

Université MUSTAPHA Stambouli
Mascara



جامعة مصطفى أسطمبولي
معسكر

Faculté des sciences et technologie

Département de Génie Mécanique

Laboratoire de Physique Quantique de la Matière et Modélisations

THESE DE DOCTORAT DE 3^{eme} CYCLE

Spécialité: Genie Mécanique

Option: Mécanique des Matériaux

Intitulée

Contribution à l'étude du comportement cyclique du PVC (Polychlorure de vinyle)

Présentée par : TAL HA ABDELKADER

Soutenu le : 09 Juin 2021 devant le jury composé de :

Président	M.MEDDAH Hadj Miloud	Pr	Université M. S. de Mascara
Examineur	M.KHERRIS Sahraoui	Pr	Université M. S. de Tissemsilt
Examineur	M.SLIMANI Rabeh	MCA	Université M. S. de Mascara
Examineur	M.ZAIM Abdenour	MCA	Université M. S. de Mascara
Encadreur	M.BENDOUBA Mostefa	MCA	Université M. S. de Mascara
Co-Encadreur	M.AID Abdelkrim	Pr	Université M. S. de Mascara

Remerciements

A Allah que je dois le remerciement, c'est Allah qui ma donner autant, de patiente afin d'accomplir ce travail. A Allah seul de m'avoir orienté à choisir ce thème. C'est lui le tout puissant à qui tout lui appartient. C'est nous qui avons besoin de tout et de lui. Quand on le remercie, c'est notre propre bien.

Alors,

Je remercie Monsieur les professeur abdelkrim Aïd et Monsieur Bendouba mostafa d'avoir Acceptent mon encadrement, et m'avoir proposé le thème de la thèse et me donner l'occasion de travailler, pour sa disponibilité à tout moment, pour son aide qu'il a apporté durant la réalisation des essais, pour son travail très consciencieux, son attention, sa patience, son humanité.

Mes remerciements vont également aux membres du jury, d'avoir accepté de juger ce travail. Je voudrai également remercie mes amis est surtout Monsieur Taghzout Ali, qui me soutenu et encouragé durant des années.

Ceux grâce à qui toute difficulté s'avère surmontable : mes très chers parents toute ma famille (Mes frères et mes sœurs). Les mots sont assez faibles pour vous décrire ma reconnaissance et ma gratitude. Merci.

En fin je remercie toute personne ayant contribué de près ou de loin a la réalisation de ce travail.

Résumé

Résumé

Sur la base de l'application d'un critère énergétique, une nouvelle approche de l'accumulation des dommages par fatigue à faible cycle est proposée dans cette thèse.

Cependant, il est tenu pour acquis que la proportion de deux ou plusieurs niveaux de contrainte successifs est utilisée pour expliquer le phénomène d'endommagement.

Cette procédure est couplée à un modèle d'accumulation des dommages non linéaires pour prédire la durée de vie et les dommages accumulés sous chargement variable.

Un algorithme informatique basé sur Matlab de la méthodologie de prédiction de la durée de vie en fatigue a été développé. L'indicateur de dommage proposé est connecté cycle par cycle à la courbe E-N (Energy-Number of cycles).

Des données expérimentales provenant d'un matériau polymère tel que le chlorure de polyvinyle sont utilisées pour vérifier les performances de l'approche proposée.

La vérification expérimentale montre un accord satisfaisant entre les résultats du calcul de la durée de vie en fatigue par le modèle proposé et les résultats des tests.

De plus, on constate que l'approche proposée montre une bonne estimation et sa courbe d'endommagement présente un comportement non linéaire caractéristique de la croissance des dommages.

Mots clés

Fatigue à faible cycle, accumulation des dommages, critère énergétique, chargement deux blocs, la durée de vie, chlorure de polyvinyle

Abstract

Abstract

Abstract

Based on the application of an energy criterion, a new approach to the accumulation of fatigue damage at low fatigue cycle is proposed in this thesis.

However, it is taken for granted that the proportion of two or more successive stress levels is used to explain the damage phenomenon.

This procedure is coupled with a non linear damage accumulation model to predict life and damage accumulated under variable loading.

A computer algorithm based on Matlab of the fatigue life time prediction methodology has been developed. The proposed damage indicator is connected cycle by cycle to the E-N curve (Energy-Number of cycles).

Experimental data from a polymeric material such as polyvinyl chloride is used to verify the performance of the proposed approach.

The experimental verification shows a satisfactory agreement between the results of the calculation of the fatigue life by the proposed model and the results of the tests.

In addition, it can be seen that the proposed approach shows a good estimate and its damage curve presents a nonlinear behavior characteristic of damage growth.

Keywords

Low cycle fatigue, accumulation of damage, energy criteria, two block loading, lifetime, polyvinyl chloride

ملخص

ملخص

بناءً على تطبيق معيار الطاقة، تم اقتراح نهج جديد لتراكم أضرار عن طريق الكلال بدورة المنخفضة مقترحة في هذه الأطروحة.

ومع ذلك، فمن المسلم به أن نسبة اثنين أو أكثر من مستويات الإجهاد المتتالية تستخدم لشرح ظاهرة تمدد الضرر.

يقترن هذا الإجراء بنموذج تراكم الضرر غير الخطي للتنبؤ بالعمر والأضرار المتراكمة تحت التحميل المتغير.

تم تطوير خوارزمية علي كمبيوتر تعتمد على ماطلاب لمنهجية التنبؤ بحياة الكلال. مؤشر الضرر المقترح مرتبط بدورة تاو الاخري بمنحني (الطاقة-عدد الدوران) EN.

يتم استخدام البيانات التجريبية من مادة بوليمرية مثل البولي فينيل كلوريد للتحقق من أداء النهج المقترح

أظهر التحقق التجريبي وجود اتفاق مرضٍ بين نتائج حساب عمر الكلال بالنموذج المقترح ونتائج الاختبارات. بالإضافة إلى ذلك، يمكن ملاحظة أن النهج المقترح يُظهر تقديرًا جيدًا ويمثل منحني الضرر الخاص به سلوكًا غير خطي يتميز بنمو الضرر.

الكلمات الدالة

إجهاد الدورة المنخفض، تراكم الضرر، معيار الطاقة، تحميل كتلتين، امتداد الحياة كلوريد البولي فينيل

REMERCIEMENTS	I
RESUME	II
TABLE DES MATIERES	III
Liste des figures	IV
INTRODUCTION GENERALE	1

CHAPITRE I: RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES POLYMERES

I.GÉNÉRALITÉ SUR LES POLYMÈRES.....	3
I.1.INTRODUCTION.....	3
I.2.DECOUVERTE ET DEVELOPPEMENTS DES POLYMERES.....	3
I.3.REPRESENTTION MOLECULAIRE DU PVC.....	4
I.4.ASPECTSMORPHOLOGIQUESLIESAUXPROCEDESDEPOLYMERISATIONDU PVC..	5
I.4.1.Déterminations de lamorphologie du PVC.....	5
I.4.2.Détermination de la température de transition vitreuse.....	6
I.5.QU'EST-CEQU'UN POLYMERE.....	6
I.6.CLASSIFICATIONS DES POLYMERES.....	7
I.6.1.Thermodurcissable.....	8
I.6.2.Elastomères.....	8
I.6.3.Thermoplastiques.....	9
I.7.PROCESSUS DE DEFORMATIONDES SPHEROLITES.....	11
I.7.1.Région équatoriale.....	12
I.7.2.Régiondiagonale.....	12
I.7.3.Régionpolaire.....	12
I.8.MECANISMES DES DEFORMATIONS DES POLYMERESS EMI CRISTALLINS.....	13
I.8.1Déformations de la phase amorphe.....	13
I.8.1.1Glissement interlamellaire.....	13
I.8.1.2.Séparation interlamellaire.....	13
I.8.2.Déformations de laphase cristalline.....	14
I.8.3Fragmentation des lamellescristallines.....	15
I.9.COMPORTEMENT AUX PETITES DEFORMATIONS.....	16
I.9.1Différents essais mécaniques.....	16
I.10.COMPORTEMENT AUXGRANDES DEFORMATION DES POLYMERS.....	17
I.10.1.COMPORTEMENT MECANIQUE DU PVC.....	18

I.10.2.COMPORTEMENT MECANIQUE POUR DIFFERENTS VITESSE DE SOLLECITATION.....	19
I.11.CONCLUSION.....	20

**CHAPITRE II: ETUDE DE FATIGUE ETD'ENDOMMAGEMENT
DES MATERIAUX POLYMERS**

II.1.INTRODUCTION.....	21
II.2.L'IMPORTANCE D'ÉTUDIER LE PHÉNOMÈNE DE FATIGUE.....	23
II.3.DEFINITIONS.....	23
II.4.LES DIFFERENTS PHASE DE FATIGUE.....	24
II.4.1.Phase d'amorçage dela fissure.....	25
II.4.2.Propagation courte d'une fissure macroscopique.....	25
II.4.3Rupture.....	25
II.5.LES DIFFERENTS TYPE DES SIGNAUX DE CHARGEMENTS.....	25
II.5.1Signal simple d'amplitude constante.....	26
II.5.2Signal constitué de deux blocs de charg d'amplitu de constante.....	26
II.5.3Signal constitué de plusieurs blocs d'amplitude constante.....	26
II.5.4Signal d'amplitude variable.....	26
II.6.L'APPROCHE S-N DE LA PREVISION DE LA DUREEDEVIEENFATIGUE.....	27
II.6.1Chargement ducycle avec amplitude constante.....	27
II.7.LES TERMINOLOGIES.....	27
II.8.COURBEDEFATIGUECONTRAINTE-NOMBREDECYCLES COURBESDEWÖHLER...	29
II.8.1.Domaine defatigue plastique oligocyclique (low cycles fatigue).....	30
II.8.2.Domaine de fatigue ou d'endurance limitée (High cycles fatigue).....	30
II.8.3.Domaine d'endurance illimitée ou zone de sécurité.....	30
II.9.REPRESENTATIF POSSIBLE.....	31
II.10.METHODE DE COMPTAGERAINFLOW EN UNIAXIAL.....	21
II.11.LENDOMMAGEMENT PERMANENT.....	33
II.12.LES ETAPES D'UN CALCUL DE DUREEDEVIE.....	33
II.13.LES FACTEUR INFLUENT SUR L'ESSAI DE FATIGUE.....	35
II.13.1.Influence del'état de surface.....	35
II.13.2.Influence des contraintes résiduelles (contraintes internes).....	36
II.13.3.Taux d'écrouissage.....	36
II.13.4.Dimension des grains.....	36
II.13.5.Influence de la température.....	36

II.13.6. Influence de la fréquence.....	36
II.14. LEDIAGRAMME DE HAIGH.....	37
II.15. SPECIFICITES DE LA FATIGUE DES POLYMERES VIS-À-VIS DES METAUX....	39
II.16. LOIS DE CUMUL D'ENDOMMAGEMENT.....	40
II.17. EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT.....	41
II.17.1. Application de la règle linéaire.....	41
II.17.2. Lacunes de la règle linéaire.....	42
II.18. THEORIE DU CUMUL LINEAIRE.....	43
II.18.1. Loi de Palmgren-Miner 1945.....	43
II.19. THEORIE DU CUMUL NON LINEAIRE.....	45
II.19.1. Loi de Marco-Starkey 1954.....	45
II.19.1.1. Méthode des nombres de cycles équivalents.....	45
II.20. Loi de Henry 1955.....	47
II.21. Loi de GATTS (1961).....	49
II.22. Loi d'endommagement bilinéaire de Manson-Frenche-Ensign (1967).....	51
II.23. LA THEORIE UNIFIEE DE BUI-QUOC, BAZERGUIET BIRON (1971).....	53
II.24. LA LOI DE LE MAITRE ET CHABOCHE (1974).....	54
II.25. LOI DE LA CONTRAINTE ENDOMMAGEE (MODELE DSM) (2005).....	58
II.26. CRITERE ENERGETIQUE.....	59
II.26.1. Approche énergétique d'Ellyin.....	59
II.26.2. Goloset Ellyin.....	61
II.26.3. Modèle Energétique.....	63
II.27. CONCLUSION.....	65

CHAPITRE III : ETAT ART FATIGUE DES PVC

III.1. INTRODUCTION.....	66
III.2. COMPORTEMENT DES POLYMERES A LA FATIGUE.....	67
III.3. PROPAGATION D'UNE FISSURE DE FATIGUE.....	67
III.4. EFFETS DU TRAITEMENT SUR LA FRACTURE ET LA FATIGUE.....	69
III.5. EFFETS DE TEMPERATURE.....	71
III.6. EFFETS DE FREQUENCE.....	74
III.7. EFFET DE LA DIRECTION D'EXTRUSION.....	79
III.8. EFFET DU RAPPORT R.....	80

III.9.MODELESDE CUMUL D'ENDOMMAGEMENT A DEUX NIVEAUX DE CHARGEMENT (DEUX BLOCS DE CHARGEMENT).....	81
III.10.CONCLUSION.....	86

CHAPITRE IV : ETUDE EXPERIMENTALE ET NUMERIQUE

IV.1.INTRODUCTION.....	87
IV.2.PRESENTATION DU MATERIAU.....	88
IV.3.GEOMETRIESDESEPROUVETTES.....	89
IV.4.DESCRPTION DES ESSAIS DE TRACTION ET FATIGUE.....	90
IV.5.MODÉLISATIONDESRESULTATSDEL'ENDOMMAGEMENT.....	91
IV.5.1.DOMAINEOLIGOCYCLIQUE.....	94
IV.6.CRITERESD'EVALUATION DES PERFORMANCES DES LOIS.....	96
IV.7.ANALYSE DE FATIGUE.....	96
IV.7.1.Matériau étudié.....	97
IV.7.2.Essai de traction.....	97
IV.8.LESPROPRIETESDUMATERIAUENFATIGUE.....	98
IV.9.ESSAIS DE FATIGUE EN TRACTION UNIAXIAL ET SIMULATION.....	98
IV.10.RESULTATS ET ANALYSES.....	99
IV.10.1.Chargement à deux blocs croissants.....	99
IV.10.2.Chargement à deux blocs décroissants.....	101
IV.10.3.Chargementblocs croissants–décroissantsetaléatoire.....	103
IV.11.COMPARAISON DES LOIS DE CUMULETDE LASIMULATIONA L'EXPERIENCE.....	106
IV.12.MATRICEDERAINFLOWEN 3D.....	108
IV.13.RESULTAT DESIMULATION SOLIDWORKS.....	109
IV.13.1.Analysestatique.....	109
IV.13.2.Modèle par élémentfinis.....	110
IV.13.3.Etat de contrainte.....	110
IV.14.CONCLUSION.....	113
CONCLUSION ET PERSPECTIVE.....	

Liste des abréviations

Liste des abréviations

A	Constante dans les équations des courbes S-N selon les auteurs.
b	Constante dans les équations des courbes S-N selon les auteurs.
D	Endommagement.
σ_{moy}	Contrainte moyenne.
$\Delta\sigma$	Etendue de variation de la contrainte
$\Delta\varepsilon$	Etendue de variation de la déformation.
σ_a	amplitude de contrainte
ε_a	Amplitude de déformation
σ_{D0}	limite d'endurance instantanée
R_m	Contrainte maximale de traction.
σ_u	Contrainte ultime de traction.
σ_{-1}	Limite d'endurance en traction alternée symétrique
R_m	Résistance maximale à la traction
R	Rapport de contrainte.
β et C	Constantes de l'équation de Basquin.
A, B et C	Constantes de l'équation de Bastenaire
β_i	Fraction de durée de vie.
m_1	Exposant de loi de Marco et Starkey.
p	Constante de la loi de Manson et al.
γ_u	Résistance ultime additionnelle pour la théorie Unifiée.
m	Exposant de la théorie Unifiée.
α, β, a et M	Constantes de la loi de Lemaitre et Chaboche
ΔW^*	Limite de fatigue réduite selon Ellyin
ξ	Exposant de loi d'Ellyin
σ_{ed}	Contrainte endommagée.
σ_{equiv}	Contrainte équivalente pour le modèle de la contrainte endommagée
ERP	Erreur relative de prédiction.
HV	Dureté Vickers
$Re0.2$	Limite d'élasticité à 0,2%
K	Module d'érouissage monotone
MEF	Méthode des éléments finis
σ'_f	Coefficient de résistance à la fatigue

Liste des abréviations

ε_f'	Coefficient de ductilité de fatigue
N	Coefficient de Poisson.
w_a	énergie de déformation.
w_u	énergie ultime
w_{eq}	énergie équivalente
ΔW^t	Densité volumique d'énergie mécanique totale de déformation (par cycle)
ΔW^p	Densité volumique d'énergie de déformation plastique
ΔW^e	Densité volumique d'énergie de déformation élastique
$\Delta\sigma$	Etendue de variation de contrainte
$\Delta\varepsilon^p$	Amplitude de déformation plastique sur un cycle de sollicitation
W_{1m}	Energie sphérique moyenne
I_{1m}	invariant du tenseur de contrainte moyen
W_{2m}	Energie déviatrice
W_{1a}	Energie spherique alternée
ε_p	Déformation plastique
W_{2a}	Energie déviatrice ou de distorsion alternée
ε_a^e	Déformation élastique
ε_a^p	Déformation plastique
I_1	Valeur moyenne du premier invariant du tenseur contraintes.
PHm	Pression hydrostatique moyenne
ε_N	Déformation normale
σ_N	Contrainte normale
ν	Coefficient de Poisson
σ_e	Limite d'endurance instantanée
R_u	Résistance ultime en traction monotone
σ_D	limite d'endurance instantanée
K	Coefficient de concentration de contrainte
$\gamma_{D,e}$	Limite d'endurance non dimensionnelle instantanée
σ_{e0}	Limite d'endurance des matériaux vierge
σ_r	Résistance ultime en traction monotone
M	Constante empirique
γ_{max}	Contrainte cyclique non dimensionnelles maximal

Liste des abréviations

γ_{mmi}	Contrainte cyclique non dimensionnelles minimale
dD	Accroissement du dommage génère par dN cycles
σ_{edi}	Contrainte endommagée
σ_i	Contrainte appliquée
D	Endommagement
σ_{equiv}	Contrainte endommagement équivalente
V_{2a}	l'énergie de distorsion de référence
V_{1m}	l'énergie sphérique de référence
B	paramètre de sensibilité du matériau
ε_t	La déformation totale
σ_{D0}	limite d'endurance de la surface de référence
R	Coefficient de résistance
n	L'exposant de durcissement.
R'	Coefficient de résistance cyclique
n'	Exposant de contrainte par déformation cyclique.
σ_r'	Résistance à la fatigue
C	Exposant de coffin.
σ_{Ds}	Limite d'endurance avec un état de surface s
n_i	Représente le nombre de cycles effectués pour le chargement i
N_{Ri}	Représente le nombre de cycles nécessaires pour rompre l'éprouvette sous le chargement i.
β_i	Fraction de vie correspondant au bloc de sollicitation à un niveau de contrainte σ_i
φ	Facteur de surcharge sous le niveau contrainte σ
N_{oi}	Nombre de cycles à l'amorçage
dD	Accroissement du dommage génère par dN cycles

Liste des abréviations

Notations et unités

σ_f'	Coefficient de résistance à la fatigue [MPa].
E	Module d'élasticité longitudinale (module d'Young) [MPa].
ΔW^t	Densité volumique d'énergie mécanique totale de déformation (par cycle) [MJ.m ³].
σ_{ed}	Contrainte endommagée [MPa].
σ_{equiv}	Contrainte équivalente pour le modèle de la contrainte endommagée [MPa].
Re0.2	Limite d'élasticité à 0,2%.
A, B et C	Constantes de l'équation de Bastenaire.
β et C	Constantes de l'équation de Basquin.
ERP	Erreur relative de prédiction.[%].
N_{Ri}	Représente le nombre de cycles nécessaires pour rompre l'éprouvette sous le chargement i [cycle] .
F	Force [N].
Rm	Résistance à la traction [MPa]
n	Nombre de cycles
T	Température[C°]

Liste des abréviations

Abréviations

Abréviation	Signification
ASTM	AméricanSociety for Testing and Materials
PVC	Polychlorure de vinyle
PVC- U	Polychlorure dur
PVC- M	Polychlorure plstifie
PVC -C	Polychlorure-surchloré
U-PVC	Polychlorure stéarique
PVB	Polybutyral de vinyle
PEHD	Polyéthylène haute densité
PP	Polypropylène
DSC	Analyse calorimétrique différentielle
PA66	Polyamide 6.6
PBT	Polybutylène Téréphtalate
PE	Poléthylène
PEEK	Polyétheréthercétone
PC	Polycarbonate
PET	Polyéthylène Téréphtalate
POM	Polyoxyméthylène
PMMA	Polyméthacrylate
PTFE	Polytétrafluoroéthylène
PS	Polystyrène
PSU	Polysulfone
T _g	Température de transition vitreuse
T _f	Température de fusion

Liste des figures

Liste des figures

Chapitres I

Figure I.1 :	Macromolécule du pvc.....	[3]	4
Figure I.2 :	Micrographie obtenue par microscopie électronique a balayage (meb) d'un échantillon de pvc polymérisé en suspension.....	[5]	5
Figure I.3 :	Représentation schématique d'une cristallite de PVC.....	[4]	5
Figure I.4 :	Courbe DSC obtenue pour le PVC non modifié (10 C° / min).....	[6]	6
Figure I.5 :	La construction d'un polymère.....	[7]	7
Figure I.6 :	Les classifications des polymères.....	-	7
Figure I.7 :	Représentations d'une structure macromoléculaire d'un thermodurcissable	[3]	8
Figure I.8 :	Représentations d'une structure macromoléculaire d'un élastomère.....	[3]	9
Figure I.9 :	Représentations d'une structure macromoléculaire d'un thermoplastique linéaire.....	[3]	9
Figure I.10 :	Structure d'un polymère semi cristallin.....	[8]	10
Figure I.11 :	Représentation de la structure cristalline de polymère.....	[2]	10
Figure I.12 :	Structure d'un polymère amorphe.....	[9]	11
Figure I.13 :	Déformations des régions (a)équatoriales (b) diagonales (c) polaires des sphérolites.....	[10]	13
Figure I.14 :	Processus de déformation de la phase amorphe dans les polymères semi cristallins (a) état non déformé (b) glissement inter lamellaire et (c) séparation inter lamellaire.....	[13]	14
Figure I.15 :	(a) Glissement parallèle aux chaînes (b) perpendiculaire aux chaînes.....	[16]	15
Figure I.16 :	Les processus de déformation des polymères semi cristallins.....	[18]	16
Figure I.17 :	Différentes géométries d'essais mécaniques.....	[19]	16
Figure I.18 :	Comparaison des propriétés mécanique du pvc par rapport a un sélections des polymères courbe obtenue a25°c avec la méthode de la vidéo métrique.....	[20]	17
Figure I.19 :	Loi de comportement (expérimental).....	[21]	18
Figure I.20 :	Courbe contrainte vrai-déformation vrai pour différentes vitesse. de sollicitation.....	[21]	19

Liste des figures

Chapitres II

Figure II.1 :	Image d'un accident ferroviaire.....	[22]	22
Figure II.2 :	Accidents aériens liés à la fatigue: (a) défaillance du fuselage (b) Défaillance du train d'atterrissage.....	[23]	22
Figure II.3 :	Représentation des phases de propagation d'une fissure de fatigue.....	[24]	24
Figure II.4 :	Les phases de fatigue.....	-	24
Figure II.5 :	Différent type des signaux (chargement).....	[25]	26
Figure II.6 :	Cycle de contrainte en fatigue.....	-	27
Figure II.7 :	Présentation d'une courbe de Wöhler (S-N).....	-	29
Figure II.8 :	Comptage des écoulements de pluie: a) historique de la charge, de la tension ou de l'extension; b) illustration de Nombre de flux de pluie; c) résultat du comptage.....	[27]	32
Figure II.9 :	Organigramme de calculer du durée de vie en fatigue sous chargement d'amplitude variable.....	-	34
Figure II.10:	Représentation classique d'un diagramme de Haigh.....		37
FigureII.11 :	Représentation de Gerber, Goodman et Söderberg.....	[30]	38
FigureII.12 :	Durée de vie de plusieurs plastiques.....	[31]	39
FigureII.13 :	Représentation schématique du processus d'endommagement.....	-	41
FigureII.14 :	Chargement à deux niveaux.....	-	42
FigureII.15 :	Prévision de la dure de vie pour chargement variable de chargement (a) séquence composée de plusieurs blocs de sollicitation (b) nombre de cycle ni du ieme blocCourbe S-N.....	-	43
FigureII.16 :	Présentation de la méthode des nombres de cycles équivalents.....	-	46
FigureII.17 :	Schématisations de la modélisation de Gatts.....	-	50
FigureII.18 :	Interprétation du dommage en fatigue à deux niveaux de contrainte par la règle de Maison et al.....	[45]	52
FigureII.19 :	Cumul du dommage pour des essais à deux niveaux de contrainte.....	-	55
FigureII.20 :	Définition des paramètres utilisent de la loi de la contrainte endommagée.....	-	58
FigureII.21 :	Courbe de dommage modélise selon, Ellyin.....	[39,4]	60
FigureII.22 :	Energie de déformation élastique et plastique.....	[50]	62

Liste des figures

Chapitre III

Figure III.1 :	Schématisation la vitesse de propagation des fissures par fatigue.....	[58]	68
Figure III.2 :	Les réponses du PVC aux impacts entaillés.....	[62]	69
Figure III.3 :	Bandes de cisaillement (stries) en flexion 4 -points dans le PVC.....	[67]	71
Figure III.4 :	Variations de la température par la fatigue.....	[71]	72
Figure III.5 :	Effet de la fréquence des tests sur le nombre de cycles jusqu'à l'échec pour PVC-U.....	[77]	73
Figure III.6 :	Taux de déformation en fatigue: (a) Effet de la fréquence; et (b) effet du rapport R.....	[82]	75
Figure III.7 :	(a) courbes pour CPVC à 1 Hz et différentes températures.. (b) courbes pour CPVC à 23 C et différentes fréquences.....	[85]	76
Figure III.8 :	Courbes TGA d'un pvc représente un échantillon prélevé sur granulés avant traitement.....	[88]	77
Figure III.9 :	Déformation maximale de fatigue par rapport au nombre pour le (a)PVC et (b) XLPE.....	[88]	77
Figure III.10:	Developpement module dynamique du pp parrapport noombre de cycle..	[89]	78
Figure III.11:	Influence du Rapport R sur le module dynamique.....	[89]	78
Figure III.12:	Taux de croissance des fissures de fatigue de (a) PVC-U et (b) PVC-M transversalement et directions longitudinales.....	[90]	79
Figure III.13:	Taux de croissance des fissures de fatigue de (a) PVC-U et (b) PVC-M à des rapports R de 0,1, 0,2 et 0,6.....	[90]	80
Figure III.14:	Test de fatigue PPEK-C10-C30.....	[91]	81
Figure III.15:	Comparaison des résultats expérimentaux donnés dans et prédiction par le modèle proposé (DSM).....	[92-93]	82
Figure III.16:	Dommmages accumulés par le modèle DEM: deux blocs faibles à élevés charge (Energies 0,163-0,244 correspond à 18-22 MPa).....	[94]	83
Figure III.17:	Comparaison les différentes durée vies résiduelles avec expérimental...	[94]	83
Figure III.18:	Résultat expérimental du courbe de fatigue- SN.....	[95]	84
Figure III.19:	Evolution du cumul de l'endommagement i D en fonction de Fraction de vie et comparaison avec la loi de Palmgren-Miner.....	[96]	85

Liste des figures

Chapitre IV

Figure IV.1 :	Direction de l'échantillon longitudinal pour les essais mécaniques.....	-	88
Figure IV.2 :	fraiseuse a commande numérique.....	-	89
Figure IV.3 :	Géométries des éprouvettes lisses.....	-	89
Figure IV.4 :	a) Images correspondant à machine de fatigue MTS. b) Signale machine et chargement réelle.....	-	90
Figure IV.5 :	Eprouvettes fracturée par fatigue.....	-	91
Figure IV.6 :	Courbe amplitude de déformations total et durée de vie.....	-	92
Figure IV.7 :	Algorithme de cumul de dommage et estimation de la durée de vie.....	[122- 123]	93
Figure IV.8 :	Énergie de déformation totale W_t utilisant le logiciel Origin Pro.....	-	95
Figure IV.9 :	paramètres pour analyses de fatigue.....	-	96
FigureIV.10:	Courbe contrainte déformation du Polyvinyle chlorite (PVC).....	-	97
FigureIV.11:	Courbe W-N(Energie Nombre de cycle).....	-	99
FigureIV.12:	Programme de chargement par blocs croissants.....	-	99
FigureIV.13:	Evolution des dommages par fatigue avec nombre de cycles pour deux blocs de Chargement: blocs croissants.....	-	101
FigureIV.14:	Programme de chargement par blocs décroissant.....	-	102
FigureIV.15:	Evolution des dommages par fatigue avec nombre de cycles pour deux blocs de chargement: blocs décroissants.....	-	103
FigureIV.16:	Chargement croissant.....	-	104
FigureIV.17:	Chargement décroissant.....	-	104
FigureIV.18:	Chargement aléatoire.....	-	104
FigureIV.19:	Evolution des dommages par fatigue avec nombre de cycles pour deux blocs de chargement: blocs croissants .décroissants aléatoire.....	-	105
FigureIV.20:	Erreurs relatives de prédiction pour le calcul des durées de vie en fatigue à l'aide des modèles d'endommagement sous 2 blocs, 3 blocs et 4 blocs..	-	107
FigureIV.21:	Durées de fatigue prévue et expérimentales du polychlorure de vinyle.....	-	108
FigureIV.22:	Résultat du comptage Rainflow appliqué sur le spectre en 3D.....	-	109
FigureIV.23:	Géométrie et dimensions du modèle.....	-	109
FigureIV.24:	Maillage de modèle géométrique.....	-	110
Figure IV.25	Etat de contrainte de Von Miss.....	-	110

Liste des figures

FigureIV.26:	Distribution de l'endommagement sur le modèle géométrique.....	-	111
FigureIV.27:	Prévision de durée de vie de l'éprouvette de l'essai 01.....	-	111

Liste des tableaux

Liste des tableaux

Chapitre II

Tableau II.1 :	Paramètres de fatigue.....	28
Tableau II.2 :	Les model analytique du courbe S.N.....	31
Tableau II.3	Paramètre de limite de fatigue.....	..38

Chapitre IV

Tableau IV.1 :	Caractéristiques mécanique.....	97
Tableau IV 2 :	Propriétés de fatigue du PVC.....	98
Tableau IV.3 :	Durées de vie, prévus par le modèle énergie d'endommagement. par ordre croissant.....	100
Tableau IV.4 :	Durées de vie, prévus par le modèle énergie d'endommagement par ordre Décroissant.....	102
Tableau IV.5 :	Durées de vie , prévus par le modèle énergie d'endommagement par ordre Aléatoire.....	105

Introduction générale

Introduction générale

Depuis l'époque dernière l'évolution industrielle des polymères appelés généralement matières plastiques, a connu un véritable essor. Ils se sont imposés dans tous les domaines de nos activités: des objets les plus courants jusqu'à des applications techniques précieuses, en passant par leur utilisation dans les produits d'hygiène ou alimentaires. Il fait une partie de consommation excessive des matières plastiques.

Le comportement des polymères semi cristallins est important lors de la conception des composants polymères, la défaillance des éléments dans le polymère résulte des dommages ou de la croissance des fissures.

Afin tenir compte de la complexité des modes de sollicitation variables (cycliques) et répétées dans le temps qui, bien qu'inférieures à la limite d'élasticité du matériau, se dernier peuvent mener à la rupture, lorsque les charges applique est répétée un grand nombre de fois. Ce phénomène est appelé fatigue ou endommagement par fatigue est conduit très souvent à une rupture brutale.

Pour représente la courbe d'évolution du cumul du dommage, certains modèles de prédiction du cumul d'endommagement ont été élaborés, lesquels se différencient par leurs formules analytiques.

Afin d'évaluer l'indicateur du dommage et la durée de vie des structures qui sont soumise à des chargements cycliques, les bureaux d'études utilisent généralement la loi linéaire de Palmgren-Miner en raison de la simplicité et d'utilisation. L'inconvénient majeur de cette loi c'est qu'elle ne tient pas en compte de l'effet d'apparition des séquences de chargements.

Par contre, Les autres lois décrivant le cumul d'endommagement sont des lois non linéaires, la détermination par des essais expérimentaux des plusieurs paramètres, ce qui exprime leurs applications précieux.

Le travail est organisé comme suit :

Le premier chapitre: expose de manière non-exhaustive l'état de l'art relatif à quelques généralités sur les polymères. Ce dernier a la vocation de présenter succinctement le comportement des polymères ainsi leurs morphologies et différents procédés de mise en forme.

Le deuxième chapitre : est consacré à un rappel des certaines notions de fatigue des matériaux en conséquence les différents domaines de la courbe de Wöhler, les paramètres d'influence sur la tenue en fatigue des structures et les étapes d'un calcul de durée de vie ainsi

Introduction générale

Quelques lois de cumul d'endommagement qui sont appliquées pour estimer le cumul du dommage et prédire la durée de vie. Dont le rôle est de formaliser et de quantifier le cumul du dommage produit par une évolution de chargement d'amplitude variable.

Un modèle d'endommagement basé sur l'énergie de déformation qui calcule la durée de vie dans le domaine de fatigue à faible nombre de cycles sous sollicitation uni axiale.

Le troisième chapitre: nous présentons un état d'art sur la fatigue des polymères et pvc.

Le quatrième chapitre: nous avons persévérant des améliorations sur notre model de cumul d'endommagement basé sur énergie de déformation pour qu'il soit applicable dans la fatigue oligocyclique, l'évolution du cumul de dommage est déterminée en fonction des caractéristiques mécaniques de fatigue du matériau et du type de séquence déchargement.

A cet effet nous considérons plusieurs niveaux de chargements en blocs croissants, décroissants et aléatoires ont été réalisés.

Les buts de ces essais sont l'étude de l'influence de l'ordre d'apparition des chargements (blocs) sur le modèle proposé.

Un programme mathématique basé sur Matlab de méthodologie de prédiction de la durée de vie a été développée. Les résultats obtenus par le modèle proposés ont été comparés à ceux donnés par la loi linéaire de Palmgren-Miner et expérimentale.

En plus, les résultats expérimentaux montrent que la prédiction par le modèle de Miner donne des valeurs optimistes pour un chargement décroissant et non optimistes pour les chargements croissants

L'erreur relative de prédiction (**ERP**) est calculée pour chaque test pour comparé notre modèle propose et miner par rapport aux résultats expérimentaux et les prévisions du modèles de miner.

Le travail est finalisé par une conclusion générale ainsi que quelques perspectives qui sont présentées à la fin de cette thèse.

CHAPITRE I

Recherche bibliographique sur les polymères

I. GÉNÉRALITÉ SUR LES POLYMÈRES

I.1. INTRODUCTION

Les polymères sont de plus en plus présents dans la vie quotidienne. De tout temps l'homme a cherché à les exploiter pour se nourrir, pour produire de l'énergie, pour construire, améliorer et agrémenter son habitat, pour se protéger et se vêtir pour se déplacer et transporter mais aussi pour décorer. Cependant, on le utilise parfois seuls, mais arrangés à d'autres matériaux, permettant ainsi d'associer les propriétés de chacun. L'utilisation de matériaux composites, préférentiellement aux matériaux traditionnels (polymères, céramiques, métaux, et alliages) se couvre par des meilleures propriétés spécifiques.

La stabilisation à un primordial dans les polymères et les mélanges des polymères [1].

II.2. DECOUVERTE ET DEVELOPPEMENTS DES POLYMERES

Le premier plastique est issu de la cellulose et a été aperçu en (1869) par les frères HYATT.

Le PVC est également connu sous le nom polychlorure de vinyle et a été découvert au début du 20ème siècle. Il découle à la famille des polymères thermoplastiques. Il est dérivé du sel (57%) et du pétrole (43%). Il est fabriqué à partir de chlore, sa production industrielle a entamé au début des années (1930) et son emploi n'a pas rompu de croître tout au long des années notamment grâce à ses propriétés qui en font un matériau de multiples emplois.

Le PA (Polyamide) a été intégré pour la première fois en (1941) par Carothers Wallace. Il a été exceptionnel utilisé dans l'industrie textile, en particulier pour la fabrication des toiles de parachute.

Le PTFE (Poly tétra-fluor éthylène), sous le nom commercial TEFLON a été découvert par Roy J. Plunkett en (1938) et qui fut introduit commercialement(1949).

Le PC (Poly Carbonate) a été découvert en (1953) par trois chercheurs : Schnell, Bottenbruch et Krim .M, s'agissant d'une première mise sur le marché date de (1958).

Le Polyéthylène (PE) est un polymère moins cher et plus simple. C'est un plastique inerte et le plus employé, il compose notamment de la moitié des emballages.

Suivant la méthode de polymérisation le PE peut être classé en plusieurs types ;

- PEBD ou Polyéthylène Basse Densité (LDPE en anglais pour Low Densité Polyéthylène)
- PEHD ou Polyéthylène Haute Densité (HDPE en anglais pour High Densité Polyéthylène).
- PVC ou Polychlorure de Vinyle (PVC en anglais pour Polyvinyl Chloride).

A partir des années (1970) on assiste à l'avènement de « la troisième génération » de matériaux plastiques, de grande technologie, cette nouveauté s'est poursuivie au cours des années **80** et **90**, avec des nouveaux polymères conçus pour relever des défis de conception spécifiques [2].

