



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE DJILLALI LIABES DE SIDI BEL ABBES
FACULTE DE TECHNOLOGIE
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE

Présenté Pour l'obtention du grade de

DOCTEUR EN SCIENCES

SPÉCIALITÉ : Mécanique des matériaux et modélisation

Par

KHELLAFI Habib

TITRE

**Contribution à l'étude de la quantification de l'endommagement et
détermination des facteurs influençant le processus de nucléation
des cavités dans les polymères**

Soutenue le : 13 décembre 2016

Devant le jury composé de :

Mr BENGUEDIB Mohamed	Pr	Président	UDL-SBA
Mr OULD CHIKH El Bahri	Pr	Directeur de thèse	Université de MASCARA
Mr BOUCHOUICHA Benattou	Pr	Co-directeur de thèse	UDL-SBA
Mr BOUTABOUT Benali	Pr	Examineur	UDL-SBA
Mr AID Abdelkrim	Pr	Examineur	Université de MASCARA
Mr BENHAMENA Ali	MCA	Examineur	Université de MASCARA
Mr MEDDAH Hadj Miloud	MCA	Invité	Université de MASCARA

REMERCIEMENTS

*Je voudrais tout d'abord exprimer ma profonde gratitude à **Mr. Ould Chikh El Bahri** professeur à l'Université de Mascara, pour m'avoir accueilli dans son équipe et de m'avoir témoignée durant ces années une totale confiance. Merci d'avoir été un directeur de mon travail.*

*Je tiens également à adresser mes sincères remerciements à **Mr. Bouchouicha Benattou** professeur à l'Université de Sidi Bel Abbès, pour avoir co-encadré cette thèse, pour ses conseils avisés et aussi pour sa bonne humeur et ses encouragements.*

*J'exprime, mes remerciements à **Mr. Benguediab Mohamed** professeur à l'Université de Sidi Bel Abbès d'avoir accepté de présider le jury de cette thèse.*

*J'adresse ma reconnaissance à **Boutabout Benali** (Professeur à l'Université de Sidi Bel Abbès), **Aid Abdelkrim** (Professeur à Université de Mascara) et **Benhamena Ali** (Maitre de Conférence à l'Université de Mascara), pour l'honneur qu'ils m'ont fait en acceptant d'être membres du jury et de consacrer du temps pour la lecture et le jugement de ce travail.*

*J'adresse tous mes remerciements également à Messieurs **Pr Benseddiq noureddine**, **Imad Abdelatif**, **Talha abderahim** et **Hedi Nouri** enseignants respectivement à l'université Lille1, HEI et Douai en France, pour leur soutien scientifique.*

*Un grand merci également à Messieurs **Dr. Meddah hadj Miloud** et **Dr. Bendouba mostefa** pour l'aide qu'ils m'ont apportée tout au long de ce travail.*

Enfin, je voudrais remercier mes parents, mes frères, mes sœurs et mon épouse pour leur soutien permanent pendant mes études et durant la réalisation de cette thèse.

RESUME

Les exigences sécuritaires dans le monde industriel incitent à une connaissance plus approfondie du comportement et de la rupture des polymères utilisés. Cette connaissance est nécessaire pour dégager les processus physiques responsables de leur tenue mécanique. L'endommagement est le mécanisme physique qui décrit le mieux la ruine ductile des matériaux polymères. D'autre part, Le comportement élasto-viscoplastique non linéaire des polymères dépend fortement de la vitesse de déformation. Ce comportement est décrit au moyen du modèle des défauts quasi ponctuels. L'expression des lois cinétiques relatives au développement des déformations non élastiques repose sur des concepts de mobilité moléculaire. Il est connu, actuellement, que ce mode d'endommagement survient suivant plusieurs stages successifs qui sont la nucléation des cavités, leurs croissances et la coalescence à un stade plus avancé de la déformation.

L'objectif de ce travail est l'identification des paramètres mécanique caractérisant le comportement élasto-viscoplastique non linéaire du matériau polymère en grandes déformations et à des sollicitations mécaniques appliquées sur une plage de vitesse de déformation différente. D'autre part une étude de quantification d'endommagement des polymères est nécessaire. Une présentation d'un modèle numérique qui nous permettra de comparer les résultats obtenus par des calculs élémentaires à différentes triaxialités et d'aborder l'influence de la taille initiale ainsi que la forme du vide sur la ruine finale du matériau est nécessaire.

Mots clés : polymère, Loi de comportement, nucléation, Endommagement

Abstract

In the industrial world, the security requirements encourage a deeper understanding of the behavior and the breakdown of the polymers used. This knowledge is needed to identify the physical processes responsible for their mechanical strength. The damage is the physical mechanism that describes greatly the ruin of ductile polymer materials. On the other hand, the non-linear elastic-viscoplastic behavior of polymers depends strongly on the strain velocity. This behavior is described by the quasi-point defects model. The laws kinetic term relating to the development of non-elastic strain based on molecular mobility concepts. Currently, it is known that this damage occurs following successive stages which are nucleation cavities, their growth and coalescence in a more advanced stage of strain.

The aim of this work is the identification of mechanical parameters characterizing the nonlinear elastic-viscoplastic behavior of the polymer material in large deformation and mechanical stresses applied to a different strain range. On the other hand a polymer damage quantification study is needed. A presentation of a numerical model that will allow us to compare the performance of different basic calculations triaxiality and address the influence of the initial size and the shape of the void on the final ruin of the material.

Keywords: polymer, behavior law, nucleation, Damage, FEM.

الملخص

تهدف متطلبات الأمن في العالم الصناعي لتشجيع فهم أعمق لسلوك وانحياز البوليمرات المستخدمة. هذه المعرفة ضرورية لاستنتاج الآليات الفيزيائية المسؤولة عن المقاومة الميكانيكية لهذه المواد. التلف هو الآلية الفيزيائية التي تصف الضرر المرن للمواد البوليمرية . من ناحية أخرى، فإن السلوك المرن الفيسكوبلاستيكي (elastoviscoplastique) غير الخطي لهذه المواد يتعلق بشكل أساسي بسرعة التشوه . يوصف هذا السلوك عن طريق نموذج العيوب الشبه دقيقة . وان القوانين الحركية المتعلقة بتطور التشوهات الغير المرنة تقوم على مفاهيم الحركة الجزيئية .ومن المعروف الآن أن هذا الضرر يحدث على مراحل متتالية والمتمثلة في ميلاد التجويفات, تطورها و التحامها في مرحلة متقدمة من التشوه.

إن الهدف من هذا العمل هو تحديد المعايير الميكانيكية التي تميز السلوك المرن الفيسكوبلاستيكي (elastoviscoplastique) لمادة البوليمر للتشوهات الكبيرة والاجهادات الميكانيكية المطبقة على مجالات مختلفة من سرعة التشوه . من ناحية أخرى فان دراسة التحديد الكمي لضرر البوليمر مهم جدا . إن من المهم عرض نموذج رقمي من شأنه أن يسمح لنا لمقارنة النتائج المتحصل عليها تحت مختلف الاجهادات ومعالجة تأثير الحجم الأولي وشكل الفراغ على الضرر النهائي للمادة.

الكلمات الرئيسية : بوليمر, قانون التصرف, التلف.

Table de matières

<i>Introduction générale</i>	1
<u>Chapitre I : Généralités sur les polymères</u>	
I. 1 Les polymères.....	4
I. 2 Généralités sur la structure et les propriétés des polymères.....	7
I. 2.1 Structures moléculaire des polymères solides.....	7
I. 2.1.1 Structure amorphe.....	8
I. 2.1.2 Structure semi-cristalline.....	8
I. 2.2 Propriétés des polymères.....	9
I. 2.2.1 Propriétés thermiques.....	9
I. 2.2.2 Propriétés mécaniques.....	10
I. 3 Mécanismes multi échelles de déformation des polymères.....	10
I. 3.1 Déformation de l'échantillon massif (échelle V).....	11
I. 3.2 Déformation des sphérolites (échelle IV).....	12
I. 3.3 Déformation de la phase amorphe.....	14
I. 3.4 Déformation de la phase cristalline.....	15
I. 4 Micro mécanismes de l'endommagement volumique.....	16
I. 5 Endommagement par cavitation.....	21
I. 5.1 Nucléation ou germination.....	21
I. 5.2 Croissance des cavités.....	22
I. 5.3 La coalescence des cavités.....	23
I. 6 Etude de comportement mécanique des polymères.....	26
I. 7 Conclusion	28
<u>Chapitre II : Comportement des polymères</u>	
II.1 Loi de comportement des polymères.....	29
II.1.1 Comportement aux petites déformations.....	31
II.1.2 Comportement aux grandes déformations.....	34
II.2 Les paramètres influençant la déformation.....	37

Table de matières

II .2.1 L'effet de la température.....	37
II .2.2 L'effet de la vitesse de déformation.....	38
II .2.3 L'effet de la triaxialité sur le comportement du PEHD.....	40
II .3 Le critère de Gurson et ses extensions.....	41
II .3.1 Présentation du Model de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)...	45
II .4 Mécanique des éprouvettes entaillées.....	46
II .5 Le polychlorure de vinyle (PVC).....	49
II .5.1 Propriétés générales.....	50
II .5.2 Structure chimique.....	50
II .5.3 Propriétés chimiques.....	50
II .5.4 Propriétés thermiques.....	51
II .5.5 Propriétés physiques.....	51
II .5.6 Propriétés optiques.....	51
II .5.7 Propriétés de mise en forme.....	52
II .5.8 Propriétés mécaniques.....	52
II .5.8.1 Dureté.....	52
II .5.8.2 Module d'Young en flexion.....	52
II .5.8.3 Contrainte à la rupture en traction.....	52
II .5.8.4 Allongement à la rupture en traction	53
II .5.8.5 Fluage en traction.....	53
II .5.8.6 Rigidité en torsion.....	54
II .5 Conclusion	54
<i>Chapitre III : Etude Expérimentale</i>	
III. 1 Présentation du matériau.....	55
III. 2 Géométries des éprouvettes.....	55
III. 2.1 Géométries des éprouvettes plates.....	57
III. 2.2 Géométries des éprouvettes (AE).....	57
III. 2.3 Géométries des éprouvettes de compression.....	58

III. 3 L'essai de Traction.....	59
III. 3.1 Conditions d'essais.....	59
III. 3.2 Instrumentation des essais de traction.....	59
III. 3.3 Corrélation d'image numérique.....	60
III. 4 L'essai de compression.....	61
III. 5 Loi de comportement.....	64
III. 6 L'effet de la vitesse de sollicitation pour éprouvette plate.....	66
III. 7 L'effet de la vitesse de sollicitation pour différentes rayons de Courbures.....	68
III. 8 L'effet de la triaxialité sur le comportement du PVC.....	70
III. 9 facies de rupture	73
III. 10 Conclusion.....	75
 <i>Chapitre IV : Etude Numérique</i>	
IV. 1 Présentation du logiciel de calcul.....	76
IV. 2 Modélisation par éléments finis.....	76
IV. 3 : Résultats et discussion.....	80
IV.3.1 : Influence de la variation du rayon de courbure.....	80
IV.3.2 : Influence de la variation de la vitesse de déformation	83
IV.3.3 Recherche de la position la plus critique.....	86
IV.3.4 Recherche de la vitesse et l'entaille la plus critique.....	88
IV.4 Influence de la vitesse de déformation.....	94
IV.5 Comparaison de l'analyse EF avec les résultats expérimentaux	95
IV.6 Optimisation des paramètres d'endommagement du modèle GTN.....	97
IV.6.1 Optimisation des paramètres q_1 , q_2 et q_3	97
IV.6.2 Optimisation de paramètre F_c	103
IV.6.3 Optimisation de paramètre F_f	104
IV.6.4 Optimisation de paramètre F_N	104
IV.7 Confrontation des résultats numériques à l'expérimentale.....	105

Table de matières

IV.7.1 Variation des paramètres q_1 et q_2	105
IV.7.2 Variation des paramètres F_c , F_f et F_N	109
IV.8 Conclusion.....	111
<i>Conclusion Générale</i>	112
<i>Références Bibliographiques</i>	114

Listes des figures

Figure I.1	<i>La constitution d'un polymère.....</i>	4
Figure I.2	<i>Schéma général de la mise en œuvre des polymères thermoplastique.....</i>	5
Figure I.3	<i>Les principaux groupes de polymères.....</i>	6
Figure I.4	<i>Schématisation de la structure type d'une pelote statistique.....</i>	7
Figure I.5	<i>Schématisation du repliement des chaînes dans un monocristal.....</i>	7
Figure I.6	<i>Structure d'un polymère semi-cristallin.....</i>	9
Figure I.7	<i>Représentation des différentes échelles structurelles d'un matériau polymère.....</i>	11
Figure I.8	<i>Déformation des régions (a) équatoriales, (b) et (d) diagonales et (c) polaires des sphérolites.....</i>	14
Figure I.9	<i>Mécanismes de déformation de la phase amorphe dans les polymères Semi-cristallins : a) État non déformé, b) Glissement inter lamellaire et c) Séparation inter lamellaire.....</i>	15
Figure I.10	<i>Glissement parallèle aux chaînes (a) ou perpendiculaire aux chaînes (b)....</i>	16
Figure I.11	<i>Mécanisme de cavitation par intersection de bandes de cisaillement au sein de la phase amorphe d'un polymère.....</i>	17
Figure I.12	<i>Structure d'une craquelure.....</i>	18
Figure I.13	<i>Illustration des mécanismes de création et propagation d'une craquelure..</i>	19
Figure I.14	<i>Evolution schématique des contraintes seuils de cavitation σ_{cav} et de glissement cristallin σ_{sh}</i>	20
Figure I.15	<i>Schéma de trois processus de cavitation : homogène (A), hétérogène (B) et absence de cavitation (C).....</i>	20
Figure I.16	<i>Schématisation du mécanisme de germination des cavités.....</i>	22
Figure I.17	<i>Croissance des cavités.....</i>	23
Figure I.18	<i>Fin du stade de coalescence conduisant à la rupture totale de l'EVR.....</i>	24
Figure I.19	<i>Réponse schématique d'une éprouvette en traction simple.....</i>	24
Figure I.20	<i>Evolution de la contrainte nominale et de la contrainte vraie pour les</i>	

