



HAL
open science

Caractérisation et Modélisation du comportement micromécanique des matériaux composites SMC sous chargement thermomécanique de type quasi-statique et fatigue.

Mohamed Amine Laribi

► **To cite this version:**

Mohamed Amine Laribi. Caractérisation et Modélisation du comportement micromécanique des matériaux composites SMC sous chargement thermomécanique de type quasi-statique et fatigue.. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM; Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sousse (Tunisie), 2018. Français. NNT : 2018ENAM0062 . tel-02148477

HAL Id: tel-02148477

<https://pastel.hal.science/tel-02148477>

Submitted on 5 Jun 2019

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

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

Ecole doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

L'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité "Mécanique des Matériaux"

présentée et soutenue publiquement par

Mohamed Amine LARIBI

Le 13 / 12 / 2018

**Caractérisation et Modélisation micromécanique du
comportement des matériaux composites SMC sous chargement
thermomécanique de type quasi-statique et fatigue**

Directeurs de thèse : **Abbas TCHRAKHTCHI & Hachmi BEN DALY**
Co-encadrement de la thèse : **Joseph FITOUSSI & Sahbi TAMBOURA**

Jury

Mme Éveline HERVÉ-LUANCO , Professeur, Université de Versailles Saint-Quentin-en-Yvelines	Présidente
M. Maher DAMMAK , Professeur, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax	Rapporteur
M. Patrick ROZYCKI , Maître de Conférences, GeM, Ecole Centrale de Nantes	Rapporteur
M. Zouhaier JENDLI , Maître de Conférences, ESTACA de Laval	Examineur
M. Hachmi BEN DALY , Professeur, ENISO, Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sousse	Examineur
M. Abbas TCHARKHTCHI , Professeur, PIMM, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
M. Sahbi TAMBOURA , Maître de Conférences, IPEIM, Institut Préparatoire de Monastir	Examineur
M. Joseph FITOUSSI , Maître de Conférences, PIMM, Arts et Métiers ParisTech	Examineur
M. Jacques HOFFNER , Directeur de la R&D et de l'Innovation, FAURECIA	Invité

Arts et Métiers ParisTech - Centre de Paris
PIMM - Procédés et Ingénierie en Mécanique et Matériaux

**T
H
È
S
E**

*Je dédie cette thèse
à mes parents & à ma femme,
Sans qui rien n'aurait été possible...*

REMERCIEMENTS

Je souhaiterais à travers ces quelques mots faire part de ma gratitude envers tous ceux et celles qui ont participé de près ou de loin à cette aventure. Je souhaiterais tout d'abord remercier les membres du jury, qui ont accepté d'examiner et juger ce travail. Je vous remercie pour le temps consacré à mon travail, pour les commentaires et échanges constructifs lors de la soutenance.

J'exprime ma plus grande reconnaissance à mes directeurs de thèse professeur Abbas TCHARKHTCHI & professeur Hachmi BENDALY qui m'ont fait confiance durant ces années et qui ont su équilibrer subtilement exigence et tolérance à mon égard.

Je voudrais remercier mes co-encadrants de thèse Monsieur Sahbi TAMBOURA & Monsieur Joseph FITOUSSI, non seulement pour leur accompagnement scientifique, mais également pour leur patience, leur implication et surtout pour la confiance et l'autonomie qu'ils m'ont accordée.

Je tiens également à exprimer ma gratitude envers Michel BOUQUET et Albert LUCAS pour leur implication et pour leur aide

Merci également aux autres membres du PIMM à Patrick Mureau, Polo, Alain, Hassen, les 2 Abir, Housseem, Amine, Oussema, Zuo, Ryma ... merci pour leur bonne humeur, pour leur aide et pour les discussions scientifiques ou pas autour du café... et bon courage aux prochains !

Enfin mes derniers remerciements et pas des moindres vont à ma famille ;

Je ne saurais assez remercier ma femme, Rana pour sa patience, son soutien inconditionnel, son amour et pour avoir accepté de me suivre dans cette aventure avec tous les sacrifices que ça a impliqués.

Je remercie du fond du cœur mes deux sœurs Olfa & Amira et mes deux frères Salem & Seif-eddine pour leur soutien sans faille et leur patience.

Enfin, je pense que les mots ne suffisent pas pour exprimer ma gratitude envers mes parents qui m'ont permis d'en arriver là aujourd'hui, merci d'avoir cru en moi, même lorsque je doutais moi-même et merci pour votre amour. Merci pour tout !

Sommaire

CHAPITRE I :	12
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	12
1- Les matériaux composites : généralités.....	13
1-1 La matrice polymère :	13
1-2 Renfort : les fibres de verre	14
1-3 Les charges, adjuvants et additifs.....	15
1-4 Composite Sheet Moulding Compound ou (SMC).....	15
1-4-1 Les constituants des SMC	15
1-4-2 Les semi-produits SMC	16
1-4-3 Procédé de fabrication des SMC	17
1-4-4 Les différentes familles de composites SMC.....	18
2- Comportement mécanique des composites.....	19
2-1 Les différentes échelles d'analyse	19
2-2 Endommagement des composites	20
2-2-1 Les mécanismes d'endommagement et leurs échelles.....	20
2-2-2 Endommagement des matériaux SMC Standards.....	22
3- Modélisation Multi échelles.....	29
3-1 Modélisation multi-échelles – Principe d'homogénéisation	30
3-1-1 Bornes de Voigt et Reuss.....	34
3-1-2 Approche d'Eshelby.....	35
3-1-3 Problème de l'inclusion homogène d'Eshelby.	35
3-1-4 Problème hétérogène.....	37
3-1-5 Méthode des solutions diluées	38
3-1-6 Modèle auto-cohérent	39
3-1-7 Bornes de Hashin – Shtrikman	39
3-1-8 Modèle de Mori Tanaka	40
3-1-9 Choix d'un modèle micromécanique.....	42
3-2 Modélisation de l'endommagement.....	43
3-3 Modélisation de l'endommagement en fatigue : hypothèse et considération générales	45
3-3-1 Différents modèles de fatigues existants	47

CHAPITRE II :	56
COMPORTEMENT MECANIQUE DES SMC	56
1- Matériaux, variabilité de la microstructure et sélection des échantillons	57
1-1 Matériau d'étude	57
1-2 Caractérisation de la microstructure	58
1-2-1 Caractérisation par ultrasons	58
1-2-2 Microscopie Electronique à Balayage	64
2- Caractérisation mécanique :	67
2-1 Essai de traction	68
2-2 Baisse de raideur en charge-décharge	71
2-3 Comportement en fatigue	74
2-3-1 Procédure expérimentale :	74
2-3-2 Baisse de raideur en fatigue:	75
2-3-3 Courbes de Whöler	77
2-4 Sélection par analyses d'endommagements	79
CHAPITRE III :	83
MODÉLISATION ET PRÉDICTION DE LA DURÉE DE VIE EN FATIGUE	83
1- Contexte du dimensionnement des composites à renforts discontinus	84
2- Lien expérimental entre l'endommagement sous chargement monotone et la durée de vie en fatigue	85
3- Modélisations hybrides	89
3-1 Principes des modélisations hybrides proposées	89
3-2 Modélisation micromécanique de l'endommagement sous chargement monotone	90
3-2-1 Cadre général	90
3-2-2 Les différentes phases du modèle de Jendli et al.	92
3-2-3 Identification du modèle micromécanique	96
3-2-4 Résultats du modèle micromécanique sous chargement monotone	97
3-3 Approche hybride prédictive de la durée de vie en fatigue à partir d'une microstructure de référence	98
3-3-1 Passage d'une microstructure de référence à d'autres microstructures	99
3-3-2 Etude numérique de la sensibilité à la microstructure	103
3-4 Approche hybride prédictive de la durée de vie en fatigue à partir de l'équation d'état:	106

3-4-1 Principes généraux	106
3-4-2 Méthodologie de l'approche hybride fondée sur l'équation d'état.....	107
3-4-3 Mise en œuvre de l'approche hybride fondée sur l'équation d'état	109
3-4-4 Résultats de l'approche hybride fondée sur l'équation d'état.....	117
3-5 Synthèse et limitations des modèles hybrides	119
CHAPITRE IV:	122
PROFIL DE CHARGEMENT VARIABLE	122
1- Chargement à amplitude de contrainte variable.....	124
1-1 Fatigue à amplitude variable alternée.....	126
1-1-1 Mode opératoire :	126
1-1-2 Méthode de calcul d'endommagement cumulatif :.....	127
1-1-3 Aspects cinétiques.....	129
1-1-4 Validation du modèle prédictif.....	132
1-1-5 Exploitation du modèle	135
1-2 Chargement variable à deux séquences.....	137
2- Chargement à température variable	141
2-1 Configuration de test	141
2-2 Résultats et prédiction.....	143
2-3 Analyse des résultats	149
CONCLUSION GENERALE	151
PERSPECTIVES	154
LISTE DES TABLEAUX.....	156
TABLES DES FIGURES.....	157
REFERENCES BIBLIOGRAPHIES.....	160

Introduction Générale

Les matériaux composites à matrice organique sont aujourd'hui de plus en plus présents dans l'industrie. On les rencontre désormais dans des domaines variés, tels que l'automobile ou encore l'aéronautique. Ils viennent remplacer progressivement les métaux. Ils permettent notamment une économie de poids et une diminution des coûts de production, tout en présentant des propriétés mécaniques remarquables. Un grand équipementier automobile, Faurecia, à l'origine de ce projet, a été chargé d'assurer la tenue en fatigue de hayons d'automobile fabriqués en matériaux SMC. Cette étude entre dans le cadre d'une collaboration franco-tunisienne entre l'ENSAM (Paris) et l'ENISo (Sousse).

L'objectif principale de l'étude est donc d'apporter une réponse à un besoin de maîtrise du dimensionnement de pièce de structure en composite SMC soumis à des sollicitations de type fatigue. Il s'agit de fournir une méthodologie permettant de mettre en place un outil qui utilise un critère de tenue en fatigue en fonction de la microstructure, intégrant les phénomènes d'endommagement au cours du cyclage et permettant de prédire la durée de vie des matériaux sous différents types de chargements cycliques variables. Cet outil a pour vocation d'être utilisé en amont, pendant la phase de conception.

Par ailleurs, la connaissance industrielle concernant les mécanismes de défaillance restant relativement limitée, les cahiers des charges fournis par les constructeurs sont en général assez peu précis. D'autre part, les bases de données expérimentales pertinentes qui permettraient au moins un pré-dimensionnement manquent ou restent relativement pauvres en ce qui concerne la fatigue. De plus, les temps de développement qui doivent intégrer le développement de la matière et le choix du matériau adapté à l'application, sont relativement courts. Dans ce contexte, plusieurs itérations sont souvent nécessaires afin de déterminer le bon couple formulation-process. Ces itérations sont longues et coûteuses surtout en fatigue. C'est pourquoi le temps de caractérisation de la matière et l'optimisation du dimensionnement (en général de l'ordre de 18 mois pour une pièce automobile) doivent s'appuyer sur une méthodologie prédictive intégrant l'influence des différents paramètres de variabilité dans des modèles pertinents. Ainsi, il est primordial de proposer un outil prédictif sous conditions variables de fatigue. Pour cela, il faut se doter d'une méthodologie robuste capable de prendre en compte les phénomènes d'endommagement et leurs effets sur la durée de vie des SMC.

Toutefois, étant donnée la complexité des phénomènes mis en jeu, l'approche doit se fonder sur une connaissance solide de ces derniers ainsi que sur l'impact de différents facteurs d'influence importants.

La présente étude s'inscrit donc dans la recherche d'une méthodologie prédictive pertinente de dimensionnement des structures en matériaux composite de type SMC soumis à des sollicitations répétées. Cette dernière doit être capable de décrire différentes conditions complexes de fatigue :

- Températures variables.
- Amplitudes de contrainte variables.

La problématique industrielle générale commence déjà par la nécessité d'optimiser les paramètres du procédé à travers un outil de modélisation appropriée au process SMC lors de la conception des pièces en bureau d'études. Les outils actuels ne permettent pas, en effet, de décrire correctement les microstructures présentes et variables au sein de la pièce, ce qui conduit à une mauvaise maîtrise du comportement mécanique des matériaux SMC. Très récemment, on commence à voir émerger un certain nombre d'études et d'outils numériques qui tentent de pallier cette problématique.

La multitude des architectures de matériaux composites et leur complexité rend spécifique chaque application. En particulier, les matériaux composites renforcés de fibres discontinues de type SMC posent le problème de la connaissance en amont de la microstructure qui peut selon le procédé d'élaboration être extrêmement variable d'un endroit à l'autre de la structure. Cette variabilité induit une dispersion importante des propriétés mécaniques en particulier sous sollicitation de type fatigue. La démarche proposée doit donc intégrer la microstructure comme un paramètre d'entrée. Dans ce contexte, la prédiction des seuils et des cinétiques d'endommagement au sein d'une pièce SMC à microstructure extrêmement variable, de leurs conséquences sur le comportement mécanique résiduel ainsi que sur la durée de vie peut devenir un challenge important et extrêmement complexe. En particulier sous sollicitation répétée, ces phénomènes apparaissent de façon précoce et conditionnent fortement la durée de vie.

L'analyse et les développements proposés dans cette étude sont fondés sur une constatation expérimentale essentielle : les matériaux SMC lorsqu'ils sont soumis à des chargements répétés subissent un endommagement diffus qui se traduit par une baisse de raideur progressive. Les précédentes études ont montré que, dans le cas des chargements monotones, c'est essentiellement l'endommagement à l'interface fibre-matrice qui est à l'origine de la baisse de raideur. En effet, sous chargement de traction quasi-statique, on peut constater que la première non-linéarité intervient dès 20 à 30% de la charge à rupture simultanément avec les premiers décollements à l'interface fibre-matrice. Le phénomène est diffus et touche progressivement toutes les orientations de fibres avant la propagation et la coalescence des fissures à travers la matrice aboutissant

finalement à la rupture. Lorsque le matériau est soumis à un chargement de fatigue, le même scénario d'endommagement est à l'origine des baisses de raideur progressive au cours du cyclage et à la rupture. Il existe donc une certaine similitude entre le comportement sous chargement monotone et celui sous chargement cyclique. C'est sur cette constatation essentielle que s'appuient les démarches de prédiction de la durée de vie des composites SMC présentées dans ce rapport.

Par ailleurs, il existe des modèles micromécaniques de type homogénéisation dans lesquels il est possible d'introduire ces phénomènes d'endommagement à l'échelle locale. Ces modèles ont été largement développés et validés dans le cadre des sollicitations quasi-statique et dynamique rapide. La prévision des différents états successifs d'endommagement est donc rendue possible. En particulier les relations 'micro-macro' peuvent être établies.

Dans le cadre de cette étude, il est proposé d'adapter la démarche de modélisation micromécanique développée sous chargement monotone aux sollicitations de type fatigue sous différentes températures et amplitudes. La méthodologie proposée s'appuie d'une part sur une analyse expérimentale du comportement monotone et sous chargement de fatigue et sur une modélisation multi-échelle de l'endommagement d'autre part.

Les démarches proposées sont de type hybride car elle couple des descriptions phénoménologiques et micromécaniques de l'endommagement et de ses effets. Le principe posé est de rechercher à établir des liens entre les résultats de modélisations micromécaniques sous sollicitation monotone et l'évolution de l'endommagement sous chargement cyclique jusqu'à la rupture.

Les chargements imposés par les cahiers des charges automobiles imposent des températures et des amplitudes variables. Ainsi, les méthodologies hybrides proposées sont appliquées sous trois températures de travail différentes: -30°C , 21°C et 80°C . Trois types de configurations microstructurales sont étudiés : un matériau flué (fibres de verre orientées) testé dans la direction principale des fibres et dans la direction perpendiculaire. Un matériau non flué (fibres de verre orientées aléatoirement) et un matériau issu de pièces réelles testé à 60° par rapport à la direction principale des renforts. Les résultats expérimentaux sont utilisés pour l'identification du modèle micromécanique sous chargement monotone et la construction des approches hybrides de prédiction de la durée de vie en vue d'alimenter une démarche de calculs de structure par éléments finis.

Le corps du présent rapport est composé de quatre chapitres :

Le premier chapitre est une étude bibliographique présentant les matériaux composites de façon générale. Le procédé, la microstructure et les propriétés mécaniques des SMC sous divers types de sollicitation y sont détaillés en particulier. L'endommagement de ces matériaux sous sollicitation quasi-statique, dynamique et fatigue font l'objet d'une synthèse bibliographique. Enfin, on y présente la démarche des modèles d'homogénéisation qui constitue la base théorique des modèles micromécaniques capables de prendre en compte la microstructure et l'endommagement.

Le second chapitre présente les différentes méthodes d'analyse expérimentale du comportement mécanique et de l'endommagement des SMC utilisés dans cette étude ainsi que les principaux résultats. La microstructure des matériaux SMC étant très dispersive même au sein d'une même plaque, une analyse des relations microstructure-propriétés est proposée ainsi qu'une méthode de sélection des échantillons permettant de maîtriser correctement la variabilité des résultats mécaniques. Cette méthode s'appuie en particulier sur une analyse originale par ultrasons qui est détaillée.

Le troisième chapitre s'attache au développement de deux approches hybrides de la prédiction de la durée de vie des SMC sous sollicitation cyclique utilisant un modèle micromécanique de l'endommagement sous sollicitation monotone qui y est aussi présenté. La base expérimentale du chapitre 2 est utilisée d'une part pour identifier le modèle micromécanique et d'autre part pour mettre en évidence des relations entre la réponse monotone et celle en fatigue. Les deux approches sont validées pour les différentes températures et microstructures.

Enfin, **le quatrième chapitre** s'attache à élargir le champ d'application de ces modèles au cas des chargements cycliques à amplitude variable d'une part et à température variable d'autre part. Une base expérimentale pour ces deux types de chargement est établie et permet de valider les modèles pour les chargements variables.

Une conclusion vient clôturer ce mémoire à travers une synthèse et la proposition de perspectives.

CHAPITRE I :
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

1- Les matériaux composites : généralités

Les matériaux composites font l'objet d'un engouement très important dans l'industrie automobile. Ces matériaux, souvent constitués d'une matrice organique et de renforts fibreux, principalement de verre, courts ou longs sont de plus en plus développés depuis les années 60-70. Grâce à leur faible densité comparée à celle des métaux, leur facilité de mise en œuvre et leur bonne tenue mécanique notamment en fatigue, ils viennent remplacer les matériaux métalliques pour plusieurs pièces structurelles dans l'automobile.

Dans les prochains paragraphes, nous présenterons quelques généralités concernant les constituants des composites organiques renforcés de fibres en insistant sur les composites SMC objet de la présente étude.

1-1 La matrice polymère :

Dans un matériau composite, la matrice a pour rôle de maintenir les renforts, transférer les charges mécaniques et de définir une forme au matériau. Il existe plusieurs types de composites que l'on peut classer selon la nature de la matrice :

- Les composites à matrice polymère ou organique
- Les composites à matrice métallique
- Les composites à matrice céramique

Dans le cadre de notre projet, nous nous intéresserons à la famille des composites à base de polymères. De fait, les polymères peuvent être classés selon trois grandes catégories : les thermodurcissables (TD), les thermoplastiques (TP) et les élastomères :

Les thermoplastiques constituent 80% de la production mondiale de plastiques [1]. Ces matériaux présentent l'avantage de pouvoir être mis en forme plusieurs fois. Initialement leurs macromolécules se trouvent sous forme de chaînes linéaires ou ramifiées. Sous l'effet d'une augmentation de température, ces chaînes commencent à se mobiliser conduisant au ramollissement du polymère. Ensuite, lors du refroidissement, le polymère se « fige ». Ce genre de transformation est de type réversible mais a tendance à la longue à dégrader les propriétés physico-chimiques du matériau [1]. Le matériau résultant présente des liaisons de type Van Der Waal. Les thermoplastiques sont mis en œuvre à l'état fondu au-dessus de la température de transformation vitreuse T_g (cas des polymères amorphes) ou de la température de fusion T_m (cas des semi cristallins).

Les thermodurcissables présentent une forte réticulation. Leurs macromolécules forment un réseau tridimensionnel qui, en présence d'un catalyseur, ou d'un chauffage, se pontent par des

liaisons chimiques fortes : le polymère durcit de façon définitive et irréversible [1]. Contrairement aux thermoplastiques, ce type de matrice ne possède pas de point de fusion.

Les élastomères présentent une faible réticulation. Leur caractéristique essentielle est leur grande capacité de déformabilité qui peut dépasser 1000% [2]. Ces matériaux proviennent de polymères linéaires présentant des liaisons secondaires faibles. Ils peuvent être considérés comme des liquides « visqueux ». Ensuite, pour avoir une structure tridimensionnelle, on réalise une opération de vulcanisation, autrement dit un pontage entre les chaînes.

Le tableau ci-dessous présente les principales différences entre les thermoplastiques et les thermodurcissables. Les élastomères peuvent être considérés comme une catégorie intermédiaire. En effet, on pourrait les définir comme des matrices thermodurcissables faiblement pontées.

	Thermoplastiques	Thermodurcissables
Etat de base	Solide prêt à l'emploi	Liquide visqueux à polymériser
Stockage	Illimité	Réduit
Mouillabilité des renforts	Difficile	Aisée
Moulage	Chauffage + refroidissement	Chauffage continu
Cycle	Court	Long (polymérisation)
Tenue au choc	Assez bonne	Limitée
Tenue thermique	Réduite (sauf nouveau TP)	Meilleure
Chutes et déchets	Recyclables	Perdus ou utilisés en charges
Conditions de travail	Propreté	Emanations de solvants

Tableau 1- 1: principales différences entre (TP) et (TD) [1]

1-2 Renfort : les fibres de verre

Dans un composite, les renforts confèrent aux matériaux leurs propriétés mécaniques. Généralement, ils sont d'origine minérale ou organique. Ils peuvent être présents sous forme continue (fibres longues) ou discontinue (fibres courtes, billes, particules ou plaquettes).

Les renforts de verre sont de loin les plus utilisés. Il existe plusieurs familles de fibres de verre que l'on peut classifier selon leurs propriétés physiques, chimiques ou mécaniques: fibres de verres E, C, D, R ou S. Dans notre étude, nous nous intéresserons aux fibres de verres E qui sont les plus communément utilisées comme renfort pour les produits de grande diffusion. Elles

possèdent une température de fusion aux alentours de 1700°C avec une masse volumique relativement faible (2.8 g/cm³) ce qui leur permet de garder leurs propriétés mécaniques pour de fortes températures.

1-3 Les charges, adjuvants et additifs

Des charges minérales sont généralement introduites afin d'augmenter la viscosité et la rigidité. Ces charges sont aussi relativement peu chères, ce qui permet de réduire le coût tout en conservant une tenue mécanique optimale. Les particules les plus utilisées sont constituées de carbonate de calcium (craie) et de silicate de magnésium (talc). Par ailleurs, et afin de diminuer la masse volumique du composite, on ajoute des billes de verre creuses. C'est le cas de certains SMC [3-5]. De plus, des adjuvants et des additifs sont souvent intégrés. Ces composants facilitent également le moulage et le façonnage du composite. Ils permettent d'améliorer son aspect extérieur et permettent d'assurer une bonne protection vis-à-vis de la photo-oxydation. D'autres éléments d'addition peuvent aussi figurer comme les : agents de démoulage, agents anti-retrait-lubrifiants, pigments et colorants. [6-8].

1-4 Composite Sheet Moulding Compound ou (SMC)

Dans le secteur automobile, les faibles coûts de mise en œuvre et de production ainsi que le gain en masse sont souvent des critères décisifs dans le choix des matériaux utilisés. Grâce à leurs bonnes caractéristiques mécaniques, leur facilité d'élaboration et leur densité relativement basse, les matériaux SMC sont au cœur des développements de structures composites pour l'automobile.

1-4-1 Les constituants des SMC

Les composites SMC sont généralement constitués d'une résine polyester renforcée de mèches de fibre de verre coupées.

Les résines de polyesters insaturés sont principalement utilisées pour la fabrication de moulages dans le bâtiment et surtout pour les pièces de structure automobiles et aéronautiques [9]. Les composites à base de ces résines sont assez hétérogènes et très complexes. La résine en elle-même, selon Jacobs et Jones [10], présente une structure bien hétérogène dans laquelle des domaines hautement réticulés sont séparées par d'autres domaines à faible degré de réticulation. Ceci est dû à la copolymérisation radicalaire. Yang et Lee [11] indiquent d'ailleurs que ceci peut être considéré comme un trait caractéristique du polyester insaturé.

Les caractéristiques mécaniques de la résine polyester et du verre de type E utilisés pour le matériau SMC de notre étude sont données dans le tableau 1-2 :

Propriétés mécaniques	Matrice (Polyester)	Fibre de Verre E
ρ (kg/m ³)	1200	2800
E (GPa)	(2.5 à 3)	(70 à 74)
G (GPa)	1.4	30
v	0.35	0.28
σ_{rup} en traction (MPa)	(50 à 80)	1500
A_{rup} %	2.5	3.5
α (°C⁻¹)	$80 \cdot 10^{-6}$	$5 \cdot 10^{-6}$
Conductivité thermique λ (W.m⁻¹. °C⁻¹)	0.2	1
Capacité thermique massique C (J.kg⁻¹. °C⁻¹)	1400	800
Température max d'utilisation (°C)	200	700

Tableau 1- 2: Propriétés de la résine polyester et de la fibre de verre E

Les composites SMC sont fortement chargés en particules de carbonate de calcium (Ca CO₃). Ces charges minérales participent aussi grandement à l'augmentation de la rigidité du composite et à sa dureté superficielle. Toutefois, Durand [12] précise que le diamètre de ces charges doit être inférieur à 43 μm sous peine de dégrader les propriétés mécaniques. Par contre, on remarque une forte baisse de la résistance en traction en fonction du taux charge (surtout au-delà de 50%) ainsi qu'une augmentation de la densité du composite avec le pourcentage de charges. Selon Berthelot [13], l'utilisation de charges minérales minimise l'allongement à la rupture du composite.

1-4-2 Les semi-produits SMC

La dénomination SMC provient de la désignation anglaise du procédé d'élaboration (Sheet Moulding Compound) permettant d'obtenir les semi-produits sous forme de préimprégnés destinés au moulage à chaud par compression des pièces de structure. Ce procédé est décrit dans le paragraphe suivant. Il existe encore d'autres formes commerciales de préimprégnés proches des SMC. On peut citer le DMC (Dough Moulding Compound), le BMC (Bulk Moulding Compound), le TMC (Thick Moulding Compound). Ces produits sont généralement des préimprégnés à matrice thermodurcissable renforcée de fibres de verre et chargée de particules minérale [14].

1-4-3 Procédé de fabrication des SMC

D'une façon générale, trois étapes principales constituent l'élaboration d'une plaque ou d'une pièce en SMC :

- 1) La phase d'élaboration du préimprégné.
- 2) La phase de mûrissement du préimprégné.
- 3) La phase de réticulation et le moulage sous pression.

1.4.3.1 La fabrication du préimprégné

Sur un tapis roulant d'une longueur pouvant atteindre plus de dix mètres, est déroulé un film de protection (en polyéthylène). La résine chargée (la pâte mère) est appliquée au-dessus de ce film plastique. Des mèches de rowing contenant plusieurs centaines de fibres sont découpées par un sectionneur cylindrique à une longueur désirée (en général 25 mm) et viennent par la suite tomber sur la pâte de façon à obtenir un mat sec. Cette phase permet d'assurer une distribution aléatoire des fibres. A la fin de la chaîne, un deuxième film protecteur en polyéthylène vient prendre les mèches en sandwich en se superposant au-dessus. Pour assurer une bonne imprégnation, le préimprégné passe au travers d'un dispositif de compactage. Enfin, le préimprégné ainsi constitué est stocké sous forme de rouleaux.

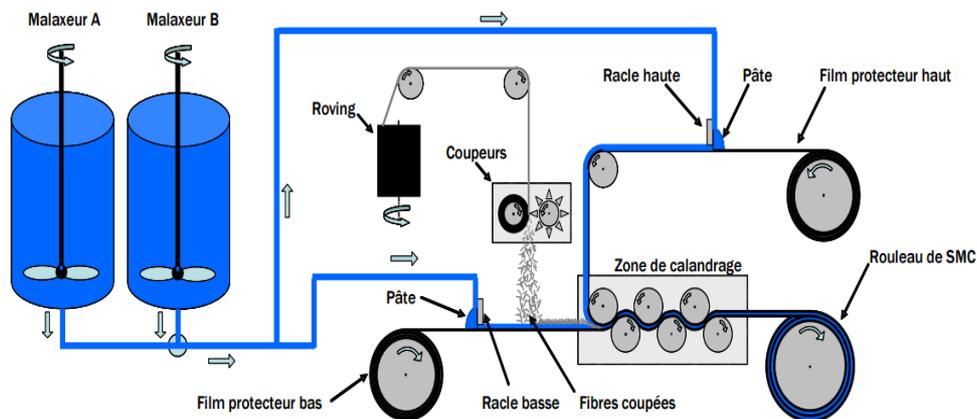


Figure 1- 1: Ligne de production d'un SMC classique

1.4.3.2 Le mûrissement du préimprégné

A la fin de la première phase, le préimprégné est difficile à manipuler étant donnée la trop grande fluidité de la résine. Il est alors stocké à une température qui ne dépasse pas la température ambiante pendant une période assez longue (quelques semaines en général), pour garantir la pré-polymérisation de la matrice durant laquelle des liaisons de type Wan Der Waals s'établissent ce qui permet une certaine rigidification du semi-produit.

1.4.3.3 Réticulation et moulage sous pression

La dernière étape pour l'obtention d'une pièce en SMC est le moulage à chaud. Au contact des parois du moule chauffé à environ 150°C, la viscosité du préimprégné commence par diminuer rapidement, ce qui lui permet d'épouser facilement la forme plus ou moins complexe du moule sous l'effet d'une pression moyenne comprise entre 100 à 120 bars. Puis très rapidement, la viscosité ré-augmente sous l'effet de la réticulation du polymère. Cette opération dure entre 2 et 3 minutes [15-16] ce qui permet d'atteindre des cadences de production de 700 à 800 pièces par jour.

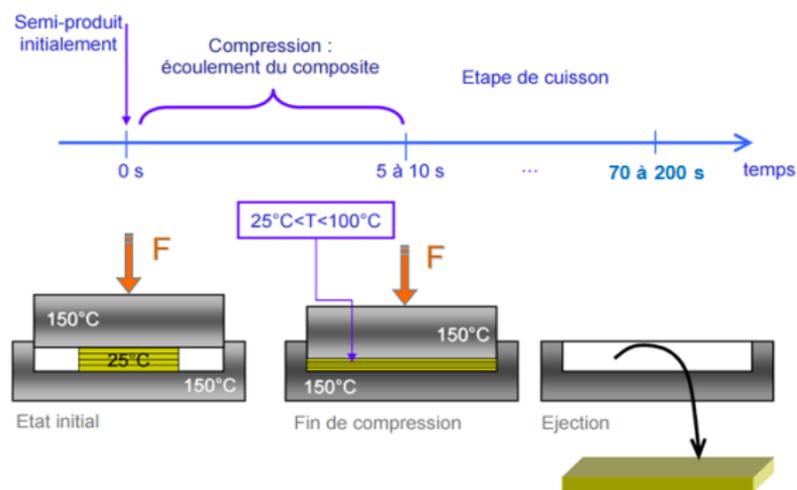


Figure 1- 2: Moulage et mise en forme du SMC composite.

1-4-4 Les différentes familles de composites SMC

Il existe plusieurs familles de formulation de composites SMC qu'on se propose de présenter dans ce paragraphe.

1-4-4-1 SMC Standard

Il s'agit généralement d'une matrice polyester fortement chargée (50% en masse en générale) de particules de carbonate de calcium (CaCO_3) renforcée par des fibres de verre d'une longueur moyenne de 25 mm présentes sous forme de mèches. Chacune contient environ 200 fibres. Le taux moyen de renforts est de l'ordre de 30% en masse. Ce type de SMC a une masse volumique de l'ordre de 1,88 g/cm^3 [6-8].

1-4-4-2 SMC à haute performance (A-SMC)

L'Advanced SMC, (A-SMC), est caractérisé par un taux de fibres relativement élevé (> 50% de la masse totale) atteint grâce à l'utilisation d'une résine vinylester qui permet l'imprégnation d'un tel taux de fibres. Ce matériau permet d'avoir de hautes performances mécaniques [17-18].

1-4-4-3 SMC à basse densité (LD SMC)

Ce type de SMC, (LD SMC) ou encore le Low Density SMC, est caractérisé par l'introduction de billes de verre creuses afin de réduire le poids sur les pièces de structures [19]. Cette variété de SMC permet de gagner plus de 30% en masse volumique par rapport à un SMC standard, $1,22\text{g/cm}^3$ et est utilisé dans des applications qui ne nécessitent pas de très hautes performances mécaniques.

2- Comportement mécanique des composites

Le comportement d'un matériau composite est généralement anisotrope en fonction de la géométrie et de la distribution de ses divers constituants. En outre, l'architecture, le taux et l'orientation des renforts conditionnent le développement du caractère élasto-viscoplastique de la matrice et des phénomènes d'endommagement.

2-1 Les différentes échelles d'analyse

L'étude du comportement mécanique des matériaux composites nécessite une analyse à différentes échelles afin de prendre en compte les différents modes de déformation et d'endommagement qui sont susceptibles d'apparaître au sein de ces matériaux.

Ces différentes échelles sont :

- L'échelle microscopique qui concerne les plus fines hétérogénéités qui existent au sein du matériau. C'est l'échelle du renfort à laquelle les phénomènes d'endommagement se produisent.
- l'échelle macroscopique : celle qui voit le matériau comme étant homogène. C'est l'échelle du V.E.R. ou Volume Élémentaire Représentatif qui doit être suffisamment grand pour contenir statistiquement toutes les hétérogénéités de la microstructure. Par conséquent, à cette échelle, on considère une microstructure unique. Le V.E.R. doit être aussi suffisamment petit pour être considéré comme étant sollicité de façon homogène. C'est aussi l'échelle de la caractérisation mécanique. Ainsi, la zone utile d'un échantillon utilisé dans un essai de caractérisation devra contenir au moins un V.E.R.

- L'échelle de la structure quant à elle se distingue de l'échelle macroscopique par le fait qu'elle est soumise à des champs inhomogènes liés d'une part aux conditions limites, au design de la pièce et d'autre part à la variation de la microstructure au sein de la pièce.
- L'échelle mésoscopique qui se présente comme étant l'intermédiaire entre l'échelle microscopique et macroscopique. Elle est classiquement rencontrée dans les matériaux composites stratifiés au niveau d'un pli ou d'une couche considérée comme un matériau homogène. Elle existe aussi dans les matériaux SMC que l'on peut considérer comme une pseudo-stratification constituée de mèches coupées localement et superposées dans l'épaisseur du matériau.

2-2 Endommagement des composites

2-2-1 Les mécanismes d'endommagement et leurs échelles

D'une manière générale, tous changements microstructuraux conduisant à une détérioration irréversible peut être défini comme un endommagement au sein du matériau. C'est par exemple le cas d'une structure stratifiée dont la dégradation de ces caractéristiques mécaniques est bien effective avant la rupture. De plus, pour ce type de matériau à forte anisotropie, le développement de l'endommagement dépend fortement de l'architecture et de la distribution spatiale des différents constituants. Ces phénomènes peuvent apparaître lorsque les contraintes locales atteignent certaines limites.

L'endommagement peut se déclencher dès 20 à 30% de la contrainte à la rupture [20-25]. Ces endommagements à l'échelle microscopique deviennent souvent le moteur de la déformation anélastique développée jusqu'à la rupture par coalescence des microfissures. La phase d'initiation et de propagation se fait à travers un endommagement diffus au sein du composite [20-25]. On distingue généralement trois types d'endommagements à l'échelle locale susceptible de se développer [19,20,25-26] :

- Décohésion à l'interface renfort-matrice : c'est le mécanisme d'endommagement le plus répandu. Elle est liée à la qualité d'adhésion entre la fibre et la matrice conditionnée par l'ensimage et la nature de la matrice et du renfort.
- Fissuration matricielle : ce type d'endommagement se produit lorsque la contrainte moyenne dans la matrice atteint une limite. De plus, elle peut être favorisée par la présence de défauts tels que des porosités. Les fissures matricielles se propagent dans la direction perpendiculaire à la plus grande contrainte principale.
- Fissuration et/ou fragmentation des fibres : ce type d'endommagement intervient surtout lorsque les fibres sont orientées selon la direction principale de la sollicitation

avec une interface assez résistante. Ce phénomène se manifeste généralement juste avant la ruine du matériau.

- Délaminage ou pseudo-délaminage : Il s'agit de la séparation entre deux éléments de taille mésoscopique tels que les plis d'un stratifié ou entre des mèches de fibres.

La figure 1-3 illustre les différentes échelles de l'endommagement.

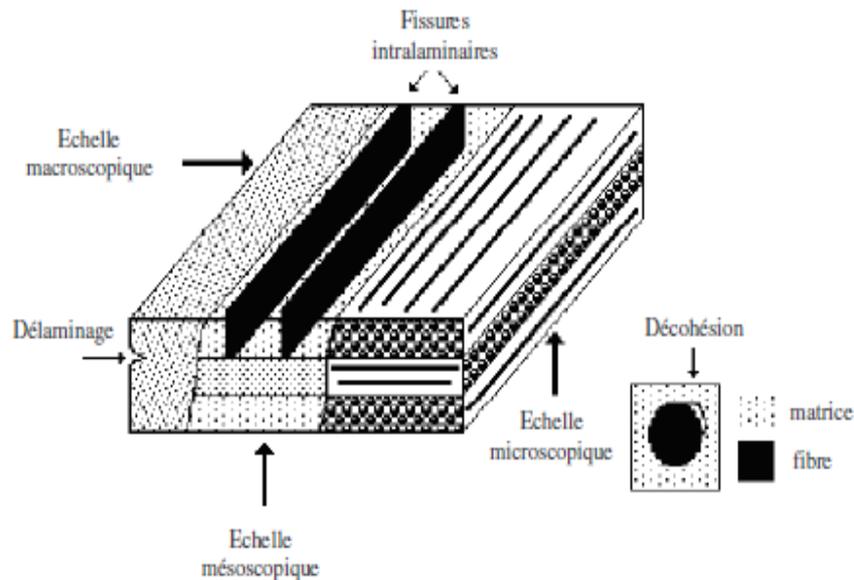


Figure 1- 3: L'endommagement dans le cas d'un matériau stratifié à différentes échelles d'observation [27]

L'analyse de ces mécanismes locaux d'endommagement et de déformation se fait généralement par des essais in situ sous microscope électronique à balayage (MEB) [28-29]. L'intérêt de ce type d'essais est de pouvoir observer en temps réel les mécanismes d'endommagement qui interviennent lors du chargement, leur seuil et leur cinétique d'évolution. Récemment développés, des essais in situ peuvent également être effectués au sein d'un micro-tomographe [28-30] et permettre ainsi de suivre l'évolution de l'endommagement non pas uniquement à la surface de l'éprouvette mais aussi en volume dans le cœur du matériau.

Enfin, au niveau macroscopique, l'endommagement se traduit souvent par une baisse progressive de raideur suivie de la ruine du matériau. Il est important de noter que dans le cas d'un composite à matrice thermodurcissable, on parle généralement d'un comportement élastique-endommageable [31-34]. Par contre, dans le cas des matrices thermoplastiques, il existe un couplage entre la viscoplasticité provenant de la matrice et l'endommagement [25].

2-2-2 Endommagement des matériaux SMC Standards

2-2-2-1 Endommagement des SMC en traction monotone

La figure 1-4 illustre la relation entre l'évolution du comportement mécanique macroscopique d'un SMC standard à l'échelle macroscopique et les mécanismes d'endommagement cités précédemment. L'allure de la courbe de traction obtenue sur ce type de matériau montre un comportement de type bilinéaire. On constate effectivement la présence de trois phases distinctes [19, 22, 35] :

Une première phase linéaire, qui traduit le comportement élastique réversible du composite. Durant cette phase, aucun endommagement significatif n'est présent. Cette phase se poursuit jusqu'à une valeur seuil généralement autour de 20 à 30% de la contrainte à la rupture [22].

Une deuxième phase non linéaire constituant un « coude » est associée à l'initiation et l'amorçage de mécanismes d'endommagements. Dans un composite SMC, la décohésion au niveau de l'interface fibre-matrice constitue le phénomène d'endommagement prédominant [22-23] qui s'amorce au seuil de non-linéarité. Généralement, les premières microfissures interfaciales apparaissent sur les fibres orientées de 60° à 90° relativement à la direction de sollicitation [35]. Cet endommagement entraîne une baisse de la raideur du matériau qui coïncide avec le seuil de non-linéarité.

Une troisième phase relativement linéaire prend alors place jusqu'à la rupture. Durant cette étape, on observe une multiplication du nombre des microfissures dont l'ouverture s'agrandit progressivement. Ces microfissures se propagent rapidement même sur les interfaces des fibres les plus orientées dans la direction de chargement. Ces dégradations progressives conduisent finalement à la coalescence des microfissures et à la rupture du matériau par pseudo-délamination entre les mèches de fibres de verre. Il est important de noter que d'autres mécanismes d'endommagements comme la fissuration matricielle peuvent aussi intervenir comme un moteur de l'endommagement [36]. Dans le cas des matériaux SMC, elle apparaît généralement comme un mécanisme secondaire [37].

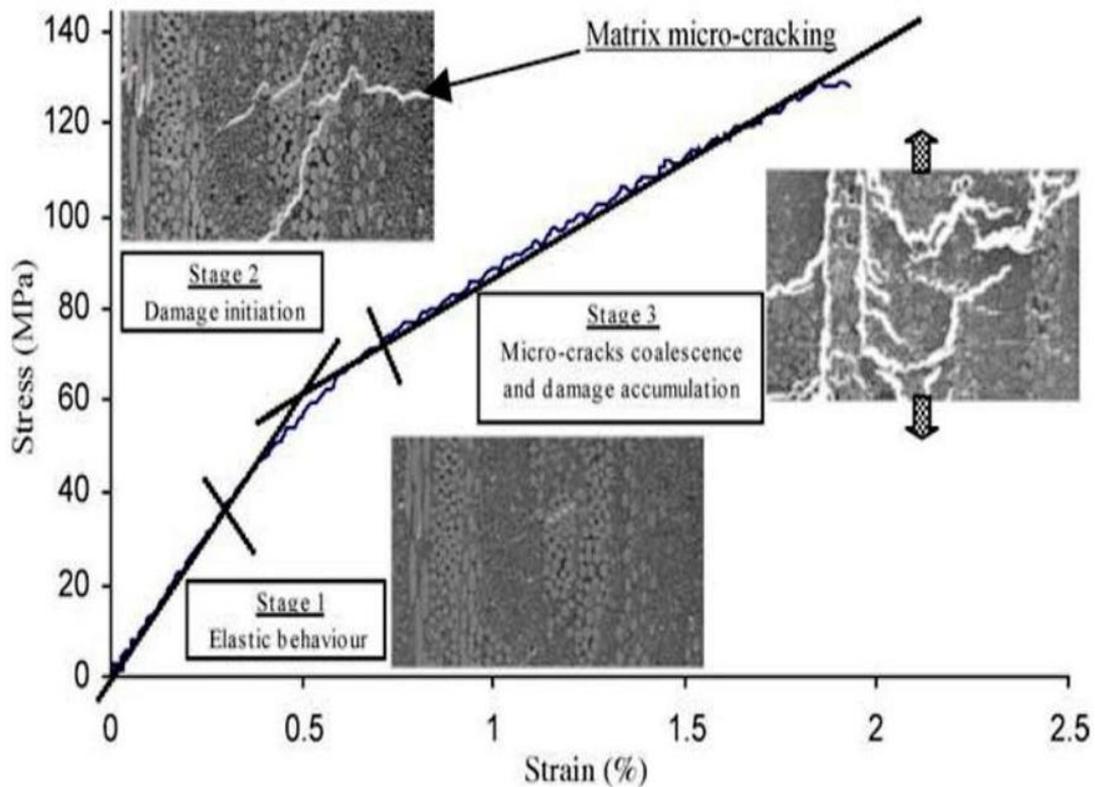


Figure 1- 4: Courbe typique de traction du composite SMC standard [22].

❖ Effet de la vitesse et de la déformation

Les travaux expérimentaux menés sur l'étude du comportement en dynamique des matériaux SMC sont assez rares [8,17-19,22-24,37-39] et sont pour la plupart issues du PIMM. Ceci est du généralement à la complexité du mode opératoire pour ces types d'essais. En effet, diverses perturbations dues à des phénomènes de propagation d'ondes viennent souvent gêner l'acquisition des données. De nombreux efforts ont été faits et différents systèmes ont été mis en place afin de pallier ces phénomènes perturbateurs [8,17-19,22-24,37-39]. Toutefois, ces études ont montré que la vitesse de déformation présente une forte influence sur les caractéristiques mécaniques à l'échelle macroscopique des matériaux SMC de tout type. Par conséquent, l'effet de ce paramètre devrait être clairement pris en considération pour une utilisation efficace du matériau dans les structures. La figure 1-5 montre une illustration de l'effet de vitesse sur un SMC standards.

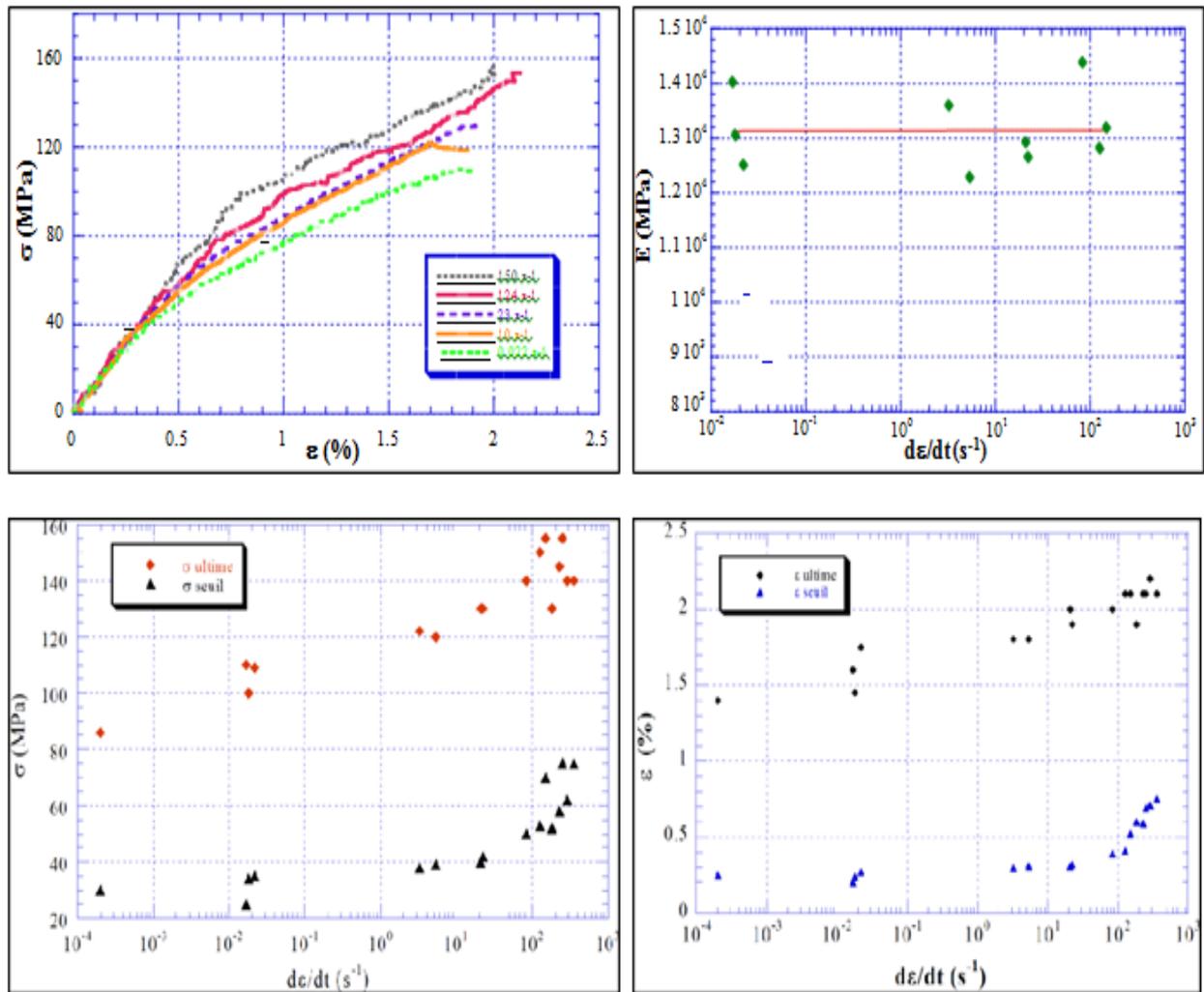


Figure 1- 5: Effet de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques d'un matériau SMC [22].

Cette étude montre que le module de Young reste quasiment insensible à la vitesse de déformation pour une gamme de vitesse allant du quasi statique jusqu'à 200 s^{-1} . Par ailleurs, il a été montré que l'augmentation de la vitesse de déformation entraîne d'une part une augmentation du seuil et une baisse de la cinétique d'endommagement d'autre part [22]. En effet, l'aspect visqueux de l'endommagement à l'interface fibre-matrice est bien mis en évidence grâce à des essais interrompus. Cet aspect s'exprime par un retard lors de la phase d'initiation et par une diminution de la cinétique d'endommagement lors de la phase de propagation. On qualifie un tel comportement de « visco-endommageable » ; notion proposée par Fitoussi et al [25].

Une étude plus récente [37] a montré que les autres types de SMC (A-SMC à forte fraction volumique de renfort et LD-SMC à faible densité) montrent exactement les mêmes tendances. L'origine du visco-endommagement peut être attribué à une sensibilité de l'interface fibre-matrice à la vitesse d'une part et à des effets dynamiques locaux d'autre part.

2-2-2-2 Endommagement des SMC en fatigue

L'accumulation de l'endommagement en fatigue peut être considérée comme étant l'une des plus importantes causes de défaillance des pièces composites en service. Ainsi, comprendre le comportement d'un matériau en fatigue est un facteur primordial pour le dimensionnement des pièces de structure.

Plusieurs paramètres influent sur la tenue en fatigue d'une façon générale [40-50]. Ces différents paramètres peuvent être répartis en trois catégories (figure 1-6) :

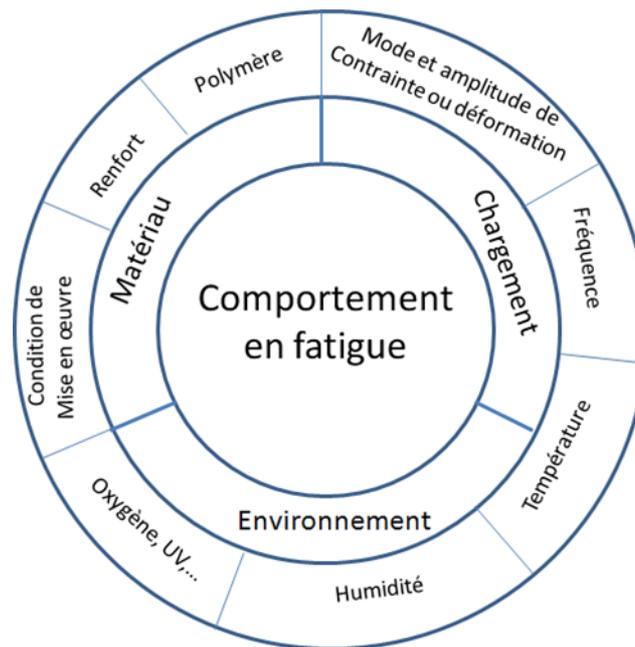


Figure 1- 6: Les paramètres qui influent sur le comportement en fatigue [50]

- Les paramètres liés au matériau : ces différents constituants (matrice, renfort, charge,..) et ces conditions de mise en forme.
- Les paramètres liés au chargement : le type de chargement, l'amplitude et la fréquence imposées.
- Les paramètres liés à l'environnement : la température, l'humidité, les UV...

Lors d'un essai de fatigue, la température peut être envisagée sous deux formes ; extérieure sous forme d'un facteur lié à l'environnement et intérieure induite par le phénomène d'auto-échauffement lié directement à la fréquence de sollicitation.

Du fait du grand nombre de paramètres qui affectent la microstructure et de la complexité des mécanismes mis en jeu, de nombreuses études ont traité l'endommagement des composites à renforts discontinus sous sollicitations de type fatigue [41, 50-54]. Cependant, dans le cas de matériaux SMC, il n'existe que peu de résultats expérimentaux sur le comportement en fatigue. Nous citons ici le travail de Tamboura et al [54] qui a pu quantifier l'évolution des densités de fissures interfaciales au cours d'un chargement en fatigue grâce à des essais interrompus avec suivi

de l'endommagement à l'échelle microscopique par microscopie électronique à balayage. Cette étude a mis encore en évidence que l'endommagement à l'interface fibre-matrice est le principal moteur de l'endommagement. L'initiation et la propagation de ce mécanisme ont été caractérisées de façon quantitative selon plusieurs directions de renforts. La figure 1-7 montre d'une part des illustrations des ruptures interfaciales sur différentes orientations de renforts et d'autre part l'évolution des densités de fissures interfaciales en fonction du nombre de cycles appliqués. Il apparaît clairement que l'accumulation du nombre de cycles conduit à l'augmentation progressive de la fissuration interfaciale. Celle-ci débute prioritairement sur les interfaces des renforts les plus désorientés du fait de la forte contrainte normale locale et se propage par la suite sur les interfaces des renforts plus orientés dans la direction de la charge à travers le couplage des contraintes normales et de cisaillement à l'interface fibre-matrice. Il est à noter que ce scénario est globalement conforme au scénario d'endommagement observé sous sollicitation monotone. Cette constatation sera de première importance dans le choix de la méthodologie de simulation proposée dans ce manuscrit.

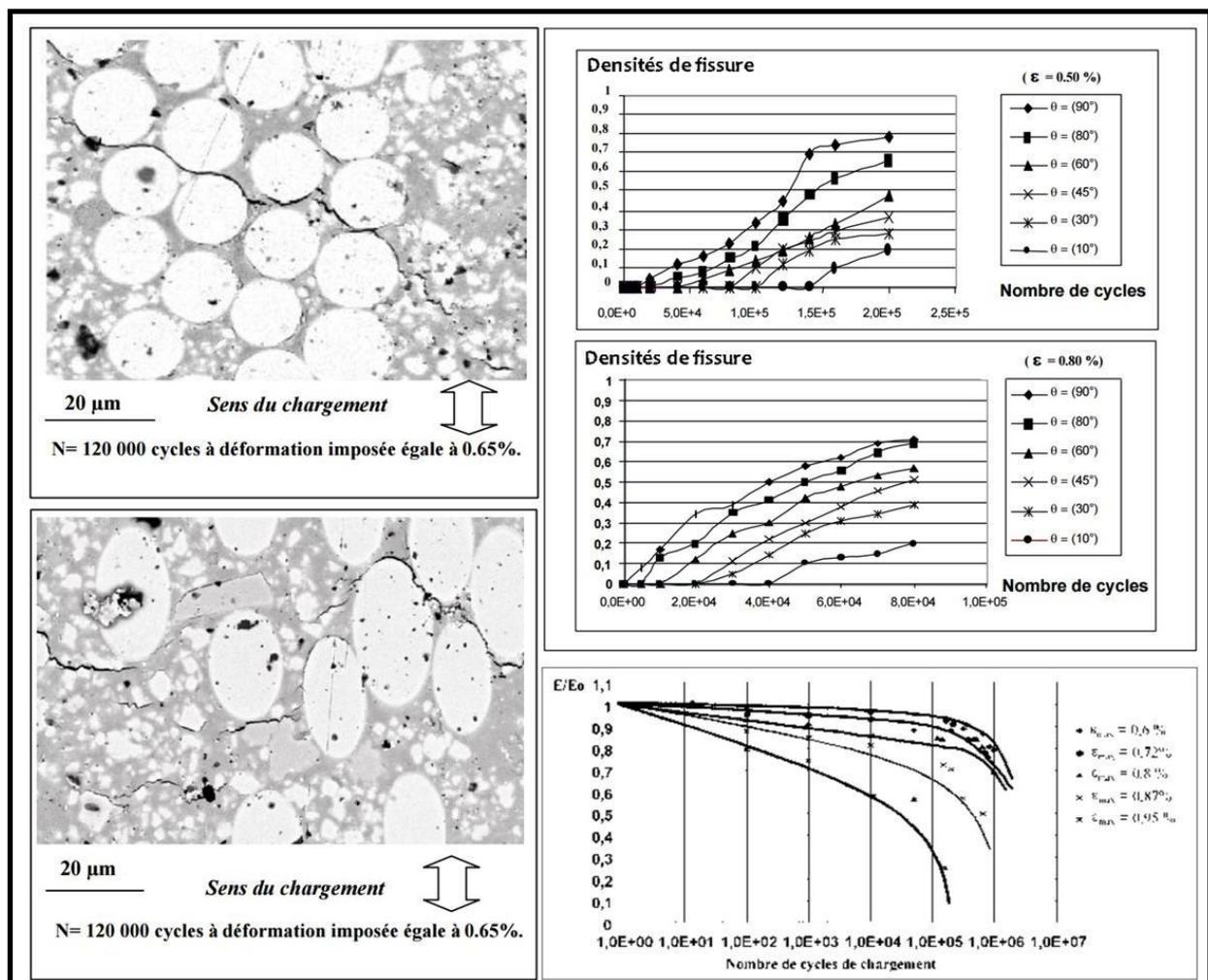


Figure 1- 7: Etude expérimentale de l'endommagement d'un matériau SMC en fatigue [54]

2-2-2-3 Fatigue thermomécanique et endommagement

L'auto-échauffement est un phénomène bien connu dans les composites à matrices thermoplastiques mais il peut aussi être présent dans le cas des composites à matrice thermodurcissable tels que les SMC lorsque la fréquence et l'amplitude du chargement augmentent [37]. En fait, on peut considérer que deux types de fatigue entrent en compétition [20, 45, 51, 55-57]. Une première fatigue de type mécanique due à la propagation des mécanismes d'endommagement à l'échelle locale et une fatigue de type thermique liée aux phénomènes d'auto-échauffement affectant notamment le comportement de la matrice. Ce couplage thermomécanique complexe rend souvent difficile le dimensionnement des pièces de structure. En outre, lors d'une sollicitation répétée, la température augmente sous l'effet de frottements visqueux à l'échelle des macromolécules produisant un auto-échauffement qui se manifeste sous forme de dégagement de chaleur [56]. Cette augmentation peut réduire la durée de vie du matériau en fatigue [58]. Le phénomène d'auto-échauffement est associé d'une part à la nature viscoélastique du polymère relative aux frottements entre les chaînes moléculaires et d'autre part aux échauffements induits par l'apparition des endommagements locaux qui se présentent sous forme de micro-discontinuités comme la décohésion à l'interface fibre-matrice. Dans le cas des SMC, l'auto-échauffement existe aussi et est d'autant plus importante que la fréquence et l'amplitude augmentent [37]. Une augmentation de la température modifie l'état des contraintes locales ce qui influe sur les seuils et les cinétiques de l'endommagement. De plus, les échauffements locaux peuvent atteindre des températures de transition, ceci peut engendrer des déformations extrêmement ductiles ainsi que des transitions fragiles-ductiles. Ce phénomène peut être exacerbé dans la zone proche de l'interface fibre-matrice où les contraintes locales sont plus importantes (voir figure 1-8). L'auto-échauffement est aussi à l'origine de la baisse de raideur de la phase matrice qui produit une modification de la distribution des contraintes locales et par conséquent des seuils et cinétiques d'endommagement et globalement des propriétés mécaniques (module, résistance, ductilité,..) ainsi que de la durée de vie.