I.3. REPRESENTATION MOLECULAIRE DU PVC

C'est l'un des polymères les moins coûteux et les plus polyvalents. Ils présentent une structure essentiellement amorphe mais peut parfois être syndiotactique (cristallin) régulièrement sur de courts segments. Le pourcentage de cristallinité ne dépasse jamais (10%) à (15%).

Le polymère de base du PVC est une poudre blanche inerte. Voici une présentation schématique de Sa structure:

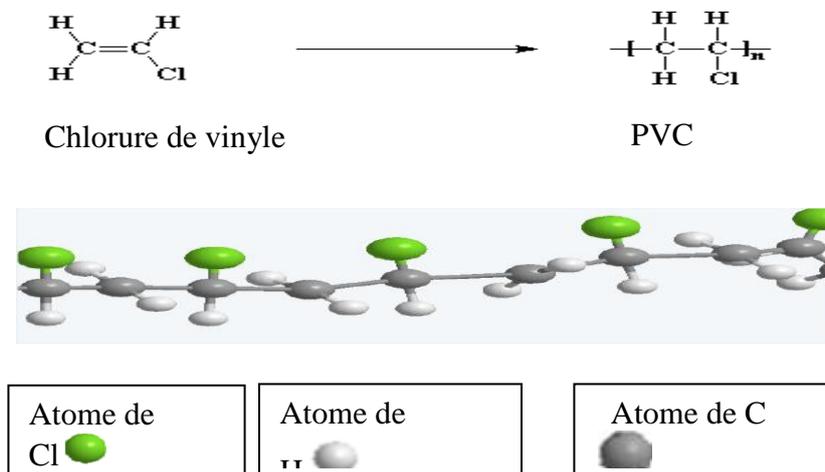


Figure I.1: Macromolécule du PVC [3].

I.4.ASPECTSMORPHOLOGIQUESLIESAUXPROCEDESDE POLYMERISATION DU PVC

I .4.1 Déterminations de la morphologie du PVC

Le terme morphologie indique la manière dont toutes les particules de résine ainsi que les feuilles de PVC sont organisées. Cette morphologie de particule définie lors de la polymérisation qui influe fortement sur l'aptitude au traitement et les propriétés physiques du produit final.

Les Résines de PVC obtenues par des procédés de polymérisation en suspension et la masse sont constituées des particules de diamètre compris typiquement entre 50 et 200 μm , si cette particule est coupée du révélant de sa structure interne comme indiqué sur la micrographie de la (Figure I .2), on observera que son intérieur est constitué des petites diamètre des particules dans la gamme appelé particules primaires .donc le volume entre ces particules primaires est responsable à la porosité de la résine, cette caractéristique permet d'introduire des additifs dans le PVC, qui occupant les volumes libre [4] .

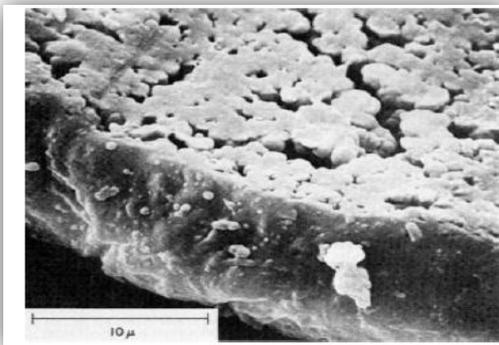


Figure I .2 : Micrographie obtenue par microscopie électronique à balayage (MEB) d'un échantillon de PVC [5].

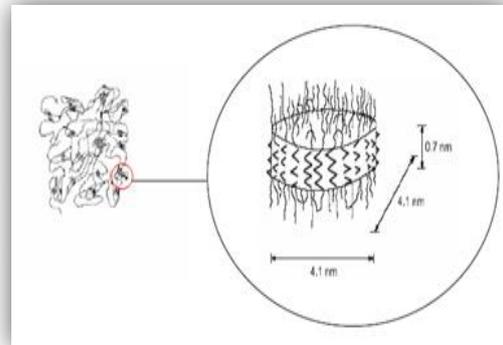


Figure I .3: Représentation schématique d'une cristallinité de PVC [4].

Les cristallinité de PVC sont petites avec (0,7 nm) de (3 unités répétitives), ils sont emballés Latéralement dans la direction de chaîne à des dimensions relativement plus grandes de l'ordre de (4,1 nm) (Figure I .3) [4].

I.4.2 Détermination de la température de transition vitreuse

L'analyse thermique du PVC est réalisée par une calorimétrie différentielle exploratoire (DSC) qui a pour but de déterminer la température de transition vitreuse (T_g), se dernier représente l'un des paramètres importants pour la caractérisation des polymères, ainsi l'évaluation des effets de plastification interne ou externe des polymères (Figure I.4).

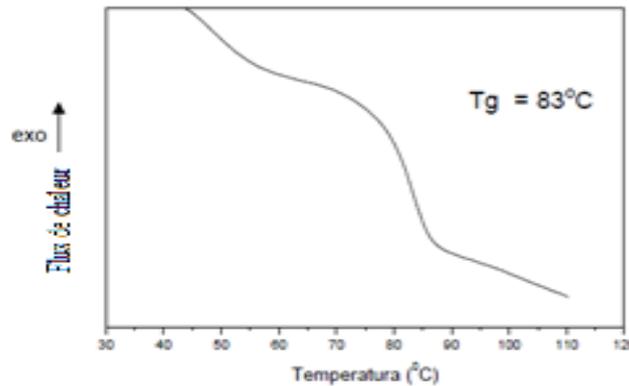


Figure I.4: Courbe DSC obtenue pour le PVC non modifié ($10\text{ C}^\circ / \text{min}$) [6].

A partir de la température de transition vitreuse le pvc devient caoutchouteux, souple ces températures d'utilisation découlent de la température de transition vitreuse et sa sensibilité au froid .Elles sont comprises entre (-73°C) et (75°C), sous l'action de la chaleur, le PVC se décompose parfois un dégagement de gaz chlorhydrique et gaz carbonique, d'oxyde de carbone et de vapeur d'eau.

5. QU'EST-CE QU'UN POLYMERE?

Le terme polymère est dérivé de la terminologie grec (poly qui signifie « nombreux, plusieurs» et mère qui signifie «Unité, partie»);elle est formé par un ensemble de macromolécules de même nature chimique.

Le résultat de Chaque macromolécule se définit à travers l'enchaînement de plusieurs dizaines à plusieurs milliers d'unités de répétition semblables appelées « monomères » et liées entre elles par des liaisons primaires (Figure I.5).

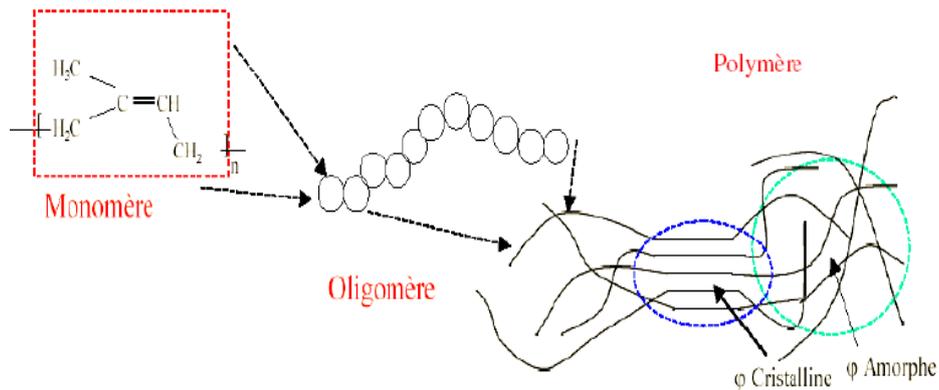


Figure I.5: La construction d'un polymère [7].

I.6. CLASSIFICATIONS DES POLYMERES

Les polymères sont divisés en trois parties, suivant des structures distinctes macromoléculaires aboutissant à des différences importantes dans les propriétés thermomécaniques (Figure I .6).

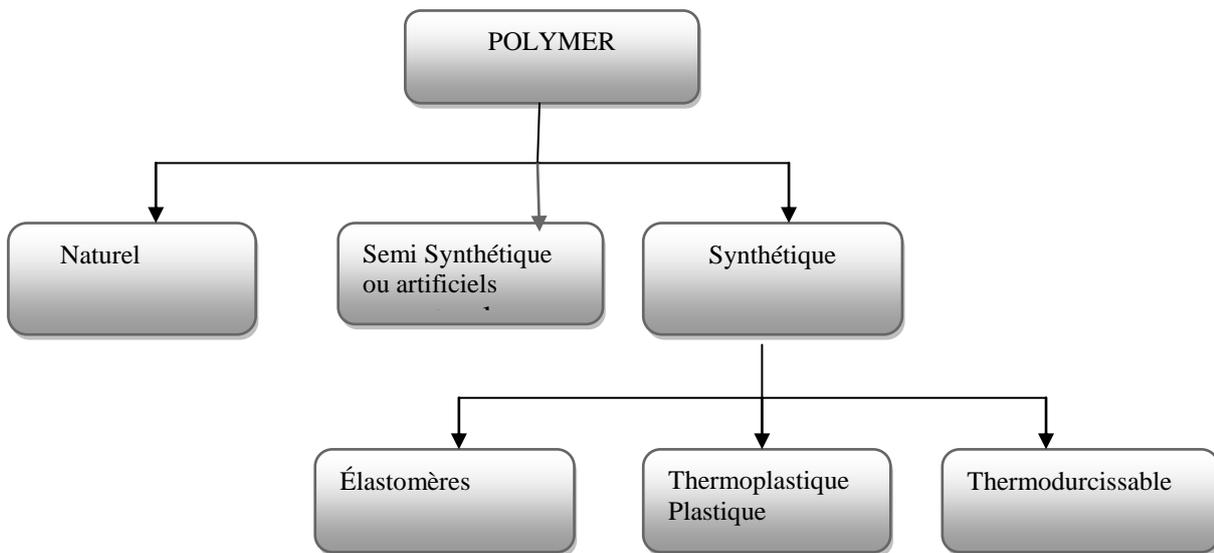


Figure I .6: Classifications des polymères.

Plusieurs chercheurs conviennent que les polymères sont divisées en trois grandes classes (thermodurcissables, élastomères thermoplastiques).

I.6.1 Thermodurcissable

Ces polymères se composent des longues chaînes des molécules assemblées par des nombreuses liaisons chimiques fortes et des forces d'adjonctions physiques (Figure I.7).

Le matériau est dur elle se caractérise par des températures ambiantes, les liaisons chimiques sont solides qu'elles ne peuvent pas être détruits quand le matériau est chauffé, contrairement aux liaisons physiques qui sont sensibles à la chaleur.

Les thermodurcissable ne sont pas recyclables et leur mise en forme est plus complexe.



Figure I.7 : Représentations d'une structure macromoléculaire d'un thermodurcissable [3].

Parmi les thermodurcissable, on peut citer les résines phénolique(PF), les résines de polyester(UP), les résines époxydes(EP) et les résines polyuréthane(PUR).

I.6.2 Elastomères

Les élastomères sont des substances réticulées d'une manière imprécise (Figure I.8). Le degré de réticulation est faible qui peuvent être étirés à au moins deux fois.

Après une déformation sous contraintes, ces assemblages permettent aux macromolécules de se rattraper en place plus ou moins brusquement, parmi les avantages des élastomères il faut citer une excellente mise en œuvre, des bonnes propriétés mécaniques, un très faible échauffement interne et une très bonne tenue au froid.

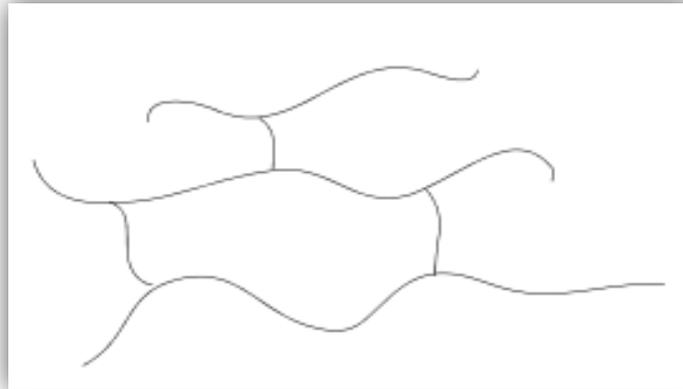


Figure I.8: Représentations d'une structure macromoléculaire d'un élastomère [3].

Les liens entre les macromolécules sont de type chimique, les forces de cohésions physiques et des d'enchaînements produisent en contributions de ces liaisons.

Il ya presque trois familles des Produits (Caoutchoucs naturels, Polybutadiènes et Silicone).Utilisations des élastomères pour la fabrication des pneus et des coussins, de certains isolants, des semelles de chaussures.

I .6. 3 Thermoplastiques

Le polymère est constitué de macromolécules linéaires ou ramifiés, la liaison entre elle est de type physique elle devient plastique par chauffage, (Figure I.9).

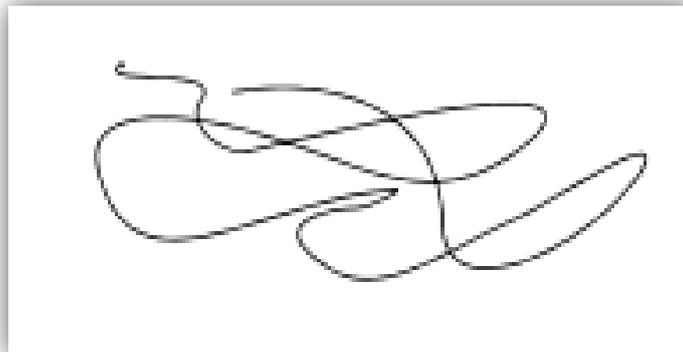


Figure I.9: Représentations d'une structure macromoléculaire d'un thermoplastique linéaire

[3].

Les thermoplastiques possédant un ordre cristallin, contiennent toujours des zones amorphes dans lesquelles les macromolécules sont désordonnées, ces substances sont dites semi cristallins (Figure I. 10).

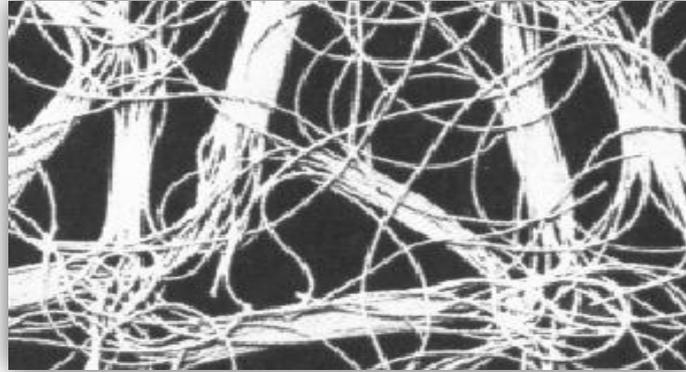


Figure I. 10: Structure d'un polymère semi cristallin [8].

A des températures proches elles restent solide, ils deviennent souple sous la réaction de la chaleur, l'énergie thermique est suffisante pour gérer les liaisons intermoléculaires et les molécules peuvent glisser les unes sur les autres.

Le polymère se ramollit peut se déformer et être mis en forme. Après réfrigération la forme donnée est gelée. Cette opération peut être répété c'est à dire chauffé à nouveau, le polymère redevient malléable et peut être remis en forme, cette caractéristique permet le recyclage de ces matières.

Parmi les polymères semi cristallin: PE, PET, PBT, PA, PVC, PTFE.

On peut résumer la (Figure I. 10) par le schéma suivant (Figure I. 11).

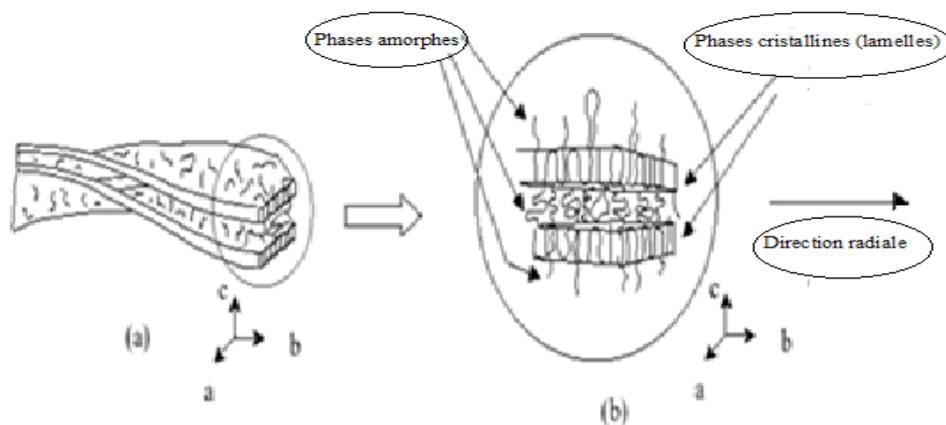


Figure I. 11 : Représentation de la structure cristalline de polymère
(a) lamelles (b) détail de lamelles présentant le repliement des chaînes [2].

A partir de l'état fondu, les zones cristallisées sont très anisotropes et constituent les lamelles cristallines (Figure I. 11). Celles-ci sont formées de chaînes repliées sur elles-mêmes sur une épaisseur de l'ordre de (10 nm) et dont les monomères se placent aux nœuds du réseau cristallin.

Entre les lamelles cristallines il reste des zones amorphes, dans lesquelles les monomères n'ont pas parvenu à s'organiser, soit à cause d'une vitesse de refroidissement trop rapide, soit à cause de défauts d'enchaînements des monomères (ramifications).

Les lamelles cristallines s'arrangent pour former des unités polyédriques (un polyèdre est un solide qui est limité par des nombreuses faces et qui se rapproche à l'extrême d'une symétrie sphérique) de plus grande taille, appelées sphérolites [2].

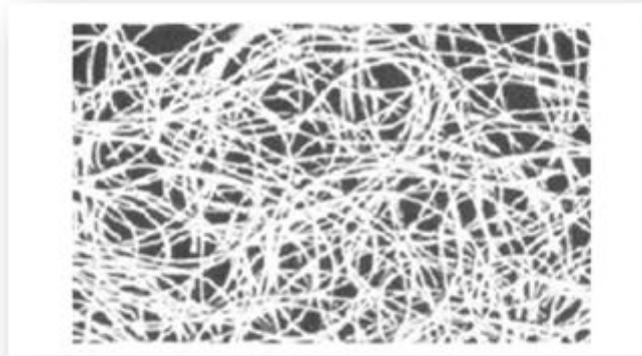


Figure I .12: Structure d'un polymère amorphe [9].

A faible température, les polymères amorphes sont à l'état solide, ils se dirigent par une absence d'ordre de position des monomères à longue distance. Ils peuvent être observés comme des polymères dans lesquels les mouvements moléculaires du liquide sont gelés mais avec une organisation de type liquide.

I.7. PROCESSUS DE DEFORMATION DES SPHEROLITES

Les sphérolites sont des structures compliquées et successives de l'arrangement radial des lamelles cristallines dans les trois directions de l'espace.

A l'échelle d'un sphérolite les déformations suivent des chemins complexes en raison de l'organisation spatiale des lamelles cristallines en traction uni axiale les sphérolites sont sollicités deux niveaux de déformation et trois zones géographiques sont considérés ainsi les zones amorphes et les lamelles cristallines s'y déforment en traction, cisaillement , flexion ou en compression suivent des direction compliqués selon leur direction dans les sphérolites par rapport au direction de sollicitation.

Les premiers étapes de la déformation ,les régions amorphes inter-spherolite sont sollicitées préférentiellement ce qui favorise une déformation homogène pure et réversibles se produisant dans toutes les régions du sphérolite qui vont changer vers une forme ellipsoïdale, il devient non uniforme et cela suite à l'évolution de la direction des lamelles cristallines autour de l'axe de sollicitation provoquant des cavitations avant d'être parfaitement écroulé. Lors d'une déformation inhomogène, les différentes zones sphérolitiques ne sont pas déformées simultanément les zones situées au sommet du sphérolite sont déformées de manière réversible comme dans le cas d'une déformation homogène et les régions perpendiculaires à la direction de sollicitation sont étirées de façon irréversible, alors que.

On doit distinguer trois régions :

I.7.1 Région équatoriale

La déformation d'un sphérolite s'initiant dans sa région équatoriale débute par disjonction inter lamellaire de la phase amorphe (Figure I.13 (a)). Une fois les chaînes amorphes étalées dans le sens de la traction, la séparation inter-lamellaire qui peut donner lieu à la formation de microcavités, il s'agit ici du mécanisme qui conduit la rupture par flexion des lamelles cristallines.

I.7.2 Région diagonale

Dans la région diagonale (Figure I.13 (b et d)), lamelles cristallines caractérisée par une orientation oblique des lamelles par rapport à la direction de sollicitation par rapport à l'axe de traction, qui présentent une contrainte locale de cisaillement et présente également un glissement dans la direction des chaînes, elle entraînant un changement de leur inclinaison qui tend à s'établir selon l'axe de sollicitation.

I.7.3 Région polaire

Dans les régions polaires (Figure I.13 (c)), les chaînes macromoléculaires de la phase cristallines sont primitivement orientées perpendiculairement à l'axe de sollicitation.

Les cristallites supportent une compression latérale, qui provoquant leur fragmentation après quoi les lamelles fragmentées sont environ parallèles s'orientent dans la direction de traction.

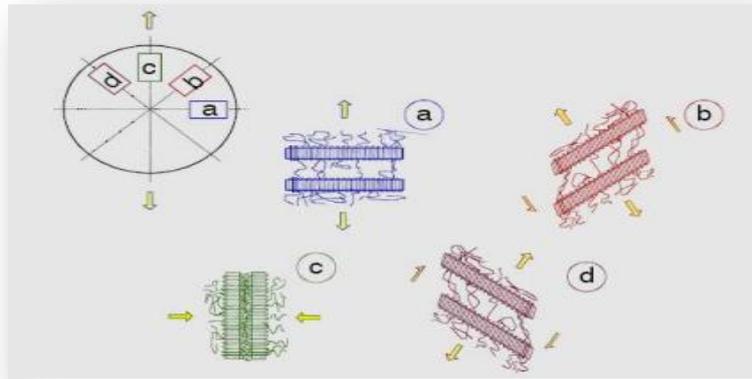


Figure I.13: Déformations des régions (a)équatoriales (b) diagonales (c) polaires des sphérolites [10].

I.8.MECANISMES DES DEFORMATIONS DES POLYMERES SEMI CRISTALLINS

I .8.1 Déformations de la phase amorphe

Entre (TG) et(TF) la phase amorphe d'un polymère représente un comportement caoutchouteuse par l'intermédiaire des molécules et un lien qui jouent un rôle de diminution de la transmission des contraintes d'un cristallin a l'autre.

Ces connexions lient tout comme les points de réticulations physique qui attribuent à la phase amorphe une certaine résistance mécanique [11].

Il ya deux types de phase amorphe :

A faibles taux de cristallinité, on rencontre une phase amorphe indépendante libre. Tandis qu'à des taux de cristallinité élevés la phase amorphe est molle entre les cristallites, il existe deux modes de déformation de la phase amorphe incluant les molécules et les empilements de lamelles.

I .8.1.1 Glissement inter lamellaire

Correspond au cisaillement parallèle de deux lamelles cristallines (Figure I .14(b)) l'une par rapport a l'autre sous l'effet d'une contrainte de cisaillement. [12].

I .8.1.2 Séparation inter lamellaire

Se traduit par un glissement des cristaux est séparations interlamellaires (Figure.14(c)).pareillement les uns aux l'autre sous l'effet de contraintes appliquées perpendiculairement à ces lamelles.

Cette déformation provoque une diminution de la densité de phase amorphe et une création de microcavités, ces deux mécanismes provoquent uniquement la déformation de la phase amorphe donc la phase amorphe cisaille.

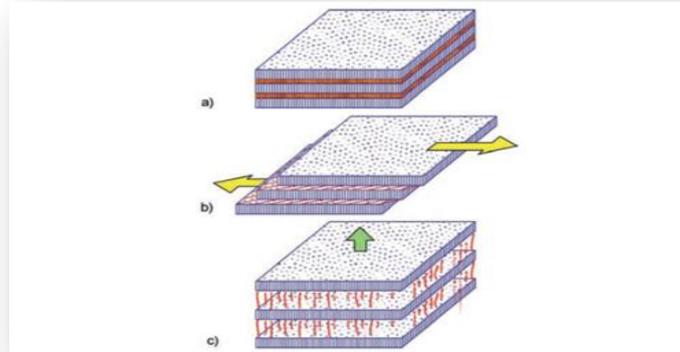


Figure I .14: Processus de déformation de la phase amorphe dans les polymères semi cristallin (a) état non déformé (b) glissement inter lamellaire et (c) séparation inter lamellaire [13].

I .8 .2 Déformations de la phase cristalline

Les polymères semi cristallins sont souvent recueillis contrairement au cristal polymère qui peut être déformé (comme un cristal métallique) qui se déforme par des mécanismes cristallographiques tels que le glissement le maclage ou la transformation martensitique suivant les plans réticulaires les plus denses de la maille cristalline.

A la différence des métaux, seuls les systèmes de glissements dont le plan contient l'axe des chaînes macromoléculaires sont actifs [14].

Cela s'explique par la présence des liaisons covalentes fortes le long des chaînes.

Par conséquent, les plans de glissement favorisés sont parallèles aux chaînes macromoléculaires et sollicitent uniquement les liaisons de faible énergie de type VAN DER WAALS.

I.8.3 Fragmentation des lamelles cristallines

Durant la sollicitation mécanique, les zones cristallines et amorphes des polymères semi-cristallins sont soumises à des déformations en traction, compression, cisaillement, ou flexion selon leur direction au sein du sphérolite [11-15].

Les procédés de déformation de la phase amorphe et de la phase cristalline interagissent ensemble dans le dommage de la morphologie semi-cristalline initiale.

Dans les polymères semi cristaux deux directions de glissement sont alors possibles :

- parallèle à l'axe des chaînes (Chain slip).
- perpendiculaire à l'axe des chaînes (transverse slip) (Figure I.15).

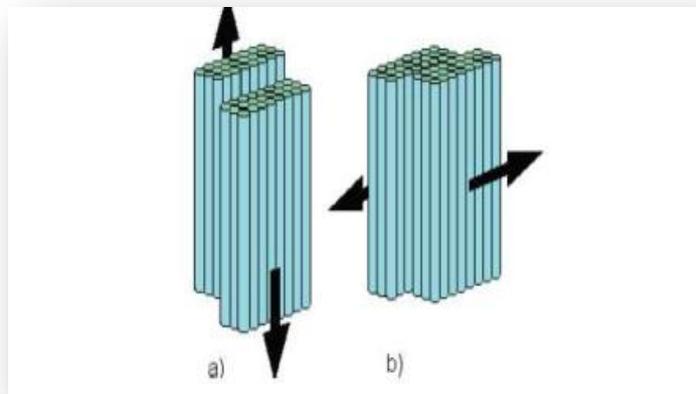


Figure I.15:(a) Glissement parallèle aux chaînes (b) perpendiculaire aux chaînes [16].

Le mécanisme de cisaillement de l'empilement de lamelles cristallines et de la phase amorphe participe à la suite de la séparation et du glissement inter lamellaire provoque une extension important des molécules de liaison dans la phase amorphe.

Une fois les chaînes amorphes complètement étalées dans le sens de la sollicitation mécanique de traction, le cisaillement est transmis aux cristallites.

Les mécanismes de glissement entre chaînes macromoléculaires de la phase cristalline s'activent et infèrent alors une orientation macromoléculaire parallèle à l'axe de sollicitation, cette opération de cisaillement qui s'applique entraînent une fragmentation de la phase cristalline (Figure I.16).

Une structure fibrillaire apparait, où les fragments de lamelles sont joints entre eux par des chaînes amorphes étendues selon l'axe de sollicitation, ce mécanisme d'endommagement des lamelles est allonger par un effet de compression latéral des cristallites [17].

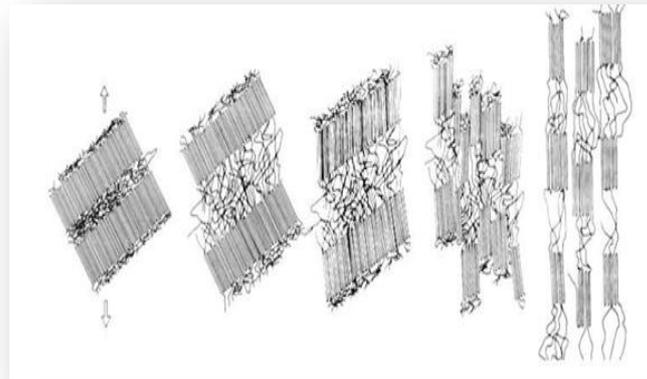


Figure I.16: Les processus de déformation des polymères semi cristallins [18].

I.9. COMPORTEMENT AUX PETITES DEFORMATIONS

I.9.1 Différents essais mécaniques

Les lois de comportement permettent d'écrire la dépendance de la contrainte à la déformation et à la vitesse de déformation en traction uni-axiale à une température donnée. Les polymères peuvent être soumis à des différents types d'essais qui décrivent les différentes propriétés mécaniques (Figure I.17).

Des essais de traction, compression et de flexion qui donnent accès essentiellement aux composantes du tenseur des contraintes σ_{ij} tandis que des essais de cisaillement et torsion s'intéressent les composantes τ_{ij} .

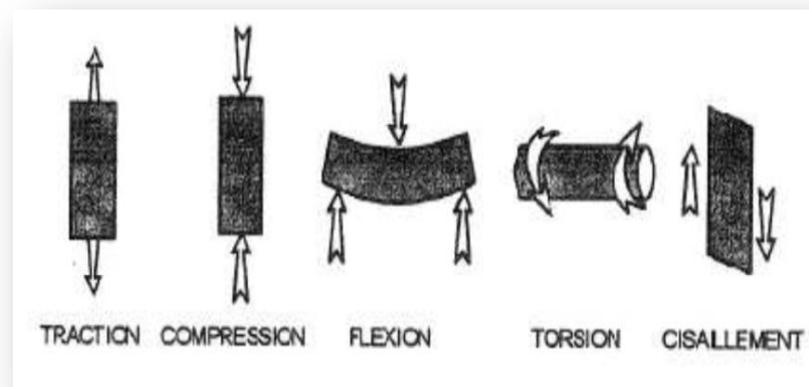


Figure I.17: Différentes géométries d'essais mécaniques [19].

Les essais peuvent être conduits à vitesse constante pour accéder aux variations de la contrainte en fonction de la déformation ou à déformation constante pour investiguer des cinétiques de relaxation.

I.10.COMPORTEMENT AUX GRANDES DEFORMATION DES POLYMERS

En traction la méthode vidéo métrique montrant le comportement plastique aux grandes déformations pour une différents types de polymères amorphes et semi-cristallins (PEEK, PA6, PC, PVC, PP, PE, PTFE) à la température ambiante.(Figure I .18).

Ils montrent que le comportement de tous ces polymères est semblable après le domaine viscoélastique, un comportement temporaire à la limite élastique observe lorsque la contrainte nominale passe par son maximum ainsi la striction apparaît au niveau d'un défaut géométrique (de tels défauts existent toujours dans les éprouvettes), elle correspondant une déformation hétérogène.

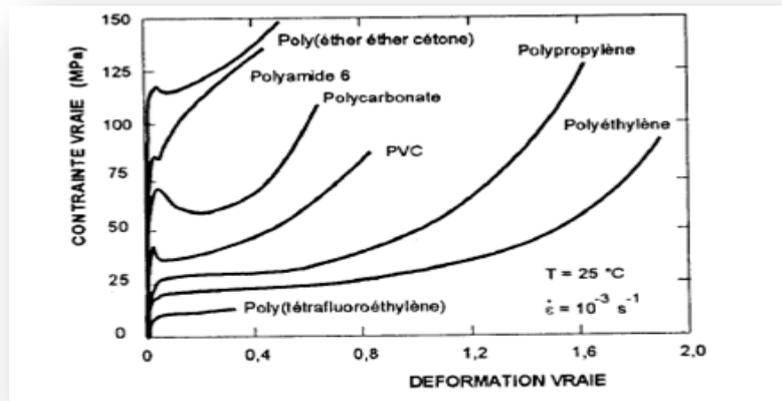


Figure I .18: Comparaison des propriétés mécanique du pvc par rapport a une sélection des polymères courbe obtenue a (25°c) avec la méthode de la vidéo métrique [20].

Pour polymères possédant une phase vitreuse (PEEK, PA, PC, PVC), un "crochet de traction", est remarquables c'est-à-dire un maximum local de la contrainte vraie suivi par un adoucissement plus ou moins marqué, les polymères possèdent une phase amorphe est caoutchouteuse (PE, PP, PTFE), la limite élastique se présente comme un "genou" arrondi raccordant progressivement les stades viscoélastique et plastique.

En fait c'est bien la loi de plasticité qui caractérise le mieux les solides macromoléculaires.

I.10.1 .COMPORTEMENT MECANIQUE DU PVC

Les propriétés mécaniques du PVC résultent à celles courantes des polymères. Ces propriétés se situent entre celles des céramiques (matériaux les plus fragiles) et celles des métaux connus pour leurs excellentes propriétés mécaniques.

Toutefois, leur résistance à l'abrasion est bonne à savoir que c'est un matériau très ductile comme tous les plastiques.

Avant la rupture le PVC s'allonge beaucoup au cours de la déformation plastique.

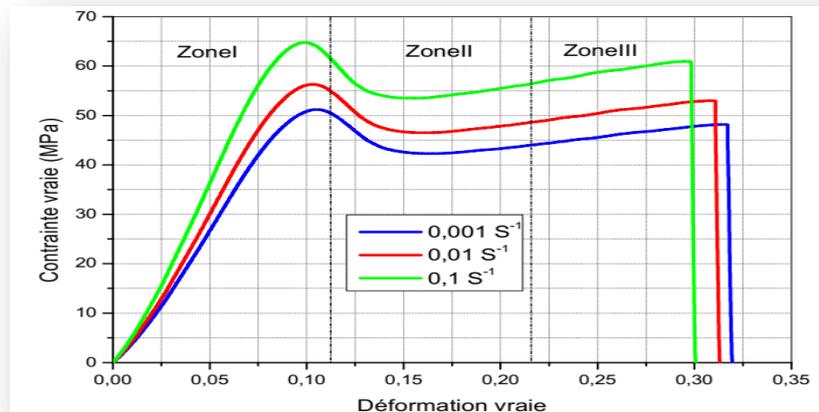


Figure I .19: Loi de comportement du pvc (expérimental) [21].

Zone I: Le début de la courbe présente une bande élevée presque-linéaire à l'origine, cette partie est appelée réponse viscoélastique, un adoucissement presque absent pour lesquels la limite élastique présente un passage arrondi progressive (**Figure I .19**).

Zone II: La déformation plastique devient irréversible, la striction va être augmentée. Son port se réuni en partie suivant le déroulement des macromolécules sous l'effet de la contrainte appliquée, la striction se stabilise et le diamètre minimal de l'éprouvette ne réduit absolument plus.

Zone III: l'orientation des chaînes selon la direction principale de déformation est un agrandissement de volume était liée à la formation et l'augmentation des cavités qui provoquent la rupture brutale de l'éprouvette, est cela à travers différentes vitesses de déformation.

I.10.2.COMPORTEMENT MECANIQUE POUR DIFFERENTS VITESSE DE SOLLICITATION

Des essais de traction sur des éprouvettes plates pour différentes vitesses de sollicitation (0.2, 0.6, 1 et 1.4 mm /s) , la (Figure I.20) présentent courbes contraintes vrai – déformation vrai, On remarque avec une vitesse de sollicitations de ($v=1.4\text{mm/s}$), la contrainte a atteint une valeurs maximale de (34.50Mpa), est quand la vitesse de sollicitations prend la valeur ($v=0.2\text{mm/s}$), la contrainte devient faible de (27Mpa), on peut dire que les vitesses de sollicitation augmente et diminuer avec la contrainte appliquée.

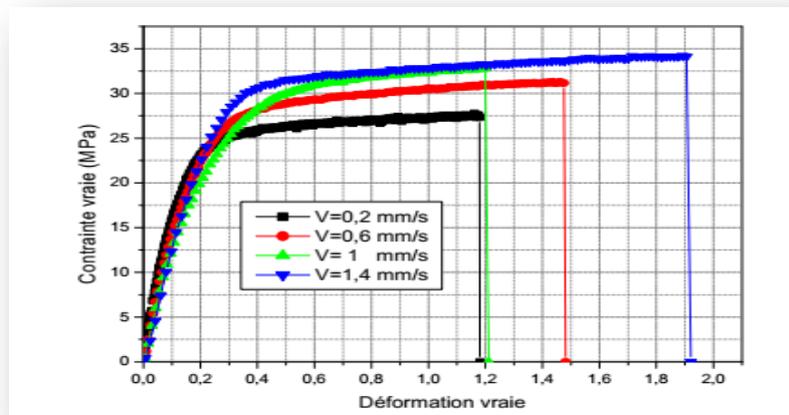


Figure I .20: Courbe contrainte vrai-déformation vrai pour différentes vitesses de sollicitation du pvc [21].

I.11.CONCLUSION

L'objectif de ce chapitre était de présenter de façon non exhaustive, les différents aspects microscopiques, et déterminer les paramètres microstructuraux des polymères les plus connus à travers leurs structure et morphologies et les différents procédés de mise en forme ,ainsi les mécanismes de multiples échelles de déformation de ces polymères , plus concrètement les paramètres qui peuvent influencer sur le comportement mécanique de ces matériaux, telle que la vitesse de sollicitation et de déformation.

Les micro-mécanismes et l'endommagement par fatigue de ces polymères qui ont été abordés dans le deuxième chapitre.