	<i>métaux et les polymères.....</i>	27
Figure I.21	<i>Courbes contrainte vraie - déformation vraie de divers polymères Obtenues à 25 °C avec la méthode vidéo métrique.....</i>	28
Figure II.1	<i>Différentes géométries d'essais mécaniques.....</i>	31
Figure II.2	<i>Comportement typique des polymères.....</i>	33
Figure II.3	<i>Critères de plasticité et de craquelage.....</i>	34
Figure II.4	<i>Développement de la striction dans le polyéthylène.....</i>	35
Figure II.5	<i>Influence de la vitesse d'allongement sur l'auto-échauffement induit par la traction dans le polyéthylène.....</i>	36
Figure II.6	<i>Différentes échelles de caractérisation de la déformation.....</i>	36
Figure II.7	<i>Contrainte vraie-déformation vraie du PMMA à 0.1 S⁻¹pour différentes températures avec correction isotherme.....</i>	38
Figure II.8	<i>Courbes contrainte vraie -déformation vraie de polypropylène.....</i>	39
Figure II.9	<i>Influence du rayon de courbures sur le comportement mécanique en traction de PE.....</i>	40
Figure II.10	<i>Compétition entre formation de craquelures et cisaillement en fonction de la température et la vitesse de sollicitation.....</i>	41
Figure II.11	<i>Sphère creuse sous chargement axisymétrique.....</i>	42
Figure II.12	<i>Variation de q_1 en fonction de f.....</i>	43
Figure II.13	<i>a)Schéma d'une éprouvette axisymétrique entaillée, b) Répartition des contraintes axiales, radiales et tangentiels selon le calcul de Bridgman..</i>	48
Figure II.14	<i>Courbes de fluage en traction d'un PVC non plastifié.....</i>	53
Figure II.15	<i>Module apparent de rigidité en torsion G d'un PVC plastifié en fonction de la température T.....</i>	54
Figure III.1	<i>Direction de l'échantillon longitudinal pour les essais mécaniques.....</i>	56
Figure III.2	<i>Machine numérique : a) tour ;b) fraiseuse.....</i>	56
Figure III.3	<i>Géométries des éprouvettes lisses.....</i>	57
Figure III.4	<i>Géométries des éprouvettes (AE).....</i>	58

Figure III.5	<i>Géométries des éprouvettes de compression.....</i>	58
Figure III.6	<i>Machine de la vidéo traction.....</i>	60
Figure III.7	<i>Eprouvette de traction recouverte de peinture.....</i>	61
Figure III.8	<i>Photographie de la mini-machine de compression utilisée.....</i>	62
Figure III.9	<i>Courbe de Contrainte -déformation du PVC pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.....</i>	63
Figure III.10	<i>Eprouvettes de compression endommagée.....</i>	63
Figure III.11	<i>loi de comportement (expérimental).....</i>	65
Figure III.12	<i>Variation du module d'élasticité et la limite élastique en fonction de vitesse de déformation.....</i>	66
Figure III.13	<i>Courbe contrainte vrai-déformation vrai pour différentes vitesses de sollicitation.....</i>	67
Figure III.14	<i>Eprouvettes de traction plate endommagée.....</i>	67
Figure III.15	<i>Influence de la vitesse de déformation pour quatre rayons de courbures.....</i>	70
Figure III.16	<i>Influence de rayon de courbure pour quatre vitesses de sollicitation.....</i>	72
Figure III.17	<i>Eprouvettes de traction ronde endommagée.....</i>	73
Figure III.18	<i>Dispositif d'agrandissement Motic.....</i>	73
Figure III.19	<i>Faciès de rupture après un essai de traction. a)R4V0.2; b) R80V0.2 ; c) éprouvette plate.....</i>	74
Figure IV.1	<i>Géométries des éprouvettes AE.....</i>	78
Figure IV.2	<i>Maillage des éprouvettes.....</i>	79
Figure IV.3	<i>Répartition des contraintes au fond d'entaille pour différents rayon de courbure et pour différentes vitesses de déformation.....</i>	82
Figure IV.4	<i>Influence de la vitesse de déformation sur la Répartition des contraintes au fond d'entaille.....</i>	85
Figure IV.5	<i>Représentation de la déformation en fonction de la position pour quatre vitesses de sollicitation et pour différent rayon de courbure.....</i>	88

Figure IV.6	<i>Représentation des contraintes en fonction des déformations pour quatre vitesses de sollicitation et pour différent rayon de courbure.....</i>	91
Figure IV.7	<i>Effet de triaxialité sur loi de comportement pour quatre vitesses de sollicitation.....</i>	93
Figure IV.8	<i>Répartition des contraintes pour une éprouvette plate à vitesse $v = 0,1 \text{ s}^{-1}$.</i>	94
Figure IV.9	<i>Courbes contrainte – déformation.....</i>	95
Figure IV.10	<i>Comparaison de l'analyse EF avec les résultats expérimentaux.....</i>	97
Figure IV.11	<i>Influence de paramètre q_1.....</i>	100
Figure IV.12	<i>Influence de paramètre q_2.....</i>	102
Figure IV.13	<i>Influence de paramètre F_C.....</i>	103
Figure IV.14	<i>Influence de paramètre F_f.....</i>	104
Figure IV.15	<i>Influence de paramètre F_N.....</i>	105
Figure IV.16	<i>Influence de paramètre q_1 expérimentale à $V=0.001\text{S}^{-1}$.....</i>	107
Figure IV.17	<i>Influence de paramètre q_2 expérimentale à $V=0.001\text{S}^{-1}$.....</i>	108
Figure IV.18	<i>Influence de paramètre F_C, F_f et F_N avec expérimentale à $V=0.001\text{S}^{-1}$....</i>	110

Liste des tableaux

Tableau IV.1	<i>propriétés mécaniques du PVC.....</i>	77
Tableau IV.2	<i>Résultats de la variation des paramètres q_1 et q_2.....</i>	102
Tableau IV.3	<i>paramètres adoptés pour le modèle d'endommagement (GTN) de PVC.....</i>	111

Notations principales

σ_m	<i>Contrainte moyenne</i>	MPa
σ_e	<i>Contrainte équivalente</i>	MPa
σ	<i>Contrainte vraie</i>	MPa
σ_{ec}	<i>Contrainte d'écoulement</i>	MPa
S	<i>Contrainte de Von Mises</i>	MPa
E	<i>Module de Young</i>	MPa
ν	<i>coefficient de Poisson</i>	
l	<i>Largeur de l'éprouvette</i>	mm
L	<i>Longueur de l'éprouvette</i>	mm
L_0	<i>Longueur de la zone utile</i>	mm
b	<i>Epaisseur de l'éprouvette</i>	mm
d	<i>Diamètre de l'éprouvette</i>	mm
T_Y	<i>Température de transition vitreuse</i>	
p	<i>pression</i>	Mpa
p_{cav}	<i>Pression négative minimale requise pour initier le phénomène de cavitation</i>	MPa
L_{cc}	<i>Epaisseurs des lamelles cristallines</i>	mm
σ_h	<i>Champ de contrainte</i>	
$S(t)$	<i>Section de l'éprouvette à l'instant t</i>	mm^2
S_0	<i>Section initiale de l'éprouvette</i>	mm^2
f_u^*	<i>Fraction volumique ultime de cavité ($1/q_1$)</i>	
q_1, q_2 et q_3	<i>Paramètre de Tvergaard</i>	
f_N	<i>Fraction volumique de vides nucléation</i>	
f_F	<i>Fraction volumique de vide à rupture final</i>	
f_c	<i>Fraction volumique de vide critique</i>	
S_N	<i>Déviation standard du nucléation de la distribution de déformation</i>	
ε_N	<i>Valeur moyenne du nucléation de la distribution de déformation</i>	

Abréviations

SAXS:	<i>Small Angle X-ray Scattering (Diffusion de Rayon X aux petites angles).</i>
EVR:	<i>Elément de volume représentatif</i>
UV :	<i>Rayonnement ultraviolet</i>
ASTM:	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AE :	<i>Eprouvette axisymétrique entaillée</i>
EF :	<i>Eléments finis</i>
MEB:	<i>Microscope à balayage électronique</i>
PMMA:	<i>Poly méthacrylate de méthyle</i>
PE:	<i>Polyéthylène</i>
PS	<i>Polystyrène</i>
PP :	<i>Polypropène</i>
PEHD :	<i>Polyéthylène à haute densité</i>
PVC:	<i>Polychlorure de vinyle</i>
PVDF :	<i>Fluorure de polyvinylidène</i>
HDPE :	<i>Polyéthylène haute densité</i>
PC :	<i>Polycarbonate</i>
AFNOR :	<i>Association française de normalisation</i>
ISO TC :	<i>Comité technique international</i>
DIN :	<i>Deutscher Institut für Normung (l'Institut allemand de normalisation)</i>

Introduction Générale

INTRODUCTION :

Le développement industriel des polymères appelés couramment matières plastiques, a connu un véritable essor depuis le siècle dernier. C'est pourquoi, le comportement de ces matériaux a suscité et suscite encore un intérêt certain dans le monde de la recherche. Les domaines d'application des polymères sont très variés. L'emballage (alimentaire ou à usage ménager) fait partie de la plus grande consommation des matières plastiques.

Les problèmes du comportement élasto-viscoplastique des structures ont une importance technique considérable. Parmi de nombreuses applications industrielles pour lesquelles la prise en compte des phénomènes viscoplastiques est nécessaire, on peut citer les problèmes de la prévision de la durée de vie, d'estimation de la sûreté et de la fiabilité des structures.

Grâce à l'utilisation de l'outil informatique et à l'application des méthodes numériques, il devient possible de prendre en compte le comportement de matériaux de plus en plus complexe. Cela conduit à repousser les frontières des connaissances aussi bien théoriques que calculatoires de la mécanique.

Plusieurs modèles constitutifs viscoplastiques sont actuellement proposés et développés et de nombreux logiciels commercialisés contiennent des modules permettant d'effectuer le calcul des structures dans le domaine élasto-viscoplastique.

En effet, la simulation numérique de la déformation plastique des matériaux nécessite la mise au point de modèles de comportement basés sur les principes de la thermodynamique et qui tiennent compte des sollicitations que subissent les matériaux utilisés et rendent compte de l'anisotropie matérielle. La détermination des paramètres intervenant dans les lois de

comportement des matériaux est une étape importante. Elle permet une meilleure représentation possible des expériences par les modèles identifiés.

En effet, une rigoureuse identification paramétrique avec le choix d'un modèle adéquat permet de simuler correctement la déformation plastique des matériaux.

Toute description d'un phénomène physique fait largement appel au langage et aux concepts des mathématiques. Se pose alors le problème de choix de la Schématisation. Celle-ci doit permettre, au moyen de calculs mathématiques, de comprendre les phénomènes observés et de prévoir ceux à venir. La finesse de la modélisation à retenir dépend des moyens que l'on est capable. La modélisation mathématique du comportement mécanique d'un matériau ou d'une structure peut servir à expliquer certains mécanismes caractéristiques de ruine comme le flambage ou le cisaillement (en liaison avec ses propriétés mécaniques). La modélisation peut également permettre de déterminer, par exemple, les zones de concentrations de contraintes ou de déformations et par là, d'étudier le phénomène de ruine du matériau étudié.

L'objectif visé dans ce travail c'est d'étudier le comportement mécanique du polychlorure de vinyle (PVC) utilisé dans le but de dégager les processus physique responsables de la tenue mécanique. Nous avons aussi introduit une caractérisation mécanique de la réponse de ce polymère sous sollicitation simple qui s'appuie sur une méthodologie originale et performante utilisant des techniques d'analyse numérique. D'autre part une étude de quantification d'endommagement de ce type de polymère est nécessaire puisque le comportement du PVC en grandes déformations implique plusieurs processus dissipatifs.

Le travail est organisé comme suit :

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

Dans le deuxième chapitre nous avons présenté d'une manière générale les lois de comportement caractérisant les polymères en particulier notre matériau concerné qu'est le PVC qui a fait l'objet de nombreux travaux et est souvent considéré comme un matériau modèle pour l'étude du comportement mécanique. Le développement d'une loi de comportement efficace passe par la compréhension et la modélisation des phénomènes microstructuraux.

Dans le troisième chapitre nous avons présenté une étude expérimentale pour des essais de traction des éprouvettes plates et rondes avec différentes vitesses et des essais de compression, ces essais sont faites sur notre matériau d'étude, il s'agit du PVC. Nous décrivons dans ce chapitre les protocoles et les méthodes de caractérisation des déformations, ainsi des résultats expérimentaux obtenus principalement sous chargement uniaxiale.

Une étude numérique est élaborée en quatrième chapitre, faisant intervenir en premier abord une étude expérimentale donnant une loi de comportement du matériau étudié qui sera par la suite utilisée dans le code de calcul « Abaqus » pour la détermination des champs de contraintes et de déformations. Cette étude est basée sur une comparaison de différents paramètres tels que la géométrie et la vitesse de déformation des éprouvettes.

Chapitre I

Généralités sur les Polymères

I. 1 Les polymères :

Les polymères, appelés communément "matières plastiques", sont indissociables de notre environnement et de notre vie pratique. Ils se sont imposés dans tous les domaines de nos activités: des objets les plus banals jusqu'à des applications techniques sophistiquées, en passant par leur utilisation dans les produits d'hygiène ou alimentaires. Le plus souvent synthétiques, quelquefois naturels, ils doivent cet essor à leurs larges gammes de caractéristiques, durs, mous ou élastiques, transparents ou opaques, isolants et quelquefois conducteurs, plus ou moins résistants aux conditions agressives de leur usage, toujours légers. C'est la nature particulière de leurs molécules en forme de chaîne, ainsi que la variété des modes d'assemblage qu'elles adoptent, qui est à l'origine de cette diversité.

Les polymères sont constitués de macromolécules qui sont obtenues par adjonction de petites molécules appelées monomères. Lors d'une réaction de polymérisation, les monomères forment en général de longues chaînes qui peuvent se replier sur elles mêmes et/ou s'enchevêtrer avec les macromolécules voisines (Figure I.1). Les longues chaînes de polymères peuvent présenter des domaines cristallins et/ou amorphes selon les cas [1].

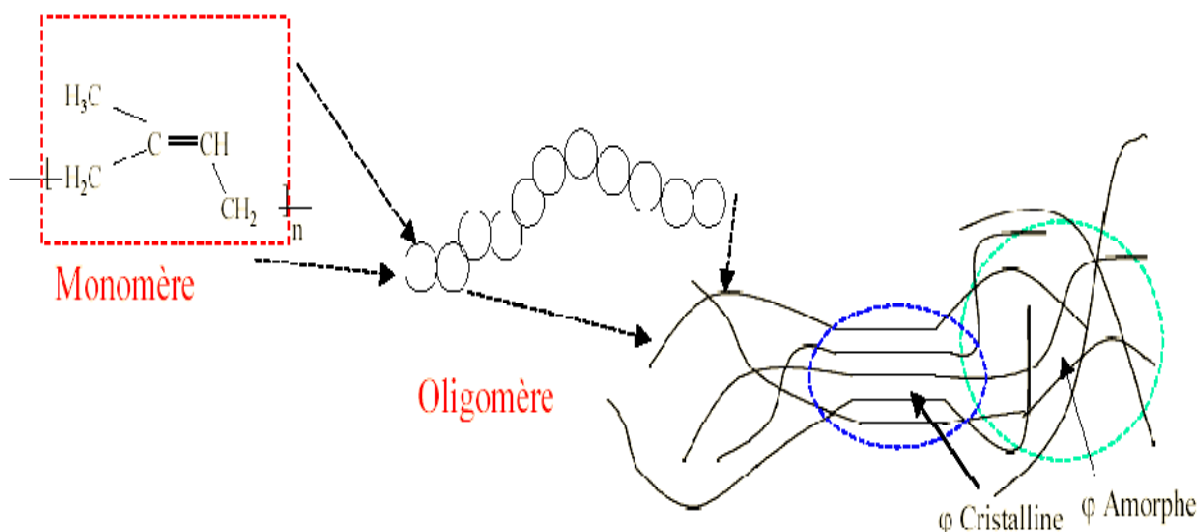


Figure I.1: La constitution d'un polymère [1].