Aux faibles fréquences et basses amplitudes, l'auto-échauffement est pratiquement absent. Seule la fatigue mécanique conditionne la durée de vie du matériau [56]. Aux plus fortes fréquences et aux plus fortes amplitudes, le couplage décrit plus haut devient alors fort.

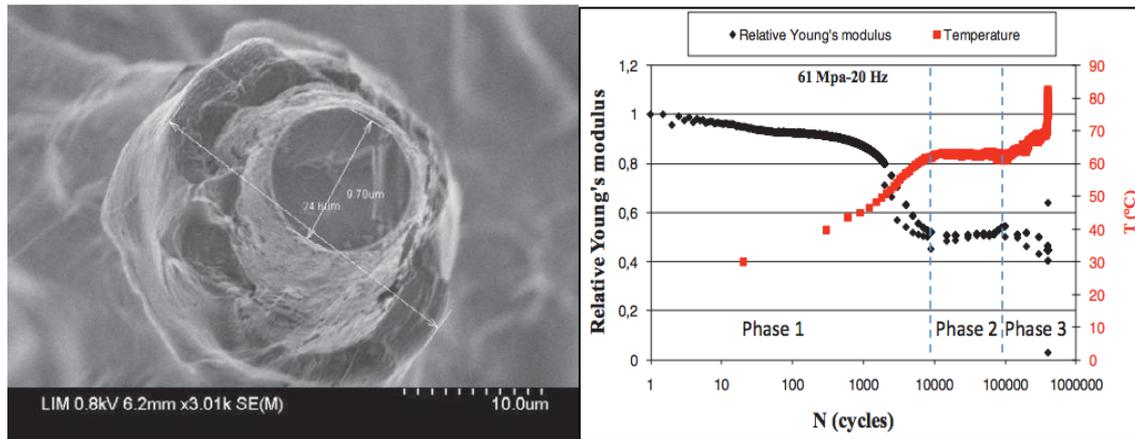


Figure 1- 8: Effet de l'auto- échauffement sur la cinétique de l'endommagement d'un composite PA66 renforcée de fibres de verre [20].

Il est à noter que tous les matériaux à base polymère sont concernés par ce type de couplage. On peut notamment citer les résultats de l'étude de Shirinbayan & al. qui montre que même dans le cas d'un A-SMC fortement chargé (50%), il peut exister un fort couplage thermomécanique [37]. Toutefois, le seuil de fréquence à partir duquel il devient observable est plus important. En effet, tout polymère peut être considéré comme un matériau visqueux sous certaines conditions de vitesse (fréquence) et d'amplitude.

❖ Effet de l'amplitude et de la fréquence de sollicitation

L'amplitude de sollicitation influence directement sur la durée de vie du matériau [50, 54-56]. Un changement d'amplitude peut dans certains cas engendrer un phénomène d'auto-échauffement. Cependant, cet effet est peu étudié pour les matériaux SMC ce qui conduit à une littérature assez pauvre.

Un autre paramètre très important qui influence directement sur la réponse du composite SMC en fatigue est la fréquence de sollicitation. D'une manière générale, des fréquences élevées engendrent un phénomène d'auto-échauffement qui découle de la dissipation d'énergie [45, 55-56]. Handa et al [59] ont montré que pour un composite à matrice polyamide chargé en fibre de verre la durée de vie diminue avec l'augmentation de la fréquence de 5 à 50 Hz. Dentsoras et Kouvaritakis [60] ont montré également que la fréquence de sollicitation joue sur les propriétés mécaniques dans le cas des matériaux viscoélastiques. Récemment, Shirinbayan et al [56] ont bien étudié l'effet de ce paramètre sur un A-SMC, (figure 1-9)

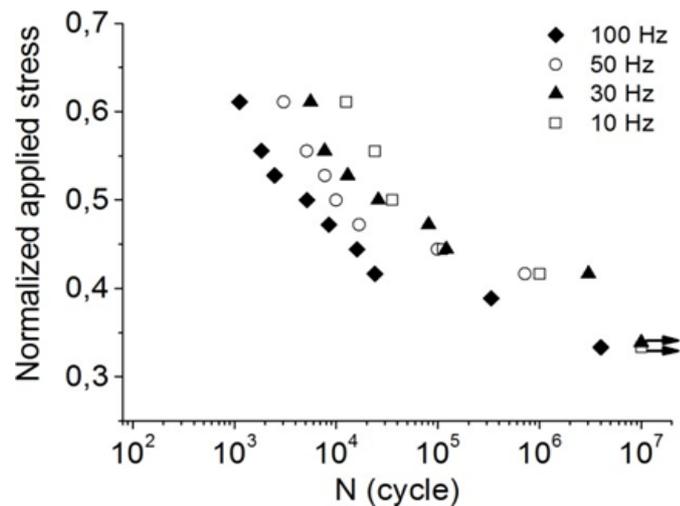


Figure 1- 9: Courbes de Wöhler à différentes fréquences pour un composite SMC [56]

En effet, ils ont constaté qu'à une faible amplitude de charge, il y a peu de différence entre les résultats obtenus pour des fréquences de 10Hz à 50Hz, alors que pour une charge élevée, l'augmentation de la fréquence donne des courbes S-N décalées. Ceci est dû au phénomène d'auto échauffement de la matrice polyester induit par les effets visqueux. Ainsi, lors d'une sollicitation à des amplitudes et des fréquences relativement élevées, l'auto échauffement induit par le frottement intermoléculaire de la matrice est la cause de la baisse de la rigidité ainsi que la diminution de la durée de vie en fatigue.

3- Modélisation Multi échelles

Les études qui conduisent à la formulation de lois de comportement des matériaux hétérogènes ont progressé considérablement ces dernières décennies. L'objectif fixé consistait dans un premier temps à obtenir le comportement élastique du matériau en fonction de ceux des phases le constituant. Par la suite, ces modèles ont été développés pour la simulation du comportement non linéaire (plasticité, endommagement, etc.). Au début du XX^{ème} siècle Voigt [61] (1910) et Reuss [62] (1920) et un peu plus tard Hill [63] (1963) ont posé les bases de la modélisation micromécanique. Celle-ci porte sur la formulation du comportement global d'un matériau hétérogène à partir de la morphologie et du comportement de chacun de ces constituants. Ainsi, la définition d'une méthode dite « d'homogénéisation » qui permet d'établir un lien entre le comportement macroscopique vu comme homogène à partir du comportement des différentes phases constitutives. Ces modèles se fondent sur la résolution d'un problème de transition d'échelles par des méthodes numériques ou analytiques. Ainsi, la démarche nécessite un domaine d'application bien défini, d'où le recours au concept de Volume Élémentaire Représentatif (V.E.R) défini précédemment (paragraphe 2-1), qui est une phase primordiale dans la procédure de changement d'échelles. En effet, ce V.E.R, qu'on considère comme la cellule élémentaire de base

du matériau de l'étude, doit être d'une part, suffisamment grand pour contenir toutes les phases hétérogènes de la microstructure et d'autre part, assez petit pour être considéré comme sollicité de façon homogène lors d'une sollicitation mécanique.

D'une façon générale, cette approche cherche à déterminer un milieu dit « Milieu Homogène Equivalent » (MHE) pour le matériau d'étude [64-68]. La plupart des approches qui en découlent, lorsqu'elles sont formulées analytiquement, ont l'avantage de donner des résultats assez rapidement. Par contre, certaines d'entre elles sont jugées simplistes à cause de problèmes rencontrés lors de choix du VER [69] ou lors de la prise en considération de phénomènes tels que le comportement non linéaire de différentes phases [70] ou de l'endommagement [71]. C'est pour cela que de nouvelles formulations ont été proposées reposant essentiellement sur des résolutions numériques afin de dépasser ces difficultés. C'est le cas des différents travaux dédiés à la modélisation micromécanique grâce à des approches d'homogénéisation [72-75]. Bornet et al [68] proposent une analyse détaillée de ces méthodes.

Plusieurs techniques d'homogénéisation ont été développées dans ce cadre général qui diffère par la façon de représenter la microstructure. En fait, le choix d'un modèle adéquat est directement lié à la morphologie du matériau.

Dans cette partie, on présente les principales approches d'homogénéisation. Nous ferons un tour d'horizon sur les principales classes de modèles existants dans la littérature capables de traduire le comportement mécanique des matériaux à renforts fibreux. Par la suite, nous présenterons les différentes façons d'intégrer les mécanismes d'endommagement dans la formulation de ces modèles.

3-1 Modélisation multi-échelles – Principe d'homogénéisation

Le principe de l'approche multi-échelles d'homogénéisation est l'identification d'un milieu homogène équivalent (MHE) fictif qui prend en compte toutes les hétérogénéités existantes au sein du matériau considéré. Le MHE doit avoir une réponse globale identique à celle du matériau réel.

Le processus d'homogénéisation est généralement découpé en trois étapes, caractéristiques du changement d'échelle [68]:

- **La représentation** qui consiste à préciser les constituants de ce mélange hétérogène ; leurs géométries, leurs dispositions spatiales et leurs propriétés mécaniques.
- **La localisation** qui concerne l'établissement d'une relation entre les champs locaux et les champs macroscopiques.

- **L'homogénéisation** qui concerne la détermination du comportement globale effectif à travers le calcul des moyennes des contraintes et déformations. C'est donc lors de cette phase que la relation micro-macro est établie.

❖ La représentation

Cette première étape, appelée aussi description, consiste à la description des divers constituants du composite, en termes de caractéristiques géométriques, d'organisation spatiale et de propriétés mécaniques. Les différentes phases sont classées par familles d'hétérogénéité. Chaque famille regroupe les renforts ayant la même géométrie, le même comportement mécanique et la même orientation spatiale. On arrive ainsi à décrire un Volume Élémentaire Représentatif avec ses caractéristiques :

- L : la taille de la structure
- l : la taille du V.E.R
- d : la taille caractéristique des hétérogénéités

Ce V.E.R doit obligatoirement respecter le principe de séparation des échelles, tels que $L \gg l$ et $l \gg d$. La détermination de ce V.E.R se fait d'une façon statistique. En effet, deux volumes équivalents seront considérés tout deux comme V.E.R si leur comportement macroscopique est équivalent.

❖ La localisation

La phase de localisation, ou encore de concentration, cherche à établir les relations qui relient les grandeurs mécaniques (contraintes et déformations) à l'échelle locales aux sollicitations mécaniques à l'échelle macroscopique. Ces relations, à établir, représenteront une loi de concentration de forme tensorielle qui permettra le passage micro-macro. Ainsi pour un volume V, on définit la moyenne volumique $\langle a \rangle_V$ d'un champ $a(\underline{x})$ relatif à un point de coordonnées x par :

$$\langle a \rangle_V = \frac{1}{|V|} \int_V a(\underline{x}) dV \quad (1-1)$$

On définit respectivement les tenseurs de rigidité noté C et de souplesse noté S par :

$$\langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_V = C: \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_V \quad \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_V = S: \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_V \quad (1-2)$$

On notera par la suite V le volume du V.E.R, ∂V le volume de son contour et n un vecteur normal. On définit encore un tenseur de deuxième ordre traduisant le champ de déformation microscopique qu'on note $\underline{\underline{\varepsilon}}(\underline{x})$ et un autre tenseur traduisant le champ de contrainte microscopique qu'on

note $\underline{\underline{\sigma}}(\underline{x})$. On pose \underline{E} , et $\underline{\underline{\Sigma}}$ deux tenseurs respectivement relatifs à la déformation et à la contrainte macroscopiques appliquées sur V et définis comme les moyennes volumiques de $\underline{\underline{\varepsilon}}(\underline{x})$ et $\underline{\underline{\sigma}}(\underline{x})$:

$$\underline{\underline{E}} = \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_V \quad \underline{\underline{\Sigma}} = \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_V \quad (1-3)$$

On définit également deux autres tenseurs d'ordre 4 : un premier tenseur dit de localisation des déformations A et un deuxième tenseur dit de concentration des contraintes B établis selon les relations suivantes :

$$\underline{\underline{\sigma}}(\underline{x}) = B(\underline{x}) : \underline{\underline{\Sigma}} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}(\underline{x}) = A(\underline{x}) : \underline{\underline{E}} \quad (1-4)$$

Par définition, ces deux tenseurs vérifient les égalités suivantes:

$$\langle A \rangle_V = \langle B \rangle_V = I \quad (1-5)$$

I représentant le tenseur d'identité d'ordre quatre.

❖ L'homogénéisation

Cette dernière étape consiste à établir les liens entre les contraintes et les déformations à l'échelle macroscopique afin de remonter au comportement du matériau homogène équivalent. Dans le cas d'un comportement élastique, cela revient à calculer le tenseur de rigidité effectif, noté C_{eff} du V.E.R. considéré comme le matériau homogène équivalent. Pour définir ce tenseur, deux approches peuvent être employées : une approche énergétique et une approche mécanique.

Approche mécanique :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = C_{\text{eff}}^{\text{meca}} : \underline{\underline{E}} \quad (1-6)$$

Approche énergétique

$$\langle \frac{1}{2} \underline{\underline{\varepsilon}} : C(\underline{x}) : \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle = \frac{1}{2} \underline{\underline{E}} : C_{\text{eff}}^{\text{ener}} : \underline{\underline{E}} \quad (1-7)$$

Hill stipule que le travail à l'échelle macroscopique est égal à la moyenne du travail à l'échelle microscopique [63] ; ainsi il établit une équivalence entre les deux approches.

$$\langle \underline{\underline{\varepsilon}} : \underline{\underline{\sigma}} \rangle_V = \underline{\underline{E}} : \underline{\underline{\Sigma}} \quad (1-8)$$

Par la suite, on ne s'intéressera qu'à l'approche mécanique. Par conséquent, le tenseur $C_{\text{eff}}^{\text{meca}}$ sera noté automatiquement C_{eff} . La condition de Hill est vérifiée quelles que soient les conditions aux limites [68 ,76]. D'une façon générale, les résultats obtenus pour des volumes donnés varient selon

ces conditions aux limites mais, convergent dès que ces volumes atteignent la taille du V.E.R. et plus [69,77].

Les expressions des tenseurs de souplesse et de rigidité apparents s'écrivent sous la forme:

$$\underline{\underline{E}} = \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_V = \langle S : \underline{\underline{\sigma}} \rangle_V = \langle S : B \rangle_V : \underline{\underline{\Sigma}} = S_{\text{eff}} : \underline{\underline{\Sigma}} \quad (1-9)$$

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_V = \langle C : \varepsilon \rangle_V = \langle C : A \rangle_V : \underline{\underline{E}} = C_{\text{eff}} : \underline{\underline{E}} \quad (1-10)$$

Supposons que le matériau d'étude est constitué de $n+1$ phases, l'indice m ou 0 faisant référence à la matrice renforcée de n familles de renforts. f_i désigne la fraction volumique de la phase i .

On peut donc écrire :

$$\underline{\underline{E}} = \sum_{i=0}^n f_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i = f_m \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i \quad (1-11)$$

$$\underline{\underline{\Sigma}} = \sum_{i=0}^n f_i \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_i = f_m \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_i \quad (1-12)$$

On obtient ainsi :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{E}} &= f_m \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i = f_m S_m \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i S_i \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_i \\ &= S_m \underline{\underline{\Sigma}} + \sum_{i=1}^n f_i (S_i - S_m) \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_i = S_m \underline{\underline{\Sigma}} + \underline{\underline{\Sigma}} \sum_{i=1}^n f_i (S_i - S_m) B_i \end{aligned} \quad (1-13)$$

et

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\Sigma}} &= f_m \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i \langle \underline{\underline{\sigma}} \rangle_i = C_m f_m \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m + \sum_{i=1}^n f_i C_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i \\ &= C_m \underline{\underline{E}} + \sum_{i=1}^n f_i (C_i - C_m) \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i = C_m \underline{\underline{E}} + \underline{\underline{E}} \sum_{i=1}^n f_i (C_i - C_m) A_i \end{aligned} \quad (1-14)$$

Les tenseurs de rigidité et de souplesse auront finalement pour expressions :

$$C_{\text{eff}} = C_m + \sum_{i=1}^n f_i (C_i - C_m) A_i \quad (1-15)$$

$$S_{\text{eff}} = S_m + \sum_{i=1}^n f_i (S_i - S_m) B_i \quad (1-16)$$

Ces relations générales restent valables indépendamment du modèle micromécanique choisi. Par contre, la détermination des tenseurs de localisation A_i et de concentration B_i diffèrent d'un modèle à l'autre.

La figure suivante schématise la démarche globale d'une modélisation multi échelle.

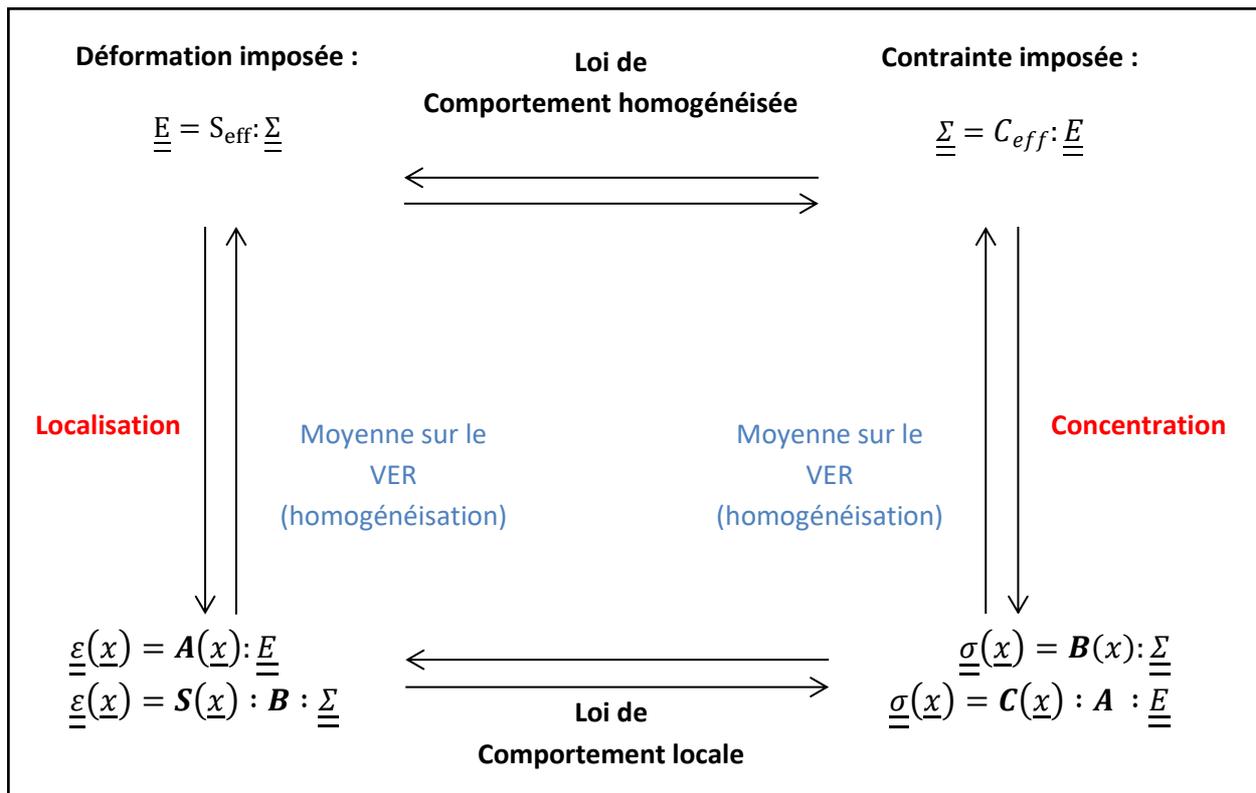


Figure 1- 10: Principe de l'approche multi-échelles.

Par la suite, nous présenterons les différentes démarches permettant de déterminer les tenseurs de localisation ou de concentration proposés dans les modèles d'homogénéisation les plus courants.

3-1-1 Bornes de Voigt et Reuss

Les bornes de Voigt [61] et Reuss [62] correspondent à une première approximation qui permet d'encadrer les propriétés élastiques d'un matériau hétérogène quelconque. L'intérêt majeur est leur simplicité et le fait qu'elles permettent de définir les bornes maximales et minimales des propriétés élastiques. Par contre, elles ne permettent pas de prendre en compte les paramètres microstructuraux de façon précise. En effet, seuls les tenseurs de rigidités des différentes phases et leurs fractions volumiques entrent en jeu. La géométrie et la répartition spatiale ne sont pas prises en compte.

En effet, les tenseurs de localisation (borne de Voigt) et de concentration (borne de Reuss) sont réduits à la tenseur identité.

$$A = I = B \quad (1-17)$$

-Borne de Voigt.

La borne de Voigt, appelée encore approche en déformation, suppose que la déformation est constante au sein de toutes les phases du matériau. On considère que la déformation en tout point est égale à la déformation macroscopique appliquée. La déformation de chaque phase s'écrit donc :

$$\underline{\underline{\varepsilon_i}} = \underline{\underline{E}} \quad (1-18)$$

-Borne de Reuss.

C'est le modèle conjugué de Voigt. Appelé aussi approche en contrainte, elle suppose que la contrainte est en tout point du V.E.R. égale à la contrainte macroscopique. Ce qui permet d'écrire la contrainte au niveau de chaque phase :

$$\underline{\underline{\sigma_i}} = \underline{\underline{\Sigma}} \quad (1-19)$$

Les approximations de Voigt et Reuss constituent donc un encadrement des caractéristiques mécaniques du matériau composite [78-79]. En effet, elles nous permettent d'avoir les bornes inférieures et supérieures du comportement élastique équivalent. Les autres approches s'appuient sur le résultat important établi par Eshelby en 1957 et permettent une description plus précise des paramètres de la microstructure.

3-1-2 Approche d'Eshelby

L'approche d'Eshelby [80] propose une solution pour résoudre le problème élémentaire d'une inclusion élastique ellipsoïdale plongée dans un environnement infini isotrope (matrice). Ce résultat constitue le point de départ de nombreux modèles micromécaniques. Cette méthode relie la déformation libre que pourrait subir une inclusion en dehors de la matrice avec celle qu'elle subirait si elle était noyée dans la matrice. Cette relation est étendue pour traiter une hétérogénéité dont les propriétés, contrairement à l'inclusion, sont différentes à celles de la matrice.

3-1-3 Problème de l'inclusion homogène d'Eshelby.

On considère une inclusion I plongée dans un environnement isotrope infini de rigidité C_m . On pose l'hypothèse que l'inclusion a les mêmes propriétés mécaniques que le milieu dans lequel elle est plongée (matrice). On applique à l'inclusion une déformation qualifiée libre de contrainte \mathcal{E} équivalente à celle qu'elle subirait si elle était isolée (sortie) de la matrice (Ex. déformation élastique, plastique, thermique, etc.). Cependant, la présence de la phase matrice conduit à la

création d'un champ de déformation élastique dans la matrice et dans l'inclusion. On cherche à déterminer l'expression de ce champ à l'équilibre, noté $\underline{\underline{\epsilon}}^i$.

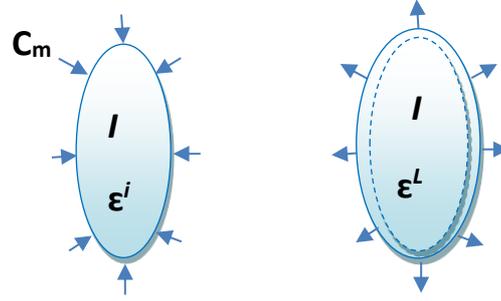


Figure 1- 11: Schéma du problème de l'inclusion homogène

Eshelby propose une méthodologie basée sur une suite d'évènements logiques virtuels permettant de déterminer l'expression de la déformation dans l'inclusion [81]. Il démontre que la déformation subie par l'inclusion est liée à la déformation libre par l'intermédiaire d'un tenseur d'ordre quatre, nommé tenseur d'Eshelby [80]. Ce tenseur, dont l'expression générale est basée sur le tenseur de Green, est explicité notamment dans l'ouvrage de Mura [82] :

$$\underline{\underline{\epsilon}}^i = S^{\text{esh}} : \underline{\underline{\epsilon}}^L = -\underline{\underline{P}} : \underline{\underline{\tau}} \quad (1-20)$$

Avec : $\underline{\underline{\tau}} = -C_m : \underline{\underline{\epsilon}}^L$ représentant la contrainte de polarisation associée à la déformation libre et $\underline{\underline{P}} = S^{\text{esh}} : C_m^{-1}$ le tenseur d'interaction proposé par Hill dont l'expression est

Les équations de comportement s'écrivent donc :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}}_m = C_m : \underline{\underline{\epsilon}} & \text{au sein de la matrice} \\ \underline{\underline{\sigma}}^i = C_m : (\underline{\underline{\epsilon}}^i - \underline{\underline{\epsilon}}^L) = C_m : (S^{\text{esh}} - I) : \underline{\underline{\epsilon}}^L = C_m : \underline{\underline{\epsilon}}^i + \underline{\underline{\tau}} & \text{au sein de l'inclusion} \end{cases} \quad (1-21)$$

Dans le cas d'une déformation imposé E^0 ou d'une contrainte imposée Σ^0 les expressions deviennent :

Cas d'une contrainte imposée :

$$\underline{\underline{\sigma}}^i = \Sigma^0 + C_m : (S^{\text{esh}} - I) : \underline{\underline{\epsilon}}^L \quad (1-22)$$

Cas d'une déformation imposée :

$$\underline{\underline{\epsilon}}^i = E^0 + S^{\text{esh}} : \underline{\underline{\epsilon}}^L \quad (1-23)$$

On peut aussi définir une loi d'interaction qui fait appel au tenseur d'influence de Hill noté C^* . Ce tenseur est symétrique, défini positif et caractérise la réponse de la phase matrice à une déformation

libre imposée induite par une inclusion. Il est exclusivement dépendant du tenseur de rigidité C et de la géométrie de l'inclusion.

$$\underline{\underline{\sigma}}^i - \Sigma^0 = -C^* : (\underline{\underline{\varepsilon}}^i - E^0) \quad (1-24)$$

Avec
$$-C^* = C_m : (I - (S^{\text{esh}})^{-1}) \quad (1-25)$$

3-1-4 Problème hétérogène

Eshelby impose que le tenseur de contrainte τ qui figure dans le cas du problème homogène induit la même hétérogénéité de contrainte dans le cas d'un problème hétérogène. Ainsi, il montre que le problème hétérogène peut être résolu de façon similaire au problème homogène.

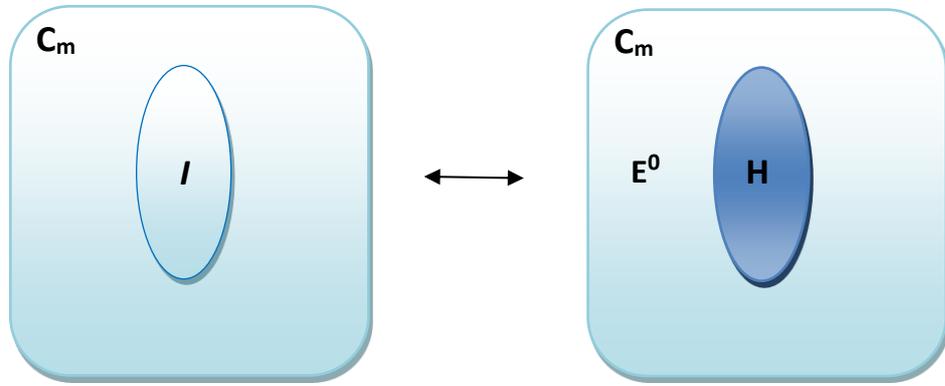


Figure 1- 12: Equivalence entre le problème hétérogène et le problème homogène à déformation libre

Les équations de comportement dans le cas du problème hétérogène et homogène s'écrivent :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\sigma}}^m = C_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^m & \text{au sein de la matrice} \\ \underline{\underline{\sigma}}^H = C_H : \underline{\underline{\varepsilon}}^H = C_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^H + (C_H - C_m) : \underline{\underline{\varepsilon}}^H & \text{au sein de l'hétérogénéité} \\ \underline{\underline{\sigma}}^i = C_m : (\underline{\underline{\varepsilon}}^i - \underline{\underline{\varepsilon}}^L) & \text{au sein de l'inclusion homogène} \end{cases} \quad (1-26)$$

Avec l'indice H faisant référence à une hétérogénéité ellipsoïdale de déformation à l'équilibre ε^H et de rigidité C_H , plongée dans une matrice infinie de tenseur de rigidité C_m .

L'équivalence entre les deux problèmes nous donne une égalité qui nous permet d'établir l'expression de la déformation libre en présence d'une hétérogénéité.

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\sigma}}^H = \underline{\underline{\sigma}}^i &\Leftrightarrow (C_H - C_m) : \underline{\underline{\varepsilon}}^H = -C_m : \underline{\underline{\varepsilon}}^L \\ &\Leftrightarrow \underline{\underline{\varepsilon}}^L = -(C_m)^{-1} : (C_H - C_m) : \underline{\underline{\varepsilon}}^H \end{aligned} \quad (1-27)$$

Lors d'une déformation imposée sur le contour. On remplace $\underline{\underline{\varepsilon}}^L$ par son expression et on déduit l'expression de la déformation au sein de l'hétérogénéité :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^H = E^0 + S^{esh} : \underline{\underline{\varepsilon}}^L \Leftrightarrow \underline{\underline{\varepsilon}}^H = (I + S^{esh} : (C_m)^{-1} : (C_H - C_m))^{-1} : E^0 \quad (1-28)$$

Cette expression peut être écrite en fonction du tenseur d'interaction de Hill :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^H = (I + P : (C_H - C_m))^{-1} : E^0 \quad (1-29)$$

Le tenseur de localisation de A_H est ainsi identifié en posant :

$$A_H = (I + P : (C_H - C_m))^{-1} \quad (1-30)$$

Dans certains cas, résoudre le problème hétérogène permet de trouver des solutions analytiques pour les différents tenseurs définis précédemment. Cependant, le tenseur d'Eshelby n'est facile à calculer que dans le cas d'une inclusion isotrope ou isotrope transverse avec une forme ellipsoïdale connue. Cette approche est la source des multiples modèles multi-échelles en élasticité linéaire.

La première application est la méthode des solutions diluées présentée ci-après.

3-1-5 Méthode des solutions diluées

La méthode d'homogénéisation en solutions diluées consiste à négliger les interactions entre les différentes phases du composite. Ceci est valable lorsque la fraction volumique des hétérogénéités est relativement faible (moins de 5%) [14]. Autrement, les interactions entre hétérogénéités ne peuvent plus être négligées. Chaque phase est donc traitée comme si elle était noyée seule dans la matrice. Cette méthode permet d'aboutir au comportement global équivalent du composite en appliquant directement le résultat du problème hétérogène d'Eshelby sur chaque phase des inclusions, i . Le tenseur de rigidité effectif selon la méthode des solutions diluées noté C_{eff}^{SD} aura donc pour expression :

$$C_{eff}^{CD} = C_m + \sum_{i=1}^n (C_i - C_m) f_i : (I + S^{esh} : (C_m)^{-1} : (C_i - C_m))^{-1} \quad (1-31)$$

Dans le cas d'un taux volumique plus élevé, il n'est plus question de supposer un milieu à matrice infinie. Il est donc nécessaire d'adapter la méthode de calcul des tenseurs de localisation et de concentration. Nous présentons par la suite trois autres approches permettant d'obtenir le comportement élastique équivalent d'un matériau contenant plusieurs familles de renforts dans sa microstructure. Il s'agit de la méthode d'homogénéisation auto-cohérente, les bornes de Hashin – Shtrikman et celle de Mori et Tanaka.

3-1-6 Modèle auto-cohérent

Ce modèle est appliqué lorsqu'on ne peut pas distinguer de phase continue telle que la matrice. Autrement dit, aucune des phases 'i' n'a de rôle prépondérant. Chaque constituant est vu comme étant une inclusion qui baigne dans un milieu homogène équivalent MHE. Il s'applique généralement aux matériaux métalliques polycristallins constitués de grains imbriqués les uns dans les autres.

On considère donc la même formulation issue des méthodes des solutions diluées avec un tenseur d'Eshelby estimé pour une matrice homogène isotrope correspondant au matériau hétérogène dans sa globalité de rigidité C^{AC} que l'on cherche à déterminer. Le problème dans cette formulation devient alors implicite car les tenseurs de localisations A_i dépendent de la rigidité effective C^{AC} , qui a son tour dépend des tenseurs A_i . L'identification se fait donc numériquement par méthode itérative :

$$A_i = (I + S^{esh} : (C^{AC})^{-1} : (C^i - C^{AC}))^{-1} \quad (1-32)$$

$$C_{eff}^{AC} = \sum_{i=0}^n C^i f_i : (I + S^{esh} : (C^{AC})^{-1} : (C^i - C^{AC}))^{-1} \quad (1-33)$$

Dans le cas d'un mélange fibre et matrice l'expression devient :

$$C_{eff}^{AC} = C_m + \sum_{i=1}^n (C^i - C_m) f_i : (I + S^{esh} : (C^{AC})^{-1} : (C^i - C^{AC}))^{-1} \quad (1-34)$$

Cependant, le modèle auto-cohérent surestime généralement la rigidité des matériaux présentant une phase continue.

3-1-7 Bornes de Hashin – Shtrikman

L'approche de Hashin et Shtrikman [83] reprend les résultats du modèle auto-cohérent en remplaçant le MHE par un milieu dont les propriétés sont déjà connues. Le milieu de substitution peut être vu plus rigide, pour sa borne supérieure, ou plus souple, pour sa borne inférieure, que le milieu homogène équivalent. Ceci mène donc à un encadrement des propriétés mécaniques réelles du composite.

$$C_{eff}^{HS \max} > C_{eff} > C_{eff}^{HS \min}$$

- Borne Supérieure :

La borne supérieure est obtenue en affectant à la phase matrice la rigidité de la phase la plus rigide du composite $C_m = C_{\max}$. Le tenseur de localisation supérieure A_i^+ et de rigidité effective supérieure $C_{\text{eff}}^{\text{HS max}}$ dans ce cas s'expriment respectivement par :

$$A_i^+ = (I + S^{\text{esh}} : (C_{\max})^{-1} : (C^i - C_{\max}))^{-1} \quad (1-35)$$

$$C_{\text{eff}}^{\text{HS max}} = \sum_{i=0}^n C_i f_i : (I + S^{\text{esh}} : (C_{\max})^{-1} : (C^i - C_{\max}))^{-1} \quad (1-36)$$

- Borne Inferieure :

De même pour la borne inferieure, on affecte à la matrice le tenseur de rigidité C_{\min} correspondant à la phase la moins rigide, ainsi on aura :

$$A_i^- = (I + S^{\text{esh}} : (C_{\min})^{-1} : (C^i - C_{\min}))^{-1} \quad (1-37)$$

$$C_{\text{eff}}^{\text{HS min}} = \sum_{i=0}^n C_i f_i : (I + S^{\text{esh}} : (C_{\min})^{-1} : (C^i - C_{\min}))^{-1} \quad (1-38)$$

Soit, dans le cas d'un composite

$$C_{\text{eff}}^{\text{HS max}} = C_m + \sum_{i=1}^n (C_i - C_m) f_i : (I + S^{\text{esh}} : (C_{\max})^{-1} : (C^i - C_{\max}))^{-1} \quad (1-39)$$

$$C_{\text{eff}}^{\text{HS min}} = C_m + \sum_{i=1}^n (C_i - C_m) f_i : (I + S^{\text{esh}} : (C_{\min})^{-1} : (C^i - C_{\min}))^{-1} \quad (1-40)$$

Il est bien évident que les bornes de Hashin et Shtrikman nous donnent un encadrement plus resserré des propriétés du matériau que celles de Voigt et Reuss [84].

3-1-8 Modèle de Mori Tanaka

Le modèle a été proposé au début par Mori et Tanaka [85] pour un matériau contenant de nombreuses inclusions de propriétés similaires à celle de la matrice. Il a été, par la suite, étendu par Wakashima [86] dans le cas des matrices contenant aussi des hétérogénéités, avant d'être reformulée et clarifiée par Benevistes [87]. Ce modèle repose sur une formulation sensiblement distincte des approches précédentes. Certes plus réaliste pour les composites que celle du modèle auto-cohérent puisqu'il considère une phase matrice continue. Dans cette approche, le renfort voit d'abord un volume de matrice avant de voir le composite. Ce modèle découle toujours de l'approche d'Eshelby et se distingue par la prise en compte de différentes interactions entre les multiples inclusions existantes. On suppose ainsi que les hétérogénéités sont réparties d'une manière isotrope et sont noyées dans une matrice infinie soumise à une déformation moyenne de

la matrice. La résolution du problème hétérogène permet d'aboutir au tenseur A^H de localisation. On arrive ainsi à relier chaque inclusion à la déformation moyenne de la phase matrice in situ :

$$\langle \underline{\underline{\varepsilon}}_i \rangle = T_i : \langle \underline{\underline{\varepsilon}}_m \rangle \quad (1-41)$$

Avec :

$$T_i = A^H = (I + S^{esh} : (C_m)^{-1} : (C^i - C_m))^{-1} \quad (1-42)$$

Pour chaque phase i , l'expression de la moyenne volumique des déformations est :

$$\underline{\underline{E}} = \sum_{i=0}^n f_i \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i = \sum_{p=0}^n f_i T_i : \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m \quad (1-43)$$

A une déformation $\langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m$ constante :

$$\langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m = (\sum_{i=0}^n f_i T_i)^{-1} : \underline{\underline{E}} = A_m : \underline{\underline{E}} \quad (1-44)$$

On aura donc pour les fibres:

$$\langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_i = T_i : \langle \underline{\underline{\varepsilon}} \rangle_m = T_i : A_m : \underline{\underline{E}} = T_i : (\sum_{j=1}^n f_j T_j)^{-1} : \underline{\underline{E}} = A_i : \underline{\underline{E}} \quad (1-45)$$

On obtient donc l'expression suivante pour le tenseur de rigidité homogénéisé :

$$C_{eff}^{MT} = C_m + \sum_{i=1}^n (C_i - C_m) f_i : T_i : (\sum_{j=1}^n f_j T_j)^{-1} \quad (1-46)$$

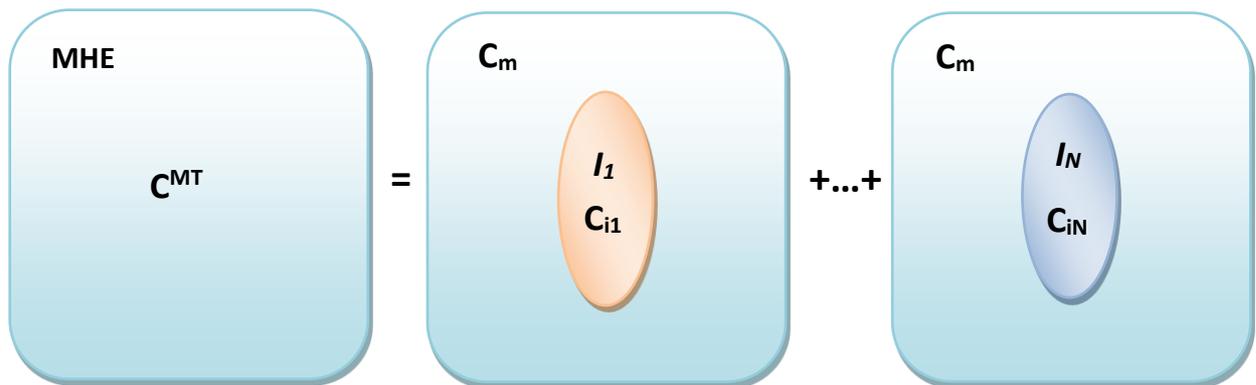


Figure 1- 13: Principe du modèle de Mori et Tanaka

La limitation majeure de ce modèle est qu'il n'est applicable que pour un taux volumique de fibres ne dépassant pas 30% à 50%. Au-delà, les interactions entre renforts ne sont pas prises en compte par cette approche.

D'après l'interprétation de Benveniste [87], le modèle de Mori et Tanaka peut correspondre à la borne inférieure de Hashin et Shtrikman puisqu'on suppose que la matrice est la phase la moins rigide du composite. Les travaux de Bourgeois [81] contiennent une revue bien détaillée des interprétations des équations de cette formulation selon, Benveniste [87], Tsukamoto et Wakachima [86].

Plusieurs auteurs ont utilisé ce modèle pour la modélisation micromécanique de plusieurs composites. A titre d'exemple, Fitoussi [14] sur les composites SMC, Desrumaux [79] sur les composites monolithiques et Bourgeois [81] sur les composites AL/SiCp. D'autres études se sont

intéressées à l'influence des paramètres microstructuraux comme la dispersion de l'orientation de renfort [88-89] et l'effet de l'éclatement [90]. Ce modèle a été par la suite étendu dans le cadre de la thermo-élasticité et de la plasticité. Mura [91] dans son ouvrage présente les différents cas de figure.

3-1-9 Choix d'un modèle micromécanique

Les modèles cités plus haut s'appliquent généralement à des matériaux hétérogènes avec une microstructure quelconque. La sélection d'un modèle adéquat est associée principalement à l'architecture du composite. Ainsi, il est primordial de prendre en considération les fractions volumiques des renforts, l'éclatement, les symétries matérielles du matériau. Tous les modèles présentés adoptent l'approche de l'inclusion équivalente d'Eshelby, à l'exception des bornes de Voigt et Reuss. Le renfort est ainsi considéré, analytiquement, de géométrie ellipsoïdale. Cette géométrie est caractérisée par le rapport d'éclatement, l/d , où l et d sont la longueur et le diamètre du renfort respectivement. Ainsi, on peut distinguer plusieurs formes :

- fibres longue si (l/d) tend vers l'infini.
- Fibre courte si $10 < (l/d) < 50$.
- Particule si $1 < (l/d) < 5$.
- Un disque si (l/d) tend vers 0.

Pour choisir le modèle qui donnera la meilleure estimation des propriétés effectives, la morphologie du matériau doit être considérée. Par exemple, l'approche la moins descriptive est celle de Voigt ou de Reuss. Sa simplicité tient au fait qu'elle ne prend en compte que de très peu des paramètres microstructuraux. En effet, il n'est utilisé que lorsque l'accès aux informations microstructurales est restreint. Par exemple, la répartition spatiale, l'orientation des renforts et leurs formes, ne sont pas pris en considération dans ce type de modèle. Seuls les tenseurs d'élasticité et les taux volumiques de chaque phase sont utilisés. Par ailleurs, le modèle de Hashin et Shtrikman se limite à quelques formes de renfort (fibres longues, petits disques, renforts sphériques). De plus, les modèles à bornes, Voigt et Reuss ou celles de Hashin et Shtrikman, n'apportent qu'un encadrement des caractéristiques effectives. L'homogénéisation en solution diluée est restreinte à des faibles taux volumiques de renforts ce qui ne permet pas de considérer les différentes interactions entre renforts [78].

Parmi les différentes estimations, les approches auto-cohérente et de Mori et Tanaka présentent un plus large champ d'application étant donné leur capacité à estimer les propriétés de matériaux à taux de renforts relativement grand.

Le matériau de notre étude présente une fraction volumique bien inférieure à 30%. Ceci nous oriente vers le modèle de Mori et Tanaka plus adéquat pour un tel taux de renfort. De plus, ce modèle à l'avantage de voir séparément une phase matrice continue dans laquelle sont noyés directement des renforts, contrairement à l'approche auto-cohérente qui ne distingue pas les phases entre elles.

De plus, ce modèle présente l'avantage d'une résolution analytique contrairement au modèle auto-cohérent. Au vu de ces éléments, nous considérons que le modèle de Mori et Tanaka est le plus approprié et sera retenu pour la suite de cette étude.

3-2 Modélisation de l'endommagement

De nombreux travaux se sont intéressés aux mécanismes d'endommagement des matériaux à microstructures hétérogènes en particulier pour les polymères renforcés par des fibres. En effet, il est primordial pour la modélisation de comprendre les processus d'endommagement se développant au sein des matériaux car ils sont à l'origine de la réponse macroscopique. L'aspect hétérogène de la microstructure induit de forts gradients de contraintes et de déformations à l'échelle locale, notamment dans les zones renforcées ou les zones de transfert de charge comme les interfaces qui conduisent à la formation et la propagation de fissures.

Comme nous l'avons montré au paragraphe 2-2, les investigations expérimentales réalisées lors de plusieurs études ont montré que la dégradation de l'interface fibre-matrice peut être considérée comme étant le mécanisme prépondérant des matériaux SMC indépendamment du type de sollicitation. On peut aussi rencontrer des fissures matricielles ou des ruptures de fibres. La rupture finale est atteinte lorsque la densité de fissure atteint une saturation conduisant à leur coalescence pour former une ou plusieurs fissures macroscopiques.

Généralement, la prise en compte des mécanismes d'endommagement est réalisée par la définition de critères locaux. Ces derniers permettent alors d'alimenter une loi d'évolution de l'endommagement.

Nombreuses sont les études qui se sont intéressées aux mécanismes d'endommagement dans les matériaux composites à renforts fibreux et particulièrement ceux relatifs aux interfaces. Dans cette section, nous introduisons les modèles les plus représentatifs des différentes approches proposées.

Lee [92], propose un modèle d'endommagement pour les composites à renforts discontinus orientés d'une manière aléatoire en présence de microfissures issues de la décohésion à l'interface

fibres-matrice. L'idée est de remplacer d'une façon probabiliste les fractions de fibres saines en fibres décollées ou partiellement décollées (debonded fibers) grâce à une fonction de type Weibull. Ainsi, les fibres décollées constituent une nouvelle phase avec des propriétés qui diffèrent de celles des fibres saines.

Shabana [93] s'inspire des travaux de Togho et Cho [94] qui ont mis en place une approche de type élasto-plastique pour la modélisation de l'endommagement d'un composite à fibres courtes. Ils ont étudié la variation du champ de contraintes élastiques ainsi que l'évolution de la capacité de charge entre les fibres non endommagées et les fibres endommagées à travers une loi d'endommagement par fissuration qui suit une fonction probabiliste de type Weibull. Shabana introduit aussi les effets thermiques et présente des résultats concluants dans le cas d'un composite verre époxyde.

Krairi et Doghri [95] proposent plus récemment un endommagement sous forme de « weak spot » localisés en pointe de fibres. Ces derniers ont un impact direct sur la déformation plastique ainsi que sur la dégradation des propriétés mécaniques. Cette approche présente une bonne corrélation entre la simulation numérique et les données expérimentales. Par contre, la physique des mécanismes d'endommagement n'est pas intégrée d'une manière directe mais à travers un tenseur d'endommagement.

Les travaux de Fitoussi et al [96], suivit par ceux de Meraghni et al [97] proposent de définir un critère de rupture de type interfacial pour un composite à fibres discontinues implémenté dans un modèle multi-échelles d'homogénéisation. Il est basé sur le calcul des champs de contraintes locales normales et tangentielles au niveau de l'interface. Un critère local de décohésion à l'interface fibre-matrice est alors proposé. Il est de type Coulomb couplant par une fonction linéaire les contraintes normales et tangentielles à l'interface selon l'équation :

$$\sigma + \beta\tau = R \quad (1-47)$$

où R représente la résistance de l'interface et β un paramètre de couplage. Une seconde formulation quadratique (écriture elliptique) du critère est exprimée par Jendli et al. [23]:

$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^2 = 1 \quad (1-48)$$

Les paramètres σ_0 et τ_0 correspondent respectivement aux contraintes normales et tangentielles à la rupture de l'interface. Etant donné que les deux phases principales du composite ont des caractéristiques différentes, il en résulte un saut de contrainte au niveau de l'interface. Il est donc nécessaire de calculer ces champs de contraintes. Pour ce faire, Meraghni et al [97] ont proposé

une résolution théorique en posant σ^{int} le champ de contraintes interfaciales du côté renfort et σ^{ext} le champ de contraintes à l'interface du côté de la matrice. En fait, sur un point de l'interface, le vecteur de contraintes σ^v représente la projection de la contrainte σ^{ext} sur la normale n à l'interface. Tout en respectant la condition de la continuité de la contrainte normale au niveau de l'interface, il est encore égal à la projection de la contrainte σ^{int} sur la normale n . Le champ de contraintes dans le renfort est également continu, il est de même projeté sur la normale n_i . La contrainte normale σ est donc déterminée par une double projection. Celle tangentielle τ en découle selon l'expression suivante:

$$\begin{aligned}\sigma^v &= \sigma_i^{ext} n_i \\ \sigma &= \sigma_{ij}^{int} n_i n_j \\ \tau &= \sqrt{\|\sigma^v\|^2 - \sigma^2}\end{aligned}\quad (1-49)$$

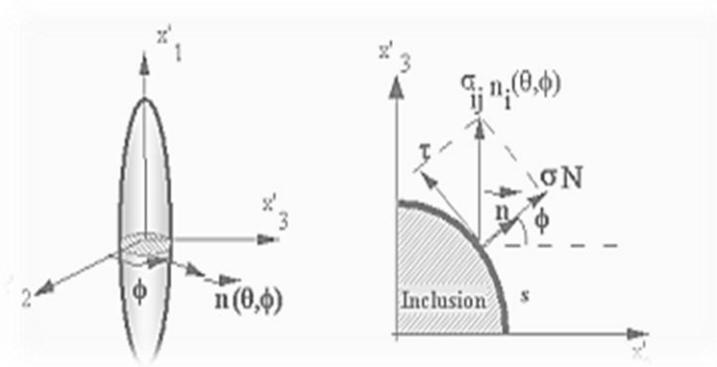


Figure 1- 14: Calcul des contraintes normales et tangentielles au niveau de l'interface

Jendli [23], intègre ce critère quadratique sous la forme d'une probabilité de rupture de type Weibull afin de quantifier un pourcentage de rupture interfaciale.

De même, Despringre [98] et Achour [99] dans de récents travaux utilisent le même critère elliptique de rupture interfaciale. Despringre [98] l'applique dans le cadre de la modélisation en fatigue de l'interface fibre-matrice pour un composite PA66. Toutefois il est intégré dans une loi d'évolution normale cumulative afin de l'adapter au cas du comportement en décharge.

3-3 Modélisation de l'endommagement en fatigue : hypothèse et considération générales

Contrairement aux matériaux métalliques, les matériaux composites sont hétérogènes et anisotropes, ce qui rend l'analyse et la modélisation de leur comportement en fatigue bien plus complexe. En effet, la multiplicité des microstructures et des mécanismes d'endommagement et

de déformation présents dans les composites et leurs interactions rend extrêmement complexe la prédiction de la durée de vie en fatigue. Notamment, les seuils et cinétiques d'endommagement sont difficiles à maîtriser. En effet, plusieurs paramètres affectent la durée de vie en fatigue comme la microstructure et le type de sollicitation tridimensionnel.

Nombreuses sont les différences entre le comportement en fatigue des métaux et des composites à renfort fibreux. Pour les métaux, le mouvement et la multiplication des dislocations sont à l'origine des déformations plastiques qui s'étendent jusqu'à la rupture. Ce phénomène n'induit pas effectivement une diminution de la rigidité durant la fatigue. La phase finale du processus de fatigue se caractérise par l'apparition de microfissures qui sont la seule forme d'endommagement macroscopique notable sur le matériau. La coalescence et la propagation de ces fissures mène à une fissuration plus importante jusqu'à la défaillance de la pièce. Etant donné que la rigidité du métal reste quasiment inchangée, la relation linéaire entre la contrainte et la déformation reste valable. En revanche, pour les matériaux composites à renfort fibreux, l'endommagement peut commencer dès les premiers cycles de fatigue et la taille des zones endommagées augmente tout le long de l'essai. Les mécanismes d'endommagement qui entrent en jeu peuvent changer, par exemple, de petites fissures de la matrice au délaminage en passant par la rupture des fibres. La détérioration progressive durant la fatigue induit une redistribution continue de la contrainte et une diminution des concentrations de contrainte à l'intérieur du matériau. En conséquence, la prédiction de l'état d'endommagement et du nombre de cycles à rupture, nécessite la compréhension et la modélisation du chemin complet de l'endommagement.

Fonge [100] conclut qu'il y a deux principales raisons techniques pour lesquelles la modélisation de l'endommagement en fatigue est bien complexe. La première est la présence de différentes échelles d'endommagement, de l'échelle atomique jusqu'à l'échelle de la structures. La deuxième raison est la difficulté opératoire puisqu'il est quasiment impossible de modéliser identiquement la microstructure des échantillons endommagés. Fonge a également attiré l'attention sur certains points qui présentent un défi pour ce type de modélisation:

- Les moyens de mesure à différentes échelles sont combinés de façon inappropriée et risquent d'engendrer d'importantes erreurs de mesures.
- Des généralisations incorrectes, par exemple, la perte de rigidité suit trois régimes : perte de rigidité initiale, puis une perte progressive et finalement la rupture, Tamboura [54], Jendli [8] et Daniel [101]. Généralement, les modèles associés ne sont pas valables pour les trois parties.
- Une simplification excessive lors de l'établissement des formulations pour les courbes S-N à cause de la grande dispersion, Barnard et al [102].

Plusieurs modèles sont établis pour un composite bien particulier, avec des conditions aux limites particulières, chargement uni-axial, amplitude et fréquence fixes. L'extrapolation aux structures réelles présentant des chargements et des microstructures variables d'un point à un autre s'avère très compliquée.

Beaucoup de difficultés sont rencontrées dans la prédiction de la durée de vie en fatigue à savoir :

- Les mécanismes d'endommagement dominants et les modes de rupture peuvent différer selon l'état de contrainte [101-102].
- L'historique du chargement lors d'un essai de fatigue est un facteur très important. En effet, l'état d'endommagement n'est pas le même pour des séquences de chargement haut-bas ou bas-haut, Hwang et Han [103].
- La majorité des essais expérimentaux réalisés sont de type uni-axial en traction-traction ou traction-compression. En pratique, les structures ne sont pas effectivement soumises à de tels types de sollicitations.
- La résistance résiduelle et la durée de vie en fatigue chutent plus rapidement dans le cas où la séquence de chargement varie constamment dès les premiers cycles (Farrow [104]). L'expérience montre que les échantillons ayant subi de petites séquences de chargement voient leur durée de vie chuter considérablement comparée à celle des échantillons ayant subi des séquences plus larges malgré que le nombre des cycles total soit le même.
- La fréquence de sollicitation a un impact majeur sur la durée de vie (Ellyin and Kujawski [105], Shirinbayan [37]). Cela est dû principalement au phénomène d'auto-échauffement.

Plusieurs études ont été menées et plusieurs modèles ont été proposés afin d'étendre leur champ d'application du cas des chargements uni-axiaux à amplitude constante aux chargements plus complexes.

3-3-1 Différents modèles de fatigues existants

Une classification rigoureuse des différents modèles existant s'avère difficile. Toutefois, Sendekyj [106] propose une classification représentative qui peut être faite en prenant en compte les critères d'endommagement en fatigue. Selon ce dernier, les critères de fatigue peuvent être classifiés en quatre catégories :

- critère de résistance macroscopique
- critère basé sur la résistance résiduelle
- critère basé sur la rigidité résiduelle
- critère basé sur le mécanisme d'endommagement microscopique.

D'autres études similaires sur la prévision de la durée de vie en fatigue des composites conduisent à une classification possible en trois catégories [41] :

- l'approche empirique,
- l'approche phénoménologique,
- l'approche micromécanique.

Nous reprenons ci-après cette synthèse qui nous paraît pertinente. Toutefois, il est à noter que les modélisations présentées ci-dessous couplent très souvent plusieurs des approches précitées qui, par conséquent, ne constituent qu'une classification théorique.

3-3-1-1 L'approche empirique

Bien que le comportement en fatigue de matériaux composites soit généralement différent des matériaux isotropes, de nombreux modèles ont été établis sur la base des courbes des Wöhler ou des diagrammes de type Goodman (une procédure souvent utilisée pour les métaux). Ces modèles empiriques traditionnels introduisent un paramètre d'endommagement sans véritable sens physique censé décrire l'accumulation de l'endommagement jusqu'à la rupture. Généralement, les variables souvent utilisées dans ces modèles sont le nombre de cycles appliqués, l'amplitude et le rapport de la contrainte. Les paramètres d'ajustement dans ces types de lois sont déduits des observations expérimentales.

On peut citer la loi de Miner [107] largement utilisée pour les métaux. On peut inclure sous cet intitulé les modèles qui s'appuient sur l'établissement de courbes de Wöhler ou de diagrammes de Goodman qui nécessitent un travail expérimental colossal et qui ne prend en compte ni l'influence de la microstructure, ni les phénomènes d'endommagement. Les informations expérimentales telles que les courbes S-N ou les diagrammes de Goodman sont utilisés dans un critère de rupture en fatigue. Ces modèles ne prennent pas en considération l'accumulation d'endommagement mais prédisent le nombre de cycle à rupture sous des conditions de chargement fixes.

Ellyin et El-Kadi [108] ont proposé un critère de rupture en fatigue fondé sur la densité d'énergie de déformation en se basant sur l'hypothèse d'une contrainte plane élastique. Ils ont établi une formulation de type loi de puissance afin de prédire la durée de vie en fatigue. Il a été montré par Plmutree et Cheng [109] dans une étude suivante que ce modèle est valable uniquement dans le cas des composites renforcés par des fibres unidirectionnelles non-axisymétriques. Philippidis et Vassiloulos [110] ont proposé un critère de rupture similaire au critère de rupture statique quadratique de Tsai-Wu. Ainsi, cinq courbes S-N sont requises pour

pouvoir établir ce critère. Ce nombre est réduit à trois avec l'hypothèse que la contrainte ultime en traction est la même qu'en compression. Gagel et al. [111] ont développé une approche empirique décrivant l'endommagement par fatigue. Ils proposent une «approche non scalaire» pour décrire la baisse des performances mécaniques et la rupture des stratifiés époxydes renforcés par des fibres de verre sous chargement de type traction-compression. La modélisation proposée repose sur des paramètres expérimentaux décrivant l'évolution de l'endommagement.

Tous les modèles prédictifs de la durée de vie en fatigue cités ci-dessus ont des limitations; celles de ne pas pouvoir prendre en compte l'évolution de la densité d'endommagements et de définir le mécanisme réel de rupture. Cette approche empirique montre plus de corrélation dans le cas des métaux mais reste à éviter lors du dimensionnement des pièces en composites.

3-3-1-2 L'approche phénoménologique

Les modèles phénoménologiques tentent de corréler l'état d'endommagement en fatigue avec un indicateur macroscopique de l'endommagement tel que la rigidité et/ou la résistance résiduelle. Dans les premiers modèles, l'évolution de la rigidité résiduelle est mise en équation de façon déterministe ou statistique (Highsmith et Reifsnider [112]). La rupture est prévue lorsque la rigidité résiduelle atteint un niveau critique déterminée expérimentalement (O'Brien et Reifsnider [113]). Dans les seconds, on s'intéresse généralement à la probabilité de rupture après un certain nombre de cycles, en général, à travers une fonction de type Weibull. La rupture est atteinte lorsque la contrainte appliquée est égale à la résistance résiduelle déterminée (Harris [114], Schaff et Davidson [115]). De plus récents modèles de type phénoménologique s'inscrivent dans un cadre thermodynamique rigoureux décrivant l'évolution de variables internes relatives à l'endommagement progressif. Cette approche a été également utilisée pour plusieurs types de matériaux; les polymères thermoplastiques (W. Van Paepegem [116], Nouri et al [117], Krairi et Doghri [118]), les polymères thermodurcissables (Tang et Lee [119], Miehe et Leck . [120]), pour les semi cristallins (Balieu et al, [121]) et les matériaux de type caoutchoutique (Ayoub et al [122-123]).