CHAPITRE II

Etude de fatigue et d'endommagement

II .1. INTRODUCTION

Tout au long de l'histoire de nombreux accidents sont parvenus à la suite d'une défaillance des composants par fatigue, et par cause c'était malheureusement les médias (journaux, radio et instances spécialisées dans le domaine) qui entraînaient par manque des vraies informations et surtout de prévention beaucoup des pertes de vie humaine, ou l'on a avait pas instruit sur les vrais dangers de ces processus naturel qui d'une manière ou d'une autre peser sur la sureté des individus.

La première enquête détaillée pour comprendre le phénomène dans les métaux a été menée en 1842 après un accident ferroviaire près de la ville de versailles, en France. La cause de cet accident était une défaillance de l'essieu avant de la locomotive.

Après une courte période de service les essieux d'un wagon de chemin de fer en acier ductile ont commencé à tomber en panne, ils présentaient des caractéristiques de fracture fragile et soudaine.

Entre 1852 et 1869 le chercheur allemand Wöhler a mené des enquêtes systématiques sur les défaillances des roues de chemin de fer. Ses travaux ont permis de caractériser le comportement à la fatigue des métaux en termes d'amplitude de contrainte en fonction de la durée de vie en fatigue et du concept de limite de résistance à la fatigue.

Ce point qui a fait le sujet des nombreuses prospections au plan empirique que théorique.

La rupture se produit lorsque le matériau n'arrive plus de supporte les charges appliquées même si la charge maximale est bien inférieure à celle qui est nécessaire pour atteindre la limite d'élasticité de la structure.

Il introduit alors la notion de facteur de sécurité de dispersion et la notion de durée de vie en fatigue.



Figure II. 1: Image d'un accident ferroviaire [22].

Les ruptures en fatigue débutent toujours par une courte fissure, qui peut être présente dans le matériau durant sa fabrication, elles développent à travers le temps en raison des déformations cycliques autour des concentrations des contraintes.

Pratiquement toutes les parties d'une structure comprennent des discontinuités qu'elles soient microscopiques ou macroscopiques, conduites dans leurs procédés de fabrication.



Figure II .2: Accidents aériens liés à la fatigue: (a) Défaillance du fuselage (b) Défaillance du train d'atterrissage [23].

L'accident est dû à l'usure du fuselage provoquant une fissure au bord de l'une des fenêtres, mesurant moins de (0,07) pouce de long (**Figure II.2**). Produisant par la suite des fortes concentrations de contrainte qui ont à leur tour ont mené à une catastrophe (à partir des fenêtres avions, des portes ayant les formes arrondies aux extrémités).

Les défaillances dues à la fatigue montrent un coût des dépenses lourdes pour l'économie et l'usage peut également impliquer le coût en vies humaines car plusieurs accidents sont dus à des défaillances dues à la fatigue matérielle.

II .2. L'IMPORTANCE D'ÉTUDIER LE PHÉNOMÈNE DE FATIGUE

La fatigue est un phénomène qui se produit localement et qui conduisant une diminution de la résistance du matériau et cela se produit, lorsqu'un composant mécanique soumis à une charge dynamique subit une dégradation et une défaillance sous des contraintes inférieures à sa résistance statique qu'il soit question d'alliage métallique un polymère ou un matériau composite.

Les ruptures de fatigue sont généralement appelées fractures progressives d'une structure sous contrainte peuvent atteindre ou dépasser leur limite d'élasticité.

II .3. DEFINITIONS

Le mot fatigue vient d'un mot latin fatigare qui signifie 'tiredness' en anglais ce terme est utilisé couramment en science de l'ingénierie pour montrer l'endommagement la fissuration et la rupture des matériaux sous une sollicitation mécanique cyclique.

L'endommagement passe de la phase de création des microfissures jusqu'à l'apparition d'une fissure macroscopique, une discontinuité de matière suffisamment grande par rapport aux hétérogénéités microscopiques.

Autrement dit, la rupture par fatigue est un processus séquentiel qui se déroule en trois étapes principales comme le montre la (Figure II.3).

La première étape : caractérisée par la nucléation microscopique et l'initiation de la fissure le long des bandes de glissements.

La deuxième étape : comprend la propagation stable de la fissure selon la direction de la charge appliquée.

La troisième étape : comprend la rupture finale.

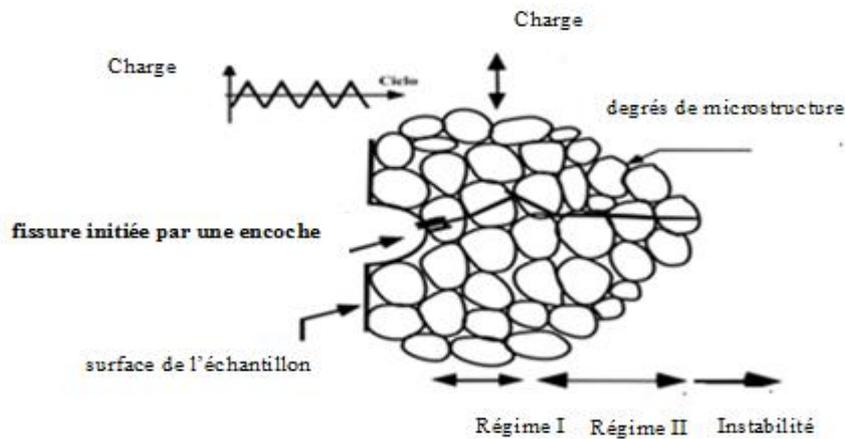


Figure II.3: Représentation des phases de propagation d'une fissure de fatigue [24].

II .4. LES DIFFERENTS PHASE DE FATIGUE

La fissure par fatigue peut être divisée en trois phases:

- Phase d'amorçage de la fissure, création des microfissures ;
- Phase de propagation de la fissure stade 1, fissure court ;
- Phase de propagation de la fissure, stade 2, fissure longue (Figure II.4)

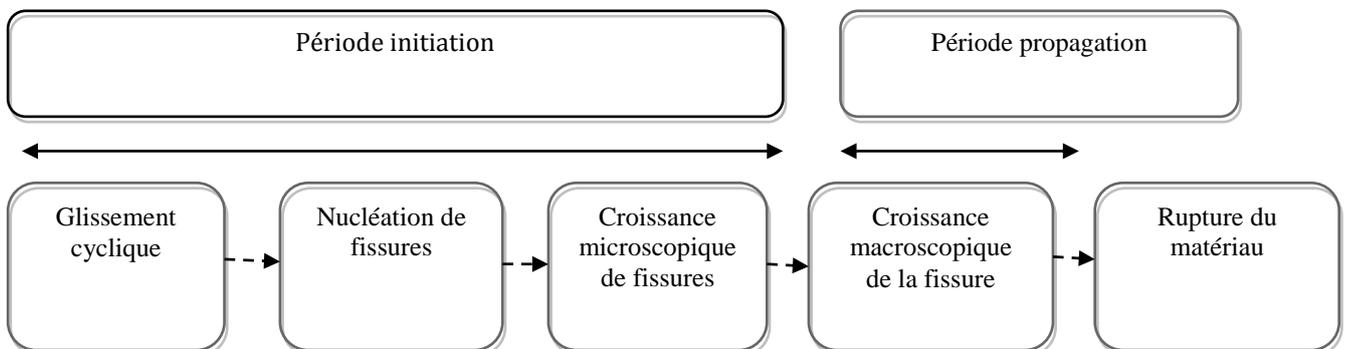


Figure II.4: Les phases de fatigue

II .4.1.Phase d'amorçage de la fissure

Elle présente le comportement du matériau entre l'état vierge et l'état où apparaît une fissure microscopique, la surface fissurée dans le stade I est très courte par rapport à la surface totale de rupture convenablement que ce stade présente une durée de vie importante.

Il s'agit de la phase d'amorçage celui-ci se produit généralement au voisinage des défauts qui peuvent induire des concentrations de contraintes.

II .4.2.Propagation courte d'une fissure macroscopique

La propagation se produit donc avec la fissure en coupant le matériau déjà déformé de manière cyclique par la zone plastique qui l'accompagne. Les faces des fissures de fatigue contribuent dans une zone de déformation résiduelle en traction qui les comprime lorsqu'elles sont complètement déchargées et lorsqu'elles sont chargées progressivement.

Durant cette étape, la fissure peut augmenter plus ou moins brusquement suivant le matériau et l'intensité du chargement critique, seul un très petit nombre des fissures atteint le stade II de propagation.

II .4.3 Rupture

Il s'agit là de l'étape finale du phénomène, qui se produit lorsque la taille de la fissure est telle qu'elle a atteint son seuil d'instabilité. Nous adopterons en pratique des critères de ruine liés à une perte de ténacité des matériaux.

II .5. LES DIFFERENTS TYPE DES SIGNAUX DE CHARGEMENTS

Les efforts résultant des actions extérieures agissant sur les composants mécaniques peuvent être des sollicitations de type simple (traction, flexion ou torsion), une combinaison de ces sollicitations (flexion-torsion, traction-torsion) ou complexes (contacts frottant, thermomécaniques).

Quel que soit le mode de sollicitation, simple ou combiné, les composantes du tenseur des contraintes étendues dans la pièce varient en fonction du temps et correspondent à des signaux des types différents.

On classe ces signaux suivant quatre groupes (Figure II.5).

II .5.1. Signal simple d'amplitude constante

Il ya des signaux périodiques « sinusoïdaux», « triangles », « carrés ».

II .5.2. Signal constitué de deux blocs de charge d'amplitude constante

Le deuxième bloc est appliqué jusqu'à rupture, on peut apprendre les effets de séquences Haut-Bas ou Bas-Haut.

II .5.3. Signal constitué de plusieurs blocs d'amplitude variable

La méthode des blocs programmés de Gassner est l'exemple le plus connu.

II .5.4 .Signal d'amplitude aléatoire

Il s'agit des signaux réels relevés en service.

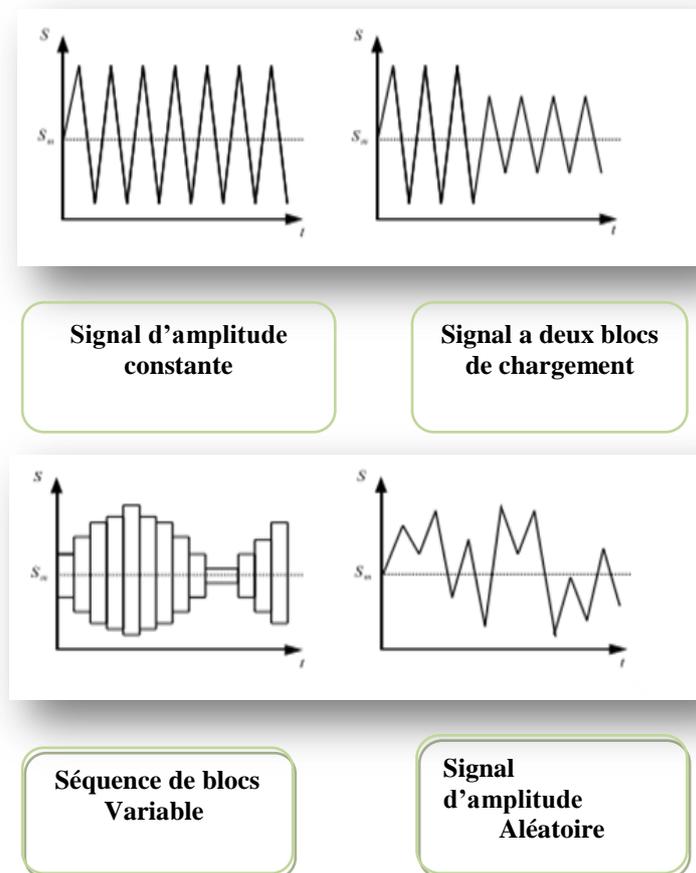


Figure II.5: Différent type des signaux (chargement) [25].

II.6. L'APPROCHE S-N DE LA PREVISION DE LA DUREE DE VIE EN FATIGUE

II.6.1 Chargement du cycle avec amplitude constant

Dans plusieurs applications pratiques et certaines tests de fatigue, on trouve des cycles entre les niveaux de contrainte maximum et minimum plusieurs d'essais de fatigue sont réalisés à « amplitude de contrainte constante »: contrainte maximum et minimum constantes

La partie de tension, ou ($\Delta\sigma$) est déterminée par la différence entre la valeur tension maximale et minimale.

On peut définir:

- ✓ La contrainte maximale.
- ✓ La contrainte minimale.
- ✓ L'étendue de contrainte.
- ✓ la contrainte moyenne
- ✓ L'amplitude de contrainte.

II .7. LES TERMINOLOGIES

L'étude du phénomène de fatigue fait intervenir plusieurs termes et paramètres généraux que nous détaillerons ici sur la (Figure II.6).

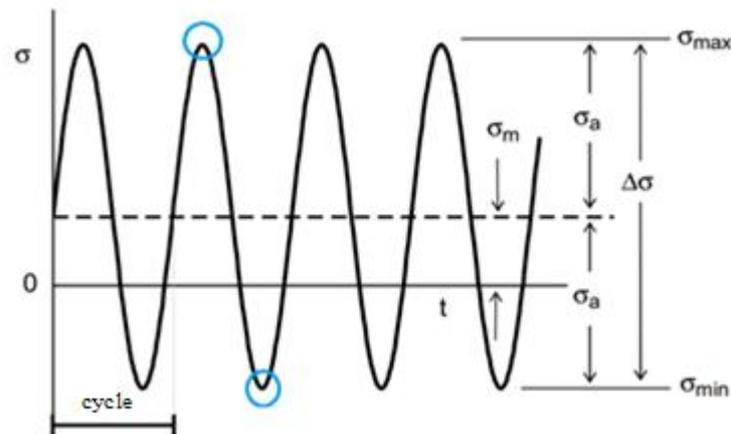


Figure II.6: Cycle de contrainte en fatigue.

A cet effet, nous pouvons citer les paramètres suivants (Tableau II.1).

Tableau II.1: Paramètres de fatigue

Etendue de variation de la contrainte	$\Delta \sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$	(II.1)
Amplitude de contrainte	$\sigma_a = \frac{1}{2}(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})$	(II.2)
Contrainte moyenne	$\sigma_{moy} = \frac{1}{2}(\sigma_{\max} + \sigma_{\min})$	(II.3)
Rapport de contrainte	$R_\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$	(II.4)
Etendue de variation de la déformation	$\Delta \varepsilon = \varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min}$	(II.5)
Amplitude de deformation	$\varepsilon_a = \frac{1}{2}(\varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min}) = \frac{\Delta \varepsilon}{2}$	(II.6)
Déformation moyenne	$\varepsilon_{moy} = \frac{1}{2}(\varepsilon_{\max} + \varepsilon_{\min})$	(II.7)
Rapport de charge	$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$	(II.8)
Rapport de déformation	$R_\varepsilon = \frac{\varepsilon_{\min}}{\varepsilon_{\max}}$	(II.9)

II.8.COURBE DE FATIGUE CONTRAINTE-NOMBRE DE CYCLES COURBES DE WÖHLER (courbe «S.N »)

Les résultats des tests de fatigue peuvent être étudiés à partir de la courbe de contrainte en fonction du nombre de cycles à rupture (N_R) atteint pour un chargement donné (Figure II.7).

La courbe de Wöhler est caractérisée, pour une même sollicitation donnée par une dispersion statistique de la durée de vie.

En imposant à chaque éprouvette de traction, compression, torsion ou de flexion à des cycles d'efforts périodiques.

La sollicitation de fatigue est déterminée par l'étendue de contrainte et par le rapport de chargement les essais sont répétés pour différents niveaux d'amplitudes de contrainte afin de déterminer la courbe de Wöhler (S-N).

La courbe de Wöhler se distingue par trois domaines de fatigue essentiels :

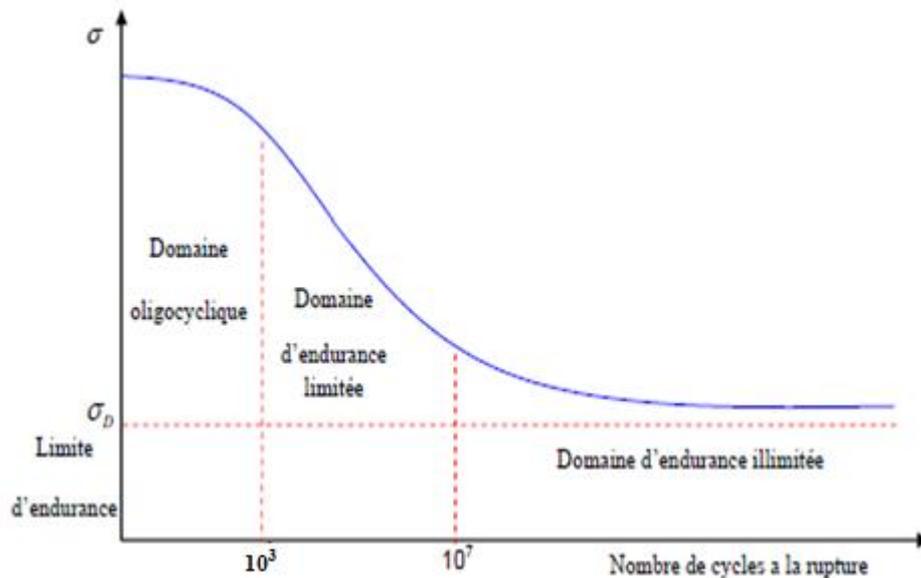


Figure II.7: Présentation d'une courbe de Wöhler (S-N)

II.8. 1. Domaine de fatigue plastique oligocyclique (Low cycles fatigue)

C'est-à-dire à faible nombre de cycles (environ 10^3 à 10^4 cycles), elle se détermine par des essais à fortes amplitudes de contrainte généralement supérieures à la limite élastique du matériau pour lesquelles se produit une déformation plastique macroscopique. Dans ce régime la durée de vie est beaucoup dépendante du comportement élasto-plastique du matériau.

II.8. 2. Domaine de fatigue ou d'endurance limitée (High cycles fatigue)

Dans cette partie, la contrainte est inférieure à la limite élastique du matériau et la rupture survient après un nombre limité de cycles (10^3 à 10^7) sans être accompagnée d'une déformation plastique macroscopique.

Dans ce régime l'éprouvette atteint uniquement une réponse élastique (comportement élastique dès premiers cycles) ou bien adapté (comportement devenu élastique après stabilisation cyclique), mais au bout d'un certain nombre de cycle à cause de l'effet d'écrouissage du matériau. Il y a plusieurs paramètres mathématiques reliant nombre de cycle à la rupture (NR) et la contrainte (σ_a).

II.8. 3. Domaine d'endurance illimitée ou zone de sécurité

Dans cette partie, les contraintes appliquées sont plus inférieures à la limite de fatigue dite contrainte de seuil, en dessous de cette valeur limite de contrainte il y'aura jamais de rupture quelque soit le nombre de cycles appliqué.

Cette limite peut ne pas exister ou être mal définie pour certains matériaux (aciers à haute résistance, métaux non ferreux), devant cette situation on introduit la notion de limite d'endurance (σ_D) (N).

Il s'agit de l'amplitude de contrainte (σ_a) plus grande, pour la quelle on constate (50%) de rupture après un nombre de cycle (N) et qui peut varier entre (10^6 et 10^7).

II.9. REPRESENTATION POSSIBLE

Certaines formules analytiques ayant été présentées depuis les deux derniers siècles pour rendre compte de la forme de la courbe de Wöhler la plus ancienne dans les domaines d'endurance limitée (Tableau II.2). Il s'écrit comme suite:

Tableaux II.2: Les modèles analytiques de la courbe (S.N).

WOHLER (1850)	$\sigma_a = a - b \log N_R$
BASQUIN (1910)	$\sigma_a = a \cdot N_R^B$ ou $\log \sigma_a = a - b \cdot \log N_R$
STROMEYER (1914)	$\ln(\sigma_a - \sigma_D) = a - b \log N_R$ ou $\sigma_a = \sigma_D + \left(\frac{B}{N_R}\right)^c, c = \frac{1}{b}$
PALMGREENL (1924)	$\sigma_a = \sigma_D + \left(\frac{B}{A + N_R}\right)^c, c = \frac{1}{b}$
WEIBULL (1949)	$\frac{\sigma_a - \sigma_D}{\sigma_u - \sigma_D} = \left(\frac{B}{A + N_R}\right)^c, c = \frac{1}{b}$
CORSON (1955)	$(\sigma_a - \sigma_D) \cdot A^{(\sigma_a - \sigma_D)} = \frac{B}{N_R}$
BASTENAIRE (1974)	$N_R = \frac{A}{\sigma_a - \sigma_D} \cdot \exp \left[-\left(\frac{\sigma_a - \sigma_D}{G}\right)^b \right]$

A, B, G: constantes déterminées à partir des données expérimentales.

II .10.METHODE DE COMPTAGE RAINFLOW EN UNI AXIAL

C'est la méthode de comptage de cycles la plus connue il en résulte à partir de cette dernière une capacité de prévoir des meilleures prévisions à la fatigue.

Le procédé a été primitivement proposé par Matsuishi et Endo, [26] celle-ci était basée sur la Méthode est aussi appelée "méthode de la goutte d'eau" (Rainflow) ou des "étendues en cascade".

Les auteurs ont utilisé des graphiques à vocation temporelle, ex: temps de charge temps de tension ou temps d'extension afin d'illustrer la méthode dans laquelle l'axe du temps est représenté verticalement vers le bas survenant la représentation de l'histoire des pics et des vallées.

La procédure est représentée à la (Figure II .8) pour une histoire composée de quatre pics et de quatre valles.

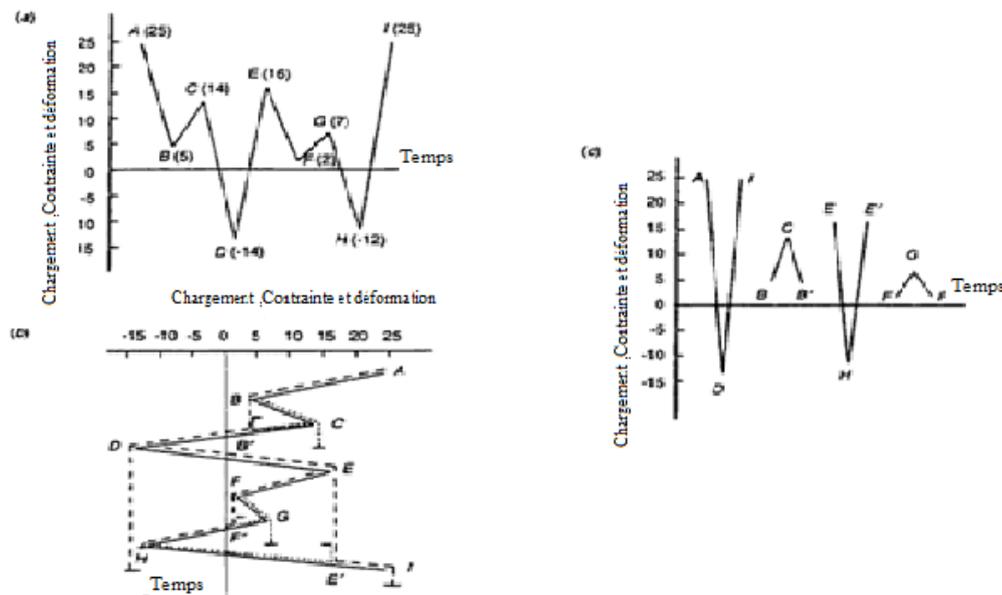


Figure II .8 : Comptage des écoulements de pluie: a) historique de chargement; b) illustration de Nombre de flux de pluie; c) résultat du comptage [27].

Il est utile que toutes les méthodes de type Rainflow donnent le même résultat en absence de résidu, quand le point de départ se situe au minimum ou au maximum du chargement initial aucune procédé de comptage ne tient compte des effets de séquence, c'est-à-dire de l'ordre d'apparition des cycles.

II .11. L'ENDOMMAGEMENT PERMANENT

En tenant les procédés classiques qui introduisent la notion des cycles il se développe une classe des méthodes dont le formalisme est allié à celui de la plasticité et qui font remplacer l'endommagement en continu au cours du chargement [28].

Il est primordial d'évaluer le cumul de dommage et de prédire la durée de vie des composants mécaniques soumis aux sollicitations uni axiales. Cela permet aux industriels de disposer des plans de maintenance préventive et corrective afin d'indiquer les périodes nécessaires à l'entretien des équipements.

Les outils appropriés pour modéliser l'endommagement par fatigue sont les lois d'endommagement et de cumul du dommage.

II .12.LES ETAPES DE CALCUL DE LA DUREE DE VIE

Le critère de fatigue est un seuil, défini par un formalisme logique pour une durée de vie fixée et pour un matériau proposé, fractionnant l'état de la pièce non fissurée jusqu'à l'état où elle est fissurée par fatigue. (Figure II.9 .4). Il est calculé en un point critique de la pièce.

La première étape (Figure II.9 .1) consiste à calculer des contraintes locales au point critique de la structure d'après sa géométrie, les forces apparentes, etc. on peut utiliser la méthode des éléments finis.

Ce signal dont l'amplitude est aléatoire n'est pas exploitable en tant que tel par un critère de fatigue. Il faut produire un traitement du signal dit "comptage des cycles" par exemple la méthode Rainflow

On obtient une suite de cycles extraits (Figure II.9 .2) identiques au signal initial. Chaque cycle est défini par son propre contrainte moyenne et son amplitude

Pour pouvoir calculer le dommage dû à ce chargement aléatoire, il faut transmettre les cycles extraits à une contrainte moyenne identique ($\sigma_m = 0$ par exemple $(\sigma_{ai}, \sigma_{mi}) \Rightarrow (\gamma_{aeqi}, 0)$)

Alors il suffit de calculer de cette contrainte équivalente en effectuant une correction de la contrainte moyenne (Figure II.9.3) et de maintenir la nouvelle amplitude sur une courbe (S-N) à ($R = -1$). On obtient (N_i), le nombre de fois que le cycle en question peut être exigé avant qu'une fissure ne s'amorce.

Par une loi d'endommagement on peut calculer l'endommagement primitif (**Di**) qui a été soutenu par l'apparition de ce cycle.

On répète les étapes (3) et (4) pour chaque cycle extrait, puis on cumule l'endommagement généré par tous ces cycles. On obtient l'endommagement induit par la séquence entière (1).

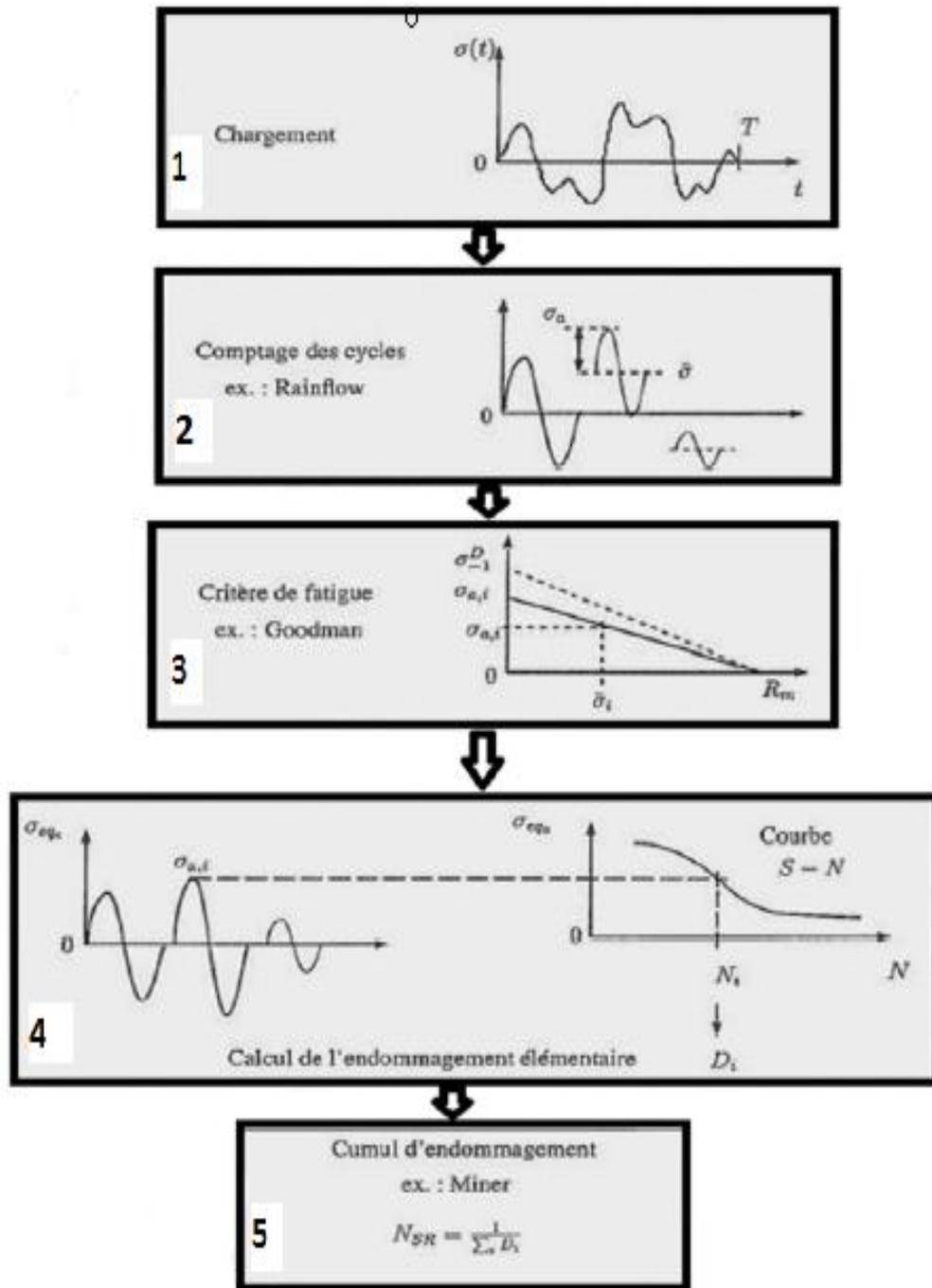


Figure II .9: Organigramme de calcul de la durée de vie en fatigue sous chargement d'amplitude aléatoire

On peu remplacer les étapes (3), (4) et (5) par une seule loi d'endommagement comme la loi Miner

II.13. LES FACTEUR AFFECTAIT L'ESSAI DE FATIGUE

La distribution des contraintes à un rôle très important dans les résultats d'un test de fatigue. Les contraintes sont réparties quasiment uniformément dans le cas d'un essai en traction simple, à l'extrême pour une flexion plane un fort gradient est engendré entre la partie intérieure et extérieure de la courbure.

II.13.1. Influence de l'état de surface

L'amorçage des fissures se fait généralement à la surface, par conséquent tout traitement de surface (mécanique, physique, chimique) est difficile de changer de manière importante le comportement à l'amorçage.

En particulier un écrouissage superficiel (qui introduit des contraintes de compression) peut améliorer la résistance à la fatigue (traitement par grenailage).

On peut décrire l'influence de l'état de surface par le « facteur d'état de surface » (K_s).

Ce facteur est défini par le rapport [29].

$$K_s = \frac{\sigma_{Ds}}{\sigma_D} \quad (\text{II.10})$$

Où

σ_{Ds} : Limite d'endurance avec un état de surface

σ_D : Limite d'endurance de la surface de référence

La surface est généralement une surface parfaitement correcte mais on peut identiquement utiliser un autre standard, par exemple rectifié gé.

On découvre des valeurs de (K_s) dans la littérature qui déterminées expérimentalement en fonction de la rugosité des surfaces.

II.13.2. Influence des contraintes résiduelles (contraintes internes)

Les contraintes résiduelles à un effet sur la résistance de la fatigue d'une pièce, il peut être positif (cas des zones en compression) ou négatif (zones en traction).

Durant sollicitation cyclique cette contrainte interne s'ajoute régulièrement à la contrainte moyenne. Les contraintes résiduelles peuvent trouver leur origine dans différentes étapes de fabrication et procédés impliquant des déformations plastiques (laminage, formage à froid, tournage, polissage...) traitements thermiques (effet des différentiels de vitesse de refroidissement) Assemblages (chassage,...).

II.13.3. Taux d'écrouissage

L'écrouissage produit des agissements de formage et pour effet de consolider le matériau (augmentation de la limite d'élasticité), et améliore le comportement en fatigue.

II.13.4. Dimension des grains

Les structures à des grains fins présentent une meilleure tenue en fatigue que les structures à gros grains.

II.13.5. Influence de la température

La température diminue lorsque la résistance à la rupture augmente, par exemple une éprouvette entaillée, on remarque la disparition du phénomène d'adaptation au fond de l'entaille, On peut dire que la température a deux conséquences principales :

- Modification des propriétés élastiques - plastiques.
- Modification des interférences de surface.
- Milieu ambiant (par oxydation par exemple).

II.13.6. Influence de la fréquence

La fréquence du test peut modifier les résultats de fatigue soit par une modification des mécanismes de déformation soit par un dommage avec le milieu ambiant.

II.14. LE DIAGRAMME DE HAIGH

Sur ce diagramme (Figure II.10), l'amplitude de la contrainte (σ_a) est portée en fonction de la contrainte moyenne à laquelle a été réalisé l'essai de fatigue. Tracé en général pour un nombre de cycle à rupture donné (par exemple 10^6), deux points distinctifs sont marqués :

Le point A qui représente la limite de fatigue (σ_D) en sollicitation alternée symétrique ($\sigma_m = 0$).

Le point B qui représente le comportement limite du matériau pour une contrainte alternée nulle ($\sigma_a = 0$). Ce point convient donc à la contrainte de rupture du matériau au cours d'un essai statique.

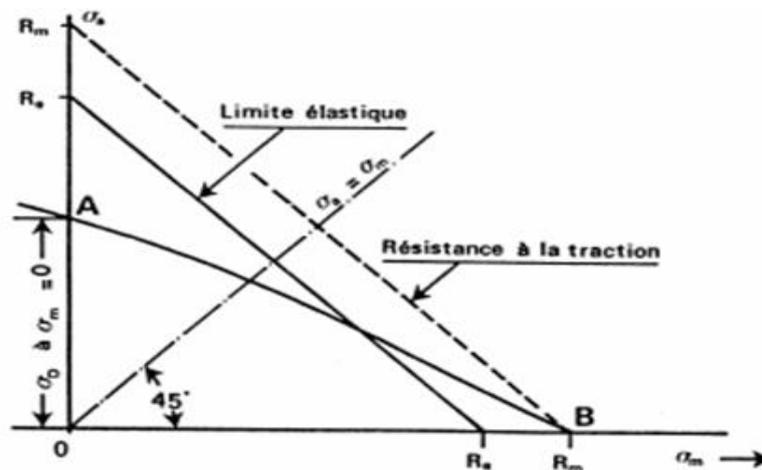


Figure II.10: Représentation classique d'un diagramme de Haigh.

Le domaine limité par la courbe AB et les deux axes des coordonnées représente le domaine de d'endurance illimitée (supérieur à la limite de fatigue considérée).

Lorsque l'on ne connaît que la limite de fatigue sous sollicitation symétrique, certaines modélisations en étant approfondies permettent de construire un diagramme d'endurance qui se rapproche des caractéristiques mécaniques statiques (contrainte ultime σ_u limité d'élasticité R_e) du matériau.

Différentes représentations de la courbe AB sont possibles (Figure II.11).

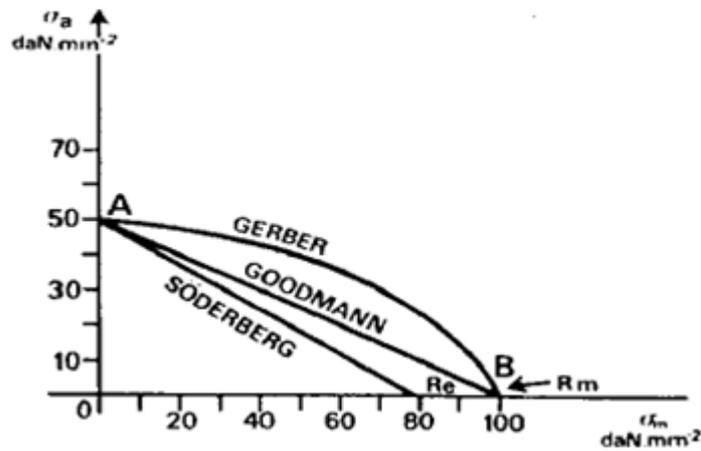


Figure II.11 : Diagramme de Haig. Représentation de Gerber, Goodman et Söderberg [30]

Tableau II.3: Paramètre de limite de fatigue

Droite de Goodman	$\sigma_a = \sigma_D \left(1 - \frac{\sigma_m}{R_m} \right)$	(II.11)
Parabole de Gerber	$\sigma_a = \sigma_D \left(1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_m} \right)^2 \right)$	(II.12)
Droite de Soderberg	$\sigma_a = \sigma_D \left(1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_e} \right)^2 \right)$	(II.13)

La droite de söderberg a diminué le domaine de non rupture en utilisant la limite d'élasticité (R_e) au lieu de la contrainte à la rupture(R_m), ceci présente une zone très sécurisée par rapport aux deux présentations primitives.

- Pour ($\sigma_m > 0$) La droite de Goodman sont très pénalisantes, et pour ($\sigma_m < 0$) trop optimistes.
- Pour ($\sigma_m > 0$) La parabole de Gerber est assez correcte mais elle est pénalisante pour ($\sigma_m < 0$) puisqu'elle ne rend pas compte de l'augmentation de l'endurance (σ_a).

II.15. SPECIFICITES DE LA FATIGUE DES POLYMERES VIS-A-VIS AUX METAUX

Le comportement des matériaux polymères se trouve en accord avec les métaux, plus explicitement une décroissance de la rigidité au cours de la sollicitation cyclique.