Les polymères peuvent être mis en œuvre à partir de poudres, de solutions ou d'émulsions (peintures, colles, adhésifs, fibre Kevlar), de l'état fondu ou caoutchoutique, et de l'état solide (usinage de pièces mécaniques, prothèses articulaires). Concernant les thermoplastiques de grande diffusion (PE, PP, PS, PVC) et techniques (polyamides), la mise en œuvre la plus fréquemment rencontrée est celle à partir de l'état fondu.

La figure I.2 présente la mise en œuvre des polymères thermoplastiques. Le polymère est mélangé à différents produits (stabilisants, lubrifiants, plastifiants, ignifugeants, charges, renforts...) dans le but d'élaborer une formulation présentée généralement sous forme de poudre ou granulés. La formulation obtenue est ensuite fondue dans le cas des polymères semi-cristallins, ou plastifiée dans le cas des polymères amorphes, à la fois par conduction thermique et par dissipation d'énergie mécanique. Cette matière liquide et très visqueuse est alors forcée dans un outillage afin de donner une première forme au produit : tube, jonc, film, pièce injectée. Cette matière thermoplastique est refroidie, parfois étirée voire biétirée, pour obtenir le produit final. La microstructure du polymère et donc ses propriétés dépendent du processus de mise en forme, des paramètres d'étirage et de refroidissement [2].

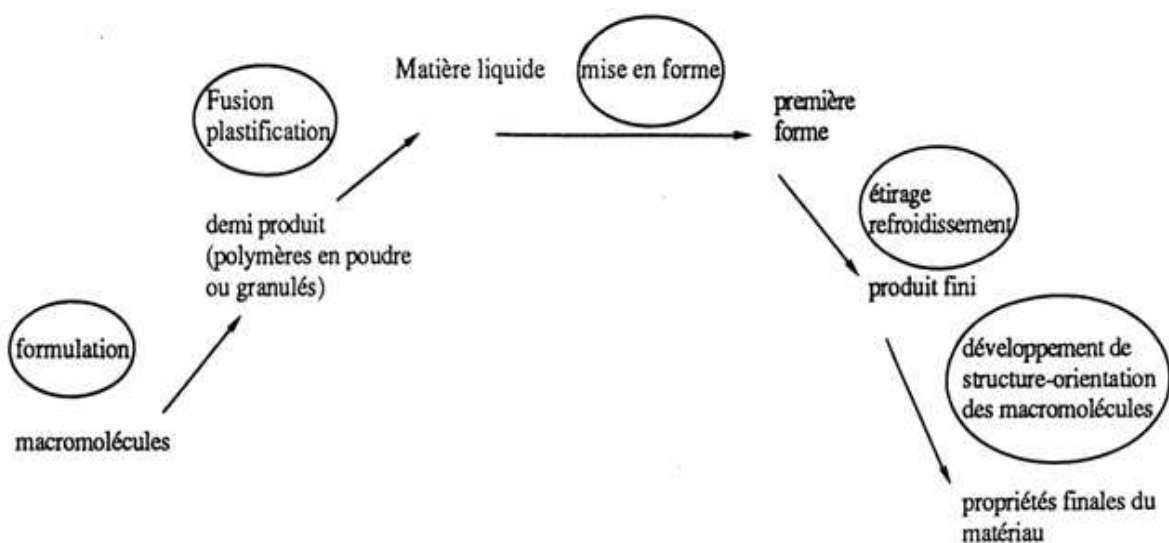


Figure I.2 : Schéma général de la mise en œuvre des polymères thermoplastique [2].

On rencontre les polymères dans les petits objets usuels de la maison, les appareils électroménagers, et aussi en tant que matériaux de construction, en revêtements et peintures, dans les emballages, les pneus, les fibres textiles, les produits médicaux, chirurgicaux, prothèses, produits d'hygiène, articles de loisirs, pièces de structures dans les véhicules de transport, les équipements électriques, les circuits électroniques, les matelas mousses, les colles. Ils s'infiltrant aussi dans l'alimentation, les produits cosmétiques, le ciment, etc.... [1].

Les principaux groupes de polymères sont présentés dans la figure I.3.

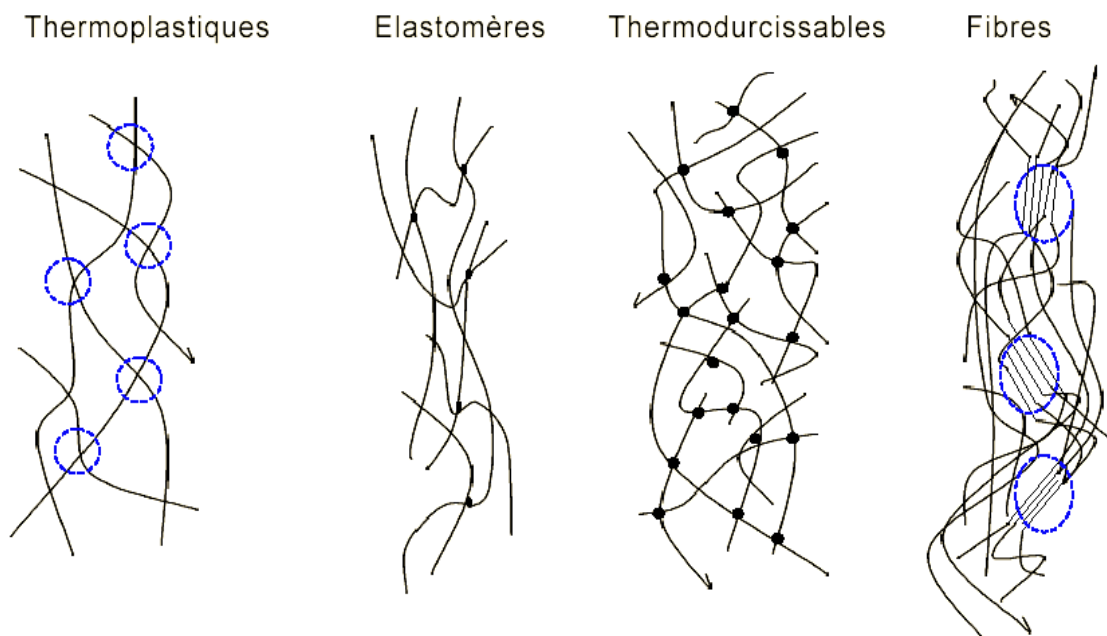


Figure I.3: *Les principaux groupes de polymères* [1].

Leurs applications industrielles majeures sont :

- les thermoplastiques : emballage, automobile ...
- les fibres : vêtements, cordes ...
- les caoutchoucs : pneus, joints ...
- films minces : peintures, adhésifs ...

I. 2 Généralités sur la structure et les propriétés des polymères :

I. 2.1 Structures moléculaire des polymères solides :

Un polymère est un matériau composé de longues chaînes moléculaires appelées Macromolécules. Dans ces macromolécules, un motif, le monomère est répété un grand nombre de fois. A l'échelle macromoléculaire, les polymères ont essentiellement deux structures différentes. L'état amorphe qui est caractérisé par une structure de type pelote statistique (Figure I.4), dans laquelle on ne distingue aucun ordre à grande échelle. L'état cristallin qui lui est caractérisé par un ordre à grande distance (Figure I.5).

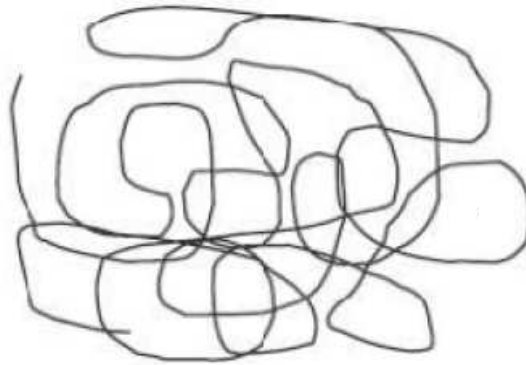


Figure I.4 : *Schématisation de la structure type d'une pelote statistique.*

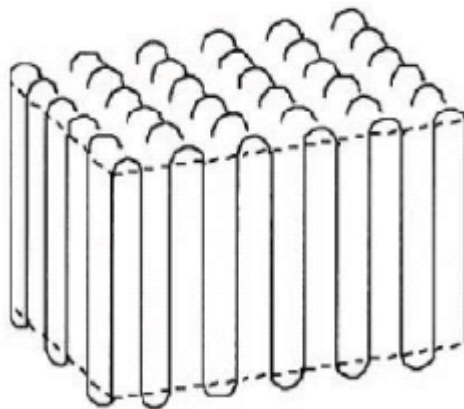


Figure I.5 : *Schématisation du repliement des chaînes dans un monocristal.*

I. 2.1.1 Structure amorphe :

Les zones dites « amorphes » correspondent à une structure comparable à celle des liquides caractérisée par l'absence d'ordre à grande distance. Il n'y a pas de distance constante entre les macromolécules et aucune régularité dans l'arrangement et l'orientation de celles-ci dans des zones submicroniques. Les macromolécules peuvent former des points d'enchevêtrement physiques qui sont inévitables à partir d'une certaine longueur des chaînes moléculaires, très souvent atteinte dans les polymères commerciaux. La longueur des segments entre les enchevêtrements est en général suffisamment grande pour que les segments se comportent comme des chaînes individuelles. Les segments de chaînes sont capables de créer une certaine mobilité moléculaire si des espaces libres sont régulièrement distribués dans tout le volume du matériau. Ces espaces constituent le volume libre du matériau qui détermine la mobilité des macromolécules et l'aptitude du polymère à changer de conformation.

I. 2.1.2 Structure semi-cristalline :

Sous l'influence de certaines actions physiques, des zones ordonnées, suivant un réseau périodique, pourront apparaître au sein du polymère. Dans ces zones dites cristallines les chaînes resteront parallèles les unes aux autres, et entre elle s'établira un réseau d'interactions transversales qui maintiendra la solidité de la structure. Du fait de l'existence des enchevêtrements entre les chaînes qui se conservent dans le solide pendant la formation des zones cristallines, la régularité du parallélisme des chaînes se trouve limité à des portions restreintes des longueurs de celles-ci. Les domaines cristallins, dans l'impossibilité où ils se trouvent alors de croître jusqu'à occuper la totalité de la masse du polymère, restent de dimension limitée.

La morphologie semi-cristalline se présente localement comme un ensemble de lamelles cristallines, séparées entre elles par une phase amorphe (Figure I.6). Les deux phases sont liées entre elles par des segments de chaînes macromoléculaires

appelés molécules de lien, car ces dernières peuvent participer à la formation de plusieurs lamelles cristallines en même temps [3-4].

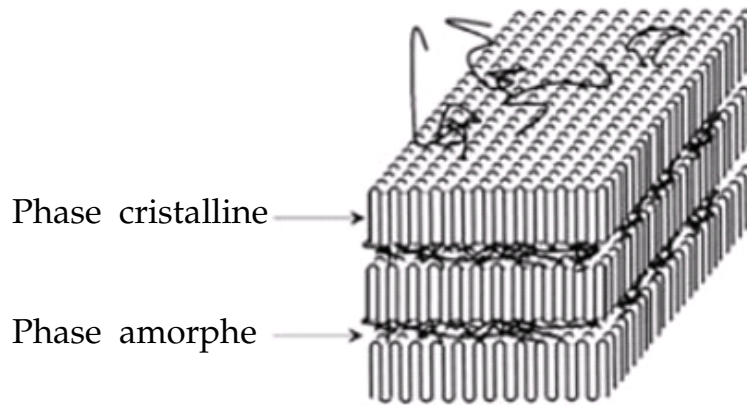


Figure I.6 : Structure d'un polymère semi-cristallin.

I. 2.2 Propriétés des polymères :

I. 2.2.1 Propriétés thermiques :

On peut classer les polymères en deux types, en fonction de leur réaction à la chaleur: les thermodurcissables et les thermoplastiques.

Les thermoplastiques fondent lorsqu'on les chauffe, tout comme la glace ou le beurre. C'est le cas du polyéthylène, du polypropylène, des polyamides, de certains polyesters. L'avantage est que dans l'état fondu, on peut les mouler dans la forme que l'on veut. C'est un procédé industriel employé pour fabriquer des objets à la pièce, en discontinu. Ce procédé est bien connu également pour les métaux, mais les températures de fusion des polymères sont bien plus basses, de l'ordre de 80°C à 300°C. Un autre procédé répandu de mise en forme est l'extrusion qui consiste à faire passer la matière chaude dans une vis qui l'entraîne dans une filière dont le profil permet de produire des fils, des films, des plaques, des tubes, des enrobages de câbles.

Les thermodurcissables durcissent quand on les chauffe. Un exemple connu est celui des colles ou des peintures. Ils sont également très employés comme pièces de structure thermostables, par exemple les résines polyépoxydes, certains

polyuréthanes, certains polyesters. On les met en forme lorsqu'ils sont encore dans leur état mou, de la même manière que les thermoplastiques, avant qu'ils ne durcissent sous l'effet de la chaleur et d'additifs chimiques qui induisent la réaction de polymérisation.

I. 2.2.2 Propriétés mécaniques :

Le succès des polymères provient en partie de la facilité avec laquelle on peut leur donner des formes voulues (d'autant plus à l'état fondu). Ils sont très malléables, très plastiques, d'où leur nom. En fait, cette plasticité varie dans une large gamme, des plus rigides, durs et cassants, aux plus mous (pâtes) ou élastiques (élastomères).

Les propriétés mécaniques décrivent leur comportement vis à vis à des sollicitations mécaniques telles que pressions, étirements, torsions, frottements, chocs et sous l'effet de la pesanteur. Certains polymères seront appréciés pour leur bonne stabilité dimensionnelle (par exemple les polyesters aromatiques). D'autres, les élastomères, seront recherchés pour leur élasticité qui leur confère une excellente capacité d'absorption des chocs. On les emploie dans les pneus, les semelles de chaussures, les matelas, les fibres textiles, élasthanne (polyuréthane)...

Thermoplastiques et thermodurcissables sont soumis au phénomène de vitrification. Au-dessous de leur température de vitrification, ou transition vitreuse, ils deviennent durs et cassants comme du verre. Au-dessus, ils sont plus souples, plus plastiques. A l'extrême, ils deviennent élastiques.

I. 3 Mécanismes multi échelles de déformation des polymères :

Les polymères semi cristallins tels que le polyéthylène haute densité possèdent une organisation en sphérolites composée de cristallites séparées par une phase amorphe. Lors d'une déformation mécanique, les deux phases, amorphe et cristalline, sont affectées en raison de l'interpénétration des deux réseaux [5]. De nombreux paramètres peuvent influencer le comportement mécanique de ces

matériaux tels que le taux de cristallinité ou la taille et la distribution des cristallites. Un des plus influents reste néanmoins la dépendance temps – température inhérente à la phase amorphe pouvant modifier le comportement mécanique du matériau de vitreux à caoutchoutique [6].

Le comportement mécanique des polymères semi-cristallins dépend directement de la microstructure, il est donc nécessaire pour en avoir une bonne compréhension, d'en faire une description multi échelle de la même façon que nous avons décrit leur structure. Les cinq même échelles sont à prendre en compte (Figure I.7) : une déformation macroscopique (échelle V) du matériau entraîne des mécanismes de déformation à l'échelle des sphérolites (échelle IV), des empilements de lamelles (échelle III), de la lamelle individuelle (échelle II), et de la chaîne macromoléculaire (échelle I) [7].