Dans ce type d'approche, aucune connaissance précise de la microstructure et des mécanismes de déformation et d'endommagement n'est requise. En effet, les micro-endommagements sont considérés ici comme la cause de la perte progressive de propriétés mécaniques sans être traités explicitement par le modèle phénoménologique. Ainsi, les interactions entre les différents mécanismes de dégradation et leurs conséquences directes sur les propriétés macroscopiques ne sont pas, en général, prises en compte. Un nombre important de paramètres doit être déduit de campagnes d'essais longues et coûteuses. Par ailleurs, cela limite l'application

de ces modèles aux seules microstructures caractérisées expérimentalement. L'approche n'est donc pas prédictive pour d'autres microstructures. Or, souvent, comme dans le cas des SMC, de multiples microstructures sont toujours présentes au sein de la structure ou même dans le cas d'une plaque de laboratoire.

Plusieurs modèles phénoménologiques de type rigidité résiduelle ou résistance résiduelle ont été proposés dans la littérature. Un aperçu sur ces modèles est brièvement présenté dans la présente section.

❖ Modèle phénoménologiques à rigidité résiduelle

Les modèles à rigidité résiduelle décrivent la dégradation des propriétés élastiques durant la fatigue. La perte en rigidité est décrite par l'évolution d'une variable macroscopique, souvent notée D , dont l'expression la plus connue est :

$$D = 1 - \frac{E}{E_0} \quad (1-50)$$

avec E_0 la rigidité du matériau non endommagé. Bien que D soit considérée comme une variable d'endommagement, ces modèles sont qualifiés de type phénoménologique. Ceci est dû au fait que le taux de croissance d'endommagement $\frac{dD}{dN}$ est exprimé en fonction des propriétés macroscopiques et non en fonction du développement des mécanismes d'endommagement. Dans ce type de modèle, on s'intéresse donc uniquement à la baisse de raideur macroscopique et non à son origine.

Sidoroff and Subagio [124], ont développé un modèle uni-axial utilisé dans le cas des composites unidirectionnels sollicités selon la direction des fibres. Le modèle introduit la variable d'endommagement macroscopique D définie précédemment et est capable de séparer les effets de la compression et de la traction. Le modèle piloté en déformation est identifié grâce à un essai de flexion 3 points. La modélisation proposée ne permet pas de prendre en compte ni l'influence du rapport de chargement R ni la fréquence f . De plus il ne permet pas de renseigner l'état d'endommagement local du composite. Cette formulation a été reprise par la suite par Vieilleville et al. [125] avec un pilotage en contraintes et non pas en déformations et sous l'hypothèse que l'endommagement n'évolue pas en compression.

Hwang et Han [126] ont introduit en premier lieu, la notion de « module de fatigue », défini comme étant la pente de la courbe contrainte-déformation pour un cycle bien spécifique. La baisse progressive de ce module de fatigue suit une relation de type puissance en fonction du nombre de cycles. Les auteurs supposent ensuite que la contrainte appliquée varie linéairement avec la déformation résultante pour un autre cycle. Ainsi la durée de vie N peut être déterminée après

l'introduction d'un simple critère de rupture. Par la suite ils ont proposé un autre modèle d'endommagement progressif basé sur leur module de fatigue et la déformation résultante, ce modèle montre une meilleure correspondance avec les résultats expérimentaux.

La rupture se produit quand :

$$D = \sum_{i=1}^m \Delta D_i = 1 \quad (1-60)$$

où ΔD_i est la fraction d'endommagement cumulée durant la fatigue pour un niveau de contrainte donnée et m présente le nombre de séquences de chargement jusqu'à la rupture.

Enfin, Van Paepegem et Degrieck [116,127-128] ont proposé un modèle d'endommagement capable de simuler la baisse de la rigidité, la redistribution et l'accumulation de contraintes permanentes pour une flexion cyclique. Là encore, l'approche proposée permet uniquement de renseigner la dégradation des propriétés mécaniques mais pas l'état d'endommagement du matériau.

La plupart des modèles qui utilisent cette approche [129-131] ont été présentés sous formes d'équations analytiques. En tant que telles, ces équations sont faciles à exploiter et à mettre en œuvre. Cependant, la limitation majeure de ces approches est qu'elles ne prennent pas en considération un changement d'état de contrainte durant le chargement. De plus, elles sont difficilement applicables pour des scénarios de chargement à amplitude variable, pour lesquels une approche de cumul d'endommagement est requise.

❖ *Modèles phénoménologiques à résistance résiduelle*

La résistance résiduelle a été considérée depuis les premières études de fatigue sur composites comme une propriété pratique pour exprimer phénoménologiquement l'effet de l'accumulation d'endommagements durant la fatigue. Contrairement aux formulations phénoménologiques empiriques, les théories basées sur la résistance résiduelle incluent intrinsèquement un critère de rupture affirmant que la rupture du matériau se produit lorsque la résistance résiduelle atteint la contrainte maximale appliquée. Un aperçu de ces modèles est présenté dans la présente section.

Les modèles de résistance résiduelle ont été développés dans plusieurs études. Citons ceux de Broutman et Sahu [132] qui ont présenté l'une des premières tentatives de la modélisation de la dégradation de la résistance statique des composites renforcés par des fibres de verre, dans une formulation modifiée de la loi de Palmgren-Miner, qui prend en compte les effets de séquence de chargement. Shokrieh and Lessard [133] ont développé une modélisation uni-axiale basée sur celle proposée initialement par Halpin et al. [134]. Ils stipulent dans leur approche que la résistance

résiduelle $R_e(N)$ peut être décrite sous forme d'une fonction monotone décroissante en fonction du nombre de cycles N . Hahn et Kim [135] ont établi le concept du taux de changement de la résistance à la rupture. Ils ont supposé qu'il existe une relation unique entre la résistance en chargement statique et la durée de vie en fatigue. Cette approche a été reproduite plus tard par Chou et Croman [136-137], qui ont fourni un outil pratique pour déduire la distribution de probabilité de la vie en fatigue en se basant sur la résistance résiduelle en statique. Yang et al [138-139] ont publié de nombreux travaux sur la résistance résiduelle et la prédiction de la durée de vie en fatigue pour plusieurs types de stratifiés et sous différentes conditions de chargement. Leurs modèles sont basés sur des équations de type rapport de chargement, utilisées précédemment par Hahn et Kim et Chou et Croman. Les modèles proposés prétendent prédire la résistance résiduelle après un chargement en fatigue à n'importe quel niveau de chargement. Ceci a constitué une réelle avancée par rapport aux précédents modèles d'ingénierie, limités aux théories d'un niveau de chargement unique.

D'autres modèles de type résistance résiduelle ont été largement discutés par Sendekyj [140], examinés et évalués par la suite par Degrieck et Van Papaegem [41]. Shorieh et Lessard [141] ont développé un modèle appelé « modèle de la dégradation généralisée des propriétés de résistance résiduelle du matériau » qui permet de prédire la résistance résiduelle sous un chargement complexe. Plusieurs auteurs ont publié des travaux similaires, comme Schaff et Davidson [115], Epaarchchi et Clausen [142], Found et Quaresimin [143] sur les effets de séquences de chargement cycliques à deux blocs sur des stratifiés à matrice époxyde renforcée de fibres de carbone.

Certains des modèles existants ont été modifiés de sorte à pouvoir produire des prédictions statistiques de la résistance résiduelle après un chargement partiel en fatigue à différents niveaux de charge.

Le problème majeur de toutes ces approches est l'exigence d'une quantité de données expérimentales colossale. De plus, contrairement aux modèles basés sur la rigidité résiduelle, l'évaluation de la résistance résiduelle impose la destruction de l'échantillon mis en test. Il est alors très difficile, voire quasiment impossible de comparer l'état d'endommagement de deux échantillons testés. Par ailleurs, ces types de modèles ont été proposés dans le cas de chargements uniaxiaux et ne permettent pas de prendre en considération le cas d'une pièce de structure soumise à des chargements complexes et variables.

3-3-1-3 L'approche micromécanique

Afin de pallier les limitations des approches précédentes, les modèles micromécaniques utilisent la microstructure comme une donnée d'entrée. Par ailleurs, à l'échelle microscopique, différents mécanismes d'endommagement peuvent être mis en compétition de sorte à faire évoluer la microstructure à travers l'introduction de densité de fissures et les baisses de propriétés mécaniques associées.

L'un des premiers critères de rupture introduisant la notion de mécanismes d'endommagement pour les composites a été proposé par Hashin et Rotem [144]. Ils ont fait la distinction entre deux différents modes de rupture, la rupture de la fibre et la rupture de la matrice. Toutefois, ils continuent de s'appuyer essentiellement sur trois courbes S-N obtenues expérimentalement sous chargement uni-axial sur des stratifiés unidirectionnels hors axe. Ce critère étant limité à deux modes de défaillances n'est valable que pour les stratifiés à plis unidirectionnels.

Une des premières approches utilisant un modèle d'homogénéisation a été proposée par Reifsnider et Gao [145] qui proposent un critère de rupture basé sur la contrainte moyenne dérivée de la méthode de Mori et Tanaka. Le critère est défini à travers l'approche micromécanique et prend en considération les propriétés des constituants du composite. La formulation de ce critère est très similaire à celle proposée par Hashin et Rotem. Le critère de rupture intègre l'endommagement de la matrice et de la fibre en utilisant les contraintes moyennes dans la matrice et les fibres, calculées par le modèle de Mori et Tanaka. Le problème de l'interface non parfaite entre la fibre et la matrice est aussi pris en compte à travers une interface modélisée par un film élastique. Là encore, l'identification des paramètres du modèle utilise des courbes S-N qui doivent être établies expérimentalement au préalable.

Les modèles d'homogénéisation généralement utilisés permettent d'obtenir l'évolution des propriétés macroscopiques en fonction de l'évolution de l'état d'endommagement de la microstructure. Ces modèles d'homogénéisation permettent en effet de passer de l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique (parfois en passant par une échelle mésoscopique lorsque l'architecture du composite le nécessite), Jendli et al. [22] .

Jendli et al. [22] ont pu analyser qualitativement l'influence de la vitesse de déformation sur l'évolution et le seuil d'endommagement grâce à une campagne d'essais monotones et interrompus (à différentes vitesses de déformation). Ils ont montré également que l'endommagement initial et la cinétique sont sensibles à la vitesse de déformation, de sorte que la probabilité de rupture à l'interface augmente avec l'augmentation du taux de déformation. Des résultats similaires ont été

obtenus précédemment par Fitoussi et al. [25] ainsi que récemment par Shirinbayan et al. [17]. Grâce à leurs résultats expérimentaux, Fitoussi et al. [146] ont également proposé un modèle micromécanique basé sur la décohésion au niveau de l'interface fibre-matrice. Ce modèle est basé sur un critère local linéaire de couplage du cisaillement et de la contrainte normale à l'interface [96]. Meraghni et al. [97] ont développé un modèle similaire qui combine un paramètre de microfissuration avec la décohésion à l'échelle fibre-matrice afin de diminuer le tenseur de localisation de fibre. Derrien et al. [147] ont développé un modèle probabiliste d'endommagement de type rupture de renforts. Fitoussi et al [21] utilisent le même type de critère probabiliste appliqué à la rupture de l'interface fibre-matrice. Ils proposent de remplacer les fibres déchaussées par un renfort équivalent anisotrope traduisant ainsi l'anisotropie locale créée par la rupture interfaciale. Guo et al. [150] proposent plus simplement de remplacer la fibre déchaussée par un volume équivalent de matrice. Ces approches ont été validées expérimentalement. Nguyen et Khaleel [151] ont développé un modèle d'endommagement matriciel basé sur les résultats expérimentaux de Meraghni et Benzeggagh [152]. Lee et Simunovic [153] ont établi un modèle pour la prédiction du comportement élasto-plastique-endommageable d'un matériau composite à matrice ductile renforcée par des fibres orientées. Dans leur modèle, les fibres partiellement décollées sont remplacées par des fibres équivalentes parfaitement liées. Leur modèle a été étendu pour traiter les fibres à orientation aléatoire [154]. Un modèle similaire pour les matériaux composites mais en trois phases a été développé par Ju et Lee [155]. Ici, les fibres complètement déchaussées sont considérées comme des vides dans les trois phases d'homogénéisation.

Desrumaux et al. [148] ont encore développé la représentation statistique de la rupture pour chaque constituant (fibre, matrice et interface) en proposant un modèle d'endommagement micromécanique de type homogénéisation en deux étapes pour un matériau aléatoire basé sur le tenseur numérique d'Eshelby [80]. D'une manière analogue, Guo et al. [150] ont introduit une loi élasto-dommageable pour les composites aléatoires basés sur une approche à deux échelles. Une approche comparable d'homogénéisation en deux étapes a été par la suite reprise par Jendli et al. [23] et Kammoun et al. [149].

Ben Cheikh Larbi et al. [156] ont étudié le comportement élastique des SMC sous chargement cyclique. Ces auteurs ont proposé un modèle d'endommagement local probabiliste à deux échelles. Les paramètres de ce critère local évoluent en fonction du nombre de cycles. Le critère est identifié par méthode inverse sur la base des baisses de raideur sous chargement de fatigue.

Dans ce type d'approche, la difficulté réside dans la grande variété des mécanismes d'endommagement mis en jeu et dans leurs interactions. Récemment, des lois d'endommagement

relatives à chacun des mécanismes développés lors de la fatigue de polyamide renforcé de fibres de verre ont été mis en compétition dans le cadre d'une approche prédictive de type micromécanique (Despringre [98]). Le caractère statistique de la microstructure oblige aussi à traduire les mécanismes d'endommagement de façon probabiliste. Par contre, l'avantage évident de ce type de modèle une fois identifié, réside dans sa capacité à prédire le comportement résiduel et la durée de vie en ne s'appuyant que sur un nombre restreint de données expérimentales (connaissance de la microstructure). En général, ces modèles peuvent être identifiés uniquement à partir des propriétés des éléments constitutifs du composite (renforts, matrice et interface renfort-matrice).

Par ailleurs, la microstructure étant considérée comme une donnée d'entrée du modèle, les mêmes critères et/ou lois d'endommagements locaux peuvent être identifiés sur une microstructure particulière et être utilisés par le modèle prédictif pour une autre microstructure.

Toutefois, l'intégration de ce type de modèle dans des codes de calculs industriels, bien que possible, conduit encore aujourd'hui à des temps de calculs très longs qui empêchent ou limite leur utilisation au niveau industriel. De plus, ces modèles nécessitent l'identification de nombreux paramètres locaux. Cela conduit à des campagnes expérimentales lourdes et des procédures d'identification dont la mise en œuvre peut être longue et complexe.

Dans le cadre de notre travail, nous proposerons de nous appuyer sur les différentes approches décrites plus haut en essayant de profiter des avantages de chacune d'entre elles.

CHAPITRE II :
COMPORTEMENT
MECANIQUE DES SMC

- **Introduction**

Dans ce chapitre, on présente le matériau composite de l'étude. En particulier, on s'attachera à décrire l'influence de la microstructure sur l'endommagement et sa conséquence sur la réponse mécanique macroscopique. Il s'agit d'un matériau SMC (Sheet Moulding Compound) constitué d'une matrice polyester insaturée chargée par des particules de craie (CaCO_3) et renforcée par des fibres de verre sous forme de mèches discontinues. Le matériau est moulé par compression à chaud. On se reportera au chapitre 1 pour la description des différentes étapes de l'élaboration (fabrication du préimprégné, mûrissement et compression à chaud).

L'étude de la microstructure et son influence sur les caractéristiques mécaniques présentées dans ce chapitre constitueront les données expérimentales permettant d'alimenter la modélisation prédictive proposée dans le chapitre 3.

1- Matériaux, variabilité de la microstructure et sélection des échantillons

1-1 Matériau d'étude

Le matériau étudié est un SMC à base de polyester, fournit par la société « Faurecia ». Les taux massiques de fibres de verre et de particules de charges CaCO_3 intervenant dans sa formulation sont respectivement de 28% et 37%. Les fibres de verre se présentent sous la forme de mèches de longueur constante $L = 25\text{mm}$. Approximativement, chaque mèche contient 250 fibres de verre de $15\ \mu\text{m}$ de diamètre environ. Ces mèches sont aléatoirement orientées dans le plan des préimprégnés non réticulés avant de passer à la phase de thermocompression.

Des plaques SMC ont été élaborées pour les besoins de l'étude par thermocompression sous une pression de 60 bars et une température moyenne du moule de 165°C . Le temps de réticulation est de l'ordre de deux minutes.

Deux configurations de moulage ont été utilisées. Dans la première, des préimprégnés de SMC non réticulés ont été placés au centre d'un moule rectangulaire ($120 \times 250\ \text{mm}^2$) et occupent plus de 80% de sa surface. Par conséquent, un faible écoulement de la matière pendant le moulage par compression conduit à une orientation relativement aléatoire des fibres. Ce matériau sera par la suite appelé matériau aléatoire ou non flué NF. Dans la seconde configuration, la même quantité de matière SMC a été placée sur un bord du moule de telle sorte que seulement 50% du moule soit rempli. Cela conduit à un fluage important de la matière avant réticulation et produit

une forte orientation des fibres dans la direction de l'écoulement. Ce matériau sera appelé par la suite matériau flué F.

1-2 Caractérisation de la microstructure

L'utilisation des matières composites est fortement conditionnée par la capacité du constructeur ou du sous-traitant à dimensionner les structures automobiles sous divers types de chargements complexes tels que la fatigue et le crash. Or, les procédés de mise en forme mettent toujours en jeu de forts écoulements de la matière qui conditionnent les microstructures présentes au sein de la pièce. Dans la pratique, une pièce de structure réelle comporte inévitablement de multiples microstructures extrêmement variables d'un endroit à l'autre. C'est en particulier le cas d'une structure en composite SMC lors de la compression à chaud de semi-produits préimprégnés. Ces derniers sont placés sur certaines zones de la pièce suivant un plan de charge spécifique qui conditionnera les microstructures en présence.

1-2-1 Caractérisation par ultrasons

La variabilité spatiale au sein d'une pièce ou d'une plaque composite SMC peut être mise en évidence grâce à une technique ultrasonore originale développée au sein du Laboratoire PIMM. Cette technique non-destructive détecte une éventuelle anisotropie dans le matériau étudié, ce qui nous permet d'identifier les zones ayant une morphologie similaire. Autrement dit, la variabilité de la microstructure bien connue dans les matériaux SMC nous oblige à mettre en place une méthode de sélection des zones des prélèvements des échantillons afin d'en maîtriser la microstructure. Cela permet d'obtenir plus de cohérence dans les résultats expérimentaux à travers une connaissance de la microstructure du matériau testé mécaniquement. Cette connaissance est d'ailleurs primordiale si l'on veut identifier un modèle micromécanique dont la microstructure est une des données d'entrée principale. Cette dernière conditionne d'ailleurs très fortement la réponse mécanique macroscopique. Dans le cas de la prédiction de la durée de vie en fatigue, cette connaissance devient critique.

1-2-1-1 Principe de l'analyse de la microstructure par ultrasons

Elle consiste à immerger deux sondes identiques dans un bac rempli d'eau : une première émettrice notée (E) et une seconde réceptrice notée (R). Les deux sondes sont positionnées l'une en face de l'autre à une distance (d) bien connue.

La première étape consiste à mesurer la vitesse de propagation de l'onde dans l'eau, notée V_0 . Ceci est rendu possible en utilisant un oscilloscope qui permet de mesurer le temps nécessaire pour que l'onde se propage entre les deux sondes ($V_0 = \text{distance} / \text{temps}$). Lors de la deuxième étape l'échantillon à caractériser est placé entre les deux sondes perpendiculairement à la direction de propagation de l'onde, comme indiqué par la figure 2-1. Ceci permet de générer des ondes longitudinales qui vont se propager à travers l'épaisseur de l'échantillon.

Pour beaucoup de matériaux composite de faible épaisseur tels que ceux utilisés dans l'automobile, on constate que les fibres sont toutes contenues dans le plan de la plaque. Il est alors possible de considérer que la vitesse de l'onde longitudinale V_L dépend principalement de la teneur en fibres. En effet, dans cette configuration, la vitesse de l'onde longitudinale ne dépend pas de l'orientation des fibres.

Une troisième étape de l'analyse par ultrasons consiste à tourner l'échantillon d'un angle d'incidence (i) comme illustré dans la figure 2-2. Cette configuration permet de générer des ondes transversales qui vont à leur tour se propager à la vitesse V_T à travers l'épaisseur de l'échantillon selon une direction (r) régie par la loi de Snell-Descartes:

$$\frac{\sin(i)}{V_0} = \frac{\sin(r)}{V_T} \quad (2-1)$$

Lors de la phase de propagation d'ondes transversales, l'échantillon est soumis à un cisaillement dans le plan (\vec{i}, \vec{n}) . On opère alors une rotation de l'échantillon autour de la normale (\vec{n}) qui montre une variation de la vitesse transversale V_T directement liée à la distribution d'orientation des fibres. En effet, si les fibres sont contenues et bien orientées dans le plan de cisaillement (Figure.2-2-a), elles offrent une large section au cisaillement. Par conséquent, on mesure des valeurs plus élevées de V_T . Par contre, lorsque les fibres sont orientées dans la direction perpendiculaire au plan de cisaillement (figure 2-2-b), la section de fibres cisillées est plus restreinte, ce qui conduit à une baisse de la vitesse des ondes transversales V_T . L'évolution de V_T en fonction de l'angle de rotation autour de la normale \vec{n} nous permet donc d'identifier clairement la direction privilégiée des fibres. Cette technique permet aussi de définir un indicateur $K(\%)$, appelée coefficient de biréfringence acoustique, qui traduit l'intensité d'orientation des fibres et dont la valeur est déterminée par l'expression suivante:

$$K(\%) = \frac{V_{T\max} - V_{T\min}}{V_{T\text{ moy}}} \cdot 100 \quad (2-2)$$

Où $V_{T\text{ moy}}$ est la valeur moyenne des V_T .

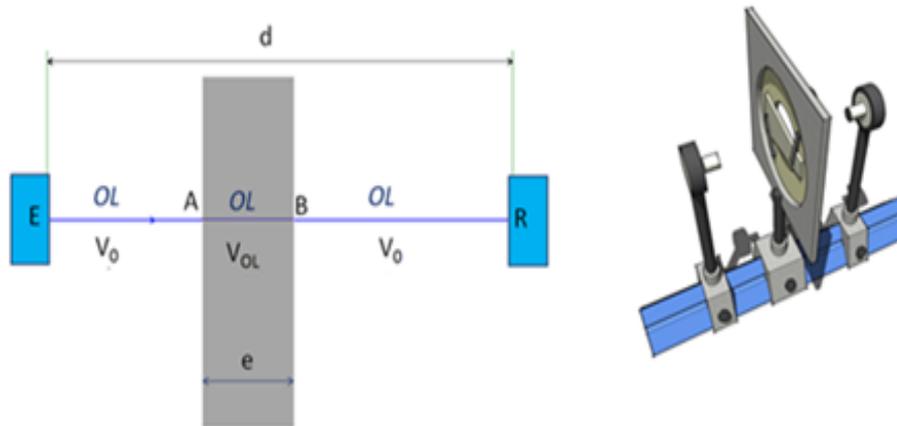


Figure 2- 1: Dispositif de caractérisation par ultrasons

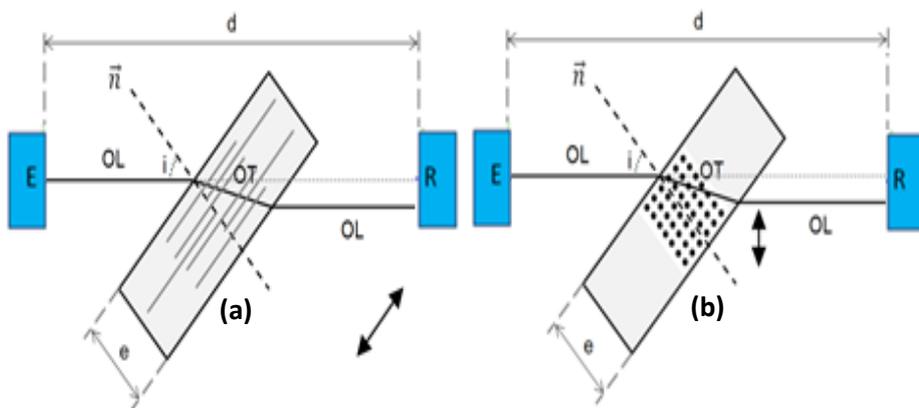


Figure 2- 2: Principe de la technique ultrasonore pour la détermination de l'orientation des fibres.(a) fibres dans le plan de cisaillement. (b) fibres perpendiculaires au plan de cisaillement.

La vitesse de l'onde longitudinale dans l'échantillon est donnée par :

$$V_L = \frac{e}{t_e - \frac{d-e}{V_0}} \quad (2-3)$$

Où t_e est le temps nécessaire à l'onde pour arriver à la sonde réceptrice. Il est donné par :

$$t_e = \frac{EA+BR}{V_0} + \frac{AB}{V_T} \quad (2-4)$$

La vitesse de l'onde transversale ou de cisaillement dans l'échantillon est déterminée par :

$$V_T = \frac{eV_0}{\sqrt{e^2 + 2eV_0(t_e - t_0) \cos i + V_0^2(t_e - t_0)^2}} \quad (2-5)$$

1-2-1-2 Résultats

L'analyse par ultrasons a été réalisée pour des échantillons extraits des plaques SMC de l'étude. Une cartographie pour chaque plaque a été mise en place afin de distinguer les différentes zones (figure 2-4). La plaque est divisée en deux parties : partie gauche « g » et partie droite « d ». Chaque zone est notée de 1 à 4. L'indice h indique un point de mesure contenu dans la partie supérieure (haute) de la plaque et b s'il est situé dans la partie basse.

Pour chaque point de mesure, on trace l'évolution de la V_T en fonction de l'angle de rotation (autour de la normale). L'orientation des fibres est donnée par le(s) minimum de cette courbe. Ce qui donne, par exemple, pour la figure 2-3 une orientation privilégiée longitudinale à 0° et/ou 180°

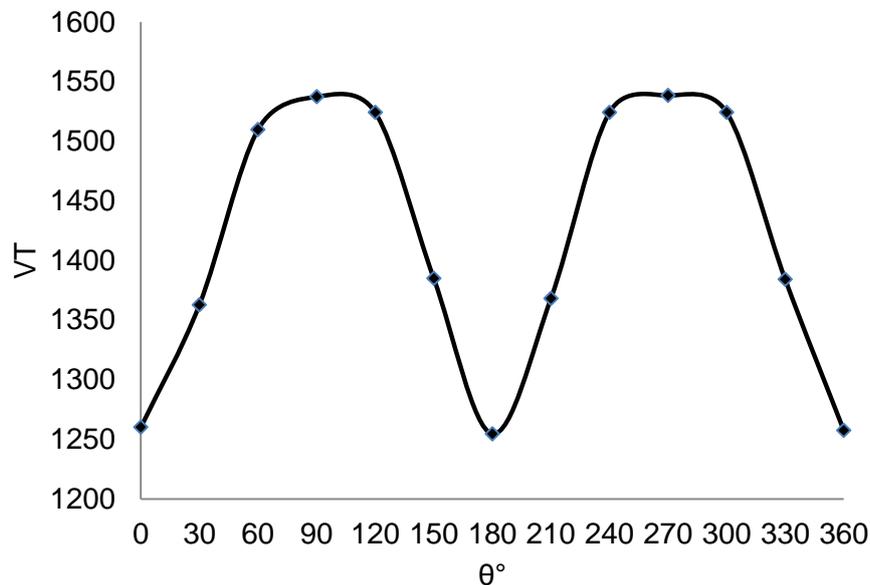
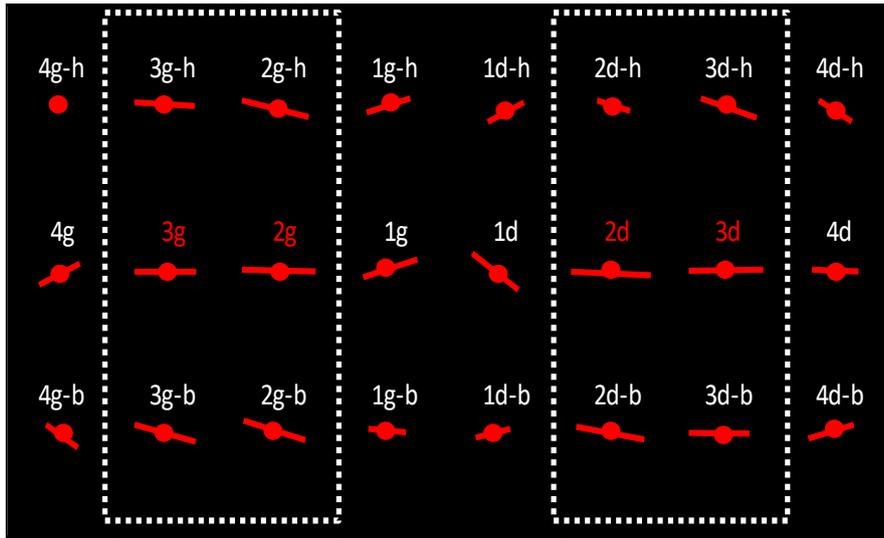
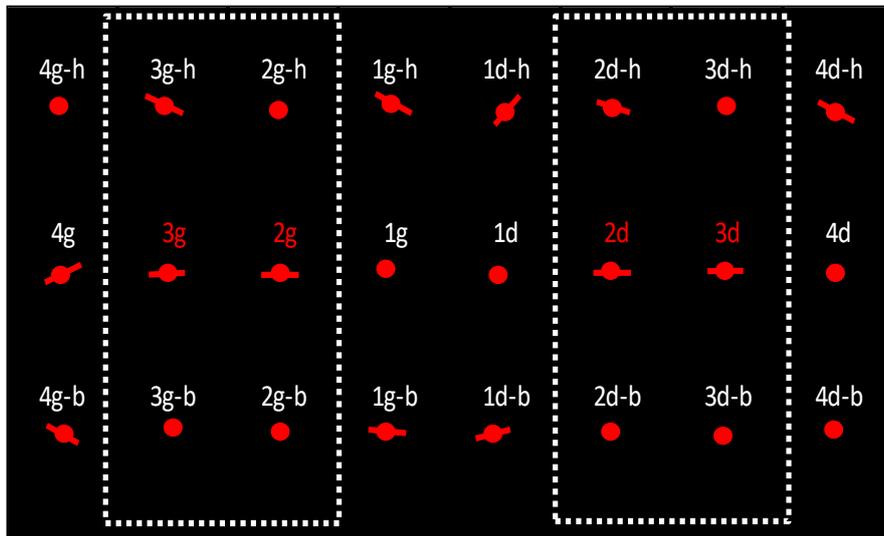


Figure 2- 3: Evolution de l'onde transversale V_T pour différentes orientations, au niveau de point de mesure 3d pour une plaque fortement fluée

La figure 2-4 présente les résultats d'une analyse obtenus sur une plaque fluée et une plaque non fluée. Sur cette figure, l'orientation signalée par un trait rouge indique la direction privilégiée des fibres contenues dans cette zone. Sa longueur indique l'intensité de cette orientation liée au coefficient de biréfringence. La longueur du trait est définie comme un multiple de ce dernier. Ainsi, un cercle indique une orientation aléatoire et un trait de grande longueur une zone où les fibres sont très orientées dans la direction indiquée. A titre comparatif, on peut montrer que la variabilité spatiale des microstructures présentes au sein d'une pièce SMC est bien plus grande que celle d'une pièce en composite à matrice thermoplastique obtenue par injection.



(a)



(b)

Figure 2- 4: Résultats des essais ultrasons sur une plaque fluée (a) et une plaque non fluée (b)

On peut observer que dans le cas des plaques fluées (figure 2-4.a) une orientation globale des fibres dans la direction de l'écoulement du moule. Cependant, une dispersion relativement notable est mise en évidence par le coefficient de biréfringence K variant de 2 à 8,5. Les zones 2 et 3 présentent les valeurs de biréfringence les plus élevées et les moins dispersives. Elles montrent une orientation claire dans la direction du fluage. Afin d'assurer une bonne reproductibilité des résultats mécaniques, les zones mentionnées en blanc dans la figure 2-4.a, seront donc privilégiées dans la sélection. Dans ces zones sélectionnées, les échantillons présentent la valeur de biréfringence la plus élevée et une orientation globale à 0° par rapport à

la direction de l'écoulement. On peut également représenter les résultats sous la forme de figures polaires faisant apparaître la variation de la vitesse des ondes transversales (figure 2-5).

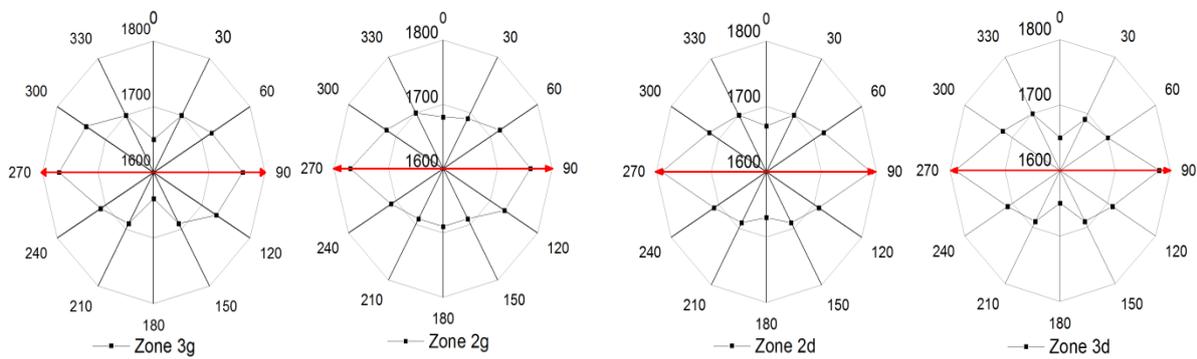


Figure 2- 5: Illustrations des résultats obtenus par ultrasons pour les zones sélectionnées d'une plaque fluée

On peut donc considérer dans un premier temps que ces zones présentent des microstructures similaires. Ce qui doit, normalement, conduire à des propriétés mécaniques identiques. On vérifiera par la suite cette reproductibilité sur les essais de traction réalisés sur des échantillons extraits dans ces zones. La même méthodologie est appliquée sur les plaques non fluées (NF).

Les mêmes types de résultats sont obtenus dans des échantillons extraits sur des plaques non fluées (figure 2-4.b). Ces mesures ont été répétées sur cinq plaques par type de microstructure. Le tableau [2-1] indique les valeurs moyennes des coefficients de biréfringence pour les deux microstructures sélectionnées (zones 2 et 3 des plaques fluées et non fluées).

Microstructure	Fluée	Non Fluée
K%	7.5 ±1	3±1

Tableau 2- 1: Valeurs moyennes du coefficient de biréfringence mesuré pour les deux microstructures sélectionnées

Cette méthodologie a aussi été appliquée sur un hayon en SMC de la Peugeot 3008 développé par Faurecia. La distribution des microstructures obtenues est illustrée sur la figure 2-6. On peut mettre en évidence une très forte dispersion des microstructures au sein de la pièce. Toutefois, on peut distinguer trois microstructures moyennes types qui se distinguent par des domaines de valeur du coefficient de biréfringence :

- Matériau à orientation aléatoire : $K\% < 4$
- Matériau orienté : $4 < K\% < 8$
- Matériau fortement orienté : $K\% > 8$

Etant donnée la forte dépendance du comportement mécanique à la microstructure, ces informations sont de première importance pour le dimensionnement de la structure en particulier dans les zones critiques à forte concentration de contraintes.



Figure 2- 6: Distribution spatiale de la microstructure sur un hayon SMC

1-2-2 Microscopie Electronique à Balayage.

De façon complémentaire, une deuxième caractérisation microstructurale qualitative et quantitative est réalisée grâce à des micrographies obtenues au MEB. Ces observations permettent en premier lieu de vérifier s'il existe des porosités, des cavités ou même un endommagement initial (fissures, décohésions d'interface...). De plus, on peut estimer la distribution d'orientation des fibres dans le VER, leur répartition spatiale, la taille des charges, ainsi que la présence éventuelle de défauts (vides, porosités) dans la matrice.

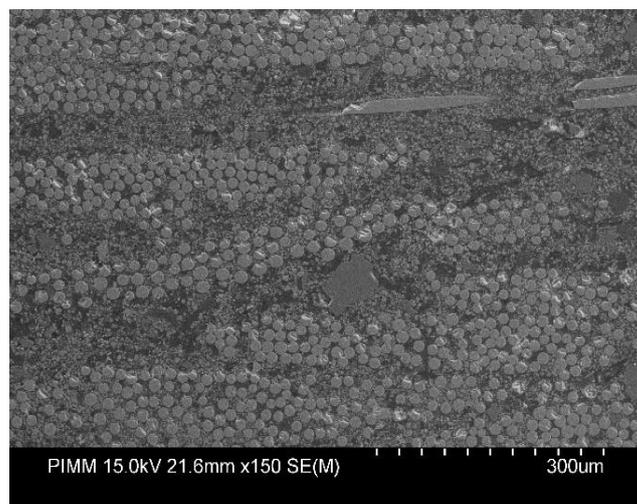


Figure 2- 7: Observation MEB du matériau d'étude

Le matériau SMC de notre étude présente plusieurs types d'hétérogénéités liées au processus d'élaboration (figure 2-7). Il s'agit des porosités dont les dimensions dépassent parfois celles des fibres. D'autre part, on note un appauvrissement en fibres et en particules de craie dans certains endroits. Ces zones riches en résine uniquement peuvent ainsi favoriser l'initiation de la fissuration.

Pour l'étude quantitative, on réalise un certain nombre de micrographies. Une analyse d'images permet de distinguer et de dénombrer les différentes familles de mèches existantes ainsi que leurs orientations. Pour chaque famille, on identifie le nombre des fibres qui la constituent selon la méthode de mesure proposée par Fitoussi 1995 [14]. Le degré d'ellipticité de la surface d'intersection de la fibre avec la surface observée de l'échantillon nous permet d'identifier l'orientation de celle-ci. (Figure 2-8).

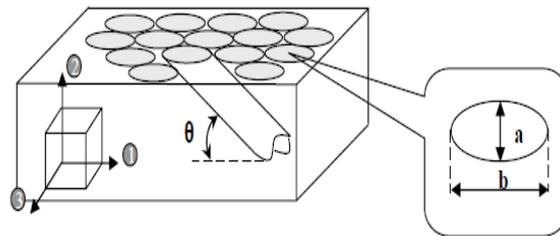


Figure 2- 8: Caractérisation géométrique d'une fibre de verre dans le matériau

L'orientation θ de la fibre est déterminée à partir de la relation :

$$\theta = \arcsin \frac{a}{b} \quad (2-6)$$

Les deux diamètres 'a' et 'b' de l'ellipse sont mesurés directement par traitement d'image.

On définit ainsi une fonction de distribution d'orientation des renforts dans le VER. En effet, la densité des fibres orientées dans la direction (θ) est exprimée comme le rapport du nombre des fibres orientées à (θ) par le nombre total des fibres dans le VER. La fraction volumique de chaque famille $f(\theta)$ obéit à la formule suivante :

$$f(\theta) = \frac{N_1 \cdot N_2 \cdot s}{S} = \frac{N_1 \cdot f_m(\theta) \cdot s(\theta)}{S} \quad (2-7)$$

Avec N_1 : nombre de mèches orientées dans la direction θ

N_2 : nombre de fibres dans une mèche

s : surface de l'ellipse correspondant à l'intersection des fibres d'orientation θ avec le plan d'observation

S : la surface totale observée

$f_m(\theta)$: fraction volumique de fibres dans la mèche orientée à θ

Ainsi, la fraction volumique totale des fibres est donnée par : $f = \sum_{\theta} f(\theta)$

La distribution d'orientation des fibres est déterminée par l'expression suivante :

$$\frac{f(\theta)}{f} = \frac{(\text{nombre de mèche à } \theta) \cdot s(\theta)}{\sum (\text{nombre de mèches à } \theta) \cdot s(\theta)} \quad (2-8)$$

La figure (2-9) montre les distributions moyennes d'orientation des renforts pour les matériaux des plaques fluées et non fluées dans les zones 2 et 3.

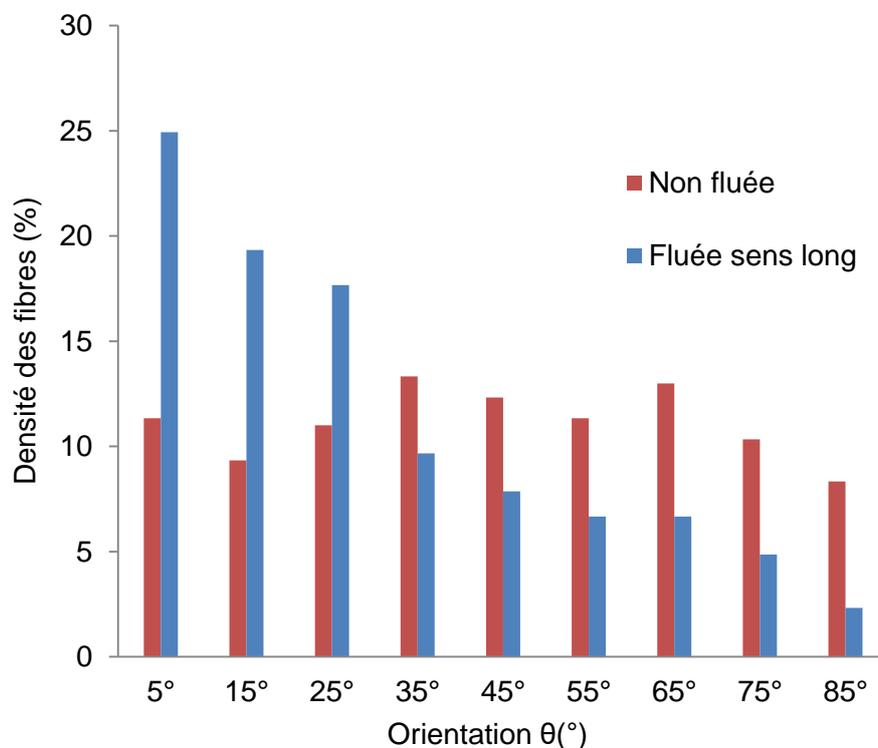


Figure 2- 9: Densité des fibres en fonction de l'orientation pour une plaque fortement fluée et non fluée découpée selon la direction d'écoulement

On note une forte densité sur une plage d'orientation allant de 0° jusqu'à 25° pour les plaques fluées. Par contre, on peut considérer une orientation globalement aléatoire pour les plaques non fluées. Ces résultats confirment les analyses réalisées par ultrasons.

2- Caractérisation mécanique :

Afin d'identifier la loi de comportement de notre matériau, il nous faut obtenir les résultats expérimentaux nécessaires à l'identification d'un nouveau modèle qui sera proposé au chapitre suivant. A cette fin, deux types de matériaux SMC issus d'un même préimprégné seront étudiés: un matériau dit « flué » (F) et un second aléatoire, dit « non flué » (NF). Dans le cas du matériau flué, les essais sont réalisés suivant les deux directions principales : le sens long (ou 0°), noté F- 0° , correspondant à la direction du fluage lors de la compression à chaud et le sens travers (90°), noté F- 90° correspondant à la direction perpendiculaire.

La base de données expérimentales nécessaire à l'établissement du modèle hybride est issue des essais mécaniques suivants :

- 1) des essais de traction jusqu'à la rupture,
- 2) des essais de charge-décharge à vitesse quasi-statique (2mm/min) avec augmentation progressive de la charge maximale à chaque cycle jusqu'à la rupture. Tous les essais réalisés définissent la contrainte minimale à la décharge comme étant égale à 10% de la dernière contrainte maximale atteinte.
- 3) des essais de fatigue traction-traction ($R=0.1$, $f=10\text{Hz}$) jusqu'à la rupture pour différents niveaux de charge maximale. Tous les essais de fatigue sont précédés d'un cycle de charge-décharge-recharge élastique permettant une détermination plus précise des modules de Young E_0 et E_1 correspondant respectivement à la raideur de matériau non endommagé et la raideur résiduelle après le premier cycle.

L'analyse de ces trois types d'essais permet d'accéder respectivement aux données suivantes :

- 1) des courbes de traction jusqu'à la rupture qui permettent notamment l'identification des contraintes à la rupture pour chaque configuration.
- 2) des courbes de baisse de raideur en fonction de la charge appliquée, l'objectif principal étant de tracer la baisse relative de la raideur $\frac{E}{E_0}$ en fonction de la charge appliquée.
- 3) des courbes de baisse de raideur en fonction du nombre de cycles appliqués et les courbes de Whöler.

C'est à travers ces résultats et à l'aide de notre modèle micromécanique que nous pourrions mettre en place notre méthodologie.

Échantillonnage :

Etant donné la forte dispersion connue pour les matériaux SMC [14], il est nécessaire de procéder à un échantillonnage permettant d'assurer l'emploi d'une même microstructure

moyenne par configuration. Pour cela, une première sélection est réalisée à travers l'analyse des résultats mécaniques de traction effectuée sur des échantillons extraits de différentes zones des plaques. Ainsi, des échantillons de traction et de fatigue ont été découpés à partir des plaques F et NF. La largeur des échantillons est de 25mm tandis que la longueur est de 120mm. Après collage de talons (en composites SMC) aux extrémités de l'échantillon, la longueur utile totale est de 70mm. L'épaisseur moyenne est de l'ordre de 3mm (figure 2-10). Tous les essais mécaniques sont réalisés sur une machine à pilotage servo-hydraulique de type MTS. Des essais à différentes températures (-30°C, 25°C et 80°C) ont été réalisés dans une enceinte thermique.

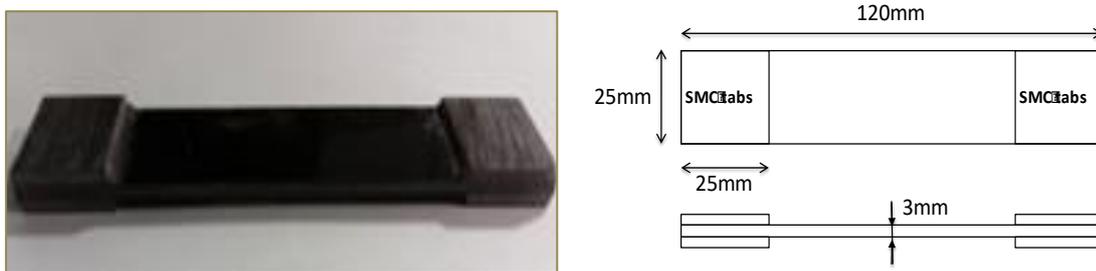


Figure 2- 10: Forme et dimensions d'un échantillon SMC

2-1 Essai de traction

En ce qui concerne les essais de traction et de traction charge-décharge, la mesure de la déformation de la zone utile est réalisée par une analyse d'images filmées lors de la déformation de l'échantillon. Des marquages sont placés sur la surface de l'échantillon. L'analyse d'images permet d'accéder au déplacement relatif des barycentres géométriques des marquages de sorte à en déduire la déformation moyenne. La figure 2-11 montre la surface d'un échantillon au cours de sa déformation en traction.

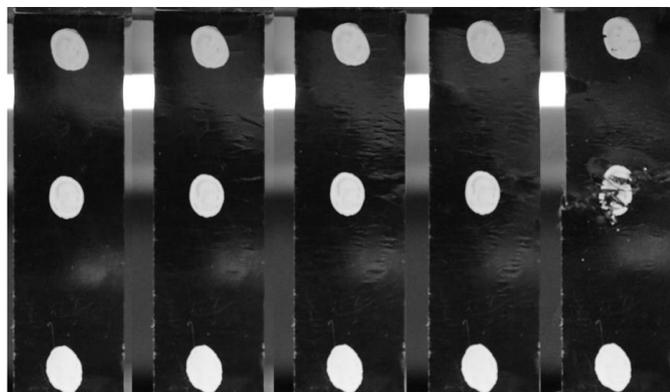


Figure 2- 11: Images filmées lors de la déformation en traction d'un échantillon SMC

Des essais de traction dans les deux directions principales pour les plaques fluées F-0° et F-90° sur des échantillons extraits des zones 1 à 4 définies au paragraphe 1.1.1 ont été réalisés.

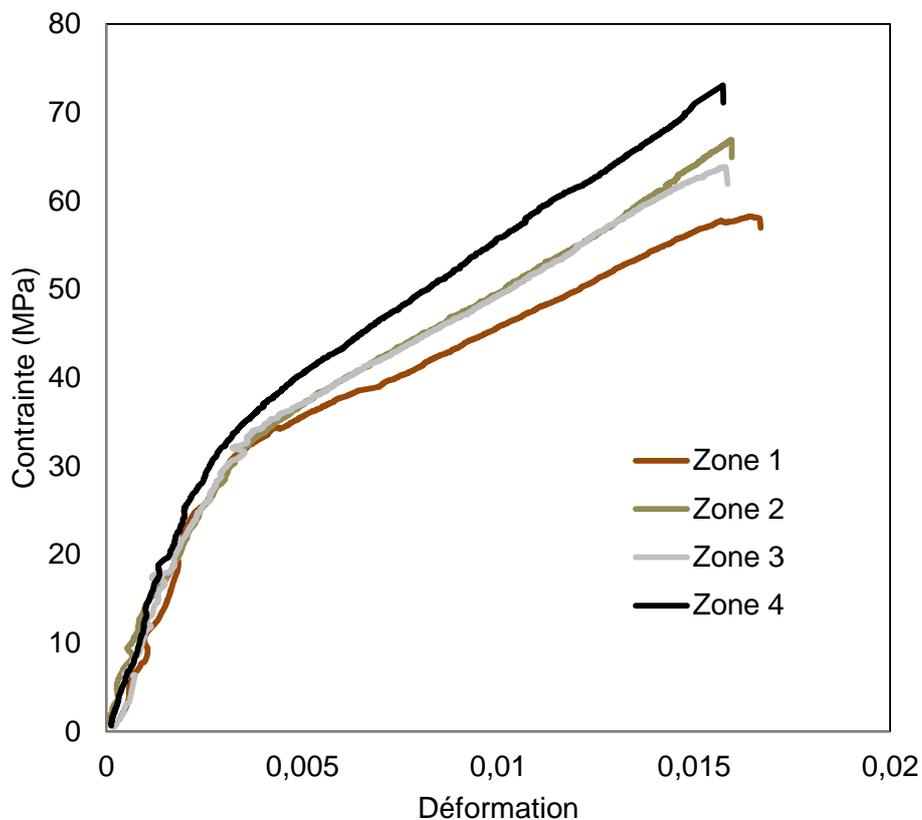


Figure 2- 12: Courbes de traction obtenues sur les échantillons extraits d'une même plaque dite « non fluée » à 23°C

Les résultats de la figure 2-12 montrent une forte dispersion des résultats en termes de module de Young (variation de 9,3 à 12,5 GPa) et de contrainte à rupture (variation de 57 à 73 MPa). Toutefois, on peut noter que le seuil de non linéarité lié à l'apparition des premiers endommagements reste du même ordre de grandeur (autour de 30 MPa).

Cependant, il est intéressant de regrouper ces résultats par zone comme dans la figure 2-12. Il apparaît que les zones 2 et 3 donnent des résultats comparables en termes de comportement mécanique alors que les zones centrales et périphériques présentent bien plus de dispersion. Cette constatation a aussi été faite sur les résultats d'essais de fatigue. Par conséquent, afin de limiter les effets de dispersion, nous avons privilégié les zones 2 et 3 pour l'analyse du comportement en fatigue. Indirectement, cela permet de sélectionner une microstructure moyenne d'ailleurs confirmée par les analyses ultrasonores du paragraphe 1.1.1.

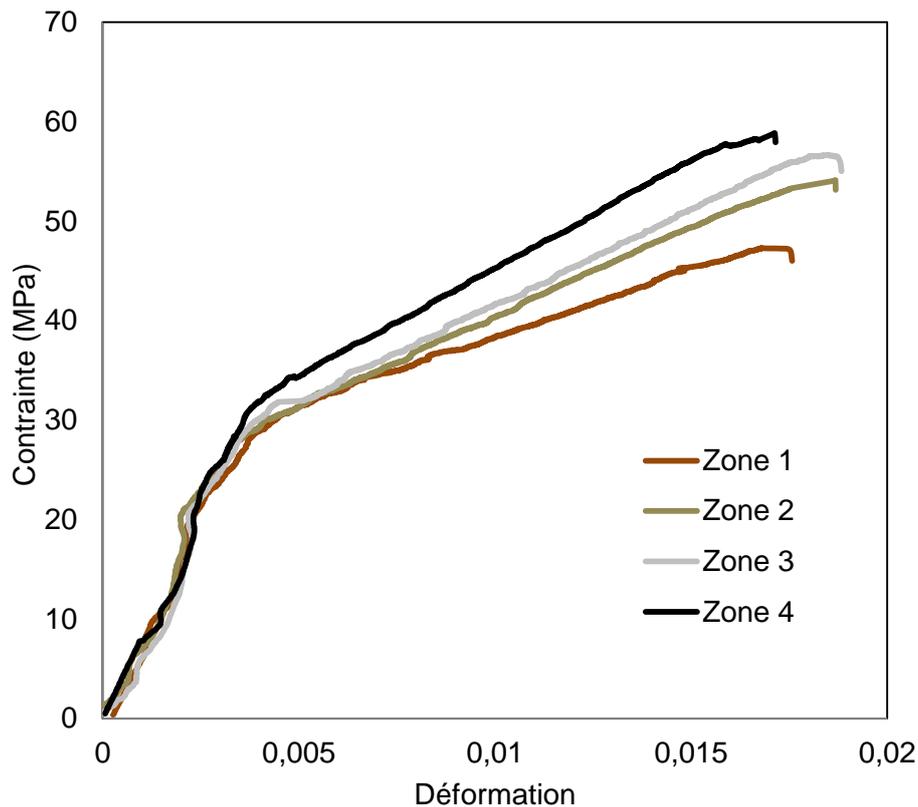


Figure 2- 13: Courbes de traction obtenues sur les échantillons extraits d'une même plaque fluée dans le sens travers à 23°C.

Les résultats obtenus sur les échantillons extraits d'une plaque fluée dans le sens travers F-90°, montrent exactement les mêmes tendances (figure 2-12 et 2-13). Par conséquent, les zones 2 et 3 doivent aussi être privilégiées dans l'analyse du comportement en fatigue des échantillons F-90°.

De même, les résultats de traction obtenus sur des échantillons extraits de plaque fluée dans le sens long F-0°, montrent globalement moins de dispersion que dans le sens travers. En effet, dans cette direction, ce sont les fibres qui travaillent, l'endommagement reste limité et la rupture se produit par un pseudo-délaminage. Cependant, il apparaît tout de même que les zones centrales semblent moins dispersées que les zones périphériques. On privilégiera donc les zones centrales pour l'analyse en fatigue.

A noter aussi que les résultats obtenus sur les échantillons extraits d'une plaque dite « non fluée » dans le sens long montrent d'une part un module de Young plus important (13 GPa pour 10 GPa dans le sens travers), ce qui confirme que le matériau a bien flué lors du process (conformément aux analyses ultrasons pour le matériau non flué (figure 2-4.b) qui montrent une

orientation privilégiée autour de 0° par rapport à la direction d'écoulement). D'autre part, la rupture pour ces échantillons est apparue prématurément (entre 40 et 50 MPa) avec parfois un phénomène de « stick-slip » que l'on pourrait associer à du pseudo-délaminage précoce pour cette microstructure. Cette constatation a aussi été faite pour les essais de fatigue.

Le tableau ci dessous (Tableau 2-3) récapitule les propriétés mécaniques moyennes identifiées en traction uni-axiale obtenues à différentes températures.

Composite		E (GPa)	σ_{seuil} (MPa)	ϵ_{seuil} (%)	σ_{ultime} (MPa)	ϵ_{ultime} (%)
23°C	F-0°	14 ±0.5	39	0.25	90 ±4	1.15
	NF	10 ±0.9	30	0.3	67±4	1.55
	F-90°	7.5 ±1	26	0.35	53 ±5	1.85
80°C	F-0°	12.5 ±0.9	24	0.28	75±5	1.7
	NF	6.5 ±0.8	22	0.3	52.5 ±4	1.9
	F-90°	6 ±1.2	17	0.4	50 ±6	1.3
-30°C	F-0°	17.7 ±1	41	0.19	95 ±9	1.7
	NF	14.8 ±1.1	32	0.25	66 ±4	0.7
	F-90°	13.8 ±1.3	27	0.4	57 ±8	1.4

Tableau 2- 2: Propriétés mécaniques en traction uni-axiale à différentes températures (zones 2 et 3)

2-2 Baisse de raideur en charge-décharge

De même que pour les courbes de traction, la dispersion est plus importante pour les échantillons extraits dans le sens travers. A titre indicatif, la variation de la baisse de raideur enregistrée pour une contrainte appliquée de 40 MPa peut varier de 20% à 55% pour les plaques fluées et de 20% à 45% pour les plaques dites « non fluées » (figure 2-14).

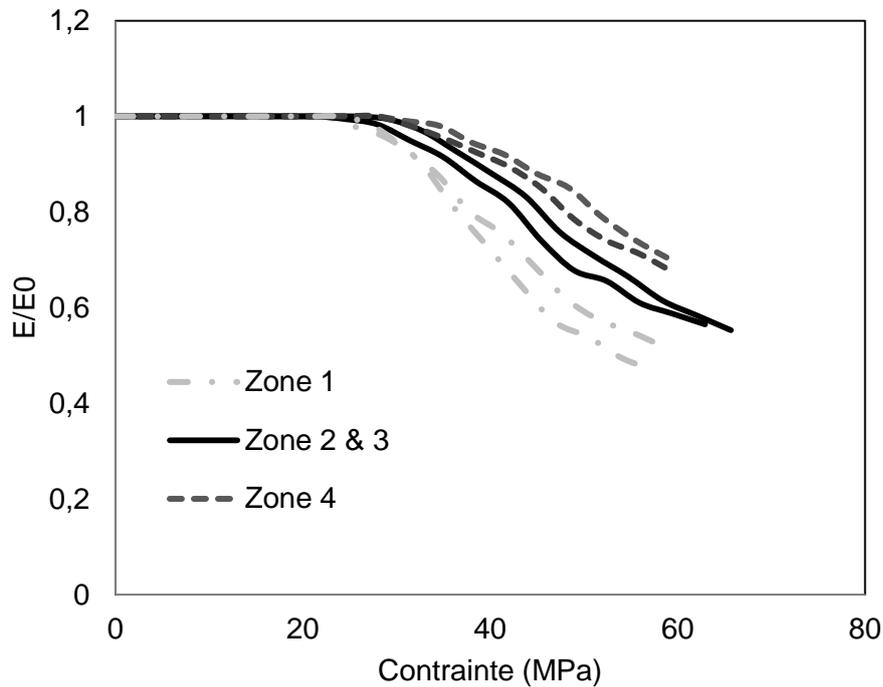
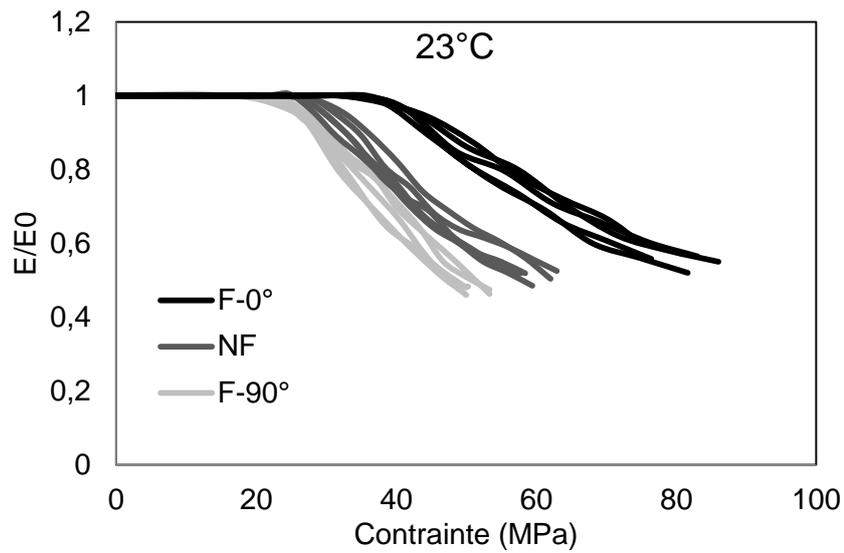


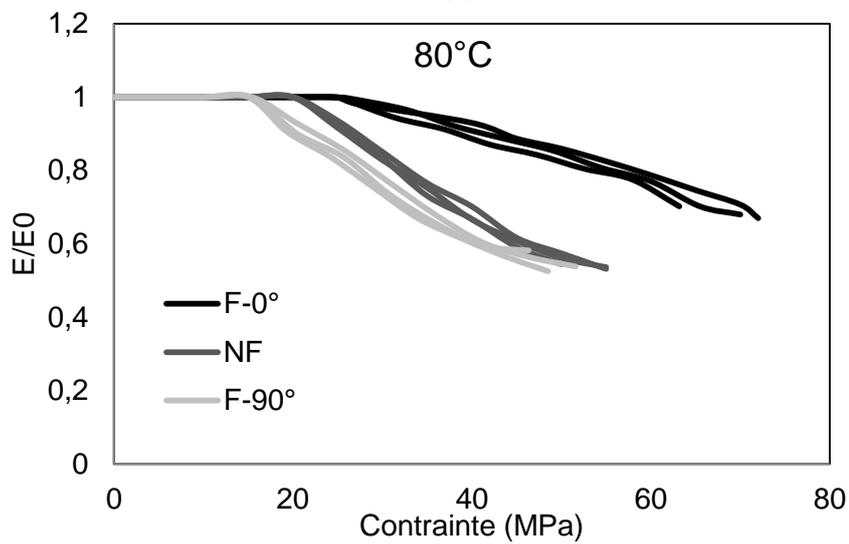
Figure 2- 14: Baisse de raideur relative déterminée par des essais, à 23°C, de charge-décharge pour un matériau non flué pris dans une même plaque

Cette dispersion est directement liée à la dispersion de microstructure au sein des plaques. Cet aspect s'avère être de première importance en ce qui concerne la durée de vie en fatigue. En effet, lorsque la baisse de raideur lors de la première montée en charge est importante, c'est la conséquence d'un fort endommagement de la microstructure. La durée de vie en fatigue est par conséquent directement liée à l'état d'endommagement à l'issue du premier cycle. Cet aspect est un des fondements de l'approche de modélisation du comportement et de la durée de vie en fatigue. On montrera qu'il peut être directement utilisé dans la mise en place d'un modèle prédictif direct (chapitre 3).