L'utilisation croissante des matériaux plastiques particulièrement les «thermoplastiques d'ingénierie», dans des structures mobiles et composantes mécaniques comme les engrenages accouplements mécaniques, pare-chocs, etc., a engendré des données nécessaires aux calculs de conception (ingénierie).

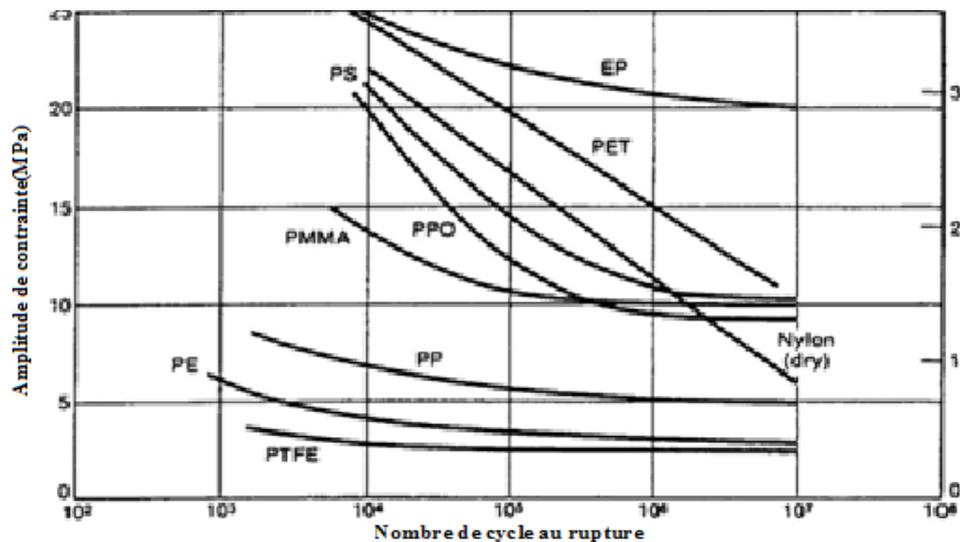


Figure II .12: Durée de vie de plusieurs plastiques [31].

Les polymères vont présenter une plus grande sensibilité à la fréquence [32]. Ils sont visqueux et la chute des raideurs peut également provenir de la partie viscoélastique ; ce type de Matériaux à un amortissement relativement élevés à cause de leur nature très viscoélastique, une partie importante de l'énergie est dissipée sous forme de chaleur et non élastiquement stocké ; par contre les métaux arrête sur la nature des mécanismes de ruine généralement hétérogénéités plastiques très voisines au défaut microscopiques ensuite l'initiation de microfissures minuscule et enfin une propagation des fissures jusqu'à la rupture ce phénomène provient du développement progressif de la micro plasticité puis l'endommagement [33].

II.16. LOIS DE CUMUL D'ENDOMMAGEMENT

Les lois d'endommagement permettent de déterminer la durée de vie du matériau relative à chaque cycle extrait, et calculer le dommage correspondant. Ce dommage peut conduire les détériorations plus au moins prononcées, et par conséquent provoque la ruine de la structure. Le dommage est donc un phénomène qui dépend du niveau des sollicitations ainsi que le nombre de répétitions (cycles) à chaque niveau, d'où provient de terme de cumul de dommage.

En 1924 Palmgren à introduire la notion de sommation linéaire du dommage de fatigue

En 1933, French était le propulseur, dans ses prospections, pour présenter l'effet de surcharge de la limite d'endurance.

En 1937, Langer propose de répartir le processus de dommage par fatigue en deux étapes : amorçage de fissure et propagation de fissure pour chaque étape étant proposée une règle linéaire.

En 1938, Kommers suggère d'utiliser la variation de la limite d'endurance comme un indicateur du dommage. Ces trois notions (sommation linéaire, variation de la limite d'endurance et processus de dommage en deux étapes) furent à la base des modélisations de cumul phénoménologique de dommage [34,35].

En 1958 Kachanov [36] considérait que l'amorçage du dommage était un phénomène interne de détérioration graduelle du matériau.

Par la présence des cavités et microfissures et sous l'effet de la répétition de la charge, l'aire de la section droite se réduisait.

Cette approche a été reprise par Chaboche [37] et a proposé une loi de cumul d'endommagement non linéaire.

Pour calculer le niveau d'endommagement, un paramètre D est imposé pour évaluer au le niveau du dommage entre l'état vierge ($D = 0$) et le rupture finale ($D = 1$).

II.17. EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT

L'évolution du dommage peut être simplifiée par la (Figure II.13), où le dommage D est nul pour un matériau vierge et égal à l'unité à la rupture finale. Donc le dommage peut être divisé en deux catégories :

Processus A: le dommage augmente d'une façon linéaire avec le rapport $\frac{n}{N_R}$.

Processus B : le dommage s'accumule de façon non linéaire avec le nombre de cycles $\frac{n}{N_R}$.

La courbure de la courbe est dirigée vers le haut, ce qui montre que le dommage s'accélère vers la fin de la vie du matériau.

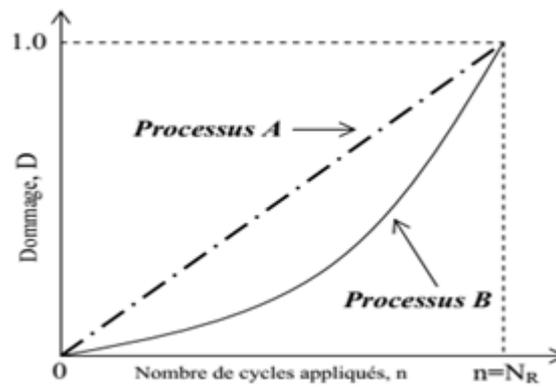


Figure II.13: Représentation schématique du processus d'endommagement.

II.17.1. Application de la règle linéaire

La structure mécanique généralement soumise à des sollicitations variables au premier niveau de contrainte puis la structure est chargée au deuxième niveau de contrainte jusqu'à la rupture (Figure II.14).

La durée de vie correspondante aux deux niveaux de contrainte est respectivement comme suite (σ_1, N_{R1}) et (σ_2, N_{R2}) .

D'après la règle linéaire de cumul du dommage, la vie prévue au deuxième niveau de chargement est donnée par:

$$\frac{n_1}{N_{R1}} + \frac{n_2}{N_{R2}} = 1 \quad (\text{II.14})$$

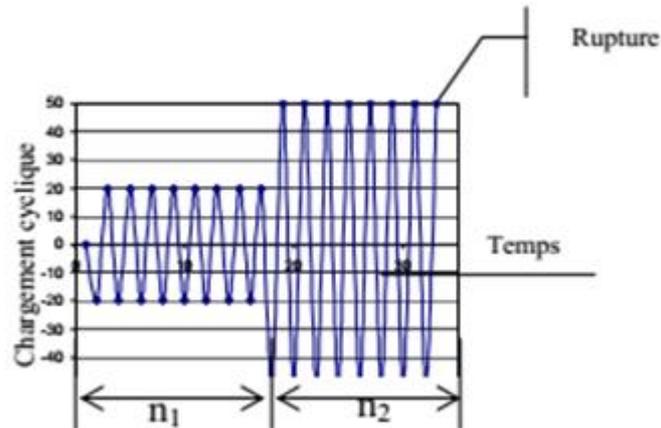


Figure II.14: Chargement à deux niveaux

Cette loi peut être applicable pour plusieurs niveaux de chargement qui permet de prédire la vie résiduelle au dernier niveau k est donnée comme suit :

$$n_k = N_k \left(1 - \sum_i^{k-1} \beta_i \right) \quad (\text{II.15})$$

II.17.2. Lacunes de la règle linéaire [38]

Les résultats expérimentaux ont montré que l'ordre d'apparition du niveau de chargement est un facteur important dans la sommation des fractions de vie. Il s'exprime de la façon suivante:

- pour les niveaux croissants : $\sum_i \beta_i > 1.0$
- pour les niveaux décroissants : $\sum_i \beta_i < 1.0$

Avec:

$$\beta_i = \frac{n_i}{N_{Ri}}$$

Les insuffisances de cette loi sont

- Les lois de cumul linéaire ne tiennent pas compte de cet effet de prédiction de la durée de vie résiduelle.
- la sommation des fractions de vies est plus marquée pour un nombre élevé de cycles que pour un faible nombre.
- Un niveau de chargement cyclique inférieur à la limite d'endurance du matériau n'a aucun effet quel que soit le nombre de cycles appliqués et indépendamment du lieu d'apparition dans l'histoire de chargement.

II.18. THEORIE DU CUMUL LINEAIRE

II.18.1 Loi de Palmgren-Miner 1945 [34, 39].

Cette loi est proposée par Palmgren en 1924 et développée par Miner en 1945. Elle s'appuie sur les hypothèses suivantes:

- le chargement est une fonction sinusoïdale du temps.
la somme totale du travail absorbé par le matériau qui engendre sa rupture par fatigue, donc l'adoucissement et le durcissement du matériau, n'influence pas la rupture des matériaux.
- le diagramme de Goodman modifié est la modélisation du diagramme de Haigh qui représente le plus fidèlement le comportement expérimental des matériaux [40].
- L'amorçage d'une fissure macroscopique est l'indicateur de la ruine du matériau lorsque $D=1$ (Figure II.15).

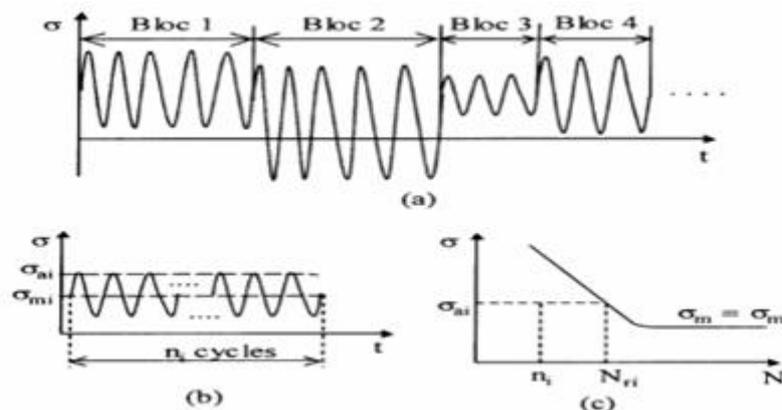


Figure II.15: Prédiction de la dure de vie pour chargement variable de chargement

- (a) Séquence composée de plusieurs blocs de sollicitation (b) nombre de cycle n_i du n_i ème bloc
 (c) Courbe S-N.

$$D_i = \frac{U_i}{W} = \frac{n_i}{N_{Ri}} \quad (\text{II.16})$$

U_i : Travail absorbé par le matériau (transmise par n_i cycles),

W : Travail total absorbé par le matériau à la ruine par fatigue,

i : Représente l'indice de niveau de chargement.

D_i Représente la fraction de durée de vie consommée pour le niveau de chargement.

n_i : Représente le nombre de cycles effectués pour le chargement i .

N_{Ri} : Représente le nombre de cycles nécessaires pour rompre l'éprouvette sous le chargement i .

Ainsi pour un chargement comprenant p niveaux de contraintes ($p > 0$), Miner suppose que lorsque la somme du nombre de cycles appliqués n_i divisé par le nombre de cycles à rupture N_{Ri} pour chaque cycle est égale à **1**.

$$\sum_{i=1}^{i=p} \frac{U_i}{W} = 1 \text{ soit } \sum_{i=1}^{i=p} \frac{n_i}{N_{Ri}} = 1 \quad (\text{II.17})$$

$\beta_i = \frac{n_i}{N_{Ri}}$ Est la fraction de vie correspondant au bloc de sollicitation à un niveau de

contrainte σ_i La ruine du matériau se produit quand la somme D vaut l'unité.

Avantage

- Compte tenu de sa simplicité cette loi est la plus utilisée aujourd'hui dans les bureaux d'études
- Cette loi n'a aucun paramètre particulier à déterminer: elle nécessite simplement la connaissance de la courbe S-N du matériau.

Inconvénients

- La loi de Miner ne prend pas en compte la fraction de vie atteinte (c'est à dire le niveau de l'endommagement du matériau) pour la description du dommage engendré par cycle
- Elle ne tient pas compte de l'ordre d'apparition des cycles (histoire de chargement).
- Elle ne tient pas compte l'effet endommageant des cycles de petite amplitude.

II.19. THEORIE DU CUMUL NON LINEAIRE

II.19. 1. Loi de Marco-Starkey 1954 [39,41]

Cette loi est l'une des premières lois de cumul d'endommagement non linéaires.

Les auteurs ont choisi la fraction de vie comme paramètre pour présenter le dommage, elle reprend la loi de Miner en la modifiant par un exposant dépendant des contraintes appliquées et repose sur les théories suivantes :

-Elle est proposée pour un état de chargement alterné symétrique.

-Les courbes d'endommagement pour chaque niveau de contraintes sont définies par l'équation :

$$D_i = \left(\frac{n_i}{N_{Ri}} \right)^{m_i} \text{ avec } m_i > 1 \quad (\text{II.18})$$

Le coefficient m_i est un exposant dépendant du niveau de sollicitation σ_i ; m_i est une fonction décroissante de la contrainte.

Pour p niveaux de contraintes ($p > 0$), la rupture intervient quand :

$$\sum_{i=1}^{l=p} D_i = 1 \quad (\text{II.19})$$

Pour des chargements à plusieurs blocs cette loi utilise la méthode des nombres de cycles équivalents.

II.19. 1.1 Méthode des nombres de cycles équivalents [39]

Le dommage créé par le niveau de chargement σ_1 appliqué pendant n_1 cycles est :

$$D_1 = \left(\frac{n_1}{N_{R1}} \right)^{m_1} \quad (\text{II.20})$$

On calcule le nombre de cycles équivalent $n_{2\text{éq}}$ qu'il aurait fallu appliquer au contrainte σ_2 pour engendrer le même endommagement (Figure II.16).

$$n_{2eq} = N_{R2} \cdot D_1^{1/m_2} \tag{II.21}$$

A la fin du second bloc, l'endommagement total D_{12} est :

$$D_{12} = \left(\frac{n_{2eq} + n_2}{N_{R2}} \right)^{m_2} \Leftrightarrow D_{12} = \left[\left(\frac{n_1}{N_{R1}} \right)^{\frac{m_1}{m_2}} + \frac{n_2}{N_{R2}} \right]^{m_2} \tag{II.22}$$

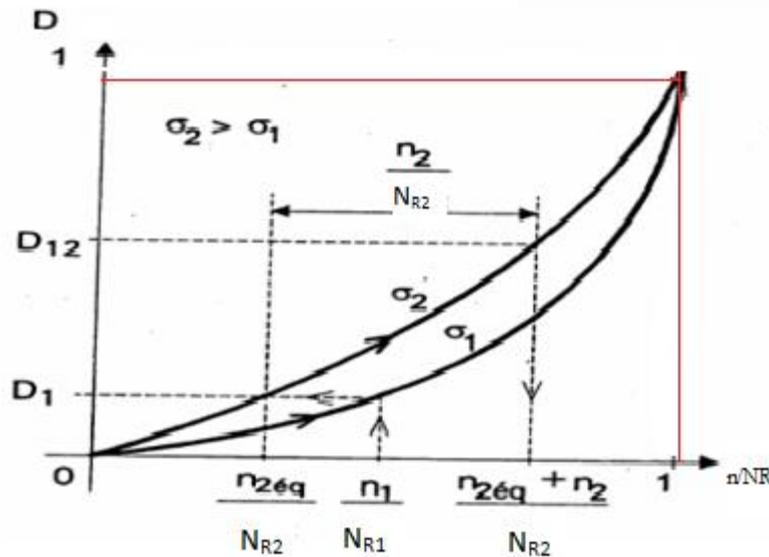


Figure II.16 : Présentation de la méthode des nombres de cycles équivalents

Cette relation permet d'obtenir la durée de vie sous un chargement à deux niveaux

- Dans le cas général de p niveaux successifs, l'endommagement aura lieu si :

$$\left\{ \left[\left(\frac{n_1}{N_{R1}} \right)^{\frac{m_1}{m_2}} + \frac{n_2}{N_{R2}} \right]^{\frac{m_2}{m_3}} + \dots + \frac{n_1}{N_{R1}} \right\}^{\frac{m_i}{m_{i+1}}} + \dots + \frac{n_{p-1}}{N_{Rp-1}} + \frac{n_p}{N_{Rp}} = 1 \tag{II.23}$$

Avantage:

L'utilisation La loi de Marco et Starkey est simple.

- Elle prend en compte l'ordre d'application des contraintes et donc l'histoire du chargement.
- L'évolution du dommage est une fonction non linéaire du nombre de cycles appliqués. Ceci correspond qualitativement aux résultats expérimentaux.

Inconvénients:

- Les niveaux de contraintes inférieures à la limite d'endurance sont considérés comme non endommageant.
- Elle ne tient pas compte du fait que l'endommagement provoqué par un chargement supérieur à la limite de fatigue continue à croître quand les sollicitations suivantes sont inférieures à cette limite. L'histoire de chargement intervient donc d'une façon impérative.

II.20. Loi de Henry 1955 [42]

La loi de Henry lie l'évolution du dommage du matériau à la variation de sa limite d'endurance. L'endommagement est directement relié à une caractéristique de fatigue du matériau.

La principale hypothèse de Henry est les suivants: la courbe de S-N du matériau étudié est représentée par l'équation :

$$N_R = \frac{k}{\sigma - \sigma_D} \text{ si } \sigma > \sigma_D \quad (\text{II.24})$$

Hypo.1: σ_D est la limite de fatigue du matériau.

k : coefficient empirique dépendant du matériau de l'état de surface et de la géométrie de la pièce.

Hypo.2: la limite d'endurance σ_D est proportionnelle au constant k . de plus, elle évolue avec l'état d'endommagement du matériau.

Hypo.3: le point critique de la pièce où se produit un endommagement peut être considéré comme une entaille de coefficient de concentration de contrainte k_t l'équation empirique de Henry devient.

$$N_R = \frac{k}{k_t (\sigma - \sigma_{D0})} = \frac{K}{\sigma - \sigma_{D0}} \quad (\text{II.25})$$

Henry a défini le coefficient de concentration de contrainte par :

$$K_t = \frac{K_0}{K} = \frac{\sigma_{D0}}{\sigma_D}$$

σ_{D0} : Est la limite de fatigue du matériau vierge

N_R : Etant la durée de vie résiduelle pour le niveau de contrainte σ , après application de n cycles. La limite d'endurance instantanée s'écrit alors en fonction de la fraction de vie:

$$D = \frac{\sigma_{D0} - \sigma_D}{\sigma_{D0}} \quad (\text{II.26})$$

La limite d'endurance instantanée propose par Henry

$$\sigma_D = \frac{\sigma (1 - r)}{\left(\frac{\sigma - \sigma_{D0}}{\sigma_{D0}} \right) + (1 - r)} = \frac{\sigma (1 - r)}{\varphi - r} \quad (\text{II.27})$$

Ou

$r = \frac{n}{N_R}$ Est la fraction de vie sous le niveau de contrainte σ

$\varphi = \frac{\sigma}{\sigma_{D0}}$ Est le facteur de surcharge sous le niveau contrainte σ

En insérant les équations (II.27) dans la relation (II.26), l'expression du dommage crée pour n_i cycles est donc:

$$D_i = \frac{r_i (\varphi_i - 1)}{\varphi_i - r_i} \quad (\text{II.28})$$

II.21. Loi de GATTS (1961) [43]

GATTS propose en 1961 une fonction de dommage en fatigue basée sur la variation de la limite de fatigue d'un matériau soumis à des chargements d'amplitude constante.

Il explique que la résistance maximale à la traction décroît de manière proportionnelle en fonction de la contrainte appliquée. Intervient la limite d'endurance qui traduit l'absence de rupture pour des charges suffisamment faibles.

$$\frac{dR_{mn}}{dN} = -k \cdot D \cdot (R) \quad (\text{II.29})$$

R : est une variable homogène à une contrainte,

k : est une constante de proportionnalité dépendant du matériau,

R_{mn} : Est la valeur instantanée de la résistance qui décroît et passe de R_{m0} à R_{mNR} .

Il y a proportionnalité entre la valeur instantanée de la résistance à la traction et la valeur instantanée de la limite d'endurance σ_D :

σ_D : est la limite d'endurance instantanée qui est proportionnelle à la résistance R_{mn} par la relation:

$$\sigma_D = C \cdot R_{mn} \quad (\text{II.30})$$

Où

C : Est une constante empirique. les conditions aux limites sont :

A l'état initial, Si $n = 0 \Rightarrow R_{mn} = R_{m0} = R_u$

A la rupture Si $n = N_R \Rightarrow R_{mn} = R_{mNR} = \sigma$

R_u : Est la résistance maximale à la traction

σ : Est l'amplitude de la contrainte appliquée (limite de fatigue)

Le dommage est défini, pour un chargement de contrainte inférieur à la limite d'endurance, par la relation :

$$D.(R) = \langle R - \sigma_D \rangle^m \quad (\text{II.31})$$

L'exposant m est propre au matériau

$$\text{Si } R - \sigma_D \leq 0 \Rightarrow R - \sigma_D = 0$$

$$\text{Si } R - \sigma_D \geq 0 \Rightarrow R - \sigma_D = R - \sigma_D$$

GATTS suppose que le dommage soit créé quand le premier cycle de déchargement est appliqué, et que la déformation plastique se produit, il peut atteindre une valeur prétendue critique.

La première (0A) de la courbe (Figure II.17) représente la partie de déformation élastique monotone, et la deuxième droite (AB), également élastique mais avec un module différent de celui de (0A), correspond aux sollicitations d'amplitude supérieures à la limite d'endurance.

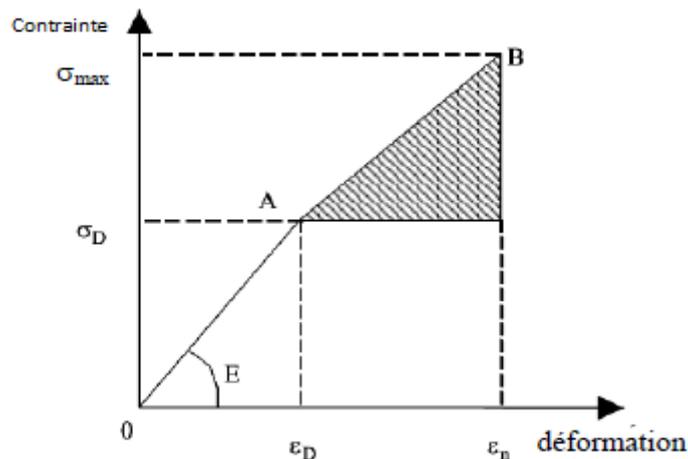


Figure II.17: Schématisations de la modélisation de GATTS.

Dans la zone située sous le segment (AB), représente l'énergie relative de la contrainte qui est au-dessus de la limite d'endurance il est convenablement critiques pour engendrer la ruine du matériau, ce dommage est supposé proportionnel à l'énergie et correspondant à l'aire hachurée (Figure II.17).

II.22. Loi d'endommagement Bilineaire de Manson-Frenche-Enseign (1967) [44]

Les auteurs racontent que l'évaluation de la durée de vie totale consiste à examiner deux phases temporelles existées : une phase initiation de la fissure et une autre pour sa propagation ; le principe est d'appliquer une règle linéaire du dommage à chacune des deux phases étant modélisée par une loi d'évolution linéaire du dommage.

L'objectif principal de la loi proposée est :

- Corriger l'insuffisance de la règle linéaire de Miner vis-à-vis de l'ordre d'application des charges (effet de séquence).
- **Les hypothèses retenues** par les auteurs pour l'élaboration de la loi sont les suivantes :

La durée $(\Delta N)_{Ri}$ de la période de propagation de fissure jusqu'à la rupture s'exprime en fonction de la durée de vie totale N_{Ri} (nombre de cycles, pour la phase d'amorçage et de propagation, sous le niveau σ_i selon :

$$\text{Si } N_{Ri} > 730 \text{ cycles } (\Delta N)_{Ri} = p \cdot N_{Ri}^b \quad (\text{II.32})$$

$$\text{Si } N_{Ri} < 730 \text{ cycles } (\Delta N)_{Ri} = N_{Ri} \quad (\text{II.33})$$

Avec b et p ainsi que le seuil de 730 cycles, sont des constantes de la loi propre au matériau.

-Le nombre de cycles à l'amorçage N_{0i} est donc :

$$N_{0i} = N_{Ri} - (\Delta N)_{Ri} \quad (\text{II.34})$$

Dans le cas d'une durée de vie inférieure à 730 cycles, la phase d'amorçage est négligée.

Les expressions de la fonction du cumul de dommage sont données par phase (amorçage et propagation) de la façon suivante :

-Pour la phase d'amorçage :

Dans le cas $N_{ri} > 730 \text{ cycles}$ $D_i = \sum \frac{n_i}{N_i} = 1$ (II.35)

-Pour la phase de propagation

$$D_{ii} = \sum \left(\frac{n_i}{\Delta N_i} \right)_{Ri} = 1 \quad (\text{II.36})$$

- Diagramme graphique de la fraction de vie restante

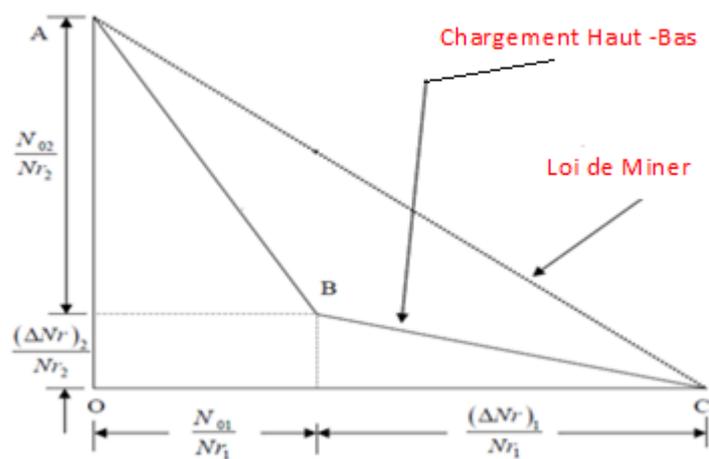


Figure II.18: Interprétation du dommage en fatigue à deux niveaux de contrainte par la règle de S.S.Manson et al [45].

II.23. LA THEORIE UNIFIEE DE BUI-QUOC, BAZERGUI ET BIRON (1971) [46].

Cette loi est basée sur la diminution de la limite d'endurance du matériau et convient particulièrement pour exprimer l'effet de l'endommagement par fatigue.

Les essais ont montré la dépendance de la limite d'endurance instantanée avec la résistance maximale instantanée à la rupture selon la relation suivante :

$$\left(\frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}} \right) = \left(\frac{R_m}{R_{m0}} \right)^m \tag{II.37}$$

La diminution de la limite d'endurance en fonction du nombre de cycles prend la forme :

$$\frac{d \left(\frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}} \right)}{dn} = - \frac{1}{a} \cdot \left(\frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}} \right)^b \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_{D0}} - \frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}} \right)^2 \tag{II.38}$$

où :

a et b sont des constantes du matériau.

Par l'introduction des conditions aux limites :

$$\sigma_D = \sigma_{D0} \quad \text{Quand } n = 0$$

Et

$$\frac{\sigma_D}{\sigma_{D0}} = \left(\frac{\sigma}{R_m} \right)^m \tag{II.39}$$

Quand $n = N_R$: L'expression de la courbe de Wöhler s'écrit

$$N_R = \frac{a}{\left(\frac{a}{\sigma_{D0}} \right)^b} \left\{ \frac{1}{\frac{\sigma}{\sigma_{D0}} - 1} - \frac{1}{\frac{\sigma}{\sigma_{D0}} - \left(\frac{\sigma}{R_m} \right)^m} \right\} \tag{II.40}$$

La variable du dommage s'écrit :

$$D = \frac{\sigma_{D0} - \sigma_D}{\sigma_{D0} - \sigma_{DR}} = \frac{\frac{n}{N_R}}{1 + \left[\frac{\sigma - \sigma_{D0} \left(\frac{\sigma}{R_m} \right)^m}{\sigma - \sigma_{D0}} \right]} \cdot \left(1 - \frac{n}{N_R} \right) \quad (\text{II.41})$$

Où σ_{DR} est la limite d'endurance atteinte à la rupture.

Avantages:

Cette loi décrit bien la non linéarité du cumul de dommage.

L'histoire de chargement est prise en compte par l'introduction de la méthode des cycles équivalents.

Les effets de la contrainte moyenne sont pris en compte.

Inconvénients :

Cette théorie est inapplicable si le chargement comprend des chargements de niveaux inférieur à celui de la limite d'endurance.

Par conséquent l'histoire de chargement n'est que partiellement prise en compte.

II.24. LA LOI DE LE MAITRE ET CHABOCHE (1974) [39,47].

En 1974, J.L. CHABOCHE a introduit la mécanique de l'endommagement dans le domaine de la fatigue polycyclique, en prétendant que c'est une loi différentielle qui exprimant en compte des phénomènes connus en cumul d'endommagement, afin de considérer une évolution non linéaire du dommage.

-Forme différentielle de la loi

L'équation générale qui traduit l'évolution du dommage de fatigue est exprimée sous la forme

$$\frac{dD}{dN} = F (D , h , \sigma_m , \sigma_{\max} , T , f) \quad (\text{II.42})$$

Dans cette expression, les variables dont dépend la fonction F sont:

D : Valeur de la variable d'état d'endommagement

dD : Accroissement du dommage génère par dN cycles identiques de contrainte (dN est un nombre entier).

h : est un paramètre d'histoire,

T : Température,

f : Fréquence de sollicitation.

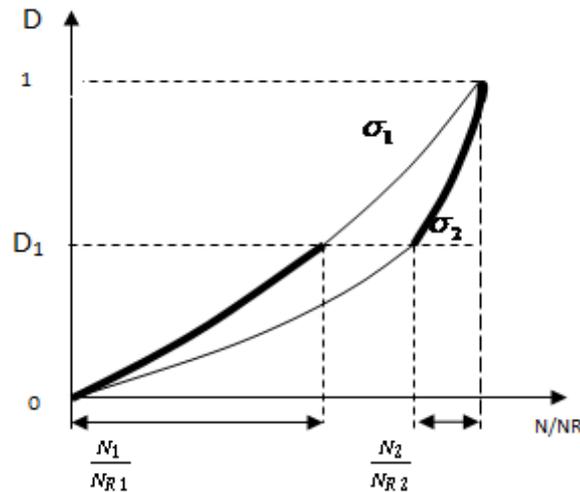


Figure II .19: Cumul du dommage pour des essais à deux niveaux de contrainte.

σ_m, σ_{max} : Valeurs maximale et moyenne respectivement de la contrainte sur le cycle de chargement; la forme spécifique choisie pour la relation (II.42).

Les hypothèses fondamentales de cette loi sont :

- Les sollicitations sont supposées périodiques pour les essais de fatigue à amplitude de contrainte constante dans le domaine à faible nombre de cycles (moins de 10^4).
- L'influence des paramètres d'écrouissage sur le cumul d'endommagement est négligée.
- La variable de dommage varie peu sur un cycle de sollicitation.

Ces hypothèses et les observations des résultats expérimentaux ont conduit les auteurs à proposer à loi différentielle suivante :

$$dD = D^{\alpha(\sigma_{max}, \sigma_m)} \left(\frac{\sigma_{max} - \sigma_m}{M(\sigma_m)} \right)^\beta dN \quad (II.43)$$

β : Est un coefficient positif

α : Est une fonction définie par:

$$\alpha = 1 - a \frac{\sigma_{max} - \sigma_D(\sigma_m)}{R_u - \sigma_{max}} \text{ et } 0 < a < 1 \quad (\text{II.44})$$

σ_D : Est la limite d'endurance du matériau.

M : Est un coefficient dépendant de la contrainte moyenne :

$$M(\sigma_m) = M_0(1 - b, \sigma_m) \quad (\text{II.45})$$

$$M_0 = B. [a(\beta + 1)]^{1/\beta} \quad (\text{II.46})$$

Avec α et β sont des constantes du matériau dépendant de la température.

b : coefficient déterminé à partir du diagramme de Haigh en traction.

$$\sigma_D = \sigma_m + \sigma_{D0}(1 - b. \sigma_m) \quad (\text{II.47})$$

$$b = 1/R_u$$

L'intégration de l'équation (II.43), donne la relation de la durée de vie en fatigue :

$$N_r = \frac{1}{1 - \alpha} \left(\frac{\sigma_{max} - \sigma_m}{M(\sigma_m)} \right)^\beta \quad (\text{II.48})$$

Et l'évaluation du dommage est établie par :

$$D = 1 - \left[1 - \left(\frac{n}{N_R} \right)^{\frac{1}{1-\alpha}} \right]^{\frac{1}{\beta+1}} \quad (\text{II.49})$$

Dans le cas d'une sollicitation à deux niveaux de contraintes, la fraction de vie β_2 restant au second niveau peut être calculée en tenant compte des situations suivantes

1^{er} cas : $\alpha_2 > \sigma_D (\alpha < 1)$

$$\frac{n_2}{N_{R2}} = 1 - \left(\frac{n_1}{N_{R1}} \right)^p \quad (\text{II.50})$$

Avec

$$\left(\frac{\sigma_{2\max} - \sigma_D(\sigma_{m2})}{\sigma_{1\max} - \sigma_D(\sigma_{m1})} \right) \left(\frac{R_u - \sigma_{1\max}}{R_u - \sigma_{2\max}} \right) = \frac{N_{R1}}{N_{R2}} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_2} \right)^\beta \quad (\text{II.51})$$

Où σ_1 et σ_2 sont les amplitudes de contrainte aux niveaux correspondants.

2^{eme} cas : $\alpha_2 \leq \sigma_D (\alpha = 1)$

Dans ce cas de situation inclut les sollicitations de niveaux inférieurs à la limite de fatigue.

L'équation (II.43) termes de contrainte sous le second niveau, s'écrit

$$\frac{(1-D)^\beta}{1-(1-D)^{\beta+1}} dD = \left(\frac{\sigma_{\max\max 2} - \sigma_{m2}}{M(\sigma_{m2})} \right)^\beta dN \quad (\text{II.52})$$

Le nombre n_2 de cycles résiduels est issu de l'intégration de l'équation (II.52) a pour expression :

$$n_2 = -N_{R2} \left(\frac{\sigma_{\max 1} - \sigma_{m1}}{\sigma_{\max 2} - \sigma_{m2}} \right)^\beta \cdot \ln \left(\frac{n_1}{N_{R1}} \right) \quad (\text{II.53})$$

II.25. LOI DE LA CONTRAINTE ENDOMMAGÉE (MODELE DSM) (2005) [39,48]

Cette loi de cumul d'endommagement à une évolution non linéaire est basée sur la courbe de Wöhler expérimentale, il considère que l'état physique de dommage est le même et que la durée de vie en fatigue ne dépend que des conditions de chargement, du matériau considéré.

Le calcul du dommage par le modèle de la contrainte endommagée est donné par l'équation (II.54) et illustré par la (Figure II.20).

$$D_i = \frac{\sigma_{edi} - \sigma_i}{\sigma_u - \sigma_i} \quad (\text{II.54})$$

σ_{edi} : Contrainte endommagée

σ_i : Contrainte appliquée

σ_u : Contrainte ultime a rupture

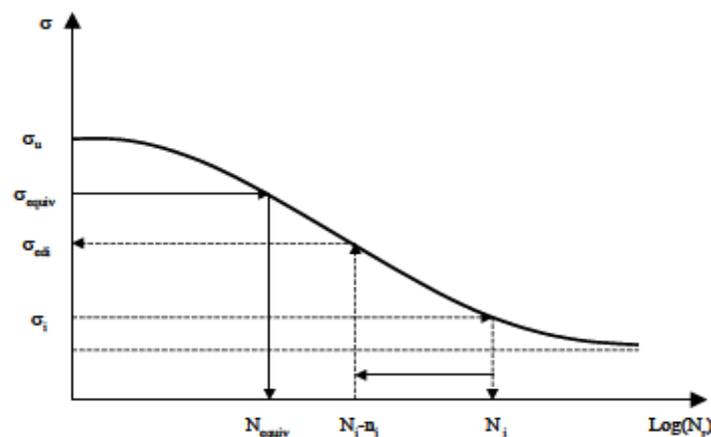


Figure II.20: Définition des paramètres utilisés dans la loi de la contrainte endommagée.

-**Premier cycle** $D_i=0$, la contrainte endommagée est bien égale à la contrainte appliquée.

-**Derniers cycles** $D_i=1$, la durée de vie résiduelle est quasi nulle, la contrainte endommagée

σ_{edi} est égale à σ_u

Dans le cas d'un chargement composé de plusieurs blocs d'amplitude de contrainte ou dans le cas aléatoire le de passage du bloc i au bloc $i+1$, par la continuité de dommage, on a:

$$D_i = \frac{\sigma_{edi} - \sigma_i}{\sigma_u - \sigma_i} = \frac{\sigma_{equiv} - \sigma_{i+1}}{\sigma_u - \sigma_{i+1}} \quad (\text{II.55})$$

σ_{equiv} : Contrainte endommagement équivalente

Cette loi a été étudiée pour le chargement multi axiale par Aïd [39].

II.26.CRITERE ENERGETIQUE

Les auteurs tiennent en compte à la fois les sollicitations de contraintes et déformations.

Une loi d'endommagement simple comprend à supposer l'existence de rupture quand l'énergie totale atteint une valeur critique. Selon les critères énergétiques en fatigue d'endurance, on peut citer :

- Critère d'Ellyin.
- Golos et Ellyin
- Modèle d'énergie de déformation totale.