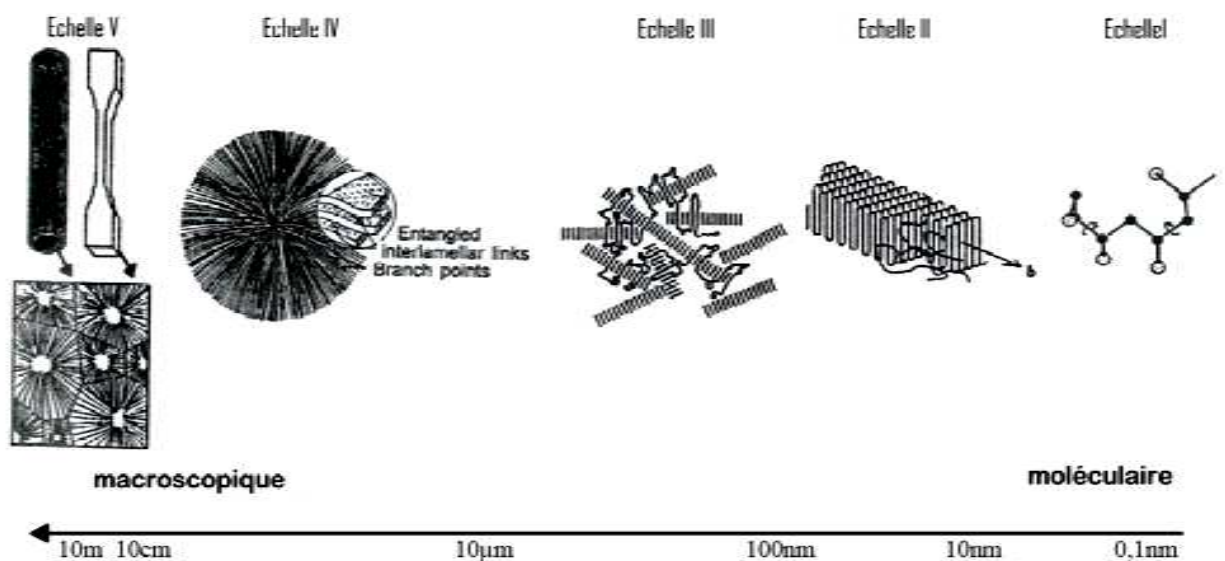


Figure I.7 : Représentation des différentes échelles structurales d'un matériau polymère[7].

I. 3.1 Déformation de l'échantillon massif (échelle V) :

La compréhension des mécanismes de déformation uniquement basée sur l'étude de courbes contrainte-déformation est très complexe, notamment en raison du phénomène de striction. Pour répondre à ce problème, un large panel de tests

est disponible : test de charge-décharge [8] test de relaxation de contrainte, fluage [9-11] test cyclique [12].

Les progrès accomplis en termes de techniques d'analyse ont permis de développer de nouveaux moyens de contrôle des tests mécaniques tel que la vidéo traction qui permet de suivre l'évolution des déformations et contraintes vraies [13] c'est-à-dire en tenant compte des changements de section de l'échantillon.

I. 3.2 Déformation des sphérolites (échelle IV)

Lorsqu'un sphérolite est sollicité en traction uniaxiale, deux processus de déformation peuvent être envisagés, un processus homogène et un processus hétérogène. Les conditions expérimentales de l'essai mécanique conditionnent l'intensité relative de ces phénomènes homogène et inhomogène. La température constitue un paramètre très important : lorsque T est inférieur à la température de transition vitreuse T_g , la déformation est majoritairement hétérogène, alors que pour des températures supérieures, c'est le processus homogène qui prime.

La déformation homogène pure est caractérisée par des modifications réversibles se produisant dans toutes les régions du sphérolite qui évolue vers une forme ellipsoïdale avant d'être totalement détruit lors de la formation de la structure micro fibrillaire si la contrainte est assez forte.

Lors d'une déformation inhomogène, les différentes zones sphérolitiques ne sont pas déformées simultanément, les régions perpendiculaires à la direction de traction sont étirées de façon irréversible, alors que les zones situées au sommet du sphérolite sont déformées de manière réversible comme dans le cas d'une déformation homogène. La localisation de la déformation se traduit par des processus de cavitation marqués. De plus à l'intérieur des sphérolites, la déformation des lamelles cristallines dépend de l'orientation des chaînes cristallisées par rapport à l'axe de sollicitation. On peut distinguer trois régions [14] (Figure I.8):

- une région équatoriale (Figure I.8 a) où les rayons du sphérolite et les lamelles cristallines sont quasiment perpendiculaires à la direction de traction. Dans cette région la déformation plastique par glissement intra cristallin est très difficile. Le mécanisme le plus actif est la séparation inter lamellaire qui peut donner lieu à la formation de microcavités.
- une région diagonale (Figure I.8 b et d) caractérisée par une orientation oblique des lamelles par rapport à la direction de sollicitation. Dans cette zone les lamelles sont à la fois soumises à un glissement inter lamellaire et à une séparation inter lamellaire pouvant conduire à la fragmentation de celle-ci. Le cisaillement provoque également le glissement dans la direction des chaînes entraînant un changement de leur inclinaison et de leur orientation qui tend à s'établir selon l'axe de traction.
- une région polaire (Figure I.8 c) où les lamelles sont quasiment parallèles à la direction de traction, une sollicitation mécanique extérieure entraîne donc le glissement inter lamellaire. Dans cette zone la compression latérale due au basculement des zones diagonales entraîne une fragmentation précoce des cristaux.

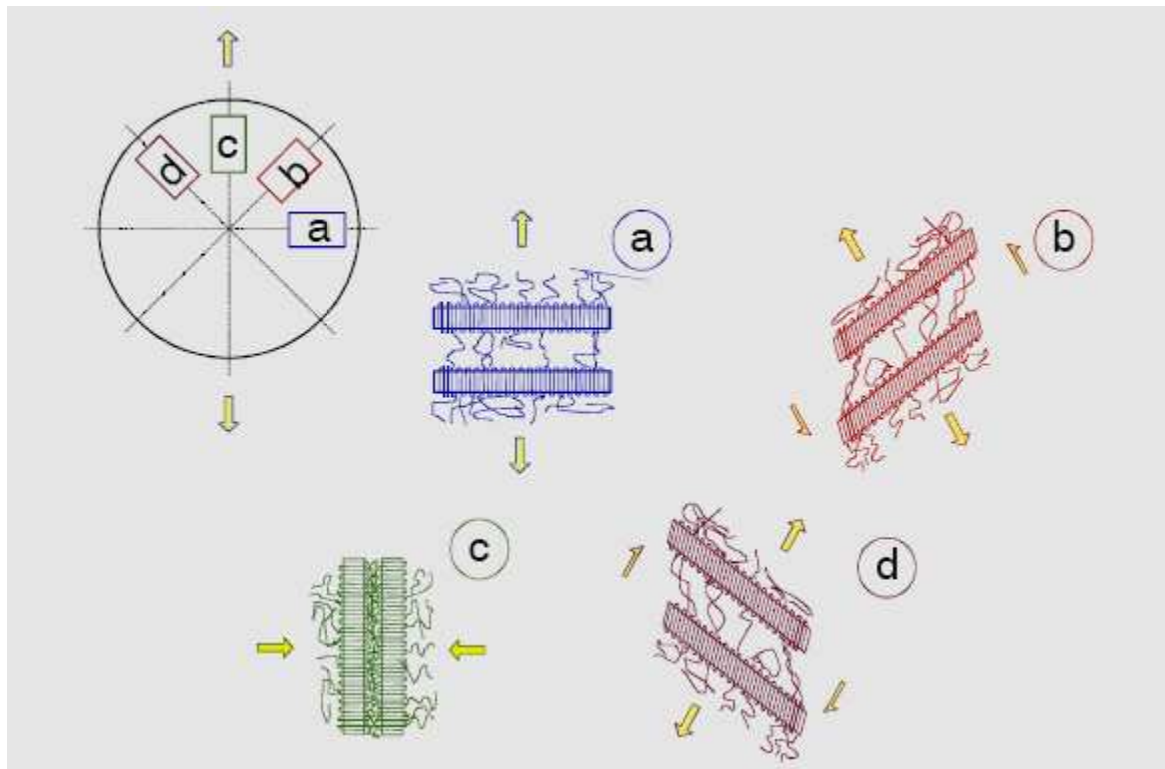


Figure I.8 : Déformation des régions (a) équatoriales, (b) et (d) diagonales et (c) polaires des sphérolites [14].

I. 3.3 Déformation de la phase amorphe :

La phase amorphe du matériau est caractérisée par une partie libre contenant des enchevêtrements et par une partie liée aux lamelles cristallines. Le rôle mécanique de cette phase est la transmission des contraintes d'une cristallite à une autre par l'intermédiaire de molécules de lien. Ces connexions inter lamellaires sont des points de réticulation physiques qui confèrent à la phase amorphe une certaine résistance mécanique [15].

En outre, le glissement des chaînes au niveau des enchevêtrements est une source de déformation irréversible. Il existe deux modes de déformation de la phase amorphe impliquant les molécules et les empilements de lamelles : le glissement inter lamellaire et la séparation inter lamellaire. Le glissement inter lamellaire correspond au cisaillement parallèle de deux lamelles cristallines l'une par rapport à l'autre sous l'effet d'une contrainte de cisaillement [16] Figure I.9-b [17]. La séparation inter lamellaire se traduit par une variation de la distance entre

deux lamelles lorsqu'une contrainte est appliquée perpendiculairement à ces lamelles [16] Figure I.9-c [18]. Cette déformation a pour conséquence une diminution de la densité de phase amorphe et une création de microcavités [19-20]. Ces deux mécanismes provoquent uniquement la déformation de la phase amorphe.

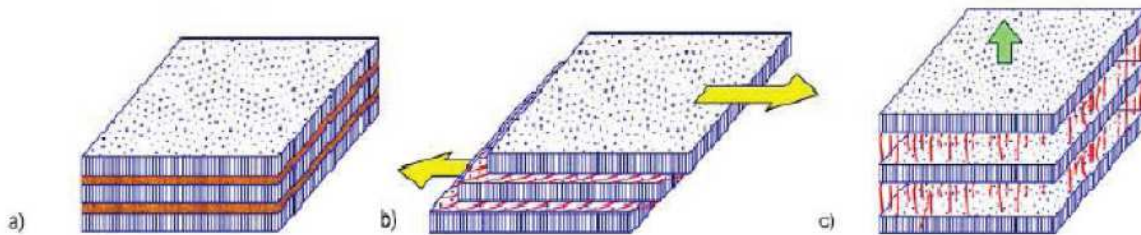


Figure I.9 : Mécanismes de déformation de la phase amorphe dans les polymères Semi-cristallins : a) État non déformé, b) Glissement inter lamellaire et c) Séparation inter lamellaire [16].

I. 3.4 Déformation de la phase cristalline :

Un polymère semi cristallin peut comme tout cristal se déformer par des mécanismes cristallographiques tels que le glissement, le maclage ou la transformation martensitique. Cependant la morphologie particulière des cristaux lamellaires à chaînes repliées induit un phénomène original de telle sorte que la destruction de ces cristaux aux fortes déformations conduit à leur transformation en une morphologie micro fibrillaire.

Deux types de liaisons constituant les lamelles cristallines limitent les possibilités de glissements :

- les liaisons covalentes le long des chaînes.
- les liaisons de Van der Waals entre les chaînes voisines.

En effet l'énergie de cohésion des liaisons covalentes est si élevée que la formation de décrochements coopératifs sur les chaînes est impossible sous l'action d'une contrainte. Ainsi dans un cristal polymère, contrairement aux métaux, seuls sont actifs les systèmes de glissements dont le plan contient l'axe des chaînes

macromoléculaires. Les scissions critiques résolues des systèmes de glissements dans les cristaux de polymères dépendent des liaisons de Van der Waals entre les chaînes macromoléculaires [21].

Dans les polymères semi cristaux, les études précédentes ont montré que les directions de glissements ont deux orientations possibles [22] (Figure I.10) :

- parallèlement aux chaînes (Chain slip)
- perpendiculairement aux chaînes (transverse slip)

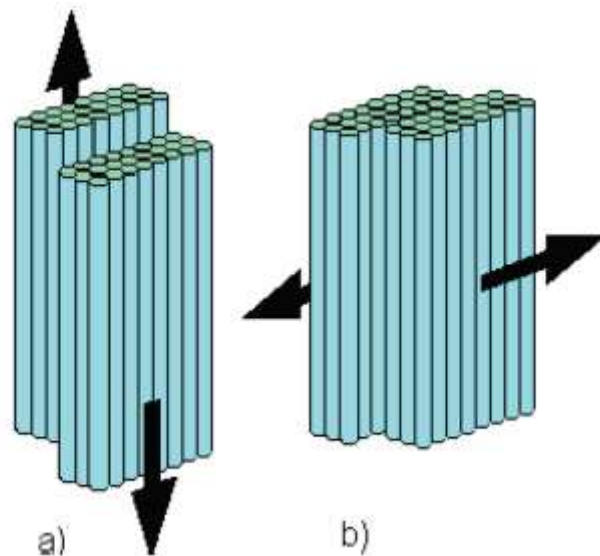


Figure I.10 : *Glissement parallèle aux chaînes (a) ou perpendiculaire aux chaînes (b) [22].*

I. 4 Micro mécanismes de l'endommagement volumique :

Comme décrits précédemment, les premiers stades de la déformation d'un polymère semi-cristallin concernent essentiellement la phase amorphe [23]. Bien que la coexistence d'une phase cristalline puisse changer singulièrement le problème, il est intéressant de mieux connaître les mécanismes d'endommagement volumique qui s'opèrent dans les polymères homogènes amorphes. Dans un polymère totalement amorphe, la déformation s'opère par le développement de bandes de cisaillement orientées à 45° par rapport à l'axe de traction. Ces bandes de cisaillements consistent en une déformation localisée et isochore [16].

Lorsque de l'intersection de ces dernières une zone de grande déformation apparaît au sein de laquelle une craquelure peut apparaître [24], comme présentée à la Figure I.11.

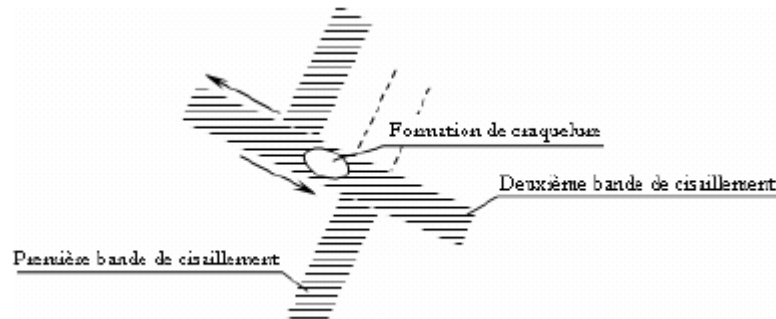


Figure I.11 : *Mécanisme de cavitation par intersection de bandes de cisaillement au sein de la phase amorphe d'un polymère [25].*

L'étude élémentaire des craquelures ou crases est difficile, car il existe peu de moyens qui permettent d'en observer la création et l'extension de manière in situ [26].