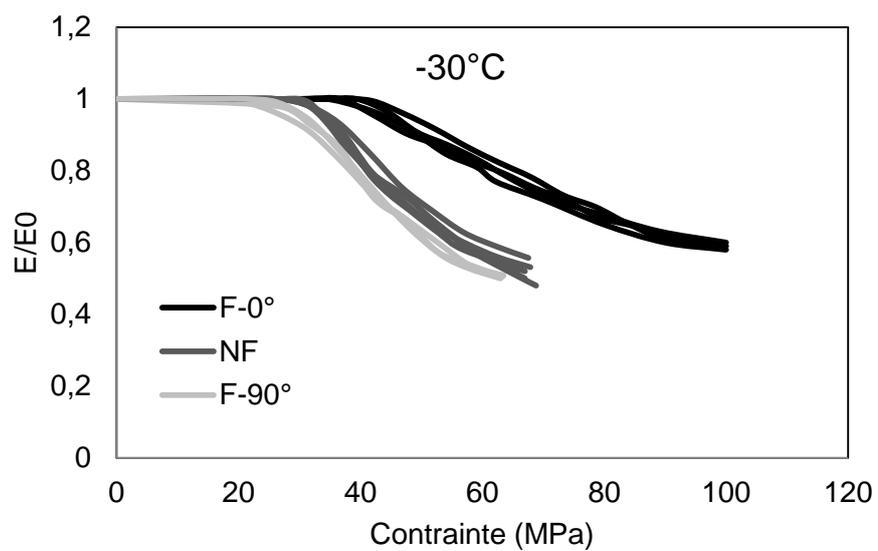
Comme précédemment, en se fondant sur les analyses effectuées sur les zones 2 et 3, on peut tout de même proposer sur la figure (2-15) une sélection de courbes de baisse de raideur représentatives pour les trois configurations d'essais de l'étude à différentes températures. Toutefois, une analyse solide doit forcément prendre en compte l'effet de la dispersion de microstructure sur les seuils et les cinétiques de baisse de raideur.



(a)



(b)



(c)

Figure 2- 15: Courbes de charge-décharge obtenues sur les échantillons sélectionnés extraits d'une plaque fluée dans le sens long et le sens travers et d'une plaque non fluée dans le sens travers à 23°C (a), 80°C (b) et -30°C (c)

2-3 Comportement en fatigue

2-3-1 Procédure expérimentale :

Afin de mettre en évidence les variations de cinétique de la baisse de raideur en fatigue, on peut tracer (voir figure 2-18) les baisses de raideur relative ramenées à la baisse de raideur au cycle N_s , correspondant au nombre de cycles nécessaire à la stabilisation de la machine. En fait, lorsque l'essai de fatigue à effort imposé est lancé, l'amplitude atteinte par le système ne correspond pas tout de suite à la valeur imposée. Il faut en général attendre un certain nombre de cycles d'amplitude croissante (autour de 22 cycles dans notre cas), faible au début pour finalement être stabilisée à la valeur imposée (voir figure 2-16).

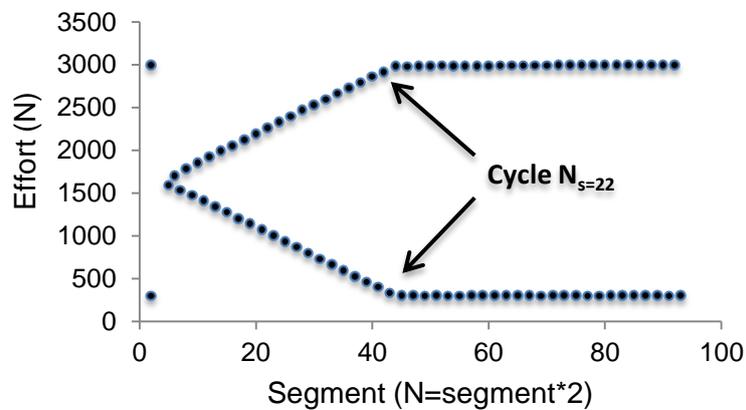


Figure 2- 16: Stabilisation de l'effort lors d'un essai de fatigue traction-traction ($F=3000\text{ N}$, $R=0,1$ et $f=10\text{Hz}$)

Sur la figure suivante, on vérifie que le module au 22ème cycle est équivalent au module mesuré à la recharge à l'issue du premier cycle charge-décharge. En effet, les matériaux SMC ne montrent pas d'effet de vitesse significatif sur le module de Young.

On valide donc le fait que lors de la phase de stabilisation de la charge, aucun endommagement supplémentaire significatif n'est subi par le matériau (Figure 2-17). Toutefois, toutes les courbes de baisse de raideur sont tracées à partir du cycle de stabilisation ($N_s = 22$ cycles) qui peut être considéré comme équivalent au premier cycle.

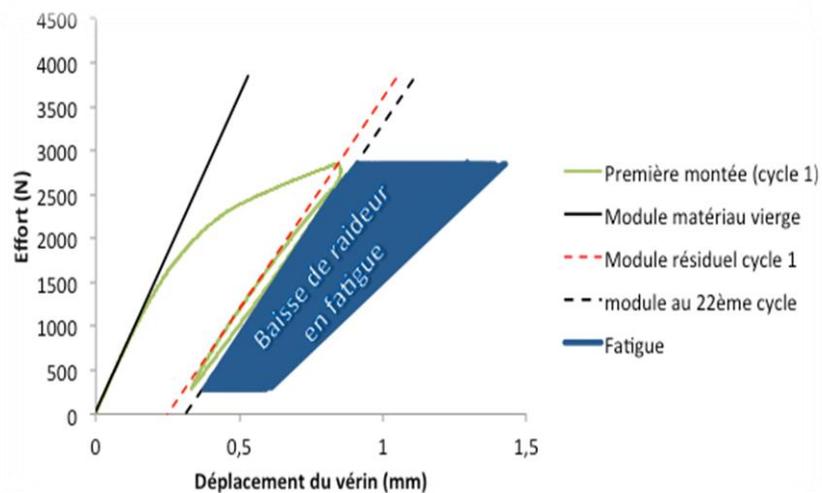
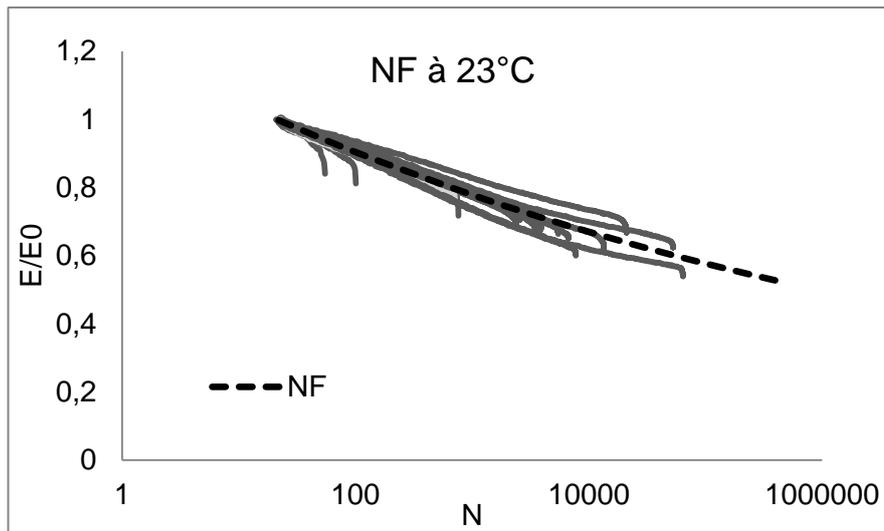


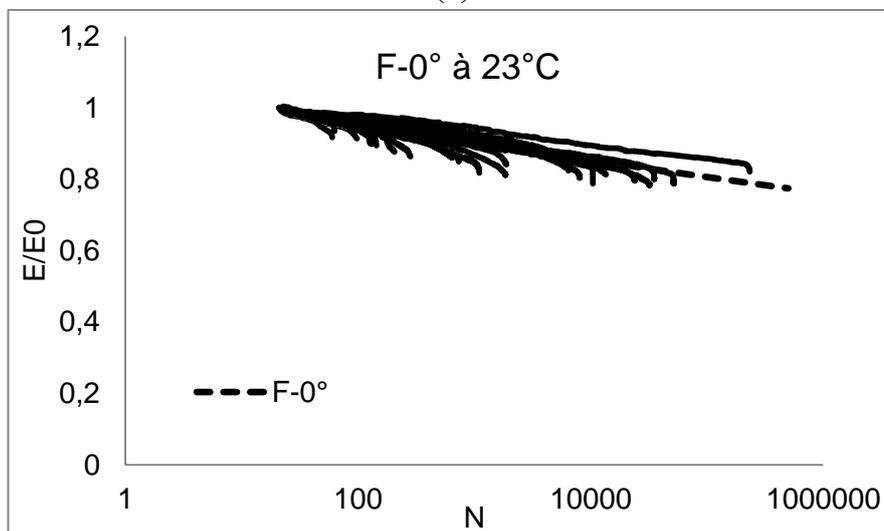
Figure 2- 17: Identification de la première baisse de la raideur $E_{(N=1)}$ et de N stabilisation $E_{(N= N_s)}$

2-3-2 Baisse de raideur en fatigue:

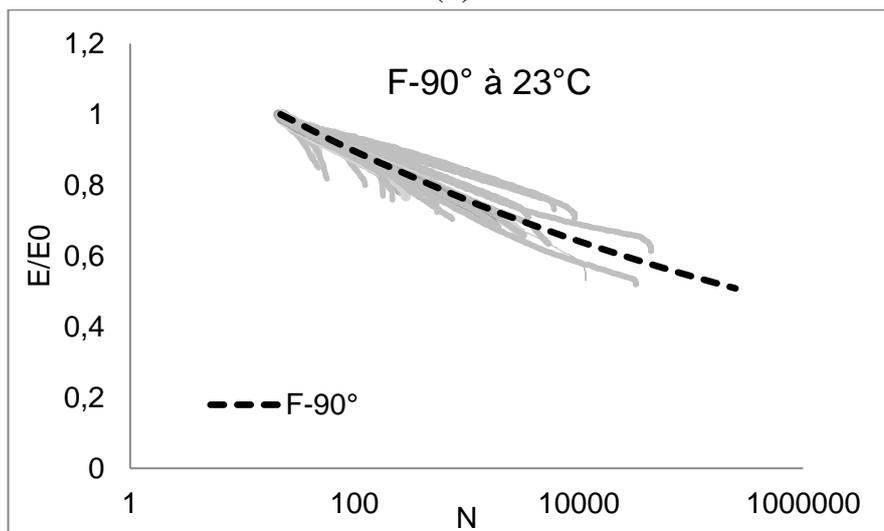
Des essais de fatigue-traction ont été réalisés à plusieurs amplitudes et à trois températures : 23°C, 80°C et -30°C. Nous présentons ci-après les baisses de raideur enregistrées lors des essais de fatigue réalisées à température ambiante (figure 2-18). Afin de mettre en évidence les variations de cinétique de baisse de raideur en fatigue, nous avons tracé les baisses de raideur relative ramenées à la baisse de raideur au 22ème cycle: $\left(\frac{E}{E_{22}}\right) = \left(\frac{E}{E_1}\right)$. En fait, la cinétique de baisse de raideur apparaît être du même ordre de grandeur quelle que soit l'amplitude de contrainte imposée, ce qui nous permet d'identifier une cinétique moyenne nécessaire par la suite pour la partie modélisation. Notons qu'une cinétique rapide et une cinétique lente peuvent aussi être définies afin d'encadrer les baisses de raideur sous fatigue et sous chargement monotone. En effet, les variations observées en fatigue sur les échantillons prélevés dans les zones 2 et 3 sont du même ordre de grandeur que celle déterminées lors des essais de charge-décharge. De ce fait, il a été montré (cf. chapitre 1) que les mêmes mécanismes d'endommagement sont mis en jeu et ceci quel que soit le type de chargement appliqué (monotone ou fatigue).



(a)



(b)

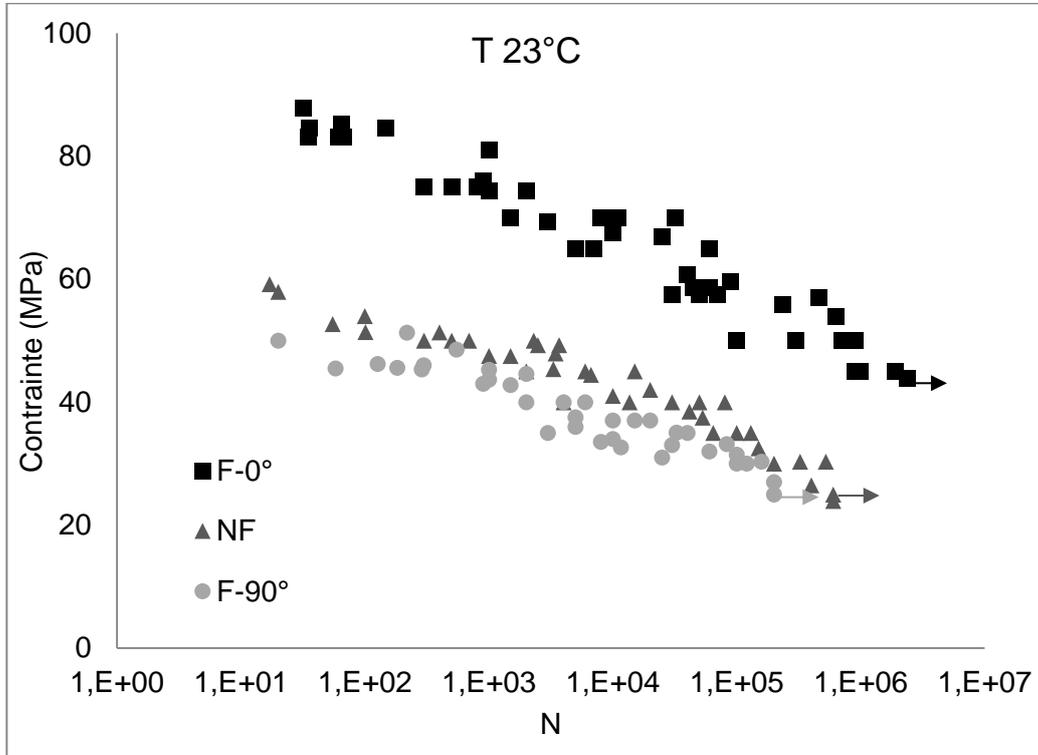


(c)

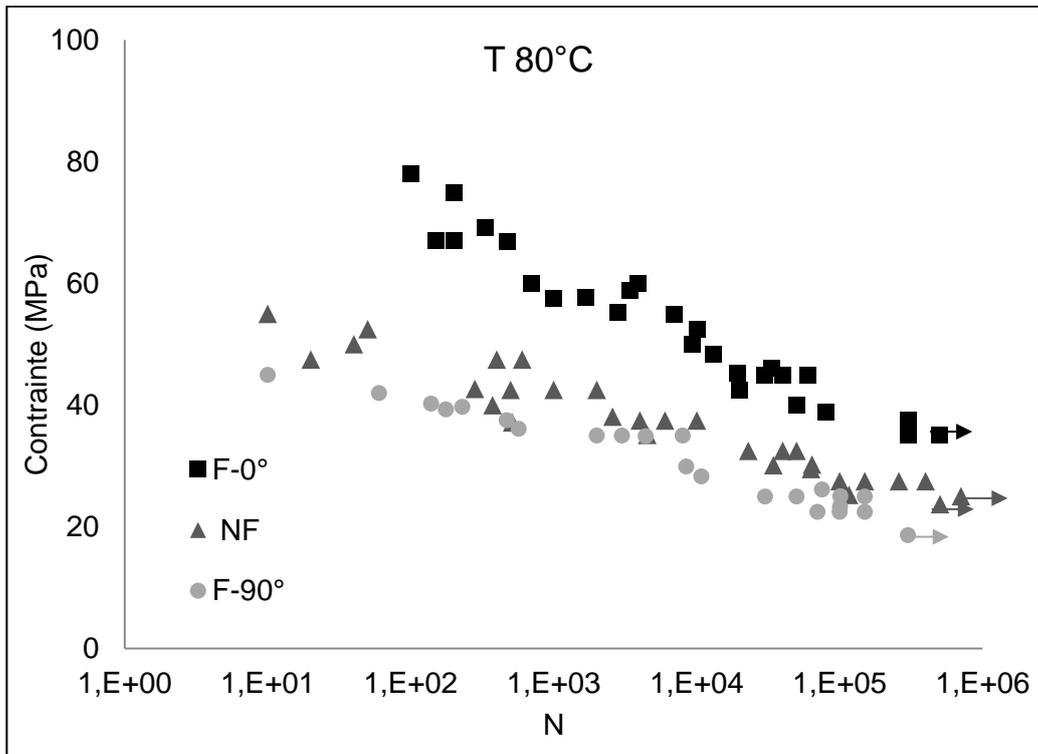
Figure 2- 18: Cinétiques de baisse de la raideur relative ($E/E_{(Ns)}$) en fatigue pour à 23°C pour les trois configurations : NF (a), F-0° (b) et F-90° (c)

2-3-3 Courbes de Whöler

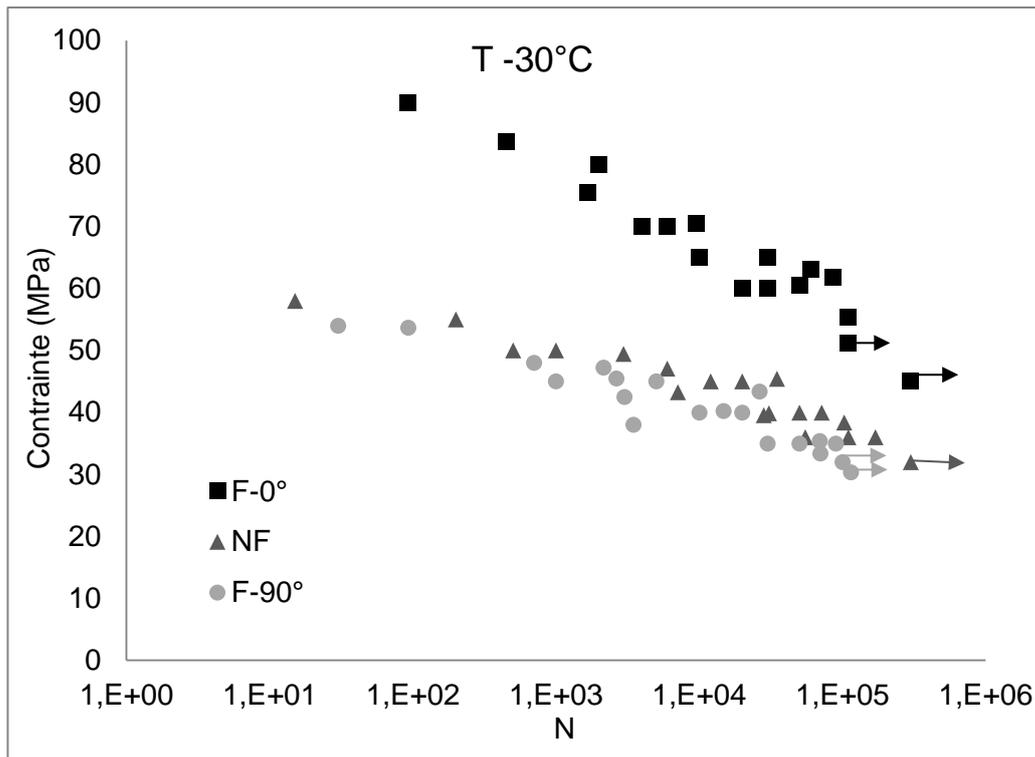
Sur la base des résultats précédents, on peut tracer les courbes de Whöler pour chacune de ces configurations sur la figure (2-19).



(a)



(b)



(c)

Figure 2- 19: Courbes de Wöhler pour les trois configurations (NF, F-0°, F-90°) et à différentes températures 23°C (a), 80°C (b) et -30°C (c)

Même sur des échantillons extraits à partir des zones 2 et 3 sélectionnées, on peut constater une forte dispersion des résultats. A noter que les résultats obtenus sur les échantillons prélevés sur une plaque dite fluée dans le sens long montre que la rupture peut se produire prématurément (à partir de 70 MPa) avec toujours un phénomène de « stick-slip » que l'on pourrait associer à du pseudo-délaminage précoce pour cette microstructure. En fait, pour une même contrainte imposée de l'ordre de 70 MPa un premier échantillon casse à 2000 cycles contre 32000 cycles pour un deuxième extrait de la même zone. Cette variation peut être grandement augmentée si l'on utilise des échantillons extraits des autres zones (1 et 4). Le même type de variation est aussi observé pour les échantillons flués découpés dans le sens travers sollicités à 35 MPa ; l'un casse à 3000 cycles alors qu'un second rompt à 44000 cycles. De même pour les matériaux dit « non flués » ; deux échantillons sollicités à 40 MPa, l'un casse à 4000 cycles contre un deuxième qui tient jusqu'à 10^6 cycles.

Cette dispersion sur les courbes S-N pour les composites ont été discutées par Barnard et al [102]. Ces auteurs admettent que les seuils et cinétique d'endommagement sont directement fonction des variations de la microstructure. Ces auteurs ont également montré qu'il existe une relation directe entre la variation statistique de la résistance sous chargement monotone et la

dispersion observée dans les courbes de Wöhler. On peut s'attendre à ce que dans le cas des composites à fibres courtes tels que les SMC, cet effet soit largement augmenté en raison de la grande variabilité de la microstructure générée au cours du processus de moulage [17].

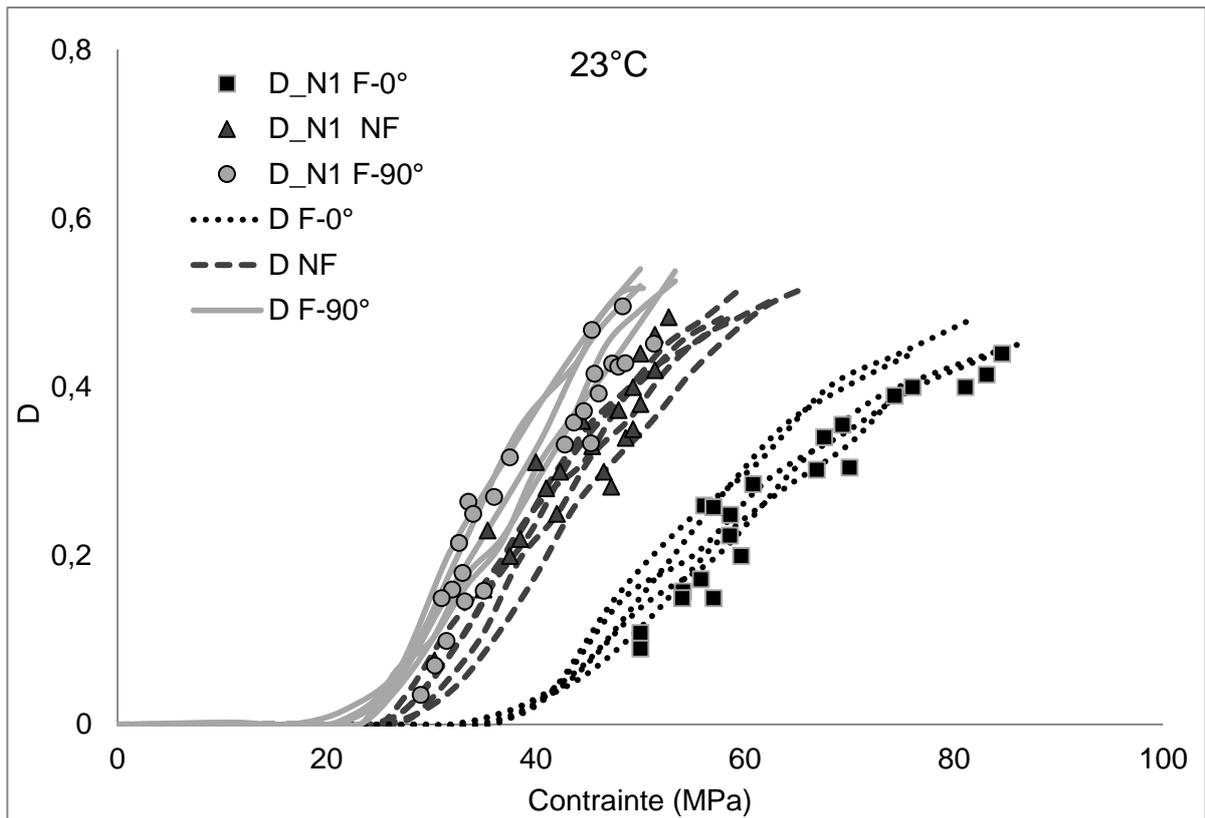
Afin de remédier à ce problème de dispersion, souvent rencontré avec ce type de matériaux, il paraît donc nécessaire de proposer une méthodologie complémentaire de sélection des échantillons permettant d'assurer la cohérence de la microstructure des échantillons utilisés en fatigue et chargement monotone. En effet, dans le chapitre 3, nous proposerons deux méthodologies permettant de prédire la durée de vie en fatigue à partir des propriétés d'endommagement sous chargement monotone.

2-4 Sélection par analyses d'endommagements

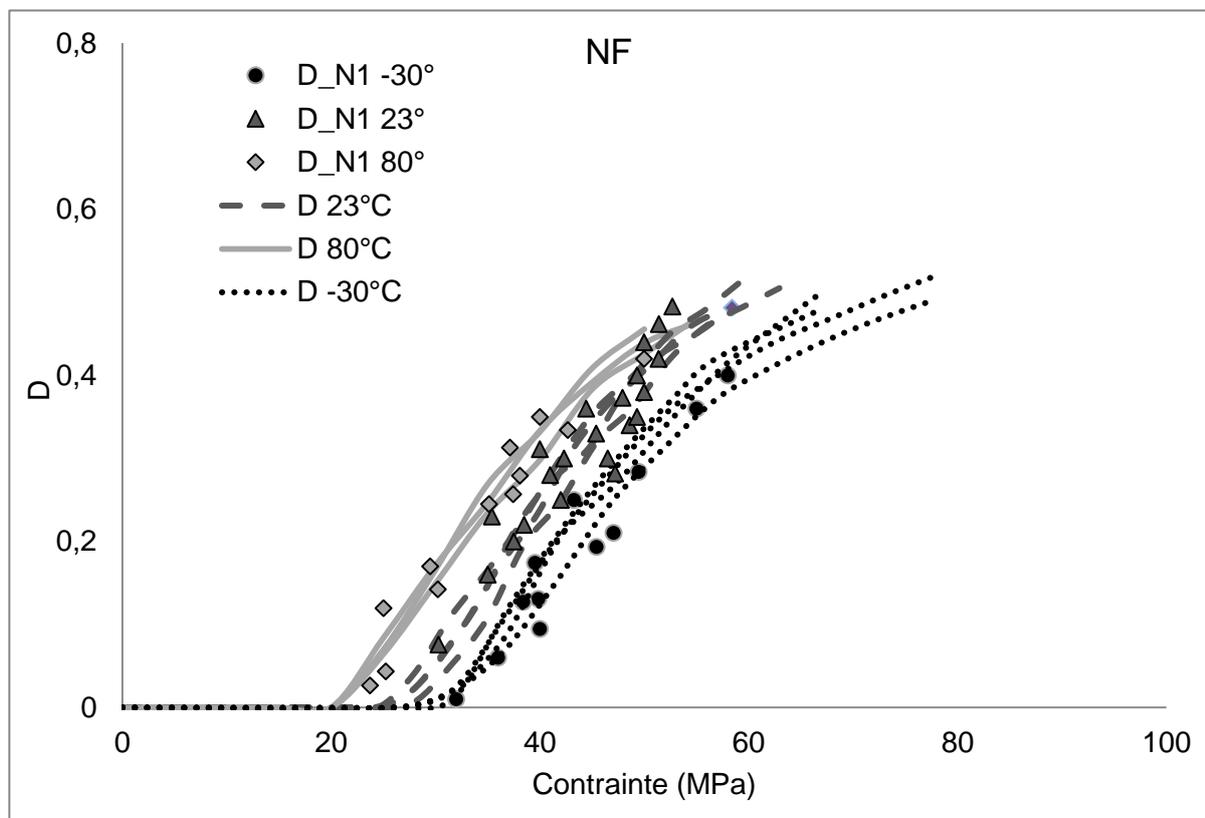
Les essais de charge-décharge réalisés avec augmentation progressive de la charge maximale nous permettent de déterminer l'évolution de la perte de la rigidité: $\left(\frac{E}{E_0}\right)_\sigma$ où E est le module de Young à la contrainte imposée et E_0 est le module de Young du composite non endommagé. Par conséquent, on peut tracer l'évolution du paramètre d'endommagement macroscopique défini selon Kachanov [157] par :

$$D_\sigma = 1 - \left(\frac{E}{E_0}\right)_\sigma \quad (2-1)$$

Le résultat typique est illustré sur la figure 2-20 :



(a)



(b)

Figure 2- 20: Paramètre d'endommagement macroscopique D pour différentes microstructures à la température ambiante (a) et pour le matériau non flué à différentes températures (b)

Des essais de fatigue traction-traction à plusieurs niveaux de contraintes maximales appliqués ont été réalisés. On peut définir la perte de la rigidité en fatigue par $\left(\frac{E}{E_0}\right)_N$. Pour une meilleure identification de E_0 et de la première baisse de la raideur lors du premier cycle E_1 , chaque essai de fatigue réalisé a été précédé d'un cycle quasi statique de charge-décharge-recharge élastique (voir figure 2-21). Ainsi, pour chaque échantillon de fatigue, on peut déterminer une valeur du paramètre d'endommagement macroscopique après le premier cycle :

$$D_{N1} = 1 - \left(\frac{E}{E_0}\right)_{N=1} \quad (2-2)$$

Etant donné que le module de Young est un paramètre directement lié à la microstructure, cette procédure préliminaire permet de vérifier si l'échantillon de fatigue utilisé possède une microstructure identique ou proche de la microstructure moyenne obtenue. En effet, les valeurs mesurées de D_{N1} doivent être cohérentes avec l'évolution moyenne de D_σ déterminée par des essais de charge-décharge jusqu'à la rupture de la microstructure correspondante. Si ce n'est pas le cas, l'échantillon n'est pas utilisé dans la campagne de fatigue. Voir la figure (2-20) où les valeurs préliminaires de D_{N1} mesurées sur les échantillons de fatigue sélectionnés à différentes contraintes maximales appliquées se placent dans le faisceau de l'évolution de D_σ déterminée par des essais de charge-décharge jusqu'à la rupture.

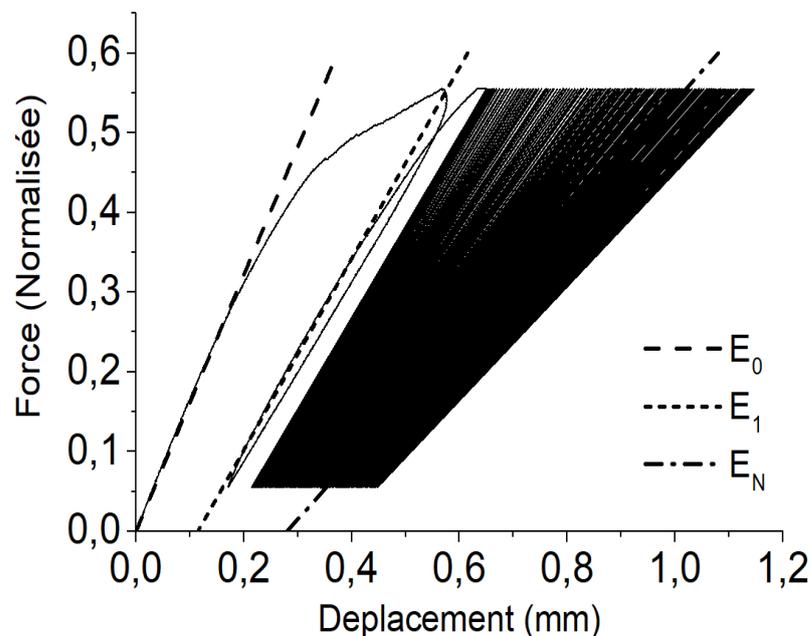


Figure 2- 21: Procédure de caractérisation mécanique charge préliminaire-décharge-recharge élastique puis fatigue.

- **Conclusion**

Des essais de traction, de charge-décharge et de fatigue ont été réalisés sous différentes températures. L'analyse expérimentale proposée dans ce chapitre est centrée sur l'effet de l'endommagement sur les baisses de raideur. Il apparaît une forte dispersion des résultats expérimentaux liée à la dispersion des microstructures au sein de même des plaques. Les analyses des résultats de mesures ultrasonores et mécaniques ont permis de définir des zones de prélèvement permettant d'assurer une microstructure moyenne stable et utilisable. Finalement, on montre que des seuils et des cinétiques de baisse de raideur peuvent être déterminés sous chargement monotone et fatigue. Une relation entre l'endommagement sous sollicitation monotone et fatigue semble donc pouvoir être établie. L'analyse des résultats expérimentaux montre l'intérêt de proposer une modélisation des cinétiques de baisse de raideur. Dans le prochain chapitre, nous présenterons le modèle micromécanique sur lequel s'appuient les méthodologies prédictives proposées. Ensuite, les différentes phases de construction de ces dernières seront présentées et les modèles validés.

CHAPITRE III :

**MODÉLISATION ET
PRÉDICTION DE LA DURÉE
DE VIE EN FATIGUE**

1- Contexte du dimensionnement des composites à renforts discontinus

Ce sujet a fait l'objet de nombreux travaux de recherche depuis plus d'une trentaine d'années. Une revue de la littérature montre que différentes approches de prédiction de la durée de vie des pièces en matériaux composites ont été développées et proposées. Toutefois, le domaine d'applicabilité de ces modèles, leur degré de complexité et leur efficacité doivent systématiquement être évalués en regard de leur intégrabilité dans des calculs industriels de dimensionnement des structures. En effet, des temps de calculs trop longs ou encore la nécessité de réaliser de nombreux essais de caractérisation afin d'identifier les modèles peuvent rendre non pertinente une approche prédictive de la durée de vie des pièces composites même dans le cas où cette dernière a prouvé son efficacité.

Dans l'idéal, une approche prédictive devrait être capable de mettre en corrélation le développement de l'endommagement aux différentes échelles et les performances du matériau composite lorsqu'il est soumis aux conditions de sollicitation les plus générales possibles : champs de contraintes complexes, amplitude et température variable.

De plus, étant donné les temps de développement limités dans le domaine automobile, la méthodologie prédictive du comportement en fatigue et de la durée de vie choisie doit aussi ne nécessiter qu'un nombre limité de données de caractérisations expérimentales. Dans le cas des renforts discontinus tel que le SMC, elle devrait aussi intégrer la variabilité de la microstructure comme une des données d'entrée du modèle. De cette façon, le passage à la prédiction de la durée de vie pour une autre microstructure devient possible.

Une revue des approches prédictives de la prévision de la durée de vie en fatigue du composite (développée au chapitre 1) conduit à une classification possible en trois catégories : l'approche empirique, l'approche phénoménologique et l'approche micromécanique. Dans cette étude, on propose deux approches hybrides. Elles combinent des éléments de chacun des trois types d'approches de sorte à profiter des avantages de chacune d'entre elles. L'idée principale consiste à coupler des sorties de modèles micromécaniques à des approches de types phénoménologiques. Cette idée a déjà été proposée il y a plus de 25 ans (Reifsnider et Gao 1991, [109]) et a été reprise récemment (Degrieck et Van Paepegem 2001, [41] et Jain et al 2015, [158]). L'objectif étant de rechercher un compromis optimal entre l'applicabilité industriel du modèle utilisé et la pertinence de la description des phénomènes physiques mis en jeu tout en ne nécessitant qu'un nombre limité de données expérimentales.

Ce modèle doit donc démontrer sa capacité à produire rapidement des prédictions de durée de vie. Il s'agit donc de construire des courbes de Whöler ne nécessitant qu'un nombre limité d'essais et de proposer une méthodologie pragmatique pour le calcul de structure. Ainsi, la durée du cycle d'optimisation de la matière et la phase de choix de la formulation, de la caractérisation et du pré-dimensionnement seront raccourcis.

2- Lien expérimental entre l'endommagement sous chargement monotone et la durée de vie en fatigue

L'analyse et les développements proposés dans cette étude sont fondés sur une constatation expérimentale essentielle : les matériaux SMC lorsqu'ils sont soumis à des chargements monotone ou répétés subissent le même type d'endommagement diffus qui se traduit par une baisse de raideur progressive. En effet, de précédentes études ont montré que, comme dans le cas des chargements monotones, c'est essentiellement l'endommagement à l'interface fibre-matrice qui est à l'origine de la baisse de raideur macroscopique. En traction quasi-statique, on peut constater que la première non-linéarité intervient dès 20 à 30% de la charge à rupture simultanément avec les premiers décollements d'interface fibre-matrice. Le phénomène est diffus et touche progressivement toutes les orientations de fibres avant coalescence des fissures et rupture [19, 22, 35]. Lorsque le matériau est soumis à un chargement répété, c'est aussi le même phénomène microscopique qui est à l'origine des baisses de raideur (Tamboura [54]).

Par ailleurs, plusieurs auteurs ont mis en évidence l'existence d'un lien entre le comportement monotone et la durée de vie en fatigue des matériaux composites. Ces études suggèrent qu'il existe une relation entre les propriétés résiduelles en chargement monotone et la durée de vie en fatigue [159-163]. Cependant, il n'y a pas réellement de raisonnement physique expliquant pourquoi la résistance à la fatigue doit varier de la même manière que la résistance à la traction. Il existe, en fait, quelques études qui prétendent que les mécanismes de rupture sont différents [36, 161, 163]. Les mécanismes d'endommagement de certains polymères semi-cristallins renforcés de fibres de verre pourraient également dépendre de la vitesse de déformation [8, 17-19, 22].

Récemment, il a même été montré que les approches fondées sur la résistance ultime en traction peuvent conduire à des prédictions non fiables [158]. D'autres approches introduisent un paramètre qui traduit l'évolution de l'endommagement en fatigue [159]. Ces approches

donnent des résultats plus raisonnables. Cependant, elles nécessitent comme entrée, en dehors d'une courbe S-N, une description de l'évolution des fissures en fatigue difficile à identifier.

Par ailleurs, certains auteurs comme Meneghetti et Quaresimin [164] et Jegou et al.[165] ont proposé une méthodologie pour la prédiction de la courbe S-N pour les composites à fibres courtes basée sur la dissipation thermique spécifique due à la propagation de l'endommagement. Ces approches nécessitent des tests plutôt longs et relativement difficiles à mener. Récemment, Jain et al ont développé une nouvelle approche appelée « Master S-N Curve» [158] (MSNC) s'appuyant sur une courbe de Whöler maîtresse à partir de laquelle on peut reconstruire les courbes de Wöhler pour d'autres microstructures en liant les endommagements à l'échelle microscopique aux propriétés macroscopiques en fatigue. Le modèle nécessite l'établissement d'une courbe S-N « maîtresse » considérant une microstructure de référence. Les propriétés élastiques de la fibre et de la matrice et la courbe contrainte-déformation en traction monotone interviennent dans l'identification d'un modèle micromécanique sous chargement monotone. Toutefois, elle suppose une cinétique de baisse de raideur indépendante de la microstructure, ce qui n'est pas constaté dans le cas des SMC.

Les méthodologies proposées dans ce chapitre s'inspirent des idées développées dans les études précitées. Elles reposent sur le fait que, généralement, les mêmes mécanismes d'endommagement se produisent à la fois pour un chargement monotone ou en fatigue. En fait, à l'exception des effets très locaux tels que la localisation de la déformation autour de l'interface fibre-matrice, on peut supposer des états d'endommagements locaux équivalents. Par conséquent, on peut supposer qu'un état local caractérisé par une microstructure endommagée, globalement décrit par une certaine proportion de micro-fissures, peut être atteint par différents types de chargement (notamment monotone, fatigue, fluage, vitesse de déformation élevée ou chargement thermique). C'est donc à travers l'état d'endommagement que le lien entre ces différents types de sollicitations peut être établi. Dans la première méthode proposée, ce lien d'endommagement est établi à l'échelle macroscopique tandis que dans la seconde, il est établi à l'échelle microscopique. L'idée sous-jacente est que le composite soumis à un chargement thermomécanique passe par des états d'endommagement successifs tels que la relation entre l'état d'endommagement microscopique (état de fissuration) et l'état d'endommagement macroscopique (baisse de raideur) est indépendante du type de chargement imposé (monotone ou fatigue).

Par ailleurs, il existe des modèles micromécaniques de type homogénéisation dans lesquels il est possible d'introduire les phénomènes d'endommagement à l'échelle locale afin d'en déduire leurs effets à l'échelle macroscopique, notamment à travers les baisses de raideur. Ces modèles ont été largement développés et validés dans le cadre des sollicitations quasi-statiques et dynamiques rapides [8, 14, 37].

Ainsi, une fois la relation d'endommagement sous chargement monotone établie et grâce à une démarche de modélisation micromécanique, il devient possible de prédire la réponse aux sollicitations de type fatigue. La démarche est mise en œuvre pour différentes températures de travail (23°C, 80°C et -30°C). Elle se veut pragmatique dans un souci d'efficacité. Toutefois, le sens physique fort donné à la modélisation est conservé.

❖ **Relation intrinsèque entre le premier endommagement sous chargement monotone et la durée de vie en fatigue**

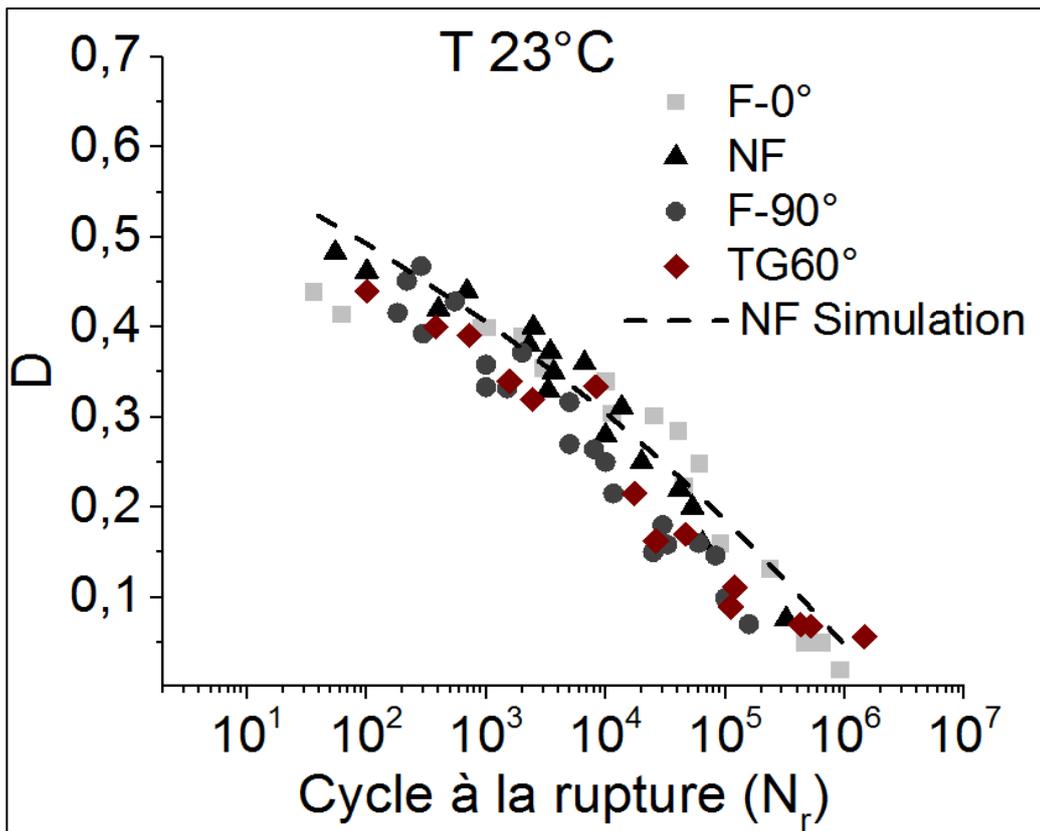
Comme suggéré plus haut, la relation entre le comportement mécanique en chargement monotone et la durée de vie du matériau en fatigue peut être mise en évidence en traçant l'évolution de la perte de rigidité (D_{N_1}) consécutive au premier cycle de mise en charge en fonction du nombre de cycles jusqu'à la rupture (N_r) pour chaque essai de fatigue réalisé. La figure (3-1) montre que cette relation existe pour les trois températures de travail, 23°C, 80°C et -30°C. Cette relation peut être considérée comme une relation intrinsèque relativement indépendante de la microstructure.

Cette évolution peut être traduite par l'expression suivante:

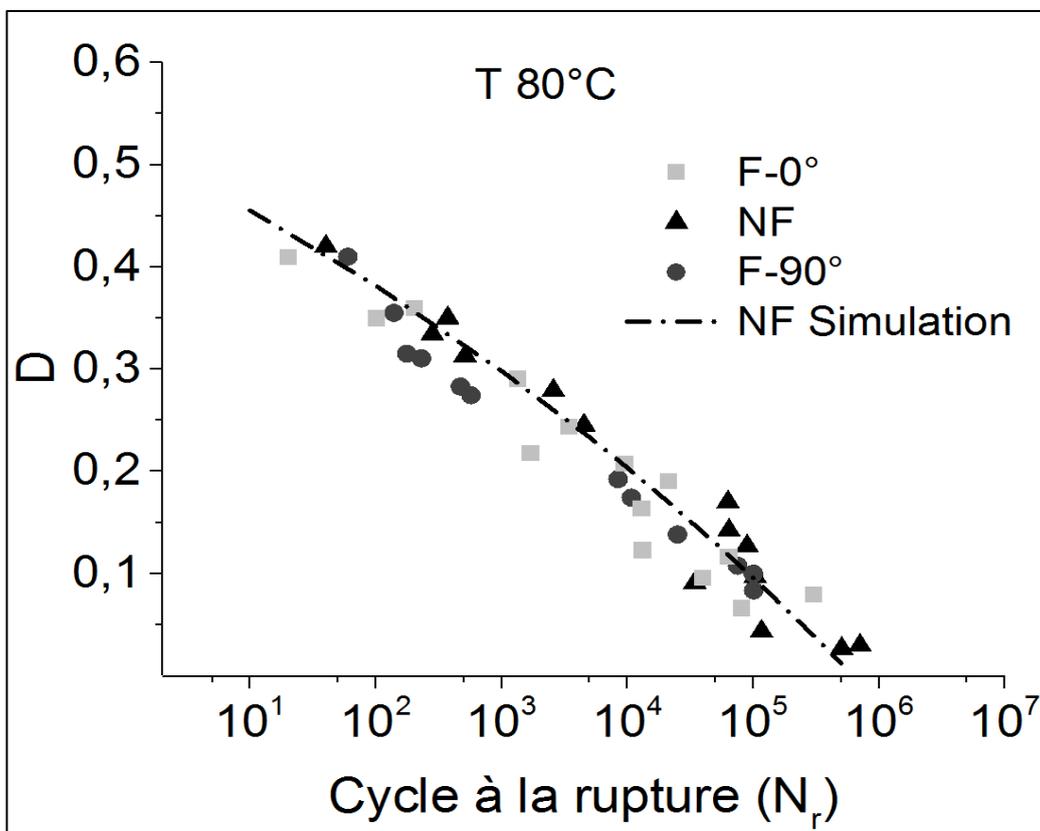
$$D_{N_1} = 1 - C * N_r^P \quad (3-1)$$

Avec C et P des paramètres matériau déterminés à partir d'une microstructure de référence. Pour cette identification, nous choisissons le matériau non flué NF qui correspond à une microstructure moyenne.

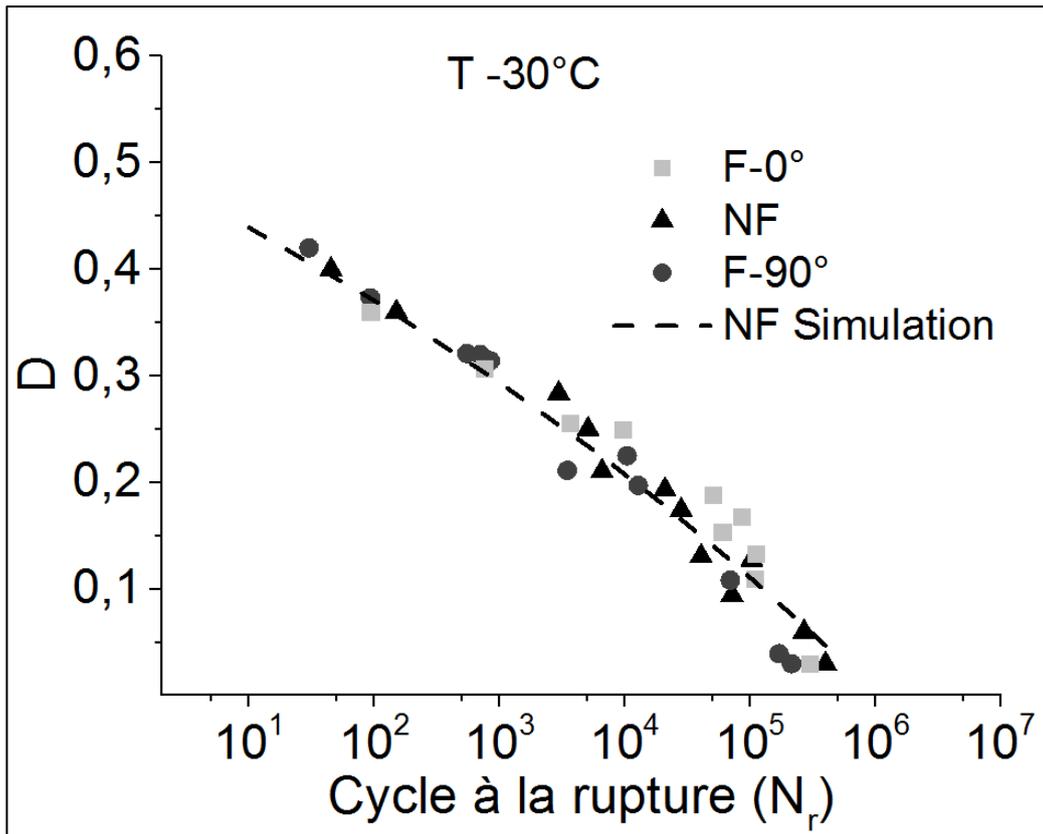
L'existence de cette relation confirme l'hypothèse du lien d'endommagement entre chargement monotone et fatigue discutée plus haut.



(a)



(b)



(c)

Figure 3- 1: Relation entre la première perte de rigidité en régime monotone et la durée de vie en fatigue à différentes températures : à 23°C (a), à 80°C (b) et à -30°C (c).

Il est à noter que sur les courbes à 23°C, nous avons rajouté les résultats issus d'essais réalisés sur des échantillons extraits du hayon de la Peugeot 3008. Ces échantillons proviennent d'une zone prévue pour le contrôle qualité lors de la production. Des analyses ultrasonores et au MEB ont permis d'identifier une orientation privilégiée des renforts à 60° par rapport à la direction de sollicitation.

3- Modélisations hybrides

3-1 Principes des modélisations hybrides proposées

La corrélation démontrée dans le paragraphe précédent suggère fortement qu'il existe un lien entre les propriétés sous chargement monotone et celle sous chargement cyclique. C'est sur cette affirmation que s'appuient les deux méthodologies de prédiction de la durée de vie en fatigue proposées par la suite.

Ces deux approches prédictives sont des approches hybrides s'appuyant toutes les deux sur une modélisation micromécanique du comportement et de l'endommagement du composite sous sollicitation monotone. La première méthodologie (paragraphe 3-3) utilise en plus directement le lien d'endommagement entre chargement monotone et la durée de vie en fatigue établi précédemment à l'échelle macroscopique. La seconde méthodologie utilise le modèle micromécanique identifié pour les chargements monotones pour établir une équation d'état reliant le taux d'endommagement local au taux de baisse de raideur macroscopique. Cette relation, une fois établies est supposée rester valable dans le cas des chargements cycliques.

Ces deux approches sont qualifiées d'hybrides du fait qu'elles utilisent d'une part une approche micromécanique de l'endommagement et d'autre part une description phénoménologique issues de résultats d'expériences.

Par la suite, nous commencerons donc par présenter le modèle micromécanique utilisé commun aux deux approches hybrides pour ensuite présenter ces dernières.

3-2 Modélisation micromécanique de l'endommagement sous chargement monotone

3-2-1 Cadre général

Les approches multi-échelles utilisent des techniques d'homogénéisation pour remonter au comportement global d'un volume élémentaire représentatif (VER) relatif à un matériau hétérogène à partir des propriétés mécaniques de leurs composants. Dans le modèle choisi [23], nous avons utilisé la théorie des champs moyens proposée dans le modèle de Mori et Tanaka [85]. La formulation nous permet à partir des caractéristiques de la microstructure et de la contrainte imposée dans le VER d'aboutir au tenseur de rigidité du composite ainsi qu'aux champs de contrainte et de déformation moyens pour chaque constituant : la matrice, les renforts et l'interface fibre-matrice.

3-2-1-1 Prise en compte de l'endommagement

En effet, le comportement global du composite est régi par les propriétés mécaniques et géométriques à l'échelle locale. Dans le modèle proposé, l'endommagement du matériau est introduit à travers l'augmentation progressive d'une densité de microfissures représentant le phénomène d'endommagement à l'interface fibre-matrice dont l'intensité est fonction des amplitudes des contraintes locales estimées pour les différentes phases. Par conséquent, une nouvelle population de microfissures est intégrée à chaque incrément de contrainte

macroscopique appliquée (Σ_{VER}). Etant donnée les variations locales de microstructure, la quantité de microfissures introduite à chaque nouvel incrément de charge est évaluée en fonction d'une probabilité de rupture d'interface [158, 163, 165]. Des études expérimentales précédentes ont bien montré que, pour cette famille de matériaux, le mécanisme d'endommagement prédominant est la décohésion de l'interface fibre-matrice [23, 37, 54].

3-2-1-2 Homogénéisation en deux étapes

La phase d'homogénéisation est réalisée en deux étapes successives (figure 3-2). La première étape permet, à un incrément de charge donné, de déterminer le tenseur de rigidité relatif à la matrice contenant les microfissures. Ces dernières sont intégrées d'une manière statistique à l'échelle locale grâce à un critère de rupture probabiliste de l'interface fibre-matrice de type Weibull décrit par la suite. La deuxième étape de l'homogénéisation consiste alors à introduire le renfort dans la matrice endommagée résultante de la première étape. L'approche ainsi présentée nous permet d'estimer l'évolution du tenseur de rigidité du composite en fonction de l'incrément de charge appliquée. Il est à noter que la quantité de renfort introduite évolue à la baisse afin de prendre en compte la baisse du taux de transfert de charge consécutif à l'endommagement de l'interface.

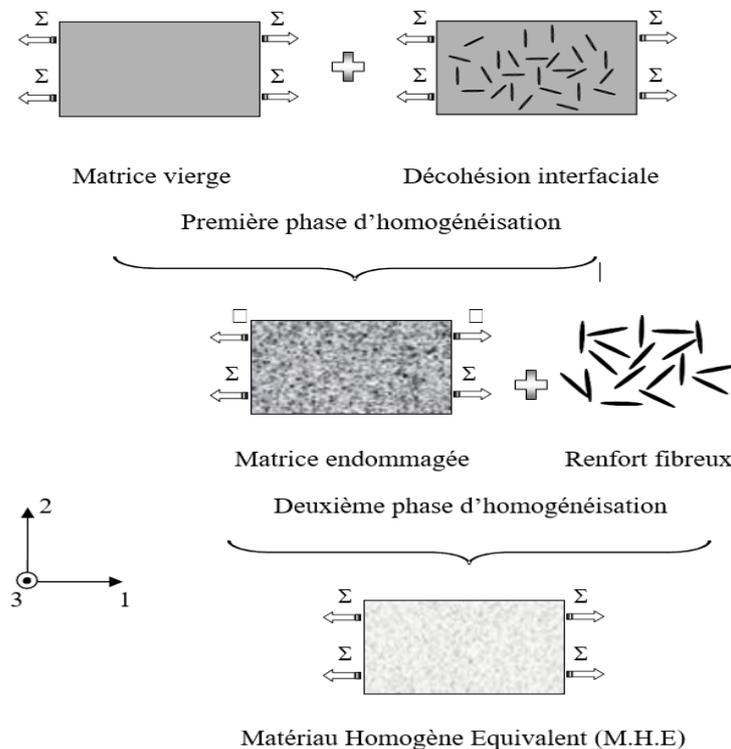


Figure 3- 2: Construction du modèle : Procédure d'homogénéisation en deux phases

3-2-2 Les différentes phases du modèle de Jendli et al.

Le modèle choisit peut donc être découpé en trois phases essentielles:

- 1- L'estimation du tenseur global de rigidité du matériau à partir des propriétés des différents constituants, en utilisant l'approche du champ moyen proposé par Mori et Tanaka couplée avec le modèle d'inclusion équivalent d'Eshelby. Ainsi, le champ des contraintes locales et autour des inclusions est estimé ce qui nous permet d'identifier la composante normale et tangentielle de la contrainte interfaciale.
- 2- L'intégration d'un critère d'endommagement local (estimation et quantification de la densité des fissures interfaciales) et d'une loi d'évolution de l'endommagement.
- 3- Modélisation du comportement global intégrant l'anisotropie initiale due à la présence des renforts et son évolution due à l'endommagement.

