proposées pour décrire les courbes de fluage :

Primaire [4] [6], en exprimant la déformation totale en fonction du temps ;

Secondaire [7], [8], en exprimant la vitesse de déformation stationnaire en fonction de la contrainte appliquée;

Et tertiaire en exprimant la déformation totale au cours du fluage tertiaire en fonction du temps [9] ou la vitesse de déformation en fonction de la contrainte [10], [11].

La phase stationnaire du fluage constitue généralement le domaine le plus important de la courbe de fluage. C'est pourquoi le classement des résultats de fluage est souvent établi en fonction de la sensibilité de la vitesse de déformation par rapport à la contrainte appliquée. Les modèles proposés pour ce stade diffèrent suivant le domaine de contraintes. De manière générale le comportement est décrit par la relation suivante :

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \cdot sh(\alpha \cdot \sigma) \quad (II.3)$$

Où A_1 , et α sont des constantes d'ajustement.

Pour des contraintes faibles, on peut assimiler le sh à son argument. La vitesse de déformation est donc linéairement proportionnelle à la contrainte appliquée. Le modèle décrivant le comportement au fluage dans ce cas est sous la forme :

$$\dot{\varepsilon} \propto \alpha \cdot \sigma \quad (II.4)$$

Pour des contraintes fortes, $sh(\alpha \cdot \sigma) \sim \frac{1}{2} exp(\alpha \cdot \sigma)$. La vitesse de déformation augmente de manière très rapide avec l'augmentation de la contrainte. Elle suit une loi exponentielle qui s'écrit sous la forme.

$$\dot{\varepsilon} = \frac{A_1}{2} \cdot exp(\alpha \cdot \sigma) \quad (II.5)$$

Pour des contraintes moyennes ou intermédiaires, le comportement au fluage est décrit par une loi-puissance ou loi de type Norton [21] de la forme :

$$\dot{\epsilon} = A^1 \sigma^n \quad (II.6)$$

Où $\dot{\epsilon}$ est la vitesse de fluage stationnaire, σ la contrainte de luage, A' et n sont des paramètres dépendants du matériau.

De manière générale, la vitesse de déformation pendant le fluage secondaire peut être décrite en associant une loi puissance et une loi de type Arrhenius pour des essais réalisés à des températures et des contraintes différentes :

$$\dot{\epsilon} = A'' \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (II.7)$$

Où A est un paramètre dépendant du matériau, Q (J.mol) est l'énergie d'activation, T (°K) la température et R la constante des gaz parfaits ($R = 8.3144621 \text{ J.mol.K}^{-1}$).

Le paramètre n est appelé coefficient de sensibilité à la contrainte c'est un paramètre important car il permet de connaître le mécanisme à l'origine de la déformation On le calcule en considérant la pente $\log(\dot{\epsilon}) = f(\log(\sigma))$.

$$n = \left[\frac{\partial \log(\dot{\epsilon})}{\partial \log(\sigma)} \right]_T \quad (II.8)$$

n est généralement compris entre 3 et 5 [1]. Par ailleurs, cette valeur peut être supérieure à 5 et même atteindre des valeurs proches de 70 pour les superalliages [15].

II.2. Comportement viscoélastique des matériaux composites

II.2.1. Définition d'un matériau viscoélastique

Un matériau viscoélastique a un comportement qui se situe entre un matériau élastique et un liquide visqueux.

Dans le cas d'un matériau élastique, la contrainte est reliée directement à la déformation mais indépendante du taux de déformation (en accord avec la loi de Hooke). Dans le cas d'un liquide visqueux, la contrainte est reliée directement au taux de déformation mais indépendante de la déformation elle-même (en accord avec la loi de Newton).

Pour un matériau viscoélastique, la contrainte va donc dépendre à la fois de la déformation et du taux de déformation.

Ceci n'est qu'une idéalisation du comportement réel des matériaux viscoélastiques car en réalité tout matériau dévie plus ou moins de la loi de Hooke ou de Newton en raison d'anomalies. Ces anomalies viennent du fait que la déformation pour un solide ou le taux de déformation pour un liquide peuvent ne pas être directement reliés à la contrainte tout en dépendant de la contrainte elle-même d'une certaine manière. Par exemple pour un solide, on retrouve souvent ce genre d'anomalies lorsque la limite élastique du matériau a été dépassée. Si ce genre d'anomalies sur la contrainte n'est pas présent, on a ce qu'on appelle un comportement viscoélastique linéaire [12].

Le comportement viscoélastique d'un matériau peut être mis en évidence par différents essais mécaniques :

a) L'essai de fluage-recouvrance

L'essai de fluage-recouvrance présenté à la Figure II.3. consiste dans un premier temps à la mesure de la déformation $\varepsilon(t)$ sous l'application d'une contrainte σ_0 pendant un temps donné t_1 . Une fois le temps t_1 atteint, on retire la charge ($\sigma = 0$). À l'instant $t = 0$, on observe une déformation instantanée ε_0 suite à l'application de la contrainte σ_0 qui correspond à la réponse élastique du matériau appelée élasticité instantanée. On observe ensuite l'évolution progressive de la déformation jusqu'à arriver à une déformation ε_1 au temps t_1 à la fin de l'essai de fluage. Au début de l'essai de recouvrance, lorsque la charge est enlevée, on observe également une diminution instantanée de la déformation pour arriver jusqu'à une valeur ε_2 . La valeur $\varepsilon_1 - \varepsilon_2$ est appelée retour instantané. Dans le cas d'un matériau viscoélastique linéaire, $\varepsilon_1 - \varepsilon_2$ est égal à ε_0 . La déformation diminue ensuite progressivement pour arriver jusqu'à une déformation nulle au bout d'un certain temps ($t > t_1$). L'essai de fluage nous permet de mesurer la complaisance $D(t)$ définie par [12] :

$$D(t) = \frac{\varepsilon(t)}{\sigma_0} \quad (II.9)$$

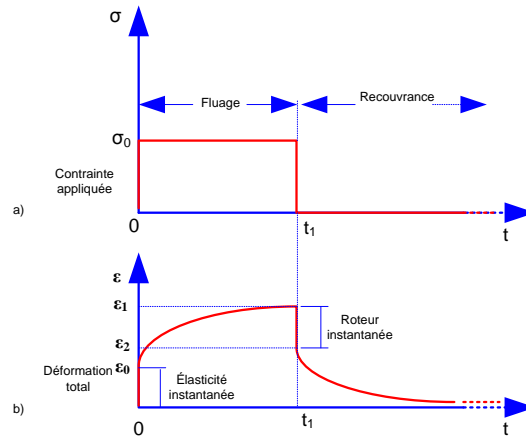


Figure II.3. Schéma du comportement d'un matériau viscoélastique linéaire lors d'un essai de fluage-recouvrance.

(a) Le matériau est soumis à une contrainte σ_0 à l'instant $t = 0$. Cette contrainte est ensuite relâchée à l'instant $t = t_1$. (b) Réponse en déformation d'un matériau viscoélastique linéaire soumis au chargement précédent. On voit apparaître la réponse instantanée et la réponse différée [12].

b) L'essai de relaxation

L'essai de relaxation présenté à la Figure II.4. consiste en la mesure de la contrainte $\sigma(t)$ suite à l'application d'une déformation donnée instantanée ε_0 que l'on maintient ensuite pendant un temps t_1 . À l'instant $t = 0$, on mesure une contrainte σ_0 qui correspond également à la réponse élastique du matériau. Ensuite la contrainte diminue jusqu'à arriver à une certaine valeur au bout d'un temps important dans le cas d'un matériau viscoélastique linéaire. L'essai de relaxation permet de mesurer le module de relaxation $E(t)$ défini par [12] :

$$E(t) = \frac{\sigma(t)}{\varepsilon_0} \quad (II.10)$$

Avec :

$$E(t) \neq \frac{1}{D(t)} \quad (II.11)$$

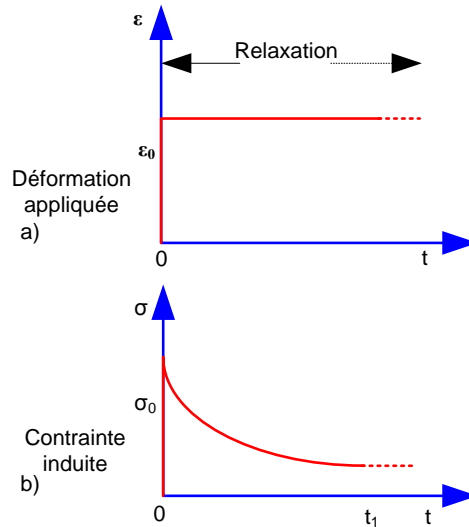


Figure II.4. Schéma du comportement d'un matériau viscoélastique linéaire lors d'un essai de relaxation.

(a) Le matériau est soumis à une déformation ϵ_0 à l'instant $t = 0$. Cette contrainte est ensuite maintenue. (b) Réponse en contrainte d'un matériau viscoélastique linéaire soumis au chargement précédant. La contrainte diminue tout au long de l'essai et tend vers une valeur finale [12].

Du fait de leur nature visqueuse, les matériaux viscoélastiques ont des réponses différentes selon le taux de déformation appliqué (Figure II.5.). Plus le taux de déformation est grand ($\dot{\epsilon}_1 > \dot{\epsilon}_2$), plus la contrainte induite est importante ($\sigma_1 > \sigma_2$). La réponse des matériaux viscoélastiques dépend également de la température (Figure I.10). Prenons le cas de deux essais de fluage soumis à une même contrainte σ_0 mais effectués à deux températures différentes T_1 et T_2 . Plus la température est élevée ($T_1 > T_2$), plus la déformation est importante ($\epsilon_1 > \epsilon_2$). Il existe certaines relations temps-températures permettant de prévoir la réponse d'un matériau à une température T_2 connaissant la réponse à une température T_1 mais cette partie ne sera pas présentée dans ce mémoire car tous les essais seront faits à la même température ($T_{amb} \approx 23^\circ C$) [12].

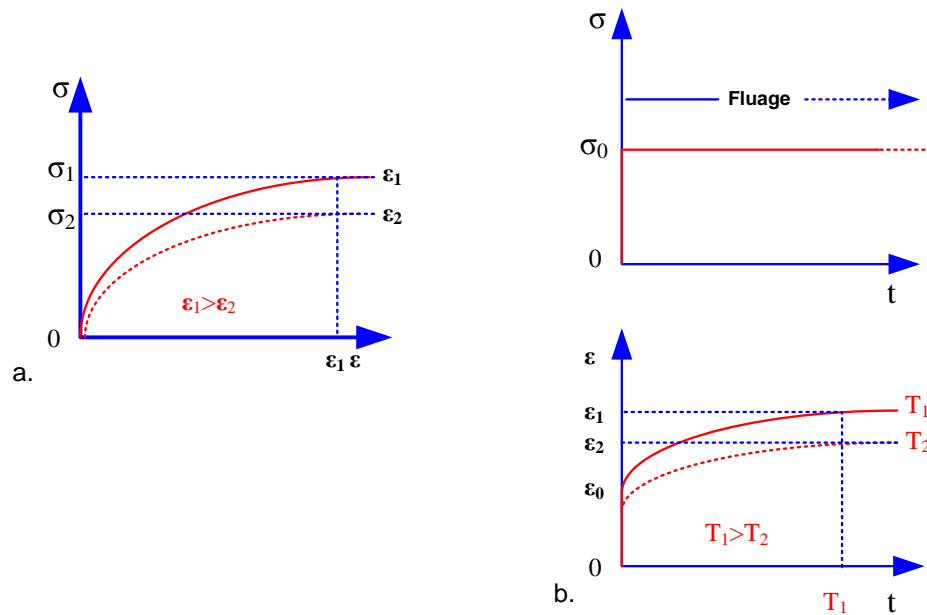


Figure II.5. Schéma du comportement d'un matériau viscoélastique à **(a)** différents taux de déformation et à **(b)** différentes températures.