L'essentiel des études portant dessus est réalisée sur des matériaux transparents (le plus souvent amorphes), où l'observation des craquelures est plus aisée. En effet dans les polymères semi-cristallins les craquelures sont de plus petite taille, car leur propagation est freinée par les cristallites. Plummer et al [27] révèlent par microscopie électronique à balayage qu'un réseau de microvides et de fibrilles étirées se constitue entre les deux faces de chaque craquelure.

A la différence des bandes de cisaillement, le craquelage est un processus de cavitation, donc d'endommagement volumique, puisqu'il induit une augmentation du volume du matériau. Ce phénomène est régi par le développement de concentrations de contraintes triaxiales [26] localisées à proximité de discontinuité dans le polymère (impureté, cristal, fluctuation de la densité,...). Il existe différentes théories à propos de la genèse des craquelures [28-30]. Mais aucune ne fait l'unanimité du fait de la difficulté à observer l'initiation du

craquelage. Nous présentons ci-dessous le modèle de Kramer et Berger[29] qui est le plus répandu pour expliquer la propagation des craquelures.

Les craquelures se développent dans le plan perpendiculaire à l'effort maximal de traction. Il existe deux familles de fibrilles : les fibrilles primaires traversant la craquelure d'un bout à l'autre et les fibrilles secondaires, parallèles aux parois [29].

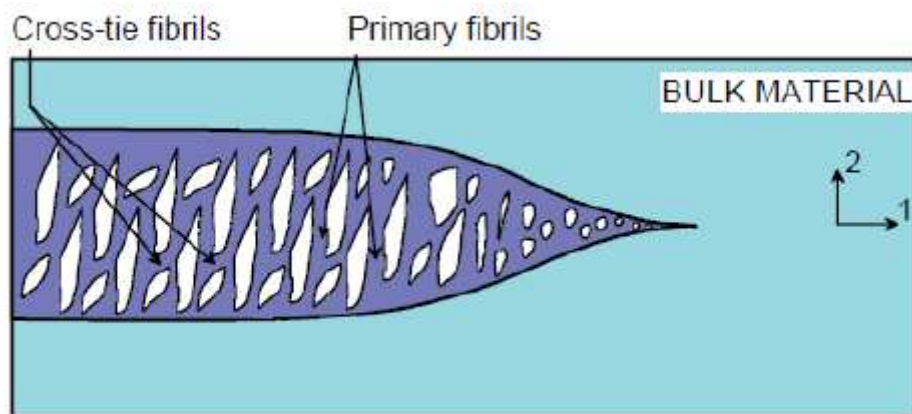


Figure I.12 : Structure d'une craquelure [29]. L'axe 1 est l'axe de Propagation de la craquelure. L'axe 2 est l'axe de la sollicitation mécanique.

Les craquelures, dont la géométrie est présentée dans la figure I.12, sont constituées en volume de 30 à 50% de fibrilles. Elles ont un diamètre compris entre 0,01 et 1 mm pour une épaisseur allant de 1 à 10 μm . Le diamètre des fibrilles est de l'ordre de 10 nm. Le mécanisme de craquelage est composé de trois étapes, la germination, la croissance et la rupture interne.

La genèse des craquelures (figure I.13) se réalise en deux étapes. Dans un premier temps, des microvides apparaissent sous l'action d'un champ de contraintes dilatant. Ce champ de contrainte est appelé pression hydrostatique (notée σ_h) et varie dans le matériau en raison de la géométrie des éprouvettes. Puis dans un second temps, une forte déformation plastique localisée au tour de ces microvides mène à une structure fibrillaire [29].

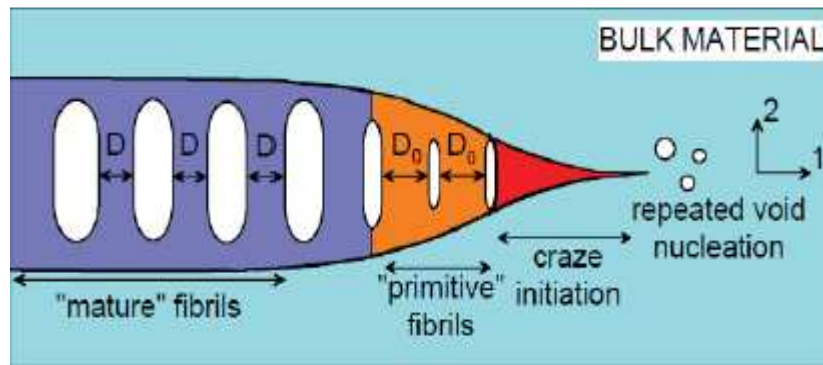


Figure I.13 : Illustration des mécanismes de création et propagation d'une craquelure [29]
(axe 1 : propagation de la craquelure, axe 2 : axe de sollicitation mécanique).

La nucléation des cavités est liée à la pression hydrostatique locale qui se développe au coeur du matériau lorsqu'une contrainte macroscopique est appliquée. Pour générer des cavités, la pression p en un point M qui est négative doit satisfaire la condition suivante (Equation I.1), où p_{cav} est la pression négative minimale requise pour initier le phénomène de cavitation [31].

$$\frac{\sigma}{\varepsilon} = -p > -p_{cav} \quad (I.1)$$

Dans le cas où la pression dans le matériau ne satisfait pas la relation suivante, le mécanisme de glissement des chaînes cristallines s'activera avec la déformation. Humbert et al [32] montre l'influence dans le cas du polyéthylène de l'épaisseur des lamelles cristallines sur la compétition entre la cavitation et le glissement cristallin. Il montre que pour de faibles épaisseurs des lamelles cristallines le phénomène de glissement cristallin est prédominant, tandis qu'à partir d'une certaine épaisseur L_{cc} , la cavitation devient le mécanisme principal de déformation (Figure I.14).

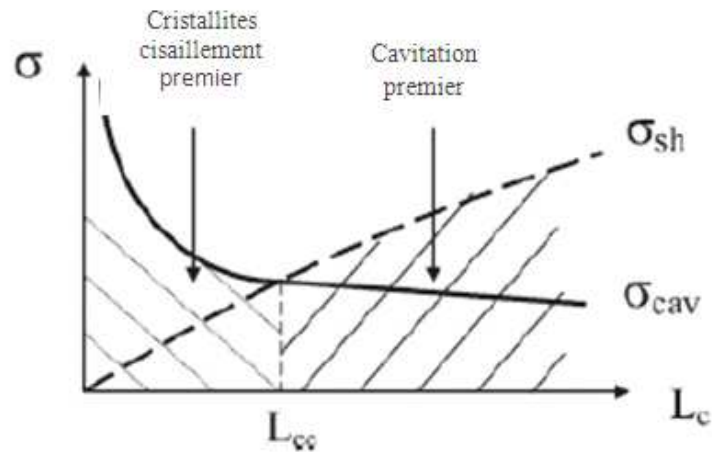


Figure I.14 : Evolution schématique des contraintes seuils de cavitation σ_{cav} et de glissement cristallin σ_{sh} [29].

Cette représentation schématique permet aussi de distinguer deux types de processus de cavitation, comme illustrés sur la figure I.15. Le champ de contrainte dans le cas A, où le seuil de cavitation est très inférieur au seuil de glissement, entraîne un endommagement volumique homogène du matériau. Tandis que dans le cas B, pour lequel successivement les seuils de glissement et de cavitation sont atteints, le développement de cavités est hétérogène. Enfin, le cas C montre l'absence du phénomène de cavitation.

La formation de craquelure dans les polymères semi-cristallins est moins connue. Comme dit précédemment l'observation de craquelures dans un milieu transparent est plus simple, et les études par SAXS plus aisées sur des polymères amorphes, où la diffusion résultante du contraste amorphe-cristallin est inexistante.

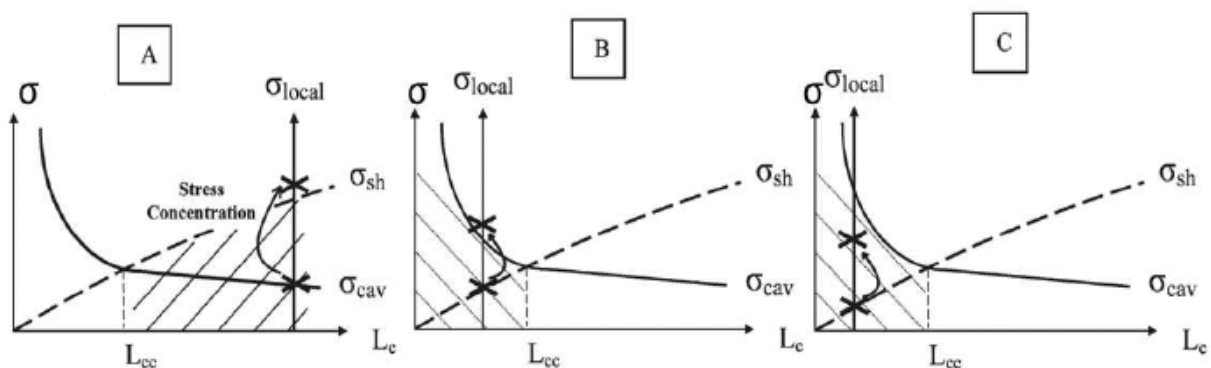


Figure I.15 : Schéma de trois processus de cavitation : homogène (A), hétérogène (B) et absence de cavitation (C) [29].

I. 5 Endommagement par cavitation :

La cavitation est un micro mécanisme d'endommagement souvent observé lors de la déformation de polymères semi-cristallins comme le poly- 1butène [33] le polyéthylène [34-35] le polypropylène [36-35] ou encore le PVDF [37-39].

La cavitation est également un phénomène rencontré dans le cas des polymères renforcés par une seconde phase et qui apparaît soit en cœur de particules soit à l'interface matrice-particule. Macroscopiquement, elle se caractérise par un blanchiment du matériau qui intervient vers la contrainte d'écoulement [40]. De manière plus précise, sa mise en évidence s'effectue par l'intermédiaire de différents outils comme le microscope à balayage électronique (MEB), le microscope électronique en transmission, la rétrodiffusion de la lumière ou la diffusion de rayons X.

I. 5.1 Nucléation ou germination :

Les matériaux métalliques sont des milieux fortement hétérogènes (au moins localement), constitués d'une matrice élasto-plastique et de particules de seconde phase ou inclusions quasi-rigides. Dans les aciers ces inclusions sont principalement: des oxydes, des sulfures ou encore plus complexes des oxysulfures et des nitrures. Ces inclusions interviennent dans la germination par le biais de leur interface qui présente de faibles propriétés mécaniques et spécialement en adhérence. Dans un état non sollicité, les particules sont solidaires de la matrice. Cependant la différence de rigidité au niveau des interfaces matrice/inclusion donne localement une concentration de contraintes. L'application d'une sollicitation mécanique, donc d'une déformation, engendre la décohésion des inclusions (Figure I.16(b)) de la matrice, ou la rupture de l'inclusion (Figure I.16 (a)). Le vide créé entre la matrice et les inclusions, ou entre les deux parties de l'inclusion rompue, est usuellement appelé une cavité (Figure I.16).

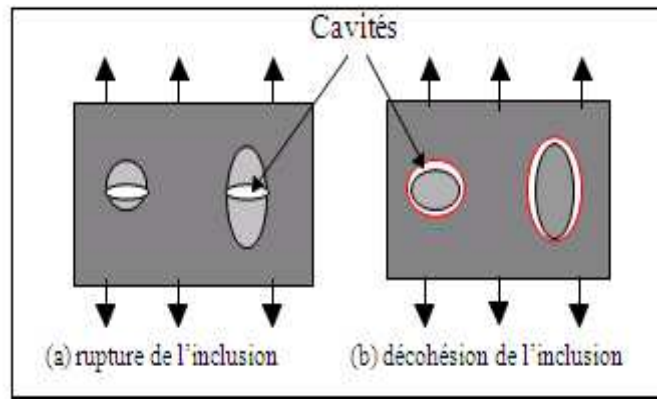


Figure 1.16 : Schématisation du mécanisme de germination des cavités.

L'ensemble inclusion-cavité se comporte en général, comme un trou et a fortiori comme un défaut dont la taille et la forme initiale sont peu différentes de celle de l'inclusion elle-même.

Ce mécanisme de naissance de micro-cavités est appelé le stade de nucléation ou de germination qui est à l'origine de la rupture ductile. Toutefois la germination peut également s'effectuer par un endommagement de la matrice même au voisinage immédiat d'une particule, ce qui est difficilement observable expérimentalement lorsque la matrice est homogène. Notons que pendant ce stade de germination les cavités sont tellement petites qu'elles ne modifient pas la réponse macroscopique. En d'autres termes nous supposons que pendant le stade de nucléation des cavités, ni les propriétés élastiques ni les propriétés plastiques ne sont affectées.

I. 5.2 Croissance des cavités :

Une cavité, générée durant le stade de la germination, croît selon un état de contrainte donné. Cette croissance est pilotée par un écoulement plastique traduisant un écrouissage de la matière autour des cavités. En toute rigueur, la croissance commence avant que la germination ne soit achevée. Cet écoulement n'est pas uniforme et dépend beaucoup de l'état de contrainte et de la forme de la cavité (Figure I.17 (a)).

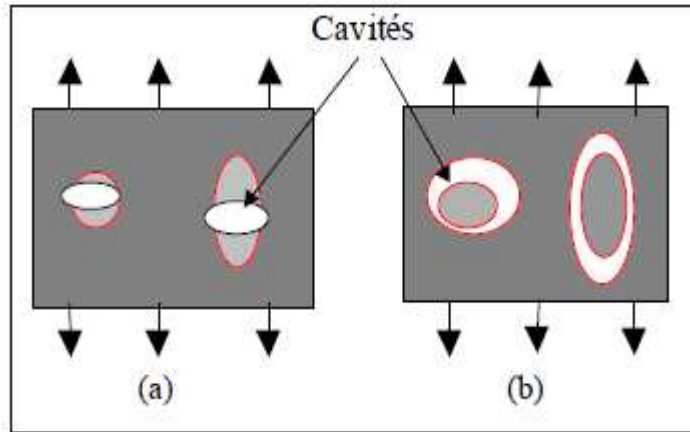


Figure 1.17 : *Croissance des cavités.*

Ces cavités se comportent comme des microfissures, et les inclusions situées à l'intérieur ne jouent plus un rôle prépondérant si la décohésion est totale, dans le cas de la décohésion matrice/inclusion (Figure I.17 (b)). Néanmoins il importe dans certains cas d'en tenir compte. En effet, si la décohésion entre la particule et la matrice n'est pas complète, le volume des cavités créées est très inférieur à celui de la particule qui lui a donné naissance. Dans cette phase l'interaction entre les cavités et la plasticité écouissable de la matrice est essentielle. On doit donc tenir compte de l'effet des cavités non seulement sur la plasticité mais aussi sur l'élasticité.

I. 5.3 La coalescence des cavités :

Quand le ligament restant entre les deux cavités est suffisamment faible, l'interaction directe entre les deux cavités devient essentielle et ne peut plus être négligée. L'écoulement plastique localise alors dans le ligament et provoque sa rupture par cisaillement plastique (instabilité). Ceci est montré schématiquement sur la Figure I.18 (a) et (b) et expérimentalement sur la Figure I.18 (c) [41].