Les équations du modèle micromécanique sont rappelées ci-après. Ces équations présentent le cadre théorique permettant l'estimation du comportement mécanique global du matériau ainsi que les contraintes locales à l'interface fibre-matrice.

3-2-2-1 Rigidité macroscopique

En utilisant la théorie de Mori-Tanaka adaptée par la suite par Benvensite [166], on arrive à prédire le tenseur de rigidité effectif tridimensionnel global du matériau composite à fibres discontinues et aussi les champs moyens de contraintes à l'intérieur et à l'extérieur des renforts ainsi qu'au niveau de la matrice [23]. Dans ce cas, le saut de contrainte à l'interface peut être évalué. Le renfort est modélisé sous forme d'une inclusion ellipsoïdale et caractérisé par son élancement (longueur/diamètre) et des propriétés élastiques isotropes. Les renforts, présents sous forme d'inclusions, sont transformés en matrice équivalente grâce au tenseur d'Eshelby reformulé et réadapté par Mura [82]. Ce tenseur est nécessaire à l'identification de celui de rigidité globale du composite. Un couplage entre la théorie proposée par Mori et Tanaka [85], les techniques d'inclusion équivalente d'Eshelby [80] et les méthodes classiques d'homogénéisation conduisent à la formulation du tenseur de rigidité globale (équation 3-2):

$$C^{\text{Comp}} = C^m [I + f \langle Q \rangle (I + f \langle (S - I) Q \rangle)^{-1}]^{-1} \quad (3-2)$$

Avec C^m et S sont respectivement le tenseur de rigidité de la matrice et le tenseur d'Eshelby, f est la fraction volumique de renfort et $\langle Q \rangle$ présente la valeur moyenne du « pseudo-tenseurs de localisation » définie pour chaque famille de renfort, i , dont l'expression est :

$$Q^i = ((C^m - C^i)(S^i - I) - C^i)^{-1}(C^i - C^m) \quad (3-3)$$

Dans ces expressions, S^i présente le tenseur d'Eshelby de la i ième famille de renfort, qui dépend des propriétés mécaniques de la matrice et de la disposition spatiale et de la géométrie du renfort. Les tenseurs C^i représentent la rigidité des familles de renfort repérées par l'indice i . Dans le cas des SMC, une famille de renfort se distingue d'une autre par son orientation dans le plan.

Généralement, le comportement mécanique des matériaux composites organiques à renforts discontinus est élastique endommageable et dans certains cas élastoplastique endommageable.

3-2-2-2 Contraintes locales

Dans le cas des matériaux SMC [14, 54], la non linéarité provient généralement de l'endommagement à l'interface fibre-matrice. La phase matrice reste élastique isotrope. Il est donc essentiel de calculer les contraintes au niveau de tous les points de l'interface. Pour une contrainte macroscopique appliquée Σ le tenseur des contraintes moyennes subies par une famille de fibres orientées dans la direction i est donné par (équation 3-4):

$$\sigma^i = C^m(I + (S^i - I)Q^i)(I + f((S - I)Q))C^{m-1}\Sigma \quad (3-4)$$

Les contraintes à l'interface peuvent être déterminées grâce à la condition de continuité de la contrainte normale à l'interface. Par une simple projection, les contraintes normales σ et tangentielles τ au niveau de chaque point de l'interface peuvent être déduites (équation 3-5) (figure 3-3.a)

$$\sigma = \vec{T} \cdot \vec{n},$$

$$\text{Avec} \quad \vec{T} = \sigma^i \cdot \vec{n} \quad \text{et} \quad \tau = \sqrt{\|\vec{T}\|^2 - (\sigma)^2} \quad (3-5)$$

Avec respectivement, \vec{T} et \vec{n} le vecteur contrainte et la normale au point d'interface considéré. σ^i représente ici le tenseur des contraintes subies par la famille de renfort i .

3-2-2-3 Critère d'endommagement local

Afin d'introduire et de comprendre les effets de l'endommagement local sur le comportement macroscopique du matériau, Fitoussi & al [96] proposent l'introduction d'un

critère de rupture interfaciale écrit sous forme statistique permettant de prédire le seuil et la cinétique d'endommagement à l'échelle locale. Jendli & al. [23] ont généralisé cette approche pour le chargement en régime dynamique. A chaque étape de calcul, une probabilité d'endommagement local est calculée à chaque point situé sur l'interface fibre-matrice. Chaque point d'interface est défini par deux angles, θ_i et φ_i . Le premier est lié à l'orientation dans le plan de la fibre concernée tandis que le second définit la position du point interfacial sur l'équateur de la fibre. Par convention, $\varphi = 0$ correspond au point contenu dans le plan parallèle au plan de la plaque tandis que $\theta = 0$ indique un renfort orienté dans la direction principale du fluage lors de la compression à chaud. La fonction de probabilité définie selon la loi de Weibull s'écrit :

$$P_r(\theta, \varphi) = 1 - \exp\left(-\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^2\right)^m\right) \quad (3-6)$$

Où τ et σ sont respectivement les contraintes de cisaillement et les contraintes normales dérivées de l'équation (3-5). σ_0 et τ_0 représentent les résistances limites à l'interface sous contrainte normale pure et de cisaillement pur respectivement. "m" est un paramètre statistique directement lié à la distribution locale de la microstructure.

3-2-2-4 Prise en compte de la présence des fissures interfaciales

Les microfissures induites par l'endommagement à l'interface fibre-matrice intégrées dans le matériau composite au travers d'une densité d'hétérogénéités, de forme « penny shape » (pièces de monnaie) de rigidité nulle. Un état endommagé du matériau est finalement décrit par deux populations d'hétérogénéités : microfissures et fibres. Afin de retranscrire l'effet de la baisse du taux de transfert de charge due à la présence de microfissures à l'interface fibre-matrice, différentes populations de fibres sont définies : des fibres non endommagées et des fibres actives. Les premières n'ont subi aucun endommagement alors que les secondes correspondent aux fibres dont l'interface a été rompue mais qui contribue encore pour une part à la rigidité de composite. En d'autres termes, la baisse du taux de transfert de charge est traduite par une baisse du taux de fibres participant à la rigidification du composite (voir figure 3-3.b).

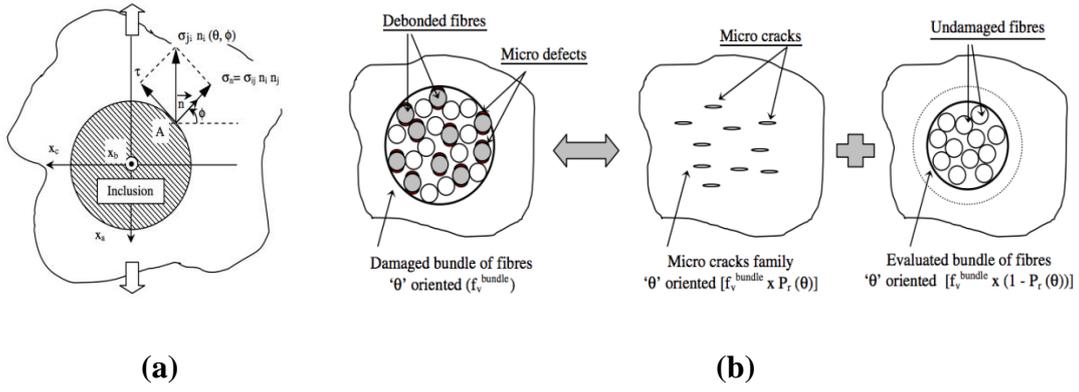


Figure 3- 3: (a) Projection du tenseur des contraintes inter faciales (normales et de cisailment, respectivement σ et τ). (b) Descriptions des endommagements microscopiques [Jendli & al. [23]].

Par conséquent, à chaque incrément de calcul 'n' les probabilités d'endommagement locales à l'interface sont calculées et donnent accès à la quantité de fibres actives restantes f_n^{act} participant à la rigidification du composite. Cette dernière est constituée de la somme des fibres non endommagées f_n^{ND} et des fibres ayant subi un endommagement interfacial. Un coefficient de réduction 'k' est appliqué à la proportion des fibres endommagées sur leur interface. Ce coefficient a été évalué par calculs en éléments finis effectués sur une cellule représentative contenant une fibre partiellement décollée de la matrice. Ce dernier doit être compris entre 0,1 et 0,6.

Une population de microfissures f_n^{mc} est aussi introduite proportionnellement à la population de fibres ayant subi un endommagement interfacial. La proportion relative de microfissure est traduite par un paramètre 'h' représentant le rapport entre le volume de « penny shape » de rigidité nulle intégré et la fibre. Ce paramètre est évalué par des considérations géométriques après analyse des micrographies de microstructures endommagées. Ce dernier doit être compris entre 0,1 et 0,3.

Par conséquent, un état d'endommagement local relatif au n^{ième} incrément de charge, sera décrit par les fractions volumiques suivantes :

$$f_n^{ND} = (1 - P_r^n) * f_{n-1}^{ND}$$

$$f_n^{act} = f_n^{ND} + k \sum_{i=1}^n P_r^i \cdot f_{i-1}^{ND}$$

$$f_n^{mc} = f_{n-1}^{mc} + h \cdot P_r^n \cdot f_{n-1}^{ND} \quad (3-7)$$

Par la suite, l'homogénéisation du matériau composite intégrant les fibres actives, la matrice et les microfissures peut être réalisée selon les deux étapes successives décrite précédemment. Ainsi, l'évolution du tenseur de rigidité résiduelle du matériau durant un chargement monotone peut être évaluée.

3-2-3 Identification du modèle micromécanique

Afin d'identifier le modèle micromécanique, les pertes de rigidité en traction mesurées par la procédure de charge-décharge décrite au chapitre II section 2.2.2 sont utilisées dans une démarche inverse. Le modèle micromécanique présenté ci-dessus permet de prédire l'évolution des propriétés du matériau homogène équivalent. En conséquence, une fois les paramètres du modèle identifiés, on peut facilement tracer l'évolution de la baisse de la raideur lors d'un chargement de traction. Ces derniers sont au nombre de 5 : σ_0 , τ_0 , m , h et k .

La première étape consiste à identifier les paramètres du critère de rupture locale de l'interface fibre-matrice.

On commence par évaluer les ordres de grandeurs des paramètres σ_0 et τ_0 . Pour cela, on s'appuie sur une constatation expérimentale toujours vérifiée en traction quelle que soit la microstructure: le premier endommagement apparaît sur les renforts les plus désorientés ($\theta = 0$) sur le point d'interface contenu dans le plan parallèle au plan de la plaque ($\varphi = 0$). Il suffit alors d'appliquer une contrainte de traction correspondant à la contrainte seuil observée à l'échelle macroscopique et d'évaluer par la suite la contrainte normale microscopique $\sigma(\theta = 0, \varphi = 0)$ pour chaque type de microstructure testée (NF, F-0°, F-90° et TG60°). Cela permet de fixer un domaine de variabilité de σ_0 cohérent avec l'expérience. Ensuite, la même démarche est menée en fixant la contrainte appliquée autour de 30% de la phase non linéaire, ce qui correspond au premier endommagement des renforts à 45°. On peut alors proposer un domaine de variabilité cohérent pour τ_0 .

Par la suite, la procédure d'identification décrite par Jendli. [8] est utilisée pour identifier les 5 paramètres en fixant les domaines de variabilité cohérents définis. Cette méthode utilise une méthode inverse visant à reproduire les baisses de raideurs expérimentales pour les microstructures F-0° et F-90°. Les paramètres identifiés sont alors validés sur les baisses de raideur des microstructures NF et TG60°. Le jeu de paramètres identifiés est précisé dans le tableau [3-1].

Température (c°)	σ_0	τ_0	m	h	k
23°C	35	40	5	0.205	0.5
80°C	26	36	5	0.175	0.485
-30°C	41	45	5	0.214	0.522

Tableau 3- 1: Paramètres micromécaniques identifiés pour différentes températures

3-2-4 Résultats du modèle micromécanique sous chargement monotone

Le modèle identifié prédit l'évolution de l'endommagement à l'échelle microscopique et macroscopique. A l'échelle microscopique, l'évolution des densités des différentes populations d'hétérogénéités décrites précédemment permettent de décrire l'évolution des états d'endommagement locaux successifs (Figure 3-4). Notamment, l'évolution de la densité globale (toutes orientations confondues) de taux de fibres ayant subi un endommagement à l'interface fibre-matrice, d^{Glob} peut être tracée en fonction de la contrainte appliquée.

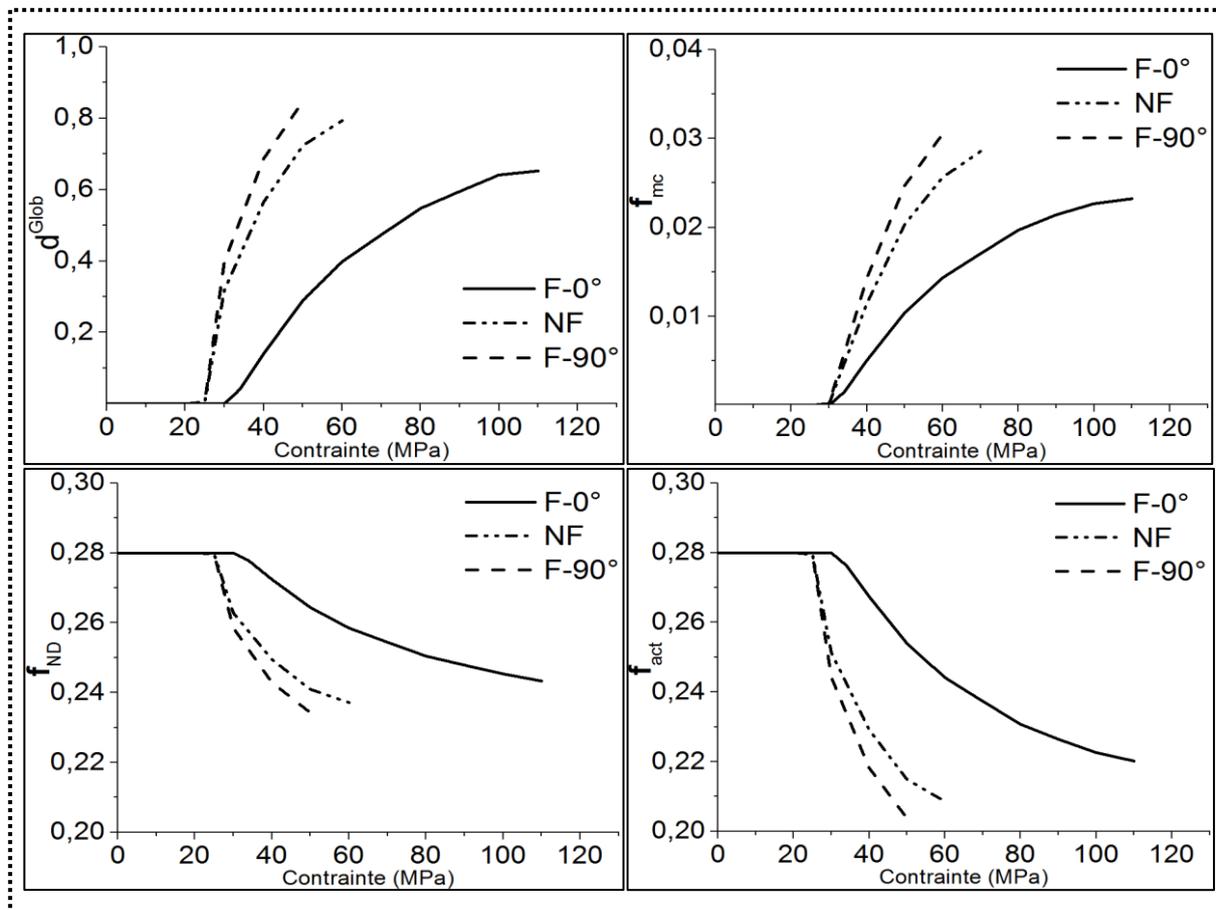


Figure 3- 4: Évolution des différents types d'hétérogénéités au cours de l'endommagement sous chargement monotone à la température ambiante

A l'échelle macroscopique, les évolutions de la baisse de raideur macroscopique caractérisées par le paramètre d'endommagement macroscopique D défini par Kachanov sont illustrées sur la figure 3-5.

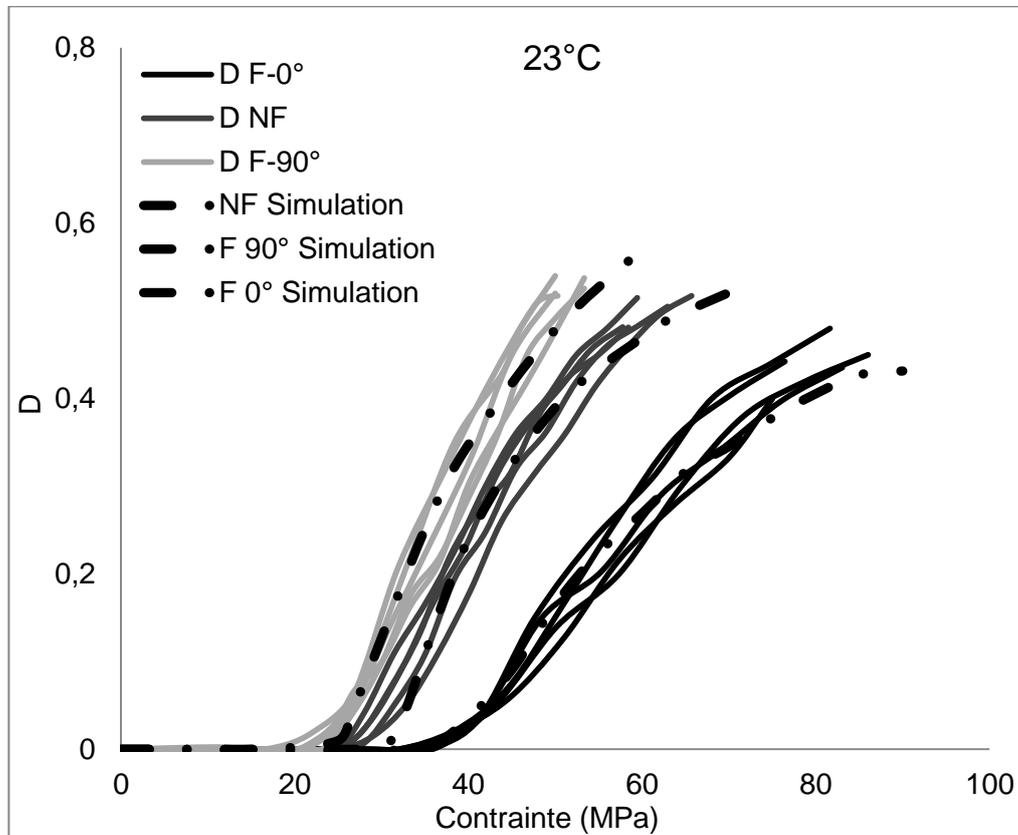


Figure 3- 5: Évolution de l'endommagement lors du chargement monotone à la température ambiante pour les trois microstructures étudiées

Ainsi, le modèle micromécanique est capable de traduire une relation directe entre les états successifs d'endommagement macroscopiques et ceux microscopiques. Cette relation sera par la suite considérée comme intrinsèque et indépendante du type de chargement de façon implicite dans la première approche proposée et de façon explicite dans la seconde.

3-3 Approche hybride prédictive de la durée de vie en fatigue à partir d'une microstructure de référence

Dans cette première approche, nous utilisons l'équivalence d'endommagement entre chargement monotone et fatigue mise en évidence à l'échelle macroscopique au paragraphe 2. Cette méthodologie nécessite d'établir expérimentalement une courbe de Whöler pour une *microstructure de référence* choisie. Le modèle micromécanique développé sous chargement

monotone permet alors d'établir les courbes de Whöler pour n'importe quelle autre *microstructure cible* visée.

3-3-1 Passage d'une microstructure de référence à d'autres microstructures

Une fois le modèle d'endommagement micromécanique identifié et la courbe (D_{N1}, N_r) établie sur la base des résultats expérimentaux obtenus sur la microstructure de référence choisie (NF), on peut proposer la procédure suivante pour établir la courbe S-N pour n'importe qu'elle autre microstructure (la procédure est illustrée graphiquement, figure 3-6)

Etape 1: Une campagne expérimentale est réalisée en utilisant des échantillons sélectionnés présentant une microstructure de référence spécifique choisie et orientée aléatoirement si possible:

a- Des essais de traction charge-décharge sont réalisés pour établir la courbe de référence expérimentale $(D, \sigma)^{Réf.}$

b- Des essais de fatigue jusqu'à la rupture précédée d'un essai quasi-statique de charge-décharge-recharge à différentes amplitudes maximales afin d'établir la courbe de référence $(D_{N-1}, N_r)^{Réf.}$

Etape 2: L'identification des paramètres du critère de rupture de l'interface fibre-matrice locale est réalisée en utilisant la méthode inverse décrite au paragraphe 3-2-3 sur la base de la courbe expérimentale $(D, \sigma)^{Réf.}$

Etape 3: Une microstructure "cible" est choisie et une simulation en traction monotone est modélisée jusqu'à la rupture en utilisant la modélisation d'endommagement basée sur l'approche de Mori et Tanaka. Ainsi la courbe (D, σ) cible est établie pour la microstructure "cible" jusqu'à une contrainte macroscopique choisie, $\sigma = S$.

Etape 4: La valeur de l'endommagement macroscopique D_s atteinte pour $\sigma = S$ est extraite directement de la courbe de cible modélisée $(D, \sigma)^{Réf.}$

Etape 5: Le nombre de cycles à la rupture, N_r , correspondant à $D = D_s$ est identifié sur la courbe $(D_{N-1}, N_r)^{Réf.}$

Etape 6: On enregistre le couple de valeur (S, N_r) .

Etape 7: Les étapes 1 à 5 sont répétées pour une autre valeur de contrainte choisie de S car plusieurs amplitudes sont nécessaires pour établir la courbe S-N de la microstructure "cible".

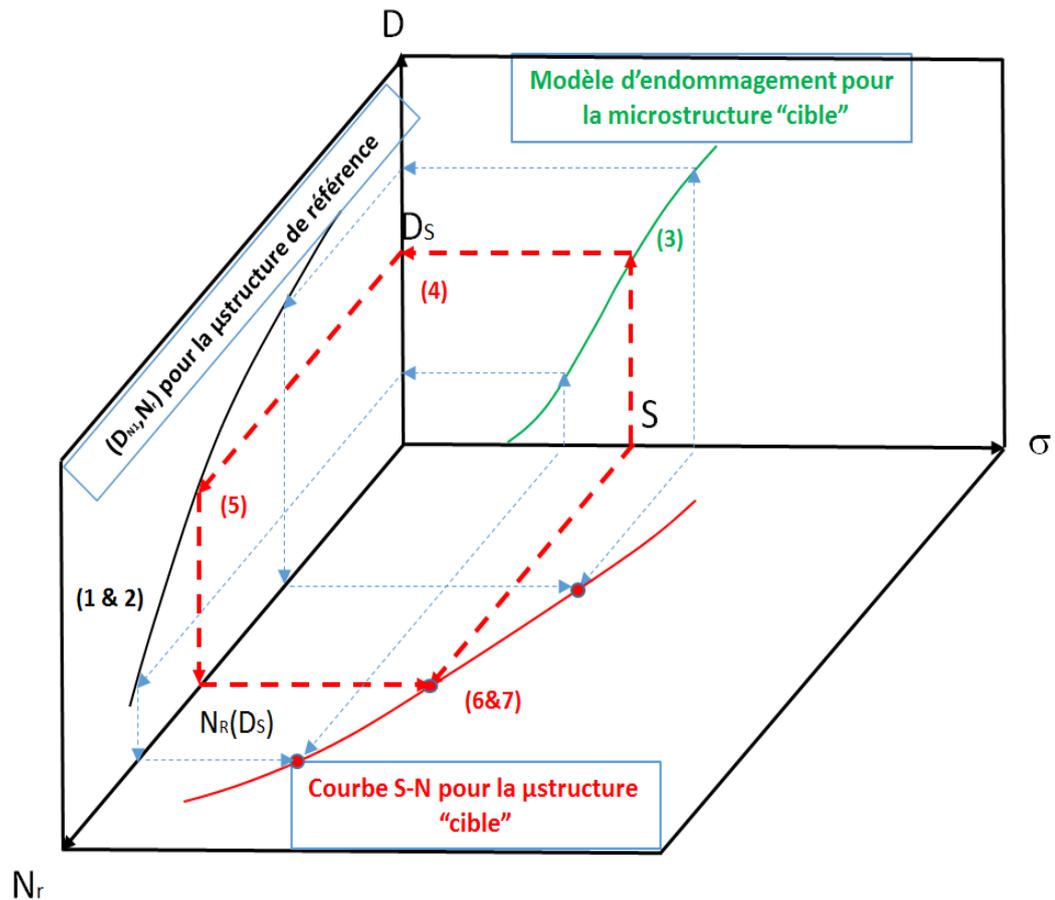


Figure 3- 6: Schéma de la méthodologie prédictive proposée

En pratique, une fois l'endommagement macroscopique D_s identifié pour une contrainte S et une microstructure choisie, le nombre de cycles à la rupture peut être directement déterminé à partir de l'équation :

$$N_r = \left(\frac{1-D_s}{c} \right)^{\frac{1}{p}} \quad (3-8)$$

Par conséquent, une fois les paramètres C et P déterminés à partir d'une unique microstructure de référence, les simulations de traction monotone permettent de déduire rapidement la courbe S-N pour toutes les autres microstructures envisagées.

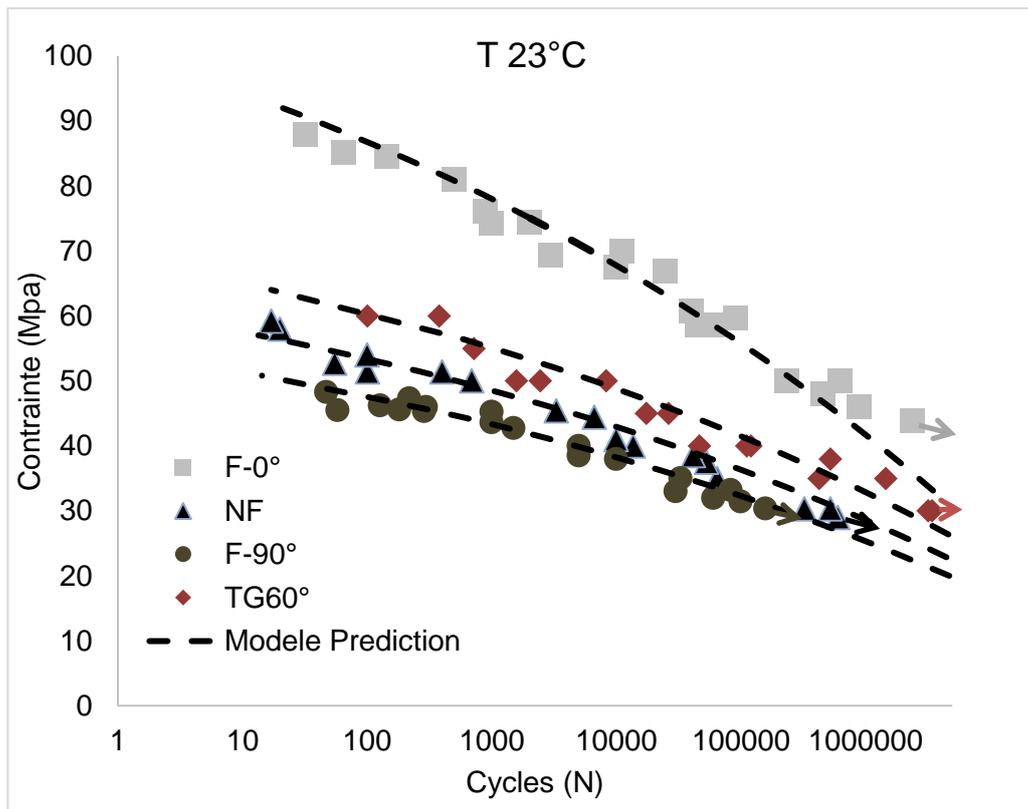
Dans notre application la microstructure moyenne pour le SMC non flué est choisie comme matériau de référence. Ensuite, les paramètres d'endommagement micromécaniques (σ_0 , τ_0 et m) sont identifiés sur la base des courbes expérimentales (D, σ) NF. De même, les

paramètres C et P sont identifiés à partir de la courbe expérimentale (D_{N-1} , N_f) NF pour différentes températures (Tableau [3-2]). Ensuite, la procédure décrite ci-dessus a été appliquée sur les quatre microstructures de SMC étudiées (NF, F-0°, F-90° et TG60°).

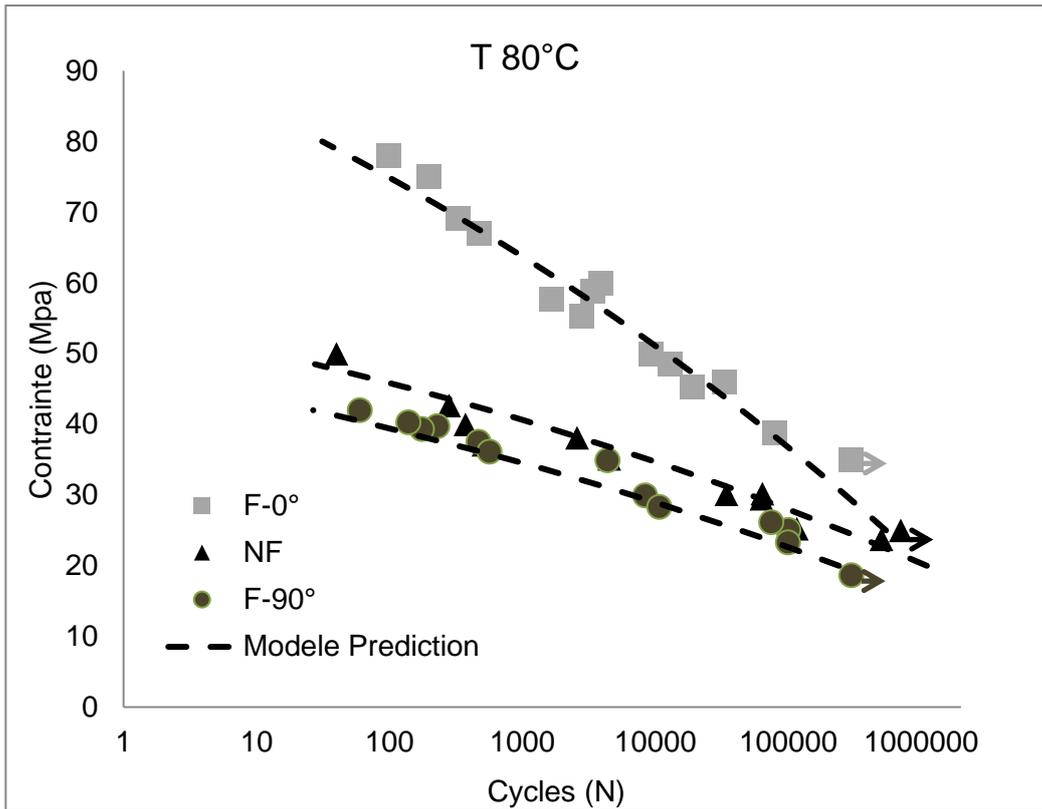
Température (c°)	C	P
23°C	0,375	0,069
80°C	0,48	0,055
-30°C	0,5	0,05

Tableau 3- 2: Les paramètres C et P identifiés pour différentes températures

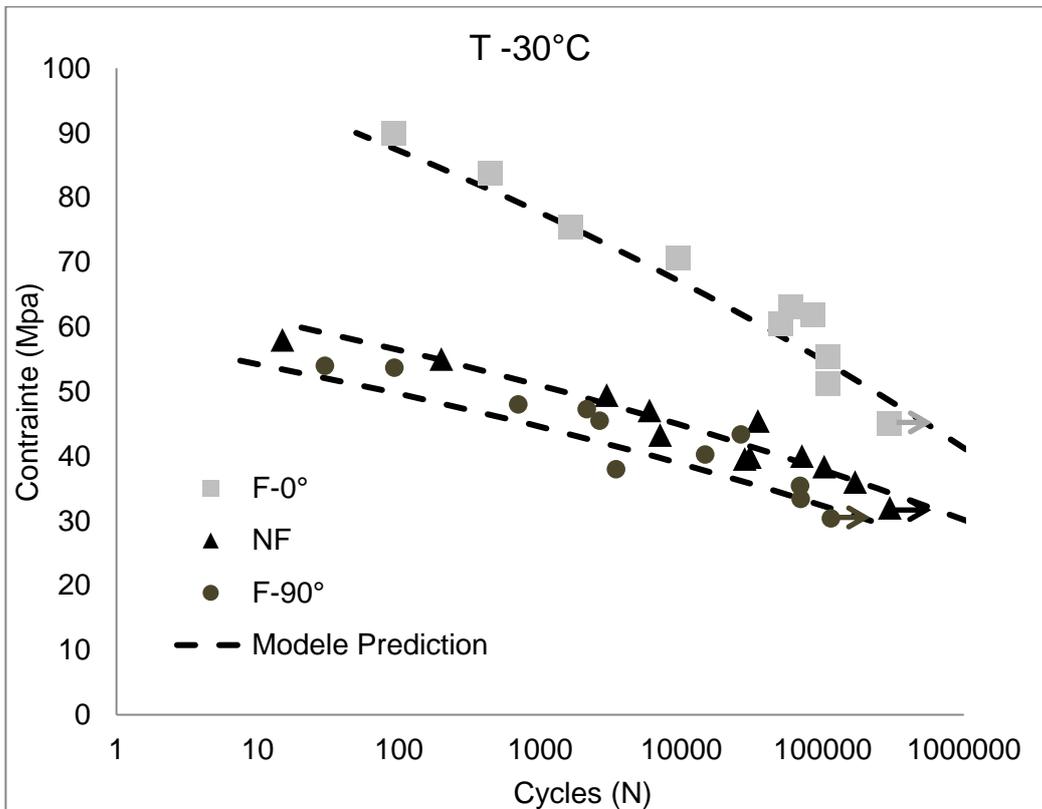
La comparaison entre les résultats expérimentaux et la modélisation montre un très bon accord pour toutes les microstructures étudiées et pour les trois températures (figure 3-7).



(a)



(b)



(c)

Figure 3- 7: Comparaison entre les expériences et la simulation pour les différentes microstructures : (a) à 23°C , (b) à 80°C et (c) à -30°C

3-3-2 Etude numérique de la sensibilité à la microstructure

Une fois le modèle micromécanique identifié et la méthodologie validée, il est possible de déterminer la courbe S-N pour n'importe quelle microstructure. La distribution d'orientation des matériaux SMC est généralement bien décrite par l'expression suivante [3-9]:

$$\frac{f^\theta}{f} = \frac{1}{n} * (1 + M\% * \cos(\theta - MFD)) \quad (3-9)$$

Où f^θ et f sont respectivement la fraction volumique des fibres orientées à un angle θ (par rapport à la direction de traction) et la fraction volumique totale des fibres. n représente le nombre de familles d'orientation utilisées dans l'approche de Mori et Tanaka. $M\%$ représente l'intensité de l'orientation (liée au paramètre de biréfringence ultrasonore $K\%$) et MFD est l'orientation privilégiée des fibres (Mold Flow Direction).

A titre indicatif, les paramètres identifiés pour la modélisation des matériaux testés expérimentalement dans notre étude sont illustrés dans le tableau 3-3 et la figure associée (3-8).

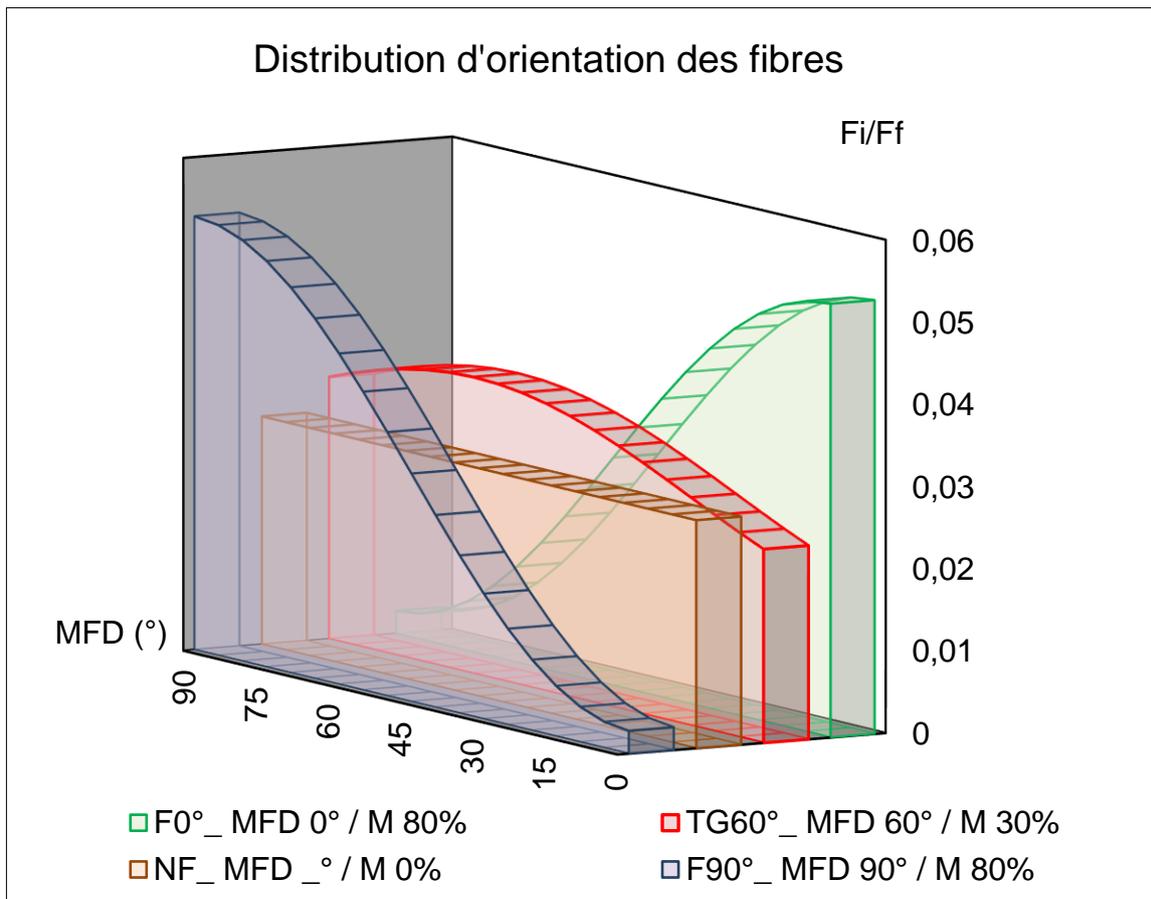


Figure 3- 8: Distribution d'orientation des fibres pour les différentes microstructures

Microstructure	MFD(°)	M%
NF	-	0
F-0°	0	80
F-90°	90	80
TG60°	60	30

Tableau 3- 3: Les paramètres microstructuraux

La figure (3-9) montre les courbes de Wöhler identifiées pour différentes orientations privilégiées de fibres (ici MFD=0°, 45° et 90°) et différentes valeurs de $M\%$ à différentes températures.

Influence de l'intensité d'orientation (M%) et de l'orientation principale des renforts (MFD):

De façon générale, on note une influence de l'intensité d'orientation plus marquée lorsque l'amplitude est élevée à l'exception des matériaux les plus désorientés (MFD à 90°) où les courbes de Whöler restent relativement parallèles. De plus, on peut noter que l'influence de l'intensité d'orientation $M\%$ est bien plus marquée lorsque les renforts sont orientés dans la direction du chargement cyclique (jusqu'à près de 70% de variation maximale contre près de 25% quand les renforts sont désorientés MFD à 45° et MFD à 90°).

En effet, pour les configurations les plus désorientées, c'est essentiellement la matrice qui est sollicitée, en particulier aux abords des interfaces des renforts à 90°. Par contre, lorsque les renforts sont plus orientés vers la direction principale de la charge, une variation de la distribution d'orientation impacte sévèrement la répartition des contraintes locales notamment à l'interface fibre-matrice et donc la durée de vie. Ceci explique aussi le fait que la variation soit plus importante pour les grandes valeurs de la contrainte appliquée.

Par ailleurs, on peut noter que lorsque les renforts sont très désorientés (MFD à 90° par rapport à la direction du chargement cyclique), une augmentation de l'intensité d'orientation, $M\%$, conduit à une baisse du niveau de la courbe de Whöler. Cette tendance est inversée lorsque les renforts sont plus orientés vers la direction de traction cyclique (MFD à 0° et MFD à 45°). En effet, lorsque les renforts sont de plus en plus désorientés par rapport à la direction de chargement, la proportion d'interfaces fibre-matrice fortement sollicitées augmente (forte contrainte normale), ce qui produit un endommagement accru et finalement une baisse de la courbe de Whöler. L'effet s'inverse lorsque l'on oriente les renforts dans la direction de chargement.

Dans ce cas, plus les renforts sont orientés et moins les interfaces fibre-matrice sont sollicitées. En effet, pour une MFD se rapprochant de 0°, ce sont les fibres qui subissent la charge.

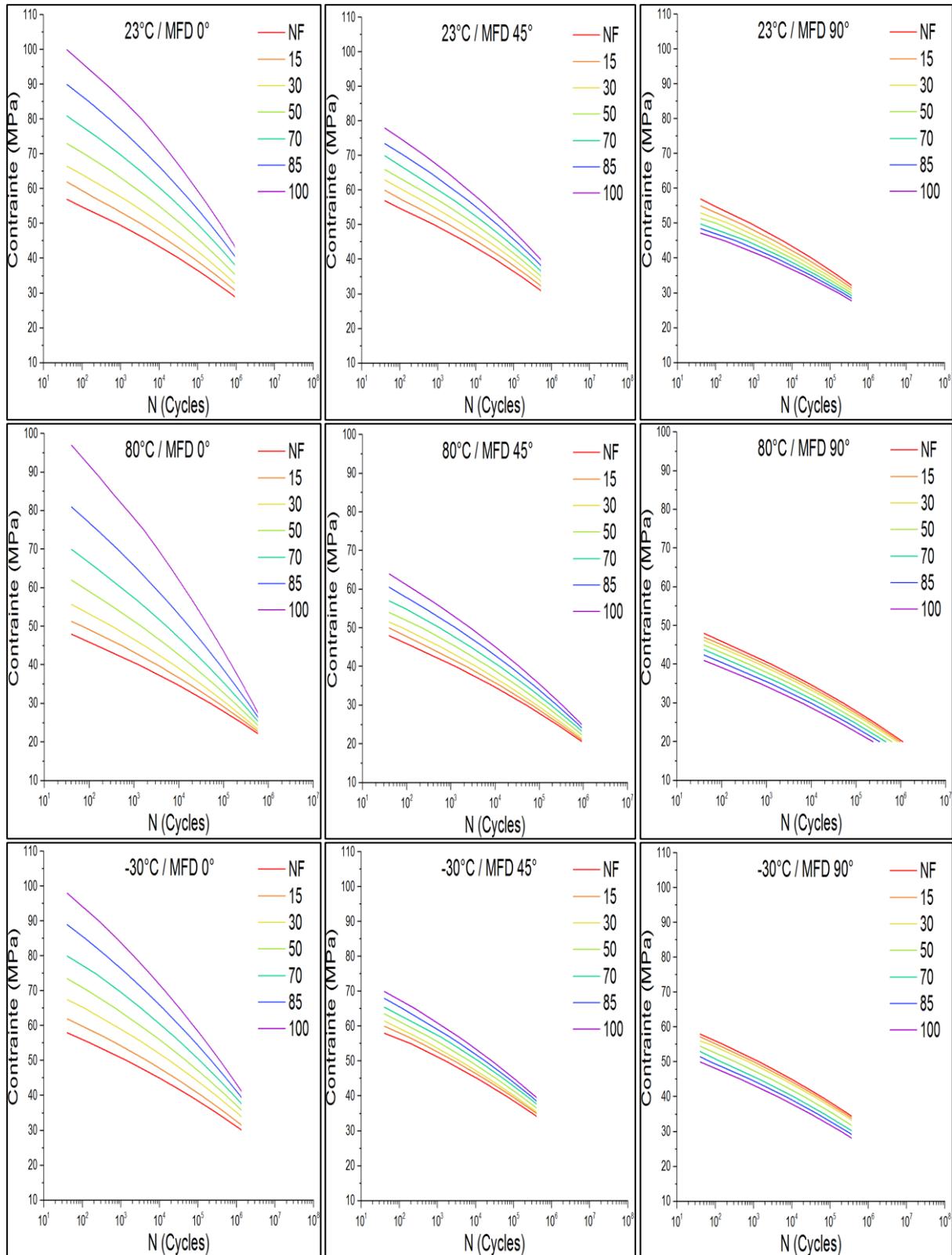


Figure 3- 9: Prédiction de la durée de vie pour différentes microstructures et à différentes températures

3-4 Approche hybride prédictive de la durée de vie en fatigue à partir de l'équation d'état:

Le modèle proposé combine aussi deux types d'approches, l'une phénoménologique et l'autre micromécanique, et tente de profiter des avantages de chacune d'entre elles. L'objectif étant de rechercher un compromis optimal entre l'applicabilité industriel du modèle prédictif utilisé et la pertinence de la description des phénomènes physiques pris en compte tout en ne nécessitant qu'un nombre limité de données expérimentales.

Ce modèle doit donc démontrer sa capacité à produire rapidement des prédictions de durée de vie en ne nécessitant qu'un nombre limité d'essais. Ainsi, la durée du cycle d'optimisation de la matière et la phase de pré-dimensionnement seront raccourcies.

3-4-1 Principes généraux

Cette seconde méthodologie proposée s'appuie aussi sur l'analyse expérimentale et la modélisation micromécanique du comportement monotone en vue de prédire la durée de vie sous chargement de type fatigue. A la différence de la première approche, la relation intrinsèque liant les deux types de chargement est évaluée à l'échelle microscopique.

L'approche proposée est fondée sur les considérations suivantes:

- Lorsque nous constatons une baisse de raideur, cette dernière est liée directement à la densité globale de microfissures présentes au sein de la matière. Il existe donc une relation mathématique qui lie ces deux grandeurs,

- De plus, l'augmentation de la densité de fissure conduit à une diminution de la surface résistante (cf. théorie globale de l'endommagement). Lorsque cette surface résistante devient trop petite, les fissures en présences coalescent de manière catastrophique, ce qui conduit à la rupture du Volume Elémentaire Représentatif (VER). Cette dernière est donc atteinte lorsque la densité globale de fissure 'd' considérée comme un indicateur local de l'endommagement atteint une valeur critique d_c .

Il apparaît donc naturel de proposer un critère de rupture du VER fondé sur une valeur de l'endommagement microscopique critique : d_c . Lorsque cette valeur est atteinte, la densité de fissures est telle que la surface résistante n'est plus suffisante, il y a rupture du VER.

Dans cette seconde approche, nous proposons d'établir une équation d'état reliant un taux d'endommagement local ($\frac{d}{d_c}$) au taux d'endommagement macroscopique (baisse de raideur relative, $\frac{E}{E_0}$). Comme nous l'avons déjà exprimé, nous supposons que cette équation, établie sous chargement monotone, est également exploitable sous chargement cyclique (Laribi et al [167]). Cette hypothèse constituant la base de notre approche, s'appuie sur le fait que les mêmes phénomènes d'endommagement sont observés pour les deux types de chargement. De façon globale, il est possible d'affirmer que les mêmes états d'endommagement se retrouvent au cours de ces deux types de chargement.

Lorsque l'endommagement à l'échelle microscopique et macroscopique est exprimé en valeur relative, on considère que la relation intrinsèque devrait être également relativement indépendante de la microstructure. En d'autres termes, nous supposons que deux échantillons composites soumis à une perte de rigidité relative équivalente en appliquant une charge monotone (pour le premier) et un chargement de fatigue (pour le second), subissent également un taux d'endommagement local équivalent.

La rupture finale se produit lorsque la densité de microfissures atteint une certaine valeur critique [23, 54]. Cette valeur critique peut être représentée comme un taux d'endommagement local, $\frac{d}{d_c}$ où d est lié à la densité d'endommagement à l'interface fibre-matrice et d_c est la valeur critique maximale. Dans le cas des matériaux composites SMC, on peut supposer que le phénomène de pseudo-délaminage qui apparaît toujours juste avant la rupture [17, 19], intervient lorsque ce taux d'endommagement local est égal à 1 :

$$\frac{d}{d_c} = 1$$

L'évolution du taux d'endommagement local est directement liée au taux de baisse de raideur via le modèle micromécanique, ce qui doit constituer notre équation d'état.

3-4-2 Méthodologie de l'approche hybride fondée sur l'équation d'état

La méthodologie proposée utilise une phase expérimentale et une phase numérique couplées. Elle est schématisée sur la figure suivante :

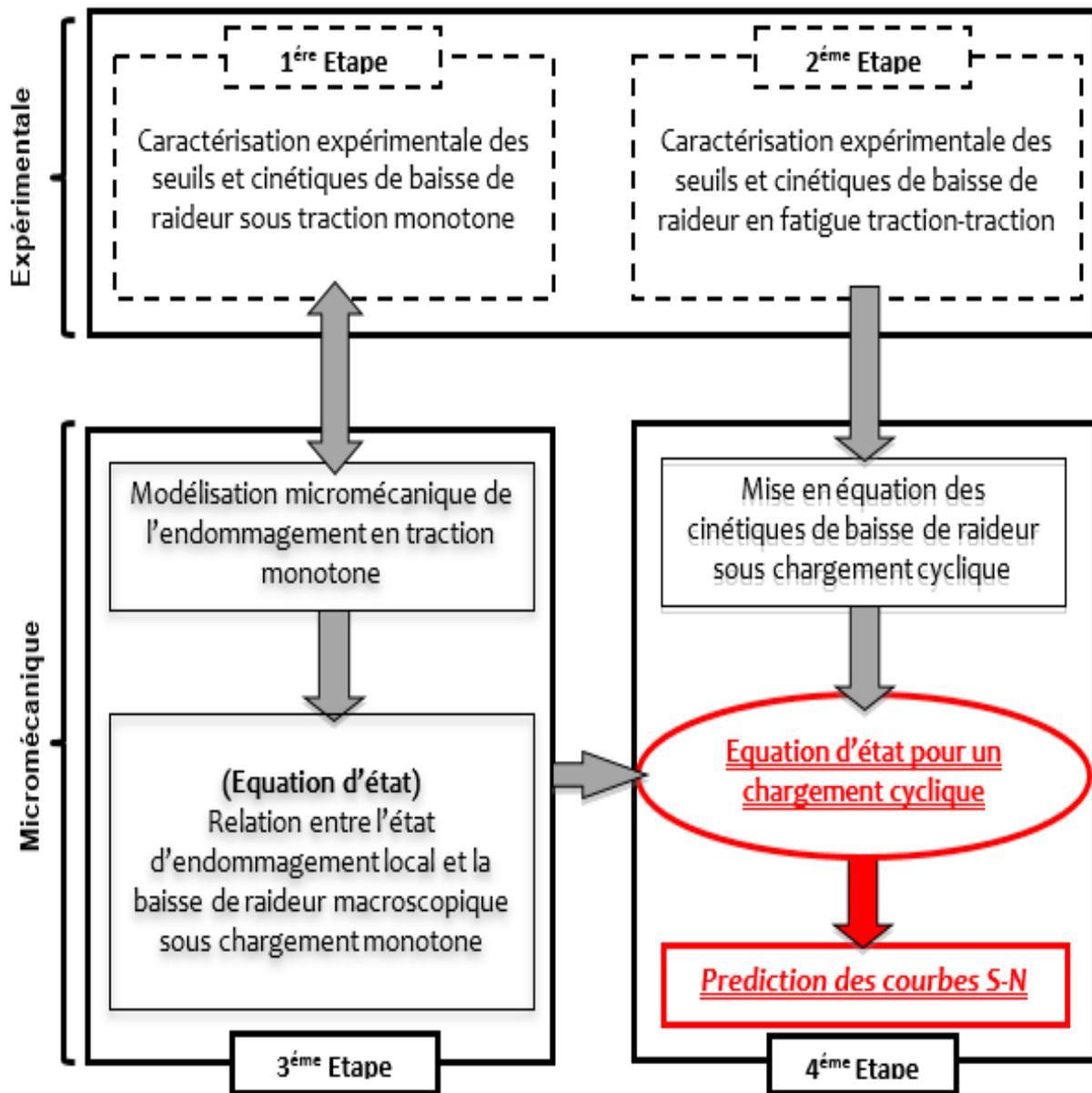


Figure 3- 10: Schéma de l'approche hybride proposée

En pratique, la courbe de Wöhler peut être évaluée grâce aux quatre étapes suivantes:

Etape 1: Réaliser des essais de traction et de charge-décharge afin d'identifier le seuil d'endommagement σ^S et la cinétique de baisse de la raideur relative sous chargement monotone représentée par le paramètre « a » (voir section 3-4-3).

Etape 2: Réaliser des essais de fatigue traction-traction sans obligation d'atteindre la rupture afin d'identifier la cinétique de baisse de la raideur relative en fatigue représentée par le paramètre «B» (voir section 3-4-3).

Etape 3 : Identification du modèle micromécanique pour le chargement monotone afin de déterminer l'équation d'état en traction conformément à la procédure décrite au paragraphe 3-2-3.

Etape 4 : Introduction de l'expression de la baisse de raideur identifiée pour un chargement en fatigue dans l'équation d'état définie pour un chargement monotone et résolution de l'équation afin de tracer les courbes de Wöhler (voir équation (3-18)).

Cette procédure peut être utilisée pour chaque nouvelle microstructure afin d'obtenir une évaluation rapide de la courbe de Whöler correspondante. De plus, contrairement à la méthode précédente, elle ne nécessite pas l'établissement d'une courbe de Whöler de référence.

Comme on peut le voir sur ce schéma, la finalité de cette démarche est de construire une modélisation de type phénoménologique fondée sur l'équation d'état sous chargement cyclique dont les paramètres sont identifiés en amont par une modélisation de type micromécanique sous chargement monotone. L'originalité de l'approche est qu'elle se fonde sur l'établissement d'une équation d'état reliant le taux d'endommagement local au taux de pertes de propriétés mécaniques à l'échelle macroscopique (raideur). Cette équation d'état est identifiée sur la base d'un modèle micromécanique décrivant les pertes de propriétés mécaniques lors d'un chargement monotone simple (traction). Ce modèle intègre à l'échelle locale les phénomènes d'endommagement (notamment la rupture à l'interface fibre-matrice dans le cas des SMC), la microfissuration de la matrice, la rupture de renfort. Le pseudo-délamination entre les mèches de fibres n'est pas pris en compte pour l'instant.

L'approche pragmatique proposée dans le cadre de cette étude suppose que cette même équation d'état reste valable en fatigue. L'objectif est donc d'utiliser cette équation d'état issue d'une modélisation micromécanique des phénomènes d'endommagement dans une démarche de type phénoménologique permettant de prédire la durée de vie des matériaux et des structures. L'approche s'appuyant sur une modélisation de type micromécanique est capable de prévoir la durée de vie en fonction de la microstructure. De plus, les sollicitations à amplitude et température variables peuvent être simulées.

3-4-3 Mise en œuvre de l'approche hybride fondée sur l'équation d'état

Dans la suite, nous illustrons la mise en œuvre de cette méthode, étape par étape, et les résultats qu'elle fournit.

❖ Etape 1 : Perte de raideur sous chargement monotone

On peut tracer l'évolution de la baisse de raideur relative en traction. Si l'on ne considère que les contraintes conduisant à des nombres de cycles à la rupture compris entre 10^3 et 10^6 , une fonction linéaire peut être choisie pour représenter l'évolution moyenne de la perte de la rigidité relative (équation 3-10) sous sollicitation monotone (voir l'exemple de la figure 3-11). Cette fonction linéaire est donc définie dans la gamme des valeurs de contraintes correspondant aux contraintes applicables sur des structures SMC réelles en fatigue.

La perte de la rigidité relative pendant un chargement monotone peut donc être exprimée par:

$$\left(\frac{E}{E_0}\right) = 1 + a(\sigma - \sigma^S) \quad (3-10)$$

où σ^S est la contrainte moyenne au seuil de l'endommagement et « a » est un paramètre relatif à la cinétique de baisse de raideur. Ces deux paramètres sont directement fonction de la microstructure.

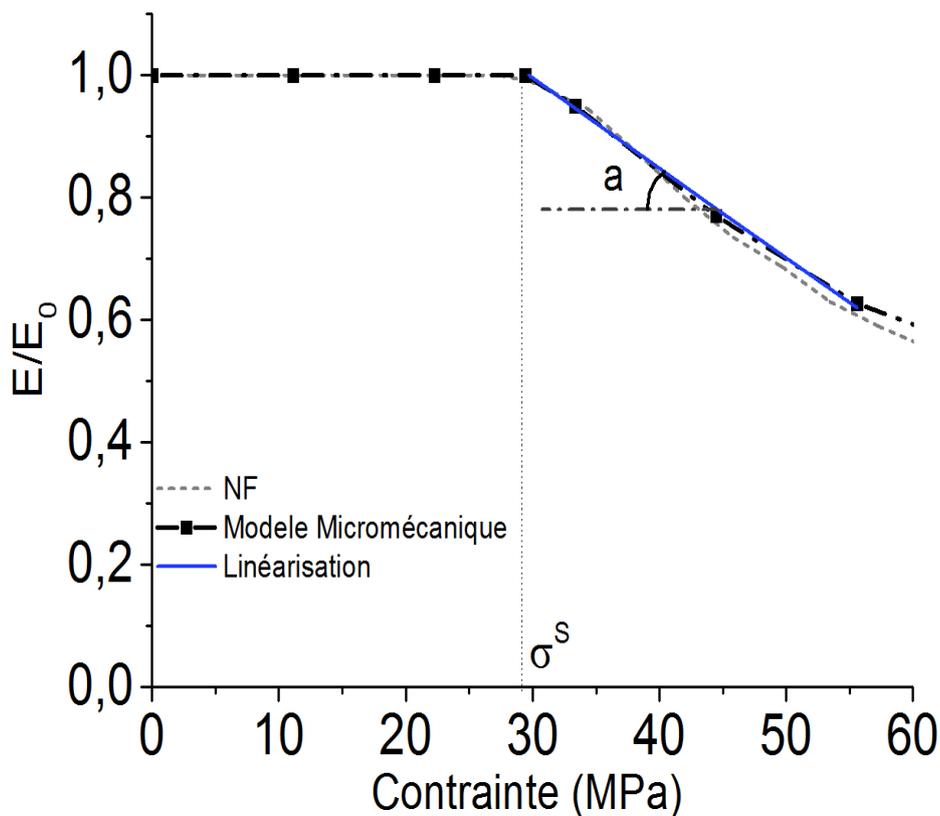


Figure 3- 11: Exemple d'évolution de la baisse de raideur sous chargement monotone pour un matériau NF à 23°C

❖ **Etape 2 : Baisse de raideur sous chargement cyclique**

Voir chapitre 2, le paragraphe 2-3 pour la mise en œuvre expérimentale.

❖ **Etape 3 : Modélisation micromécanique sous sollicitation monotone**

▪ **Etape 3-1 : Choix d'un indicateur d'endommagement local pertinent**

L'approche hybride proposée dans ce travail repose sur la définition d'un indicateur d'endommagement local pertinent et sa valeur critique correspondant à l'état de défaillance finale du matériau. La définition d'un indicateur d'endommagement nécessite obligatoirement qu'il soit lié aux paramètres décrivant l'état d'endommagement local, à savoir : la densité de microfissures f^{mc} celle des fibres actives restantes f^{act} et celle des fibres non endommagées f^{ND} , qui sont générées lors de la modélisation micromécanique (Figure 3-4).