(a) Plus le taux de déformation est grand ($\dot{\epsilon}_1 > \dot{\epsilon}_2$), plus la contrainte induite est importante ($\sigma_1 > \sigma_2$) quel que soit ϵ_1 . **(b)** Plus la température est élevée ($T_1 > T_2$), plus la déformation est importante ($\epsilon_1 > \epsilon_2$) quel que soit t_1 [12].

II.2.2. Loi de comportement d'un matériau viscoélastique

La loi de comportement d'un matériau viscoélastique linéaire peut être obtenue à partir de la Thermodynamique des Milieux Continus (TMC).

Les lois de comportement sont définies de manière à justement ne pas violer les principes de la TMC. On peut exprimer la complaisance et le module de relaxation sous les formes suivantes appelées spectres discrets [12] :

$$D(t) = D_0 + \sum_{i=1}^{n_1} D_i \left[1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau_i}\right) \right] \quad (II.12)$$

$$E(t) = E_{\infty} + \sum_{i=1}^{n_1} E_i \left[\exp\left(\frac{-t}{\lambda_i}\right) \right] \quad (II.13)$$

Les termes D_0 et E_{∞} correspondent à la réponse élastique du matériau. Les n_1 paires (D_i, τ_i) et les n_2 paires (E_i, λ_i) correspondent respectivement aux réponses différées du matériau lors d'un essai de fluage et de relaxation. Les grandeurs τ_i et λ_i correspondent aux temps caractéristiques de retardation (en fluage) et de relaxation, elles sont donc positives. Les termes D_0, E_{∞}, D_i et E_i sont également tous positifs ou nuls afin de ne pas violer les principes de la thermodynamique.

Il existe des écritures plus rigoureuses que les équations présentées en (II.12) et (II.13) qui sont appelées respectivement spectre continu de retardation et spectre continu de relaxation faisant intervenir des intégrales à la place des sommes. Cette écriture ne sera pas présentée ici puisqu'elle n'est pas utilisée pour ce mémoire [12].

La réponse d'un matériau à un instant t dépend de toute son histoire de chargement. Dépendamment que l'on connaisse l'histoire en déformation ou en contrainte, pour un matériau viscoélastique linéaire, les réponses s'écrivent [12] :

$$\sigma(t) = \int_{-\infty}^t E(t-u) \frac{d\varepsilon}{du} du \quad (II.14)$$

$$\varepsilon(t) = \int_{-\infty}^t D(t-u) \frac{d\sigma}{du} du \quad (II.15)$$

Ces réponses viennent du principe de superposition de Boltzmann. Prenons le cas où l'on connaisse l'histoire de contrainte, ce principe stipule que deux contraintes σ_1 et σ_2 appliquées à des temps u_1 et u_2 agissent indépendamment l'une de l'autre et que leurs réponses s'ajoutent linéairement. On aurait donc [12] :

$$\varepsilon(t) = \int_{-\infty}^t D(t-u) \frac{d\sigma_1 + \sigma_2}{du} du \quad (II.16)$$

$$\varepsilon(t) = \int_{-\infty}^t D(t-u) \frac{d\sigma_1}{du} du + \int_{-\infty}^t D(t-u) \frac{d\sigma_2}{du} du \quad (II.17)$$

Appliquons maintenant ces relations à l'essai de fluage-recouvrance présenté plus tôt. Si on applique d'un coup une contrainte σ_0 au temps $t = 0$, pour $t \in] 0, t_1]$, la contrainte s'exprime [12] :

$$\sigma(t) = \sigma_0 H(t) \quad (II.18)$$

$H(t)$ Étant la fonction de Heaviside (fonction échelon). On retombe sur la relation donnée en (II.9) lorsqu'on résout l'équation (II.15) avec la contrainte définie en (II.18). Si on écrit $D(t)$ de la manière définie en (II.12), la réponse s'écrit également [12] :

$$\varepsilon(t) = \sigma_0 \left[D_0 + \sum_{i=1}^{n_1} D_i \left[1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau_i}\right) \right] \right] \quad (II.19)$$

Au bout du temps t_1 , la contrainte est relâchée, on a donc pour $t \in] t_1, +\infty]$:

$$\sigma(t) = \sigma_0 [H(t) - H(t - t_1)] \quad (II.20)$$

De même, si on injecte cette contrainte dans l'équation (II.15), on obtient la réponse suivante [12] :

$$\varepsilon(t) = \sigma_0 [D(t) - D(t - t_1)] \quad (II.21)$$

$$\varepsilon(t) = \sigma_0 \left[\sum_{i=1}^{n_1} D_i \left[\exp\left(\frac{-(t - t_1)}{\tau_i}\right) - \exp\left(\frac{-t}{\tau_i}\right) \right] \right] \quad (II.22)$$

On a vu que le module de relaxation était différent de l'inverse de la complaisance en (II.11). Il est tout de même possible de passer de l'un à l'autre en appliquant le principe de superposition de Boltzmann. Nous ne ferons pas la démonstration ici car elle a peu d'intérêt pour ce mémoire. Nous nous contenterons de donner la relation entre les deux qui est [12] :

$$pL(E(t)) = \frac{1}{pL(D(t))} \quad (II.23)$$

Avec $L(E(t))$ et $L(D(t))$ les transformées de Laplace du module relaxation et de la complaisance. Cette équation est très utile car elle permet de faire le lien entre un essai de fluage et un essai de relaxation [12].

II.3. Modèles rhéologiques

Un modèle rhéologique est un modèle utilisé pour modéliser le comportement d'un matériau, c'est-à-dire pour simuler sa réponse à une sollicitation mécanique. Concernant la viscoélasticité linéaire, des modèles analogiques empiriques ont été proposés ; ils sont composés d'une combinaison de connexions en série et/ou parallèle de ressorts (de coefficients d'élasticité E_i) et d'amortisseurs (de coefficients de viscosité η) élémentaires, représentant les composantes élastique et visqueuse, respectivement. Il existe des modèles performants pour décrire la viscoélasticité, approchant de façon satisfaisante les courbes de caractérisation mécanique, mais de complexité mathématique élevée. Certaines lois de comportement sont intégrées dans des logiciels de calcul par éléments finis traitant la viscoélasticité [13].

Les fluides viscoélastiques peuvent aussi être représentés par des modèles analogiques électriques [13].

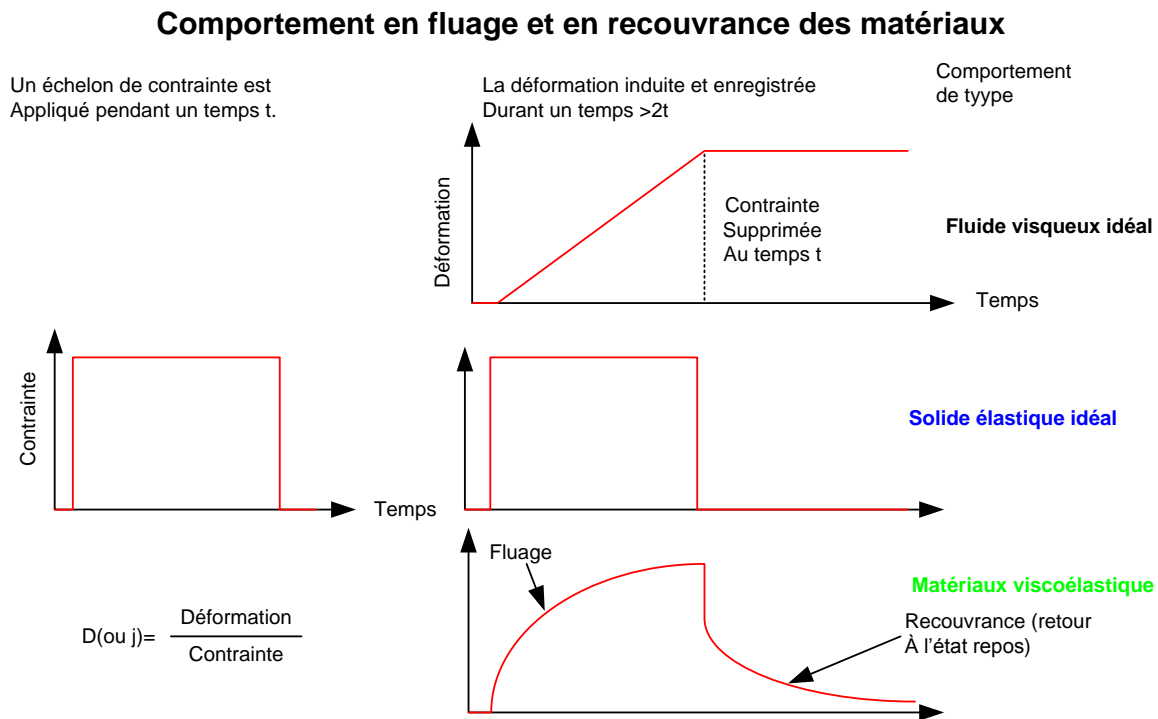


Figure II.6. Comportement des matériaux en fluage et en recouvrance [13].

II.3.1. Modèles élémentaires

- **Ressort** : ce modèle (analogique) représente le solide hookéen : comportement mécanique purement élastique ; loi de Hooke (modèle mathématique) [13].



Figure II.7. Ressort [13].

- **Amortisseur** : ce modèle représente le fluide newtonien : comportement visqueux (ou liquide) newtonien ; loi de Newton [27].

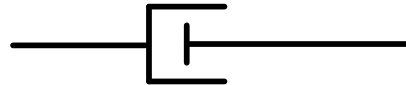


Figure II.8. Amortisseur [13].

- **Patin (ou élément de Saint-Venant)** : modèle représentant le solide rigide parfaitement plastique ; il introduit une non linéarité dans les modèles ; il décrit un comportement plastique (déformation irréversible) ; utilisé pour les fluides à seuil ; la contrainte appliquée doit dépasser un seuil de plasticité (appelé aussi seuil de déformabilité, de friction, contrainte d'écoulement) pour obtenir un déplacement [13].

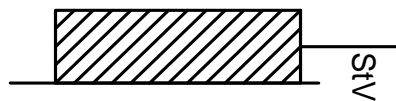


Figure II.9. Patin (ou élément de Saint-Venant) [13].

II.3.2. Modèle de Maxwell

Ce modèle est formé de l'association en série d'un ressort et d'un amortisseur [14] :

L'équation différentielle de comportement du modèle est :

$$\dot{\epsilon}(t) = \frac{1}{E_0} \dot{\sigma}(t) + \eta \sigma(t) \quad (II.24)$$

Le module complexe correspondant a pour expression :

$$\frac{1}{M(\omega)} = \frac{1}{E_0} + \frac{1}{i\eta\omega} \quad (II.25)$$

Que l'on peut aussi écrire en posant $\tau_0 = \eta E_0$:

$$(Maxwell) \quad M(\omega) = E_0 \frac{i\tau_0\omega}{1 + i\tau_0\omega} \quad (II.26)$$

En séparant la partie réelle et la partie imaginaire du module, on obtient :

$$M(\omega) = \frac{E_0 (\omega\tau_0)^2}{1 + (\omega\tau_0)^2} + i \frac{\eta\omega}{1 + (\omega\tau_0)^2} \quad (II.27)$$

La fonction de relaxation est :

$$r(t) = E_0 e^{-\frac{t}{\tau_0}} \quad (II.28)$$

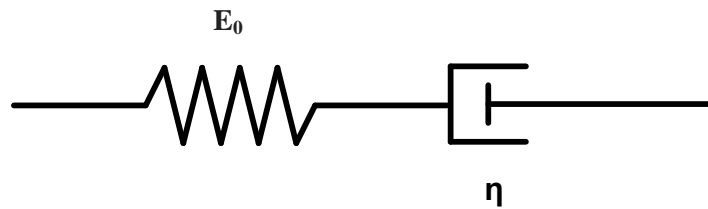


Figure II.10. Modèle rhéologique de Maxwell [14].