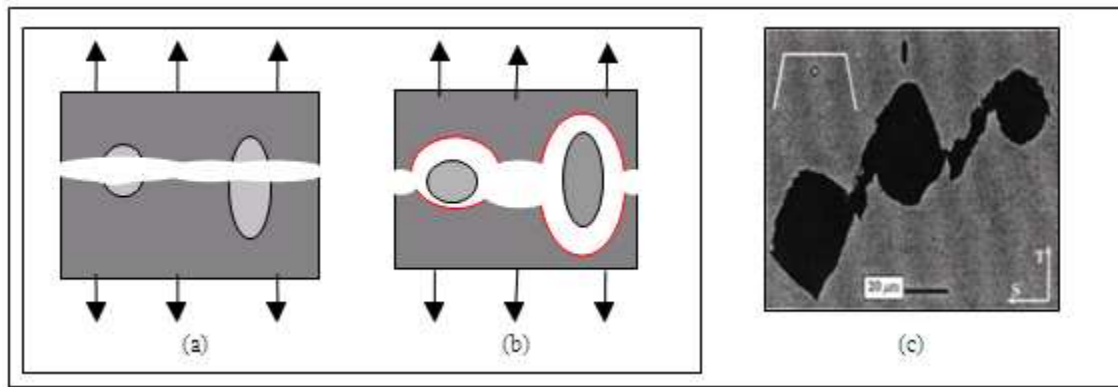


Figure 1.18 : *Fin du stade de coalescence conduisant à la rupture totale de l'EVR [41].*

L'achèvement du stade de coalescence des cavités est supposé définir l'amorçage d'une fissure macroscopique de quelques millimètres carrés de superficie. La propagation de la fissure macroscopique est alors une succession d'étapes de coalescence se produisant dans la structure jusqu'à la rupture finale de cette dernière. Examinons à présent ce scénario de rupture ductile sur une éprouvette de traction axisymétrique (barreau cylindrique). Sur la Figure I.19 nous reportons la réponse force/déplacement décomposée en domaines que nous relierons aux trois stades de la rupture ductile.

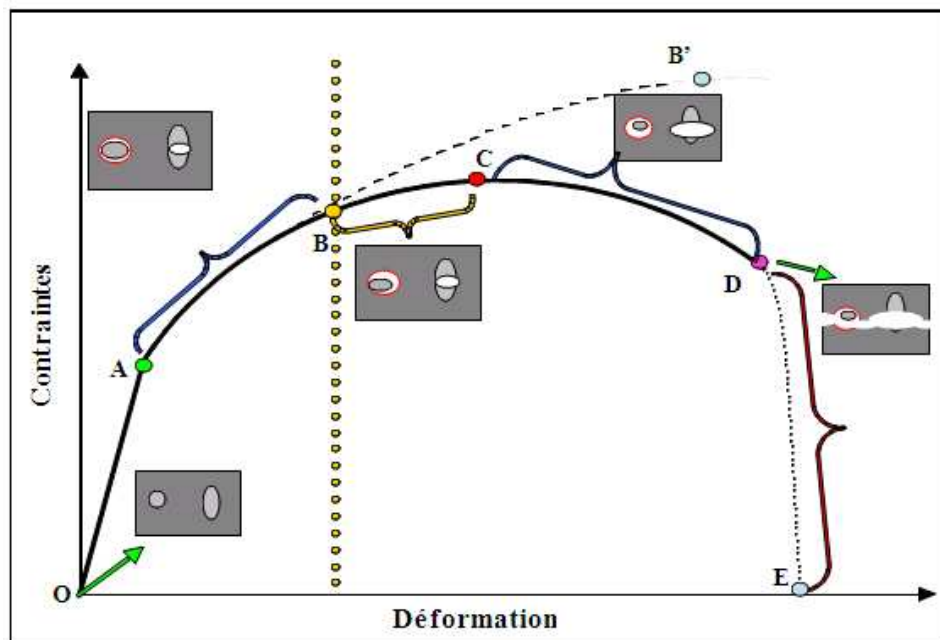


Figure I.19 : *Réponse schématique d'une éprouvette en traction simple [42].*

OA : Déformation élastique linéaire homogène de l'éprouvette.

AB : Déformation plastique homogène de l'éprouvette. C'est le stade de nucléation des microcavités de tailles suffisamment petites pour ne pas modifier la réponse plastique. Si on procède à une décharge élastique avant le point **B** alors on vérifiera que le module d'élasticité reste inchangé. La courbe **ABB'** est la réponse homogène qu'aurait l'éprouvette si aucun défaut ne se développait.

BC : Les cavités croissent et leur effet commence progressivement à se faire sentir sur la réponse plastique et élastique du matériau. Les contraintes internes commencent à atteindre zéro au point **C**. C'est le stade de croissance des cavités pendant lequel le couplage comportement-endommagement ne peut plus être négligé. Notons toutefois qu'à partir du point **B** la déformation de l'éprouvette cesse d'être homogène et on assiste à la production d'une striction diffusée.

CD : Le mécanisme de coalescence des cavités commence au point **C**, avec le début de la striction dite localisée. En fait la distance entre les cavités est tellement faible qu'une localisation de l'écoulement plastique se produit dans les ligaments provoquant des zones de cisaillement intense. Ceci conduit à la rupture de ces ligaments par instabilité plastique reliant ainsi les cavités entre elles pour former une fissure macroscopique au point **D**. Pendant ce stade de coalescence des cavités, on observe un adoucissement ou un écrouissage négatif avec un module tangent négatif.

DE : Ce stade correspond à la propagation de la fissure macroscopique conduisant à la rupture finale de l'éprouvette. Pendant ce stade l'éprouvette devient une véritable structure mécanique contenant une fissure macroscopique en propagation.

Le critère le plus utilisé pour le début de la coalescence des cavités établit que celle-ci commence dès lors que la porosité atteint une valeur critique qui est définie comme une constante du matériau [43-44]. De nombreuses études numériques [45-47] et travaux expérimentaux-numériques de Marini, Becker, Pardoen [48-50] et al ont estimé la validité de ce critère attractif mais extrêmement simplifié. En effet, il

apparaît nécessaire qu'un modèle de coalescence de cavités requiert l'introduction d'informations liées à la microstructure (cavité, ligament, géométrie), conclusion reconnue par McClintock [51] et discutée en détail par Thomason [52]. Des modèles numériques existent pour prendre en compte de tels phénomènes comme le modèle de Gologanu-Leblond-Devaux [53] qui est une version étendue du modèle de Gurson [54-56] le modèle de Pardoen-Hutchinson [57] qui est également une version étendue du modèle de Gurson ou encore le modèle de Thomason [58-59] .

I. 6 Etude de comportement mécanique des polymères :

Malgré de grandes différences de nature et de structure entre les métaux (et alliages) et les polymères (et composites), on observe paradoxalement de grandes similitudes dans leurs comportements macroscopiques. Ainsi, avec des ordres de grandeur différents, les termes d'élasticité, de viscosité, de déformation plastique, d'écrouissage, de rupture fragile, de rupture ductile, s'appliquent à tous ces matériaux. C'est ce qui justifie a priori l'approche globale de la mécanique des matériaux : à l'aide des concepts de la Mécanique des Milieux Continus, de la thermodynamique et de la rhéologie, elle permet de construire des modèles ne dépendant pas dans leurs fondements de la nature des matériaux. Ainsi, il n'est pas rare que des méthodes d'analyses des propriétés mécaniques mises au point pour les métaux soient appliquées aux polymères.

Toutefois, si le comportement rhéologique des matériaux semble mettre en jeu des phénomènes macroscopiques équivalents, ils se distinguent par les phénomènes élémentaires mis en jeu ainsi que par leur ampleur. C'est le cas par exemple pour la façon dont ils développent ou pas une striction (instabilité plastique observée en traction simple au delà d'une certaine déformation critique). Expérimentalement, ce phénomène, qui se produit souvent au centre de l'éprouvette, se manifeste par une concentration locale de la déformation plastique. Pour un métal, cet amincissement local s'accroît de plus en plus jusqu'à conduire à la rupture de l'échantillon. Au contraire, pour certains polymères,

l'amincissement de la striction se stabilise et on observe alors une propagation des épaules de la striction.

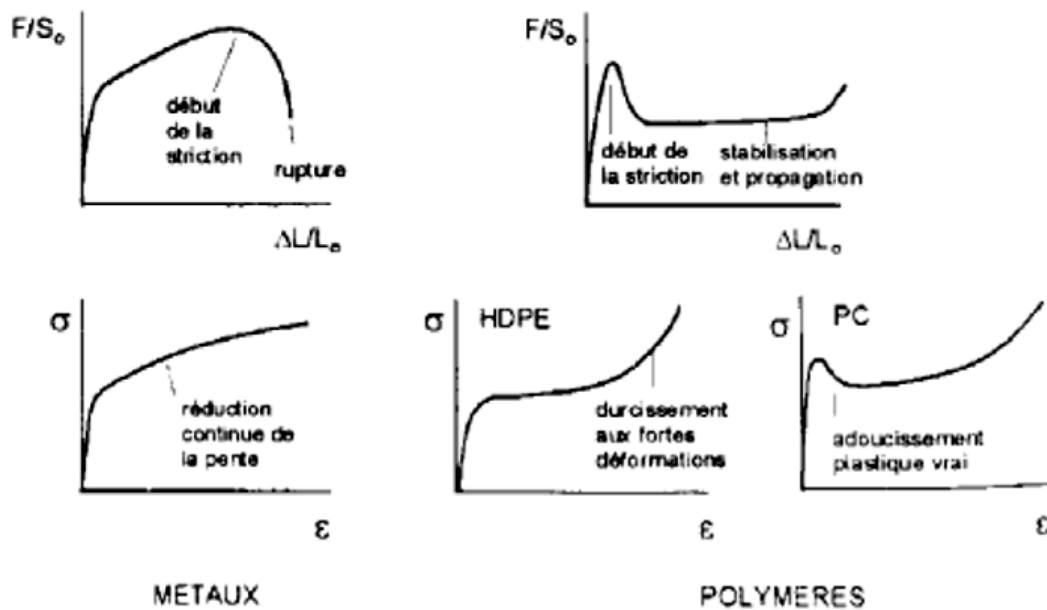


Figure I.20 : Evolution de la contrainte nominale et de la contrainte vraie pour les métaux et les polymères [60].

Cette différence se traduit schématiquement [60] par une évolution différente de la contrainte de Cauchy en fonction de la déformation logarithmique dans un essai de traction simple à vitesse de déformation vraie constante (Figure I.20). La principale différence entre ces deux types de matériaux réside donc dans cette reprise de l'écrouissage caractéristique des polymères auxquels nous limiterons cette étude.

Ce simple exemple montre que si l'on peut transposer les concepts développés sur les matériaux métalliques, il est en outre impossible de transposer les lois de comportement en intégralité, d'autant qu'existent certaines disparités de comportement à l'intérieur même de la famille des polymères. Les courbes de la Figure I.21 montrent en effet la variété des comportements de divers polymères ductiles à la température ambiante.

1- contrainte « vraie » $\sigma = F / S(t)$, $S(t)$ étant la section de l'éprouvette à l'instant t .

2- déformation « vraie » $\varepsilon = 2 \ln (S_0 / S(t))$, S_0 étant la section initiale de l'éprouvette.

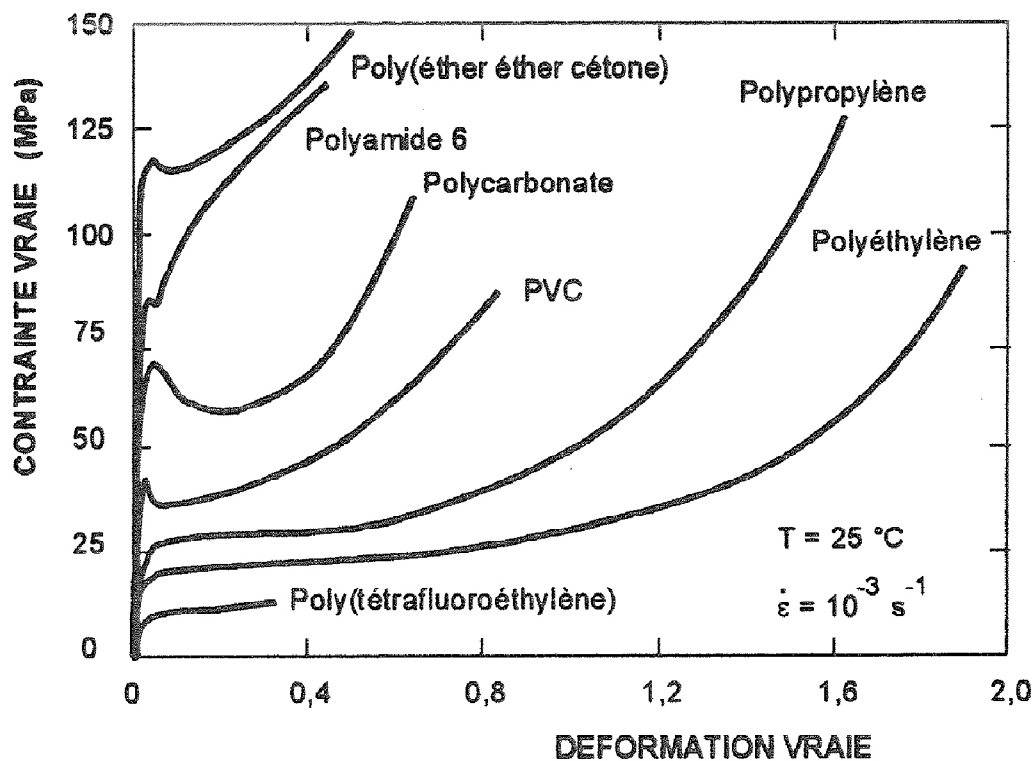


Figure I.21 : *Courbes contrainte vraie - déformation vraie de divers polymères*
Obtenues à 25 °C avec la méthode vidéo métrique [60].

I.7 Conclusion :

Nous avons présenté dans ce chapitre la caractérisation structural des polymères les plus connu à travers leurs morphologies et les différents procédés de mise en forme ainsi les mécanismes multi échelles de déformation de ces polymères est les paramètres qui peuvent influencer le comportement mécanique de ces matériaux. Les micro-mécanismes de l'endommagement volumique de ces polymères sons aussi rapportes dans se chapitre.

Chapitre II

Comportement

des Polymères

II. 1 Loi de comportement des polymères :

Une très grande diversité caractérise le comportement des polymères. En effet, pour des conditions d'utilisation identique, il est possible de trouver des polymères raides fragiles, ductiles ou encore souples. De ce fait, il existe plusieurs types de comportement comme par exemple viscoélastique, viscoplastique, élastoviscoplastique, hyper-élastique, durcissant, endommageable...

De plus, les conditions d'utilisation ou une modification d'une ou plusieurs des caractéristiques d'un polymère peuvent changer sa réponse. Cependant, cela ne signifie pas que le comportement d'un polymère est incontrôlé mais simplement que les paramètres influents, tout comme les processus envisageables sont concomitants.