II.26.1.Approche énergétique d'Ellyin [39,49]

Ellyin a proposé ce critère en premier lieu pour le domaine oligocyclique, est après il fait une extension à la fatigue à grand nombre de cycles. Suivant l'auteur l'énergie de déformation plastique est un paramètre qui permet de décrire l'endommagement en fatigue. Ils proposent de relier l'énergie dissipée W_f au nombre de cycles N_R par la relation.

$$W_f = K \cdot N_R^\beta \quad (\text{II.56})$$

Où K et β sont des constantes du matériau.

Dans l'échelle de $(\log(W_f), \log(N_R))$, la courbe de durée de vie est représentée par une droite (Figure II.21).

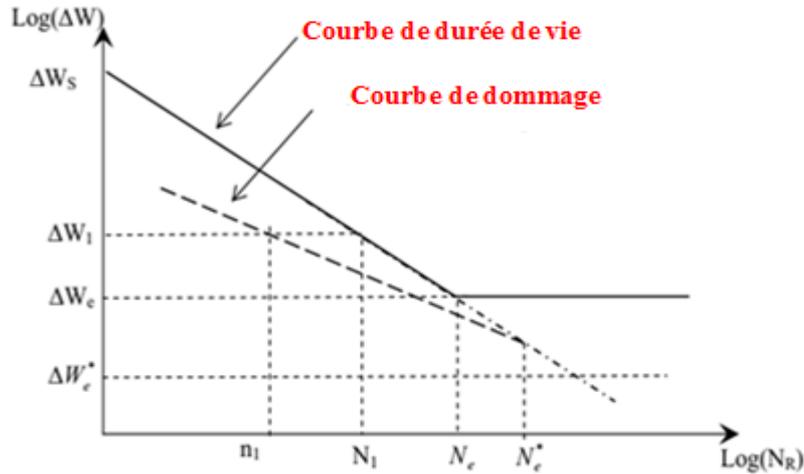


Figure II.21: Courbe de dommage modélise selon, Ellyin [39, 49].

Hypothèses

- **Pour l'amorçage** : la limite d'endurance est associée à une énergie de déformation plastique notée ΔW_e et une durée de vie N_e
 - **Pour la propagation**: on définit une limite d'endurance apparente à partir de ΔW_e^* et la durée de vie N_e^* obtenue en envisageant la droite de durée de vie sous la limite de fatigue.
- Les courbes de durée de vie ont pour expression

$$\Delta W = K \cdot N_R^{\beta-1} \tag{II.57}$$

Les courbes de dommage sont des droites représentée (Energie- nombre de cycles) en log-log, toutes les droites doivent converger à N_e pour la phase d'initiation et à N_e^* pour la phase de propagation.

$$\frac{\Delta W_1}{\Delta W} = \left(\frac{n_1}{N^*}\right)^\xi \tag{II. 58}$$

$$\xi = \frac{\log\left(\frac{\Delta W_1}{\Delta W^*}\right)}{\log\left(\frac{n_1}{N^*}\right)} \quad (\text{II.59})$$

Où ξ est représentatif d'un niveau d'endommagement.

On applique ensuite une densité d'énergie de déformation $\Delta W_2(t)$ jusqu'à rupture. Le nombre de cycles équivalents au second niveau de chargement, causant le même endommagement que n_1 des cycles du premier niveau est donnée par:

$$n_{2eq} = N^* \left(\frac{n_1}{N^*} \right)^{\frac{\log\left(\frac{\Delta W_2(t)}{\Delta W^*}\right)}{\log\left(\frac{\Delta W_1(t)}{\Delta W^*}\right)}} \quad (\text{II.60})$$

II.26.2. Golos et Ellyin [50]

Les auteurs ont proposé une autre loi qui est décrite par l'énergie de déformation totale en prenant en compte l'influence de contrainte moyenne, l'énergie de déformations totale est alors:

$$\Delta W^t = \Delta W^e + \Delta W^p \quad (\text{II.61})$$

ΔW^t : Densité volumique d'énergie mécanique totale de déformation (par cycle).

ΔW^p : Densité volumique d'énergie de déformation plastique.

ΔW^e : Densité volumique d'énergie de déformation élastique.

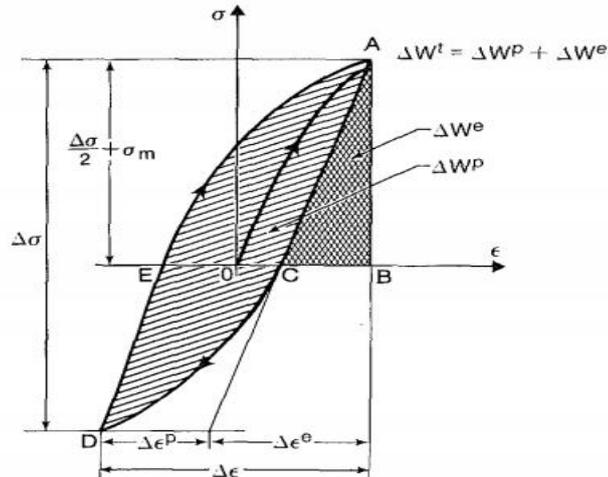


Figure II.22: Energie de déformation élastique et plastique [50].

- **pour un matériau de type Masing**

Le domaine d'élasticité est constant quand la déformation plastique augmente, la densité d'énergie de déformation plastique est donnée par :

$$\Delta W^p = \frac{1-n'}{1+n'} \cdot \Delta\sigma \cdot \Delta\epsilon^p \tag{II.62}$$

Où

$\Delta\sigma$: Amplitude de variation de contrainte

$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$ sur un cycle de sollicitation.

$\Delta\epsilon^p$: est l'amplitude de déformation plastique sur un cycle de sollicitation,

n' : est un exposant constant caractérisant le durcissement cyclique du matériau.

- **pour un matériau qui n'est pas du type Masing**

Le domaine d'élasticité n'est pas constant quand la déformation plastique varie, la densité volumique d'énergie de déformation linéaire élastique est pour la partie élastique la fonction Energie est donnée par la formule,

$$\Delta W^e = \frac{1}{2E} \left(\frac{1}{2} \Delta\sigma + \sigma_{moy} \right)^2 \tag{II.63}$$

II.26.3. Modèle Energétique [51]

La variation de l'énergie de déformation est largement répandue dans la théorie de plasticité, elle est également proposée comme modèle d'analyse uniaxial de fatigue. La convenance de ce modèle pour la description des processus de fatigue semble être prometteuse, particulièrement dans les matériaux soumis au chargement thermomécanique aléatoire. Le modèle n'inclut pas une division de densité d'énergie de déformation dans les parties élastiques et plastique, comme en cas des paramètres proposés par Smith-Watson- Topper (SWT) [52], Hoffman et Seeger [53].

L'énergie de déformation peut être calculée à partir :

$$W = \frac{1}{2} \sigma \cdot \varepsilon \quad (\text{II.64})$$

En fonction de temps, l'énergie de déformation est révélée par :

$$W(t) = \frac{1}{2} \sigma(t) \cdot \varepsilon(t) \quad (\text{II.65})$$

Si les contraintes et les déformations prennent leur valeur maximum, σ_a et ε_a respectivement, l'énergie de déformation s'écrit par :

$$W_a = \frac{1}{2} \sigma_a \cdot \varepsilon_a \quad (\text{II.66})$$

L'utilisation de l'équation de Manson-Coffin-Basquin

$$\varepsilon_a = \varepsilon_a^e + \varepsilon_a^p = \frac{\sigma_R''}{E} (2N_R)^b + \varepsilon_R' (2N_R)^c \quad (\text{II.67})$$

Remplaçant (II.67) dans (II.66) en obtiens :

$$W_a = \frac{1}{2} \sigma_a \left[\frac{\sigma_R''}{E} (2N_R)^b + \varepsilon_R' (2N_R)^c \right] \quad (\text{II.68})$$

La loi de Basquin est donné par :

$$\sigma_a = \sigma_R^e (2N_R)^b \quad (\text{II.69})$$

Remplaçant (II.69) dans (II.68) en obtiens:

$$W_a = \frac{1}{2} \left[\frac{(\sigma_R')^2}{E} (2N_R)^{2b} + \sigma_R' \varepsilon_R^e (2N_R)^{b+c} \right] \quad (\text{II.70})$$

Si nous avons des chargements à grands cycles l'équation (II.70) devient :

$$W_a = \frac{1}{2} \left[\frac{(\sigma_R')^2}{E} (2N_R)^{2b} \right] \quad (\text{II.71})$$

En posant

$$:k = \frac{\sigma_R'^2}{2E} \text{ et } f = 2b$$

L'équation (II.71) devient :

$$W_a = k(2N_R)^f \quad (\text{II.72})$$

Si on note, l'endommagement par la variable D , on peut définir un état vierge du matériau (la pièce est dépourvu de fissures, c'est-à-dire $D=0$ et un état rompu lorsque $D=1$. Après n cycles de chargement, la variable D est donnée par l'expression :

$$D = \frac{W_{edi} - W_i}{W_u - W_i} \quad (\text{II.73})$$

Avec

W_{edi} : l'énergie de déformation due à la contrainte endommagée.

W_i : L'énergie de déformation due à la contrainte appliquée.

W_u : L'énergie de déformation due à la contrainte ultime de matériau.

II.27. CONCLUSION

La fatigue est la modification des propriétés des matériaux sous l'effet des efforts variables et répétitives, ces variables introduisent dans leur opération des nuances moléculaires et mécaniques comme le cas des conceptions du test de fatigue

Plusieurs facteurs qui influent sur l'essai de fatigue du pvc telle que la fréquence, méthode d'essai, forme d'onde, niveau de résistance à la rupture ainsi la température d'essai a un effet important sur la durée de vie en fatigue.

Suite une étude détaillé sur les lois d'endommagement, il n'existe pas une loi de cumul de dommage par fatigue, qui permet de prendre en compte l'ensemble de tous les facteurs (sauf la loi de Miner) prennent en compte la linéarité du dommage et qui présente des valeurs de durées de vie inchangées quelques soit le mode de chargement et l'effet de la contrainte moyenne.

Pour les autres lois de cumul, la prise en compte de la contrainte moyenne nécessite l'utilisation de la courbe de Wöhler correspondante l'application de ces lois dépend de la nature des chargements imposés qu'ils soient simples ou combinées de plusieurs sollicitations.

La difficulté des lois accroîtra avec le nombre des facteurs utilisés. C'est pour cette raisonnement que la loi de Miner est toujours utilisée malgré ses anomalies connus.

CHAPITRE III
Etat de l'art de la fatigue du
PVC

III.1. INTRODUCTION

Dans les années 1960 et 1970, des ruptures de fracture prématurées ont commencé à présenter, comme au Royaume-Uni, ces dernières supposées être causées par un comportement de fatigue résultant d'événements de pointes répétés.

La fatigue des matériaux métalliques étant un phénomène bien connu, les premiers essais pour rendre compte de la fatigue des polymères ont consisté à adapter aux polymères les méthodes déjà existantes pour les matériaux métalliques.

Plus précisément, les tuyaux en PVC faisant preuve de fatigue tout au long de leur durée de vie chose qui à entraîner une rupture par fatigue prématurée

En général, les matériaux en PVC sont sensibles à la fatigue et la conception des caractéristiques de charge de fatigue comme la plupart des matériaux, y compris les polymères, est soumis à fatigue cyclique [54].

Autrement dit, il peut être détérioré à des contraintes plus faibles lorsqu'il est soumis à une charge cyclique que lorsqu'une charge statique est apposée, d'une manière générale la situation du PVC est beaucoup plus précieuse.

Sous charge de rampe ils existent plusieurs modes de défaillance de loin, la plus ordinaire à température ambiante et normale ou la vitesse est considérée comme un mode hautement ductile dans lequel la fissure s'étend lentement avec une grande capacité de plastique une (réduction de 50%), est faible température, la rupture fragile est prédominons avec une plasticité ou un blanchiment négligeable, la vitesse de fissuration peut être convenablement élevée [55].

III.2.COMPORTEMENT DES POLYMERES A LA FATIGUE

Le comportement des polymères à la fatigue est très sensible à la structure moléculaire la distribution des poids moléculaire, la cristallinité, la densité d'enchevêtrement en chaîne, la densité de réticulation et la présence des charges ou de renfort [56].

Des fractures dans les polymères surviennent en raison de défauts tels que des rayures, défauts bulle d'air et inhomogénéités moléculaires.

Ces défauts agissent comme concentrateurs des contraintes elle entraînant des déformations plastiques qui produisent soit des contraintes de cisaillement ou micro vides.

Les déformations plastiques qui absorbent l'énergie sont généralement ordonnées par le cisaillement et les mécanismes de craquelure.

En conséquence, la résistance et la ténacité des polymères vitreux sont fortement affectés par ces mécanismes, il doit y avoir au moins un ou plusieurs des mécanismes de déformation qui absorbent l'énergie avant la propagation de la fissure

La majorité des matériaux polymères vitreux peuvent présenter des déformations plastiques qui conduisent à la localisation de ce dernier est pendant l'évolution de localisation petite région de matériau devient localement plus molle et se déforme plus facilement que le reste de matériau car il subit des contraintes plus élevées [57].

III.3.PROPAGATION D'UNE FISSURE DE FATIGUE

Le phénomène d'une fissure sous chargement cyclique passant par les stades amorçage et propagation stable, la conception de se dernier réside dans l'étude de la vitesse de propagation fissure par fatigue, la mécanique de la rupture a beaucoup contribuer à l'étude des nombreuses lois liant la vitesse de fissuration en fatigue.

En clair, l'amorçage des fissures provient de la concentration de déformation plastique qui se produit dans un domaine de dimension étroite. Une fois que les fissures s'amorcent elles peuvent se propager d'une façon stable.

L'évolution de la vitesse de fissuration est relative, c'est à dire en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK , qui permet de faire distinguer trois domaines de fissuration, la (Figure III.1) représente en échelle logarithmique la vitesse de fissuration : da/dN en fonction de K .

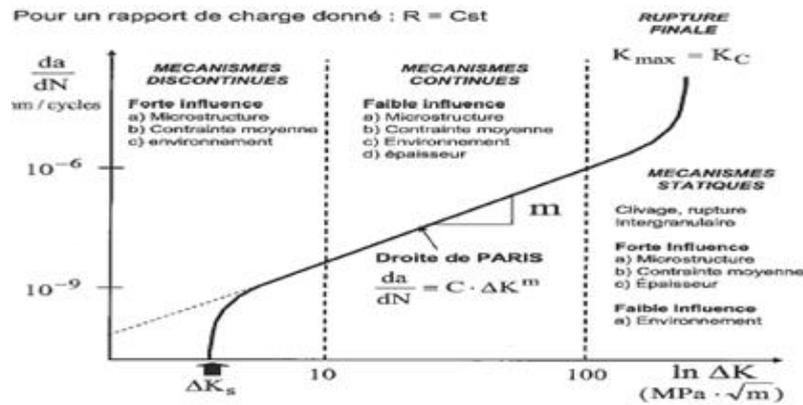


Figure III.1: Schématisation la vitesse de propagation des fissures par fatigue [58].

Domaine I : domaine faibles vitesses de fissuration où les effets de l'environnement et de la microstructure sont prédominants. Pour décrire ce domaine, on exécute généralement des essais à ΔK décroissant pour déterminer la valeur de ΔK_s , la charge d'ouverture participe dans cette phase, car plus la charge d'ouverture de fissure est grande, ΔK_s sera plus grand ce qui peut s'expliquer. Pour la propagation de la fissure de fatigue le matériau situé devant le fond de la fissure elle doit être déformé de manière cyclique puisque le pointe de la fissure ne peut être déformée qu'après ouverture de la fissure totale.

Domaine II : domaine moyenne vitesses de fissuration ou de Paris où la vitesse de propagation varie linéairement avec ΔK en échelle bi-logarithmique la fissure se propage le plus souvent dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué. C'est le domaine où s'applique la loi de Paris [59].

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta k)^m \tag{III.1}$$

Le facteur d'intensité de contrainte FIC (K) est directement lié à l'étendue des contraintes cycliques $\Delta\sigma$ et la ténacité (K_c) du matériau peu d'influence sur les vitesses de propagation.

Domaine III : domaine correspondant aux chargements élevés pour lesquels une rupture se produit à la pointe de fissure.

Donc ce domaine est influencé par les paramètres qui participent à la propagation de la fissure comme la charge moyenne, la structure du matériau, l'environnement et aussi l'épaisseur de la pièce.

III.4.EFFETS DU TRAITEMENT SUR LA FRACTURE ET LA FATIGUE

La qualité des tuyaux en PVC sont classés comme étant bien ou mal traités, dépend du niveau de traitement qui a lieu pendant l'évolution d'extrusion et bien les tuyaux bien traités présentent régulièrement des niveaux de gélification plus élevés dans lesquels les granules de polymère et les additifs sont bien mélangés.

Miner. M. (1945) [34]: la loi de miner soit utile est un outil analytique utilisé pour les essais de fatigue, il a été mis au point avec des alliages d'aluminium et toujours tenir pour le cycle interrompu de polymères viscoélastiques ductiles.

Dugdale. D. (1960) [60]: Ils ont utilisé le modèle de plasticité au fond de fissure pour rapporter l'espacement des stries au rapport de la contrainte appliquée. Ils n'ont pas pu observer événements de fond de fissure car ils utilisaient du PVC pigmenté mais ils ont établi que le nombre des stries était environ un ou deux centième du nombre de cycle de chargement.

Forsyth et Ryder. (1961) [61]: la résultante de l'observation sur la surface fracturée du PVC, que le nombre des cycles de chargement était égal au nombre des stries de fatigue.

Hyndman. (1966) [62]: Réalisé des essais d'impact sur des spécimens de pvc rigide à constate que l'énergie d'impact augmente avec la temperature et le matériau à dissiper de l'énergie d'un coup soudain, se dernier elles entraînent une défaillance complète du composant (Figure III.2).

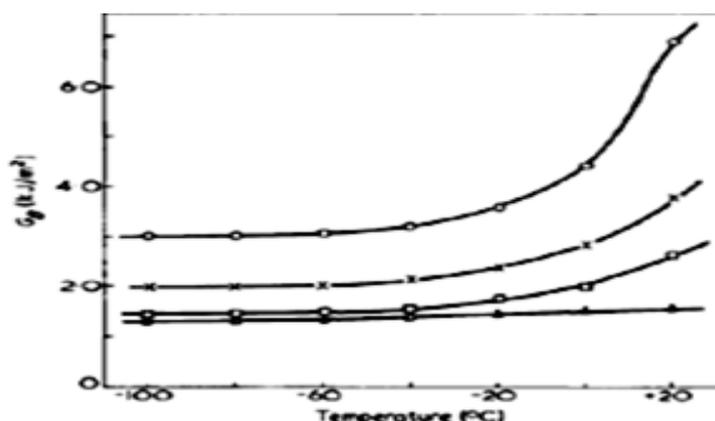


Figure III.2: Les réponses du PVC aux impacts entaillés [62].

Avec des températures ambiantes et de charge d'impact élevées le PVC-U montre un comportement fragile en raison de sa propriété viscoélastique.

K. V. Gotham. (1969) [63] : Introduit deux accumulations de résistance à la fatigue l'une statique et l'autre dynamique cela indique qu'un tuyau présente une résistance semblable à la charge cyclique qu'elle ait été soumise à une charge statique antérieure, ces défaillances de fatigue ne se produisent pas en dessous de la limite d'endurance.

Benham P et al.(1970) [64]: Ils ont constaté avec une contrainte de compression et traction le PVC présente une réponse cyclique identique ainsi ils ont confirmé que le temps de défaillance était faible et lorsqu'elles sont soumises à une contrainte constante égale à la charge cyclique maximale le PVC présentent une réponse cyclique à la fatigue. Alors que le temps de rupture augmenté avec le temps de cycle.

Elinck J.P et al .(1971- 1973) [65]: Ils ont effectuée des essais de fatigue sur une plaque en PVC, ont observée une fracture avec des lignes de croissance discontinues et dévisagé que les stries de fatigue étaient des bandes de fracture parallèles et perpendiculaires au plan de la fissure quelle que soit la fréquence ou contrainte appliquée.

Faulkner et Atkinson.(1971)[66]: analysent le comportement du PVC sous chargement cyclique en allant appliquer des charges cycliques pour développer une reproductibilité des fissures en fonction de la qualité du PVC, ils remarquent que la relation entre le taux de croissance de fissure et le facteur d'intensité contrainte était approximativement linéaire.

P.B. Bowden ET J.A. Jukes.(1972)[67] : Ils ont réalisé des tests d'observations micrographie sur des éprouvettes du PVC sollicitée en flexion pure, ils montrent bien des bandes de déformation dans les zones en traction (bord inférieur) et en compression (bord supérieur), ces bandes sont déversées par rapport à la direction principale de l'éprouvette d'un angle compris entre 45 et 55 degrés, ainsi des observations microscopiques du PVC en fatigue ont montré des bandes discontinues (stries) contrairement à la fracture de surface observée pour différents direction de chargement (Figure III.3) .

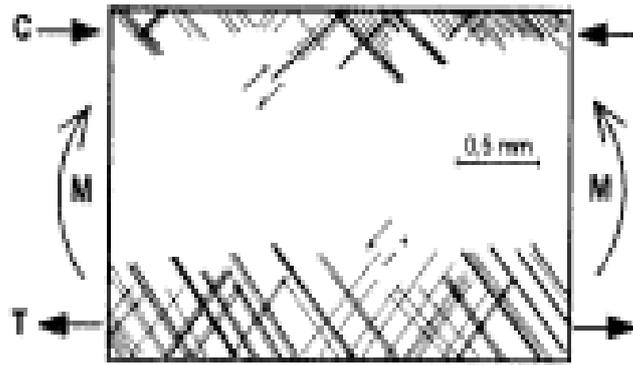


Figure III.3: Bandes de cisaillement (stries) en flexion 4 -points dans le PVC [67].

L'existence des stries est importante pour comprendre les conditions de chargement cyclique et les processus de fissuration par fatigue.

III.5. EFFET DE TEMPERATURE

Pour les matériaux polymères comme le polyoxy méthylène (POM) et le polyéthylène haute densité (PEHD, le polycarbonate (PC), poly méthacrylate (PMMA) et le polychlorure de vinyle (PVC), poly tétra fluore éthylène (PTFE), les charges cycliques est un facteur importante d'augmenter la température, elle dissipée de l'énergie de déformation inélastique sous forme de chaleur à chaque cycle.

En conséquence, lors des tests de fatigue l'augmentation de la température des polymères est plus significative elle influencée par les taux de charge (fréquence) et les niveaux de contrainte appliqués (Figure III.4). [68].

L'énergie dissipée par seconde [69] est représentée ci-dessous

$$W = \pi f j(f, T, \sigma) \sigma^2 \quad (\text{III.2})$$

f Où σ est la fréquence appliquée, et la contrainte maximale et J "est la complaisance aux pertes.

À partir de l'équation (III.2), la combinaison de la fréquence et le niveau de contrainte provoquant une augmentation de la température en continu et entraînent une défaillance par ramollissement thermique sans propagation de fissure.

Par Conséquent l'augmentation de la température et l'amplitude des contraintes (supérieures à $22,4 \text{ MN} / \text{m}^2$), a un effet de la diminution des défaillances thermique [70].

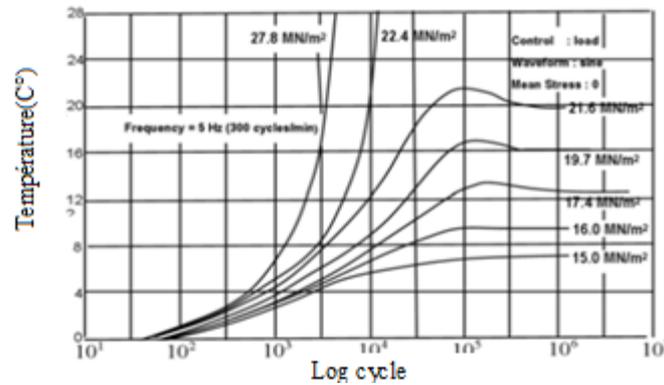


Figure III.4: Variations de la température par la fatigue [71].

Gotham K.V. (1975) [72] Il a été observé que le fluage se participer moins de rupture par fatigue dans le PVC est cela si le temps de chargement est faible dans chaque cycle, elles provoquent une accélération de fissure.

Martin et Gerberich. (1976) [73]: Ils ont effectués des tests de variation de température sur une plaque de pvc pour observer influence sur le comportement en fatigue, ils ont remarqués au dessus de -500C° , la résistance au fatigue augmente avec l'augmentation température et en dessous de -500C° , augmente avec la diminution de la température.

J. J. Stapel. (1977) [74]: a proposé des essais de fatigue avec un chargement cyclique sous pression sur des tuyaux en PVC-U, il a été démontré que la fatigue dynamique est la cause des défaillances ainsi qu'à faible ténacité et charges ponctuelles la rupture est prédominant.

Gotham K.V et al. (1978) [75] : Ont réalisés des essais expérimentaux de fatigue ont démontré que sous charge cyclique le PVC-U mal traité donnent une faible durées de vie par rapport à un matériau bien traité, est cela dû à un plus grand nombre des défauts inhérents est des sites qui favorisés l'amorçage des fissures par fatigue et aussi avait constaté que les essais qui effectués a température 5C° a une meilleur durée de vie .

Herzberg et Manson. (1980) [54] : travaillé spécialement sur les matériaux PS et PVC, elle constaté que l'augmentation de la fréquence améliorée la résistance à la fatigue et conduit une augmentation du module d'élasticité et limite d'élasticité.

S. H. Joseph et al. (1984) [76] : Ils ont effectués des tests de fatigue sur les tuyaux en **PVC-U** en termes d'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycle jusqu'à la rupture, Il défini une limite de fatigue inférieure (équation (III.3)).

$$\Delta\sigma = \frac{352}{NR^{\log 2}} \quad (\text{III.3})$$

Où

$\Delta\sigma$: 'Amplitude de la contrainte.

N_R : Nombre de cycles jusqu'à la rupture.

S.H. Joseph et al. (1985) [77]: Les polymères sont plus sensibles à la vitesse de déformation à des taux de déformation plus élevés.

Elle ne constate que les tests de faible fréquence à une durée de vie légèrement plus courtes que les tests à haute fréquence en termes de nombre de cycles jusqu'à rupture. Le taux de déformation augmenté à des fréquences d'essai plus élevées.

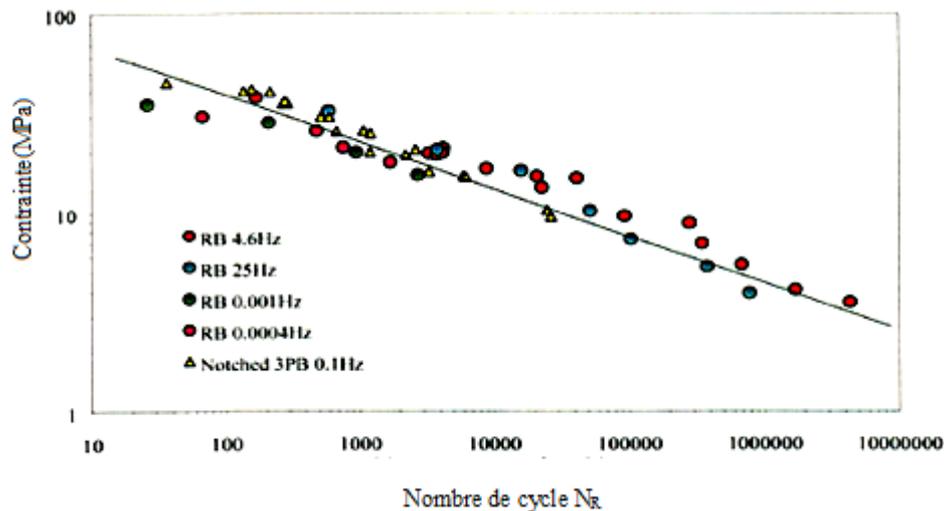


Figure III.5: Effet de la fréquence des tests sur le nombre de cycles jusqu'à la rupture pour PVC-U [77].

Mai et Kerr. (1985) [78]: Ils ont constaté que les tuyaux en pvc mal traités ne présentaient qu'une légère augmentation de la croissance des fissures dans la direction d'extrusion (transversale).

Kim H-S.(1993) [79]: effectués des tests de variation de température sur un PVC-U, il Remarqués des multiples craquelures apparentées à des températures élevée (23c° à 60c°), et à des températures basses (-30 à 10 ° C), le rendement de cisaillement était prédominant.

Des bandes de croissance de fissure discontinuité sur les surfaces fracturé en PVC, ils ont remarqués que l'augmentation de la fréquence entraînant une diminution du taux de croissance des fissures cela signifier que la résistance a la fatigue du pvc est inférieur à la fréquence applique.

C.Lawrence et al. (1998) [80]: considéraient que les tests de pression cyclique comme un outil efficace pour l'évaluation de la résistance à la rupture, une comparaison de la sensibilité de température entre PVC-U et PVC-M, ils ont confirmée que les deux types de PVC ne distribuaient pas le même comportement en fatigue.

Bishop et al. (2000) [81]: Ils ont découvert sous contrainte environnementale la fissuration est un mécanisme de défaillance très similaire à la croissance lente des fissures, ainsi les ruptures micro fibrilles emportée par la nucléation de croissance de fissure tels que les polymères (PVC-PS-PMMA-PE-PP), qui sont soumis à des contraintes de traction comme des défauts est peuvent détériorer durant le chargement, elle déclenchant la croissance de fissure et propagation.

III.6. EFFET DE FREQUENCE

Les matériaux polymères présentent des différences réponse au facteur de fréquence qui est attribuée à ses propriétés viscoélastiques. Certains polymères ne présentent aucune sensibilité apparente à différentes fréquences cycliques, tandis que certains présentent des résistances à la fatigue avec niveaux de fréquence progressive.

Hu, Y et Al .(2003) [82]: Ils ont présenté un récent travail sur le taux de déformation en fatigue du PVC et PE, les essais de fatigue ont été effectués avec une fréquence de 0.01 Hz et rapport R de 0.8 et de température ambiante à **70 C°**, elle confirmée que la diminution de l'amplitude de contrainte et augmentation la durée de fréquence à un effet sur la croissance de fissure sur le matériaux PVC . ainsi la vitesse de déformation était en proximité avec la fréquence, elles diminuent avec l'augmentation du rapport R (**Figure III.6**).

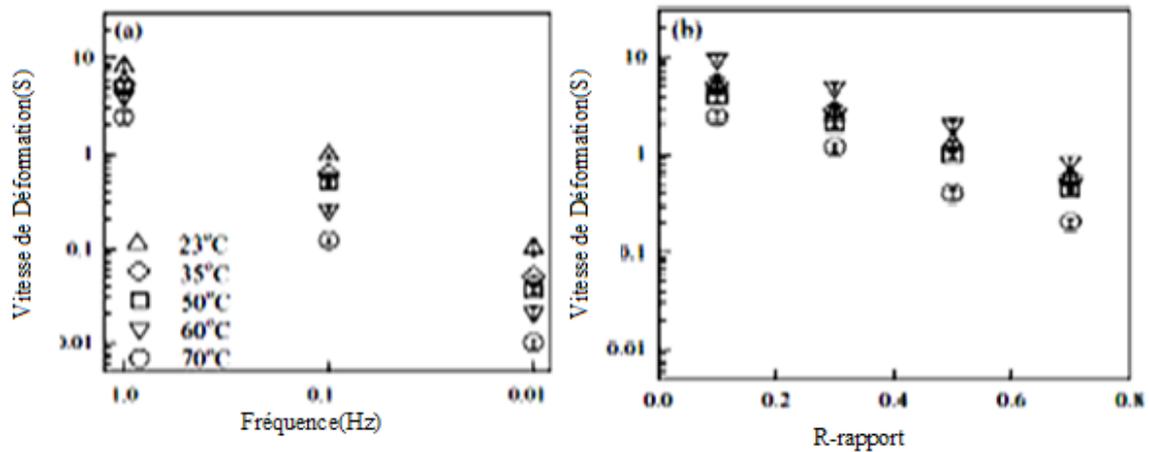


Figure III.6 : Taux de déformation en fatigue (a)effet de la fréquence, (b)effet du rapport R[82].

Yu et al (2004). [83] : Ont constaté que l'amélioration des propriétés d'impact peut également être un facteur important sur la fatigue du pvc, qui permet de passage d'un mode de rupture quasi-fragile au mode de rupture ductile et qui résister à des taux de chargement plus élevés. Les auteurs concluent que la fissure s'accélère à température (23°C) qu'à des températures plus élevées (70°C).

D'el-Bagory et al. (2004) [84] : Ils ont effectué des essais expérimentaux sur des plaques en pvc, elles confirment que la propagation de fissure dans la direction transversale était supérieure à celle de la direction longitudinale.

Nesar Merah et al. (2005) [85] : étudiée l'influence de température et fréquence sur le taux de croissance des fissures en fatigue du CPVC, elle a constaté que la fréquence augmente en parallèle avec la température et elle considère que les paramètres obtenus à partir des concepts de mécanique de la rupture (**Figure III .7**).

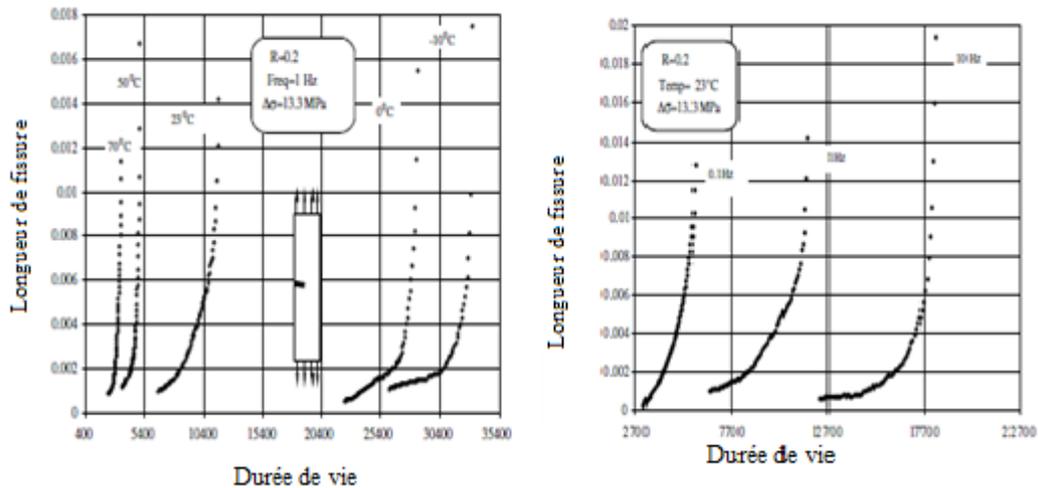


Figure III.7 : Courbes pour CPVC à (a) 1 Hz et différentes températures.
(b) différentes fréquences.[85]

Les auteurs ont conclu que le taux de propagation de fissure est plus sensible à la fréquence à l'ordre des températures de 50°C et 70°C, la durée de vie des fissures en fatigue du CPVC elle Diminue avec l'augmentation de la température en raison d'une température de pointe de fissure plus élevée et le temps de défaillance elle diminue avec augmentation de la fréquence.

J. C Radon. (2006) [86]: sur une machine hydraulique de fatigue en traction l'auteur présenté une grande quantité des données expérimentales, ces textes effectués sur des plaques de (poly chlorure de viny1 rigide) à encoches centrales avec une température ambiante $T = 21\text{ C}^\circ$ elle S'ouvre une gamme d'intensité de contrainte ΔK et des fréquences.

Elle constaté à des fréquences de 0,2 à 20 Hz, le taux de croissance des fissures augmentait avec l'augmentation de ΔK et diminuait énormément avec l'augmentation de la fréquence Ensuite des observations fractographiques sur des surfaces du PVC, indiquent que le nombre de cycles entre deux stries consécutives augmente avec une diminution de la fréquence.

Himeki et Coll. (2006) [87] : afin de déterminer le comportement à la fatigue du PEHD les auteurs ont effectués des tests de fatigue sous charge entre 50 °C et 80 °C et rapports de charge R variée entre 0,2 à 0,875 et de fréquence d'essai entre 0,01 et 0,1 Hz.

Elle constate que augmentation de la température du PEHD elles entraînent une diminution de la durée de vie à la fatigue, ainsi l'augmentation de la fréquence entraînent une durée de vie plus longue.

Il conclu que la durée de vie en fatigue du PEHD est déterminée approximativement par la contrainte maximale et rapport de contrainte est inférieur à 0,8.

ShingChung wong et al. (2008) [88]: Ils ont effectués des tests d'analyse thermogravimétrique (TGA), afin d'évaluer les dégradations thermiques sous l'effet de température des trois polymères, chlorure de polyvinyle (PVC), réticulé polyéthylène (XLPE) et éther de poly phényle (PPE) et trois températures choisies, -40°C , 25°C et 65°C , cités en dessous (Figure III.8.)

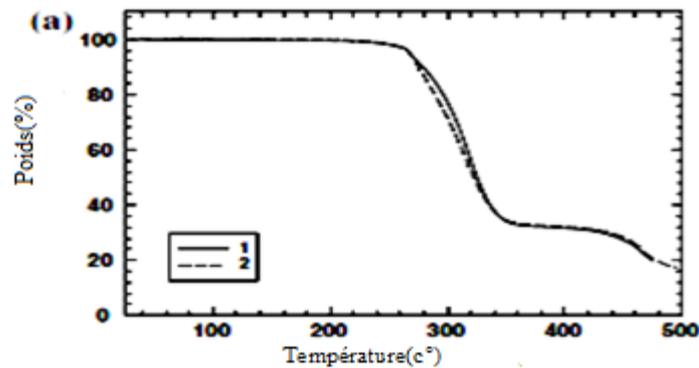


Figure III.8: Courbes TGA d'un pvc représente un échantillon prélevé sur Granulés avant traitement [88].