II.3.3. Modèle Maxwell généralisé (série Prony)

Comme le modèle de Maxwell a le problème de donner une contrainte nulle à l'infini dans le test de relaxation, le modèle général de Maxwell a été proposé pour résoudre le problème et être utilisé dans la modélisation appropriée de matériaux viscoélastiques compliqués. Il tient compte du fait

que la relaxation ne se produit pas à un moment unique, mais à une distribution des temps. La (Figure II.11.) montre le modèle rhéologique du « Général Maxwell » [15].

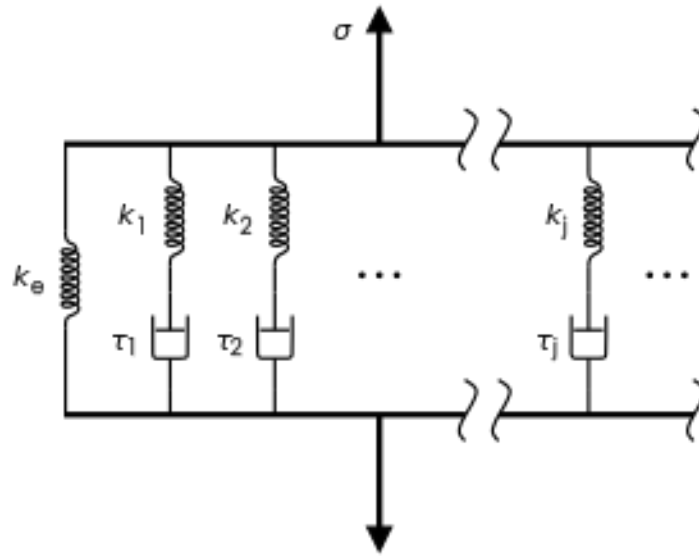


Figure II.11. Modèle rhéologique de Maxwell généralisé (Série de Prony) [15].

Dans cette partie, la série Prony est expliquée comme l'une des meilleures fonctions pour modéliser le comportement des élastomères en tant que matériaux viscoélastiques. Comme mentionné précédemment, le comportement viscoélastique peut être divisé en grande et petite déformation. Dans la modélisation de grandes déformations, l'un des modèles hyper élastiques doit également être ajouté afin d'obtenir un matériau hyper élastique à la fin. Cependant, dans le cas où la déformation est petite, seules les valeurs initiales de cisaillement et de module de masse seraient suffisantes comme valeurs de départ des propriétés du matériau au fil du temps. Ces modules de cisaillement et de masse sont représentatifs des parties déviatorique et volumétrique de la contrainte respectivement -équations (II. 29) et (II. 30) [15].

$$\sigma = \sigma_{\text{déviatorique}} + \sigma_{\text{volumétrique}} \quad (\text{II. 29})$$

$$\sigma = \int_0^t 2G(t-T) \left(\frac{\partial e}{\partial T} \right) + I \int_0^t K(t-T) \left(\frac{\partial \Delta}{\partial T} \right) \partial T \quad (\text{II. 30})$$

Où σ est la contrainte de Cauchy, e et Δ font partie déviatorique et volumétrique des déformations. Et $G(t)$ et $K(t)$ sont des fonctions de cisaillement et de module de masse, t et T sont le temps courant et passé et I est la matrice d'identité.

La série Prony a ensuite été proposée par les formules (II.31) et (II.32) suivantes concernant le module de cisaillement et de masse au fil du temps [15].

$$G = G_0 \left[\alpha_\infty^G + \sum_{l=1}^{n_a} \alpha_l^G \exp\left(\frac{-t}{T_l^G}\right) \right] \quad (II.31)$$

$$K = K_0 \left[\alpha_\infty^K + \sum_{l=1}^{n_x} \alpha_l^K \exp\left(\frac{-t}{T_l^K}\right) \right] \quad (II.32)$$

Où l'exposant montre l'appartenance au module de cisaillement ou de masse, et l'indice indique le nombre de composants en série [15].

$\alpha_i = \frac{G_i}{G_0}$ et τ_i est la constant de temps de relaxation pour chaque composant de la série Prony.

α_∞ Pourrait être simplement calculé part égal à zéro. Ensuite, l'équation (II.31) passe à l'équation (II.33);

$$G_0 = G_0 \left[\alpha_\infty^G + \sum_{i=1}^{n_G} \alpha_i^G \right] \quad (II.33)$$

Où le terme $\alpha_\infty + \sum_{i=1}^n \alpha_i$

Doit alors être égal à 1. Cela signifie que $\alpha_\infty = 1 - \sum_{i=1}^n \alpha_i$

Par conséquent, la seule constante de la formule est et doit être déterminée par un test de relaxation. En choisissant le nombre de composants Prony et en effectuant un ajustement de courbe provenant des résultats expérimentaux du test de relaxation, nous pouvons obtenir les coefficients inconnus et modéliser notre matériau viscoélastique basé sur la série Prony [15].

Les valeurs initiales de G et K seraient prises en compte dans la série à un temps égal à zéro. Dans le cas où le matériau est incompressible comme les élastomères, le coefficient de Poisson pourrait être supposé constant égal à 0,5, c'est-à-dire le module d'encombrement infini. Cependant, dans le cas intéressé, la procédure de recherche des coefficients de la fonction de masse serait la même que la fonction de cisaillement. Bien qu'il existe également d'autres fonctions supplémentaires qui pourraient être mises en œuvre pour modéliser le comportement du matériau à différentes températures, comme la fonction de décalage William-Landel-Ferry, dans la plupart des cas, l'hypothèse d'une procédure isotherme à la température ambiante pourrait être maintenue. Selon l'exactitude des paramètres du matériau, différents nombres de composants de la fonction peuvent être utilisés, mais la plupart du temps, 4 ou 5 suffiront [15].

Peut être représenté par un amortisseur purement visqueux et un ressort hookéen mis en parallèle comme l'indique le schéma ci-contre [16].

Dans le cas où les deux éléments sont placés en série, on obtient le modèle de Maxwell.

Dans ce modèle en parallèle, la déformation du ressort (R) est la même que celle de l'amortisseur (A):

$$Y_{Total} = Y_A + Y_R \quad (II. 34)$$

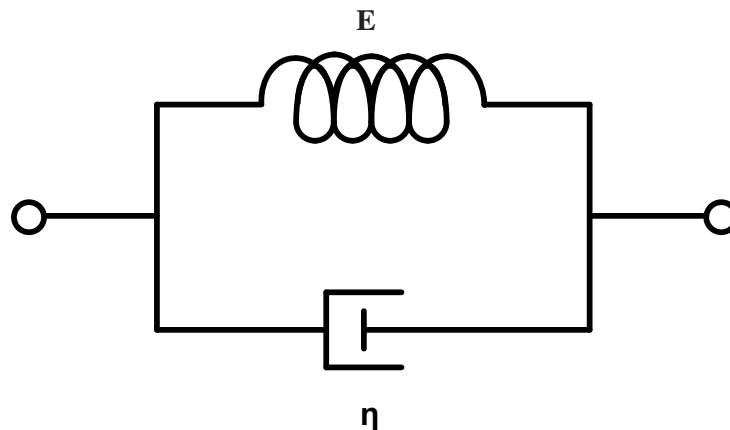


Figure II.12. Représentation schématique du modèle de Kelvin–Voigt [16].

Par ailleurs, la contrainte totale est la somme des contraintes du ressort et de l'amortisseur :

$$\sigma_{Total} = \sigma_A + \sigma_R \quad (II.35)$$

Les contraintes de l'amortisseur et du ressort sont données respectivement par :

$$\sigma_A = \eta \dot{\gamma} \quad (II.36)$$

$$\sigma_R = E\gamma \quad (II.37)$$

Où E est le module élastique associé au ressort et η le coefficient de viscosité associé à l'amortisseur représentant un fluide newtonien [16].

On en déduit alors que :

$$\sigma(t) = E\gamma(t) + \eta \frac{d\gamma(t)}{dt} \quad (II.38)$$

De même que pour le modèle de Maxwell, on en déduit un temps caractéristique de relaxation :

$$\tau = \frac{\eta}{E} \quad (II.39)$$

II.3.4. Modèle de Kelvin-Voigt

Ce modèle résulte de l'association en parallèle d'un ressort de module d'élasticité E_1 et d'un amortisseur de viscosité η . L'équation différentielle de comportement du modèle s'écrit donc [14].

$$\sigma(t) = E_1 \varepsilon(t) + \eta \dot{\varepsilon}(t) \quad (II.40)$$

Et son module complexe est :

$$(Kelvin - Voigt) M(\omega) = E_1 + i\eta\omega \quad (II.41)$$

En posant $\tau_1 = \eta E_1$, ce dernier peut aussi s'écrire :

$$M(\omega) = E_1(1 + i\tau_1\omega) \quad (II.42)$$

La fonction de fluage est :

$$f(t) = \frac{1}{E_1} \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_1}} \right) \quad (II.43)$$

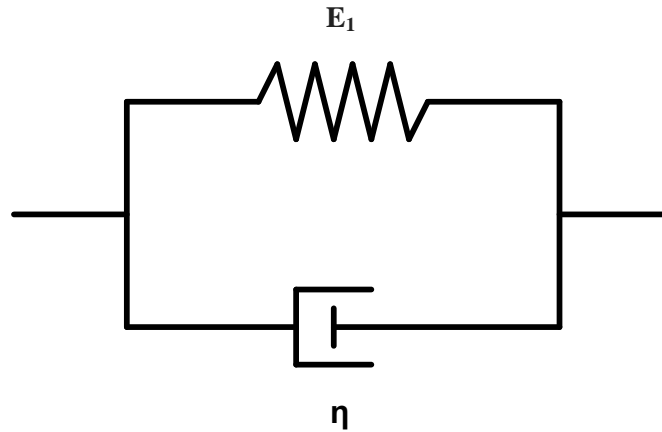


Figure II.13. Modèle rhéologique de Kelvin-Voigt [14].

II.3.5. Modèle de Zener

Le modèle de Zener (Figure II.10.) est constitué d'un modèle de Kelvin-Voigt de paramètres (E_1, η) en série avec un ressort de module d'élasticité E_0 . Si ε_0 et ε_1 représentent respectivement la déformation de chacun des ressorts et σ la contrainte associée, on a [14]:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_1 \quad (II.45)$$

$$\sigma = E_0 \varepsilon_0 \quad (II.46)$$

$$\sigma = E_1 \varepsilon_1 + \eta \dot{\varepsilon}_1 \quad (II.47)$$

Où ε est la déformation totale du modèle.