Déformer un polymère signifie, à un niveau local, déformer et/ou déplacer ses éléments constitutifs soit les chaînes. En effet, les macromolécules ne sont pas indéformables et une fois leur configuration fixée par la chimie, elles peuvent adopter différentes conformations (arrangement spatial des groupements d'atomes). Le basculement de ces groupements peut être engendré par une sollicitation externe. Il existe deux niveaux de conformation :

- la conformation locale qui définit l'arrangement spatial local des groupements autour de la chaîne ou localement sur son squelette.
- la conformation globale qui résulte de l'arrangement de tous les segments du squelette et qui est caractérisée, en première approche, par l'écart bout à bout quadratique moyen et le rayon de giration de la chaîne.

Ainsi déformer un polymère revient donc à amorcer des changements de conformations locales qui induiront des changements de conformations globales. Ces changements de conformations locales sont pilotés par des termes énergétiques d'interaction comme par exemple les forces de van der Waals, dans le cas des atomes non liés et par les potentiels de torsion sur les cônes de valence dans le cas des atomes liés. Il apparaît alors que la déformation macroscopique du polymère est thermo-activée et sensible à la vitesse. Le polymère est également un matériau

fortement hétérogène dont le comportement ne se résume pas à la juxtaposition des comportements de chacune des phases. Par exemple, un polymère semi-cristallin injecté peut être vu à différentes échelles : une structure stratifiée cœur peau ou à gradient à l'échelle du millimètre, une structure polyédrale à l'échelle des sphérolites (1 – 10nm), une structure lamellaire amorphe /cristal à l'échelle sub-sphérolitique (10nm) voire à l'échelle de la dynamique moléculaire en considérant des chaînes de polymère.

Chacun de ces niveaux participe à la réponse mécanique du polymère émergeant à l'échelle macroscopique. De ce fait, ce dernier peut être le siège de divers mécanismes et diverses interactions. De nombreux paramètres influent donc sur le comportement du polymère. Or à ceux décrits précédemment s'ajoutent les conditions de mise en œuvre, de sollicitations et d'environnement (milieu, température, pression) :

- l'architecture du polymère est la première à prendre en compte. En effet, la nature du monomère ainsi que la nature des chaînes, de par les relations physico-chimiques, les taux et longueurs de branchement, la nature des enchaînements (bloc, alterné, statistique)... conditionnent le comportement du polymère ;
- la formulation du polymère par l'intermédiaire d'additifs divers (plastifiants, charges), d'éléments de mélange (constituants, dispersion des phases) ou encore l'existence d'un agent de couplage entre phases;
- la mise en œuvre peut engendrer des modifications du matériau (nature des chaînes, ramification, réticulation), de la formulation en consommant des additifs, de la microstructure (cristallisation, texturation cristalline, orientation moléculaire) ou encore de l'organisation spatiale des constituants (répartition des charges) ;
- les conditions d'utilisation : type de sollicitation (traction, compression, cisaillement), température, vitesse de sollicitation, pression, taux de déformation, histoire thermomécanique, environnement (taux d'humidité), milieu agressif.

II.1.1 Comportement aux petites déformations :

Comme pour les matériaux métalliques, différents types d'essais peuvent être entrepris pour caractériser les propriétés mécaniques des polymères, essais répertoriés figure II.1. Des essais de traction, compression ou encore flexion donnent accès essentiellement aux composantes du tenseur des contraintes σ_{ii} σ_{ij} quand des essais de cisaillement s'intéressent aux composantes σ_{ij} . Des essais moins courants s'ajoutent aux précédents comme la traction biaxiale ou encore la compression plane. Les essais peuvent être pilotés 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.

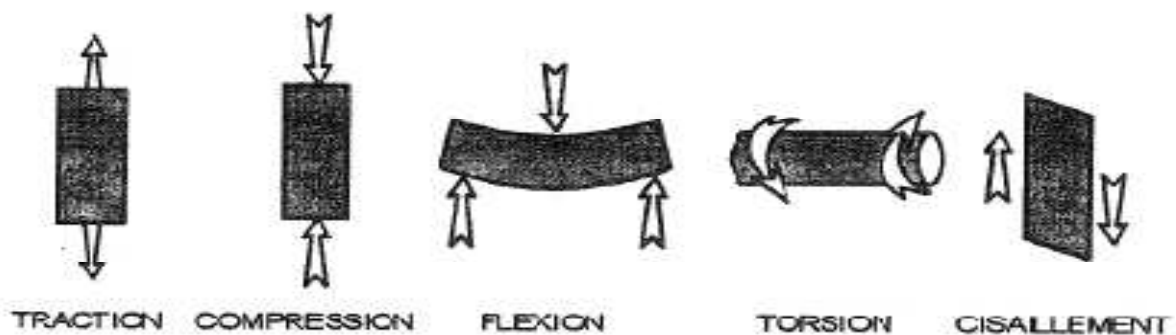


Figure II.1 : *Différents géométries d'essais mécaniques [61].*

Par l'intermédiaire d'essais mécaniques à vitesse constante, il est possible de vérifier que la contrainte n'est proportionnelle à la déformation que sur une très faible plage. D'ailleurs même pour une déformation faible, il existe une courbure ainsi qu'un phénomène d'hystérésis si la contrainte est relâchée [61]. Des essais peuvent également être menés à contrainte constante (fluage) ; ces essais permettent alors d'accéder aux courbes $E(t)$. Ces phénomènes sont abordés à l'aide d'un formalisme de viscoélasticité. Généralement, les processus viscoélastiques se définissent par des variations du module en fonction du temps comme, par

exemple, la formulation de Maxwell : $E(t) = E_0 \exp\left(\frac{-t}{\tau}\right)$ où t est un temps de relaxation caractéristique supposé indépendant du temps et de la déformation (viscoélasticité linéaire). Cependant, les temps de relaxation dans les polymères étant nombreux, il est nécessaire d'utiliser un spectre large de temps de relaxation (comme par exemple Maxwell) :

$$E(t) = \int_0^{\infty} E_0(\tau) \exp\left(\frac{-t}{\tau}\right) d\tau \quad (\text{II . 1})$$

où $E_0(\tau)$ représente le spectre de temps de relaxation. En appliquant le principe de superposition de Boltzmann, il est possible de passer à d'autres types de sollicitation comme par exemple une déformation à vitesse constante :

$$\sigma(\varepsilon) = \dot{\varepsilon} \int_0^{\infty} \tau E_0(\tau) [1 - \exp\left(\frac{-t}{\tau}\right)] d\tau \quad (\text{II . 2})$$

D'autres approches ont été développées comme celle de Kohlrausch permettant de minimiser le nombre de paramètres ajustables par l'intermédiaire d'un spectre continu et d'une enveloppe non linéaire :

$$E(t) = E_0 \exp\left(\frac{-t}{\tau}\right)^B \quad (\text{II . 3})$$

Des polymères n'ont pas de limite élastique identifiable tels que, les polymères fragiles qui cassent au cours du stade viscoélastique ou les élastomères qui adoptent un comportement hyper-élastique (figure II.2).

La limite élastique se manifeste sous forme d'un maximum local de la courbe nominale $\sigma_n = F/S_0$ et $\varepsilon_n = (L - L_0)/L_0$ entraînant l'apparition d'un crochet. De nombreux auteurs ont travaillé sur la limite élastique des polymères tant au niveau microstructural que phénoménologique (critère de plasticité). Brown [62] a ainsi mis en évidence une corrélation phénoménologique entre la limite élastique et le module d'élasticité initial. Argon [63] a montré qu'à 0 °C, la limite d'élasticité est similaire à la contrainte critique de Frenkel et a proposé de relier sa décroissance

progressive avec la température à l'activation thermique de défauts correspondants à une concentration locale d'énergie élastique stockée.

L'ensemble de ces travaux a amené les théories de la plasticité dans les polymères, théories de plus en plus détaillées permettant de rendre compte de manière fidèle de l'influence de paramètres comme la vitesse et la température. De plus, il est nécessaire de signaler l'influence de la contrainte hydrostatique sur la limite d'élasticité. Pour prendre en compte cet effet, Sternstein[64] par exemple, propose un critère de Von Mises modifié s'adaptant à de nombreux polymères solides:

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 \right]^{\frac{1}{2}} = \tau_0 - \alpha \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (\text{II. 4})$$

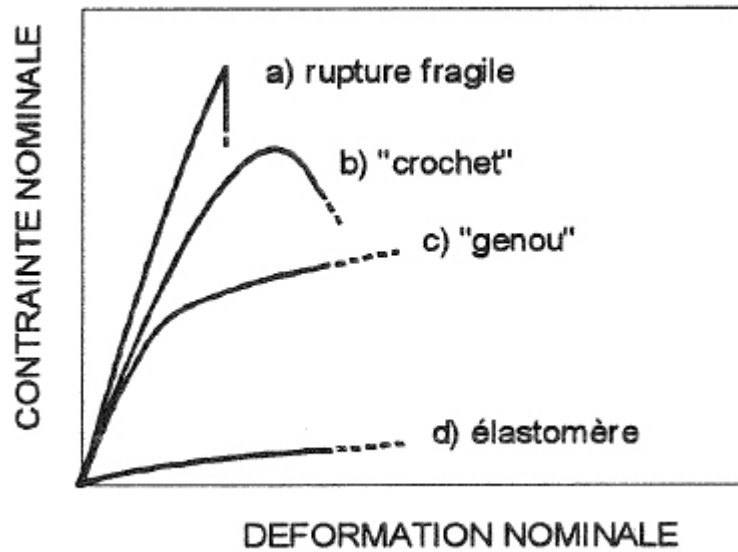


Figure II.2 : *Comportement typique des polymères* [61].

Où τ_0 est une caractéristique intrinsèque du matériau représentant la contrainte octaédrale critique à la limite élastique observée en cisaillement pur et $(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ la contrainte hydrostatique du matériau. Comme décrit sur la figure II.3 dans le plan (σ_1, σ_2) , cette relation considère que la limite élastique en

traction est inférieure à la limite élastique en compression, la surface de plasticité étant la surface de Von Mises translatée selon la première bissectrice.

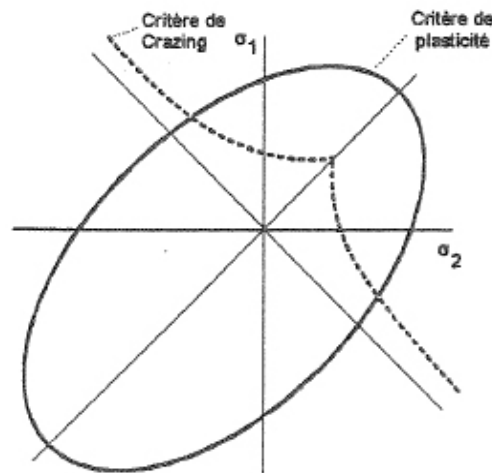


Figure II.3 : *Critères de plasticité et de craquelage* [65].

II .1.2 Comportement aux grandes déformations:

Une des difficultés rencontrées lors d'essais de traction concerne le phénomène de striction qui se produit dans de nombreux polymères. G'Sell et al [66-67] se sont notamment intéressés à ce phénomène dans le cas du polyéthylène. La figure II.4 présente l'allure typique de la courbe nominale conventionnelle contrainte-déformation à laquelle s'ajoute l'évolution du profil de l'éprouvette pendant une traction uniaxiale à vitesse d'allongement constante [61].

Il s'avère que la striction apparaît à la limite élastique caractérisée par le crochet de traction (c'est-à-dire lorsque σ_n atteint un maximum local).

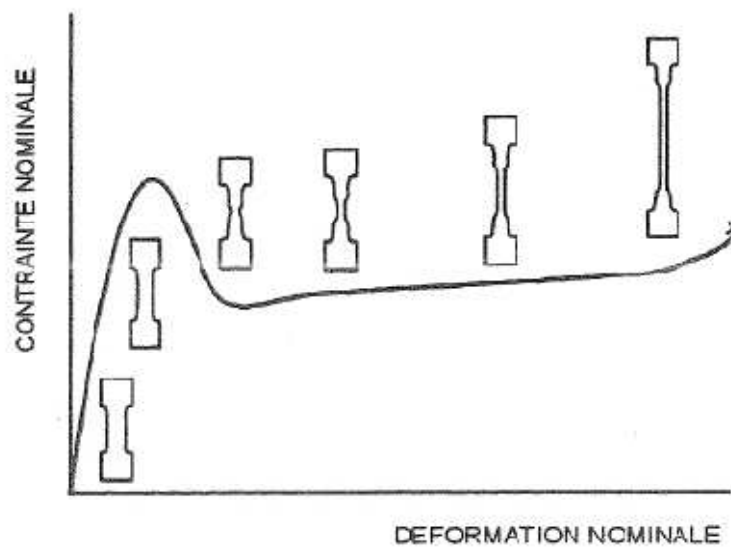


Figure II.4: *Développement de la striction dans le polyéthylène [61].*

La striction naît à partir d'un défaut intrinsèque ou extrinsèque et correspond à une déformation hétérogène : la déformation et la vitesse de déformation étant plus grandes dans la striction lorsqu'elle se forme. De par la réduction de la section, la contrainte est également plus élevée dans la striction. De plus, des effets thermiques peuvent affecter la striction comme un auto-échauffement local (figure II.5) dont la valeur varie selon la vitesse de traction et la conductivité thermique du matériau. Cette auto échauffement peut être important et selon les conditions d'essais entraîner des changements de mécanismes. Un autre type d'hétérogénéité de déformation est rencontré dans les polymères amorphes vitreux : les bandes de déformation microscopiques analysées par Argon [68].

Afin de déterminer une loi constitutive, il est primordial d'accéder au comportement intrinsèque du polymère, indépendamment du type d'éprouvette et de la position dans l'éprouvette. Différentes échelles peuvent être considérées et sont représentées sur la figure II.6 L'éprouvette représente l'échelle macroscopique soit l'échelle à laquelle sont réalisés les essais qui permettent par des mesures simples (longueur, force) d'accéder aux déformations et contraintes dans le cas de déformations homogènes. Cependant lorsque les déformations et la structure sont

hétérogènes, ces mesures simples n'ont pas de significations intrinsèques. A l'opposé, les microstructures macromoléculaires et cristallines font l'objet de processus de déformations microscopiques complexes. Il semble donc nécessaire de définir à une échelle mésoscopique un milieu homogène équivalent suffisamment petit par rapport aux instabilités plastiques macroscopiques et suffisamment grand pour inclure un grand nombre de processus microscopiques soit une échelle de l'ordre de 100 nm [61].