Elles constatent la durée de vie du PVC et XLPE est largement diminuée à -40°C puis elle commence d'augmenter jusqu'à 65°C par rapport à température ambiante du fatigue.

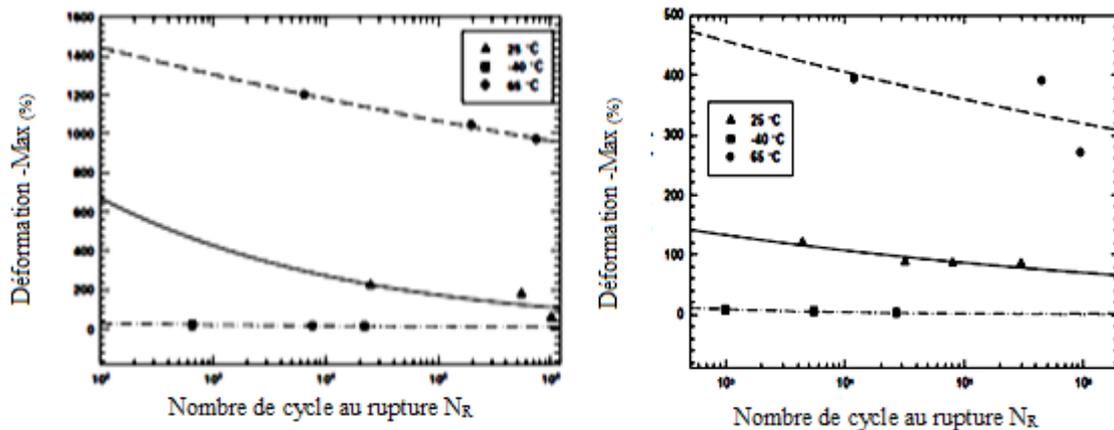


Figure III.9 Déformation maximale de fatigue par rapport au nombre de cycles pour le (a)PVC et (b) XLPE [88].

Markus Grinschl Nov. (2009) [89] : Ils ont présenté un récent travail sur la fatigue thermique des composites de polypropylène (PP) avec différentes charges (sphères de verre, talc, élastomère) et différentes teneurs en charges.

D'après les tests de fatigue du (PP) à base d'élastomère thermoplastique ont montré que le chauffage hystérique est un problème majeur qui influe considérablement sur les résultats de fatigue thermique en particulier à des niveaux de charge.

La diminution de module dynamique et l'augmentation du nombre des cycles à la rupture est la cause principale de l'augmentation de la température et les dommages dans les l'échantillon (Figure III.10).

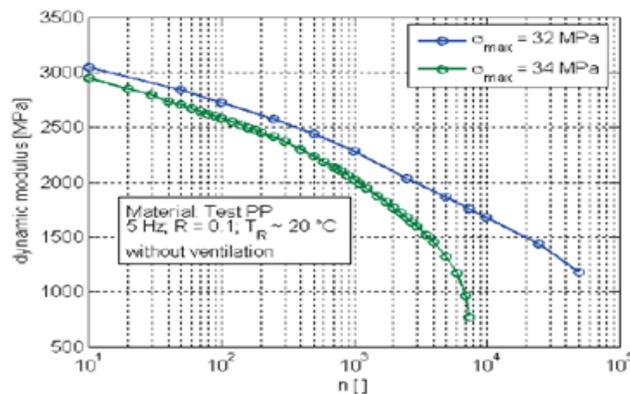


Figure III.10 : développement module dynamique du PP par rapport nombre de cycle[89].

Aussi étudié l'effet du rapport de charge R sur le module dynamique (Figure III.11), les pentes des courbes sont importantes se développe également en fonction de la valeur R qui est plus sensible à l'endommagement.

Elle remarquer avec une faible valeur de R, une décroissance plus rapide du module en raison que l'échantillon à une faible énergie, par contre augmentation du rapport le module dynamique augmente.

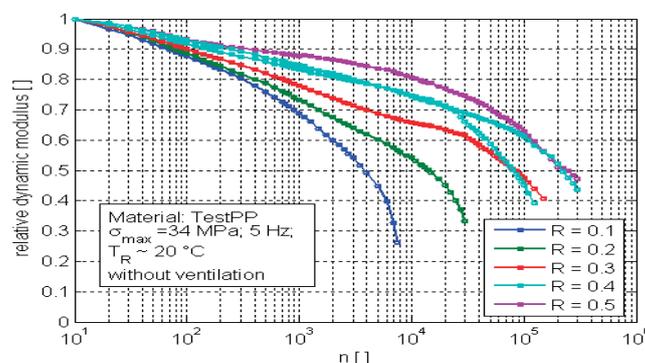


Figure III.11 : Influence du Rapport R sur le module dynamique [89].

III.7. EFFET DE LA DIRECTION D'EXTRUSION

Noorasikin Samat. (2010) [90]: Ils ont présentés dans leurs travaux les croissances des fissures pour divers orientations soit transversale ou longitudinale.

A remarqué que le taux de croissance des fissures du PVCU dans le sens transversal est inférieur à celui de la direction longitudinale (Figure III.12.a).

Par contre dans les régions de ΔK inférieures ($< 0,4 \text{ MPa.m}^{0.5}$), le taux de croissance des fissures du PVC-M dans la direction transversal ne diminuer que légèrement.

Elle conclu que les comportements en fatigue du PVC-U et du PVC-M dans le sens transversal sont acceptables ainsi que les caractéristiques de surface de rupture dans les deux PVC sont différent avec augmentation de ΔK .

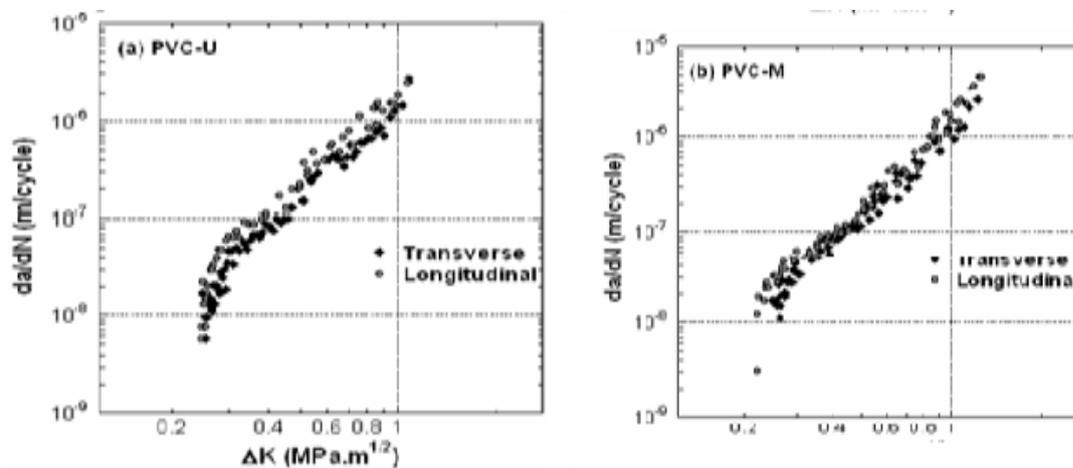


Figure III.12: Taux de croissance des fissures de fatigue de (a) PVC-U et (b) PVC-M et directions transversalement et longitudinales [90].

III.8. EFFET DU RAPPORT R

Noorasikin Samat. (2010) [90] : étudié l'effet d'impact et l'influence du rapport de charge sur le phénomène de fatigue des PVC-U et PVC-M est évaluer les résultats suivants qui sont illustrés au (Figure III.13).

Il observées que le taux de croissance des fissures du PVC-U augmente simultanément avec le rapport R environ de ($R = 0,6$). C'est-à-dire un allongement de trois fois du taux de croissance des fissures après que le rapport R est passé de 0,1 à 0,6 (Figure III. 13a).

Elle conclu que l'impact peut également être un facteur important de la fatigue est la présence des particules de modificateur d'impact dans le PVC-M avait changé la sensibilité du PVC aux niveaux de rapport R, et le dommage ne s'est produit que dans le PVC-U avec un rapport R plus élevés.

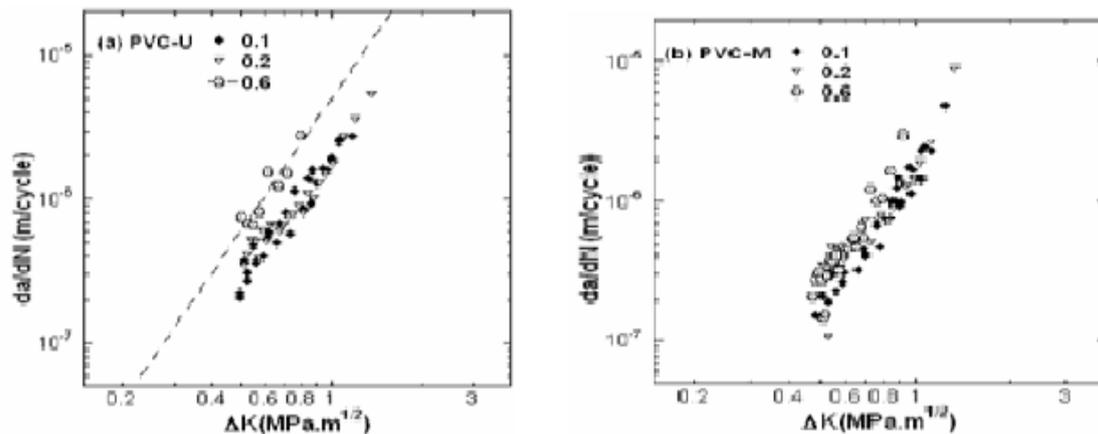


Figure III.13: Taux de croissance des fissures de fatigue (a) PVC-U et (b) PVC-M avec rapports R de 0,1, 0,2 et 0,6 [90].

Avanzini. (2012) [91] : Ont réalisés des essais expérimentaux sur des éprouvettes dans l'intervalle de rupture de 10^3 à 10^6 , qui soumis à des chargements Uni-axiaux et sinusoïdale avec un rapport de contrainte $R = 0$ et fréquence de 20 Hz.

Les dommages causés par la fatigue des trois matériaux (PPEK-C10-C30) qu'il présentait différents modèles d'accumulation des dommages selon la présence de la phase de renforcement.

Elle constate un accord entre la prévision numérique et les données expérimentales à différents niveaux de contrainte pour chaque matériau.

Ainsi afin d'évaluer le comportement en fatigue des trois classes des matériaux, l'auteur réalise des observations microscopiques pour déterminer les dommages et les mécanismes de défaillance survenues de l'état de surface fracturée par fatigue.

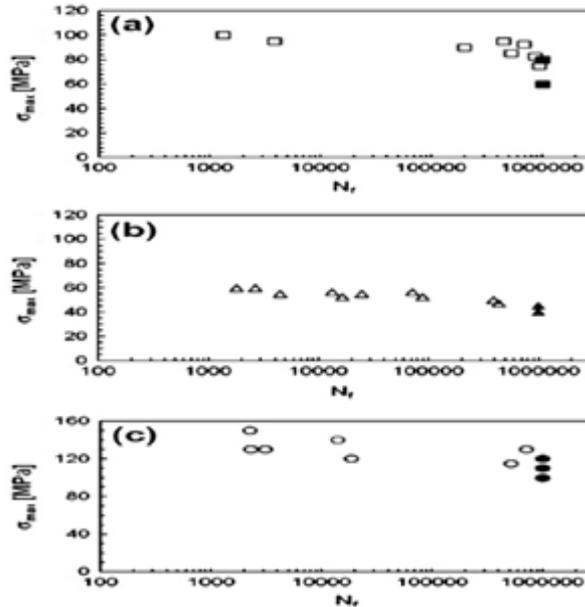


Figure III.14: Essais de fatigue PPEK-C10-C30 [91].

A résumé leur étude que la réduction de rigidité sont moins évidents, le premier cycle étant très rapide pour le matériau PPEK, et pour le matériau C10, la contrainte appliquée était voisine au nombre de cycle de rupture, et pour C30 une évolution des dommages est remarquable à des niveaux de contrainte plus élevée ainsi le nombre de cycle de la rupture augmente.

III.9. MODELES DE CUMUL D'ENDOMMAGEMENT A DEUX NIVEAUX DE CHARGEMENT (DEUX BLOCS DE CHARGEMENT)

Afin d'estimer la durée de vie des différents matériaux des recherches détiennent été réalisées jusqu'à présent afin de développer des modèles d'endommagement tels que la règle de Miner linéaire (LM), et modèle de contrainte d'endommagement (DSM) initialement proposés pour les matériaux métalliques. Cette partie présente quelques études dans ce domaine.

Aïd et al. (2011) [92]: Ont présenté un récent travail sur la fatigue des alliages d'aluminium 6082 T 6 par chargement des blocs est appliqué pour identifier les principales caractéristiques des phénomènes d'accumulation d'endommagement par fatigue.

Le chargement est composé de deux et plusieurs blocs variables et aléatoire distincts contrôlés par déformation d'amplitude constante à faible cycle.

Le premier bloc a appliqué pendant un nombre prédéfini de cycles de chargement, suivi d'un deuxième bloc qui est appliqué jusqu'à la rupture.

La durée de vie en fatigue des échantillons soumis aux tests de chargement en bloc été modélisée par une loi de Palmgren-Miner, un nouveau modèle contrainte endommagement non linéarité (DSM), proposé par l'équation suivante :

$$D = \frac{\sigma_{edi} - \sigma_i}{\sigma_u - \sigma_i} \quad (\text{III.4})$$

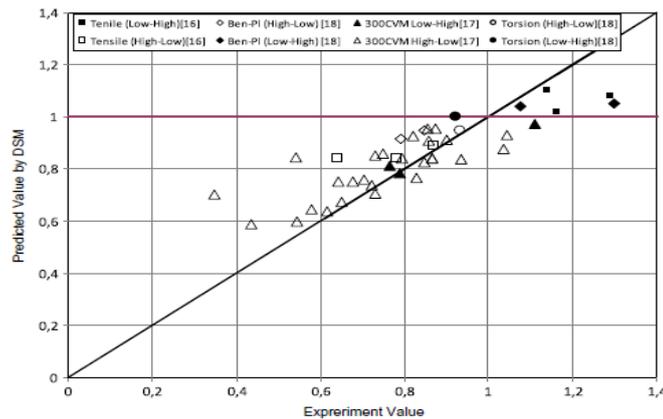


Figure III.15 : Comparaison des résultats expérimentaux donnés dans [93] et prédiction par le modèle proposé (DSM)[92].

Ils ont conclu par une étude comparative que les résultats expérimentaux obtenus par littérature et le modèle proposé DSM en bon accord, ainsi que le (modèle proposé) est plus précise est donne des résultats proche à la réalité.

Djebli Abdelkader et ses collaborateurs. (2015) [92,94] les méthodes de calcul de fatigue développées et validées pour les matériaux métalliques ne sont pas totalement applicables aux polymères, qui présentent des comportements plus complexes, et évaluée que les matériaux métalliques présentent une évolution non linéaire des dommages de fatigue avec une charge communs [95].

En conséquence une étude comparative été faite pour la prévision de la durée de vie à l'aide des différents modèles de prédiction tels que la règle Miner, modèle de contrainte d'endommagement et modèle d'énergie (modèle d'énergie d'endommagement) et les résultats expérimentaux par des tests de fatigue cumulative à deux blocs de chargement sur un matériau PEHD-100.

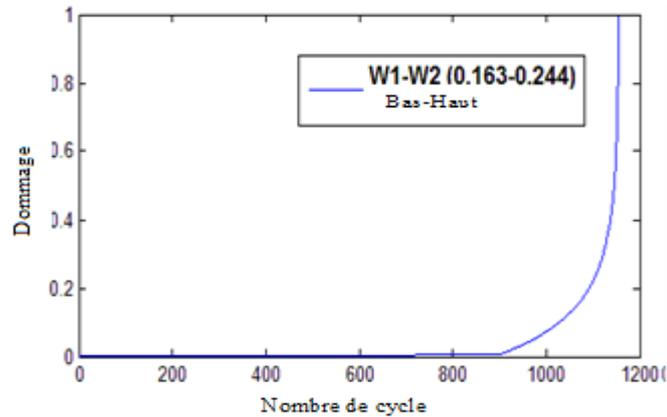


Figure III.16 : Dommages accumulés par le modèle DEM: deux blocs faibles à élevés Charge (Energies 0,163-0,244 correspond à 18-22 MPa) [94].

D'ensuite ils ont constaté que l'augmentation de la charge (croissante) provoque une accélération des dommages sur le deuxième bloc, et lors de l'application d'une séquence (décroissante) l'endommagement est diminué au deuxième chargement de bloc (Figure III.16).

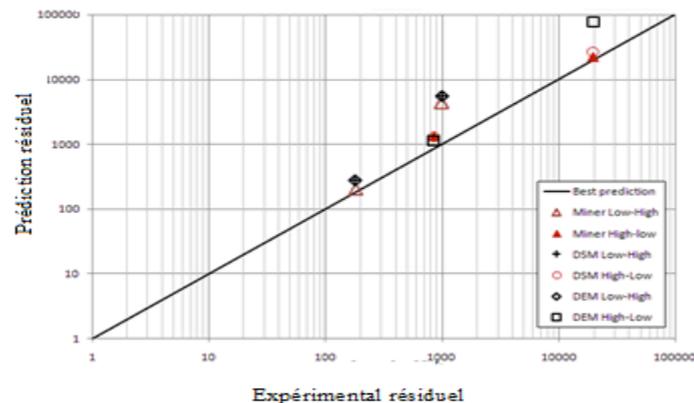


Figure III.17 comparaison les différents Modèles d'endommagement avec expérimental [94].

Elles sont conclues que le modèle DSM a donné des résultats plus voisins de ceux obtenus avec la règle de Miner, cela montre un modèle similaire pour prédire la durée de vie du PEHD.

On peut dire que le modèle DEM a une évolution non linéaire des accumulations, il surestime les durées de vie pour les deux niveaux de chargement, en particulier pour le chargement le plus faible.

Ricardo R. et al. (2018) [95]: Effectuent des tests de fatigue sur des échantillons de tuyaux d'eau en PVC et PEHD de 100 mm de diamètre et 300 m de longueur des différentes épaisseurs soumis à des cycles répétés des pressions transitoires hydrauliques extrêmes, qui se poursuivent jusqu'à la rupture des échantillons (Figure III.18) .

Une comparaison été faite avec des essais expérimental elle constate que les tuyaux en PEHD à une résistance élevée au fatigue et l'application des pressions cyclique internes élevées provoque des défaillances qui sont localisées et ne se propagent pas, par contre les tuyaux en PVC a une faible résistance à la fatigue se propagent très rapidement jusqu'à la destruction des tuyaux et ces défaillances deviennent cassantes et catastrophiques.

Elles confirment que les fissures développées dans les régions fragilisées des tuyaux qui provoquent des défaillances des matériaux.

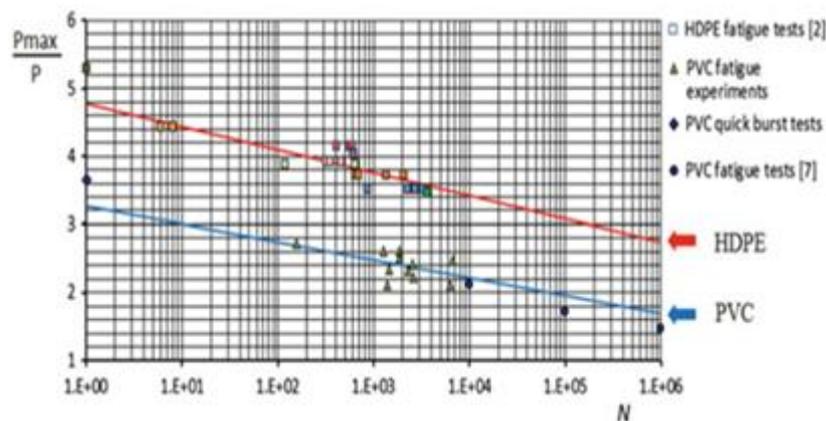


Figure III.18: Résultat expérimental de la courbe de fatigue- SN [95].

Les expériences ont confirmé que les défaillances des tuyaux sont provoquées par de petites fissures qui apparaissent dans ses sections faibles et se développent progressivement sous des charges cycliques ou transitoires jusqu'à la rupture.

Gugouch et al. (2019) [96] : réalisés des essais de fatigue sur des échantillons du chlorure de polyvinyle chloré (CVPC), ainsi développé un modèle sur la base d'une théorie unifiée pour épurer les dommages qui peuvent se produire dans les matériaux et évaluer l'énergie résiduelle des dommages, afin de comparer aux dommages de Miner (Figure.III.19). [34].

$$D_s = \frac{1 - \frac{W_{ur}}{W_u}}{1 - \frac{W_a}{W_u}} \quad (\text{III.4})$$

W_u : est l'énergie ultime la valeur de l'énergie correspond à la température la plus élevée,

W_{ur} : est la valeur de l'énergie résiduelle ultime à chaque température;

W_a : est l'énergie juste avant la rupture de la température la plus basse.

L'énergie résiduelle est considérée comme niveau de charge, Equation (III.5)

$$D_{ut} = \frac{\beta}{\beta + (1-\beta) \left[\frac{\gamma - \left(\frac{\gamma}{\gamma_u}\right)^{0.98}}{\gamma - 1} \right]} \quad (\text{III.5})$$

$$\gamma = \frac{W_{ur}}{W}, \quad \gamma_u = \frac{W_u}{W_0} \quad \text{et} \quad W_0 = \frac{W_u}{2.5} \quad (\text{III.6})$$

w_0 : Énergie d'endurance du CPVC

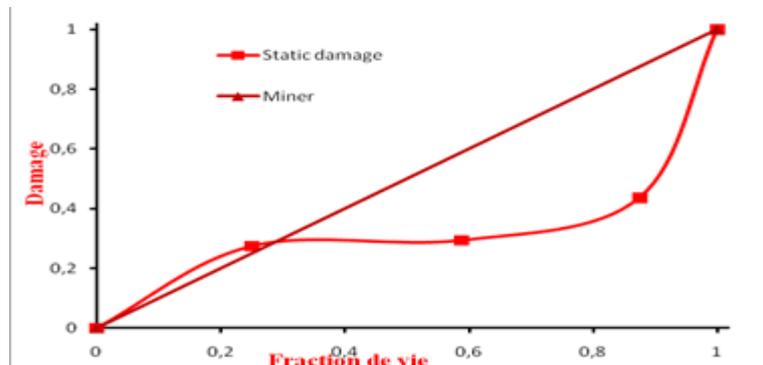


Figure. III.19: Evolution du cumul de l'endommagement i D en fonction de Fraction de vie et comparaison avec la loi de Palmgren-Miner [96].

Ce modèle est utilisé pour estimer la durée de vie restante en fatigue pour les données expérimentales, elles confirment que la valeur critique de la fraction de vie correspondant à l'accélération des dommages qui déterminer par l'énergie ultime

Il observé que les valeurs prédites par le modèle proposé sont plus proches au model Miner.

III.10.CONCLUSION

Les différences entre les métaux et les polymères emmènent à développer des moyens spécifiques pour modéliser le comportement en fatigue de chaque matériau.

Toutefois, l'accent est essentiellement mis sur la fatigue mécanique dans laquelle la fracture est le résultat de l'initiation et de la propagation d'une fissure, en raison de la nature périodique de la charge appliquée.

Régulièrement, les méthodes de prévision de l'initiation des dommages sont suffisantes pour les métaux, alors qu'il est indispensable de suivre l'évolution des différents mécanismes d'endommagement dans les matériaux polymères et de pouvoir évaluer l'effet de ces différents modes d'endommagement sur le comportement et la défaillance des matériaux.

CHAPITRE IV
Etude expérimentale
et numérique

IV.1. INTRODUCTION

Les dommages dus à la fatigue des matériaux ou des structures augmentent progressivement de manière étendue, ce qui peut causer des accidents non désirés et des pertes économiques. Par conséquent, la prédiction de la durée de vie à la fatigue est vitale pour la conception structurelle, l'utilisation sûre et l'évaluation de la fiabilité. En raison de la nature complexe et de l'importance des dommages de fatigue, l'estimation de l'évolution des dommages est toujours un sujet critique et complexe [97]. Il est essentiel de présenter de manière significative les mécanismes d'endommagement par fatigue et de contribuer à la précision croissante de la prédiction de la vie.

Une meilleure compréhension à l'échelle des micro-matériaux est fondamentale pour garantir que certains types des mécanismes de défaillance n'apparaissent pas comme l'initiation des fissures par fatigue à cycle bas (LCF). Il est devenu connu que le LCF du matériau pertinent pour la déformation plastique a été un sujet de recherche brûlant.

Beaucoup de ces recherches ont porté sur le comportement du LCF, [98-100] et d'autres évaluent l'évolution de la microstructure [101-104]. En outre certains chercheurs sont tournés vers le mécanisme des dommages et la prédiction de la vie dans le domaine oligocyclique [105-109].

D'autres chercheurs s'intéressent aux simulations numériques du phénomène de fatigue, [110].

Le motif des certaines fissures de surface dans le matériau polymère après plusieurs années d'utilisation peut être dû à des charges de fatigue à faible cycle, [111]. C'est ce qui rend l'étude de ce genre des charges si importante. Parmi les travaux scientifiques traitant du LCF sur les matériaux polymères on peut citer Yang et al, [112-113].

Les méthodes de calcul de la durée de vie sont basées soit sur le tenseur des contraintes et déformation, soit sur des concepts énergétiques. Généralement les approches développées en déformation sont utilisées en LCF tandis que le critère basé sur les contraintes (S-N) et les critères basé sur l'énergie sont généralement utilisés en HCF. Des suggestions d'une telle approche (critère basé sur l'énergie) peuvent être trouvées dans les articles d'Ellyin [114], Gołoś [115], Gołoś et Ellyin [116], Łagoda [117] et Smith et al, [118]. Elle s'avère correcte pour la plage de fatigue à haut cycle du programme de chargement.

Sur la base de l'application d'un critère énergétique une nouvelle approche de l'accumulation du dommage par fatigue à faible cycle en fatigue est proposée dans cette thèse.

Cependant, il est tenu pour acquis que la proportion de deux ou plusieurs niveaux de contrainte successifs est utilisée pour expliquer les dommages survenu au matériau.

Cette procédure est couplée à un modèle d'accumulation des dommages non linéaires pour prédire la durée de vie et les dommages accumulés sous chargement variable.

Un algorithme informatique basé sur Matlab de la méthodologie de prédiction de la durée de vie en fatigue a été développé. L'indicateur de dommage proposé est connecté cycle par cycle à la courbe E-N (Energy-Number of cycles).

Des données expérimentales provenant d'un matériau polymère tel que le chlorure de polyvinyle sont utilisées pour vérifier les performances de l'approche proposée.

IV. 2. PRESENTATION DU MATERIAU

Le matériau d'étude dans ce travail est le polychlorure de vinyle (PVC), appartient à une famille de polymères «industriels». Ce matériau est le troisième polymère plastique synthétique les plus produit au monde, après le polyéthylène et le polypropylène. Ce sont des polymères thermoplastiques cristallins obtenus par polymérisation de chlorure ; dans des conditions optimisées de température et de pression en présence d'un catalyseur super actif.

Les éprouvettes testées ont été prélevées dans un tube de 500 mm de diamètre extérieur, 12,6 mm d'épaisseur dans le sens longitudinal à l'aide d'une fraiseuse numérique (Emco Concept MILL 55), comme représenté sur la Figure IV.1.

L'ingénieur recommande ce tuyau pour la canalisation d'eau sanitaire et pluviale, fabriqué selon les normes allemandes DIN 8061/8062.



Figure IV.1 : Direction de l'échantillon longitudinal pour les essais mécaniques.

Il reste la zone dite de cœur ayant une microstructure considérée comme homogène.

Un total de 50 éprouvettes ont été fabriqués en utilisant de la fraiseuse numériques (emco Concept TURN 55 et emco concept MILL 55 respectivement) Figure IV. 2.



Figure IV. 2: Fraiseuse a commande numérique.

IV.3.GEOMETRIES DES EPROUVETTES

La géométrie correspond à la norme ASTM D638 -14 [119]. La largeur $L = 19$ mm et la longueur totale est 81mm, longueur de la zone utile L_0 est de 33 mm, Figure IV.3. Etant donné les différences possibles de cristallisation entre la peau et le cœur du tube, ayant une microstructure homogène.

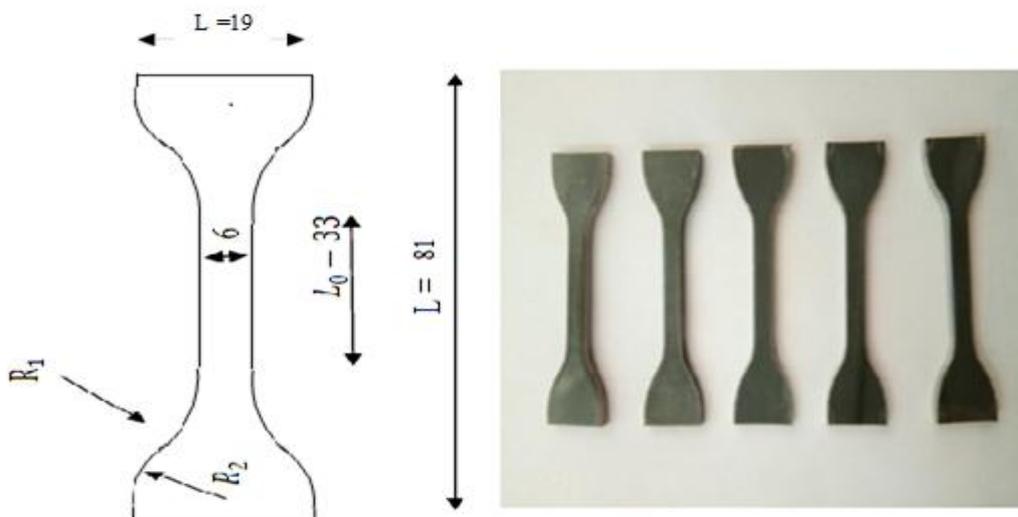


Figure IV.3 : Géométries des éprouvettes lisses.

IV.4. DESCRIPTION DES ESSAIS DE TRACTION DE FATIGUE

Par conséquent, la portée de cette étude comprend les essais de traction et les essais de fatigue.

Les propriétés mécaniques et de fatigue du PVC sont déterminées à l'aide de ces tests.

Les essais de traction sont réalisés sur une machine d'essai de tension Instron avec une vitesse de déformation égale à $0,1 \text{ s}^{-1}$ et température ambiante 23 C° .

De plus, les tests de fatigue uni axiaux sont effectués aussi le même machine de tension Instron Figure IV.4. Par conséquent, les valeurs des paramètres d'essai considérés dans les essais de fatigue comme des fréquences de charge sont égales à 2Hz selon ASTM D7791-10 [120], une charge de forme d'onde sinusoïdale est employée avec cette fréquence. Par conséquent, le rapport de contrainte ($R = 0$) sont choisis pour éviter l'influence de l'échauffement des éprouvettes lors du chargement, en tenant compte du fait que l'effet de la fréquence des essais de fatigue sur les polymères est beaucoup plus marqué que celui sur les métaux [121].

Ces essais sont réalisés au niveau du Laboratoire de Physique Quantique de la Matière et Modélisations Génie mécanique, Université Mascara, Algérie.

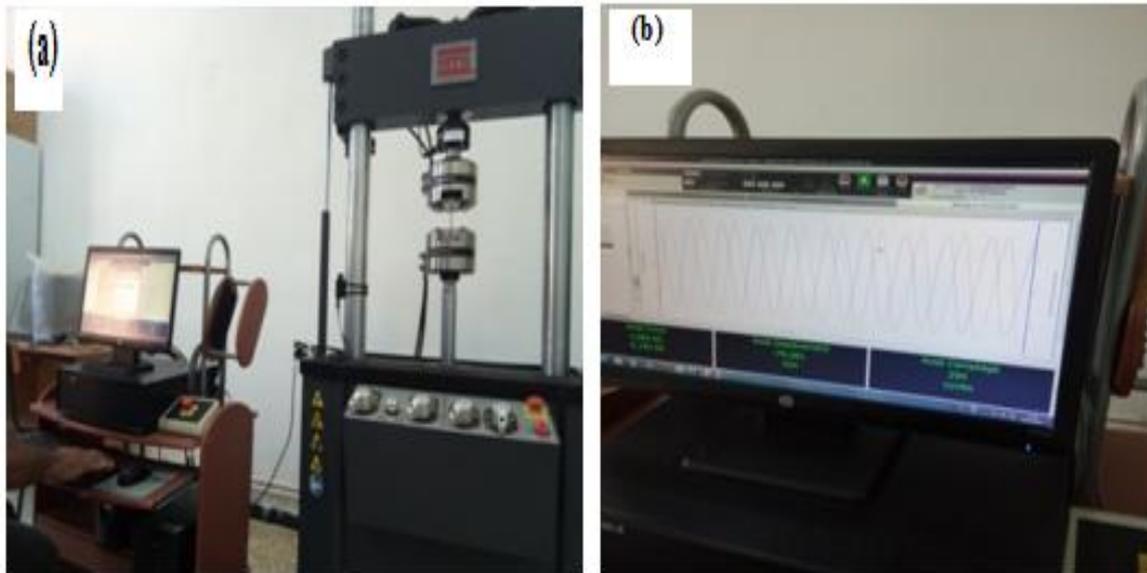


Figure IV.4 :a) Images correspondant à machine de fatigue MTS.

b) Signale machine et chargement réel.

La Figure IV.5 montre les différentes éprouvettes plates après sollicitations, on peut remarquer sur cette figure que la rupture des ces éprouvettes est localiser dans la partie utile.



Figure IV.5 : Eprouvettes fracturée par fatigue.

IV.5. MODÉLISATION DES RESULTATS DE L'ENDOMMAGEMENT

Un paramètre d'endommagement pour le chargement de fatigue uni axial est introduit ; elle a été validée dans le cas de la fatigue polycyclique dans nos précédentes recherches pour les matériaux métallique (aluminium) [122-123].

La proposition et la validation d'un modèle d'endommagement basé sur l'énergie de déformation pour qu'il soit applicable dans la fatigue oligocyclique ainsi pour différents types de chargement (chargements par blocs, chargements uni axial d'amplitudes variables, chargement aléatoires).

Les résultats de simulation sont à leur tour comparés à nos résultats expérimentaux, Miner, et notre modèle proposé, la différence entre l'énergie due à la contrainte ultime et la contrainte appliquée.

En conséquence, cet indicateur de dommage est décrit par:

$$D = \frac{W_{edi} - W_i}{W_u - W_i} \quad (IV.1)$$

Avec:

W_{edi} : l'énergie de déformation due à la contrainte endommagée.

W_i : L'énergie de déformation due à la contrainte appliquée.

W_u : L'énergie de déformation due à la contrainte ultime de matériau.

-Procédures de calcul pour deux blocs**Premier niveau**

Après le premier bloc de niveau W_1 appliqué pendant n_1 cycles le dommage est transposé au niveau W_2 comme suit :

On détermine le nombre résiduel de cycles N_{R1} : $N_{R1} = N_1 - n_1$

Sur la courbe W (Figure IV.6),

-On calcule la contrainte correspondant à N_{R1} , c'est l'énergie W_{ed1}

-Le dommage correspondant W_1 avec n_1 cycles appliqués est:

$$D_1 = \frac{W_{ed1} - W_1}{W_u - W_1}$$

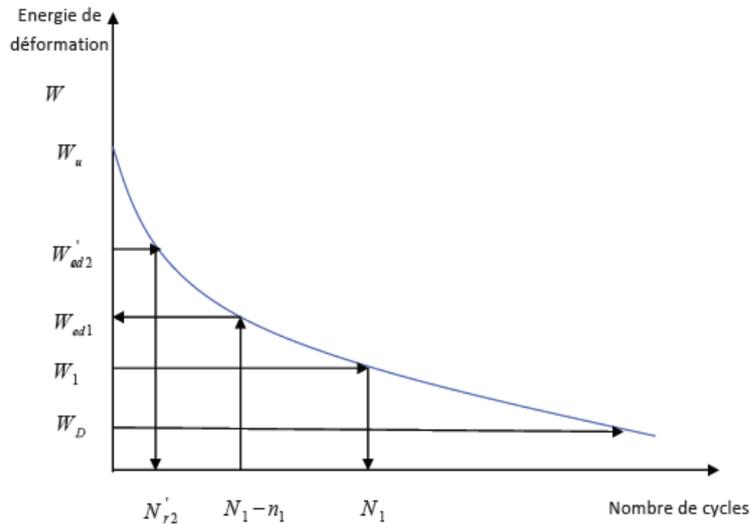


Figure IV.6: Diagramme de la courbe $W-N$ et la loi d'énergie.

-Deuxième niveau

On transpose le dommage du niveau 1 au niveau 2 et on calcule la contrainte endommagée équivalente W_{ed2}' que génère ce même dommage.

$$D_1 = D_2' = \frac{W_{ed2}' - W_2}{W_u - W_2} \Rightarrow W_{ed2}' = (D_2')(W_u - W_2) + W_2$$

Sur la courbe $W-N$, la valeur W'_{eq2} on peut obtenir le nombre de cycles équivalent N'_{R2}

-Pour une énergie W_2 la durée de vie est N_{R2} .