En combinant ces trois relations ci-dessus, l'équation de comportement s'écrit :

$$(E_0 + E_1)\sigma(t) + \eta \dot{\sigma}(t) = E_0(E_1 \varepsilon + \eta \dot{\varepsilon}(t)) \quad (II.48)$$

Le module complexe s'écrit :

$$\frac{1}{M(\omega)} = \frac{1}{E_1 + i\eta\omega} + \frac{1}{E_0} \quad (II.49)$$

En notant $\tau_1 = \frac{\eta}{E_1}$, $\tau = \frac{\eta}{E_0 + E_1}$, $E = \frac{E_0 E_1}{E_0 + E_1}$, on obtient :

$$(Zener) \quad M(\omega) = E \frac{1 + i\tau_1 \omega}{1 + i\tau \omega} \quad (II.50)$$

En séparant la partie réelle et la partie imaginaire, la relation (II.50) devient :

$$M(\omega) = E \frac{1 + \tau_1 \tau \omega^2}{1 + (\tau \omega)^2} + iE \frac{(\tau_1 - \tau) \omega}{1 + (\tau \omega)^2} \quad (II.51)$$

Les paramètres τ et τ_1 sont appelés respectivement temps à l'équilibre et temps caractéristique de relaxation. Le paramètre η est un coefficient d'amortissement et peut être relié à τ ou τ_1 . E est assimilé à un module d'élasticité différée, dans la mesure où, au bout d'un temps infini, il relie linéairement contrainte et déformation ($\sigma = \varepsilon = 0$). Enfin, E_0 est le module d'élasticité instantanée. Les expressions des modules complexes des modèles de Kelvin-Voigt et Maxwell sont des cas particuliers du modèle de Zener (Figure II.14.). En effet [14].

Si $E_0 \rightarrow \infty$ on retrouve le modèle de Kelvin-Voigt (Figure II.13.),

avec $E \rightarrow E_1$, $\tau \rightarrow 0$ et $\tau_1 = \frac{\eta}{E_1}$. Si $E_1 \rightarrow 0$ on retrouve le modèle de Maxwell (Figure II.10.)

, et on a alors $E \rightarrow 0$, $\tau_1 \rightarrow \infty$, $E\tau_1 \rightarrow \eta$, et $\tau = \frac{\eta}{E_0}$.

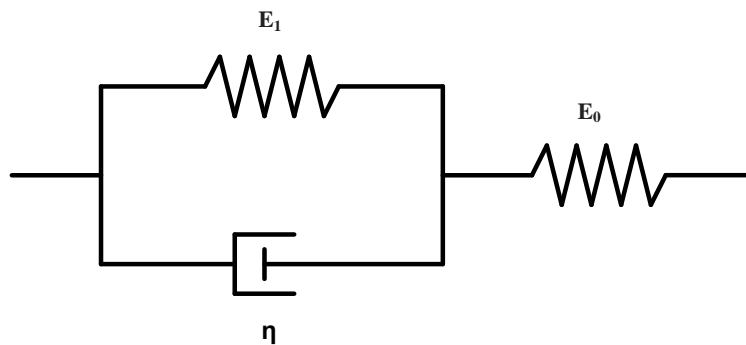


Figure II.14. Modèle rhéologique de Zener [14].

Bibliographes

1. F. Saint-Antonin, 'Essais de fluage', Tech. L'ingénieur. Matériaux métalliques, vol. M III, 1995.
2. S. Dubiez-Le Goff, 'Comportement et endommagement d'un superalliage élaboré par compression isostatique à chaud', These de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, n° d'ordre 1863, 237 p, 2003.
 - a. Dubiez-Le Goff, Sophie. Comportement et endommagement d'un superalliage élaboré par compression isostatique à chaud.2003, Diss.
3. E. D. C. Andrade, on the viscous flow in metals, and allied phenomena', Proc. R. Soc. Lond. Ser. Contain. Pap. Math. Phys. Character, Vol. 84, pp. 1-12, 1910.
4. P. G. MeVerry. 'Factors affecting the choice of working stresses for high temperature service'. Trans ASME, vol. 55. p. 99-109. 1933.
5. B. Conway and MJ Mallikin. "An eyaluation of various tirst stage cresp equations', Journal of Metals, vol 17. p. 1020. 1965
- A. Grahara and K. F.A Walles. Relationships between long and short time creep and tensile properties of a commercial alloy. Iron Steel Inst Lond. Vol 179, pp. 105-120, 1955
6. F. H Norton. The creep of steel at high temperature. McGraw-Hill Book Company, New York. 1929
- A. Nadai, The influence of time upon creep. The hyperbolic sine creep law', S. Timoshenko 60th Anniversary, Macmillan, New York, pp. 155-170, 1938.
7. D. McHenry, 'A new aspect of creep in concrete and its application to design', in Proc. ASTM, 1943, vol. 43, pp. 1069-1084.
8. Y. N. Rabotnov, Creep Problems in Structural Elements', Amsterdam: North- Holland, 836 p., 1969.
9. J.-P. Poirier, 'Creep of crystals: high-temperature deformation processes in metals, ceramics and minerals', Cambridge University Press, 1985.
10. Vivien, G., Modélisation d'une vanne à tournant sphérique munie d'un joint de polymère viscoélastique. 2010, École Polytechnique de Montréal.

11. Disponible sus :
https://fr.wikipedia.org/wiki/Modèle_rhéologique Le:15.08.2020
12. Long, Alex Huynh Kim. Analyse du comportement dynamique d'un élastomère: modélisation et identification. Diss. 2005.
13. Mottahedi, M., et al., Numerical analysis of relaxation test based on Prony series material model, in Integrated Systems, Design and Technology 2010. 2011, Springer. p. 79-91.
14. Disponible sur :
https://fr.wikipedia.org/wiki/Modèle_de_Kelvin-Voigt Le:20.08.2020

Table des matières

CHAPITRE III

ETUDE NUMERIQUE DE PHENOMENE DU FLUAGE

Introduction	45
III.1. Simulation du phénomène de fluage	45
III.2. Effet du renfort et la géométrie des fibres sur le phénomène de fluage	48
III.2.1. Choix de la forme géométrique du renfort.....	48
III.2.2. Effet de l'élanement géométrique L/d de renfort sur le phénomène de fluage	50
III.3. Effet de la forme géométrique L/d du renfort sur les propriétés élastiques du composites pour taux de renfort élevé $V_f = 30\%$	52
III.3.1. Calcul de module de Young de composite	52
a) Module de Young au moment de départ : $t=0$ s	52
b) Calcul de module de Young de composite après deux heures	53
III.3.2. Calcul de coefficient de Poisson.....	54
a) Coefficient de Poisson au moment de départ : $t=0$ s.....	54
b) Coefficient de Poisson après deux heures.....	55
III.4. Calcul des propriétés viscoélastiques d'un matériau composite selon le modèle exponentiel (série de Prony)	56
Conclusion.....	65
Conclusion générale	69

CHAPITRE III

ETUDE NUMERIQUE DE PHENOMENE DU

FLUAGE

Introduction

Dans ce chapitre nous procédons à simuler numériquement le phénomène de fluage et étudier l'effet des différentes propriétés géo-mécaniques des matériaux sur le comportement viscoélastique. Des matériaux composites faisant l'objet de cette étude avec des propriétés différentes seront utilisés, à savoir un matériau élastique et un autre viscoélastique constituant respectivement le renfort et la matrice. A cet effet un modèle rhéologique de Maxwell général est considéré. Ensuite, nous essayons de modéliser le matériau composite résultant du mélange en étudiant son comportement à long terme. Une démarche inverse est utilisée afin de déduire ses paramètres viscoélastiques du mélange selon le même modèle rhéologique.

III.1. Simulation du phénomène de fluage

Pour connaître l'effet du phénomène de fluage sur la rigidité des matériaux constitutifs des structures, une simulation numérique est réalisée à l'aide de code numérique "Digimat". Deux matériaux de propriétés mécaniques différentes sont considérés dans le matériau composite à étudier, à savoir, le verre qui considéré élastique endommageable, avec les propriétés élastiques définies dans le Tableau (III.1) et un matériau arbitraire qui représente des propriétés viscoélastiques Tableau (III.2.). Le matériau résultant est considéré préalablement viscoélastique endommageable.

Tableau III.1. Propriétés mécaniques des constituants du matériau composite.

Renfort	Matrice
Nom : Verre Type = Élastique Densité = $2,6e - 9 \text{ kg/mm}^3$ Modèle élastique = Isotrope Module de Young = 7200 (MPa) Coefficient de Poisson = $4. e-001 (-)$	Nom = Matériau viscoélastique Type = viscoélastique Densité = $1,25. e - 9 \text{ kg/mm}^3$ Model Viscoélastique = Série Prony La valeur initiale de Cisaillement : $G = 500 \text{ (MPa)}$ La valeur initiale de module de compressibilité : $k = 1.E+4 \text{ (MPa)}$

Tableau III.2. Paramètres de la série Prony (modèle de Maxwell généralisé) du matériau viscoélastique.

Série de Prony : Module de cisaillement (G)		Série de Prony : Module de compressibilité (K)	
Temps de relaxation au cisaillement	Coefficients de poids de cisaillement	Temps de relaxation au compressibilité	Coefficients de poids de compressibilité
$\tau_1 = 0.1 \text{ s}$	$\alpha_1 = 0.18$	$\tau_1 = 0.1 \text{ s}$	$\alpha_1 = 0.18$
$\tau_2 = 1 \text{ s}$	$\alpha_2 = 0.15$	$\tau_2 = 1 \text{ s}$	$\alpha_2 = 0.15$
$\tau_3 = 10 \text{ s}$	$\alpha_3 = 0.12$	$\tau_3 = 10 \text{ s}$	$\alpha_3 = 0.12$
$\tau_4 = 100 \text{ s}$	$\alpha_4 = 0.1$	$\tau_4 = 100 \text{ s}$	$\alpha_4 = 0.1$
$\tau_5 = 1000 \text{ s}$	$\alpha_5 = 0.08$	$\tau_5 = 1000 \text{ s}$	$\alpha_5 = 0.08$

$$G = G_0 \left[\alpha_\infty + \alpha_1 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_1}} + \alpha_2 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_2}} + \alpha_3 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_3}} + \alpha_4 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_4}} + \alpha_5 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_5}} \right] \quad (III.1)$$

$$K = k_0 \left[\alpha_\infty + \alpha_1 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_1}} + \alpha_2 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_2}} + \alpha_3 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_3}} + \alpha_4 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_4}} + \alpha_5 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_5}} \right] \quad (III.1)$$

G : Module de cisaillement (GPa).

K : Module de compressibilité (GPa).

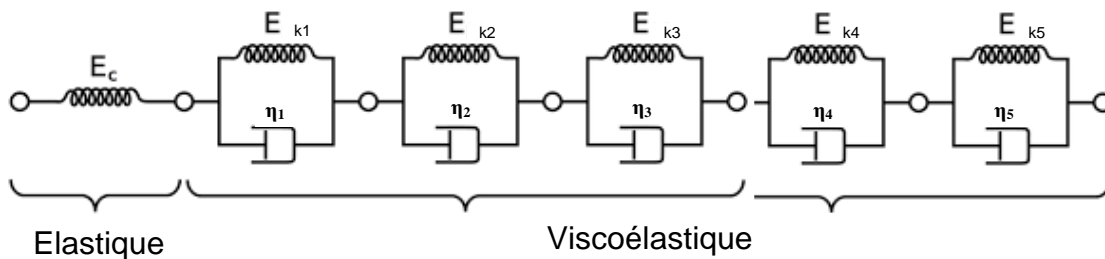


Figure III.1. Modèle rhéologique de Maxwell généralisé (Série de Prony).

Après avoir introduire les propriétés mécaniques de deux matériaux (*Verre + Matériau viscoélastique*) par le biais de l'interface graphique du programme *Digimat* et avoir choisi les modèles rhéologiques de chaque matériau, il convient de définir les phases pour de chaque matériau et cela en saisissant les données suivantes (Tableau III.3) :

Tableau III.3. Les prospérités des phases.