Dans un souci de pragmatisme, nous recherchons un critère de rupture simple (scalaire) donné à l'échelle microscopique. Par ailleurs, nous recherchons un indicateur de l'endommagement d et une valeur critique d_c qui soit indépendante de la microstructure. En effet, cet indicateur traduit indirectement une valeur limite de la surface résistante critique qui est peu dépendante de la microstructure. La valeur de la contrainte à la rupture (tableau [2-2]) est utilisée pour identifier, via une méthode inverse, la valeur critique du taux d'endommagement local d_c .

Une fois défini le paramètre d , le modèle micromécanique permet de tracer son évolution jusqu'à la contrainte de rupture mesurée pour la microstructure considérée. Sa valeur correspondante à la rupture est par définition égale à : d_c .

Afin que l'évolution de l'indicateur d'endommagement local, d , soit indépendante de la microstructure, plusieurs formulations ont été proposées : d_1 , d_2 et d_3 . Ces formulations utilisent des paramètres microscopiques, f^{ND} , f^{act} et f^{mc} , issus de la modélisation micromécanique et décrivant l'état d'endommagement de la microstructure définis au paragraphe 3-2-2-4.

$$d_1 = d^{Glob} * f^{ND}$$

$$d_2 = d^{Glob} * f^{act}$$

$$d_3 = d^{Glob} * f^{mc} \quad (3-11)$$

Ici, d^{Glob} représente la proportion des renforts touchés par l'endommagement interfacial au sein du matériau. Il est déterminé par la relation suivante : $d^{Glob} = \frac{1-f^{ND}}{f_0}$, où f_0 est la fraction volumique de fibre.

Les évolutions des trois indicateurs proposés en fonction de la contrainte appliquée sont représentées sur la figure (3-12).

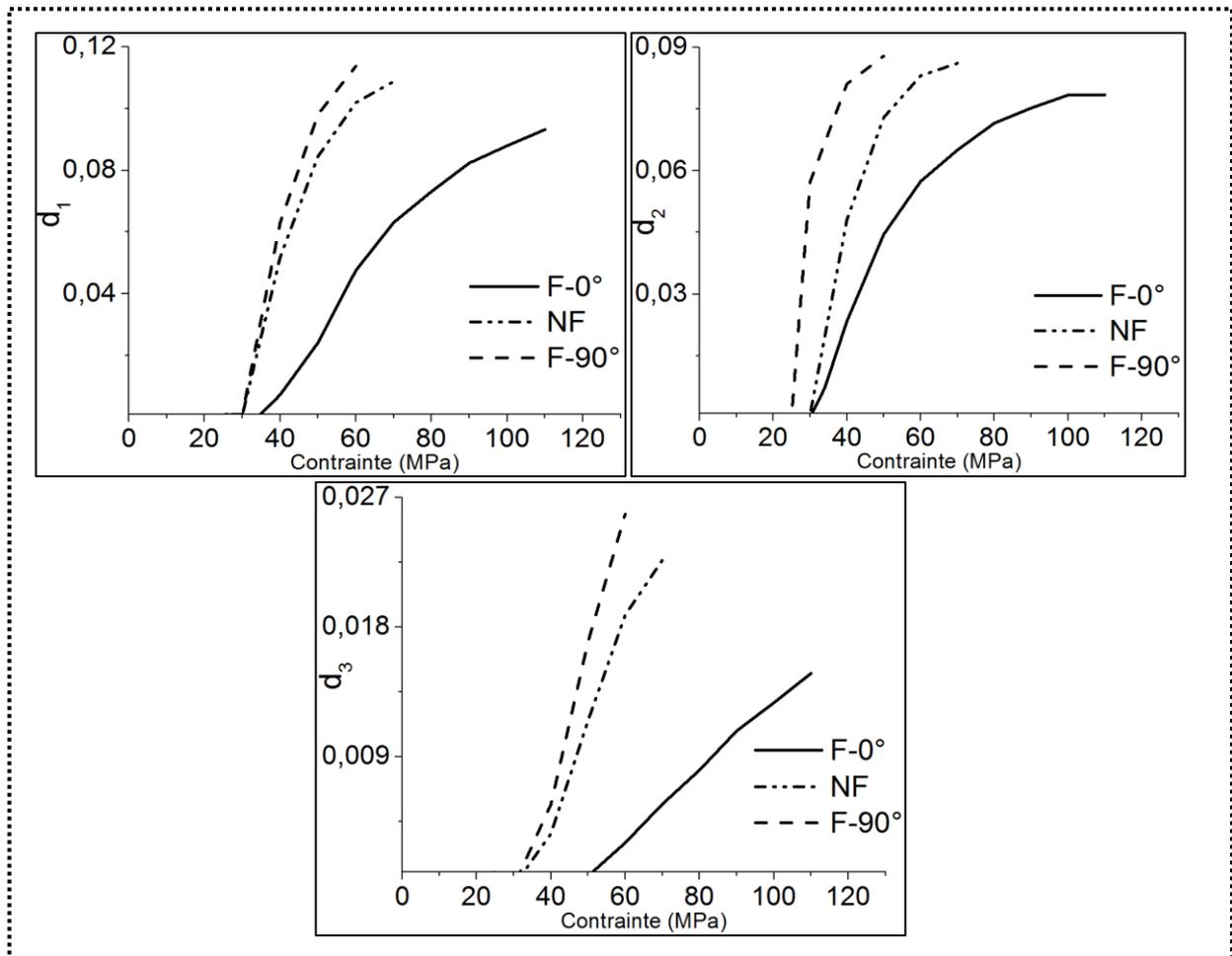


Figure 3- 12 : Evolution des trois indicateurs d_1 , d_2 et d_3 en fonction de la contrainte appliquée.

Sur la figure 3-13, on a tracé l'évolution du module d'Young relatif $\frac{E}{E_0}$, en fonction des indicateurs proposés. Les simulations sont stoppées lorsque la contrainte macroscopique appliquée atteint la valeur de rupture du matériau considéré. On peut ainsi évaluer la valeur critique de l'indicateur proposé pour chaque microstructure. Notre objectif étant de choisir l'indicateur pour lequel la variation de sa valeur critique à la rupture est minimale.

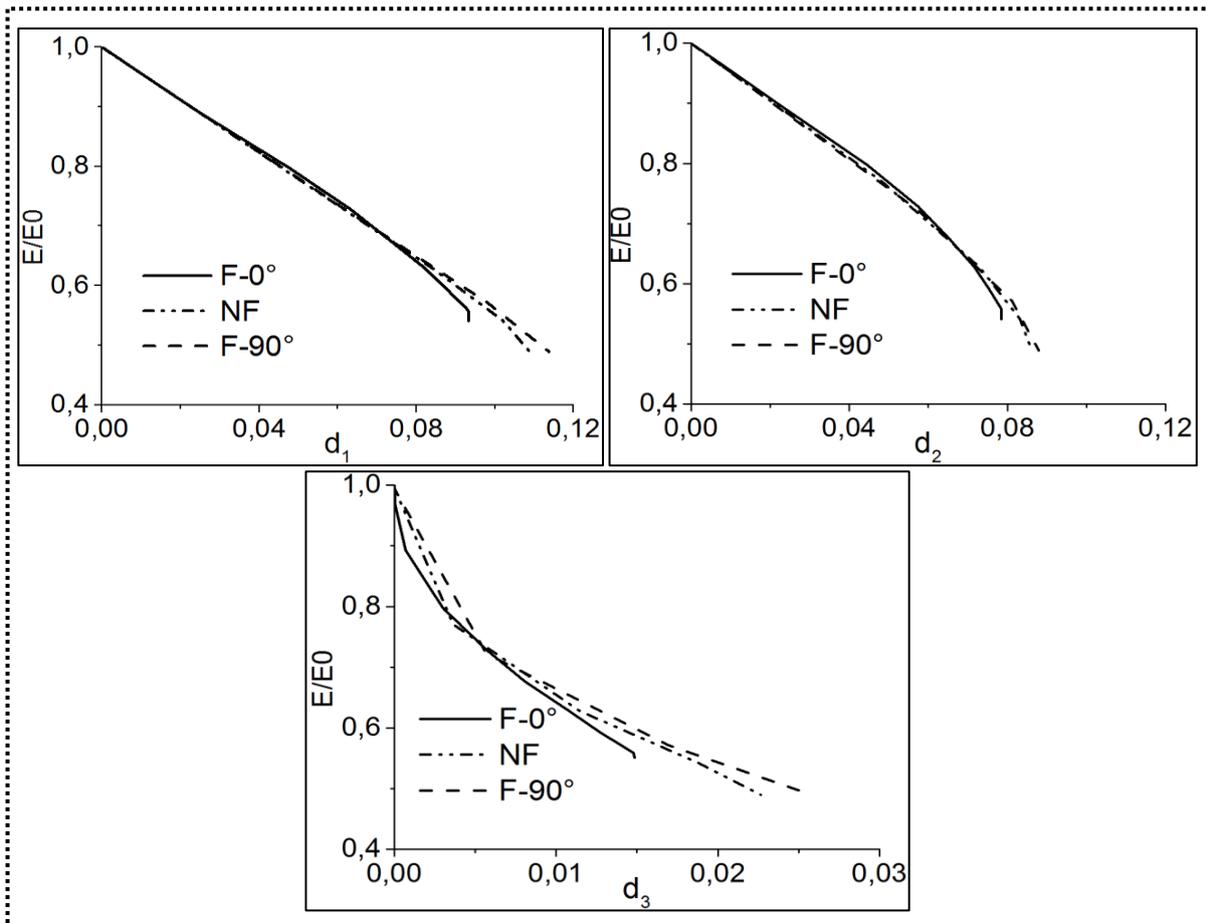


Figure 3- 13: Evolution de la baisse de la raideur pour chaque microstructure en fonction des indicateurs

Il apparait clairement que l'indicateur le plus indépendant de la microstructure est :

$$d = d_2 = d^{\text{Glob}} * f^{\text{act}} \quad (3-12)$$

En effet, le tableau 3-4 montre que la valeur atteinte pour les trois microstructures à la rupture est la moins dispersive pour ce paramètre.

	d_{1_rupt}	d_{2_rupt}	d_{3_rupt}
F-0 °	0,0933	0,0784	0,0148
F-90 °	0,1137	0,0879	0,0258
NF	0,1088	0,0861	0,0226
moyenne	0,1052	0,0841	0,0211
écart type	0,0106	0,0050	0,0056
Variation (%)	10,10%	5,94%	26,76%

Tableau 3- 4: Valeurs atteintes par les indicateurs d'endommagement local proposés pour les trois configurations testées à 23°C

▪ **Etape 3-2 : Identification de l'équation d'état sous chargement monotone**

Le modèle micromécanique permet de définir un taux d'endommagement local comme le rapport de l'indicateur d'endommagement local sur sa valeur critique à la rupture : L'évolution du taux d'endommagement local ainsi défini, $\frac{d}{d_c}$, en fonction du taux de baisse de raideur macroscopique, $\frac{E}{E_0}$, permet de définir une équation d'état indépendante de la microstructure. (Voir figure 3-14)

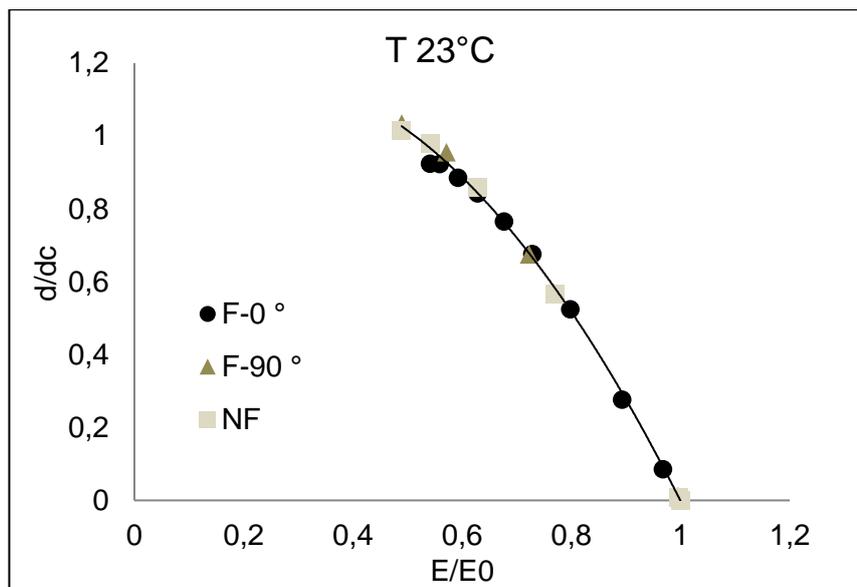


Figure 3- 14: Evolution de taux d'endommagement local d/d_c en fonction de taux d'endommagement macroscopique E/E_0 pour les différentes configurations à 23°C

Comme nous l'avons mentionné plus haut, cette relation est considérée comme une équation d'état reliant l'état d'endommagement microscopique à la dégradation des propriétés macroscopiques. La formulation du taux d'endommagement local $\frac{d}{d_c}$ est choisie de telle façon que cette relation soit indépendante de la microstructure. Par ailleurs, notre démarche suppose qu'elle est également indépendante du type de chargement.

On peut aisément décrire mathématiquement cette équation d'état comme une fonction polynomiale du second degré:

$$\frac{d}{d_c} = \alpha \left[\left(\frac{E}{E_0} \right) \right]^2 + \beta \left[\left(\frac{E}{E_0} \right) \right] + \gamma \quad (3-13)$$

α , β et γ sont des paramètres micromécaniques qui dépendent uniquement de la température. Ces paramètres ont été déterminés pour les trois températures de travail : 23°C, 80°C et -30°C.

❖ Etape 4 : Mise en œuvre du modèle hybride pour la prédiction de la durée de vie en fatigue

▪ Etape 4-1 : Baisse de raideur sous chargement cyclique

Afin de souligner la cinétique de l'endommagement, il est intéressant de tracer l'évolution de la perte de la raideur relative $\frac{E}{E_1}$ où E est la raideur résiduelle à l'issue du N^{ième} cycle appliqué et E₁ est la raideur résiduelle après le premier cycle. Cette représentation (figure 3-15) permet de mettre en évidence une cinétique d'endommagements qui peut être décrite par la fonction puissance suivante :

$$\left(\frac{E}{E_1}\right)_N = AN^B \quad (3-14)$$

On peut remarquer que, dans le cas des matériaux composites SMC étudiés, la variation de la pente autour de la cinétique moyenne ne dépend pas du niveau de contrainte appliquée. Cette observation expérimentale a également été confirmée dans le cas des autres configurations de microstructure telles que F-0° et F-90° et TG60° et à différentes températures. La dispersion observée sur la cinétique d'endommagement et sur la durée de vie en fatigue est essentiellement due à la dispersion de la microstructure dont il a été démontré qu'elle est très variable mais maîtrisable dans le cas des composites SMC.

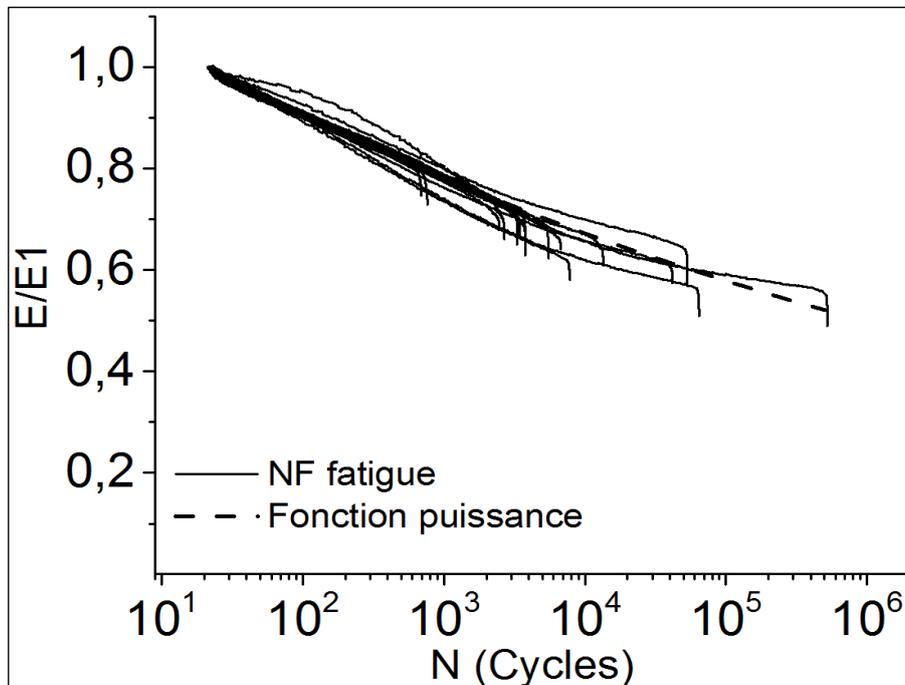


Figure 3- 15: Baisse de la raideur en fatigue pour le matériau non flué à 23°C

▪ **Etape 4-2 Etablissement de l'équation d'état sous chargement cyclique**

Dans la figure 3-15, toutes les courbes sont tracées à partir du cycle N_s qui est considéré comme équivalent au premier cycle mentionné ci-dessus (Voir chapitre 2, paragraphe 2-3-1). En outre, la perte relative de la rigidité durant la fatigue peut être décomposée en deux termes:

$$\left(\frac{E}{E_0}\right) = \left(\frac{E}{E_1}\right) * \left(\frac{E_1}{E_0}\right) \quad (3-15)$$

Le premier terme, $\frac{E}{E_1}$, définit la cinétique de perte de raideur en fatigue décrit par le paramètre B alors que le second $\frac{E_1}{E_0}$ est lié à la baisse de la rigidité progressive au premier cycle et est déterminé comme décrit au paragraphe (chapitre 2, paragraphe 2-3-1)..

Sachant que pour $N=N_s$, $\frac{E}{E_1} = 1$, la perte de rigidité relative durant la fatigue peut s'écrire comme suit:

$$\left(\frac{E}{E_0}\right)_N = \left(1 + a(\sigma - \sigma^S)\right) * \left[\frac{N}{N_s}\right]^B \quad (3-16)$$

Ainsi l'introduction de l'équation (3-16) dans l'équation (3-13) nous permet d'établir l'équation analytique de l'évolution du taux d'endommagement local $\frac{d}{dc}$ en fatigue (eq .3-17) :

$$\frac{d}{dc} = \alpha \left[\left(1 + a_i(\sigma - \sigma_i^S)\right) * \left[\frac{N}{N_s}\right]^{B_i} \right]^2 + \beta \left[\left(1 + a_i(\sigma - \sigma_i^S)\right) * \left[\frac{N}{N_s}\right]^{B_i} \right] + \gamma \quad (3-17)$$

L'indice 'i' ici est relatif à la microstructure choisie. On peut donc remarquer que cette équation décrit l'évolution de l'état d'endommagement local en fonction

- de la contrainte imposée, σ (*connu*)
- des paramètres micromécaniques α, β et γ (*déterminés par la modélisation micromécanique sous chargement monotone*)
- des paramètres de seuil et de cinétique de baisse de raideur en traction σ_i^S et a_i (*déterminés expérimentalement ou par la modélisation micromécanique sous chargement monotone*)
- du paramètre de cinétique de baisse de raideur en fatigue, B_i (*déterminés expérimentalement par un essai de fatigue qui n'a pas besoin d'être mené jusqu'à la rupture*)

▪ **Etape 4-3 : Prévision de la durée de vie**

L'équation d'état sous chargement cyclique défini à l'équation 3-17, donne l'évolution de l'état d'endommagement local $\frac{d}{d_c}$ en fonction du nombre de cycles appliqué N et sous une contrainte maximale considérée, σ . Comme définie auparavant, la rupture macroscopique survient lorsque $\frac{d}{d_c} = 1$ et $N = N_r$ où N_r correspond au nombre de cycles à la rupture. La résolution de l'équation (3-17) conduit à l'expression du nombre de cycles à la rupture en fonction de la contrainte appliquée :

$$N_r = N_s * \left[\frac{G}{(1+a_i(\sigma-\sigma_i^S))} \right]^{\frac{1}{B_i}} \quad (3-18)$$

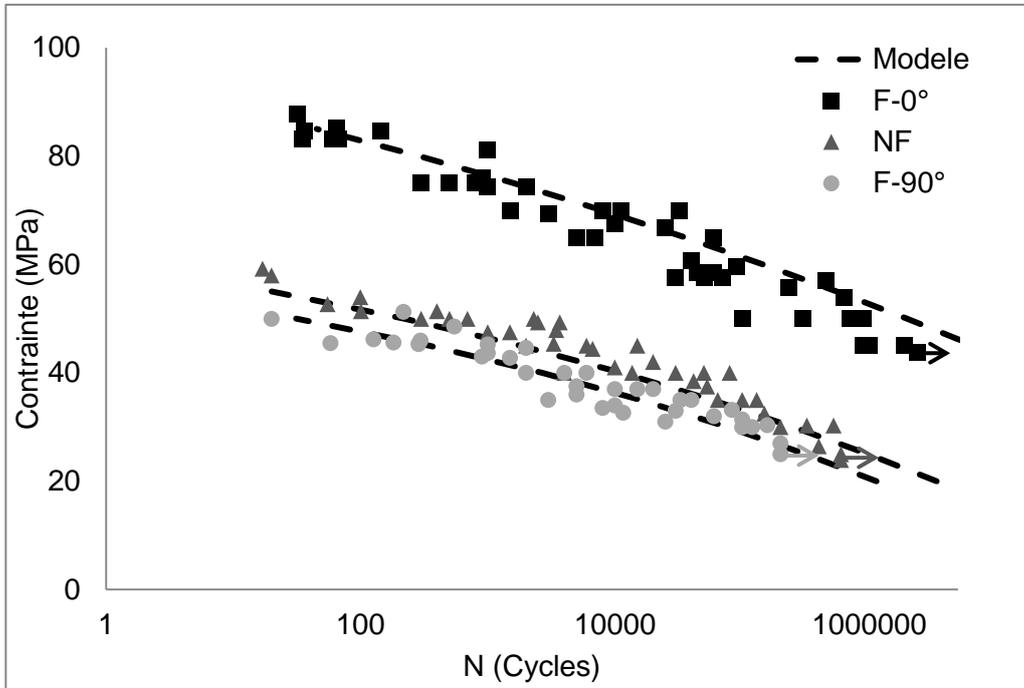
$$\text{Avec} \quad G = \frac{-\beta - \sqrt{\beta^2 - 4\alpha(\gamma-1)}}{2\alpha}$$

Cette expression permet de tracer les courbes S-N pour toutes les configurations de microstructure et à différentes températures. En effet, l'endommagement est indirectement pris en compte à travers les paramètres micromécaniques α , β et γ . L'endommagement initial est conditionné par deux paramètres a_i et σ_i^S et la cinétique d'endommagement en fatigue dépend du paramètre B_i . Les cinq premiers paramètres sont directement dérivés du modèle micromécanique en fonction de la microstructure considérée. Le paramètre B_i peut être obtenu en mesurant la pente de la perte de raideur sous chargement de fatigue. Dans la pratique, on peut réaliser un test de fatigue à une contrainte maximale égale à la moitié de la contrainte maximale à la rupture. La seule donnée purement expérimentale nécessaire reste le paramètre B_i qui correspond à la pente de la baisse de raideur. Il n'est donc pas nécessaire de mener l'essai jusqu'à la rupture finale. Notez que cet essai doit être réalisé plusieurs fois pour les matériaux présentant beaucoup de dispersion tels que les composites SMC.

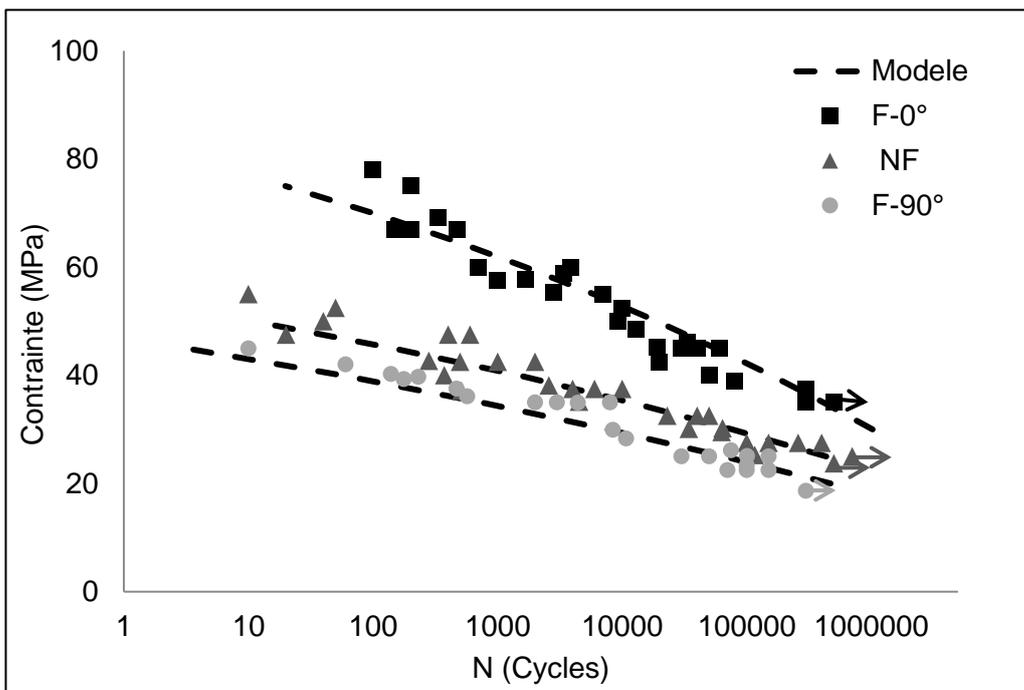
3-4-4 Résultats de l'approche hybride fondée sur l'équation d'état

La procédure proposée a été appliquée pour trois configurations de microstructures différentes: NF, F-0° et F-90° et à différentes températures 23°C, 80°C et -30°C. Une modélisation micromécanique en traction a été réalisée pour chaque configuration. Les paramètres α , β , γ , a_i et σ_i^S ont été identifiés. Le paramètre B_i a été évalué à partir de quelques essais de fatigue.

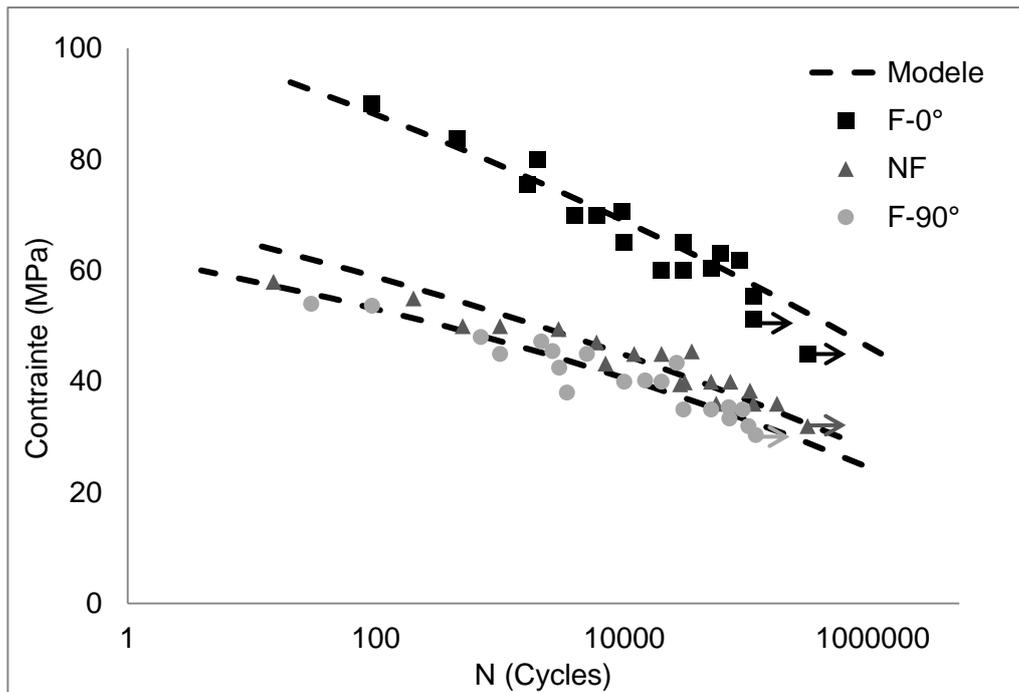
Afin de valider notre méthodologie, une campagne de fatigue a été complétée pour les trois microstructures et les trois températures considérées. Enfin, la comparaison des courbes de Wöhler simulées avec les résultats expérimentaux pour les échantillons NF, F-0 ° et F-90 ° est illustrée dans la figure suivante (figure 3-16).



(a)



(b)



(c)

Figure 3- 16: Prédiction des courbes de Wöhler pour les différentes microstructures : (a) à 23°C, (b) à 80°C et (c) à -30°C

On peut noter une très bonne corrélation expérience-simulation qui démontre la pertinence de la méthodologie proposée.

3-5 Synthèse et limitations des modèles hybrides

Les deux modèles hybrides proposés relèvent d'une idée commune : quelle que soit le type de sollicitation appliquée (monotone ou cyclique), le matériau passe par les mêmes états endommagés successifs pour arriver finalement à la rupture. L'idée centrale de ces deux approches est donc de fonder la prédiction de la durée de vie en fatigue sur les résultats de simulation de l'endommagement sous sollicitation monotone.

Les deux approches utilisent donc un modèle micromécanique permettant de prédire l'endommagement à l'échelle locale des SMC en fonction de la microstructure. Toutefois, les deux modèles se distinguent par leurs méthodologies.

En effet, la première méthode s'appuie sur la mise en évidence d'une relation entre la première baisse de raideur et la durée de vie qui apparaît indépendante de la microstructure. Cette relation doit être établie expérimentalement sur une microstructure de référence (paramètres P et C).

La seconde approche est fondée sur l'établissement d'une équation d'état reliant les taux d'endommagement local et macroscopique. Cette dernière est construite à partir du modèle micromécanique de sorte à ce qu'elle soit, elle aussi, indépendante de la microstructure (paramètres α, β et γ). Enfin, notons ici la nécessité de mener un certain nombre d'essais cycliques afin d'évaluer la cinétique moyenne de baisse de raideur en fatigue (essais qui ne sont pas, dans l'absolu, nécessaires de mener jusqu'à la rupture).

Ainsi, lorsque ces relations indépendantes de la microstructure sont couplées à une modélisation micromécanique, elles permettent de passer d'une microstructure à l'autre. Dans les deux cas, cela passe par la détermination des paramètres a et σ_s qui sont dépendants de la microstructure cible. Il est à noter que ces deux paramètres peuvent aussi être déterminés expérimentalement.

Le tableau 3-5 synthétise les deux approches.

	Relation Monotone-fatigue	Paramètres indépendants de la microstructure	Paramètres dépendants de la microstructure	Paramètre à déterminer expérimentalement
Méthode 1	$\frac{E}{E_0} = f^\circ(N_r)$	P et C	B a et σ_s	P et C
Méthode 2	$\frac{d}{d_c} = f^\circ\left(\frac{E}{E_0}\right)_N$	α, β et γ		B

Tableau 3- 5: Synthèse de deux approches

Il est nécessaire de discuter aussi des limitations actuelles de ces approches. En effet, l'influence de différents paramètres influant sur la fatigue doivent être évalués afin d'améliorer l'efficacité de notre approche. Par exemple, l'effet des contraintes de compression et de cisaillement et plus généralement l'effet des chargements complexes doivent être étudiés. En effet, pour le moment, le modèle ne prend en compte que l'effet de la contrainte maximale appliquée. En première approximation, cette hypothèse peut être considérée comme conservative car le seuil d'endommagement sous chargement en compression est une fois et demi supérieur au seuil d'endommagement en traction. Dans le cas d'une contrainte de cisaillement, la valeur absolue maximale doit être prise en compte. Pour chacun de ces cas, il convient également de vérifier que les scénarios d'endommagements locaux sont similaires à ceux d'un chargement en traction monotone et en fatigue-traction

On ne doit pas aussi négliger les effets de la fréquence et de l'auto-échauffement qui peuvent aussi être présent dans le cas des matériaux SMC comme le démontre Shirinbayan [37]. Si l'on veut appliquer ces méthodologies à des matériaux composites à matrice thermoplastique, ces effets sont rapidement de premier ordre et ne doivent pas être négligés. Par ailleurs, la viscoélasticité et la viscoplasticité ne peuvent plus être négligées pour ces matières et doivent être introduites dans le modèle micromécanique.

CHAPITRE IV:

PROFIL DE CHARGEMENT

VARIABLE

- **Introduction**

La prédiction de la tenue en fatigue des composites soumis aux conditions réelles est un objectif très important pour le dimensionnement des pièces de structure composites automobiles. Beaucoup d'études s'attachent à l'étude de la durée de vie en fatigue à température et/ou à contrainte constantes, ce qui ne traduit pas la réalité des pièces en service. C'est pourquoi, un certain nombre de travaux se sont intéressés à la réponse des composites soumis à différentes séquences ou blocs de chargement sous conditions variables. Ces études demandent beaucoup d'investissement du point de vue coût et durée de réalisation. L'objet de cette partie est donc de proposer une méthodologie pour la prédiction de la durée de vie des SMC lorsqu'ils sont soumis à différents types de profil de chargement variable. Nous utiliserons pour ce faire notre modèle hybride micromécanique-phénoménologique développé au chapitre 3 afin de quantifier l'évolution du taux d'endommagement local durant chaque bloc de chargement. En effet, l'endommagement se cumule d'un bloc à l'autre jusqu'à atteindre une valeur critique qui traduit la rupture de matériau conformément à l'approche hybride. Dans un premier temps, la méthodologie est présentée.

Ensuite, elle est appliquée dans le cas des chargements variables faisant intervenir une succession de blocs haut et bas correspondant respectivement à une forte et basse valeur de la contrainte appliquée. Elle est tout d'abord appliquée dans le cas de deux blocs à amplitude différente alternés jusqu'à l'obtention de la rupture. La méthode est alors validée dans ce même cas par comparaison avec des résultats expérimentaux obtenus sur les différents types de microstructures étudiées (matériau flué et matériau non flué). Une analyse de la fiabilité des résultats est alors proposée en fonction des types de séquences et de la microstructure.

Une analyse de l'effet de l'ordre des séquences est proposée dans le cas de deux blocs à amplitude variable alternés jusqu'à la rupture. Enfin, le modèle est appliqué dans d'autres cas afin de montrer l'influence de l'ordre des séquences dans le cas de deux blocs dont le second est conduit jusqu'à la rupture.

Par la suite, l'approche est développée dans le cadre des températures variables. On s'appuie sur une séquence de variation de la température s'inspirant des cycles de variation de la température lors de la vie d'un véhicule automobile. Des essais à amplitude constante et température variable sont alors réalisés conformément à la séquence prédéfinie. La comparaison expérience-simulation permet de valider l'approche pour plusieurs microstructures et amplitudes appliquées.

Une analyse des écarts expérience-simulation permet de mettre en évidence une moins bonne fiabilité que dans le cas des amplitudes variables dont la source est alors analysée.

Enfin, une fois l'approche validée, nous illustrerons et analyserons les résultats obtenus pour des variations conjointes de température et de contrainte. Nous commencerons chacune des parties par une étude bibliographique résumant l'état de l'art dans chaque domaine de chargement variable.

1- Chargement à amplitude de contrainte variable

La majorité des modèles de fatigue qui ont été proposés pour les composites à fibres discontinues ont été développés pour le cas d'une charge appliquée d'amplitude constante. Toutefois, dans la réalité, les structures sont soumises à des charges d'amplitude variable durant leur durée de vie. Les caractéristiques de fatigue pour un chargement d'amplitude variable diffèrent sensiblement de celles d'une charge d'amplitude constante. Dans le premier cas, la propagation de la fissure ou l'évolution des fissures à un moment donné est influencée de manière significative par l'histoire du chargement précédent, ce qui est connu sous le nom d'effet de séquence de charge. De plus, une charge d'amplitude variable peut contenir des surcharges soudaines qui peuvent accélérer la propagation d'une fissure discrète ou augmenter la densité des microfissures.

Le comportement en fatigue à amplitude variable des matériaux métalliques a été étudié de manière approfondie au cours des dernières décennies [168,169], y compris les mécanismes d'endommagement cumulatifs au cours de la fatigue. Des paramètres de quantification de l'endommagement et des lois de cumul d'endommagement ont été proposés. Par contre, le comportement sous chargement d'amplitude variable des matériaux polymères a bien moins été étudié comparativement aux matériaux métalliques. En raison de l'interaction complexe et de la croissance de différents mécanismes d'endommagement, de l'influence de la fréquence, de la température et de l'humidité sur le comportement en fatigue des composites à base de polymères, il est difficile d'établir des lois de cumul d'endommagements réalistes du fait de la complexité des couplages.

En effet, il existe plusieurs méthodes disponibles dans la littérature pour mesurer l'endommagement par fatigue résultant d'une charge d'amplitude variable. La méthode la plus reconnue est la règle de cumul d'endommagements linéaire du Palmgren-Miner [107], selon laquelle l'endommagement est calculé comme l'accumulation du rapport de cycle avec la valeur

de l'endommagement macroscopique (D), D étant nul à l'état non endommagé. D=1 correspond à un état complètement endommagé. En réalité, la rupture apparait généralement pour une valeur critique inférieure à 1 correspondant à l'échelle locale, à un taux de fissure critique menant à la coalescence et à la formation d'une fissure macroscopique. Cette approche a entraîné des prédictions avec certaines inexactitudes pour des chargements séquentiels. En outre, pour les composites, une séquence de chargement passant d'une faible amplitude à une plus élevée (Séquence qu'on appellera « Bas-Haut ») a été signalée comme étant plus endommageable qu'une séquence de chargement « Haut-Bas » tandis que la situation inverse est généralement observée pour les matériaux métalliques [143]. Des règles de cumul d'endommagement en fatigue pour les polymères composites à fibres continues ont été identifiées par Post et al. [170]. La loi de Miner a été rapportée comme étant non conservative (trop peu sévère) dans la plupart des cas. En fait, des modèles basés sur la résistance résiduelle, comme celui proposé par Broutman et Sahu [171], ont été proposés pour donner des prédictions plus précises.

Zago et al. [172] ont étudié l'endommagement cumulé par fatigue de composites à base de polyamides renforcés de fibres de verre courtes à différentes orientations. Ces échantillons ont été sollicités suivant des séquences de chargements à deux amplitudes : faible intensité (LH) et forte intensité (HL). La première correspond à une séquence débutant par la plus faible amplitude (Low-High), la seconde par la plus grande (High-Low). La méthode de comptage du cycle Rainflow ainsi que le modèle de la contrainte moyenne de Goodman modifiée ont été utilisés pour la prédiction de la durée vie. En se basant sur les résultats expérimentaux obtenus, une règle de Palmgren-Miner généralisée sous la forme suivante a été suggérée comme un modèle d'accumulation d'endommagement par fatigue:

$$\sum \left[\frac{n_i}{N_i} \right]^b = 1 \quad (4-1)$$

Avec n et N sont respectivement le nombre de cycles appliqués et le nombre de cycles jusqu'à la rupture, i correspond au niveau de contrainte appliquée et b est une constante de matériau.

A. Zago et G. Springer [173], C. Sonsino et E. Moosbrugger [174] et J. Hartmann et al [175] ont étudié le comportement à la fatigue sous amplitudes variables pour certains matériaux composites à matrices thermoplastiques et thermodurcissables. Ces modèles sont eux aussi basés sur la notion d'accumulation de l'endommagement afin d'estimer la durée de vie en fatigue. Toutefois, ils nécessitent l'utilisation de beaucoup de paramètres d'ajustement à partir de données expérimentales.

1-1 Fatigue à amplitude variable alternée

Nous avons commencé par l'étude du comportement en fatigue d'un composite SMC subissant des séquences alternées de chargements. On définit deux types de séquences alternées : amplitudes Haute-Basse (HB) et amplitudes Basse-Haute (BH). Un modèle général est proposé pour prédire la durée de vie sous ces chargements d'amplitudes variables. Ce modèle se fonde sur la modélisation de l'évolution du taux d'endommagement local, d/dc , proposée au chapitre 3.

1-1-1 Mode opératoire :

Des essais de fatigue à charge contrôlée ont été effectués à l'aide d'une machine d'essai servo-hydraulique MTS. Une cellule de charge d'une capacité de 10 kN a été utilisée pour mesurer la charge appliquée à l'échantillon. Les chargements périodiques à deux niveaux d'amplitudes haut-bas (HB) et bas-haut (BH) sont illustrés à la Figure 4-1. Les deux blocs de chargement avaient le même rapport ($R=0.1$), chaque bloc de chargement contient le même nombre de cycles, suivi d'un cycle d'amplitude plus élevée. Ces deux séquences sont répétées jusqu'à la rupture.

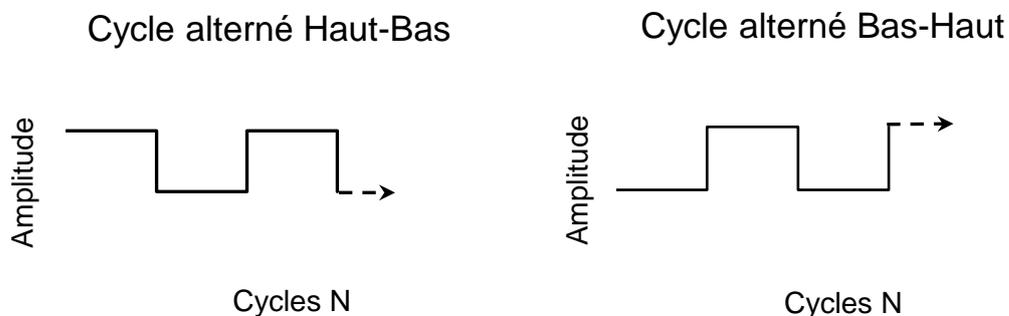


Figure 4- 1: Profils de chargement à amplitude variable alternés utilisés

Une fois le modèle validé par comparaison expérience-simulation, un deuxième type de profil a été simulé pour mettre en évidence les paramètres influençant la durée de vie. Ce profil a été étudié par Fatemi & al [168]. Il s'agit aussi de deux profils (Haut-Bas et Bas-Haut) pour lesquels la deuxième séquence est conduite jusqu'à la rupture (Figure 4-2).

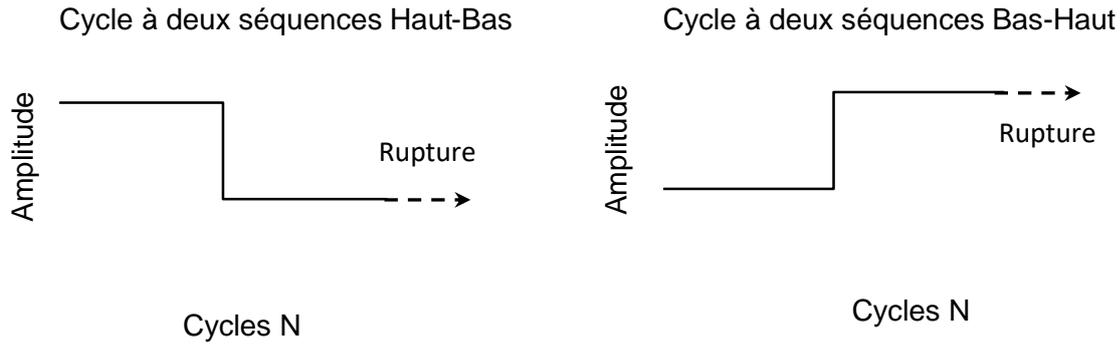


Figure 4- 2: Profils de chargement alterné à deux blocs

1-1-2 Méthode de calcul d'endommagement cumulatif :

Étape 1 : Identification des paramètres de seuil et cinétiques d'endommagement

Notre modèle présenté au chapitre 3 nécessite la détermination de trois paramètres: σ_s , a et B intervenant dans la définition des pertes de raideur sous sollicitation monotone et fatigue:

$$\left(\frac{E}{E_0}\right) = 1 + a(\sigma_{imp} - \sigma_s) \quad \text{et} \quad \left(\frac{E}{E_1}\right)_N = \left[\frac{N}{N_s}\right]^B$$

A noter que, N_s présente le nombre de cycle à partir duquel nous avons une stabilisation d'acquisition de l'information, c'est plutôt un paramètre relatif à la machine.

Les cinétiques moyennes déterminées au chapitre 3 peuvent être utilisées. Toutefois, étant donnée la grande dispersion des microstructures influençant fortement les seuils et cinétiques d'endommagement, il est intéressant de mesurer ces paramètres lors de la mise en œuvre des essais à amplitude variable. Ainsi, chaque séquence de fatigue est précédée par un chargement en quasi statique comme défini dans le chapitre 2. Ceci nous permet d'identifier la valeur de contrainte seuil σ_s et de la cinétique de baisse en raideur, a .

Le chargement en quasi statique est suivi d'un chargement en fatigue jusqu'à un nombre de cycle défini. Ainsi la cinétique de la baisse de raideur en fatigue « B » peut être facilement identifié. Notons que la baisse de raideur relative est toujours déterminée par rapport à la raideur résiduelle atteinte à l'issue de la séquence précédente.

Étape 2 : Etablissement de l'équation d'état et détermination de $\frac{d}{d_c}$

Conformément à notre modèle développé au chapitre 3, l'expression de la baisse de rigidité relative en fonction de l'amplitude durant la fatigue pour chaque séquence de chargement (amplitude variable) peut être identifiée comme suit :

$$\left(\frac{E}{E_0}\right)_i = \left(1 + a(\sigma_i - \sigma^S)\right) * \left[\frac{N}{N_s}\right]^B$$

Ceci nous permet de calculer l'évolution de la densité de fissure relative durant chaque séquence de chargement, i , grâce à l'équation d'état (défini au chapitre 3-4-3)

$$\left(\frac{d}{d_c}\right)_i = \alpha \left[\left(\frac{E}{E_0}\right)_i\right]^2 + \beta \left[\left(\frac{E}{E_0}\right)_i\right] + \gamma$$

α , β et γ étant les paramètres micromécaniques identifiés au chapitre 3.

Étape 3 : Approche proposée pour le calcul du cumul d'endommagement

Ci-après est détaillé l'algorithme permettant de simuler le cumul d'endommagement au cours des séquences 'i', ('n' est le nombre final de séquences).

Pour i de 1 jusqu'à n :

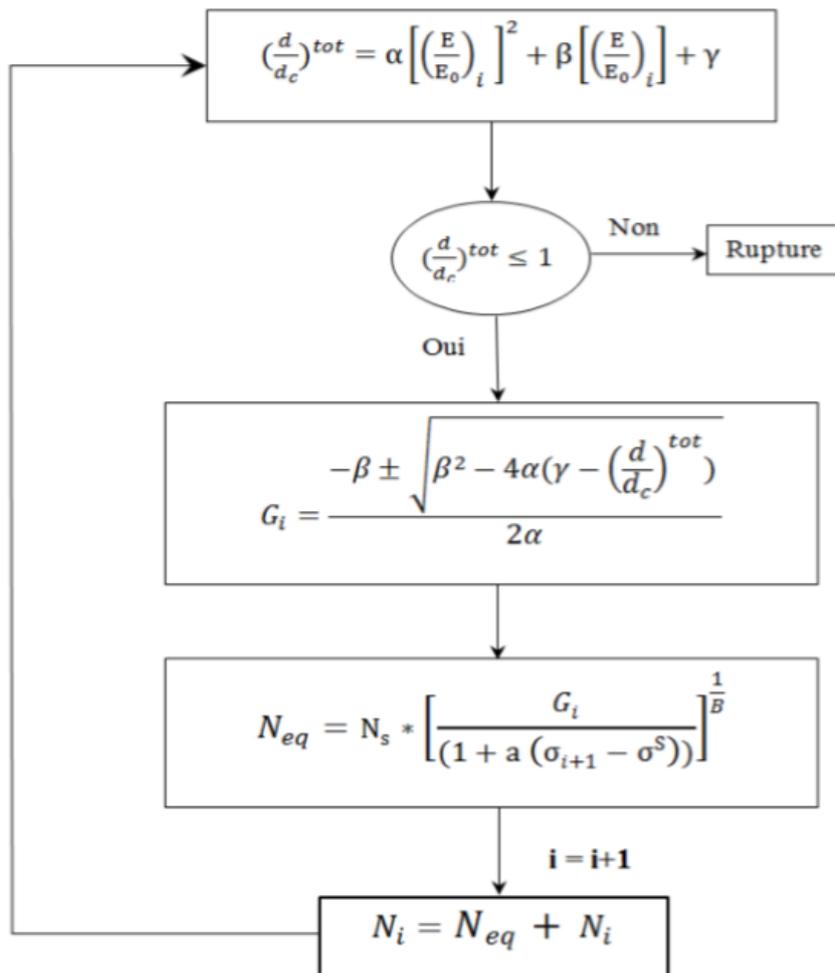


Figure 4- 3: Algorithme de calcul du cumul d'endommagement dans le cas de plusieurs séquences successives

Chaque séquence de chargement fait intervenir deux paramètres (σ_i, N_i) (amplitude et nombre de cycle de la séquence 'i'). On commence par calculer la densité de fissure $\frac{d}{d_c}$ à l'issue de cette séquence i. Pour passer à la séquence i+1, on détermine le nombre de cycle équivalent N_{eq} qui correspond au même état d'endommagement pour la nouvelle valeur de l'amplitude σ_{i+1} (voir figure 4-4). La relation suivante nous permet d'effectuer ce passage:

$$\left(\frac{d}{d_c}\right)_{(\sigma_i, N_i)} = \left(\frac{d}{d_c}\right)_{(\sigma_{i+1}, N_{eq})}$$

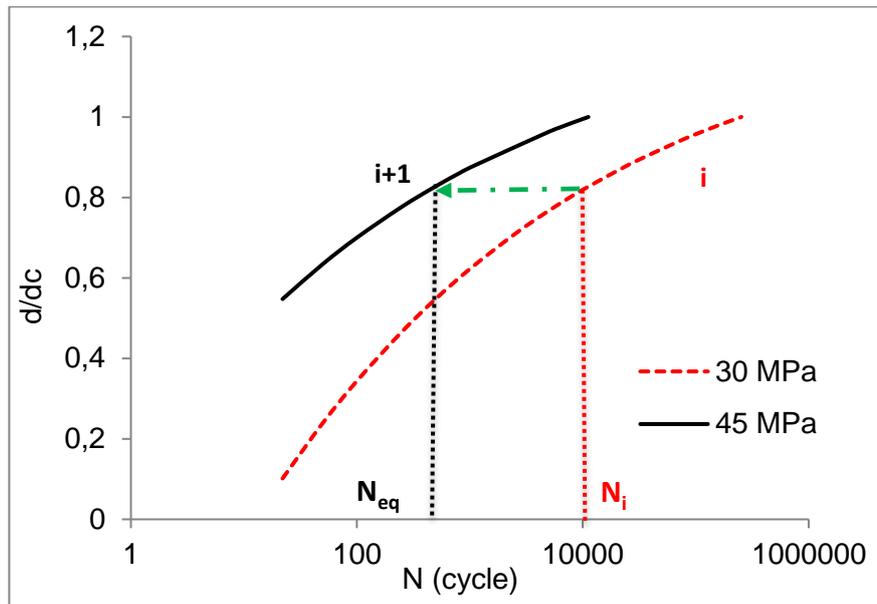


Figure 4- 4: Identification du nombre de cycle équivalent lors du passage d'une séquence de chargement à une autre

L'hypothèse sous-tendue ici est donc que l'état d'endommagement atteint pour le couple (σ_i, N_i) est équivalent à celui qui aurait été atteint pour le couple (σ_{i+1}, N_{eq}). Une fois la valeur de N_{eq} déterminée, l'évolution de $\frac{d}{d_c}$ continue à suivre la courbe $\left(\frac{d}{d_c}\right)_{(\sigma_{i+1}, N_{i+1})}$ durant un nombre de cycle N_{i+1} .

Lorsque $\frac{d}{d_c} = 1$, le matériau casse.

1-1-3 Aspects cinétiques

La procédure proposée a été appliquée pour trois configurations de microstructures différentes: NF, F-0° et F-90°. Les deux paramètres « a » et « B » et le paramètre de seuil σ^S , conditionnant le résultat de prédiction de la durée de vie sont fortement dépendant de la

microstructure. Comme nous l'avons précisé plus haut, il est possible de les mesurer lors de chacune des séquences de fatigue toujours précédée d'un essai de charge-décharge-recharge. Par ailleurs, il est intéressant de déterminer les valeurs extrêmes (cinétique lente et cinétique rapide) sur la base de la totalité des essais réalisés. On peut aussi utiliser la moyenne des seuils et des cinétiques des échantillons extraits des zones 2 et 3 qui ont été sélectionnées pour la réalisation de la campagne d'essais du fait qu'elles présentent la meilleure répétabilité. Ainsi, pour nos prédictions, nous utiliserons trois types d'évaluation de la durée de vie en fatigue à amplitude variable alternée :

- Les seuils et cinétiques réelles mesurés à chaque séquence,
- La moyenne de toutes les cinétiques confondues,
- La moyenne des cinétiques mesurées sur les zones 2 et 3,

En effet, étant donnée la forte dispersion des microstructures de notre matériau d'étude ; du point de vue prédictif, on ne peut s'appuyer que sur des valeurs moyennes. Bien qu'on ait accès aux cinétiques réelles, elles constitueront ici une valeur de référence numérique.

Dans la suite de l'étude, il fallait distinguer quatre types de cinétiques qu'on a pu identifier pour mieux analyser les résultats et apprécier la fiabilité de l'approche.

Ainsi, sur les graphes de la figure 4-5, on distingue :

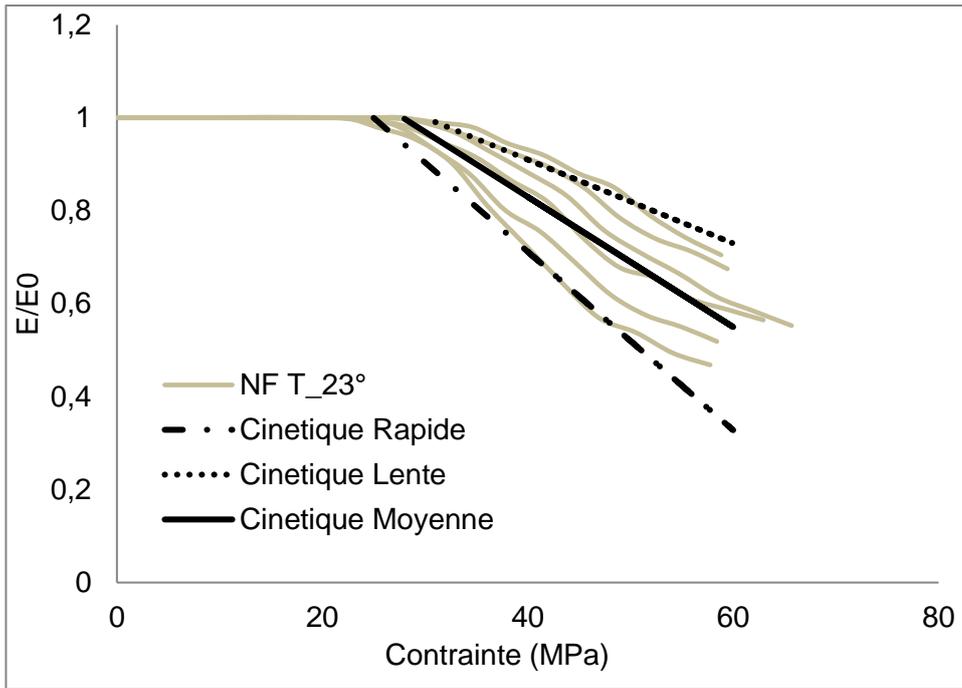
-Une cinétique lente qui correspond à une microstructure produisant un endommagement progressif lent. Elle s'approche de celle de la microstructure la plus résistante (F-0°).

-Une cinétique rapide qui correspond à la microstructure la plus fragile, dont l'endommagement se propage plus rapidement et la rupture se produit plus vite (assimilable à la microstructure F-90°),

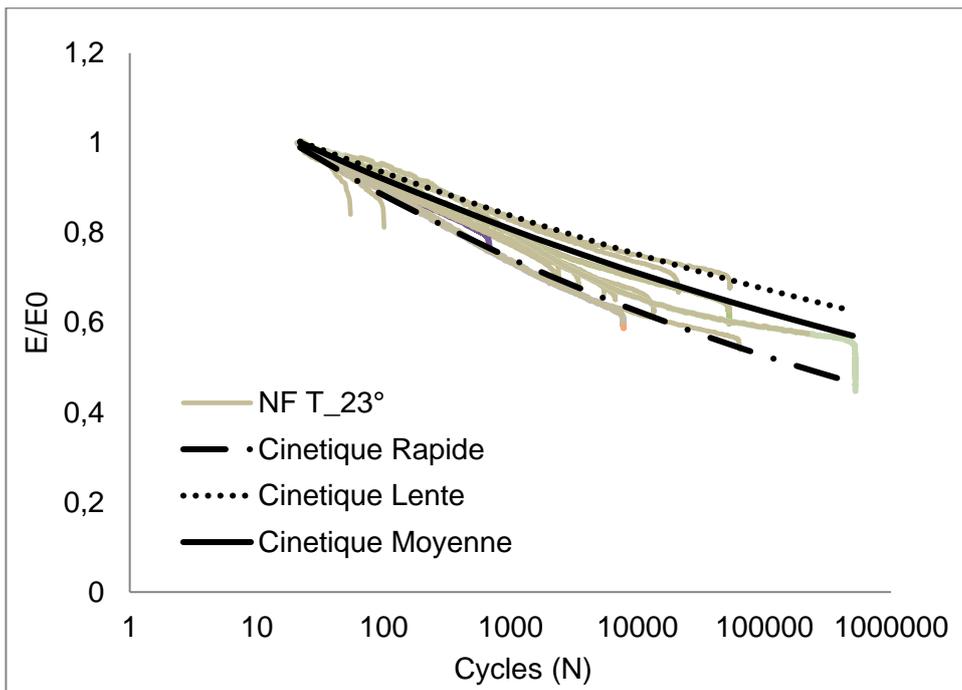
On peut ainsi définir la cinétique moyenne (globale) correspondant à la moyenne des cinétiques extrêmes (lente et rapide),

-Une cinétique correspondant à la moyenne des résultats obtenus sur les échantillons issus des zones 2 et 3 définies dans le chapitre 2.

A ces cinétiques, s'ajoute la cinétique réelle identifiée sur les échantillons utilisés lors des essais à amplitude variable.



(a)



(b)

Figure 4- 5: Identification des cinétiques lente, moyenne et rapide pour un matériau Non Flué à 23°C ; Encadrement des cinétiques de baisse de raideur (a) en charge-décharge, (b) en fatigue.

Ceci donne plus de sens en termes de fiabilité. Les paramètres de la cinétique de baisse de raideur, « a » et « B » et le paramètre de seuil σ^S , relatifs à chaque microstructure à la température ambiante sont illustrés dans le tableau 4-1.

Paramètre	a			B			σ^s (MPa)
	Lente	Moyenne Zones 2&3	Rapide	Lente	Moyenne Zones 2&3	Rapide	
Non Fluée	-0,012	-0,015	-0,017	-0,050	-0,052	-0,060	30±2
Fluée 0°	-0,007	-0,010	-0,012	-0,025	-0,048	-0,058	39±1.5
Fluée 90°	-0,013	-0,020	-0,028	-0,045	-0,058	-0,080	26±1.9

Tableau 4- 1: Paramètres cinétiques du modèle identifiés pour chaque microstructure à 23°C

1-1-4 Validation du modèle prédictif

Une campagne d'essais à amplitudes variables alternées a été menée pour les différentes microstructures. Trois essais ont été réalisés par type de séquence Haut-Bas et Bas-Haut pour chaque type de microstructure afin de mettre en évidence la fiabilité de modèle proposée.