On applique n_2 cycles avec W_2 et on calcule le nombre résiduel de cycles de la manière suivante $N_{R2} = N'_{R2} - n_2$

Avec N_{R2} on peut calculer la contrainte endommagée W_{ed2}

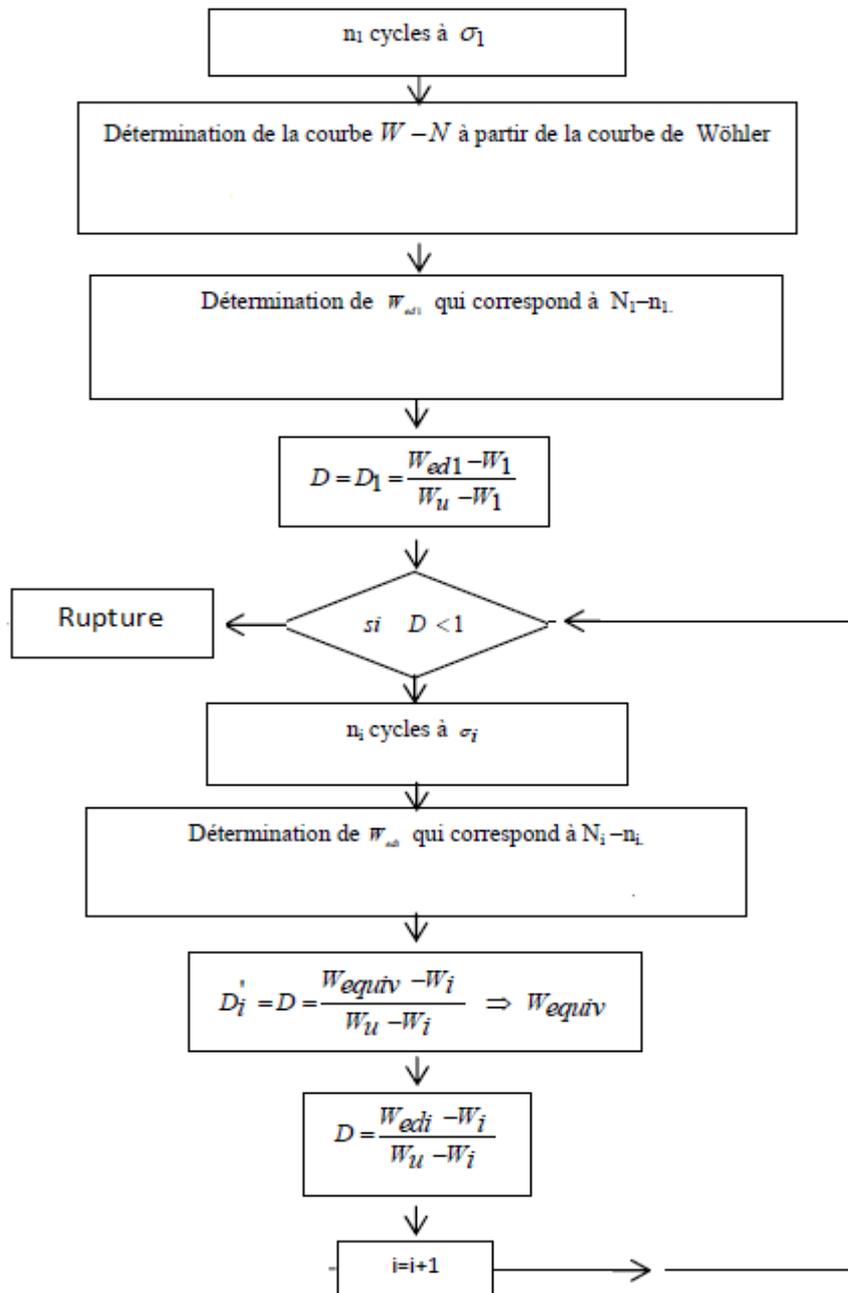


Figure IV.7: Algorithme de cumul de dommage et estimation de la durée de vie [122 -123].

Applications de cette loi de cumul d'endommagement est simple, elle n'a aucune grandeur à déterminer elle nécessite tout simplement la connaissance de la courbe W-N qui est à son tour déterminée à partir de la courbe expérimentale de Wöhler.

IV.5. 1.DOMAINE OLIGOCYCLIQUE

Le domaine de fatigue oligocyclique correspond aux contraintes les plus importantes, supérieures à la limite élastique. La fracture est généralement précédée d'une déformation plastique notable. Néanmoins, le comportement non-linéaire des matériaux sous chargement uniaxial cyclique qui provoque un hystérésis peut être représenté par le Ramberg-Osgood [124]. Ce modèle constitutif est approprié pour catégoriser les relations de charge monotone contrainte – déformation des polymères semi-cristallins présentés par l'équation [125].

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{\frac{1}{n'}} \quad (\text{IV.11})$$

Où n' et K sont les constantes du matériau de la courbe de consolidation cyclique.

Si nous considérons l'équation (IV.11), ces constantes peuvent être calculées par les équations [126-127].

$$n' = \frac{b}{c} \quad K = \frac{\sigma_f'}{(\varepsilon_f')^{n'}} \quad (\text{IV.12})$$

Plusieurs méthodes sont présentées dans la littérature pour calculer l'énergie de déformation due à une contrainte supérieure à la limite élastique. On peut citer le critère proposé par Molski et Glinka [128-129].

$$W_t = W_e + W_p = \frac{\sigma^2}{2E} + \frac{2\sigma}{n'+1} \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{\frac{1}{n'}} \quad (\text{IV.13})$$

La limite d'élasticité d'un matériau est définie en science des matériaux comme la contrainte à laquelle un matériau commence à se déformer plastiquement.

Si le matériau est chargé de manière cyclique dans la plage plastique, il peut présenter des boucles d'hystérésis si les charges sont suffisamment élevées peut induire un écoulement plastique (contraintes supérieures à la limite d'élasticité).

Dans ce cas, nous parlons de l'énergie de déformation plastique (W_p) qui est l'aire totale sous la courbe σ - ε jusqu'à la rupture.

Compte tenu de l'énergie de déformation plastique, ce terme peut être ajouté dans l'approche proposée en utilisant les valeurs momentanées spécifiées de la contrainte σ_i et de la déformation ε_i

l'énergie WP pour un cycle de chargement individuel qui peut être calculée à partir de l'équation (IV.14).

$$Wp = \left[\sum_{i=1}^{n-1} \frac{1}{2} (\sigma_{i+1} - \sigma_i) (\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i) \right] + (\sigma_n + \sigma_1) (\varepsilon_1 - \varepsilon_n) \quad (\text{IV.14})$$

Où:

n : est enregistré le nombre de valeurs momentanées de la contrainte et de la déformation prises pendant un cycle de chargement.

raison de la difficulté d'appliquer le modèle Ramberg-Osgood pour ce type de matériau (polychlorure de vinyle), le logiciel Origin Pro [130] est choisi pour calculer l'énergie de déformation totale via un "outil d'intégration" qui effectue une intégration numérique sur l'actif tracé des données en utilisant la règle trapézoïdale en sélectionnant pour calculer l'aire mathématique (la somme algébrique des trapèzes) comme représenté sur la Figure IV. 8.

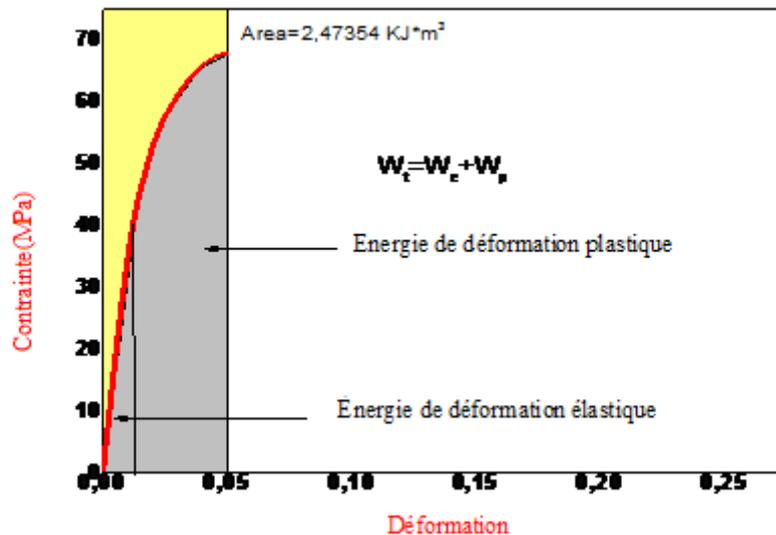


Figure IV.8 : Énergie de déformation totale W_t utilisant le logiciel Origin Pro.

IV.6. CRITERES D'EVALUATION DES PERFORMANCES DES LOIS

Nous utiliserons l'erreur relative de prévision (**ERP**) de la durée de vie totale par rapport aux résultats expérimentaux pour l'évaluation des performances des lois. On définit cette erreur par l'expression :

$$REP(\%) = \frac{N_{\text{experimental}} - N_{\text{du Mod\`ele}}}{N_{\text{experimental}}} \times 100 \quad (\text{IV.15})$$

Une loi d'endommagement pourrait être considérée comme une bonne précision si l'erreur relative ERP de sa prévision reste inférieure à 20% en valeur absolue. Cette valeur de 20% tient compte des erreurs systématiques ou accidentelles pouvant provenir des mesures de certains paramètres à partir des courbes une loi est dite:

1 : Conservatif si (ERP %) > 0 : les valeurs de ses prévisions sont inférieures aux valeurs expérimentales. La loi assure une certaine sécurité.

2 : Non conservatif si (ERP %) < 0 : les valeurs des prévisions sont supérieures aux valeurs expérimentales. Dans ce cas, la loi ne garantit pas la sécurité.

IV.7. ANALYSE DE FATIGUE

Trois groupes de paramètres doivent être connus afin de résulter à l'analyse fatigue:

- Les propriétés du matériau,
- La géométrie,
- Le chargement appliqué

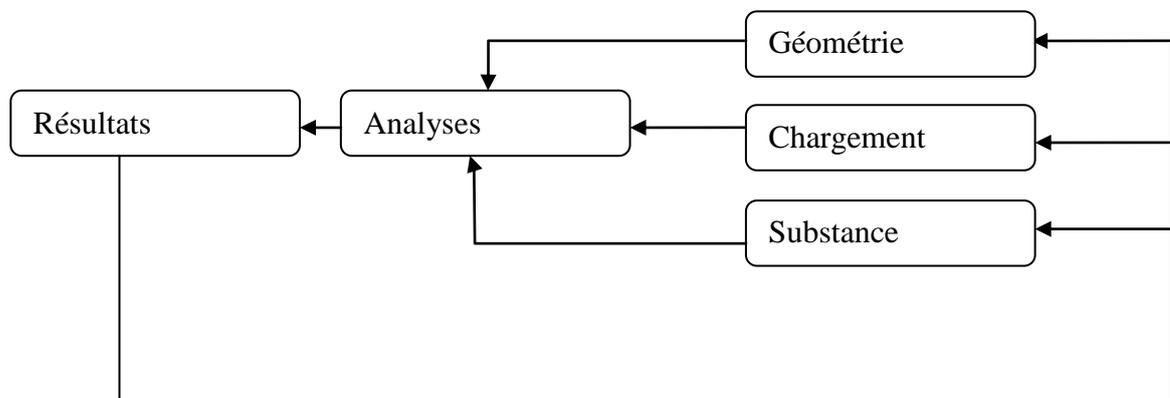


Figure IV.9: paramètres pour analyses de fatigue.

IV.7.1. Matériau étudié

Le matériau utilisé est un PVC, les caractéristiques mécaniques de ce matériau sont montrées dans le tableau (IV.1)

TABLEAU IV.1: Caractéristiques mécanique PVC

Propriétés	PVC souple	PVC rigide	Unité
Contrainte à la rupture	10-20	65	MPa
Allongement à la rupture	200-480	10-65	%
Résistance à la flexion	-	70-80	MPa
Module de Young	-	2978	MPa
Module de flexion	-	2000	MPa
Limite élastique	-	43	MPa
Coefficient de Poissons	0.38	0.4	-

IV.7.2. Essai de traction

La courbe de traction de ce matériau est donnée par la Figure IV.10. Cette courbe d'un matériau polymère viscoélastique, le début de la courbe commençant par une élévation quasi-linéaire appelé réponse viscoélastique une formation de col puis la réponse plastique devient irréversible, et enfin le point de fracture.

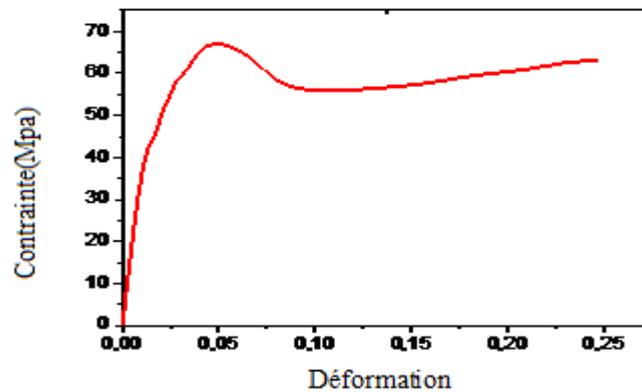


Figure IV.10: Courbe contrainte déformation du Polyvinyle chlorite (PVC).

IV.8. LES PROPRIETES DU MATERIAU EN FATIGUE

Le matériau utilisé est le PVC dont les propriétés en fatigue sont regroupées dans le tableau IV.2.

Ce type de matériau il découle à la famille des polymères thermoplastiques a une grande importance dans la technologie de l'industrie spécialement de notre vie quotidienne, transport, aéronautique.

A partir de l'analyse statique, nous avons défini l'analyse de fatigue en précisant le type de chargement tel que $R=0$. Notons qu'on procédera de la même manière pour chaque éprouvette.

Tableau IV.2: Propriétés de fatigue du PVC

σ'_f : Coefficient de résistance à la fatigue	406 MPa
b : Exposant de résistance à la fatigue	-0.052
ϵ'_f : Coefficient de ductilité de fatigue	0.391
c : Exposant de ductilité de fatigue	-0.601

IV.9. ESSAIS DE FATIGUE EN TRACTION UNI AXIAL ET SIMULATION

L'essai de fatigue est un essai normalisé qui consiste à appliquer à une éprouvette de forme plane un nombre de cycles identiques de charge ou déformation imposées.

Le but est de trouver pour un déplacement imposé le nombre de cycles à rupture de l'éprouvette testée.

La représentation de la courbe $W-N$ du matériau étudié est importante la relation entre l'énergie de déformation cyclique totale et le nombre de cycles est représentée sur la Figure IV. 11, elles représentent la conversion de la courbe de Wöhler S-N en paramètres énergétiques.

On peut voir sur cette figure que l'énergie de déformation totale diminué avec augmentation le nombre de cycles.

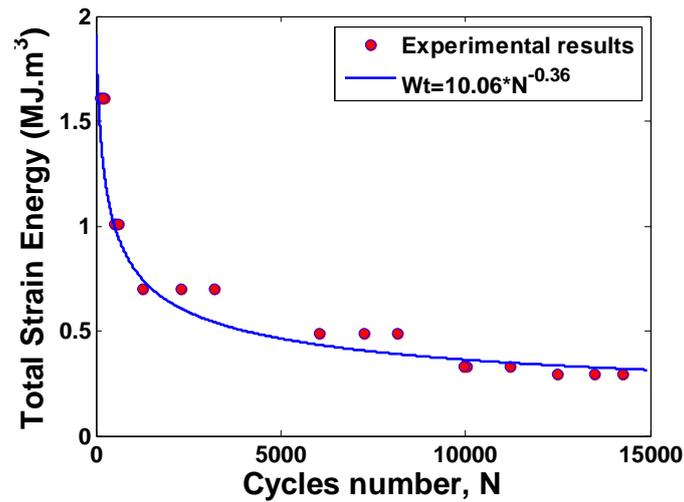


Figure IV.11 Courbe W-N (Energie Nombre de cycle).

IV.10. RESULTATS ET ANALYSES

IV.10. 1. Chargement à deux blocs croissants

Les contraintes appliquées sont associées aux cycles dans un ordre croissant (45Mpa-55Mpa) avec un nombre de cycle appliqué à l'ordre de 500 cycles, comme illustrée dans la **Figure IV.12**.

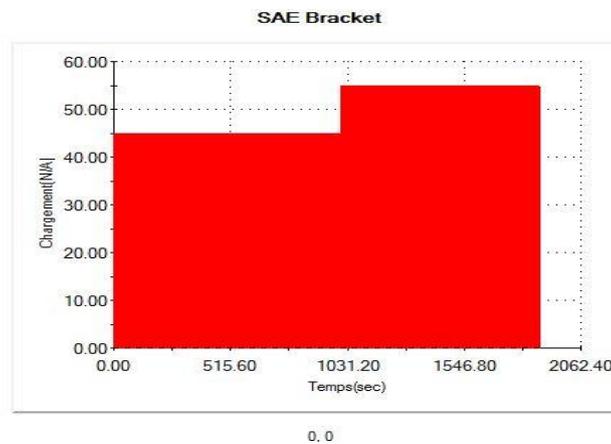


Figure IV.12: Programme de chargement par blocs croissants.

Tableau IV.3: Durées de vie, prévus par le modèle énergie d'endommagement par ordre Croissant

Chargement croissant (Bas-Haut)								
Numéro de block	$\sigma_1=45$ MPa	$\sigma_2=55$ MPa, n_2 (résiduel life)						
		Expéri	Miner's model		EDM		MEF	
	n_1	Résultat	Résultat	REP%	résultat	REP%	résultat	REP%
Block N1	500	4159	4199	-0,96	4216	-1,37	4460	-7.23
Block N 2	1000	3925	4030	-2,68	4106	-4,61	4155	-5.85
Block N3	1500	4126	3860	6,45	3994	3.20	4028	2.37

Les confrontations des résultats expérimentaux des essais réalisés sur les éprouvettes en PVC avec les prévisions des modèles (Expérimentale, modèle proposé EDM, Miner et les résultats obtenus à l'aide de solid works) sont représentées dans le Tableau IV.3.

Nous constatons sur cette dernière figure que le modèle proposé est le plus fiable et donne une prévision satisfaisante. Les résultats obtenus par simulation (MEF) sans aussi Prometteuse.

La validation est basée sur la confrontation des prédictions du modèle proposé DEM et comparés par des résultats expérimentaux, Miner, Numérique et simulations.

D'après les résultats obtenus on remarque qu'il y a une influence de l'effet de la charge cyclique sur l'évolution du cumul de l'endommagement.

Événement : 500 Cycles de chaque amplitude

On note aussi que la durée de vie correspondante aux blocs croissants (B-H) est inférieure par rapport à celle relative aux blocs décroissants (H-B). En conséquence, le chargement à blocs croissants est plus endommageant que celui à blocs décroissants.

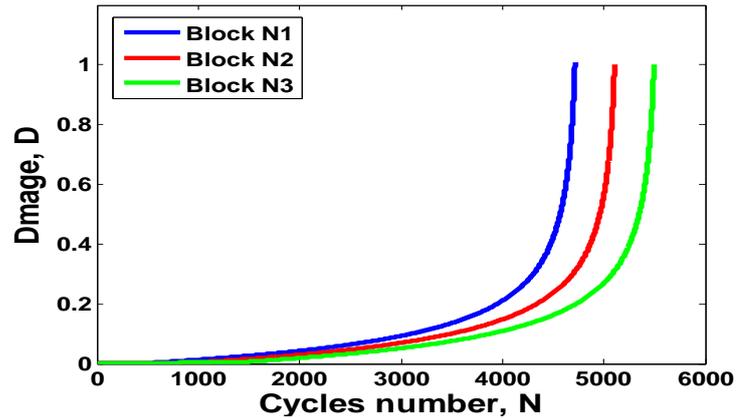


Figure IV.13: Evolution des dommages par fatigue avec nombre de cycles pour deux bloc de chargement: blocs croissants.

On observe que la charge de niveau affecte significativement l'évolution des dommages, en plus l'application de la contrainte est considérée.

On peut remarquer clairement l'un des avantages principaux du modèle proposé il s'agit de la non linéarité du cumul de dommage qui tient compte de l'histoire de chargement.

En effet, l'augmentation de la charge entraîne une accélération des dommages sur le deuxième bloc. et que les courbes du cumul de l'endommagement se déplacent vers le haut, est lorsque en inversée les charges en séquence décroissante, les dommages diminuent en deuxième bloc du chargement.

IV.10. 2.Chargement à deux blocs décroissants

Les contraintes appliquées sont associées aux cycles dans un ordre décroissant (55Mpa-45Mpa) avec un nombre de cycle appliqué à l'ordre de 500 cycles, comme illustrée dans la figure IV.14.

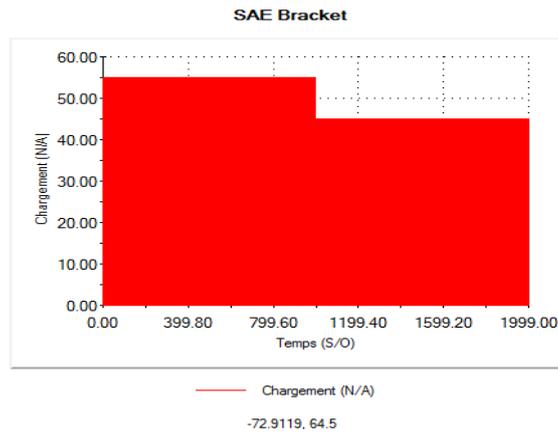


Figure IV.14: Programme de chargement par blocs décroissant.

La loi Miner et le modèle DEM sont non conservatifs, les deux lois prévoient une durée de vie supérieure à celle déterminée ou estimée expérimentalement. Elles ne garantissent pas la sécurité à

L'exception de l'essai 03 où notre modèle présente une durée de vie inférieure à l'expérience par contre le modèle proposé est conservatif. Les différentes conditions de chargement et les résultats expérimentaux sont regroupés dans le Tableau IV.4.

Tableau IV.4 : Durées de vie , prévus par le modèle énergie d'endommagement par ordre Décroissant.

Numéro de block	Chargement décroissant (Haut-Bas)							
	$\sigma_1=55$ MPa	$\sigma_2=45$ MPa, n_2 (résiduel life)						
		Expéri	Miner		EDM		MEF	
	n_1	Résultat	Résultat	REP %	résultat	REP %	Résultat	REP %
Block N1	500	9758	11430	-17,13	10618	-8,81	10929	-12.00
Block N2	1000	7748	9952	-28,45	8582	-10,76	8334	-7.56
Block N3	1500	6912	8475	-22,61	6745	2,41	7895	-14.22

Evénement: 500 Cycles de chaque amplitude

Par conséquent, les valeurs de chargements de blocs croissants est fortement inférieur par rapport à ceux à blocs décroissants ce que signifie que la durée de vie d'une structure sollicitée par des chargements à blocs croissants est plus courte que celle à blocs décroissants tableaux IV.3, IV.4.

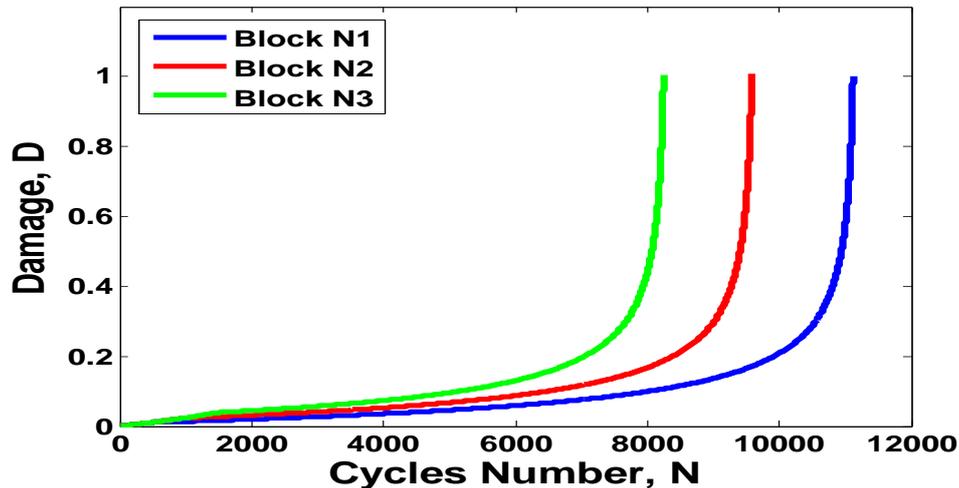


Figure IV.15: Evolution des dommages par fatigue avec nombre de cycles pour deux bloc de Chargement: blocs décroissants.

On peut remarquer clairement l'une des avantages principales du modèle proposé il s'agit de la non linéarité du cumul de dommage qui tient compte de l'histoire de chargement.

Le cumul du dommage augmente progressivement durant un segment important de durée de vie, puis accroit brusquement lors du restant de la durée de vie pour atteindre en fin la valeur unité ($D=1$).

Nous constatons sur cette dernière Figure IV.15 le modèle proposé est le plus fiable, et donne une prévision convenable.

IV.10. 3.Chargement blocs croissants –décroissants et aléatoire

La majorité des pièces industrielles sont soumises à des chargements à amplitude variable, pour cette raison, analyse de ce type de chargement à une importance.

Les contraintes appliquées sont associées aux cycles dans un ordre croissants, décroissants et aléatoire (45Mpa.50Mpa.55Mpa.60Mpa.65Mpa) avec un nombre de cycle appliqué à l'ordre de 500 cycles, comme illustrée dans la Figure (IV.16 -17-18).

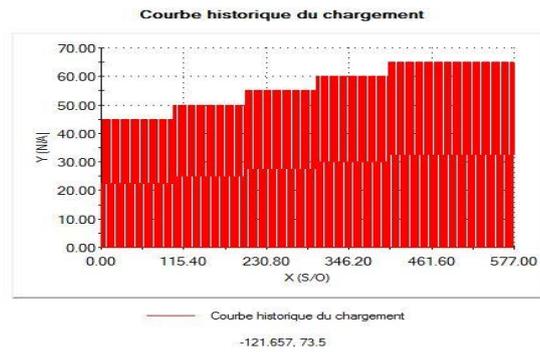


Figure IV.16: Chargement croissant.

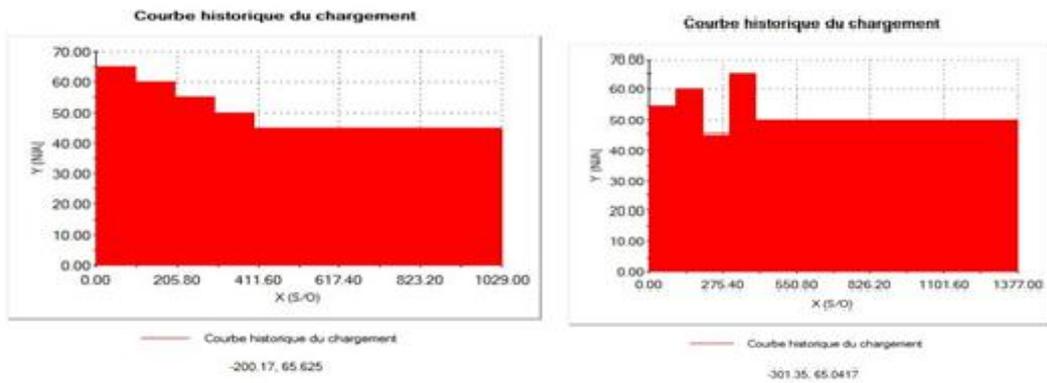


Figure IV.17: Chargement décroissant. Figure IV.18: Chargement aléatoire.

Cinq niveaux de contrainte cyclique ont été considérés et trois séquences différentes ont été appliquées. La proposition de cet ensemble des tests est de définir l'influence des conditions de chargement croissantes, décroissantes ou aléatoires sur la durée de vie et d'estimer les dommages survenus.

L'ordre d'application des blocs s'effectue sous forme de blocs croissants (B-H), décroissants (H-B) et aléatoires. Les résultats sont montrés dans les tableaux ci-dessous. Tableau IV.5 et représentés sur la Figure IV.19.

Tableau IV. 5: Durées de vie, prévus par le modèle énergie d'endommagement par ordre Aléatoire.

Chargement croissant(Bas-Haut)							
$\sigma_1=45$ MPa	$\sigma_2=50$ MPa	$\sigma_3=55$ MPa	$\sigma_4=60$ MPa	$\sigma_5=65$ MPa	EDM	Mine rs Model	MEF
n_1	n_2	n_3	n_4	n_5			
50	50	50	50	89	110	140	111
Chargement décroissant (Haut -Bas)							
$\sigma_1=65$ MPa	$\sigma_2=60$ MPa	$\sigma_3=55$ MPa	$\sigma_4=50$ MPa	$\sigma_5=45$ MPa			
50	50	50	50	315	286	7262	300
Chargement aléatoire							
$\sigma_1=55$ MPa	$\sigma_2=60$ MPa	$\sigma_3=45$ MPa	$\sigma_4=65$ MPa	$\sigma_5=50$ MPa			
50	50	50	50	489	434	2490	600

Les résultats donnés au Tableau IV. 5 résument sous l'effet des chargements indiqués par les cinq séquences étudiées. D'après les résultats obtenus on remarque qu'il y a une influence de l'effet de la charge cyclique sur l'évolution du cumul de l'endommagement et sur la durée de vie.

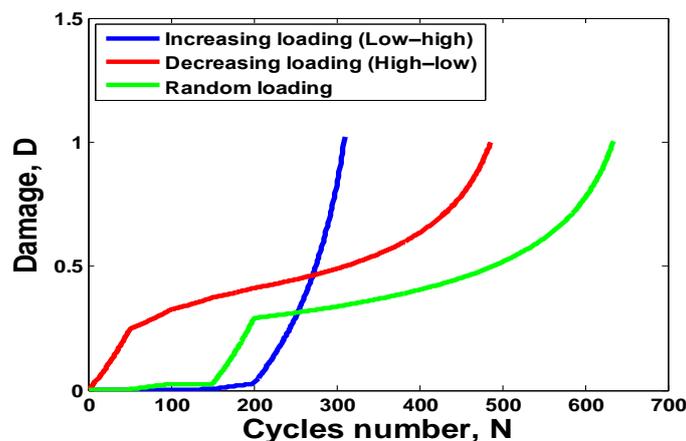


Figure IV.19 : Evolution des dommages par fatigue avec nombre de cycles pour deux bloc de Chargement: blocs croissants .décroissants aléatoire.

Evolution des dommages blocs croissants, blocs décroissants et aléatoire montrent les tendances des courbes du cumul de l'endommagement en fonction de la durée de vie exprimée en nombre de cycles réalisées par le modèle proposé il s'agit une accumulation rapide pendant les premiers cycles de chargement, la stabilisation dans la deuxième étape et les dommages s'accroissent à nouveau au cours de la troisième étape.

On note aussi que la notre modèle présente un ensemble des portions des droites pour chaque bloc de chargement dont la pente de chaque droite varie selon la charge appliquée pour chaque bloc.

En revanche, les tendances des courbes du modèle évoluent d'une manière non linéaire et sont constituées des plusieurs sections de courbes de type exponentiel.

On peut aussi note aussi que la durée de vie estimée par la simulation du modèle est influencée par l'effet d'application de l'ordre des blocs (B-H) ou (H-B) et aléatoire.

IV.11. COMPARAISON DES LOIS DE CUMUL ET DE LA SIMULATION A L'EXPERIENCE

Les erreurs relatives de prévision de la durée vie totale calculée à partir de résultat expérimentaux, la loi miner, modèle proposée DEM, Une première analyse des résultats obtenus pour les trois séries d'essais étudiés indique que les écarts enregistrés entre les prévisions des lois et la réalité expérimentale (Erreur Relative de Prévision) sont beaucoup plus exprimés pour le modèle de Miner.

Dans cette enquête l'erreur relative de prédiction représente la différence relative entre l'expérimentation et lignes calculées en utilisant le modèle proposé et la règle du Miner.

On remarque que les erreurs relatives en valeurs absolues sont inférieures à 20% se qui nous permet de dire que les prédictions de la numérique peuvent être considérées comme des bonnes prévisions.

Les résultats ERP du model DEM donnés dans les tableaux (IV 3, IV 4) sont résumés dans la Figure .IV.20.

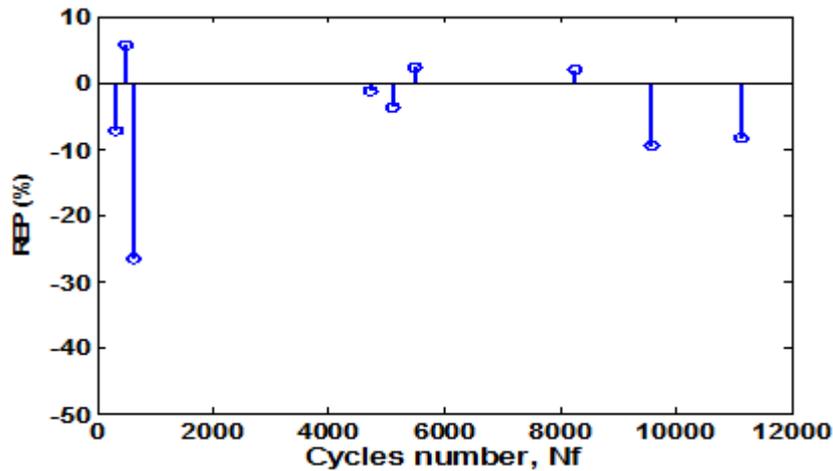


Figure .IV. 20: Erreurs relatives de prédiction pour le calcul des durées de vie en fatigue à l'aide du modèle d'endommagement énergétique DEM.

Cette dernière montre que les prédictions estimées par les modèles des dommages présentés dans cette étude sont acceptables, puisque les erreurs les plus relatives correspondant à ces modèles sont inférieures à -20% .

Il ressort de la Figure .IV. 20 que le modèle DEM présenté dans cette étude donne des bons résultats concernant le chargement décroissant, où les REP sont proches de -20% .

Les résultats obtenus à partir du modèle sont prometteurs. En effet, et compte tenu du caractère dispersé de la fatigue on peut juger de la convenance des prédictions obtenues du modèle DEM pour le polychlorure de vinyle.

La comparaison entre les résultats expérimentaux et les modèles de vies prédites sous diverse configurations de chargement, pour les conditions ci - dessus (tableaux IV3, IV.4 et IV 5), est présentée à la Figure IV.21.

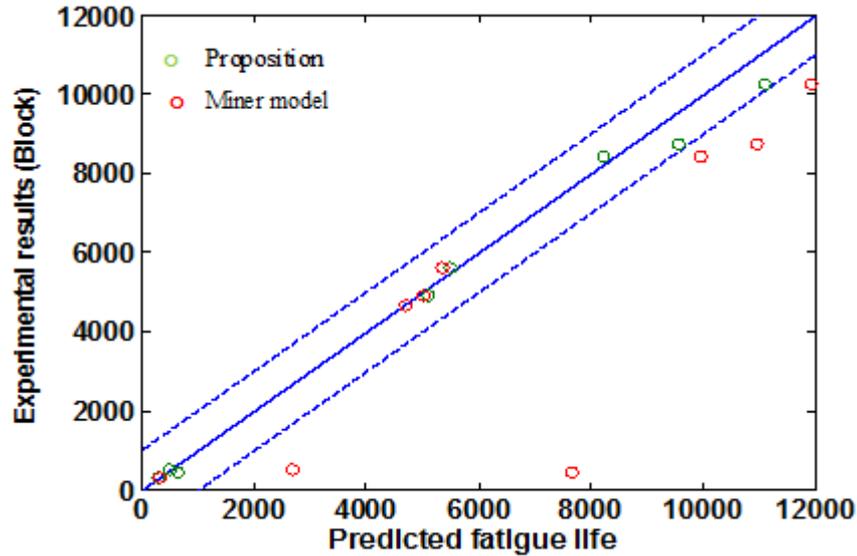


Figure IV. 21: Durées de fatigue prévue et expérimentales du polychlorure de vinyle.

Sous diverses Configurations de chargement basées sur le modèle d'endommagement basé sur l'énergie (DEM) et la règle de Miner.

Le modèle proposé reste acceptable et capable de prédire les durées de vie résiduelles puisque les prédictions sont à l'intervalle de la ligne de référence. En particulier le cas du chargement vers le bas montre des résultats relativement bons. En fait que tous les prévisions sont proches des résultats expérimentaux (Figure IV. 21).

Les résultats obtenus par MEF (solid works) sont aussi encourageants, car deux sur une erreur relatives en valeurs absolues sont inférieures à 20% se qui nous permet de dire que les prédictions de la simulation peuvent être considérées comme de bonnes prévisions

IV.12. Matrice de Rainflow en 3D

L'utilisation de la méthode Rainflow est nécessaire pour le comptage des cycles charge-décharge complets de l'enregistrement temporel des contraintes représenté dans l'espace (amplitude de contrainte, contrainte moyenne, nombre de cycles) (figure IV.22).

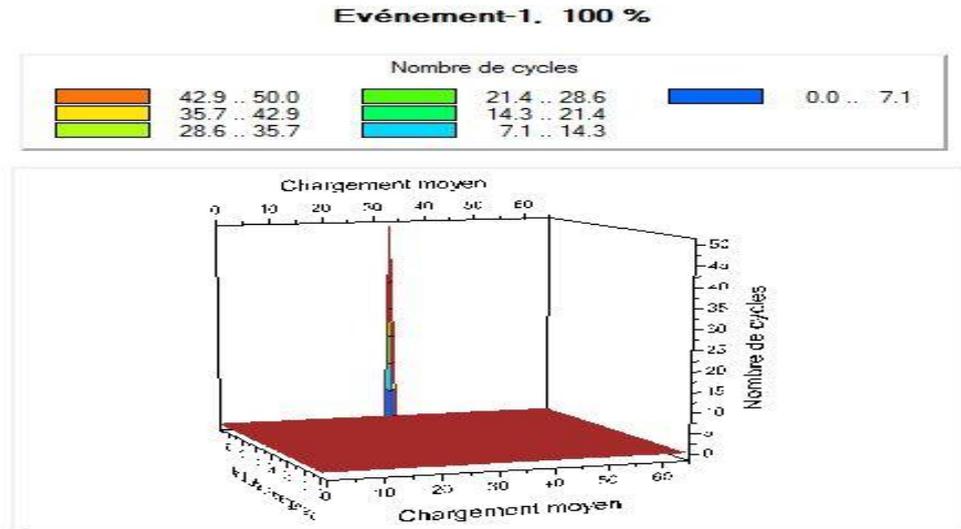


Figure IV.22 : Résultat du comptage Rainflow appliqué sur le spectre en 3D.