Phase d'inclusion	Phase de la matrice
Nom = Verre Fraction volumique = 5 %, 10%, 15%, 25 et 30 % Comportement = solide déformable (élastique) Matériau = Verre Forme géométrique : ellipsoïdale, L/d = 1, 25, 50, 75 et 100 Orientation = aléatoire 2D Revêtu = non	Nom = Matériau viscoélastique Fraction volumique = 95 %, 90%, 85%, 75 et 70 % Comportement : viscoélastique Matériau = Matériau viscoélastique

Ensuite, une charge mécanique de type contrainte est appliquée en suivant un comportement de fluage du matériau en considération. Tableau (III.4.).

Tableau III.4. La charge mécanique de calcul.

Le chargement de l'essai
Nom = Mécanique Type = Contrainte Charge = Fluage Contrainte initial = 0,0e + 0 (MPa) Valeur de pique = 20 (MPa) Nombre d'incréments = 100 Temps de chargement = 0.1 s Historique = monotone Quasi statique = activé

Avant de démarrer les calculs de simulation sur le programme *Digimat*, il ne nous reste plus qu'à introduire les paramètres du temps nécessaire au processus de calcul et ceux liés au contrôle du schéma d'homogénéisation ainsi que l'équilibre des charges, tout en assurant une convergence de processus itératif. Ainsi, les données suivantes sont choisies le long des calculs :

Tableau III.5. Paramètres du temps de calcul.

Le temps nécessaire au processus d'essai
Nom = Fluage
Type = Mécanique
Nom de chargement = Mécanique
Heure finale = 7200 (s)
Temps maximum d'incrément = 3,6 e + 000 (s)
Temps minimum d'incrément = 0.036 (s)
Homogénéisation = marche

III.2. Effet du renfort et la géométrie des fibres sur le phénomène de fluage

III.2.1. Choix de la forme géométrique du renfort

La forme se réfère en fait au rapport de la longueur (L) et du diamètre (d) des inclusions vides. Le programme *Digimat* nous offre trois manières différentes pour définir la géométrie des inclusions. Egalement, une représentation graphique 3D interactive de la forme d'inclusion s'affiche.

Remarque: Par souci de simplicité, notez que les inclusions et les vides seront appelés inclusions uniquement pour les sous-sections à venir Rapport (*hauteur / largeur*) fixe Ce paramètre de forme définit le rapport d'aspect L/d d'une inclusion modélisée en asphéroïde (*c'est – à – dire un ellipsoïde de révolution*), où L 'est la longueur le long de l'axe de révolution et (d) est le diamètre dans le plan orthogonal à l'axe de révolution.

- Une inclusion sphérique a un rapport (*Hauteur / Largeur*) de 1.
- Le rapport (*hauteur / largeur*) des fibres doit être réglé sur une valeur supérieure à 1, souvent dans la plage de 15 à 30 pour les fibres courtes et beaucoup plus élevée pour les fibres longues.
- Les stratifiés doivent avoir un rapport (*hauteur / largeur*) très élevé; notez que les proportions égales ou supérieures à 1000 sont considérées comme infinies dans les calculs Digimat.
- Enfin, le rapport (*hauteur / largeur*) des plaquettes doit être inférieur à 1 mais supérieur à 0 (Figure III.2)

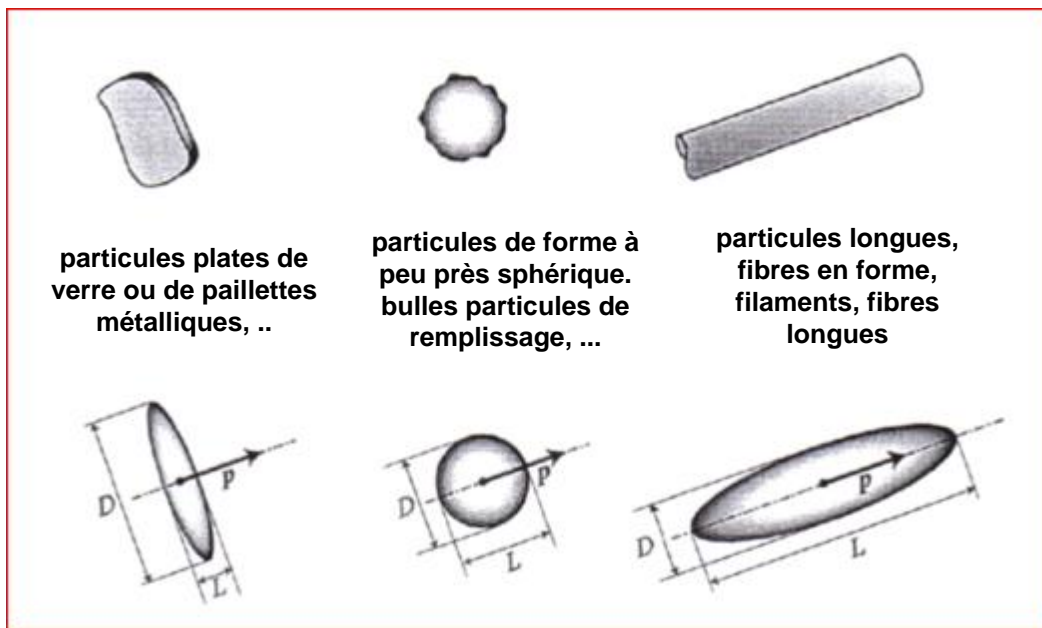







Figure III.2. Différentes formes géométriques du renfort.

Le Tableau III.6 montre les différentes formes géométriques du renfort (*Verre*) lors de sa modification à chaque fois.

Tableau III.6. Elancement L/d des inclusions.

				
$L/d = 1$	$L/d = 25$	$L/d = 50$	$L/d = 75$	$L/d = 100$

III.2.2. Effet de l'élancement géométrique L/d de renfort sur le phénomène de fluage

Pour étudier l'effet de la forme géométrique des inclusions sur la déformation en fluage (ε) et les propriétés élastiques (Module de Young (E) et Module de Poisson (ν)), une charge monotone de 20 MPa est appliquée sur une cellule du matériau composite prédéfini pendant une période de 7200 secondes, Les résultats obtenus sont présentés sur les figures suivantes : de III.3 jusqu'à III.8. La figure III.3 représente les variations de déformation (ε) en fonction de temps (t) pour différents élancements géométriques des inclusions et une fraction volumique relativement faible $V_f = 5\%$.

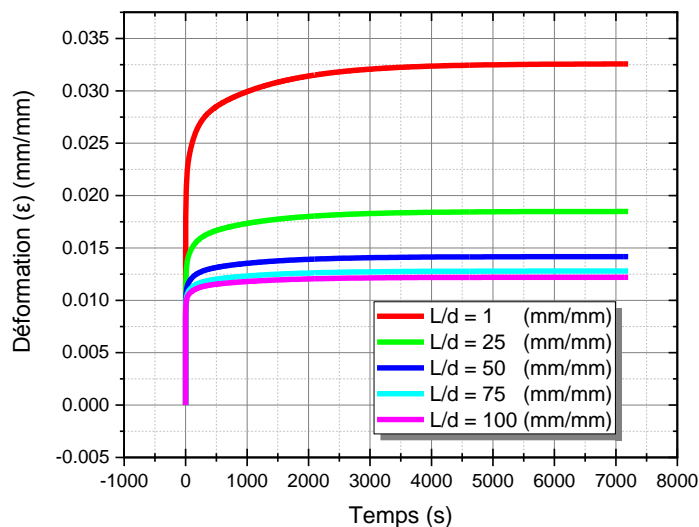


Figure III.3. Ajustement de déformation ε en fonction de temps (t) pour faible fraction volumique de renfort $V_f = 5\%$

On remarque que les courbes de la figure III.3 représentent des allures typiques de la courbe de fluage, d'où les deux zones de fluage: primaire et secondaire sont clairement illustrées sur l'intervalle du temps. Une forte vitesse de déformation est constatée au voisinage de $t=0$ s. Des valeurs initiales de déformation sont enregistrées pour toutes les formes géométriques du renfort. Des valeurs supérieures sont constatées pour les matériaux à base de renfort avec fibres courtes $L/d \leq 25$. A partir du rapport $L/d = 50$, les déformations initiales diminuent avec un écart négligeable. Dans la région qui suit, zone primaire, la déformation (ε) augmente relativement avec une diminution progressive de la vitesse. Au-delà de $t = 1000$ s, l'allure des déformations s'avèrent linéaires et une stabilité de la vitesse est obtenue. Alors pour cette faible fraction volumique de renfort, on remarque que plus la forme géométrique L/d du renfort est grande, plus la valeur de déformation (ε) est faible, la vitesse de déformation est lentement diminuée en réduisant le rapport L/d et cela est dû en fait à la résistance mécanique du composite lorsque les fibres sont longues.

D'autre part, pour une fraction volumique élevée ($V_f = 30\%$), l'effet de l'éclatement des ellipsoïdes de renfort est également étudié. Les déformations en fonction du temps sont représentées sur la figure III.4.

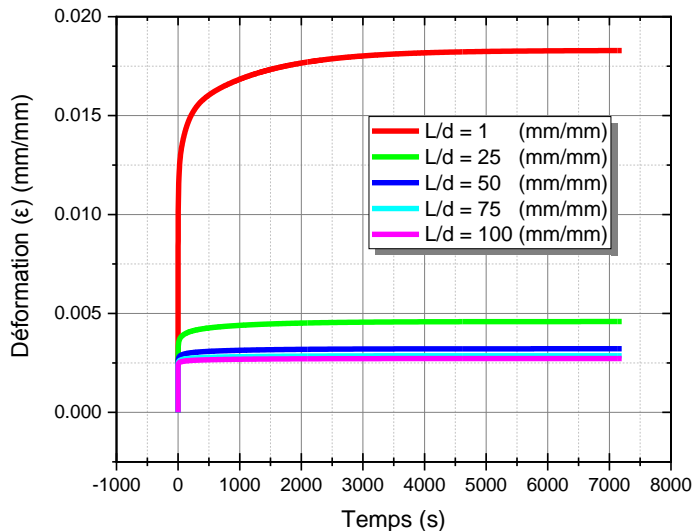


Figure III.4. Ajustement de déformation ε en fonction de temps (t) pour faible fraction volumique de renfort $V_f = 30\%$

De la même façon que le cas précédent, on remarque l'apparition des mêmes zones de fluage. Les courbes de déformation sont étroitement confondues pour les matériaux à renfort long ($L/d \geq 50$). Le comportement du fluage est clairement constaté pour des élancements $L/d > 25$.

En comparant les résultats des figures (III.3) et (III.4), on constate d'une part que les courbes de fluage sont typiquement définies pour les matériaux composites à renfort courtes, d'autre part, la zone primaire de la courbe de fluage est atténuée pour les matériaux composites à fraction volumique de renfort élevée. Il est évidemment montré que le matériau composite représente des déformations plus grandes lorsque le matériau composite est moins renforcé $V_f = 5\%$.

III.3. Effet de la forme géométrique L/d du renfort sur les propriétés élastiques du composites pour taux de renfort élevé

Pour étudier l'effet de la forme géométrique (L/d) du renfort sur les propriétés élastiques (*module de Young et le coefficient de Poisson*) durant un phénomène de fluage, le même matériau déjà défini dans la section précédente est choisi avec une fraction volumique de renfort de 30 %. Le calcul est fait pour différentes élancements géométriques. Les résultats obtenus sont illustrés sur les figures III.5 à III.8.

III.3.1. Calcul de module de Young de composite

a) Module de Young au moment de départ : $t=0$ s

La figure III.5 montre La variation de module de Young (E) en fonction de la forme géométrique L/d du renfort à l'instant $t = 0$.