Analyse des résultats :

Sur le tableau [4-2], la cinétique notée « moyenne globale » est celle relative à la moyenne entre la prédiction calculée pour la cinétique lente et la cinétique rapide. Ceci nous permet de discuter sur l'aspect de dispersion dans notre matériau en prenant en considération une plus grande plage de variation en termes de cinétique. Les prédictions utilisant les cinétiques moyennes identifiées sur les zones 2 et 3 permettent de réduire l'écart avec l'expérience étant donné que tous les essais à amplitude variable ont été réalisés sur des échantillons issus de ces zones. Ainsi, ce résultat correspond à une moyenne statistique plus proche de la réalité. Par conséquent, on peut constater que les prédictions calculées avec les cinétiques identifiées sur les zones sélectionnées 2 et 3 donnent de meilleurs résultats que celles en utilisant la cinétique moyenne globale. Ceci justifie encore l'intérêt de l'étude réalisée afin d'identifier ces zones.

L'analyse de l'écart entre les durées de vie prédites par le modèle pour les différentes cinétiques et celles correspondant aux ruptures réelles constatées expérimentalement montre que l'écart maximal est de l'ordre de 22% dans le cas de matériau flué testé dans le sens long. En effet, les prédictions pour ce type de microstructure sont les plus dispersives. Ceci peut être

attribué à notre choix de la valeur de la densité de fissure critique d_c , choisie sur la moyenne des trois microstructures et qui est plus éloignée de la valeur critique pour cette orientation.

Enfin, les prédictions utilisant les cinétiques réelles mesurées lors des essais sont naturellement proches des durées de vie constatées expérimentalement (écart moyen de l'ordre de 12%). En effet, ces cinétiques traduisent plus fidèlement l'effet de la microstructure. Toutefois, ces résultats n'ont pas de valeur prédictive réelle mais constituent une référence qui confirme la fiabilité de notre méthodologie. Cependant, on constate que l'écart moyen obtenu en utilisant les cinétiques moyennes mesurées sur les zones 2 et 3 est moins important (de l'ordre de 8,6%). En effet, les essais ayant été réalisés sur des échantillons prélevés dans ces zones, présentent une moyenne statistique plus fiable.

μstructures	Profil de charge	Ep	Cycle / séquence	Nr	Prédiction pour différentes cinétiques				Analyse de variabilité Prédiction / rupture réelle		
					Lente	Zones 2/3	Rapide	Cinétique réelle mesurée	Moyenne globale	Zones 2 et 3	Réelle
NF	H/B : 45/30/45/30	1	20000	69300	82000	50000	34000	64000	8,01%	-6,89%	-13,72%
		2	20000	49500				39000			
		3	20000	42300				36000			
	B/H : 30/45/30/45	1	20000	44420	65000	41000	30000	30000	11,92%	-3,39%	-11,25%
		2	20000	39200				35000			
		3	20000	43700				48000			
F -0 °	H/B : 60/40/60/40	1	20000	74937	110000	56000	46000	64000	22,75%	-11,87%	-17,12%
		2	20000	62200				45000			
		3	20000	53500				49000			
	B/H : 35/45/35/45	1	20000	72030	96000	50000	41000	68000	15,69%	-15,55%	-6,55%
		2	20000	47600				46000			
		3	20000	58000				52000			
F 90 °	H/B : 35/25/35/25	1	20000	74050	80000	60000	36000	64000	-10,16%	-7,06%	-12,74%
		2	20000	56540				53000			
		3	20000	63077				52000			
	B/H : 25/35/25/35	1	20000	73750	75000	53000	29000	60000	-8,46%	-6,70%	-11,33%
		2	20000	45060				51000			
		3	20000	51600				40100			

Tableau 4- 2: Récapitulatif et analyse des essais réalisés a amplitudes variables T 23°C

Enfin, le tableau 4-3 montre que les écarts globaux pour les chargements Bas/Haut et Haut/Bas sont du même ordre de grandeur.

	Moyenne globale	Expérience	Zones 2 et 3
H/B	13,64%	14,52%	8,61%
B/H	12,02%	9,71%	8,55%

Tableau 4- 3: Variabilité selon le type de chargement B/H ou H/B

1-1-5 Exploitation du modèle

Notre modèle ayant été validé, il est intéressant de l'utiliser afin de mettre en évidence l'influence des conditions de chargement à amplitude variable.

- **Influence de l'ordre des séquences alternées**

Dans un premier temps, on se propose de comparer l'influence de l'ordre des séquences alternées Haut-Bas et Bas-Haut.

Pour ce faire, on définit deux paramètres de chargements comme suit :

- $R = \frac{\sigma_H}{\sigma_B}$ qui représente le rapport entre la contrainte maximale σ_H atteinte lors du chargement Haut et la contrainte minimale σ_B atteinte lors du chargement Bas. Ce paramètre définit donc l'amplitude du chargement.
- $a = \frac{\sigma_H}{\sigma_r}$ qui représente le rapport entre la contrainte maximale σ_H et la contrainte à la rupture σ_r sous sollicitation monotone.

On peut donc définir trois valeurs du paramètre « a » et trois valeurs du paramètre « R » appliquées à chaque type de microstructure. Le tableau suivant résume les résultats de cette étude.

	σ_r (MPa)	σ_H (MPa)	σ_B (MPa)	a	R	Moyenne		Moyenne Zones 2&3	
						H/B	B/H	H/B	B/H
NF	67	45	25	0,67	1,8	64000	50000	53000	43000
		45	30	0,67	1,5	58000	47500	50000	41000
		45	35	0,67	1,3	45000	36000	46000	31000
		37	21	0,55	1,8	108000	104000	96000	92000
		37	25	0,55	1,5	108000	102000	95000	91000
		37	29	0,55	1,3	108000	105000	90000	84000
		30	17	0,45	1,8	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷
		30	20	0,45	1,5	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷
		30	23	0,45	1,3	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷
		F-0°	90	60	33	0,67	1,8	85000	76000
60	40			0,67	1,5	78000	68500	56000	50000
60	46			0,67	1,3	73000	62000	52000	45000
50	28			0,55	1,8	700000	710000	555000	550000
50	33			0,55	1,5	700000	705000	550000	542000
50	39			0,55	1,3	620000	600000	500000	460000
40	22			0,45	1,8	-	-	-	-
40	27			0,45	1,5	-	-	10 ⁷	10 ⁷
40	31			0,45	1,3	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷
F-90°	53			35	19	0,66	1,8	59000	54000
		35	25	0,66	1,4	58000	52000	60000	53000
		35	27	0,66	1,3	50000	48000	54000	46000
		29	16	0,55	1,8	224000	226000	220000	210000
		29	19	0,55	1,5	215000	210000	200000	198000
		29	24	0,55	1,3	180000	176000	174000	162000
		24	13	0,45	1,8	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷
		24	16	0,45	1,5	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷
		24	19	0,45	1,3	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷

Tableau 4- 4: Récapitulatif des simulations réalisées à amplitudes variables et à 23°C

La figure 4-6 montre les prédictions obtenues dans le cas des séquences alternées Bas-Haut en fonction de celles Haut-Bas. On met en évidence une pente proche de 1. Par conséquent, on peut conclure que dans le cas des séquences alternées, l'ordre des séquences n'a pas de réelle influence sur la durée de vie quelle que soit la microstructure considérée.

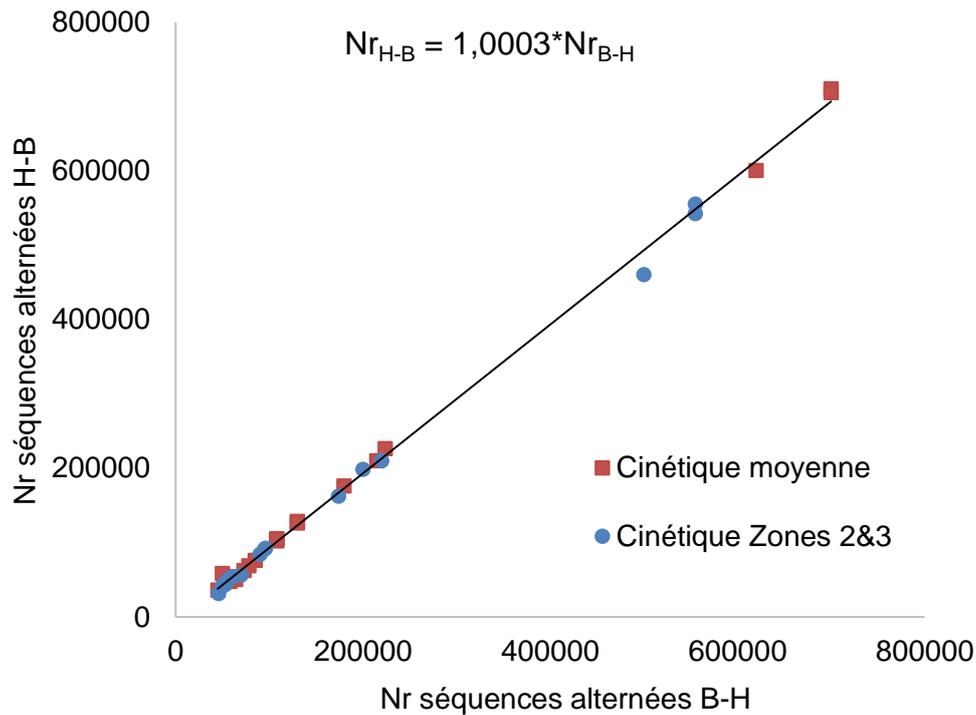


Figure 4- 6: Prédictions des séquences Haut-Bas et Bas-Haut

1-2 Chargement variable à deux séquences

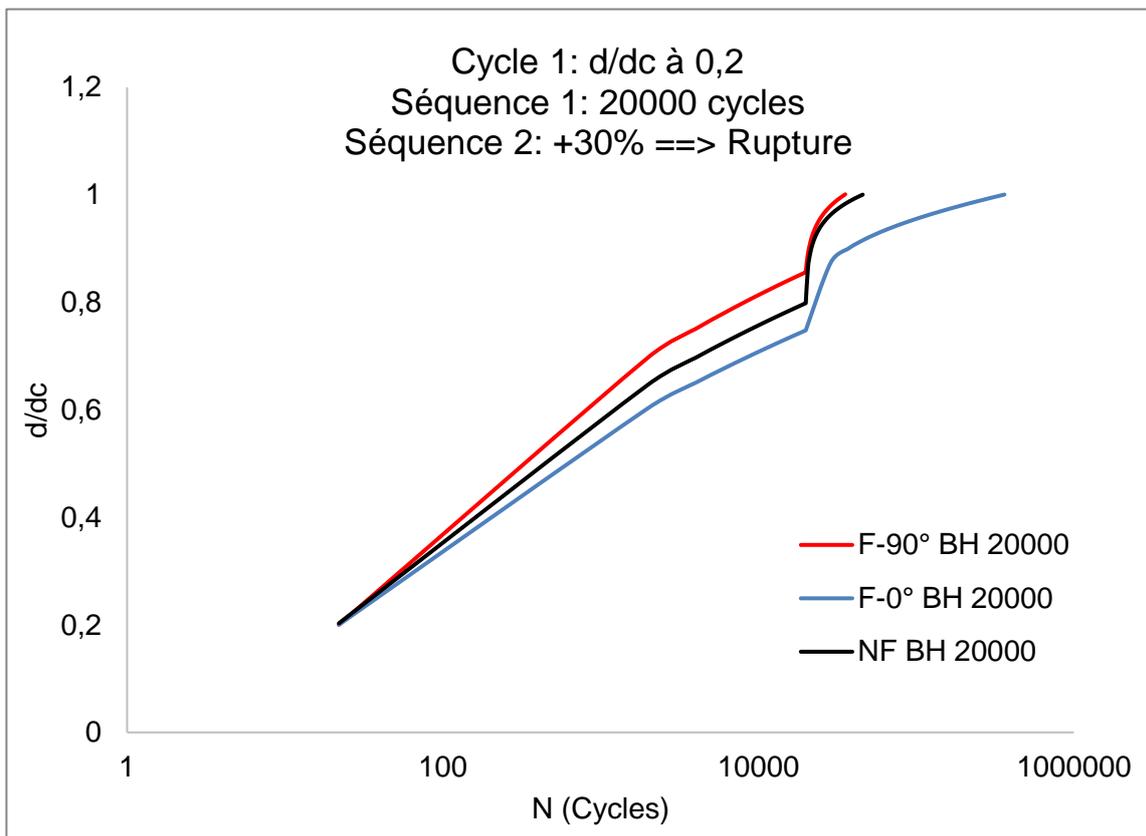
Dans cette partie, on s'intéresse au chargement à amplitude variable à deux séquences telles que définies dans la figure 4-2. Les paramètres de variabilité qu'on se propose d'étudier sont :

- La microstructure,
- Le taux d'endommagement lors du premier cycle,
- Le nombre de cycles lors de la première séquence,
- L'ordre des séquences (H-B ou B-H).

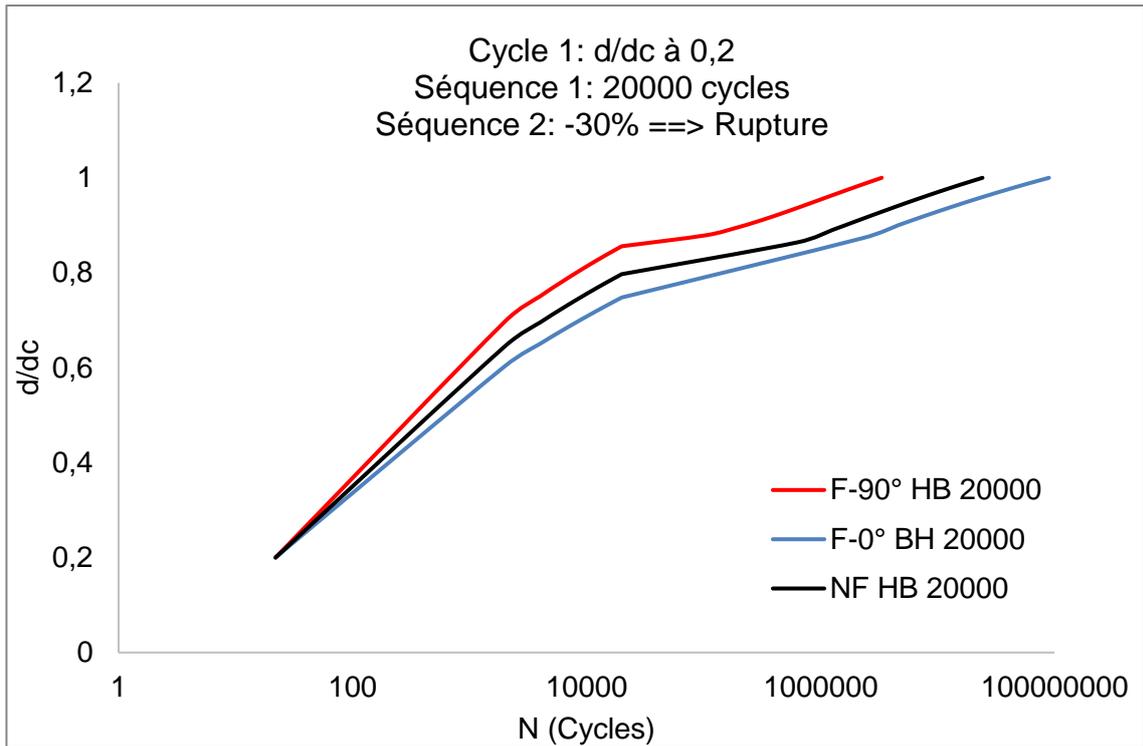
La figure 4-7 correspond aux résultats obtenus pour des chargements tels que lors du premier cycle un taux d'endommagement d/d_c de 20% soit atteint. L'amplitude est donc choisie en conséquence pour les trois microstructures. Ensuite 20000 cycles sont appliqués lors de la

première séquence de chargement. Enfin, une deuxième séquence de chargement est appliquée jusqu'à la rupture avec une amplitude 30% plus haute dans le cas du chargement Bas-Haut (figure 4-7, (a)) et 30% plus bas dans le cas du chargement Haut-Bas (figure 4-7, (b)). Ce résultat montre clairement l'influence de la microstructure. En effet, les cinétiques d'endommagement obtenues pour la microstructure F-90° sont les plus importantes et conduisent à une rupture prématurée alors que celles obtenues pour les microstructures F-0° sont plus lente et conduisent à des ruptures tardives.

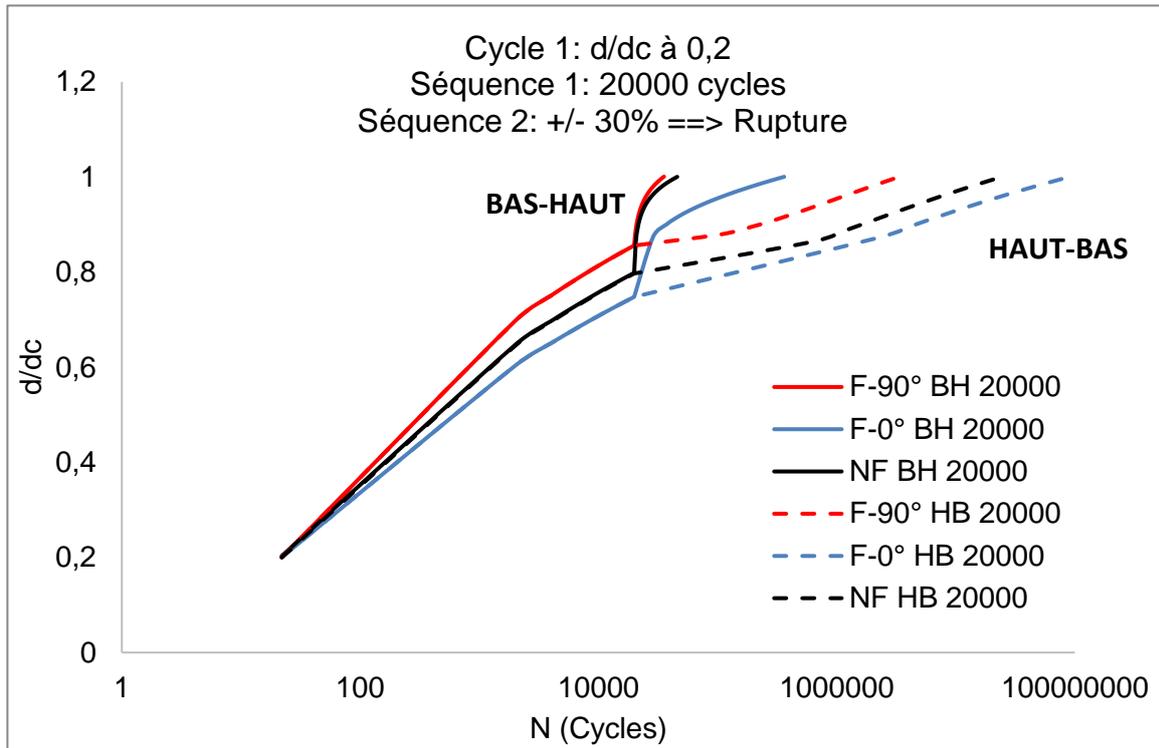
De plus, on constate que les durées de vie obtenues dans le cas des cycles Haut-Bas sont plus importantes que celle obtenues dans le cas des chargements Bas-Haut (figure 4-7, (c)). En effet, dans le second cas, après une première séquence, on constate une accélération de l'endommagement alors que dans le premier, la cinétique d'endommagement est plus faible due à une contrainte appliquée réduite lors de la seconde séquence.



(a)



(b)



(c)

Figure 4- 7: Influence de la microstructure et de l'ordre des séquences dans le cas d'un chargement variable à deux séquences

Par la suite, toujours pour une amplitude produisant au premier cycle 20% d'endommagement, nous avons fait varier le nombre de cycles de la première séquence. Ainsi, les taux d'endommagement atteints à l'issue de cette dernière sont variables. Les courbes de la figure 4-8 montrent que le taux d'endommagement atteint à l'issue de la première séquence influence fortement la durée de vie dans le cas des chargements Bas-Haut alors qu'elle n'a aucune influence sur les durées de vie des chargements Haut-Bas. On peut montrer que ceci est vrai quelle que soit la microstructure.

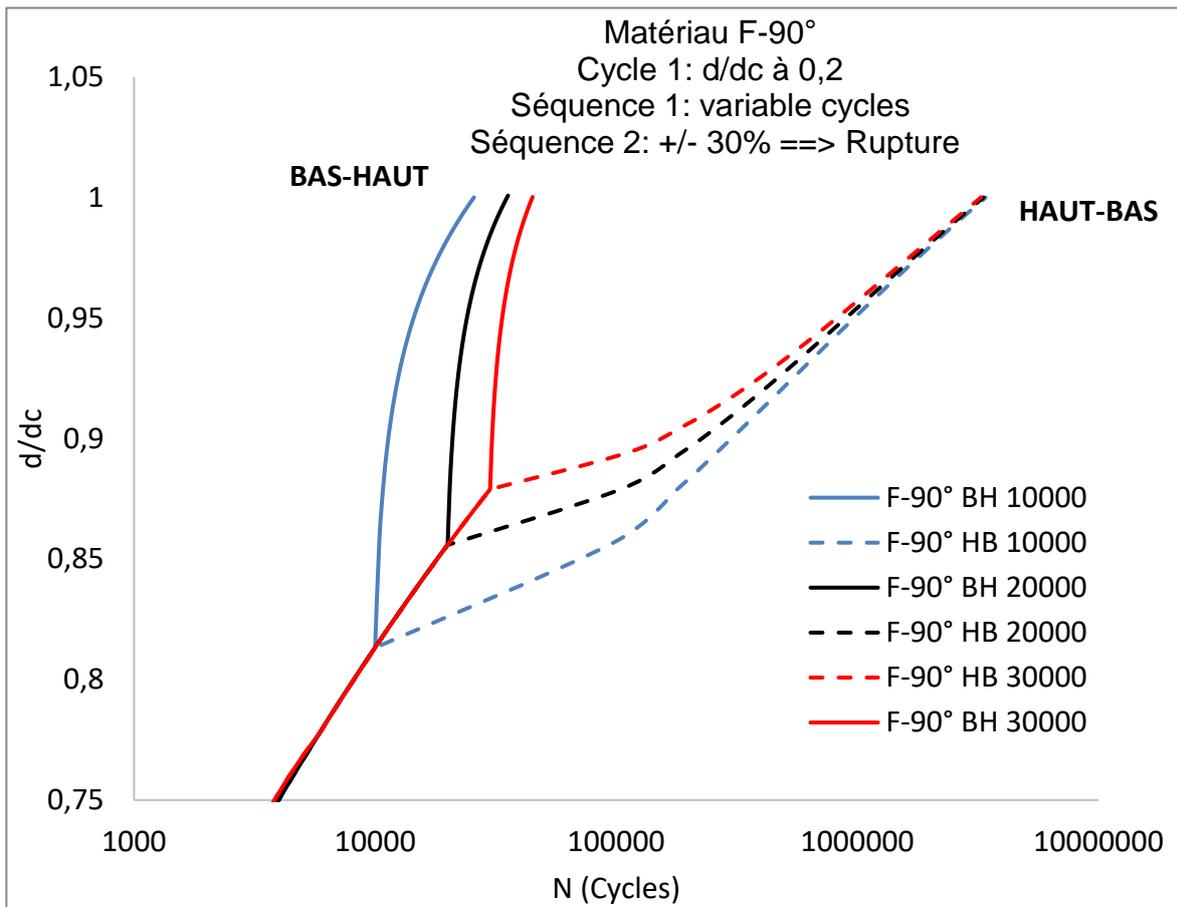


Figure 4- 8: Influence de l'endommagement lors de la première séquence et de l'ordre des séquences dans le cas d'un chargement variable à deux séquences pour un matériau F-90°

Enfin, nous avons étudié l'influence du taux d'endommagement atteint lors du premier cycle. La figure 4-9 montre qu'il influence la durée de vie des deux types de chargement variable à deux séquences (Haut-Bas et Bas-Haut). Ceci est en adéquation avec la constatation expérimentale reliant l'endommagement sous chargement monotone et la durée de vie en fatigue montrée dans le chapitre 3.

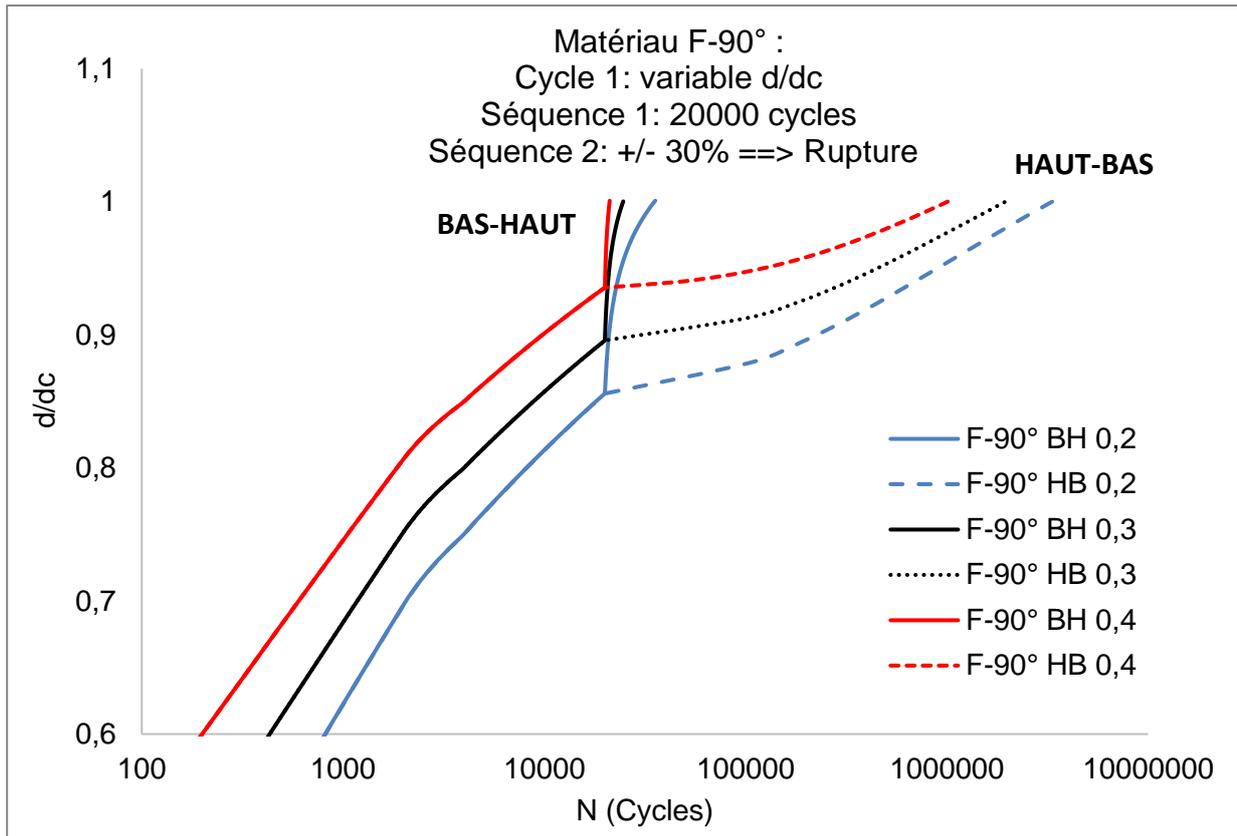


Figure 4- 9: Influence de l'endommagement lors de premier cycle et de l'ordre des séquences dans le cas d'un chargement variable à deux séquences pour un matériau F-90°

2- Chargement à température variable

2-1 Configuration de test

Plusieurs procédures d'essais mécaniques ont été effectuées sous trois températures sélectionnées: -30 °C, 21 °C et 80 °C afin d'extraire les paramètres nécessaires pour alimenter le modèle prédictif:

- Essais de traction jusqu'à rupture
- Essais de charge-décharge en augmentant progressivement la charge maximale à chaque étape de rechargement et ceci jusqu'à la rupture
- Essais de fatigue traction-traction à plusieurs contraintes maximales appliquées à température variable. Le rapport de contrainte et la fréquence choisis étaient $R = 0.1$ et $f = 10\text{Hz}$

Pour les essais de fatigue thermomécanique, le cycle de température présenté sur la figure 4-10 a été utilisé.

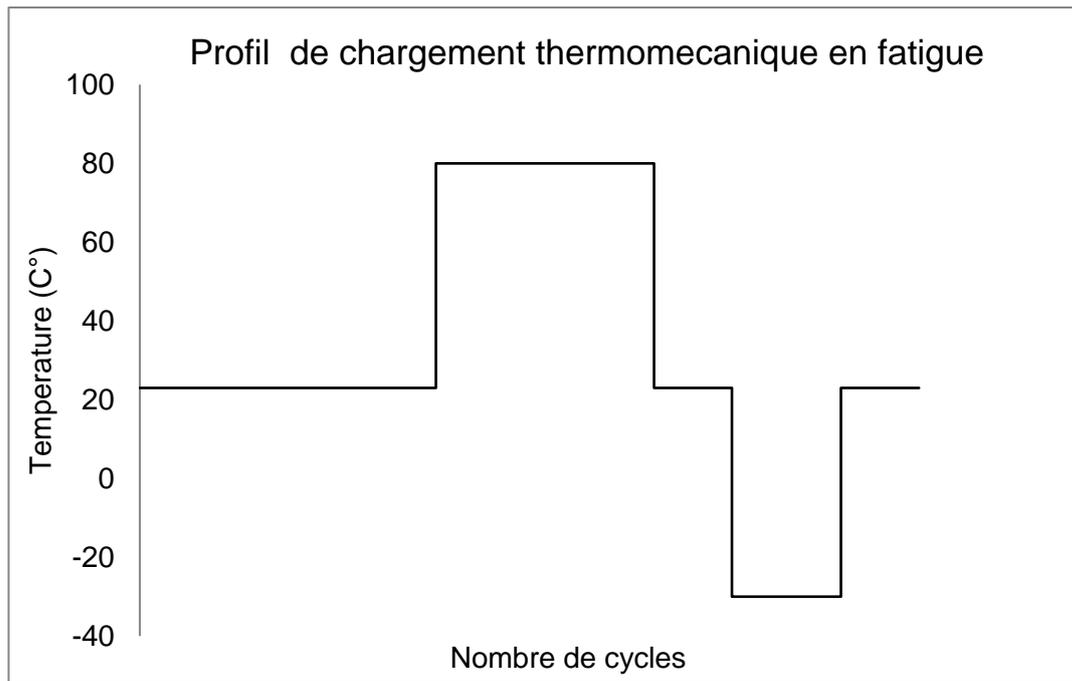


Figure 4- 10: Exemple d'un profil de chargement thermomécanique en fatigue pour une pièce automobile.

Le cycle de charge est de forme rectangulaire. Il comporte un palier à la température ambiante, une montée à 80°C, un retour à la température ambiante suivi d'une descente à -30°C. On termine l'essai à la température ambiante jusqu'à la rupture. Le but est d'atteindre les 50000 cycles avec ce profil de chargement (Tableau 4-5). Le nombre de cycles de chaque palier n'est pas indiqué dans ce manuscrit pour des clauses de confidentialité. En fait, ce profil présente les conditions environnementales extrêmes que peut subir le composant automobile d'étude (le hayon). Lors du passage d'une température à une autre, un temps de conditionnement est nécessaire afin de s'assurer que l'échantillon atteint la température exacte. Une fois cette condition vérifiée grâce un thermocouple collé au niveau de l'échantillon, l'essai de fatigue est lancé selon la procédure décrite précédemment. Ceci nous permet d'identifier la cinétique de la baisse de raideur en chargement monotone et en fatigue pour chaque bloc de température.

Séquence	Température C°	Nombre de cycles
1	23	N1
2	80	N2
3	23	N3
4	-30	N4
5	23	Jusqu'à la rupture

Tableau 4- 5: Nombre de cycles du profil de chargement thermomécanique

2-2 Résultats et prédiction

La figure 4-11 montre la baisse relative de la raideur pour un matériau non flué soumis à un chargement de fatigue avec une température variable et une contrainte maximale imposée constante. Le profil de température imposé était celui de la figure 4-10. Les paramètres de l'essai sont identifiés à l'issue de chaque bloc de chargement selon la procédure décrite auparavant. Il est à noter qu'à 23°C, la cinétique de la baisse de raideur en fatigue reste la même lorsqu'on fait subir le matériau à un historique de chargement thermomécanique avant. Ceci est mis en évidence aussi pour le chargement à -30°C durant le cycle thermomécanique. En fait, pour ces deux températures, la cinétique reste la même pour un matériau vierge que pour un matériau déjà endommagé (figure 4-11). Par contre, lors d'un chargement à 80°C, on remarque que la cinétique de la baisse de la raideur diminue et le matériau déjà endommagé à une cinétique relativement plus faible par rapport à celle d'un matériau vierge.

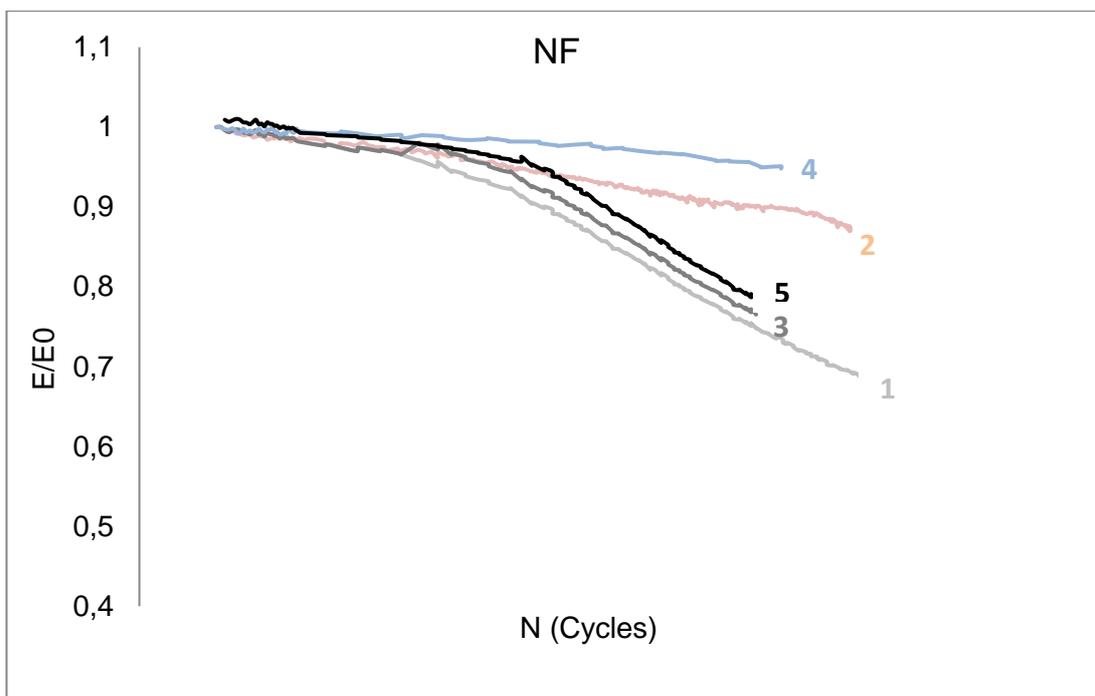


Figure 4- 11: Baisse de la raideur d'un matériau non flué sous un chargement thermomécanique (tableau 4-5)

L'état d'endommagement cumulatif a été calculé par le nouveau modèle pour une contrainte maximale appliquée constante choisie selon la microstructure envisagée. L'accumulation d'endommagements est calculée et cumulée étape par étape par le biais du calcul de l'évolution du taux d'endommagement local à partir de l'équation d'état relative à chaque température définie précédemment (équation 3-13). α_i , β_i et γ_i présente les paramètres micromécaniques dépendants de la température identifiés par méthode inverse (tableau 4-6).

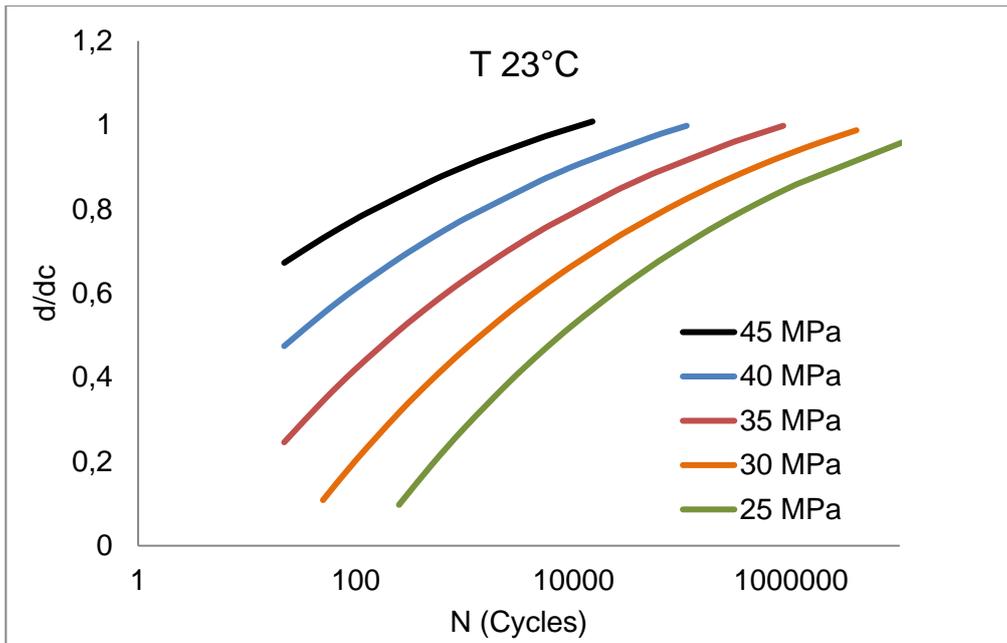
Paramètres Modèle

T°C	Microstructures	a			B			Paramètres Micromécaniques			σ^S (MPa)
		Lente	Moyenne	Rapide	Lente	Moyenne	Rapide	α	β	γ	
23°C	Non Fluée	-0,012	-0,015	-0,017	-0,050	-0,052	-0,060	-1,8088	0,6501	1,1575	30±2
	Fluée 0°	-0,007	-0,010	-0,012	-0,025	-0,048	-0,058				39±2,5
	Fluée 90°	-0,013	-0,020	-0,028	-0,045	-0,058	-0,080				27±2
80°C	Non Fluée	-0,016	-0,017	-0,018	-0,055	-0,058	-0,070	-4,3847	4,3418	0,0379	22±2
	Fluée 0°	-0,008	-0,012	-0,014	-0,026	-0,050	-0,059				25±2
	Fluée 90°	-0,014	-0,022	-0,030	-0,051	-0,061	-0,072				19±3
-30°C	Non Fluée	-0,010	-0,014	-0,015	-0,017	-0,028	-0,033	-2,1098	1,095	1,0099	32±2
	Fluée 0°	-0,006	-0,008	-0,010	-0,010	-0,015	-0,024				41±2
	Fluée 90°	-0,012	-0,015	-0,019	-0,009	-0,010	-0,035				28±2

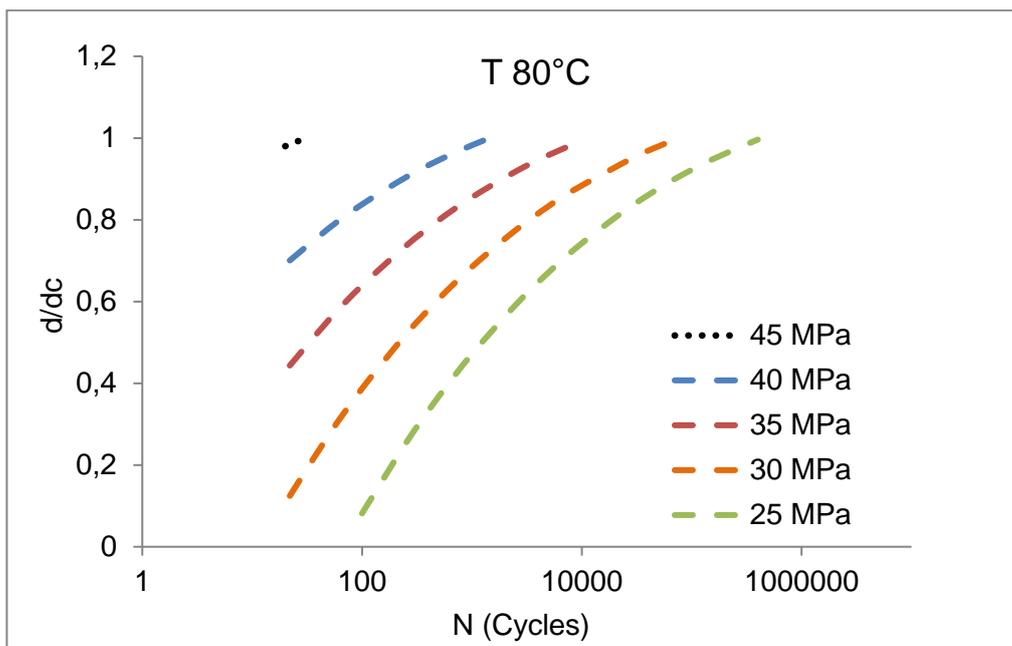
Tableau 4- 6: Paramètres identifiés pour les différentes microstructures à différentes températures

L'équation d'état définie pour chaque température ('i') permet de tracer l'évolution du taux d'endommagement local $\frac{d}{dc}$ sous chargement en fatigue pour plusieurs niveaux de contraintes appliquées par rapport au nombre de cycles (voir Figure 4-12).

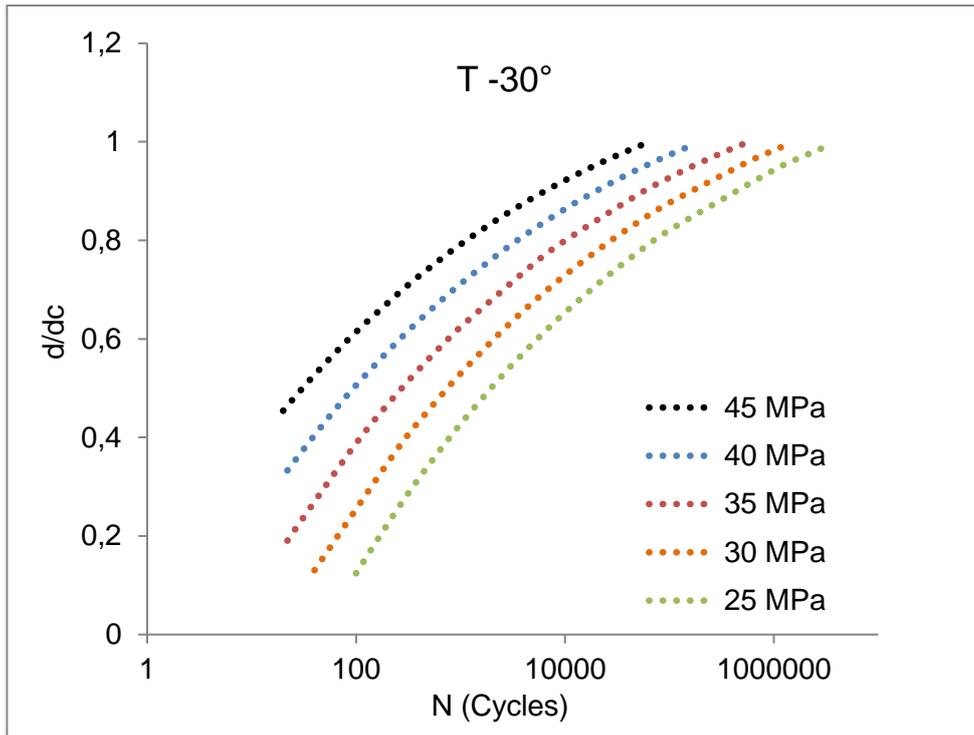
Cette méthodologie hybride permet de convertir l'évolution de la baisse de raideur macroscopique phénoménologique en évolution d'un indicateur d'endommagement local sous fatigue.



(a)



(b)



(c)

Figure 4- 12: Evolution de d/d_c pour différents niveaux de chargement pour un SMC Non Flué, cinétique moyenne : (a) à 23°C, (b) à 80°C et (c) à -30°C

La méthodologie employée pour l'accumulation de l'endommagement suit le même principe que celle utilisée dans le cas d'un profil de chargement à amplitudes variables (Voir paragraphe 1-1-2). Elle ne diffère que par le fait que, d'une séquence à l'autre, c'est la température qui varie, la contrainte appliquée restant la même. On passe donc de la courbe d'évolution de $(\frac{d}{d_c})_{(T_i)}$ à celle définie à une autre température $(\frac{d}{d_c})_{(T_{i+1})}$.

On écrit ici l'équivalence suivante :

$$\left(\frac{d}{d_c}\right)_{(T_i, N_i)} = \left(\frac{d}{d_c}\right)_{(T_{i+1}, N_{eq})}$$

Et on détermine de même façon le nombre de cycle équivalent N_{eq} .

La méthodologie employée est illustrée par le schéma suivant :

Pour $i = 1$ jusqu'à n :

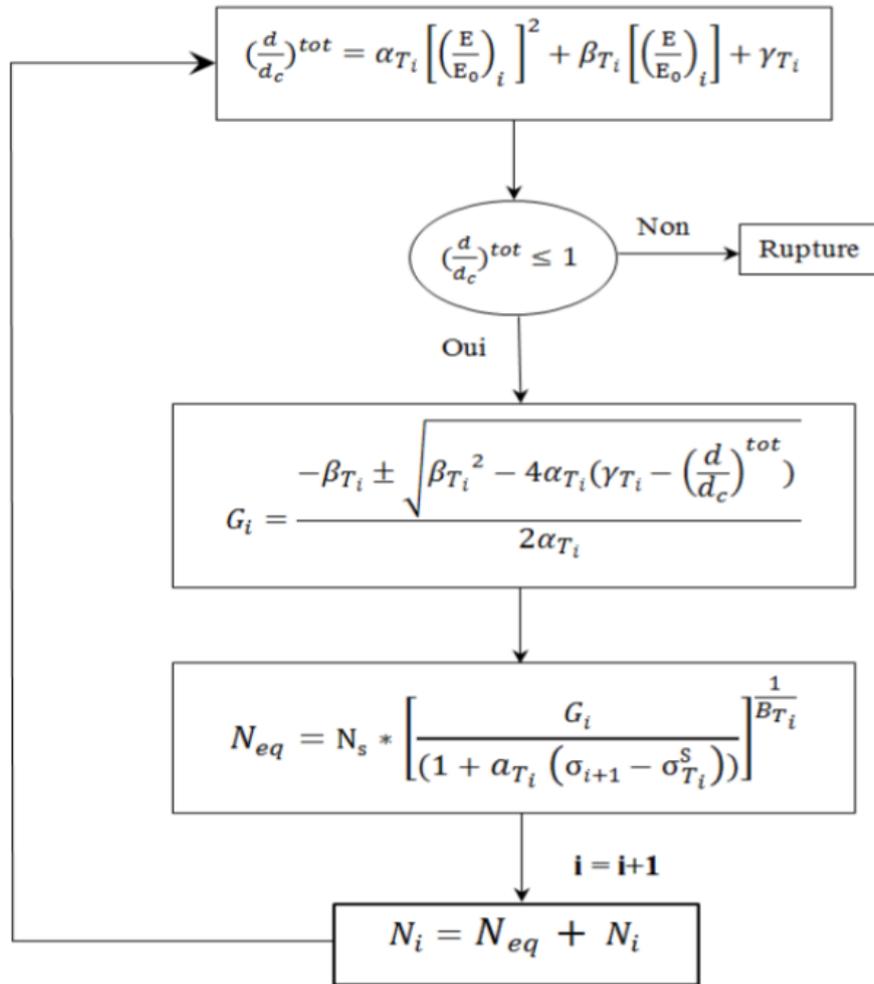


Figure 4- 13: Algorithme de calcul de cumul d'endommagements dans le cas d'un profil thermomécanique.

L'évolution progressive de $\frac{d}{d_c}$ est représentée sur la figure 4-14 pour le profil défini de la figure 4-10. Des discontinuités sont observées aux changements de température. En effet, pour chaque palier de température, la cinétique d'endommagement local est également déterminée par les paramètres phénoménologiques a_i , σ_i^S et B_i et les paramètres micromécaniques α_i , β_i et γ_i qui dépendent de la température. Ces résultats indiquent que l'endommagement s'accroît rapidement lors de premiers cycles. Chaque passage d'une séquence à une autre produit une accélération de l'endommagement. Toutefois, on peut noter que la séquence à -30°C n'a quasiment aucun effet. La rupture est atteinte quand $\frac{d}{d_c} = 1$.

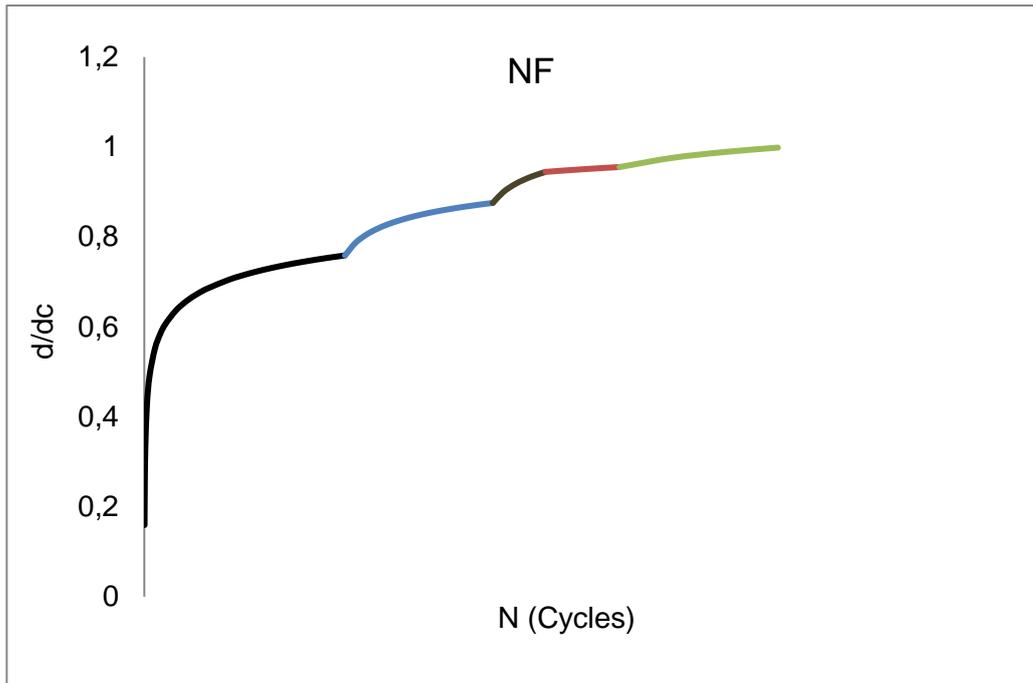


Figure 4- 14: Evolution cumulative de d/d_c pour un matériau non flué à 30 MPa pour un chargement thermomécanique (tableau 4-3)

Une campagne d'essais utilisant le cycle thermomécanique décrit précédemment a été menée pour les différentes microstructures afin de mettre en évidence la pertinence et la validité de notre approche pour les températures et microstructures variables. Les résultats obtenus sont synthétisés dans le tableau 4-7.

μstructure	Essais	Contrainte (MPa)	N (Cycles)	Modèle de prédiction			
				Cinétique Rapide	Moyenne 2 & 3	Cinétique Lente	Cinétique Réelle
NF	1	30	36860				51000
	2	30	52015	24600	55000	90000	65000
	3	30	47055				36000
F-0°	1	45	51976				42000
	2	45	38544	28800	60000	100000	49000
	3	45	49447				66000
F-90°	1	25	48234				43000
	2	25	33902	23200	52000	75000	35000
	3	25	56207				47000

Tableau 4- 7: récapitulatif des essais réalisés avec le profit thermomécanique.

2-3 Analyse des résultats

On note que l'utilisation des cinétiques mesurées expérimentalement selon la procédure proposée précédemment donne des résultats évidemment plus proches de la réalité. En effet, l'écart expérience-simulation dans ce cas est de l'ordre de 10 à 12% quelle que soit la microstructure. Cet écart ne monte qu'à 38% dans le cas du matériau flué sens long quand on utilise les valeurs de la cinétique moyenne globale ce qui est relativement acceptable vu la dispersion de ce type de matériau et le choix du critère de rupture d_c . Cette prédiction est encore améliorée si on utilise les cinétiques identifiées sur les zones sélectionnées 2 et 3, ce qui vérifie encore l'intérêt de l'approche sélective présentée au chapitre 2 (paragraphe 1 et 2).

Microstructure	Zones 2 et 3	Expérience	Moyenne globale
NF	21,39%	11,82%	26,46%
F-0°	28,60%	12,17%	38,03%
F-90°	12,76%	9,64%	14,06%

Tableau 4- 8: Analyse de la variabilité de la prédiction par rapport à la rupture réelle

On peut donc considérer que notre approche est validée pour les chargements à température variable.

Toutefois, on peut tout de même remarquer que le modèle prédictif sous chargement thermomécanique présente une tendance à surestimer légèrement les durées de vie, ce qui n'était pas le cas sous chargement à température constante et amplitude variables qui présentaient des écarts tantôt positifs tantôt négatifs. Ceci peut être attribué à l'influence de la variation de la température et l'emploi d'une équation d'état pour chaque bloc de chargement. Même si on a pu montrer que la cinétique reste la même pour un matériau vierge et un matériau déjà endommagé pour un même chargement thermique (à 23°C et -30°C), le modèle est incapable de prendre en considération l'évolution des fissures et les phénomènes microstructuraux tels que le phénomène de relaxation pendant la phase transitoire de reconditionnement qui précède chaque bloc. Notamment, on peut noter un écart non négligeable entre la cinétique de baisse de raideur à 80°C d'un matériau vierge par rapport à celle mesurée après une première séquence à 23°C.

Il serait intéressant d'étudier l'influence d'un premier « cyclage » à une température donnée sur la cinétique de baisse de raideur sous une autre température. Les écarts les plus importants sont attribuables à cet effet non pris en compte dans le cas de la fatigue à 80°C précédée d'une séquence à 23°C. Il est toutefois à noter que les cinétiques d'endommagement en

fatigue à 23°C et -30°C ne sont pas affectées de manière significative par le « cyclage » effectué au préalable sous des températures différentes.

- **Conclusion**

Dans ce chapitre, nous utilisons les équations d'état établies en fatigue sous différentes température de travail. Une méthodologie de cumul d'endommagement est proposée et appliquée à deux cas des chargements variables :

- 1) Les chargements à amplitude variables et température constante,
- 2) Les chargements à amplitude constante et température variable.

L'approche est validée dans les deux cas par comparaison avec des résultats issus de campagnes expérimentale. Elle a démontré sa capacité à prendre en compte l'influence de la microstructure. Le modèle est alors utilisé dans le cas de chargement à amplitude variable diverse afin de mettre en évidence certains effets particuliers liés à l'ordre et la nature des séquences de chargement. Dans l'absolu, le modèle étant validé dans les deux cas, il serait capable de prédire les durées de vie dans le cas de chargement à amplitude et température variable.

CONCLUSION GENERALE

Le présent travail de thèse a été mené aux laboratoires PIMM (Arts et Métiers, Paris) et LMS (ENISo, Sousse) et en collaboration avec l'équipementier automobile Faurecia. Il vise à proposer une approche de dimensionnement des structures composites automobiles sous sollicitations cycliques. En outre, un outil prédictif pertinent capable de décrire la réponse aux différentes conditions complexes de fatigue : températures variables et/ou contraintes variables a été proposé.

Pour ce faire, le travail a été mené selon deux axes principaux. En premier lieu, une investigation expérimentale réalisée sur un matériau SMC, polyester chargé en fibres de verre. En second lieu, différentes démarches prédictives de la durée de vie en fatigue ont été proposées.

L'analyse expérimentale et la compréhension du comportement mécanique du matériau SMC sous chargement monotone et en fatigue a permis de mettre en évidence que l'endommagement est au cœur de la réponse mécanique des SMC, notamment l'endommagement à l'interface fibre-matrice. Les cinétiques d'endommagements et leurs relations avec la microstructure du matériau ainsi que leurs influences et impacts sur le comportement global du composite ont été identifiées.

Etant donnée la grande dispersion de la microstructure des SMC et la grande sensibilité de la durée de vie en fatigue à cette dernière, une analyse de la variabilité des microstructures a été menée de sorte à garantir une microstructure moyenne répétable aux échantillons testés. Pour ce faire, une méthodologie originale d'analyse par ultrasons a été mise en œuvre et couplée à l'analyse mécanique. .

Une fois les microstructures caractérisées, une campagne expérimentale d'essais a été menée afin de déterminer le comportement mécanique sous chargement monotone et cyclique pour différents températures de travail (-30°C, 23°C et 80°C). L'analyse expérimentale proposée met l'accent sur l'effet de l'endommagement local sur les baisses de la raideur.

Cette première étude à dominante expérimentale, a permis d'accéder aux données nécessaires à la construction d'un modèle micromécanique sous chargement monotone constituant la base des approches prédictives de la durée de vie des SMC sous chargements cycliques développées dans la seconde phase du travail.

En effet, deux approches de modélisations hybrides phénoménologique-micromécanique ont été proposées. Elles sont toutes les deux basées sur la modélisation micromécanique qui permet de traduire le comportement du matériau d'étude sous chargement monotone avec prise en compte de la microstructure et de l'endommagement (interface fibre/matrice). Le principe de l'approche prédictive de la durée de vie en fatigue des SMC est fondé sur la mise en évidence de l'existence d'une relation entre l'endommagement sous chargement monotone et l'endommagement et la rupture en fatigue. En d'autres termes, la description des relations multi-échelles de l'endommagement établies sous chargement monotone reste valide et généralisable aux chargements cycliques. Cette hypothèse permet de mettre en place deux démarches menant rapidement à la prédiction des durées de vie en ne nécessitant qu'un nombre limité d'essais et une simulation micromécanique du chargement monotone uniquement.

En premier lieu, nous avons commencé par présenter le modèle micromécanique commun aux deux modèles. Ce modèle est capable de traduire une relation directe entre les états successifs d'endommagement à l'échelle macroscopique et à l'échelle microscopique. Cette relation est par la suite considérée intrinsèque et indépendante du type de chargement : de façon implicite dans la première approche proposée et de façon explicite dans la seconde.

La première démarche est basée sur une constatation expérimentale qui traduit le fait qu'il existe une relation directe entre la première baisse de la raideur en fatigue et le nombre de cycles à la rupture. Il est démontré que cette relation peut être considérée comme une relation intrinsèque relativement indépendante de la microstructure. On montre aussi que cette relation peut être établie pour les trois températures de travail, 23°C, 80°C et -30°C. L'existence de cette relation confirme l'hypothèse du lien d'endommagement entre chargement monotone et fatigue. L'établissement de cette relation pour une microstructure de référence couplé au modèle micromécanique développé sous chargement monotone permet alors de prédire les courbes S-N pour n'importe quelles autres microstructures. La comparaison entre les résultats expérimentaux et la modélisation montre un très bon accord pour toutes les microstructures étudiées y compris celle issue d'une pièce réelle le TG60°. Il est à noter que cette démarche a été testée et validée au PIMM sur d'autres types de matériaux, le A-SMC et sur un composite à matrice thermoplastique, le propylène chargé en fibres de verre (PPGF40). Il est aussi à mentionner que cette méthodologie peut servir à l'identification d'un critère de Tsai Wu fonction du nombre de cycles à la rupture et de la microstructure. Ce critère peut être intégré par la suite dans un code de calcul par éléments finis sur une pièce de structure réelle. Cette démarche a été menée dans le

cadre du dimensionnement du hayon de la Peugeot 3008. Toutefois, les exigences de confidentialité ne nous ont pas permis de présenter ces résultats dans ce mémoire.