IV.13. RESULTAT DE SIMULATION SOLID WORKS

IV.13.1. Analyse statique

Avant de débiter l'analyse en fatigue il faut d'abord passer par une analyse statique en déterminant la distribution des contraintes sur le modèle de l'éprouvette montrée dans la figure (IV.23).

Un codes de calcul est utilisé dans cette partie, est Solid Works pour l'analyse de contrainte.

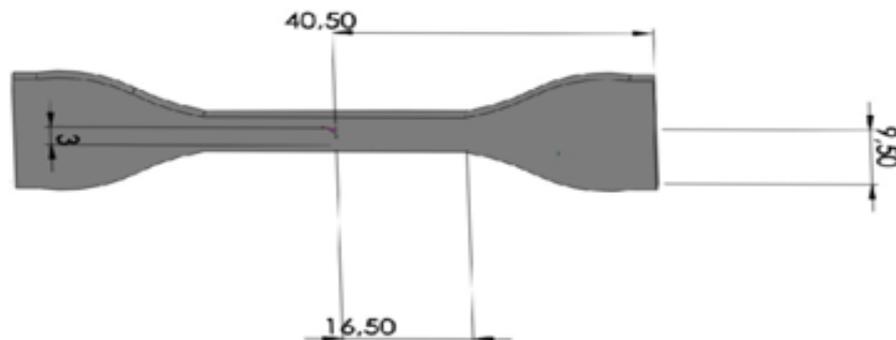


Figure IV.23 : Géométrie et dimensions du modèle.

IV.13.2 Modèle par élément finis

La création d'un maillage est un processus d'analyse par éléments finis à partir des lignes des surfaces ou des solides. Dans notre cas, l'élément quadratiques 3D et 8 nœuds pour le maillage et retenu.

Le maillage est fin comme le montre la Figure (IV.24), le modèle géométrique et discrétisé en **8663** nœuds et **4856** éléments. Les déplacements sont nulle dans les deux parties.

Non utiles de l'éprouvette suivant la direction de l'axe X et Z. une contrainte est appliqué dans la direction de l'axe y.

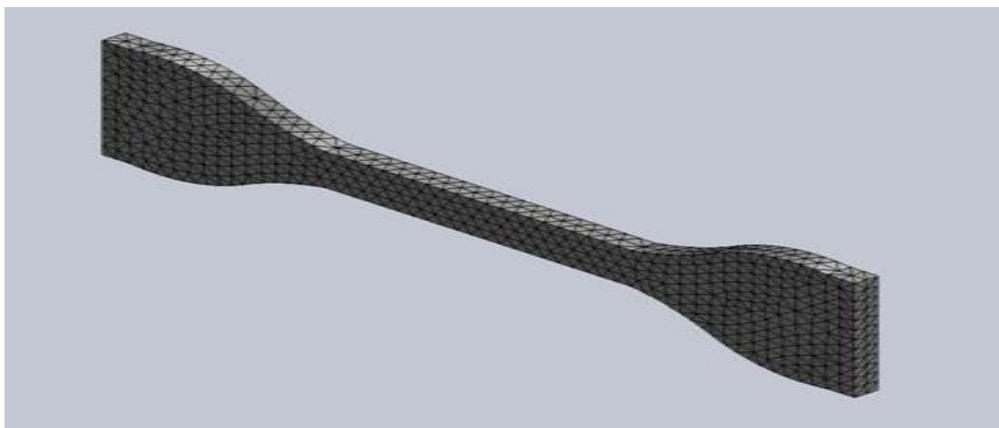


Figure IV.24: Maillage de modèle géométrique.

IV.13.3. Etat de contrainte

La figure (IV.25) représente l'état de contrainte équivalente maximum de Von Miss. L'affichage montre que les contraintes sont concentrées au voisinage de la section restreinte de l'éprouvette.

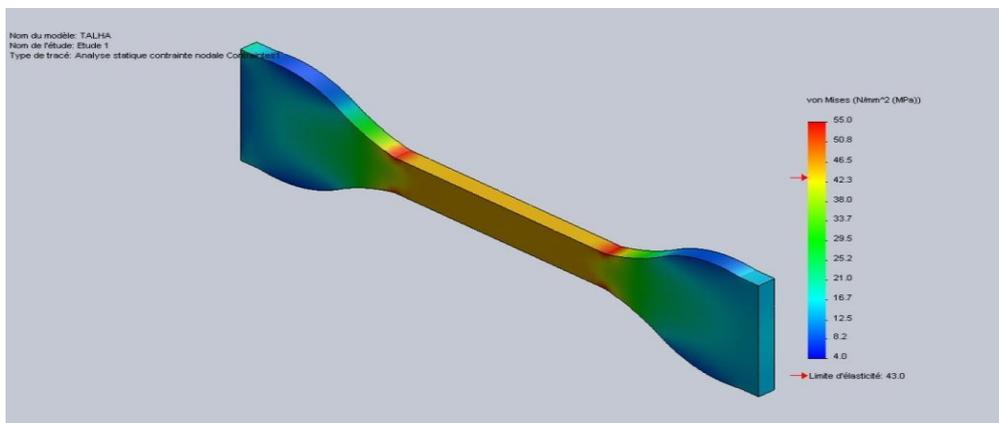


Figure IV.25: Etat de contrainte de Von Miss.

Dans cette partie, nous présentons des résultats des simulations relatives au calcul de la distribution de l'endommagement et la prévision de la durée de vie. Nous remarquons, sur la figure (IV.26), que la zone la plus endommagée est la section réduite où se concentrent les contraintes est l'endommagement se diminue vers le zéro dans la section non utile.

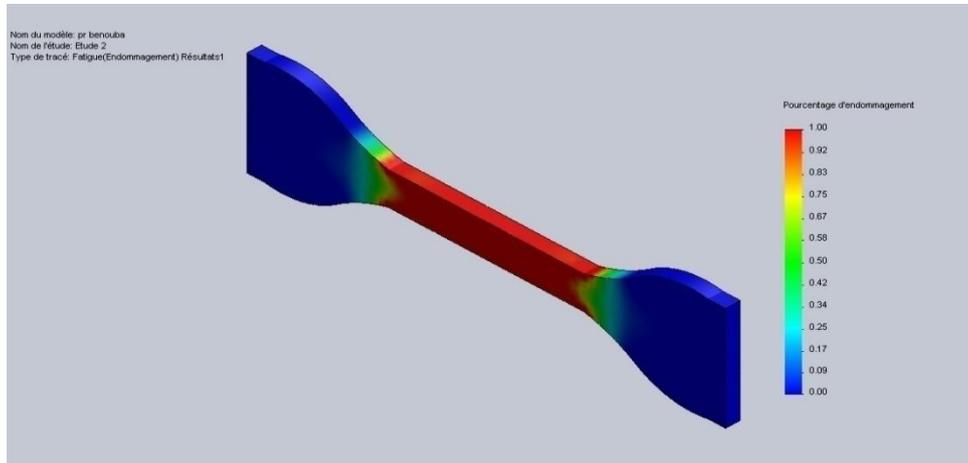


Figure IV.26 : Distribution de l'endommagement sur le modèle géométrique.

La figure IV.27 montre la durée de vie de chaque région de l'éprouvette obtenue par Solid works.

A la section non nécessaire où l'endommagement est nul la durée de vie est presque infinie (33120.5).

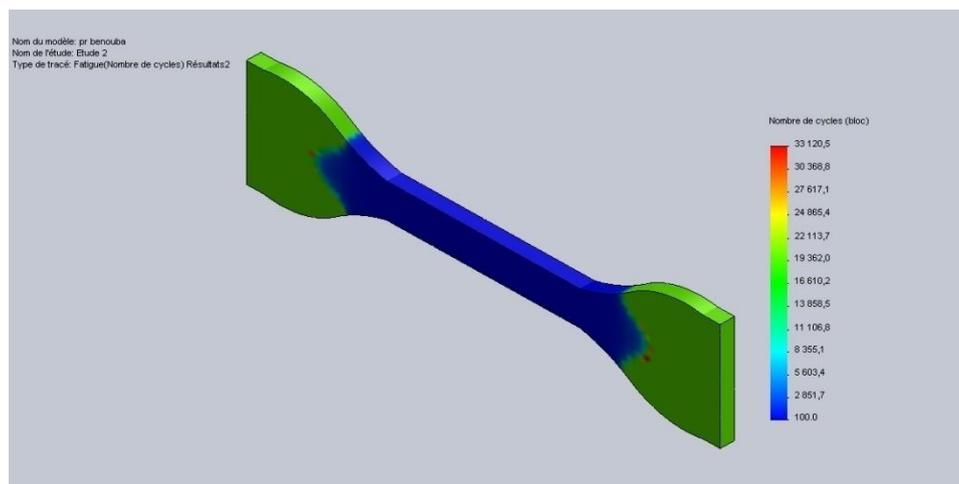


Figure IV.27 : Prévision de durée de vie de l'éprouvette de l'essai 01.

La zone la plus endommagée (zone dangereuse) présente une durée de vie minimale (100 et 2851.7), cette valeur est la durée de vie de l'éprouvette.

IV.14.CONCLUSION

Un modèle non linéaire d'accumulation des dommages basée sur un critère d'énergie qui permet de calculer la durée de vie en fatigue et d'estimer l'état du matériau polymère tel que le PVC.

Le problème d'étalonnage du modèle est résolu pour ce modèle et aucune constante à déterminer, uniquement les paramètres de la courbe de Wohler.

Par conséquent, les résultats théoriques sont en bon accord avec les données expérimentales de matériau étudié dans cette étude.

Les principales conclusions peuvent être résumées comme suit:

Sur la base de l'accumulation de dommages non linéaire, le comportement d'évolution des dommages par fatigue sous chargement par bloc et le chargement aléatoire en fatigue à bas cycle et une nouvelle approche pour présenter l'effet d'interaction de la charge est proposé.

Il offre une bonne compréhension du phénomène d'endommagement par fatigue et son évolution.

La durée de vie de notre modèle sollicitée par un chargement dont la séquence des blocs croissants est plus courte que celle soumise à un chargement dont la séquence des blocs décroissants.

En introduisant l'approche énergétique dans notre modèle d'endommagement non linéaire, le modèle modifié est formulé et vérifié à l'aide des résultats expérimentaux dans des conditions de chargement croissantes, décroissantes et variables.

En comparant nos résultats avec la règle Miner, on constate que ce modèle donne des prédictions satisfaisantes et présente l'efficacité de consolider les effets des séquences des charges et des interactions des charges.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

- [1] **Maou . Samira, 2012.** Etude des propriétés thermiques de mélanges à base de PVC et PVC- PEHD et les phénomènes de dégradation . Mémoire de Magister Université kasdi Merbah Ouargla , pp.14 .
- [2] **Lameth, Jean-Florent , 2004.** Etude de l'adhésion de composites thermoplastiques semi-cristallins, application à la mise en oeuvre par soudure. Thèse de Doctorat. Université Pierre et Marie Curie-Paris VI, pp.19-20.
- [3] **Manual para o Pr ,** Polímeros e Materais Poliméricos, pp.6.
- [4] **Rodolfo. J.R. A., Nunes. L. R, Ormanji. W, 2006 .**Technologie do PVC [PVC Technology]. São Paulo, Brazil, Pro Editores / Braskem.
- [5] **Nass. L. I, Heiberger. C. A, 1976.** Encyclopedia of PVC. V. 1, New York, Marcel Dekker ,pp. 271.
- [6]**Lucas,Elizabeth.F,Soares,Bluma.Get Monteiro, Elisabeth EC,2001.** Caracterização de polímeros, Determinação de peso molecular e análise térmica. Editora E-papers.
- [7] **Reniers. F, Lickes . J. P, et Geerts. Y, 2002-2003.** Cours de chimie générale, Site Internet: [www. ULB. ac. be/sciences](http://www.ULB.ac.be/sciences).
- [8] **Dr. Gilles Olive ,2005.** Chimie des matériaux, Ecole Industrielle et Commerciale de la ville de Namur, 3ème édition.
- [9]**Sadoun .Sofiane, 2007.** Contribution a l'étude expérimentale d'un polyethelene a haute densite (PEHD) effet de la temperature et de la vitesse de deformation , Mémoire de Magister ,Universite Badji Mokhtar,Annaba.
- [10] **Aboulfaraj . M, G'Sell. C. , Ulrich. B, and Dahoun. B, 1995.**In situ observation of the plastic deformation of polypropylene spherulites under uniaxial tension and simple shear in the scanning electron microscope,. Polymer, vol. 36, no 4, pp. 731-742.
- [11]**Nitta, Koh-Hei et Takayanagi , Motowo, 2000.** Tensile yield of isotactic polypropylene in terms of a lamellar-cluster model. Journal of Polymer Science Part B, Polymer Physics, vol. 38, no 8, pp. 1037-1044.
- [12]**Haudin. J.M,1995.** Introduction à la mécanique des polymères, Chapitre Mécanismes microscopiques de déformation des polymères semi cristallins, Institut National Polytechnique de Lorraine, Nancy , pp. 33.

Références bibliographiques

- [13] **G'Sell.C, Dahoun. A ,1994.** Evolution of microstructure in semi-crystalline polymers under large plastic deformation, *Materials Science and Engineering* , pp. 175-183-199.
- [14] **Peterlin . A , 1971.** Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene, *Journal of Materials Science* 6, pp. 490-508.
- [15] **Balta.F.J , Calleja et Perterlin.A,1970.** Plastic deformation of polypropylene , vi , Mechanisms and properties,*Journal of Macromolecular Science-Physics*, b4-3,pp.519-540.
- [16] **Dupend. N, Brusselle , 2000.**Comportement viscoélasto plastique d'un polymère semi-cristallin,le polypropylène avant la striction, caractérisation expérimentale et modélisation phénoménologique, UTC Compiègne.
- [17]**Fond.C,G'sell.C,2002.**Localisationsdesdéformationsetmécanismesd'endommagem ents dans les polymères multiphasés, *Mécanique et Industries* ,pp.431-438.
- [18] **Jerold. M, Schultz, Prentice. Hall, Englewood . Cliffs , 1974.** *Polymer Materials Science*, New Jersey,pp.770-785.
- [19]**G'Sell.C, Haudin. J.M. ,1995.** Introduction à la mécanique des polymères,Chapitre Loi de comportement mécanique des polymères solides. INPL, Parc de Saurupt 54042 , Nancy France, pp.141–168
- [20] **Nir. M.M, Ram. A, Miltz. J,1996.** Sorption and Migration of Organic Liquids in PolyEthylene Terephthalate),*Polymer Engineering and Science* .
- [21]**Khellafi. Habib,2016.**Contribution à l'étude de la quantification de l'endommagement et détermination des facteurs influençant le processus de nucléation des cavités dans les polymères, Thèse de Doctorat, Université de Sidi Bel Abbes. pp.65-66 .
- [22]**Dieicekatastrophevoneschede,2016.**<https://newstopaktuell.wordpress.com/category/die-icekatastrophevon-eschede/> - Consultado em.
- [23] **Disponible à l'adresse,2017 .**[.Http://deicinginnovations.com/p=3015](http://deicinginnovations.com/p=3015) .
- [24]**Farahmand,Bahram, George .Bockrath, James. Glassco,1997.** A Brief Introduction to Fatigue and Fracture Mechanics of High Risk Parts.

Références bibliographiques

- [25] **Jabbado.Mohamad, 2006.** Fatigue polycyclique des structures métalliques: durée de vie sous chargements variables. Diss, Thèse de Doctorat de l'Ecole Polytechnique France, pp.19.
- [26] **Lee. Y, Pan. J, Hathaway. R. E , BARKEY, M, 2005.** Fatigue Testing and Analysis, Theory and Practice, Elsevier Butterworth-Heinemann.
- [27] **Stephens.R. I, Fatemi. A, Stephens, R. R. E, Fuchs. H. O, 2001.** Metal Fatigue in Engineering, Wiley Inter-Science, Second Edition.
- [28] **Lemaitre. Jean, Rodrigue. Desmorat, 2005.** Engineering damage mechanics: ductile, creep, fatigue and brittle failures, Springer Science & Business Media.
- [29] **Benkhettab Mohamed, 2011.** Prise en compte des contraintes résiduelles et des déformations plastiques dans un critère de fatigue Mémoire de Magister , Université de Mostaganem .
- [30] **Barrau. Jean-Jacques, Michel .Sudre, 1999.** Modélisation des structures par éléments finis, Ed, Techniques Ingénieur.
- [31] **Schwartz. M, 2002.** Encyclopedia of Smart Materials, Vol.1 e 2, New York, États-Unis, publication Wiley-Inter Science, pp.807-826.
- [32] **Gohn. G. R , 1963.** The mechanism of fatigue. Materials Research and Standards 3.2.
- [33] **Peterson.R.E, 1963.** Fatigue of Metals, Engineering and Design Aspects, Materials Res.
- [34] **Miner.M.A, 1945.** Cumulative damage in fatigue, Journal of Applied Mechanics, pp.159-164.
- [35] **Coffin.L.F, 1956.** Design aspects of high-temperature fatigue with particular reference to thermal stresses Trans ASME , pp.78- 527–532.
- [36] **Topper .T.H, Biggs. W.D, 1966.** The cyclic straining of mild steel, Appl Mater Res, pp.202–209.
- [37] **Zhu. SP, Huang. HZ, Wang .ZL, 2011.** Fatigue life estimation considering damage and strengthening of low amplitude loads under different load sequences using Fuzzy set approach, Int J Damage Mech.
- [38] **Bui-Quoc.T, 1980.** Cumul du dommage en fatigue , la fatigue des matériaux et des structures.

Références bibliographiques

- [39] **Aid.A,2006.**Cumul d'endommagement en fatigue multiaxiale sous sollicitations variables,Thèse de Doctorat, Université de Sidi Bel Abbes.
- [40] **Xavier.P,2001.** Méthodes spectrales pour une analyse en fatigue des structures métalliques sous chargements aléatoires multiaxiaux. Thèse de doctorat, Université Libre de Bruxelles.
- [41] **Marco .S.M. et Starkey W.L,1954.** A Concept of Fatigue Damage Trans. ASME, vol 76, n° 4 , pp. 627-632.
- [42] **Henry. D.L, 1955 .**A theory of fatigue damage accumulation in steel, Trans, Of The ASME, pp. 913-918.
- [43] **Gatts. R. R, 1961.** Application of Cumulative Damage Concept to Fatigue', Journal of Basic Engineering,Trans , ASME, pp.529-540.
- [44] **Manson.S.S ,Freche. J. C, Ensign. S. R.1967.** Application of a double linear damage rule to cumulative fatigue, In Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415. American Societyfor Testing and Materials, Philadelphia ,pp. 384-412.
- [45] **Manson.S.S,GR.Halford.2006.** Cumulative fatigue damage, in :Fatigue and Durability of Structural Materials,pp123-156.
- [46] **Dubuc. J, Bui .Quoc. T, Bazeergui. A, Biron. A,1971.** Unified Theory of Cumulative Damage in Metal Fatigue, WRC Bulletin n°162 ,pp.20.
- [47] **Chaboche .J. L, 1974.** Une loi différentielle d'endommagement de fatigue avec cumule non linéaire, Revue Français de Mécanique, N°50-51, pp.71-72.
- [48] **Mesmacque, G, Garcia, S, Amrouche, A, Rubio-Gonzalez, C, 2005.**Sequential law in multiaxial fatigue,anew damage indicator. International Journal of Fatigue,(27),461-467.
- [49] **Kujawaski. D, Ellyin.F, 1988.** On the Concept of Cumulative Fatigue Damage. Int, J, Fract, Vol.6 , pp.83-88.
- [50] **Golos.K, Ellyin .F, 1987.** Generalization of cumulative damage criterion to multilevel cyclic loading, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, pp.169-176.
- [51] **M.Bendouba,2013.**Etude de la fatigue des structures sous l'effet d'un état de contraintes multiaxiales. PHD Thesis. University of Djillali Liabes of Sidi-Bel-Abbes.

Références bibliographiques

- [52] **K. N. Smith, P. Watson and T. H. Topper, 1970.** A stress-strain function for the fatigue of metals, *J. Mater.*, Vol. 5, pp. 767–776.
- [53] **Hoffman H., Seeger T ,1989.** Stress strain analysis and life predictions of a notched shaft under multiaxial loading, *Multiaxial Fatigue: Analysis and Experiments*, AE-14,G.E, Leese and D. Socie, Society of Automative Engineers, Inc,Werrendale,USA, pp. 81–99.
- [54] **Hertzberg, Richard. W, and John. A. Manson, 1980.** Fatigue of engineering plastics, Academic press.
- [55] **Culver. P. S , L. E, Radon. J. C, 1979.** Fatigue crack growth in PMMA and rigid PVC Underbiaxial stress. *Engineering Fracture Mechanics*.
- [56] **Donald. A. M , 1994.** Failure mechanisms in polymeric materials, *Rubber Toughened Engineering Plastics*, Springer, Dordrecht.
- [57] **Walker. I, Collyer.A, 1994.** Rubber toughening mechanisms in polymeric materials, *Rubber toughened engineering plastics*. Springer, Dordrecht, pp.29-56.
- [58] **Wales.James.LS,1980.** SurfacecrazinginPVCandotherpolymers, *Polymer* 21,pp.6-684-690.
- [59] **Brogden. Steven, 2000.** The effects of fatigue loading on polyvinylchloride and polyethylene materials for use in pipeline systems, PHD DISS , Manchester Metropolitan University.
- [60] **Dugdale. D. S, 1960.** Yielding of steel sheets containing slits, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 8 (2), pp.100-104.
- [61] **Forsyth, P. J. E, Ryder. D. A ,1961.** *Metallurgia* 63, 117 .
- [62]**Hyndman. John. R, 1966.** The impact behavior of rigid PVC compounds, *Polymer Engineering & Science* 6.2,pp. 169-172.
- [63] **Gotham, K. V, 1969.** *Plastics and Polymers*, pp.309.
- [64] **Benham, P. P, Hutchins. S.J, 1970.** Cyclic creep and fracture of polyvinyl chloride, *PLASTICS & POLYMERS* 38,pp.136- 259 -264.
- [65] **Elinck, J. P., Bauwens, J. C, Homes, G, 1971.** Fatigue crack growth in poly (vinyl chloride), *International Journal of Fracture Mechanics*, 7(3),pp. 277-287.
- [66] **Faulkner. P.G, Atkinson. J.R ,1971.** *Appl,Polmeres,Sc*,15,pp.209 .

Références bibliographiques

- [67] **Bowden .P.B, Jukes. J.A, 1972.** The plastic flow of isotropic polymers", J. mater. Sci 5 , pp.52-63.
- [68] **Crawford .R. J, Benham. P. P, 1975.** Some fatigue characteristics of thermoplastic, Polymer 16.12,pp. 908-914.
- [69] **Ferry, John D , 1908.** Viscoelastic properties of polymers, John Wiley & Sons.
- [70] **Kim, H. S, Wang.X. M,1994.** Temperature and frequency effects on fatigue crack growth of u PVC, Journal of Materials Science 29.12,pp.3209-3214
- [71]**Crawford. R. J, Benham P. P, 1974.** Cyclic stress fatigue and thermal softening failure of a thermoplastic, Journal of Materials Science 9.1 ,pp. 18-28.
- [72]**Gotham. K. V, Hitch. M. J, 1975.** Design considerations for fatigue in u PVC pressure pipelines, Pipes and Pipelines Int 20 ,pp. 10-17.
- [73] **Martin, G. C, William. W. Gerberich, 1976.** Temperature effects on fatigue crack growth in polycarbonate, Journal of Materials Science 11.2 ,pp. 231-238.
- [74] **Williams .J.J,1977.** Pipes Pipelines Int.
- [75]**Gotham, Kenneth V, Michael J. Hitch,1978.** Factors affecting fatigue resistance in rigid uPVC pipe compositions, British Polymer Journal 10.1,pp. 47-52.
- [76] **Joseph. S. H,1984.** Plast, Rubber,Proc, Appl , 4,pp. 325–330
- [77]**Joseph.S. H, P. S. Leever , 1985.** Failure mechanics of u PVC cyclically pressurized water pipelines, Journal of Materials Science 20.1,pp.237-245.
- [78] **Mai. Y. W, Kerr. P. R., 1985.** Effect of processing on fracture toughness and fatigue crack propagation in unplasticized polyvinyl chloride (UPVC), Journal of Vinyl Technology 7.4, pp.130-139.
- [79]**Kim.Ho.Sung, Yiu.Wing .Mai, 1993.** Effect of temperature on fatigue crack growth in unplasticized polyvinyl chloride, Journal of Materials Science 28.20, pp. 5479-5485.
- [80] **Lawrence .C, Teo. S, Potter . R,1998.** Int. Conf,Plastics Pipes X, Goteburg, Sweden, ,Institute of Materials, London,pp. 743.
- [81]**Bishop. S, et al, 2000.** Environmental stress cracking of poly (vinyl chloride) in alkaline solutions, Polymer degradation and stability 70.3 ,pp. 477-484.
- [82] **Hu.Y, et al,2003.** Correlation of fatigue and creep crack growth in poly (vinyl chloride), Journal of materials science 38.4,pp.633-642.

Références bibliographiques

- [83] Yu. J, et al ,2004. Quasi-brittle to ductile transition in impact-modified PVC, Journal of Vinyl and Additive Technology 10.1,pp.11-16.
- [84] El-Bagory, Tarek M, et al, 2004. Influence of crack orientation and crosshead speed on the fracture toughness of PVC pipe materials, J. Pressure Vessel Technol,126.4 , pp.489-496.
- [85] Merah, Nesar, et al, 2005. A study of frequency and temperature effects on fatigue crack growth resistance of CPVC. Engineering fracture mechanics 72.11 1691-1701.
- [86] Radon. J. C, 2006. Fatigue of polymers-crack growth in PVC, Journal of Macromolecular Science, Part B: Physics 14.4, 1977, 511-523.
- [87] Himeki. H, Kumagai. H, Morohoshi,2006. Fatigue Behavior Analysis and Durability Evaluation of Plastic Fuel Tank. SAE Technical Paper, 01,pp. 782-788.
- [88] Shing-Chung wong et al Chung ,2008. Mechanical properties and strain fatigue lives of insulation polymers, pp.370-372
- [89] Markus ,Grinschl.,2009. Fatigue behaviour of filled polypropylene.
- [90] Samat. Noorasikin,2010. Fatigue of PVC-M and PVC-M Based Nanocomposites ,Diss,University of New South Wales ,pp.129-131.
- [91] Avanzini. A, et al,2013. Fatigue behavior and cyclic damage of peek short fiber reinforced composites. Composites Part B: Engineering 45.1, pp.397-406 .
- [92] Aid.A, Amrouche.A , Bachir.B.A, Benguediab.M ,2011. Fatigue life prediction under variable loading based on a new damage model. Materials & Design, 32(1),pp.183–191.
- [93] Pavlou .D.G,2002 .A phenomenological fatigue damage accumulation rule based on hardness increasing for the 2024-T 42 aluminum. Eng Struct vo,2 ,pp1363–1368.
- [94] Abd-el-Kader, Djebli, et al,2015. Fatigue life prediction and damage modelling of high-density polyethylene under constant and two-block loading Procedia Engineering 101 ,pp. 2-9.
- [95] Ricardo .R, Ambriz. Jaramillo , 2018. Proceedings of the 17th International Conference on New Trends in Fatigue and Fracture.
- [96] Gugouch.Fatima et al, 2009 . Damage Prediction of CPVC Based on Energy Method at Different Temperatures, Key Engineering Materials ,Vol ,820,Trans Tech Publications LTD ,pp.184.

Références bibliographiques

- [97] **Cui, W, 2002.** A state-of-the-art review on fatigue life prediction methods for metal structures. *J. Mar. Sci. Technol* 7(1) 43–56.
- [98] **D. Giugliano, D. Barbera, H. Chen, N. K. Cho, Y. Liu, 2019.** Creep-fatigue and cyclically enhanced creep mechanisms in aluminium based metal matrix composites. *Eur. J Mech. A Solids* 74 66-80.
- [99] **P. Verma, N.C.S. Srinivas, S.R. Singh, V. Singh, 2016.** Low cycle fatigue behavior of modified 9Cr–1Mo steel at room temperature, *Mater. Sci. Eng. A* 652, 30–41.
- [100] **P. Verma, J. Basu, N.C. Santhi Srinivas, V. Singh, 2017.** Deformation behavior of modified 9Cr–1Mo steel under low cycle fatigue at 600°C, *Mater. Charact.* 131 - 244–252.
- [101] **H. Jing, Z. Luo, L. Xu, L. Zhao, Y. Han, 2018.** Low cycle fatigue behavior and microstructure evolution of a novel 9Cr–3W–3Co tempered martensitic steel at 650 °C, *Mater. Sci. Eng. A* 731- 394–402.
- [102] **M. Roldán, E. Leon-Gutierrez, P. Fernández, A. Gómez-Herrero, 2019.** Deformation behavior and microstructural evolution of EUROFER97-2 under low cycle fatigue conditions, *Mater. Charact.* 158- 109943.
- [103] **M. Bartošák, J. Horváth, M. Španiel, 2020.** Isothermal low-cycle fatigue and fatigue-creep of a 42CrMo4 steel, *Int. J. Fatigue* 135- 105538.
- [104] **Z. Zhang, Z.F. HU, S. Schmauder, B.S. Zhang, Z.Z. Wang, 2019.** Low cycle fatigue properties and microstructure of P92 ferritic-martensitic steel at room temperature and 873 K, *Mater. Charact.* 157- 109923.
- [105] **Y. Rae, X. Guo, A. Benaarbia, N. Neate, W. Sun, 2020.** On the microstructural evolution in 12% Cr turbine steel during low cycle fatigue at elevated temperature, *Mater. Sci. Eng. A* 773 -138864.
- [106] **C.L. Zou, L.J. Chen, J.C. Pang, M.Wang, Y. Qiu, S.X. LI, Z.F. Zhang, 2019.** The low-cycle fatigue, fracture and life prediction of compacted graphite iron: influence of temperature, *Mater. Sci. Eng. A* 763 - 138101.
- [107] **C.L. Zou, J.C. Pang, L.J. Chen, S.X. Li, Z.F. Zhang, 2020** The low-cycle fatigue property, damage mechanism and life prediction of compacted graphite iron: influence of strain rate, *Int. J. Fatigue* 105576 .

Références bibliographiques

- [108] **M. Burchak, A. Aid** ,2017.PE-HD fatigue damage accumulation under variable loading based on various damage models. *eXPRESS Polymer Letters* Vol.11, No.2 117–126.
- [109] **A. Djebli, A. Aid, M. Bendouba, A. Talha, N. Benseddiq, M. Benguediab, S. Zengah**, 2014. Uniaxial Fatigue of HDPE-100 Pipe: Experimental analysis. *Eng. Technol. Appl. Sci. Res* 4 (2) 600-604.
- [110] **N. Mills, M. Jenkins, S. Kukureka**, 2020. The ageing of polymers, *Plastics (Fourth Edition) Microstructure and Engineering Applications*159-181
- [111] **A. Sghayer, A. Grbović, A. Sedmak, M. Dinulović, E. Doncheva, B. Petrovski**, 2017.Fatigue life analysis of the integral skin-stringer panel using xfem, *Struct. Integr. Life* 17 (1)- 7-10
- [112] **J. Yang, G. Kang, K. Chen, Q. Kan**, 2018. Experimental study on uniaxial ratchetting-fatigue interaction of polyamide-6. *Polym. Test* 69 - 545–55
- [113] **J. Yang, G. Kang, K. Chen, Q. Kan, Y. Liu**,2020. Experimental study on rate-dependent uniaxial whole-life ratchetting and fatigue behavior of polyamide 6. *Int. J. Fatigue* 132- 105402
- [114] **F. Ellyin**, 1989. A criterion for fatigue under multiaxial fatigue failure, In: *Biaxial and Multiaxial Fatigue*, EGF3, K.J. Miller and M.W. Brown, Edit.,MEP, London, 571-583.
- [115] **K. Goloś**, 1988. Plastic strain energy under cyclic multiaxial states of stress, *J. Theor. Appl Mech* 26 (1) - 171-177.
- [116] **K. Goloś, F. Ellyin** , 1988. A total strain energy theory for cumulative fatigue damage, *Transaction ASME, J. Pressure Vessel Technol.*, 110 - 35-41.
- [117] **T. Łogada**, 2001 . Energy models for fatigue life estimation under uniaxial random loading. Part I and Part II. *Int. J. Fatigue* 23 - 467-489.
- [118] **K. N. Smith, P. Watson, T. H. Topper**, 1970. A stress-strain function for the fatigue of metals, *J. Materials*, 5 - 767-776
- [119] **ASTM D638-14**, 2014.Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics (Annual Book of ASTM Standards, Vol. 08.01, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, USA,.

Références bibliographiques

- [120] **ASTM D7791-10, 2010** . Standard Test Method for Uniaxial Fatigue Properties of Plastics. American Society for Testing and Material Standard.
- [121] **Hertzberg,R.W.,Manson,J.A. AND Skibo,M, 1975**. Frequency Sensitivity of Fatigue Processes in Polymeric Solids. Polym. Eng. Sci 15 (4) 252-260.
- [122] **A. Djebli, A. Aid, M. Bendouba, A. Amrouche, M. Benguediab, N. Benseddiq, 2013**. A non-linear energy model of fatigue damage accumulation and its verification for Al-2024 aluminum alloy. Int. J. Non Linear Mech 51 - 145–151.
- [123] **M. Bendouba, 2013**. Etude de la fatigue des structures sous l'effet d'un état de contraintes multiaxiales. PhD Thesis University of Djillali Liabes of Sidi-Bel-Abbes.
- [124] **W. Ramberg, W. Osgood**, Description of stress-strain curves by three parameters. National Advisory Committee for Aeronautics, Washington, DC, Technical Note (19743) 90207.
- [125] **K. Nakai, T. Yokoyama , 2015**. Uniaxial compressive response and constitutive modeling of selected polymers over a wide range of strain rates. J. dynamic. Behavior. mater 1 - 15–27
- [126] **M. Klesnil a kol, 1987**. Cyclical Deformation and Metal Fatigue, VEDA/vydavateľstvo Slovenskej akadémie vied Bratislava.
- [127] **J. Mazúr, V. Dekýš, R. Melicher, 2006**. Optimization Method Application for the Material Characteristics Identification, Acta. Mech. Slovaca, 4-B, str. . 229-238.
- [128] **A. Moftakhar , G. Glinka, A Buczynsky, 1994**.Calculation of elasto-plastic strains and stresses in notched bodies under multiaxial cyclic loading. Int. J. Fract 70 - 357–373.
- [129] **K. Molski, Glinka G, 1981**. A Method of Elasto-Plastic: Stress and Strain Calculation at a Notch Root. Materials Science and Engineering No50,pp. 93-100.
- [130] **Origin Pro, 9.0 , 2013**. OriginLab Corporation, Northampton, MA, USA.

Conclusion et perspectives

Conclusion et perspectives

Le travail présenté dans cette thèse a été consacré, dans la première partie essentiellement une contribution à l'étude de Fatigue et l'endommagement dans les polymères cas du PVC.

Dans la première partie nous avons présenté la structure générale des polymères amorphes et celle du PVC, aussi une étude complète sur le comportement mécanique du PVC à partir des essais mécaniques réalisés.

Dans la deuxième partie Après une introduction à la fatigue des matériaux, et les paramètres qui affectent la durée de vie des structures, une étude chronologique de quelques lois de cumul d'endommagements de la littérature est détaillée, Sur la base de cette étude notre modèle de cumul de dommage est proposé.

Dans le domaine oligocyclique l'indicateur du dommage d'un matériau sollicité en fatigue a des niveaux de contraintes inférieurs à la limite élastique nécessite la connaissance de la courbe S-N dans le domaine d'application du chargement et permet une prévision de la durée de vie intégrant l'histoire du chargement

L'objectif principal de cette recherche est de proposer une méthodologie pour évaluer le cumul d'endommagement et de diminuer évolution des dommages quel que soit le type de charge, il s'agit d'un algorithme informatique simple connecté cycle par cycle à la courbe

W – N du matériau étudié afin de prédire leur durée de vie.

Une comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux a été réalisée avec un chargement par blocs croissants, décroissants et blocs aléatoires pour expliquer les dommages survenu, sans oublier les résultats de simulation qui sont très prometteurs ; ces résultats montre que le modèle EDM+Miner présente une bonne concordance avec ces essais expérimentaux.

La règle Miner semble être un bon outil prédictif pour les séquences Bas -Haut et Haut-Bas.

En perspectives, il serait intéressant de continuer cette étude, laquelle pourrait s'articuler sur les points essentiels suivants :

Etudier le cumul d'endommagement dans le cas de chargement multiaxial.

Proposition de réaliser des essais sous microscope électronique à balayage, pendant le déroulement de l'essai de caractérisation, ce qui permettra d'identifier les mécanismes réels de l'endommagement au cours de la sollicitation.

D'autres matériaux polymères tel que le PMMA sont envisagé dans des études à l'avenir.