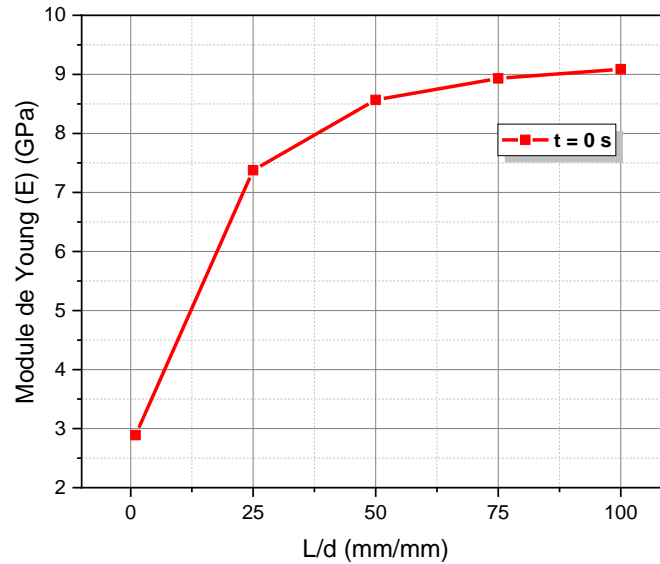


Figure III.5. Variation de module de Young en fonction de la forme géométrique

$$L/d, t = 0 \text{ s}$$

Au début, on remarque que le module de Young du matériau composite obtenu est élevé par rapport à celui du matériau dominant (*le matériau viscoélastique*). Cela est dû à la rigidité élevée du renfort utilisé (*fibre de verre, $E = 72 \text{ GPa}$*) et à la fraction volumique $V_f = 30\%$. D'autre part, on note une augmentation significative de la valeur du module de Young ($2.9 \text{ GPa} < E < 7.4 \text{ GPa}$) lorsque la forme géométrique L/d du renfort (*verre*) change de 1 à 25. L'augmentation du module de Young est encore constatée (7.4 GPa à 8.6 GPa) pour les valeurs de L/d comprise entre 25 et 50. Lorsque le rapport dépasse cette limite ($L/d > 50$), les valeurs du module de Young se rapprochent de la valeur de 9 GPa , et l'effet de la forme géométrique diminue.

b) Calcul de module de Young de composite après deux heures

La figure III.6. Montre la variation de module de Young en fonction de la forme géométrique L/d du renfort à l'instant $t = 7200 \text{ s}$.

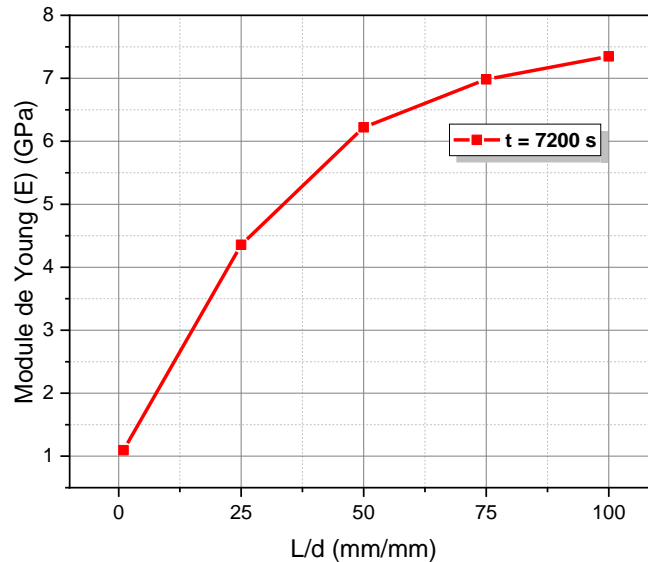


Figure III.6. Variation de module de Young en fonction de la forme géométrique

$$L/d, t = 7200 \text{ s}$$

À partir de la figure III.6, nous remarquons que lorsque la forme géométrique de renfort (*verre*) est limitée entre $1 < L/d < 50$, alors le module de Young augmente de 1.1 GPa jusqu'à 4.3 GPa . Du même croisement avec une pente s'affaiblit par une forme géométrique de renfort délimitée entre 50 et 100.

En comparant les résultats des figures (III.5) et (III.6), on constate que l'augmentation de l'élanement des fibres de verre améliore considérablement la rigidité de matériau composite (*module de Young*). On note également qu'avec le déroulement du phénomène de fluage, le module de Young diminue progressivement, cela est dû au relâchement des liaisons entre les molécules.

III.3.2. Calcul de coefficient de Poisson

a) Coefficient de Poisson au moment de départ : $t=0 \text{ s}$

La figure III.7 montre La variation du coefficient de Poisson (ν) en fonction de la forme géométrique (L/d) du renfort (*verre*) à l'instant $t = 0 \text{ s}$.

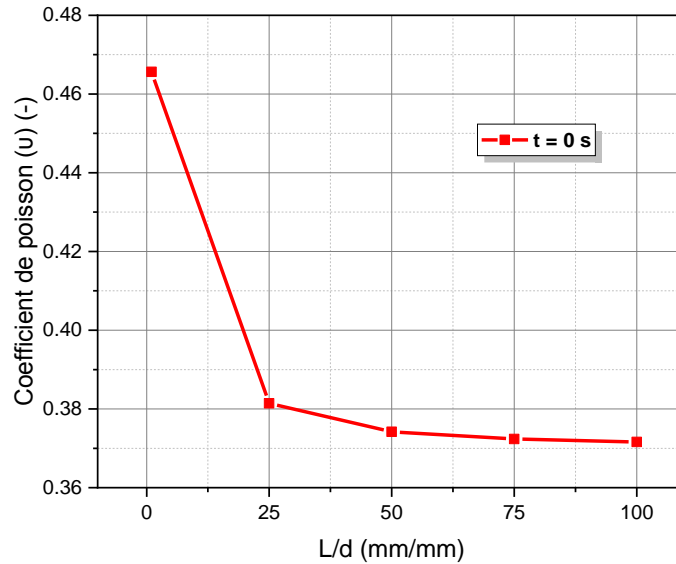


Figure III.7. Variation du coefficient de Poisson (ν) en fonction de la forme géométrique

$$L/d, t = 0 \text{ s}$$

A partir de la figure (III.7), on remarque que le coefficient de Poisson décroît rapidement d'une valeur de 0.468 à une valeur de 0.382 lorsque les fibres sont plus allongés $L/d = 25$.

Alors que lorsque les valeurs des formes géométriques de renfort (*verre*) sont délimitées entre 25 et 100, le coefficient de Poisson décroît lentement de la valeur 0.382 jusqu'à 0.372.

b) Coefficient de Poisson après deux heures

La figure (III.8) montre la variation du coefficient de Poisson (ν) en fonction de la forme géométrique (L/d) du renfort (*verre*) à l'instant $t = 7200 \text{ s}$.

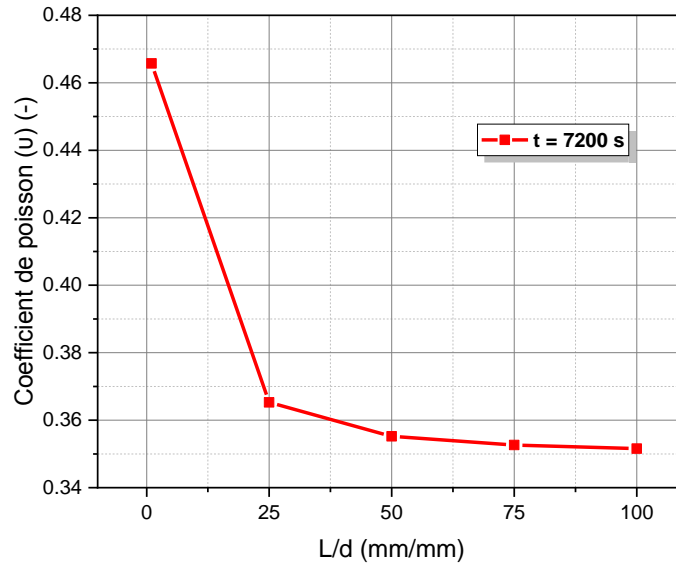


Figure III.8. Variation du coefficient de Poisson (ν) en fonction de la forme géométrique

$$L/d, t = 7200 \text{ s}$$

A la fin de calcul ($t = 7200 \text{ s}$), on constate que le coefficient de Poisson décroît davantage ($0.468 > \nu > 0.366$) lorsque l'élongement des ellipsoïdes augmente de 1 à 25. Au-delà de cette forme, les valeurs du coefficient de Poisson se stabilisent au voisinage de la valeur de 0.35.

En comparant les résultats des figures (III.7) et (III.8), On a pu constater que l'apport des fibres avec grand allongement réduit les valeurs du coefficient de Poisson du matériau composite en question. Cependant, on a remarqué qu'après deux heures, le coefficient de Poisson du matériau composite diminue par rapport à celui à l'instant initial. Cela est déjà rendu au relâchement des molécules du matériau dans le seul sens de la charge.

III.4. Calcul des propriétés viscoélastiques d'un matériau composite selon le modèle exponentiel (série de Prony)

Après avoir effectué des simulations numériques sur le comportement d'un composite à base de deux matériaux de nature et propriétés mécaniques différentes, et avoir déduit un comportement

viscoélastique, nous procédons par la suite à déduire ces propriétés viscoélastiques globales relatives au modèle rhéologique de de Maxwell (*Série Prony*).

On considère le matériau composite obtenu et constitué d'un matériau élastique (Ressort) et d'un matériau viscoélastique (Trois chaînes fermées, chaque chaîne étant constituée d'un amortisseur et d'un ressort) reliés sous la forme d'une chaîne en série, Figure (III.9).

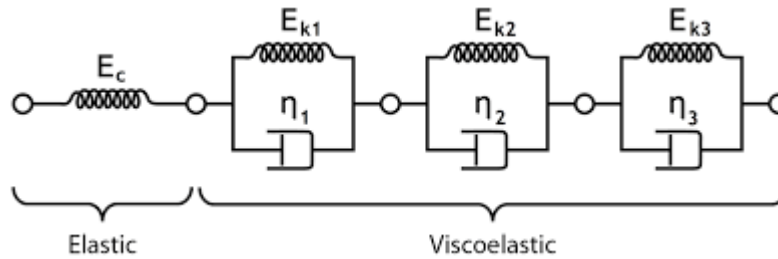


Figure III.9. Modèle de Maxwell généralisé (*série de Prony*) d'un matériau composite

(*Verre + Matériau viscoélastique*).