La deuxième méthodologie proposée s'appuie aussi sur l'analyse expérimentale et la modélisation micromécanique du comportement monotone afin de prédire la durée de vie sous chargement de type fatigue. Par contre, contrairement à la première approche, la relation intrinsèque fait aussi intervenir l'échelle microscopique. Comme nous le supposons, les mêmes états d'endommagement se succèdent jusqu'à la rupture indépendamment du type de chargement. Une équation d'état sur la base de la modélisation micromécanique reliant un taux d'endommagement local à un taux d'endommagement macroscopique sous chargement monotone peut facilement être généralisée pour un état de chargement cyclique. La rupture finale se produit lorsque la densité des microfissures atteint une certaine valeur critique. On peut donc évaluer la courbe S-N pour toutes les configurations de microstructure et à différentes températures. La procédure proposée a été appliquée pour trois configurations de microstructures différentes: NF, F-0 ° et F-90 ° et à différentes températures 23°C, 80°C et -30°C. Une très bonne corrélation expérience-simulation montre l'efficacité de la méthodologie proposée. Notons que les paramètres à identifier sont au nombre de six ; cinq d'entre eux sont directement déterminés par la modélisation micromécanique sous chargement monotone (α , β , γ , a_i et σ_i^S), le dernier (B_i) devant être identifié expérimentalement à travers quelques essais de fatigue qui n'ont pas besoin d'être forcément menés jusqu'à la rupture.

Par la suite et dans un premier temps, cette méthodologie a été appliquée pour des chargements à amplitudes variables faisant intervenir des séquences hautes et basses alternées. Elle permet de décrire l'évolution du cumul d'endommagement local d'une séquence à l'autre jusqu'à sa valeur critique. L'approche, une fois validée, permet de mettre en évidence l'effet de la variation des types et de l'ordre des séquences cycliques appliquées.

Dans un second temps, le même type de procédure est développé et validé pour un profil de chargement à température variable. Une étude des écarts entre simulations et expériences permet de mettre aussi en évidence la pertinence du modèle.

Ainsi, cette étude a permis de proposer un outil prédictif de la durée de vie des composites à renforts discontinus soumis à des chargements thermomécaniques cycliques. Cette approche a été validée pour de multiples microstructures et pour des chargements cycliques multi-séquentiels.

PERSPECTIVES

Les travaux effectués durant cette thèse ont contribué à la progression de thématiques de recherche de l'équipe aussi bien au niveau expérimental qu'au niveau numérique. Néanmoins, plusieurs pistes d'amélioration et voies de développement futures peuvent être proposées.

Tout d'abord, notre approche devraient être validée expérimentalement dans le cas de chargement à amplitude et température variables, c'est-à-dire lorsque la température et l'amplitude varient ensemble d'une séquence à l'autre.

Par ailleurs, certains paramètres d'influence n'ont pas été étudiés. Notamment l'effet de la fréquence et du rapport de charge.

L'idée centrale fondée sur une équivalence des états successifs d'endommagement indépendant du type de chargement devraient être développée dans le cadre d'autres types de matériaux composites tels que les matériaux à matrice thermoplastique. En effet, dans ce cas, la prise en compte de la viscoélasticité et de la viscoplasticité devrait être introduite dans la démarche. De même, appliquer ce type de méthodologie aux cas des architectures de composites à renforts continus tels que les stratifiés serait pertinent. Dans ce cas, le modèle micromécanique devrait être remplacé par des approches de type thermodynamique avec prise en compte de l'endommagement (type Ladeveze et autres).

Il serait aussi intéressant de faire évoluer les approches proposées pour d'autres types de chargements plus complexes comme la bi-traction, le cisaillement. Etudier l'influence du rapport de charge en introduisant à l'échelle locale l'effet de la compression.

Etudier la pertinence de l'approche dans le cas du cumul des deux types de mode de dégradation : fatigue et vieillissement. En effet, les phénomènes de vieillissement affectant la matière peuvent être caractérisés et modélisés à l'échelle de la matrice de sorte à être introduits dans une approche micromécanique telle que décrite dans ce mémoire.

L'approche de modélisation micromécanique utilisée dans notre étude a été à l'origine développée dans le cas des chargements monotones dynamiques rapides. Il serait donc pertinent de développer notre approche dans le cas de chargements couplant l'effet de la vitesse et des sollicitations cycliques. En effet, on peut se poser la question de l'effet d'une sollicitation cyclique sur les propriétés des matériaux à grande vitesse et inversement. Etant donné que le modèle est aussi adapté aux sollicitations rapides, notre approche pourrait facilement être

appliquée dans le cas de dimensionnement de structures faisant intervenir des couplages fatigue-crash ou crash-fatigue.

Enfin, le dernier axe concerne le développement d'un outil numérique prédictif qui permettrait de prendre tous ces aspects de variabilités dans la prédiction de la réponse de structures réelles soumises à des chargements thermomécaniques cycliques complexes. Cet outil permettra de réduire les investigations expérimentales coûteuses en termes de ressources et de temps, et ainsi mieux répondre à un besoin industriel exigeant.

LISTE DES TABLEAUX

<i>TABLEAU 1- 1: PRINCIPALES DIFFERENCES ENTRE (TP) ET (TD) [1]</i>	14
<i>TABLEAU 1- 2: PROPRIETES DE LA RESINE POLYESTER ET DE LA FIBRE DE VERRE E</i>	16
<i>TABLEAU 2- 1: VALEURS MOYENNES DU COEFFICIENT DE BIREFRINGENCE MESURE POUR LES DEUX MICROSTRUCTURES SELECTIONNEES</i>	63
<i>TABLEAU 2- 2: PROPRIETES MECANIQUES EN TRACTION UNI-AXIALE A DIFFERENTES TEMPERATURES (ZONES 2 ET 3)</i>	71
<i>TABLEAU 3- 1: PARAMETRES MICROMECHANIQUES IDENTIFIES POUR DIFFERENTES TEMPERATURES</i>	97
<i>TABLEAU 3- 2: LES PARAMETRES C ET P IDENTIFIES POUR DIFFERENTES TEMPERATURES</i>	101
<i>TABLEAU 3- 3: LES PARAMETRES MICROSTRUCTURAUX</i>	104
<i>TABLEAU 3- 4: VALEURS ATTEINTES PAR LES INDICATEURS D'ENDOMMAGEMENT LOCAL PROPOSES POUR LES TROIS CONFIGURATIONS TESTEES A 23°C</i>	113
<i>TABLEAU 3- 5: SYNTHESE DE DEUX APPROCHES</i>	120
<i>TABLEAU 4- 1: PARAMETRES CINETIQUES DU MODELE IDENTIFIES POUR CHAQUE MICROSTRUCTURE A 23°C</i>	132
<i>TABLEAU 4- 2: RECAPITULATIF ET ANALYSE DES ESSAIS REALISES A AMPLITUDES VARIABLES T 23°C</i>	134
<i>TABLEAU 4- 3: VARIABILITE SELON LE TYPE DE CHARGEMENT B/H OU H/B</i>	135
<i>TABLEAU 4- 4: RECAPITULATIF DES SIMULATIONS REALISEES A AMPLITUDES VARIABLES ET A 23°C</i>	136
<i>TABLEAU 4- 5: NOMBRE DE CYCLES DU PROFIL DE CHARGEMENT THERMOMECHANIQUE</i>	142
<i>TABLEAU 4- 6: PARAMETRES IDENTIFIES POUR LES DIFFERENTES MICROSTRUCTURES A DIFFERENTES TEMPERATURES</i>	144
<i>TABLEAU 4- 7: RECAPITULATIF DES ESSAIS REALISES AVEC LE PROFIT THERMOMECHANIQUE</i>	148
<i>TABLEAU 4- 8: ANALYSE DE LA VARIABILITE DE LA PREDICTION PAR RAPPORT A LA RUPTURE REELLE</i>	149

TABLES DES FIGURES

FIGURE 1- 1: LIGNE DE PRODUCTION D'UN SMC CLASSIQUE	17
FIGURE 1- 2: MOULAGE ET MISE EN FORME DU SMC COMPOSITE.	18
FIGURE 1- 3: L'ENDOMMAGEMENT DANS LE CAS D'UN MATERIAU STRATIFIE A DIFFERENTS ECHELLES D'OBSERVATION [27]	21
FIGURE 1- 4: COURBE TYPIQUE DE TRACTION DU COMPOSITE SMC STANDARD [22].	23
FIGURE 1- 5: EFFET DE LA VITESSE DE DEFORMATION SUR LES PROPRIETES MECANIQUES D'UN MATERIAU SMC [22].	24
FIGURE 1- 6: LES PARAMETRES QUI INFLUENT SUR LE COMPORTEMENT EN FATIGUE [50]	25
FIGURE 1- 7: ETUDE EXPERIMENTALE DE L'ENDOMMAGEMENT D'UN MATERIAU SMC EN FATIGUE [54] ..	26
FIGURE 1- 8: EFFET DE L'AUTO- ECHAUFFEMENT SUR LA CINETIQUE DE L'ENDOMMAGEMENT D'UN COMPOSITE PA66 RENFORCEE DE FIBRES DE VERRE [20].	28
FIGURE 1- 9: COURBES DE WÖHLER A DIFFERENTES FREQUENCES POUR UN COMPOSITE SMC [56]	29
FIGURE 1- 10: PRINCIPE DE L'APPROCHE MULTI-ECHELLES.	34
FIGURE 1- 11: SCHEMA DU PROBLEME DE L'INCLUSION HOMOGENE	36
FIGURE 1- 12: EQUIVALENCE ENTRE LE PROBLEME HETEROGENE ET LE PROBLEME HOMOGENE A DEFORMATION LIBRE	37
FIGURE 1- 13: PRINCIPE DU MODELE DE MORI ET TANAKA	41
FIGURE 1- 14: CALCUL DES CONTRAINTES NORMALES ET TANGENTIELLES AU NIVEAU DE L'INTERFACE	45
FIGURE 2- 1: DISPOSITIF DE CARACTERISATION PAR ULTRASONS	60
FIGURE 2- 2: PRINCIPE DE LA TECHNIQUE ULTRASONORE POUR LA DETERMINATION DE L'ORIENTATION DES FIBRES. (A) FIBRES DANS LE PLAN DE CISAILLEMENT. (B) FIBRES PERPENDICULAIRES AU PLAN DE CISAILLEMENT.	60
FIGURE 2- 3: EVOLUTION DE L'ONDE TRANSVERSALE V_T POUR DIFFERENTES ORIENTATIONS, AU NIVEAU DE POINT DE MESURE 3D POUR UNE PLAQUE FORTEMENT FLUEE	61
FIGURE 2- 4: RESULTATS DES ESSAIS ULTRASONS SUR UNE PLAQUE FLUEE (A) ET UNE PLAQUE NON FLUEE (B)	62
FIGURE 2- 5: ILLUSTRATIONS DES RESULTATS OBTENUS PAR ULTRASONS POUR LES ZONES SELECTIONNEES D'UNE PLAQUE FLUEE	63
FIGURE 2- 6: DISTRIBUTION SPATIALE DE LA MICROSTRUCTURE SUR UN HAYON SMC	64
FIGURE 2- 7: OBSERVATION MEB DU MATERIAU D'ETUDE	64
FIGURE 2- 8: CARACTERISATION GEOMETRIQUE D'UNE FIBRE DE VERRE DANS LE MATERIAU	65
FIGURE 2- 9: DENSITE DES FIBRES EN FONCTION DE L'ORIENTATION POUR UNE PLAQUE FORTEMENT FLUEE ET NON FLUEE DECOUPEE SELON LA DIRECTION D'ECOULEMENT	66
FIGURE 2- 10: FORME ET DIMENSIONS D'UN ECHANTILLON SMC	68
FIGURE 2- 11: IMAGES FILMEES LORS DE LA DEFORMATION EN TRACTION D'UN ECHANTILLON SMC	68
FIGURE 2- 12: COURBES DE TRACTION OBTENUES SUR LES ECHANTILLONS EXTRAITS D'UNE MEME PLAQUE DITE « NON FLUEE » A 23°C	69
FIGURE 2- 13: COURBES DE TRACTION OBTENUES SUR LES ECHANTILLONS EXTRAITS D'UNE MEME PLAQUE FLUEE DANS LE SENS TRAVERS A 23°C.	70
FIGURE 2- 14: BAISSSE DE RAIDEUR RELATIVE DETERMINEE PAR DES ESSAIS, A 23°C, DE CHARGE-DECHARGE POUR UN MATERIAU NON FLUE PRIS DANS UNE MEME PLAQUE	72

FIGURE 2- 15: COURBES DE CHARGE-DECHARGE OBTENUES SUR LES ECHANTILLONS SELECTIONNES EXTRAITS D'UNE PLAQUE FLUEE DANS LE SENS LONG ET LE SENS TRAVERS ET D'UNE PLAQUE NON FLUEE DANS LE SENS TRAVERS A 23°C (A), 80°C (B) ET -30°C (C).....	73
FIGURE 2- 16: STABILISATION DE L'EFFORT LORS D'UN ESSAI DE FATIGUE TRACTION-TRACTION ($F=3000$ N, $R=0,1$ ET $F=10$ Hz).....	74
FIGURE 2- 17: IDENTIFICATION DE LA PREMIERE BAISSSE DE LA RAIDEUR $E_{(N=1)}$ ET DE N STABILISATION $E_{(N=N_s)}$	75
FIGURE 2- 18: CINETIQUES DE BAISSSE DE LA RAIDEUR RELATIVE ($E/E_{(N_s)}$) EN FATIGUE POUR A 23°C POUR LES TROIS CONFIGURATIONS : NF (A), F-0° (B) ET F-90° (C)	76
FIGURE 2- 19: COURBES DE WÖHLER POUR LES TROIS CONFIGURATIONS (NF, F-0°, F-90°) ET A DIFFERENTES TEMPERATURES 23°C (A), 80°C (B) ET -30°C (C).....	78
FIGURE 2- 20: PARAMETRE D'ENDOMMAGEMENT MACROSCOPIQUE D POUR DIFFERENTES MICROSTRUCTURES A LA TEMPERATURE AMBIANTE (A) ET POUR LE MATERIAU NON FLUE A DIFFERENTES TEMPERATURES (B).....	80
FIGURE 2- 21: PROCEDURE DE CARACTERISATION MECANIQUE CHARGE PRELIMINAIRE-DECHARGE-RECHARGE ELASTIQUE PUIS FATIGUE.	81
FIGURE 3- 1: RELATION ENTRE LA PREMIERE PERTE DE RIGIDITE EN REGIME MONOTONE ET LA DUREE DE VIE EN FATIGUE A DIFFERENTES TEMPERATURES : A 23°C (A), A 80°C (B) ET A -30°C (C).	89
FIGURE 3- 2: CONSTRUCTION DU MODELE : PROCEDURE D'HOMOGENEISATION EN DEUX PHASES.....	91
FIGURE 3- 3: (A) PROJECTION DU TENSEUR DES CONTRAINTES INTER FACIALES (NORMALES ET DE CISAILLEMENT, RESPECTIVEMENT Σ ET T). (B) DESCRIPTIONS DES ENDOMMAGEMENTS MICROSCOPIQUES [JENDLI & AL. [23]).	95
FIGURE 3- 4: ÉVOLUTION DES DIFFERENTS TYPES D'HETEROGENEITES AU COURS DE L'ENDOMMAGEMENT SOUS CHARGEMENT MONOTONE A LA TEMPERATURE AMBIANTE.....	97
FIGURE 3- 5: ÉVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT LORS DU CHARGEMENT MONOTONE A LA TEMPERATURE AMBIANTE POUR LES TROIS MICROSTRUCTURES ETUDIEES	98
FIGURE 3- 6: SCHEMA DE LA METHODOLOGIE PREDICTIVE PROPOSEE	100
FIGURE 3- 7: COMPARAISON ENTRE LES EXPERIENCES ET LA SIMULATION POUR LES DIFFERENTES MICROSTRUCTURES : (A) A 23°C, (B) A 80°C ET (C) A -30°C	102
FIGURE 3- 8: DISTRIBUTION D'ORIENTATION DES FIBRES POUR LES DIFFERENTES MICROSTRUCTURES....	103
FIGURE 3- 9: PREDICTION DE LA DUREE DE VIE POUR DIFFERENTES MICROSTRUCTURES ET A DIFFERENTES TEMPERATURES	105
FIGURE 3- 10: SCHEMA DE L'APPROCHE HYBRIDE PROPOSEE	108
FIGURE 3- 11: EXEMPLE D'EVOLUTION DE LA BAISSSE DE RAIDEUR SOUS CHARGEMENT MONOTONE POUR UN MATERIAU NF A 23°C.....	110
FIGURE 3- 12 : EVOLUTION DES TROIS INDICATEURS D1, D2 ET D3 EN FONCTION DE LA CONTRAINTE APPLIQUEE.	112
FIGURE 3- 13: EVOLUTION DE LA BAISSSE DE LA RAIDEUR POUR CHAQUE MICROSTRUCTURE EN FONCTION DES INDICATEURS	113
FIGURE 3- 14: EVOLUTION DE TAUX D'ENDOMMAGEMENT LOCAL D/DC EN FONCTION DE TAUX D'ENDOMMAGEMENT MACROSCOPIQUE E/E0 POUR LES DIFFERENTES CONFIGURATIONS A 23°C... ..	114
FIGURE 3- 15: BAISSSE DE LA RAIDEUR EN FATIGUE POUR LE MATERIAU NON FLUE A 23°C	115
FIGURE 3- 16: PREDICTION DES COURBES DE WÖHLER POUR LES DIFFERENTES MICROSTRUCTURES : (A) A 23°C, (B) A 80°C ET (C) A -30°C	119

<i>FIGURE 4- 1: PROFILS DE CHARGEMENT A AMPLITUDE VARIABLE ALTERNES UTILISES</i>	<i>126</i>
<i>FIGURE 4- 2: PROFILS DE CHARGEMENT ALTERNE A DEUX BLOCS.....</i>	<i>127</i>
<i>FIGURE 4- 3: ALGORITHME DE CALCUL DU CUMUL D'ENDOMMAGEMENT DANS LE CAS DE PLUSIEURS SEQUENCES SUCCESSIVES</i>	<i>128</i>
<i>FIGURE 4- 4: IDENTIFICATION DU NOMBRE DE CYCLE EQUIVALENT LORS DU PASSAGE D'UNE SEQUENCE DE CHARGEMENT A UNE AUTRE.....</i>	<i>129</i>
<i>FIGURE 4- 5: IDENTIFICATION DES CINETIQUES LENTE, MOYENNE ET RAPIDE POUR UN MATERIAU NON FLUE A 23°C ; ENCADREMENT DES CINETIQUES DE BAISSSE DE RAIDEUR (A) EN CHARGE-DECHARGE, (B) EN FATIGUE.....</i>	<i>131</i>
<i>FIGURE 4- 6: PREDICTIONS DES SEQUENCES HAUT-BAS ET BAS-HAUT.....</i>	<i>137</i>
<i>FIGURE 4- 7: INFLUENCE DE LA MICROSTRUCTURE ET DE L'ORDRE DES SEQUENCES DANS LE CAS D'UN CHARGEMENT VARIABLE A DEUX SEQUENCES.....</i>	<i>139</i>
<i>FIGURE 4- 8: INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT LORS DE LA PREMIERE SEQUENCE ET DE L'ORDRE DES SEQUENCES DANS LE CAS D'UN CHARGEMENT VARIABLE A DEUX SEQUENCES POUR UN MATERIAU F-90°</i>	<i>140</i>
<i>FIGURE 4- 9: INFLUENCE DE L'ENDOMMAGEMENT LORS DE PREMIER CYCLE ET DE L'ORDRE DES SEQUENCES DANS LE CAS D'UN CHARGEMENT VARIABLE A DEUX SEQUENCES POUR UN MATERIAU F-90°</i>	<i>141</i>
<i>FIGURE 4- 10: EXEMPLE D'UN PROFIL DE CHARGEMENT THERMOMECHANIQUE EN FATIGUE POUR UNE PIECE AUTOMOBILE.....</i>	<i>142</i>
<i>FIGURE 4- 11: BAISSSE DE LA RAIDEUR D'UN MATERIAU NON FLUE SOUS UN CHARGEMENT THERMOMECHANIQUE (TABLEAU 4-5).....</i>	<i>143</i>
<i>FIGURE 4- 12: EVOLUTION DE D/D_c POUR DIFFERENTS NIVEAUX DE CHARGEMENT POUR UN SMC NON FLUE, CINETIQUE MOYENNE : (A) A 23°C, (B) A 80°C ET (C) A -30°C.....</i>	<i>146</i>
<i>FIGURE 4- 13: ALGORITHME DE CALCUL DE CUMUL D'ENDOMMAGEMENTS DANS LE CAS D'UN PROFIL THERMOMECHANIQUE.....</i>	<i>147</i>
<i>FIGURE 4- 14: EVOLUTION CUMULATIVE DE D/D_c POUR UN MATERIAU NON FLUE A 30 MPa POUR UN CHARGEMENT THERMOMECHANIQUE (TABLEAU 4-3)</i>	<i>148</i>

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] M. Reyne, solutions et composites : thermodurcissables et thermoplastiques, JEC publication, 2006.
- [2] C. Oudet, Polymeres, Masson, 1994.
- [3] Glass S. Glass microspheres produce lower weight SMC. Reinforced Plastics 1997;4:34–7.
- [4] Oldenbo M, Fernberg SP, Berglund LA. Mechanical behaviour of SMC composites with toughening and low density additives. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 2003; 34:875– 85.
- [5] Kraemer A, Lin S, Brabandt D, Böhlke T, Lanza G. Quality control in the production process of SMC lightweight material. Procedia CIRP 2014;17:772–7.
- [6] Collister J, Allen A. Sheet molding compound rheology. vol. 14, Grenoble, France: 1993.
- [7] Cara F. Etude des paramètres du procédé SMC influant sur la qualité des pièces [PhD thesis]. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2001.
- [8] Jendli Z. Analyse et modélisation multi échelles du comportement mécanique sous sollicitations rapides de composites SMC. 2005 Thèse de l'ENSAM, Paris.
- [9] Coutellier Daniel, Patrick Rozycki, Dimensionnement en dynamique rapide de multi-matériaux Utilisés en aéronautique. Mécanique & Industrie. 2001; 2 : 23–31.
- [10] Jacobs P.M et F.R Jones, “Influence of heterogeneous crosslink density on the thermomechanical and hygrothermal properties of an unsaturated polyester resin: 2. Hygrothermal studies”, polymer journal Volume 34, numéro 10, 1993, pages 2122-2127
- [11] Yang, Y. S. And Lee, L. J., Microstructure formation in the cure of unsaturated polyester resins. Polymer, 1988, 29, 1793–1800
- [12] Durand. Les charges minérales dans les matériaux composites. Technique de l'ingénieur AM 2, 3, 4, 5r.
- [13] Berthelot. (1996) Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures Masson, 2ème édition.
- [14] J. Fitoussi (1995) Etude micromécanique de l'influence de l'endommagement à l'interface fibre/matrice sur le comportement des composites organiques à renforts discontinus. Thèse de l'ENSAM, Paris.
- [15] Guiraud O, Dumont PJJ, Orgéas L, Favier D. Rheometry of compression moulded fibre-reinforced polymer composites: Rheology, compressibility, and friction forces with mould surfaces. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 2012;42:2107–19.
- [16] Advani S, Tucker C. A numerical simulation of short fiber orientation in compression molding. Polymer Composites 1990;11:164–73.

- [17] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Bocquet M, Tcharkhtchi A. High strain rate visco-damageable behavior of Advanced Sheet Molding Compound (A-SMC) under tension. *Composites Part B: Engineering* 2015;82:30–41.
- [18] Shirinbayan M, Fitoussi J, Bocquet M, Meraghni F, Surowiec B, Tcharkhtchi A. Multi-scale experimental investigation of the viscous nature of damage in Advanced Sheet Molding Compound (A-SMC) submitted to high strain rates. *Composites Part B: Engineering* 2016.
- [19] Shirinbayan M, Fitoussi J, Abbasnezhad N, Meraghni F, Surowiec B, Tcharkhtchi A. Overall mechanical characterization of a Low Density Sheet Molding Compound (LD-SMC): Multi-scale damage analysis and strain rate effect. *Composites Part B: Engineering* 2017
- [20] Esmaeillou B, Fitoussi J, Lucas A, Tcharkhtchi A. Multi-scale experimental analysis of the tension- tension fatigue behavior of a short glass fiber reinforced polyamide composite. *Procedia Engineering* 2011;10:2117–22.
- [21] Fitoussi J, Guo G, Baptiste D. A statistical micromechanical model of anisotropic damage for SMC composites. *Composites Science and Technology* 1998;58:759–63.
- [22] Jendli Z, Meraghni F, Fitoussi J, Baptiste D. Micromechanical analysis of strain rate effect on damage evolution in sheet molding compound composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2004;35:779–85.
- [23] Jendli Z, Meraghni F, Fitoussi J, Baptiste D. Multi-scales modeling of dynamic behaviour for discontinuous fibre SMC composites. *Composites Science and Technology* 2009;69:97–103.
- [24] Jendli Z, Fitoussi J, Meraghni F, Baptiste D. Anisotropic strain rate effects on the fibre-matrix interface decohesion in sheet moulding compound composites. *Composites Science and Technology* 2005;65:387–93.
- [25] Fitoussi J, Bocquet M, Meraghni F. Effect of the matrix behavior on the damage of ethylene- propylene glass fiber reinforced composite subjected to high strain rate tension. *Composites Part B: Engineering* 2013;45.
- [26] Hour KY, Sehitoglu H. Damage development in a short fiber reinforced composite. *Journal of Composite Materials* 1993;27:782–805.
- [27] M. C. B. S. Thionnet A., *Mécanique et comportement des milieux continus, Tome 2 : Applications et théorie des invariants*, Ellipses, 2003.
- [28] M. F. Arif, F. Meraghni, Y. Chemisky, N. Despringre et G. Robert, «In situ damage mechanisms investigation of PA66/GF30 composite: Effect of relative humidity,» *Composites: Part B: Engineering*, vol. 58, pp. 487-495, 2014.
- [29] M. Schoßig, A. Zinkel, C. Bierögel et P. Pölt, «ESEM investigations for assessment of damage kinetics of short glass fibre reinforced thermoplastics - Results of in situ tensile tests coupled with acoustic emission analysis.,» *Composites Science and Technology*, vol. 71, n° 13, p. 257–265, 2011.
- [30] M. Arif, N. Saintier, F. Meraghni, J. Fitoussi, Y. Chemisky et G. Robert, «Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66,» *Composites Part B: Engineering*, vol. 61, pp. 55-65, 2014.

- [31] Krajcinovic D, Mastilovic S. Some fundamental issues of damage mechanics. *Mechanics of Materials* 1995;21:217–30.
- [32] Krajcinovic D. Selection of damage parameter – Art or science. *Mechanics of Materials* 1998;28:165–79.
- [33] Lemaitre J, Chaboche JL. *Mécanique des matériaux solides*. Paris: Donud; 1988.
- [34] Talreja R. Fatigue of composite materials: damage mechanisms and fatigue-life diagrams. *Proceedings of the Royal Society* 1981:461–75.
- [35] Al-Maghribi A, Comportement des matériaux composites a fibres courtes : applications a l'impact basse vitesse'', thèse de l'université Paul Sabatier Toulouse. 26 Septembre 2008
- [36] K. Y. Hour, H. Sehitoglu. (1993) Damage development in a short fibre composite. *Journal of Composite Materials*, vol. 27(8), pp. 782–805.
- [37] M. Shirinbayan. Etude du comportement mécanique et de l'endommagement de divers matériaux composites SMC soumis à des chargements de type dynamique, fatigue et dynamique post-fatigue. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers- ENSAM, 2017.
- [38] Chaboche JL, Gallerneau F. An overview of the damage approach of durability modelling at elevated temperature. *Fatigue and Fracture of Engineering* 2001;24:405–18.
- [39] Bussiba A, Kupiec M, Ifergane S, Piat R, Böhlke T. Damage evolution and fracture events sequence in various composites by acoustic emission technique. *Composites Science and Technology* 2008;68:1144–55.
- [40] J.M. Ferreira, J. T. B. Pires, J. D. Costa, O. A. Errajhi, M. Richardson, Fatigue damage and environment interaction of polyester aluminized glass fiber composites, *Composite Structures*, 78, 397-401 (2007).
- [41] Degrieck J, Van Paepegem W. Fatigue Damage Modelling of Fibre-Reinforced Composite Materials. Review. *Applied Mechanics Reviews* 2001; 54(4): 279-300.
- [42] Simoes T, Octavio C, Valença J, Costa H, Dias-da-Costa D, Júlio E. Influence of concrete strength and steel fibre geometry on the fibre/matrix interface. *Composites Part B* 2017; 122: 156-164.
- [43] Rolland H, Saintier N, Wilson P, Merzeau J, Robert G. In situ X-ray tomography investigation on damage mechanisms in short glass fibre reinforced thermoplastics: Effects of fibre orientation and relative humidity. *Composites Part B* 2017; 109: 170-186.
- [44] Mortazavian S, Fatemi A. Effects of fiber orientation and anisotropy on tensile strength and elastic modulus of short fiber reinforced polymer composites. *Composites Part B* 2015; 72:116–129.
- [45] Bellenger V, Tcharkhtchi A, Castaing P. Thermal and mechanical fatigue of a PA66/glass fibers composite material. *International Journal of Fatigue* 2006; 28(10): 1348-52.

- [46] Khan R, Alderliesten R, Badshah S, Benedictus R. Effect of stress ratio or mean stress on fatigue delamination growth in composites: critical review. *Compos Struct* 2015; 124: 214-27.
- [47] Andersons J, Hojob M, Ochiaic S. Empirical model for stress ratio effect on fatigue delamination growth rate in composite laminates. *Int J Fatigue* 2004; 26(6):597-604.
- [48] Kotik H, Perez Ipiña J. Frequency effect in short-beam shear fatigue of a glass fiber reinforced polyester composite. *International Journal of Fatigue* 2016; 90:116-124.
- [49] Eftekhari M, Fatemi A. On the strengthening effect of increasing cycling frequency on fatigue behavior of some polymers and their composites. *Experiments and modeling: International Journal of Fatigue* 2016; 87:153-166.
- [50] Esmaeillou B, Approche cinétique du comportement en fatigue du Polyamide 66 renforcé par 30% de fibres de verre, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers- ENSAM, 2011
- [51] Esmaeillou B, Ferreira P, Bellenger V, Tcharkhtchi A. Fatigue behavior of polyamide 66/glass fiber under various kinds of applied load. *Polymer Composites* 2012;33:540–7.
- [52] Avanzini A, Donzella G, Gallina D, Pandini S, Petrogalli C. Fatigue behavior and cyclic damage of peek short fiber reinforced composites. *Compos Part B: Eng* 2013;45:397–406.
- [53] Launay A, Marco Y, Maitournam MH, Raoult I, Szmytka F. Cyclic behavior of short glass fiber reinforced polyamide for fatigue life prediction of automotive components. *Procedia Engineering* 2010;2:901–10.
- [54] Tamboura S, Sidhom H, Baptiste H, Fitoussi J. Evaluation de la tenue en fatigue du composite SMC R42. *Matériaux & Techniques* 2001:3–4.
- [55] Mortazavian S, Fatemi A, Mellott SR, Khosrovaneh A. Effect of cycling frequency and self-heating on fatigue behavior of reinforced and unreinforced thermoplastic polymers. *Society of Plastics Engineers* 2015:2005–8.
- [56] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Laribi M, Tcharkhtchi A. Coupled effect of loading frequency and amplitude on the fatigue behavior of advanced sheet molding compound (A- SMC). *Journal of Reinforced Plastics and Composites (JRP)* 2016.
- [57] M. Poncelet, Multiaxialité, hétérogénéités intrinsèques et structurales des essais d'auto-échauffement et de fatigue à grand nombre de cycles, Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, (2007) pages 1-12.
- [58] C. M. Sonsino, E. Moosbrugger, Fatigue design of highly loaded short-glass-fibre reinforced polyamide parts in engine compartments, *Int. J. Fatigue*, 30, 1279-1288 (2008).
- [59] Handa K, Kato A, Narisawa I. Fatigue characteristics of a glass-fiber-reinforced polyamide. *Journal of Applied Polymer Science* 1999;72:1783–93.
- [60] Dentsoras AJ, Kouvaritakis EP, Laboratory MD. Effects of vibration frequency on fatigue crack propagation of a polymer at resonance. *Elsevier Science* 1995;50:467–73.

- [61] Voigt W., Lehrbuch der kristallphysik, teubner, Berlin, 1910.
- [62] Reuss A, Berechnung des fließgrenze von mischkristallen auf grund der prastizitätsbedingunug für einkristalle. Zeitschrift für angewandte Mathematik und Mechanik. 1929; 9: 49-58.
- [63] Hill, R, Elastic properties of reinforced solids: Some theoretical principals, J. Mech. Phys. Solids, 1963; Vol. 11, 357-372.
- [64] Aboudi, J, A unified Micromechanical approach. Mechanics of Composite Materials. Studies in Applied Mechanics, 1991; 29, Elsevier Science Publishers. B.V.
- [65] Christensen R.M., Lo K.H, Solution for effective shear properties of three phase sphere and cylinder models. J. Mech. Phys. Solids. 1979; 27: 315 - 330. See also Corrigendum J. Mech. Phys. Solids. 1986 ; 34: 639.
- [66] Berveiller M. et Zaoui A, Modélisation du comportement mécanique des solides microhétérogènes. Introduction à la mécanique des polymères. Edited by e J.-M. Haudin C. G'sell. Vandoeuvre les Nancy : INPL, 1995, p 225–249.
- [67] Hashin, Z, Analysis of composites materials a survey, J. Appl. Mech, 1983 Vol. 50, 481-505.
- [68] Bornert M., Bretheau T. et Gilormini P, Homogénéisation en mécanique des matériaux 1, Matériaux aléatoires élastiques et milieux périodiques. Paris: Hermes Science Publications, 2001. 255p.
- [69] Kanit T., Forest S., Galliet I., Mounoury V., Jeulin D, Determination of the size of the representative volume element for random composites: statistical and numerical approach. International Journal of Solids and Structures. 2003; 40: 3647-3679.
- [70] Lévesque M, Modélisation du comportement mécanique de matériaux composites viscoélastiques non linéaires par une approche d'homogénéisation. Thèse de l'ENSAM Paris. 15 Décembre 2004.
- [71] Brini A, Modélisation multi-échelles du comportement et du vieillissement des mousses syntactiques immergées. Thèse de l'Université Pierre et Marie Curie. 05 Juillet 2004.
- [72] Duvaut G, Analyse fonctionnelle et mécanique des milieux continus, application à l'étude des matériaux composites élastiques à structure périodique. North-holland Publishing Company. 1976.
- [73] Suquet P, Plasticité et homogénéisation. Thèse de doctorat. Université Pierre et Marie Curie Paris 6. 1982.
- [74] Sanchez-Palencia E, Boundary layer and edge effect in composite homogenization techniques for composite media. Lecture Note in Physics, Springer-Verlag ed., Heildeberg, 272, 1986.
- [75] Tucker C.L. and Liang E, Stiffness predictions for unidirectional short-fiber composites: Review and evaluation, Composites Science and Technology. 1999; 59: 655-671.

- [76] F. Praud, G. Chatzigeorgiou, J. Bikard et F. Meraghni, «Phenomenological multi-mechanisms constitutive modelling for thermoplastic polymers, implicit implementation and experimental validation,» *Mechanics of Materials*, vol. 114, pp. 9-29, 2017.
- [77] S. Kari, H. Berger, R. Rodriguez-Ramos et G. U, «Computational evaluation of effective material properties of composites reinforced by randomly distributed spherical particles,» *Composite Structures*, vol. 77, p. 223–231, 2007.
- [78] Baptiste D, (2002) ‘Damage Micromechanics Modelling of Discontinuous Reinforced Composites’. *Continuum Damage Mechanics of Materials and Structures*. Elsevier Science Ltd.
- [79] Desrumaux F, Contribution à l’analyse micromécanique du comportement élastique endommageable de composites monolithiques et sandwichs, intégration dans un code de calculs par éléments finis. Thèse de l’Université de Technologie de Compiègne. 2000.
- [80] Eshelby J.D, The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion and Related problems, *Proc. Roy. Soc. London, A* 241, 1957, p. 376-396.
- [81] Bourgeois N, Caractérisation et modélisation microscopique du comportement et de l’endommagement d’un composite à matrice métallique : Al/SiCp. Thèse de l’Ecole Centrale de Paris. 1994.
- [82] Mura T., Cheng P.C, The elastic field outside an ellipsoidal inclusion. *Journal of Applied Mechanics*. 1977 : 591- 594.
- [83] Z. Hashin et S. Shtrikman, «A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials,» *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 11, pp. 127-140, 1963.
- [84] Zaoui A., François D., Pineau A, *Comportement Mécanique des Matériaux*, ‘viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact’. Ed Hermes, 1995.
- [85] Mori T., Tanaka K, Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions, *Acta Metallurgica*. 1973; 21: 571–574.
- [86] K. Wakashima, M. Otsuka et S. Umekawa, «Thermal expansions of heterogeneous solids containing aligned ellipsoidal inclusions,» *Journal of Composite Material*, vol. 8, n° 1391-404, 1974.
- [87] Y. Benveniste, «A new approach to the application of Mori-Tanaka’s theory in composite materials,» *Mechanics of Materials*, n° 16, pp. 147-157, 1987.
- [88] Takao Y. Chou T.W, Effective longitudinal Young’s modulus of misoriented short fiber composite. *J. of Applied Meth.* 1982; 49(3): 536-540.
- [89] Tandon G.P. Weng G.J, Average stress in the matrix and effective moduli of randomly oriented composites. *Comp. Sci. Techno.* 1986; 27: 111–132.
- [90] Takao Y. Taya M, The effect of variable fiber aspect ratio on the stiffness and thermal expansion coefficients of a short fiber composite. *J. Comp. Mat.* 1987; 21(2): 140-156.
- [91] Mura T, *Micromechanics of defects in solids*. Second revised edition, Martinus Nijhoff Publishers, 1987.

- [92] H. Lee, «a computationnal approach to the investigation of impact damage evolution in discontinuously reinforced fiber composite,» *computationnal mechanics*, n° 127, pp. 504-512, 2001.
- [93] Y. M. Shabana, «Incremental constitutive equation for discontinuously reinforced composites considering reinforcement damage and thermoelastoplasticity,» *Computational Materials Science*, n° 128, pp. 31-40, 2003.
- [94] Y. Cho, *Incremental damage theory of particle or short fiber reinforced composite including reinforcement damage*, Shizuoka University, Hamamatsu, Japan, 1997.
- [95] A. Krairi et I. Doghri, «Multi-scale damage model for mechanical High Cycle Fatigue (HCF) of short glass fibre reinforced thermoplastics (SGFRTP),» *5Th Fatigue Design Conference*, 2013.
- [96] J. Fitoussi, G. Gua et D. Baptiste, «Determination of a tridimensionnal failure criterion at the fibre/matrix interface of an organic-matrix/discontinuous reinforcements composite,» *Composites Science and Technology*, vol. 56, pp. 755-760, 1996.
- [97] F. Meraghni, C. Blakeman et M. Benzeggagh, «Effect of interfacial decohesion on stiffness reduction in a random discontinuous-fibre composite containing matrix microcracks,» *Composites Science and Technology*, vol. 56, n° 115, pp. 541-555, 1996.
- [98] N. Despringre, *Analyse et modélisation des mécanismes d'endommagement et de déformation en fatigue multiaxiale de matériaux composites : polyamide renforcé par des fibres courtes*, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers, 2015.
- [99] N. Achour, *Modélisation Multi-échelles et analyse expérimentale du comportement de composites à matrice thermoplastique renforcées en fibres de verre sous sollicitations dynamiques modérées*, Ecole nationale supérieure d'arts et métiers, 2015.
- [100] Fong JT (1982), What is fatigue damage ? In: Reifsnider KL (ed.), *Damage in composite materials*. ASTM STP 775. American Society for Testing and Materials, pp. 243-266.
- [101] Daniel IM and Charewicz A (1986), Fatigue damage mechanisms and residual properties of graphite/epoxy laminates, *Eng Fracture Mech* 25(5/6), 793-808.
- [102] Barnard PM, Butler RJ, and Curtis PT (1985), Fatigue scatter of UD glass epoxy, a fact or fiction ? In: Marshall IH (ed.), *Composite Structures 3, Proceedings of the third International Conference on Composite Structures (ICCS-3)*, 9-11 September 1985, Scotland, Elsevier, pp. 69-82.
- [103] Hwang W and Han KS (1986a), Cumulative damage models and multi-stress fatigue life prediction, *J Composite Mat* 20, 125-153.
- [104] Farrow IR (1989), *Damage accumulation and degradation of composite laminates under aircraft service loading: assessment and prediction. Volumes I and II*. Cranfield Institute of Technology, Ph.D. Thesis
- [105] Ellyin F and Kujawski D (1992), Fatigue testing and life prediction of fibreglass-reinforced composites. In: Neale KW and Labossière P (eds.), *First International Conference on Advanced Composite Materials in Bridges and Structures (ACMBS-I)*, 1992, Sherbrooke, Québec, Canada, Canadian Society for Civil Engineering, pp. 111-118.

- [106] Sendeckyj GP (1990), Life prediction for resin-matrix composite materials. In: Reifsnider KL (ed.), Fatigue of composite materials. Composite Material Series 4. Elsevier, pp. 431-483.
- [107] Miner MA, Cumulative damage in fatigue. *J. Appl. Mech* 1945; 12:A159-A164.
- [108] Ellyin F and El-Kadi H (1990), A fatigue failure criterion for fiber reinforced composite laminae, *Composite Struct* 15, 61-74.
- [109] A. Plumtree, GX Cheng Paramètre de dommage par fatigue pour les composites renforcés par des fibres unidirectionnelles et hors axe *Int J Fatigue*, 21 (8) (1999), pp. 849 – 856
- [110] Philippidis TP and Vassilopoulos AP (1999), Fatigue strength prediction under multiaxial stress, *J Composite Mat* 33(17), 1578-1599.
- [111] A. Gagel, B. Fiedler, K. Schulte On modelling the mechanical degradation of fatigue loaded glass-fibre non-crimp fabric reinforced epoxy laminates, *Compos Sci Technol*, 66 (2006), pp. 657-664
- [112] A.L. Highsmith and K.L.Reifsnider, *Damage in Composite Materials*, ASTM STP 775, 1982, pp. 103-117.
- [113] O'Brien and K.L Reifsnider, *J. Compos. Mater*, 15, 1981, pp. 55-70.
- [114] Harris B, Fatigue behaviour of polymer-based composites and life prediction methods. AIB-Vinçotte Leerstoel, 2 maart 1995, Belgium, Nationaal Fonds voor Wetenschappelijk Onderzoek, 28 p.
- [115] Schaff JR and Davidson BD (1997), Life prediction methodology for composite structures. Part I - Constant amplitude and two-stress level fatigue, *J Composite Mat* 31(2), 128-157.
- [116] Van Paepegem, W., and Degrieck, J., 2002, "A New Coupled Approach of Residual Stiffness and Strength for Fatigue of Fibre-Reinforced Composites," *Int. J. Fatigue*, 24(7), pp. 747–762.
- [117] H.Nouri F.Meraghni P.Lory Fatigue damage model for injection-molded short glass fibre reinforced thermoplastics, *International Journal of Fatigue*, Volume 31, Issue 5, May 2009, Pages 934-942
- [118] Krairi, I. Doghri/A thermodynamically-based constitutive model for thermoplastic polymers coupling viscoelasticity, viscoplasticity and ductile damage. *International Journal of Plasticity* 60 (2014) 163–181
- [119] Tang et Lee, 1995 C. Tang, W. Lee Mécanique des dommages appliquée aux propriétés élastiques des polymers *Eng. Fract. Mech.*, 52 (1995), p. 717 - 729
- [120] Miehe et Keck, 2000 C. Miehe, J. Keck Super imposé réponse élastique élastique-viscoélastique-plastoélastique finie avec des dommages dans les polymères caoutchouteux remplis. expériences, modélisation et implémentation algorithmique *J. Mech. Phys. Solids*, 48 (2000), pp. 323 – 365
- [121] Balieu et al, 2013 R. Balieu, F. Lauro, B. Bennani, R. Delille, T. Matsumoto, E. Mottola Un modèle d'endommagement élastoviscoplastique entièrement couplé à des contraintes finies pour un polymère semi-cristallin chargé de minéraux *Int. J. Plast.* (2013)

- [122] Ayoub et al., 2012 G. Ayoub , M. Naït-Abdelaziz , F. Zaïri , J. M. Gloaguen , P. Charrier Prédiction de la durée de vie des matériaux caoutchouteux sous charge multiaxiale en utilisant une approche de mécanique des dommages continue: effets du chargement et du ratio r Mech. Mater. , 52 (2012) , pp. 87 - 102
- [123] Ayoub et al., 2013 G. Ayoub , F. Zaïri , M. Naït-Abdelaziz , J. Gloaguen , G. Kridli Modèle d'endommagement visco-hyperélastique pour l'adoucissement cyclique des contraintes, l'hystérésis et la déformation permanente du caoutchouc à l'aide de la théorie de l'altération du réseau Int. J. Plast. (2013)
- [124] Sidoroff, F . and Subagio, B.(1987). Fatigue damage modelling of composite materials from bending tests. In Second European Conference on Composite Materials(ECCM-II), volume4,pages4.32–4.39.Londres,UK,Elsevier. Proceedings.
- [125] Vieilleigne, S., Jeulin, D., Renard, J., and Sicot, N. (1997). Modelling of the fatigue behaviour of an unidirectional glass epoxy composite submitted to fatigue loadings. In Degallaix, S., Bathias, C., and Fougères, R., editors, International Conference on fatigue of composites, pages424–430.
- [126] Hwang W and Han KS (1986a), Cumulative damage models and multi-stress fatigue life prediction, J Composite Mat 20, 125-153.
- [127] Van Paepegem, W., and Degrieck, J., 2005, “Simulating Damage and Permanent Strain in Composites Under In-Plane Fatigue Loading,” Comput. Struct., 83(23–24), pp. 1930–1942.
- [128] Van Paepegem, W., and Degrieck, J., 2003, “Modelling Damage and Permanent Strain in Fibre-Reinforced Composites Under In-Plane Fatigue Loading,” Compos. Sci. Technol., 63(5), pp. 677–694.
- [129] Khan, Z., Al-Sulaiman, F. A., Farooqi, J. K., and Younas, M., 2001, “Fatigue Life Predictions in Woven Carbon Fabric/Polyester Composites Based on Modulus Degradation,” J. Reinf. Plast. Compos., 20(5), pp. 377–398.
- [130] Wen, C., and Yazdani, S., 2008, “Anisotropic Damage Model for Woven Fabric Composites During Tension-Tension Fatigue,” Compos. Struct., 82(1), pp. 127–131.
- [131] Hansen, U., 1999, “Damage Development in Woven Fabric Composites During Tension-Tension Fatigue,” J. Compos. Mater., 33(7), pp. 614–639.
- [132] Broutman L.J., Sahu S., ‘A New Theory to Predict Cumulative Fatigue Damage in Fibreglass Reinforced Plastics’, Composite Materials: Testing and Design (2nd Conference) 1972. Eds. Corten HT (American Society for Testing and Materials) STP 497, pp. 170-188.
- [133] Shokrieh, M. and Lessard, L. (1997). Multiaxial fatigue behaviour of unidirectional plies based on uniaxial fatigue experiments - 1. modelling. International Journal of fatigue, vol.19 :201–207
- [134] Halpin, J., Jerina, K., and TA, J. (1973). Characterization of composites for the purpose of reliability evaluation. In ASTM STP 521.
- [135] Hahn H.T., Kim R.Y., ‘Proof Testing of Composite Materials’, J Compos Mat (1975), 9, pp. 297

- [136] Chou PC, Croman R. Residual strength in fatigue based on the strength-life equal rank assumption. *J Compos Mat* 1978;12:177–94. [16]
- [137] Chou PC, Croman R. Degradation and sudden death models of fatigue of graphite/epoxy composites. *Composite materials: testing and design (5th conference)*. ASTM STP, 674, 1979. p. 431–54. *Journal of Composite Materials* (1978), 12, pp. 177-194.
- [138] Yang JN, Du S. An exploratory study into the fatigue of composites under spectrum loading. *J Compos Mat* 1983;17:511–26.
- [139] Yang JN. Fatigue and residual strength degradation for graphite/ epoxy composites under tension-compression cyclic loading. *J Compos Mat* 1978;12:19–39.
- [140] Sendekyj G.P., 1991, ‘Life Prediction for Resin-Matrix Composite Materials’, in *Composite Material Series*, Vol. 4, 10. Amsterdam: Elsevier, pp. 431-483.
- [141] Shokrieh MM, Lessard LB. Multiaxial fatigue behaviour of unidirectional plies based on uniaxial fatigue experiments. *Experimental evaluation*. *Int J Fatigue* 1997;19(3):209–17.
- [142] Epaarachchi JA, Clausen PD. A new cumulative fatigue damage model for glass fiber reinforced plastic composites under step/discrete loading. *Compos A* 2005;36:1236–45.
- [143] Found MS, Quaresimin M. Two-stage fatigue loading of woven carbon fiber reinforced laminates. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2003;26:17–26.
- [144] Hashin Z and Rotem A (1973), A fatigue criterion for fiber reinforced composite materials, *J Composite Mat* 7, 448-464.
- [145] Reifsnider KL and Gao Z (1991), A micromechanics model for composites under fatigue loading, *Int J Fatigue* 13(2), 149-156
- [146] J. Fitoussi, N. Bourgeois, G. Guo, D. Baptiste, Prediction of the anisotropic damaged behavior of composite materials: introduction of multilocal failure criteria in a micro-macro relationship, *Computational Materials Science* 5 (1996) 87–100. doi:10.1016/0927-0256(95)00061-5.
- [147] K. Derrien, J. Fitoussi, G. Guo, D. Baptiste, Prediction of the effective damage properties and failure properties of nonlinear anisotropic discontinuous reinforced composites, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 185 (2-4) (2000) 93–107. doi:10.1016/S0045-7825(99) 00253-4.
- [148] F. Desrumaux, F. Meraghni, M. L. Benzeggagh, Generalised Mori-Tanaka Scheme to Model Anisotropic Damage Using Numerical Eshelby Tensor, *Journal of Composite Materials* 35 (2001) 603–624. doi:10.1177/002199801772662091.
- [149] S. Kammoun, I. Doghri, L. Brassart, L. Delannay, Micromechanical modeling of the progressive failure in short glass-fiber reinforced thermoplastics - First Pseudo-Grain Damage model, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 73 (2015) 166–175. doi:10.1016/j.compositesa.500 2015.02.017.
- [150] G. Guo, J. Fitoussi, D. Baptiste, Modelling of damage behavior of a short fiber reinforced composite structure by the finite element analysis using a micro-macro law, *International Journal of Damage Mechanics* 6 (1997) 278–299. doi:0803973233.

- [151] B. N. Nguyen, M. A. Khaleel, A mechanistic approach to damage in short-510 fiber composites based on micromechanical and continuum damage mechanics descriptions, *Composites Science and Technology* 64 (5) (2004) 607–617. doi:10.1016/S0266-3538(03)00293-8.
- [152] F. Meraghni, M. L. Benzeggagh, Micromechanical modelling of matrix degradation in randomly oriented discontinuous-fibre composites, *Composites Science and Technology* 55 (2) (1995) 171–186. doi:10.1016/0266-3538(95)00096-8.
- [153] H. K. Lee, S. Simunovic, A damage constitutive model of progressive debonding in aligned discontinuous fiber composites, *International Journal of Solids and Structures* 38 (5) (2001) 875–895. doi:10.1016/520 S0020-7683(00)00060-3.
- [154] H. Lee, S. Simunovic, Modeling of progressive damage in aligned and randomly oriented discontinuous fiber polymer matrix composites, *Composites Part B: Engineering* 31 (2000) 77–86. doi:10.1016/S1359-8368(99) 00070-0
- [155] J. W. Ju, H. K. Lee, A micromechanical damage model for effective elastoplastic behavior of ductile matrix composites considering evolutionary complete particle debonding, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 183 (3-4) (2000) 201–222. doi:10.1016/S0045-7825(99) 00219-4
- [156] A. Ben Cheikh Larbi, K. Sai, H. Sidhom, D. Baptiste, Constitutive Model of Micromechanical Damage to Predict Reduction in Stiffness of a FatigueSMC Composite, *Journal of Materials Engineering and Performance* 15 (5) (2006) 575–580. doi:10.1361/105994906X124569.
- [157] L. M. Kachanov, On subcritical crack growth, *Mechanics Research Communications*, Volume 3, Issue 1, 1976, Pages 51-54
- [158] Jain A, M Veas J, Straesser S, Van Paepegem W, Verpoest I, V. Lomov S .The Master SN curve approach – A hybrid multi-scale fatigue simulation of short fiber reinforced composites. *Composites: Part A* 2015.
- [159] B. Klimkeit , Y. Nadot , S. Castagnet , C. Nadot Martin , C. Dumas , S. Bergamo , et al. Évaluation de la résistance à la fatigue multiaxiale pour les polymères renforcés, *Int J Fatigue* , 33 (2011) , pp. 766 - 780 ,
- [160] A. Bernasconi , P. Davoli , A. Basile , A. Filippi Effet de l'orientation des fibres sur le comportement à la fatigue d'un polyamide 6 renforcé de fibres de verre., *Int J Fatigue* , 29 (2007) , p. 199 - 208
- [161] A. Zago , GS Springer Fatigue vit des pièces thermoplastiques renforcées de fibres courtes *J Reinf Plast Compos* , 20 (2001) , pp. 606 - 620
- [162] M. De Monte , E. Moosbrugger , M. Quresimin Influence de la température et de l'épaisseur sur le comportement hors axe du polyamide 6.6 chargé de fibres cycliques *Compos A Partie Appl Sci Manuf* , 41 (2012) , pp. 1368 - 13793
- [163]MF Arif , N. Saintier , F. Meraghni , J. Fitoussi , Y. Chemisky , G. Robert. Caractérisation multiscale des dommages par fatigue dans le polyamide 66 renforcé de fibres de verre. *Compos B - Eng* , 61 (2014) , pp. 55 - 65 ,

- [164] G. Meneghetti , M. Quaresimin Évaluation de la résistance à la fatigue d'un composite à fibres courtes basé sur la dissipation thermique spécifique, *Compos Part B Eng* , 42 (2010) , pp. 217 – 225
- [165] L. Jegou , Y. Marco , V. Le Saux , S. Calloch Prédiction rapide de la courbe de Wohler à partir des mesures d'accumulation de chaleur sur un plastique renforcé de fibres courtes *Int J Fatigue* , 47 (2013) , pp. 259 – 267
- [166] Benveniste Y. A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory. *Mechanics of Materials* 1987;6: 147-157.
- [167] M.A. Laribi*, S. Tamboura, J. Fitoussi, R. Tiébi, A. Tcharkhtchi, H. Ben Dali. Fast fatigue life prediction of short fiber reinforced composites using a new hybrid damage approach: Application to SMC. *Composites Part B: Engineering*, Volume 139, 15 April 2018, Pages 155-162
- [168] A. Fatemi, L. Yang Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials *Int J Fatigue*, 20 (1) (1998), pp. 9-34
- [169] L. Yang, A. Fatemi Cumulative fatigue damage mechanisms and quantifying parameters: a literature review *ASTM J Test Eval*, 26 (2) (1998), pp. 89-100
- [170] N. Post, S. Case, J. Lesko Modeling the variable amplitude fatigue of composite materials: a review and evaluation of the state of the art for spectrum loading, *Int J Fatigue*, 30 (12) (2008), pp. 2064-2086
- [171] Broutman L, Sahu S. A new theory to predict cumulative fatigue damage in fiberglass reinforced plastics. In: *Composite materials: testing and design (second conference) ASTM STP 497*. 1972;170–88.
- [172] A. Zago, G. Springer, M. Quaresimin Cumulative damage of short glass fiber reinforced thermoplastics, *J Reinf Plast Compos*, 20 (2001), pp. 596-605
- [173] A. Zago, G. Springer Fatigue lives of short fiber reinforced thermoplastics parts *J Reinf Plast Compos*, 20 (2001), pp. 606-620
- [174] C. Sonsino, E. Moosbrugger Fatigue design of highly loaded short-glass-fibre reinforced polyamide parts in engine compartments, *Int J Fatigue*, 30 (2008), pp. 1279-1288
- [175] J. Hartmann, E. Moosbrugger, A. Büter Variable amplitude loading with components made of short fiber reinforced polyamide 6.6, *Proc Eng*, 10 (2011), pp. 2009-2015

CARACTERISATION ET MODELISATION DU COMPORTEMENT MICROMECHANIQUE DES MATERIAUX COMPOSITES SMC SOUS CHARGEMENT THERMOMECHANIQUE DE TYPE QUASI-STATIQUE ET FATIGUE

Résumé :

L'utilisation des matières composites est fortement conditionnée par la capacité du constructeur ou du sous-traitant à dimensionner les structures automobiles sous divers types de chargements complexes tel que la fatigue. Le présent travail de thèse a pour objectif de développer un outil de modélisation par transition d'échelles couplée à une approche phénoménologique afin d'apporter une réponse à un besoin de maîtrise du dimensionnement de pièce de structure en composite SMC (polyester chargé en fibres de verre) soumis à des sollicitations de type fatigue sous différents niveaux de température 23°C, 80°C et -30°C. Pour ce faire, le travail a été mené selon deux axes principaux. En premier lieu, une investigation expérimentale sous chargement monotone et fatigue. Les résultats de l'analyse expérimentale de l'endommagement du matériau a permis d'accéder aux données nécessaires à la construction d'un modèle micromécanique constituant la base des approches prédictives de la durée de vie des SMC sous chargements cycliques constituant la seconde phase de travail. Ainsi, deux approches de modélisations hybrides phénoménologiques/micromécaniques ont été proposées. Elles sont toutes les deux basées sur une modélisation micromécanique qui permet de traduire le comportement mécanique du matériau d'étude sous chargement monotone avec prise en compte de la microstructure et de l'endommagement. Ces deux approches prédictives ne nécessitent qu'un nombre limité d'essais et d'investigations expérimentales mais restent bien fiables et pertinentes dans leurs capacités de prédire la durée de vie d'un matériau composite SMC sous chargement en fatigue. L'approche est validée dans le cas de chargements thermomécaniques séquentiels à température ou amplitude variable.

Mots clés : Comportement mécanique, Composite SMC, Fatigue, Endommagement, Modélisation multi-échelles

CHARACTERIZATION AND MODELING OF THE MICRO-MECHANICAL BEHAVIOR OF SMC COMPOSITES UNDER THERMOMECHANICAL LOADING , QUASI-STATIC AND FATIGUE TYPE

Abstract :

The composite materials are strongly conditioned by the ability of the company to design the automotive structures under various complexes loadings such as fatigue. The aim of this thesis is to develop a multi-scale modeling coupled to a phenomenological approach in order to provide a response to the dimensioning need of structural parts subjected to cyclic loading at different temperatures of 23°C, 80°C and -30°C. By this way, the work was conducted along two main lines; firstly, an experimental investigation under monotonic and fatigue loadings. The results of this experimental study provide the necessary data for the construction of a micromechanical model which constitute the basis of the second part of this work; the predictive approaches of the fatigue lifetime for SMC composite. Thus, two hybrid, phenomenological/micromechanical, modeling approaches have been proposed. Both are based on a micromechanical modeling that allows describing the mechanical behavior of our material under monotonic loading, taking into account the microstructure and the damage phenomenon. These two predictive models require only a limited number of experimental tests and investigations but remain very reliable in their capacity to predict the lifetime of an SMC composite material under fatigue loading. The approach is validated in the case of thermomechanical sequential loadings at variable temperatures or amplitudes.

Keywords: Mechanical behavior, SMC composite, Fatigue, Damage, Multiscale model.