Le calcul des paramètres est basé sur la détermination des paramètres liés au module de cisaillement. Un calcul pareil peut être effectué pour la variation de module de compressibilité. Des calculs pour différents élargement géométriques des fibres de renfort et deux fractions volumiques seront effectués dans la suite de cette partie. Donc, prenant le cas d'un matériau à une fraction volumique de 5% et des fibres sphériques ($L/d = 1$). On trace l'allure du module de cisaillement (G) en fonction de temps (t). On obtient donc la courbe suivante :

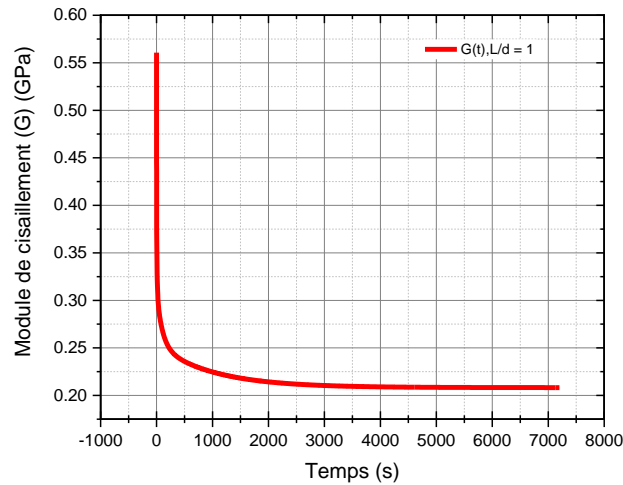


Figure III.10. Module de cisaillement (G) en fonction de temps (s). $G(t), Vf = 5\%, L/d = 1$

Nous essayons maintenant d'interpoler les valeurs de la fonction $G(t)$ en utilisant une fonction exponentielle de la forme (III.3) et cela en effectuant un processus d'interpolation des courbes non linéaires (*Nonlinear curve Fitting*).

$$Y = A_1 \times \exp\left(\frac{-X}{t_1}\right) + A_2 \times \exp\left(\frac{-X}{t_2}\right) + A_3 \times \exp\left(\frac{-X}{t_3}\right) + Y_0 \quad (III.3)$$

Nous obtenons donc la courbe suivante :

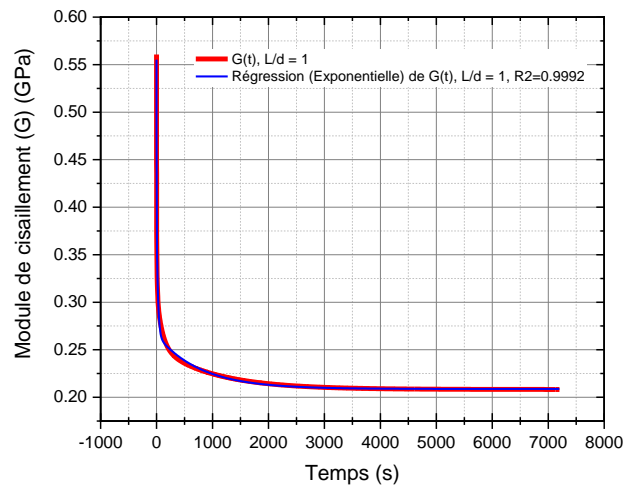


Figure III.11. Ajustement du module de cisaillement $G(t), Vf = 5\%, L/d = 1$

En égalisant les deux relations (III.1) et (III.3), nous pouvons écrire :

$$G_0 \left[\alpha_\infty + \alpha_1 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_1}} + \alpha_2 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_2}} + \alpha_3 \cdot e^{\frac{-t}{\tau_3}} \right] = A_1 \times \exp\left(\frac{-X}{t_1}\right) + A_2 \times \exp\left(\frac{-X}{t_2}\right) + A_3 \times \exp\left(\frac{-X}{t_3}\right) + Y_0 \quad (\text{III. 4})$$

Quand : $t \longrightarrow 0$, $G(0) = G_0$

On aura :

$$G_0 (\alpha_\infty + \alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3) = G_0$$

Nous trouvons donc :

$$\alpha_\infty + \alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3 = 1 \quad (\text{III. 5})$$

En substituant (III.5) dans l'équation (III.4) à l'instant $t = 0$, on obtient :

$$G_0 = A_1 + A_2 + A_3 + Y_0 \quad (\text{III. 6})$$

L'égalité de deux termes constants de l'équation (III.4) nous permet d'écrire :

$$G_0 \alpha_\infty = Y_0 \implies \alpha_\infty = Y_0 / G_0 \quad (\text{III. 7})$$

La comparaison entre les termes de l'équation (III.4) nous donne:

$$A_1 = G_0 \times \alpha_1 \implies \alpha_1 = \frac{A_1}{G_0} \quad (\text{III. 8})$$

$$A_2 = G_0 \times \alpha_2 \implies \alpha_2 = \frac{A_2}{G_0} \quad (\text{III. 9})$$

$$A_3 = G_0 \times \alpha_3 \implies \alpha_3 = \frac{A_3}{G_0} \quad (\text{III. 10})$$

Avec :

$$t_1 = \tau_1 \quad (\text{III. 11})$$

$$t_2 = \tau_2 \quad (\text{III. 16})$$

$$t_3 = \tau_3 \quad (\text{III. 17})$$

Le tableau suivant récapitule les résultats obtenus:

Tableau III.7. Paramètres de la fonction exponentielle après l'interpolation de la courbe non linéaire.

Modèle	Fonction exponentielle à trois phases avec des constantes de temps (ExpDec3)
Equation	$Y = A_1 \times \exp\left(\frac{-X}{\tau_1}\right) + A_2 \times \exp\left(\frac{-X}{\tau_2}\right) + A_3 \times \exp\left(\frac{-X}{\tau_3}\right) + Y_0$
Graphe	Module du cisaillement (G)
Y₀	0.20875 ± 5.87029E-5
A₁	0.16682 ± 8.97794E-4
τ₁	0.2028 ± 0.00238
A₂	0.12287 ± 8.96568E-4
τ₂	24.33659 ± 0.40806
A₃	0.05679 ± 3.3879E-4
τ₃	781.88049 ± 6.8703
R²	0.9992

Enfin, nous substituons les valeurs du tableau (III.7) dans les relations (III.6) jusqu'à (III.14), nous pouvons déduire:

$$G_0 = 5.55E - 01 \text{ (GPa)}$$

$$\alpha_\infty = \frac{Y_0}{G_0} = 3.76E - 01$$

$$\alpha_1 = \frac{A_1}{G_0} = 3.00E - 01$$

$$\alpha_2 = \frac{A_2}{G_0} = 2.21E - 01$$

$$\alpha_3 = \frac{A_3}{G_0} = 1.02E - 01$$

$$\tau_1 = t_1 = 2.03E - 01 \text{ s}$$

$$\tau_2 = t_2 = 2.43E + 01 \text{ s}$$

$$\tau_3 = t_3 = 781.8805 \text{ s}$$

Ainsi, nous avons obtenu les valeurs des propriétés viscoélastiques du nouveau matériau composite (Matériau viscoélastique).

Nous avons suivi la même démarche mathématique pour le calcul des propriétés mécaniques des composites à fraction volumique $V_f = 30\%$ et à chaque fois nous avons changé la forme géométrique du renfort ($\frac{L}{d} = 1, \frac{L}{d} = 25, \frac{L}{d} = 50, \frac{L}{d} = 75, \frac{L}{d} = 100$). Les résultats suivants sont obtenus :

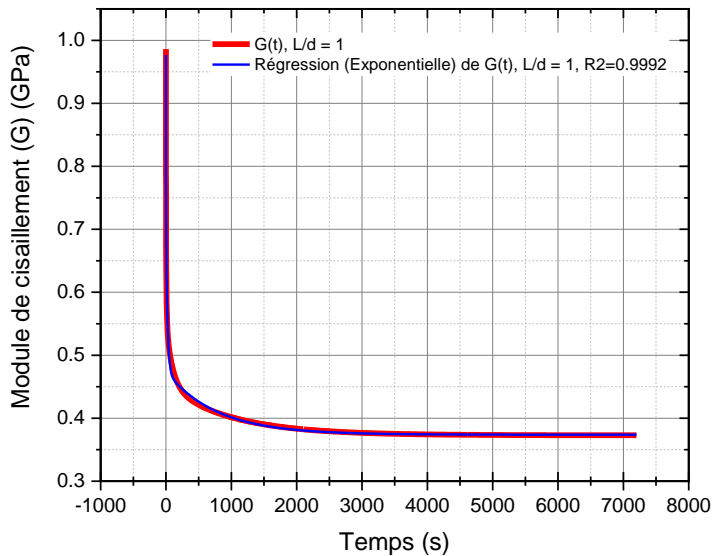


Figure III.12. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $V_f = 30\%$, $L/d = 1$.

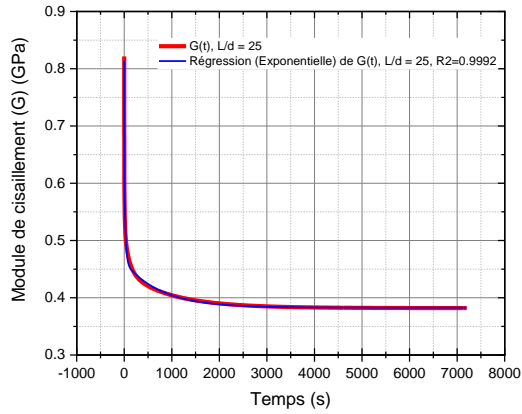


Figure III.13. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 25$

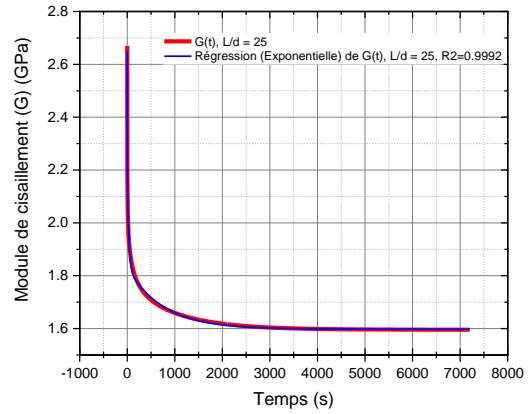


Figure III.14. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 30\%$, $L/d = 25$

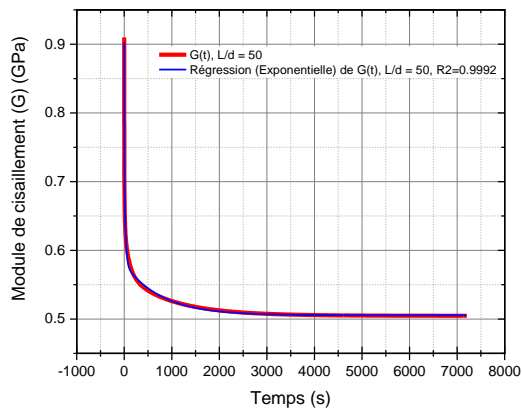


Figure III.15. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 50$

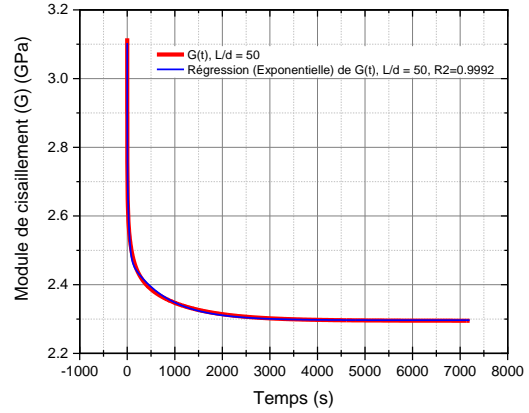


Figure III.16. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 30\%$, $L/d = 50$

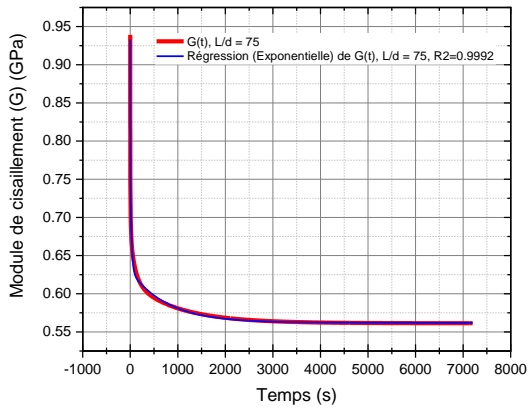


Figure III.17. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 75$

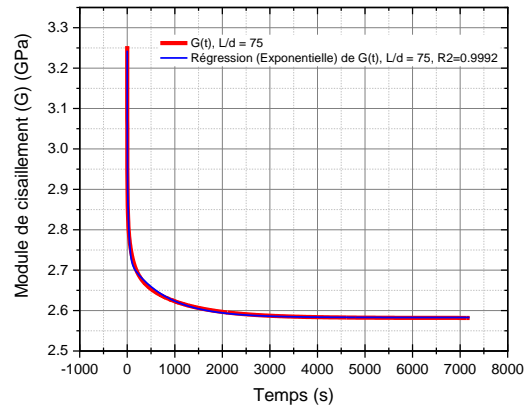


Figure III.18. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 30\%$, $L/d = 75$

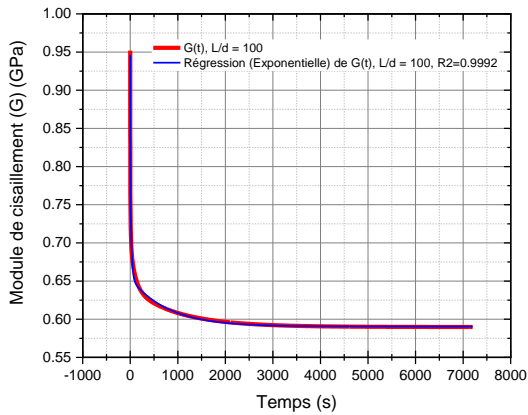


Figure III.19. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 5\%$, $L/d = 100$

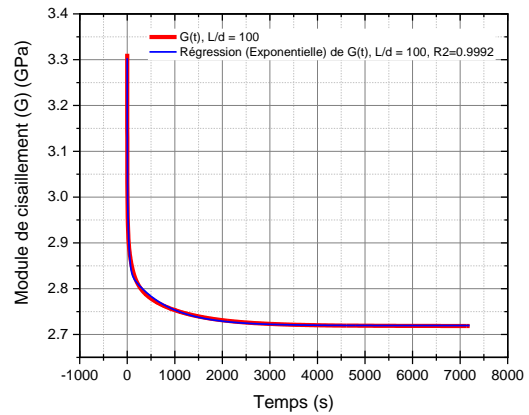


Figure III.20. Ajustement du module de cisaillement $G(t)$, $Vf = 30\%$, $L/d = 100$

Nous avons récapitulé les propriétés viscoélastiques obtenues à partir des calculs dans les deux tableaux (III.8), (III.9) :

Tableau III.8. Propriétés viscoélastiques du matériau composite à base de renfort à $V_f=5\%$

	L'élongement géométrique de la fibre (L/d)				
	1	25	50	75	100
G_0 (GPa)	5.55E-01	8.14E-01	9.03E-01	9.33E-01	9.46E-01
α_∞	3.76E-01	4.70E-01	5.59E-01	6.02E-01	6.24E-01
α_1	3.00E-01	2.43E-01	2.01E-01	1.84E-01	1.76E-01
α_2	2.21E-01	1.90E-01	1.57E-01	1.41E-01	1.33E-01
α_3	1.02E-01	9.77E-02	8.28E-02	7.27E-02	6.69E-02
τ_1 (s)	2.03E-01	2.20E-01	2.19E-01	2.14E-01	2.11E-01
τ_2 (s)	2.43E+01	2.70E+01	2.75E+01	2.68E+01	2.62E+01
τ_3 (s)	781.8805	769.14	781.2781	785.336	785.9893

Tableau III.9. Propriétés viscoélastiques du matériau composite à base de renfort à $V_f=30\%$

	L'élongement géométrique de la fibre (L/d)				
	1	25	50	75	100
G_0 (GPa)	9.76E-01	2.65E+00	3.10E+00	3.24E+00	3.30E+00
α_∞	3.83E-01	6.02E-01	7.40E-01	7.96E-01	8.23E-01
α_1	2.95E-01	1.66E-01	1.08E-01	8.71E-02	7.77E-02
α_2	2.19E-01	1.44E-01	9.28E-02	7.22E-02	6.25E-02
α_3	1.03E-01	8.75E-02	5.93E-02	4.43E-02	3.64E-02
τ_1 (s)	2.06E-01	2.60E-01	2.19E-01	2.41E-01	2.31E-01
τ_2 (s)	2.46E+01	3.18E+01	2.75E+01	3.13E+01	2.98E+01
τ_3 (s)	775.5509	761.0418	781.2781	790.0907	790.4765

En comparant les résultats obtenus entre les deux tableaux (III.8) et (III.9) on constate que :

- Plus la forme géométrique (L/d) du renfort est grande, plus le module de cisaillement initial (G_0) est élevé.

- Plus la fraction volumique V_f est grande, plus le module de cisaillement initial (G_0) est élevé.
- Plus l'élanement (L/d) du renfort est grande et plus la fraction volumique V_f est important, plus l'alpha final α_∞ est élevé.
- Les valeurs de coefficients de pondérations de la série de Prony diminuent à mesure que la forme géométrique (L/d) augmente et que les augmentations de fraction volumique V_f .
- En ce qui concerne les temps de relaxation de la série de Prony (τ_1 , τ_2 et τ_3), on note qu'il y a une différence dans les valeurs, tantôt les valeurs augmentent et tantôt elles diminuent à mesure que la fraction volumique V_f augmente et plus la forme géométrique du renfort augmente.

Conclusion

Dans cette section, nous avons simulé le comportement de fluage d'un matériau composite biphasé à base de constituants de nature différents. Le premier matériau qui est le renfort, représente un comportement élastique endommageable (verre) tandis que le deuxième (matrice) est choisi de telle sorte qu'il représente des propriétés viscoélastiques. Plusieurs fractions volumiques avec différents élanements géométriques ont été analysées suivant un calcul numérique effectué par le code de calcul Digimat. On a déduit que le taux de renfort élevé atténue le phénomène de fluage, et que l'augmentation de l'allongement des fibres $L/d > 25$ a le même effet sur la déformation du matériau.

Également, l'augmentation du taux de renfort ou l'allongement des fibres améliorent considérablement les propriétés élastiques du composite. Cette propriété est maintenue avec une faible diminution même après une période de deux heures dont le matériau est sous charge. Cependant, le coefficient de Poisson diminue inversement quand le composite est plus renforcé ou les fibres sont longues.

La régression des courbes de fluage des composites nous a permis de déduire leurs propriétés viscoélastiques. Les calculs sont effectués pour deux fractions volumiques (5 % et 30 %) et des formes géométriques ellipsoïdales ($L/d=1, 25, 50, 75$ et 100) ont été testés.

Nous pouvons conclure que le module de cisaillement initial augmente au fur et à mesure que l'élanement des fibres de renfort (Verre) et sa fraction volumique dans le matériau composite augmente.

Durant cette étude, on a défini les valeurs liées aux modules de cisaillement de différents composites et qui correspondent aux coefficients de la série de Prony selon le modèle de Maxwell généralisé.

CONCLUSION GENERALE

Conclusion générale

Dans le présent travail, l'effet de phénomène de fluage a été étudié numériquement. Un matériau composite à base de renfort qui possède un comportement élastique et d'une matrice viscoélastique sont mélangés avec des taux de renforcement allant de 5% jusqu'à 30%. Le renfort est considéré comme des fibres ellipsoïdales d'élanement ($L/d = 1,25, 50, 75 \text{ et } 100$). Nous avons voulu connaître l'effet de ces paramètres sur le comportement des matériaux composites à long terme sous l'effet d'une charge appliquée. Nos résultats sont récapitulés ainsi :

- Les matériaux composites à renfort aléatoire représentent les deux zones intrinsèques de la courbe de fluage (zone primaire et zone secondaire).
- L'augmentation de taux de renfort atténue le phénomène de fluage. Le matériau donc devient plus rigide.
- Plus la forme géométrique du renfort (*Verre*) est fine ($L/d \text{ est petit}$), moins la déformation au fluage diminue.
- Le module de Young est proportionnel au rapport L/d .
- Le matériau composite perd sa rigidité (module de Young diminue) au court de temps.
- Au cours de phénomène de fluage, le coefficient de poisson diminue, mais cette diminution est à très peu de valeurs en raison de dilatation à laquelle l'échantillon est soumis.
- Plus l'élanement des fibres est grand ($L/d=100$), plus le module de Poisson est petit.
- Le matériau composite est bien exprimé par le modèle rhéologique (Modèle de Maxwell généralisé).
- Le modèle d'homogénéisation élasto-viscoélastique de Mori-Tanaka nous a permis de tracer l'allure des propriétés viscoélastiques des matériaux composites. La recherche d'une fonction de régression non linéaire est nécessaire pour trouver les coefficients de la série de Prony.
- Le modèle de régression exponentielle à trois phases nous a permis de déterminer les paramètres de la série de Prony du matériau composite homogénéisé.

On a pu conclure également que :

- Plus la valeur de la fraction volumique ou la forme géométrique du renfort (*Verre*) est élevée, plus le module du cisaillement initial est élevé.

Conclusion générale

- Plus la valeur de la fraction volumique ou la forme géométrique du renfort (Verre) sont élevées, plus les valeurs (les coefficients de pondérations : α_i) sont faibles.
- Les temps de relaxations (τ_i) de la série de Prony ne sont pas régis par une loi bien déterminée liée à la variation de la fraction volumique ou au taux de renfort
- Il est évident que le phénomène du fluage a un effet néfaste sur les structures. Néanmoins, un taux de renfort et une géométrie des fibres doivent être bien déterminés au préalable afin de prévoir les grandes déformations. La durée de chargement constant du matériau de la structure doit être contrôlée.

Résumé

Le présent travail est une simulation numérique de phénomène du fluage des matériaux composites. Le matériau en considération est à base de deux matériaux de comportements différents. La loi viscoélastique d'homogénéisation de Mori-Tanaka a été utilisée selon un modèle rhéologique de Maxwell généralisé. Les calculs sont effectués pour différents élargissements des fibres du renfort et avec une variété de taux de renforcement. L'apport de ces paramètres a montré que l'augmentation de l'élargissement des fibres et le taux de renfort peut atténuer le phénomène de fluage. D'autre part, les propriétés viscoélastiques homogénéisées du matériau composite final ont été obtenus.

Mots clés

Fluage, matériau composite, viscoélastique, série de Prony, fonction exponentielle.

Abstract

The present work is a numerical simulation of the creep phenomenon of composite materials. The material in consideration is based on two materials with different behaviors. The Mori-Tanaka viscoelastic homogenization law was used according to a generalized Maxwell rheological model. Computations are made for different slenderness of the reinforcement fibers and with a variety of reinforcement rates. The contribution of these parameters has shown that increasing the slenderness of the fibers and the rate of reinforcement can attenuate the creep phenomenon. On the other hand, the homogenized viscoelastic properties of the final composite material were obtained.

Keywords:

Creep, Composite material, viscoelastic, Prony serie, Exponential function

ملخص

العمل الحالي هو عبارة عن محاكاة رقمية لظاهرة زحف المواد المركبة. تشتمل المادة المدروسة على مادتين بسلوكين مختلفين. تم استخدام قانون التجانس الخاص بموري تاناكا وفقاً للنموذج الريولوجي الخاص بماكسويل المعمم. تم إجراء الحسابات لعدة إستطالات من الألياف التعزيزية ومجموعة متنوعة من نسب التعزيز. أظهرت مساهمة هذه القيم أن الزيادة في استطالة الألياف ونسبة تواجد الألياف (التعزيز) يمكن أن يخفف من ظاهرة الزحف. من ناحية أخرى، تم الحصول على الخصائص المتجانسة المتعلقة باللزوجة المرنة للمادة المركبة النهائية.

الكلمات المفتاحية

الزحف, المادة المركبة, اللزوجة المرنة, سلسلة بروني, الدالة الاسية