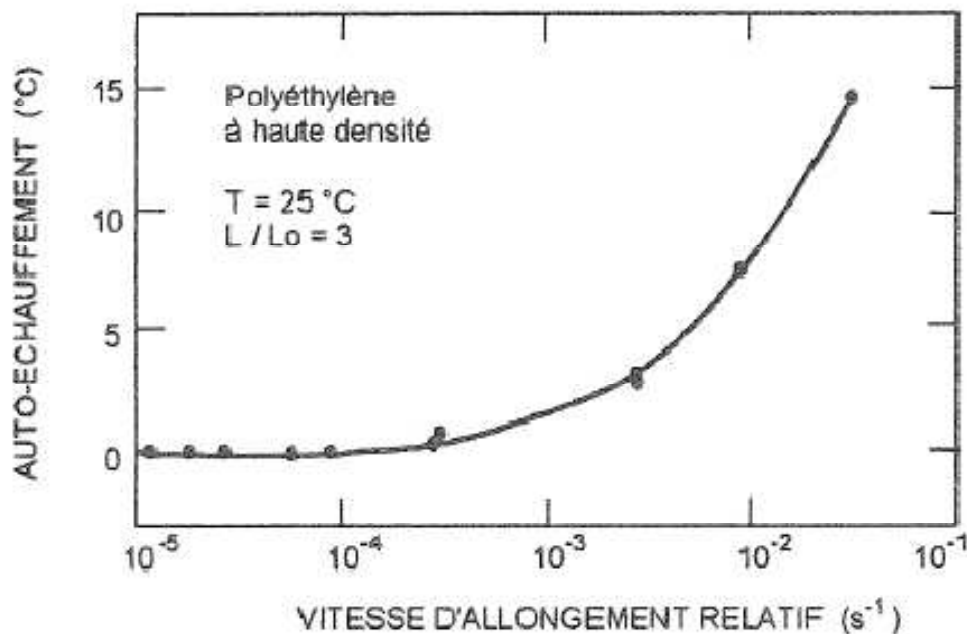


Figure II.5 : Influence de la vitesse d'allongement sur l'auto-échauffement induit par la traction dans le polyéthylène [69].

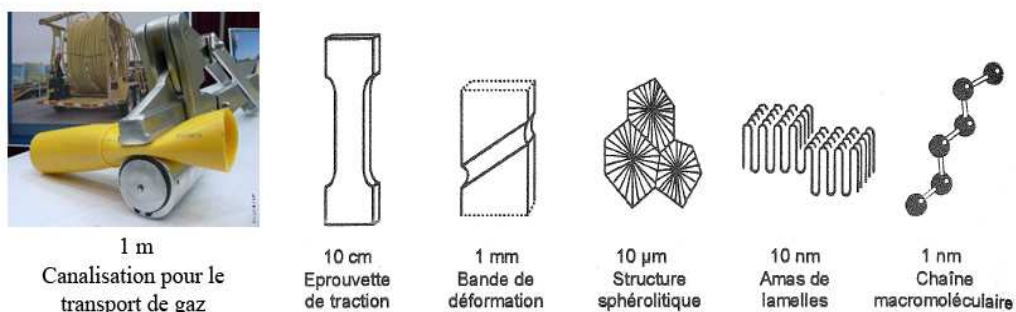


Figure II.6 : Différentes échelles de caractérisation de la déformation [61].

II .2 Les paramètres influençant la déformation :

En général, les polymères ont la capacité de réorienter leurs chaînes à l'instar des autres matériaux (métaux, céramiques).

Leur comportement mécanique est donc très sensible à la température et à la vitesse de sollicitation, car ces paramètres influents sur la mobilité des chaînes. Ce sont ces deux paramètres principaux qui agissent par voie de conséquence sur la plasticité. D'autre part, la structure des molécules joue également un rôle important sur les propriétés mécaniques. Par exemple, la longueur des chaînes et leurs enchevêtrements vont influencer sur la mobilité moléculaire et donc sur la plasticité.

Les polymères ont un comportement fortement de temps qui peut être caractérisé par la réversibilité retardée ou différée de leur déformation dans le temps. Les conditions externes peuvent avoir aussi une influence sur le comportement mécanique.

II .2.1 L'effet de la température :

La température est un paramètre essentiel sur le comportement mécanique. C'est ce paramètre qui est pris en compte pour le tracé des cartes de résistance mécanique. Une telle dépendance s'explique par le fait que la mobilité moléculaire augmente énormément avec la température. En revanche, la limite élastique diminue progressivement quand on augmente la température.

Ainsi, le comportement mécanique des polymères à basse température est un comportement rigide et fragile. En revanche, le comportement des polymères est souple et ductile à haute température. Cela se traduit par l'absence de striction, d'instabilité plastique et une déformation homogène sous contrainte faible [70].

La Figure II.7 présente les courbes contrainte vraie-déformation vraie pour différentes températures à vitesse de déformation 0.1 S^{-1} . On remarque que le PMMA présente une augmentation significative de la contrainte d'écoulement

ainsi le module d'Young pour les basses températures (213 K, 233 K, 253 K). Richeton et al [71] ont postulé que la raison pour cet effet est que ces températures sont au-dessous de la température de relaxation secondaire du PMMA qui est de l'ordre de 283 K. Le PMMA présente un comportement fragile à basses températures et à vitesses plus élevées.

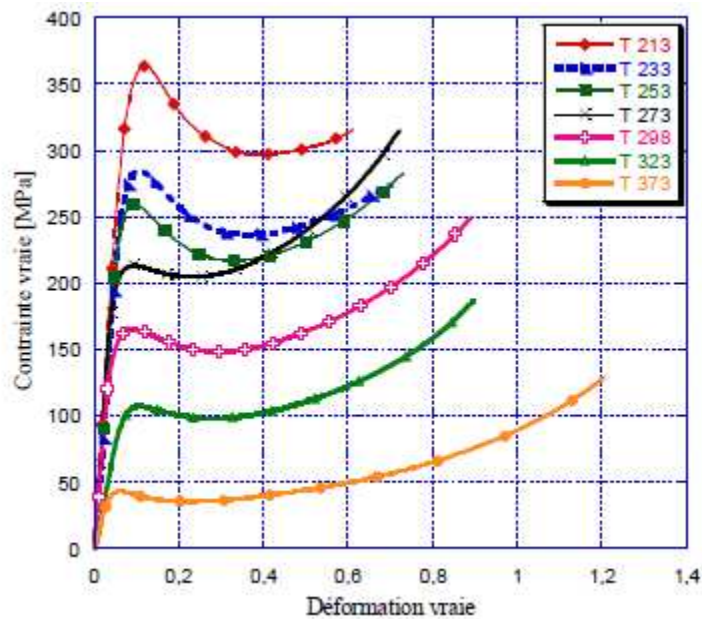


Figure II.7 : *Contrainte vraie-déformation vraie du PMMA à 0.1 S^{-1} pour différentes températures avec correction isotherme [72].*

II .2.2 L'effet de la vitesse de déformation :

Plusieurs auteurs [73-76], postulent que l'augmentation de la contrainte d'écoulement est due au processus secondaire des molécules. Richeton et al [77] montrent que l'augmentation de la vitesse de déformation limite la mobilité des chaînes moléculaires dans les polymères.

Meddah et al [78] ont présenté un travail sur l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement du polypropylène, cette effet et illustré dans les courbes caractéristiques de contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation qui sont données dans la figure II.8. Les différentes propriétés des

matériaux peuvent être tirées de la courbe. Les courbes qui illustrent respectivement les comportements fréquents à température ambiante sous un essai de traction d'un matériau polymère semi cristallin révèle deux étapes principales:

Étape 1: le début de la courbe présente une linéarité avec une pente à l'origine. Cette partie est appelée réponse viscoélastique. Un adoucissement presque absent, pour laquelle la limite d'élasticité présente une transition progressive ronde.

Étape 2: la déformation devient irréversible et une striction se développe. Cet étape est associée en partie à déplier sous macromolécules appliqué l'effet de déformation. La striction se stabilise et le diamètre minimal de l'éprouvette ne diminue pas. Les épaules de la striction sont propagées vers les extrémités de cette éprouvette. Cette propagation se traduit par une faible variation de la charge. Il est à noter que la contrainte au seuil de plasticité augmente avec l'augmentation de la vitesse de déformation.

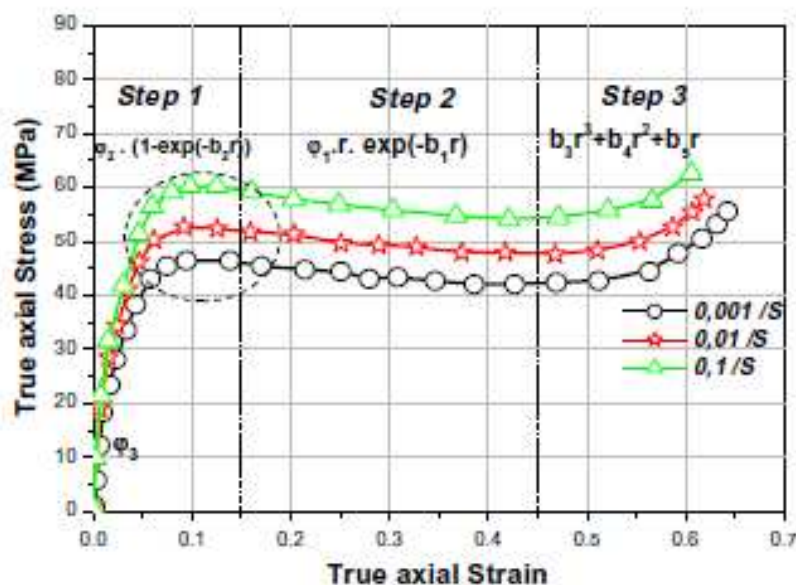


Figure II.8 : Courbes contrainte vraie -déformation vraie de polypropylène [78].

L'effet de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique des polymères une conséquence de leur dépendance au temps, est aussi important que

la température, l'augmentation de la vitesse de déformation ayant le même effet que la diminution de la température. Plus la vitesse de sollicitation est élevée, plus les polymères sont rigides et fragiles. En revanche, ils sont souples et ductiles à vitesse de sollicitation lente. La vitesse de sollicitation agit principalement sur la vitesse de déformation du polymère. Par conséquent au niveau des craquelures, plus la vitesse sera lente et plus les chaînes auront le temps de se réorienter au sein des craquelures pour créer des microcavités dans tout l'échantillon [79].

II. 2.3 L'effet de la triaxialité sur le comportement du PEHD :

La Figure II.9 montre l'influence du rayon de courbure sur le comportement du PEHD pendant l'essai de traction uniaxiale, En effet , la limite élastique augmente avec la réduction du rayon de courbure(Figure II.9) ; il passe de 36,36 MPa pour un rayon de 2mm a 25,04 MPa pour un rayon de 80 mm . La limite de déformation vrai correspondante diminue 0,12 a 0,053.cette tendance est due au fait que la contrainte de triaxialite augmente avec la réduction de rayon de courbure [80].

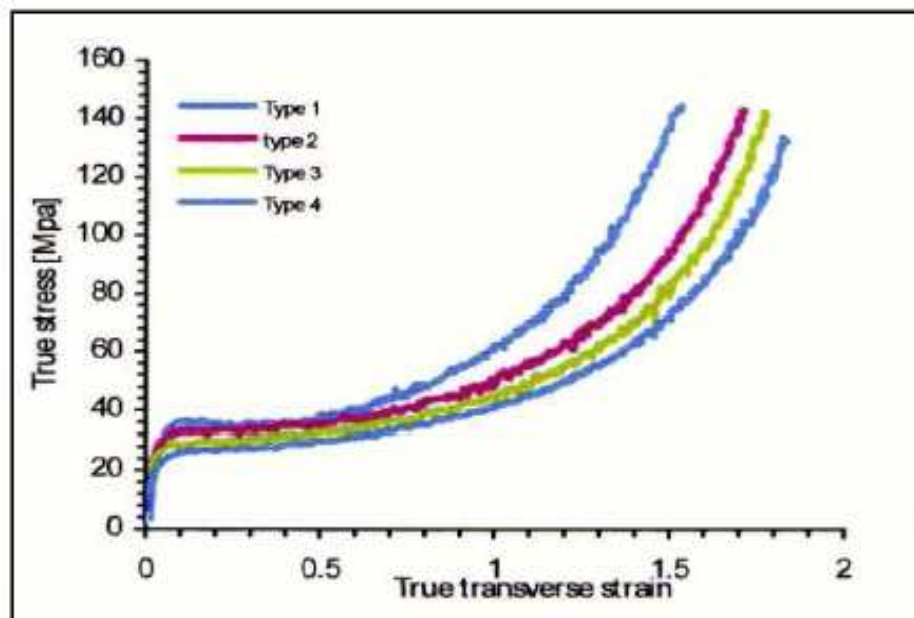


Figure II.9 : Influence du rayon de courbures sur le comportement mécanique en traction de PE100 [80].

II .3 - Le critère de Gurson et ses extensions :

Gurson [81-82] à proposé un modèle d'endommagement constitué d'une condition d'écoulement, d'une mesure de la fraction volumique de cavités, d'une loi qui caractérise la nucléation et d'une loi d'évolution des cavités. La fonction d'écoulement a été obtenue de la manière suivante :

- Le critère de Von Mises est utilisé pour caractériser l'écoulement de la matrice.
- Un modèle rigide plastique est supposé valide du fait de la déformation importante entraînée par le processus de la rupture ductile, son inconvénient principal.
- Une forme de champ des vitesses est considérée dans l'agrégat permettant aux cavités de croître tout en maintenant l'incompressibilité plastique de la matrice.

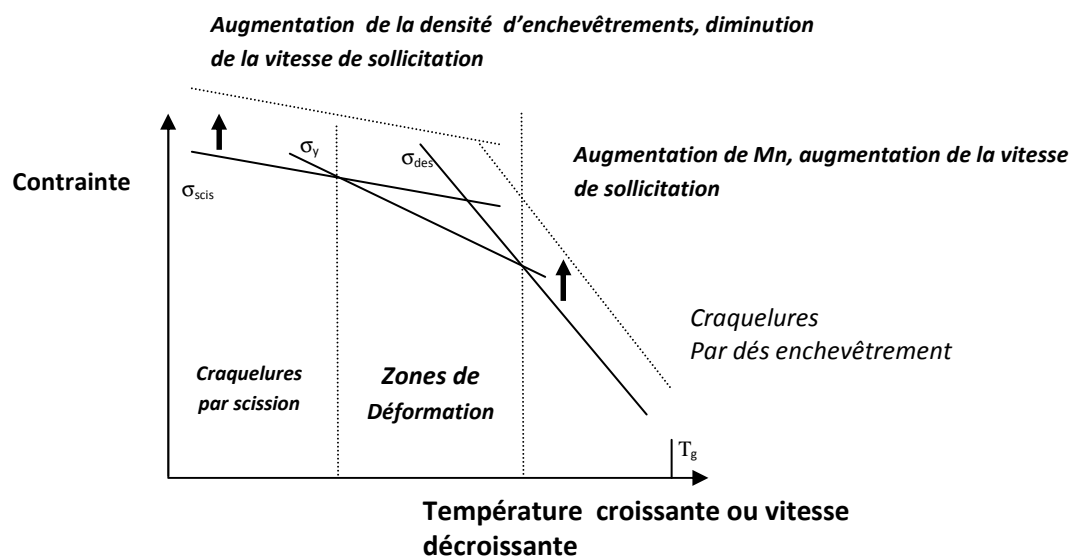


Figure II.10 : *Compétition entre formation de craquelures et cisaillement en fonction de la température et la vitesse de sollicitation [83].*

Ce champ des vitesses doit en outre vérifier les conditions limites cinématiques des tenseurs des taux de déformation sur les surfaces d'une cellule unitaire de forme cubique.

Sur la base de ces hypothèses, une fonction d'écoulement approximative pour un matériau poreux qui dépend de la contrainte macroscopique σ de la contrainte microscopique d'écoulement de la matrice σ_m et de la fonction volumique de cavités actuel f est obtenue sous la forme suivante :

$$\Phi(\sum, \sigma_0, f) = \frac{\sum_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{\sum_m}{\sigma_0}\right) - 1 - f^2 = 0 \quad (\text{II. 5})$$

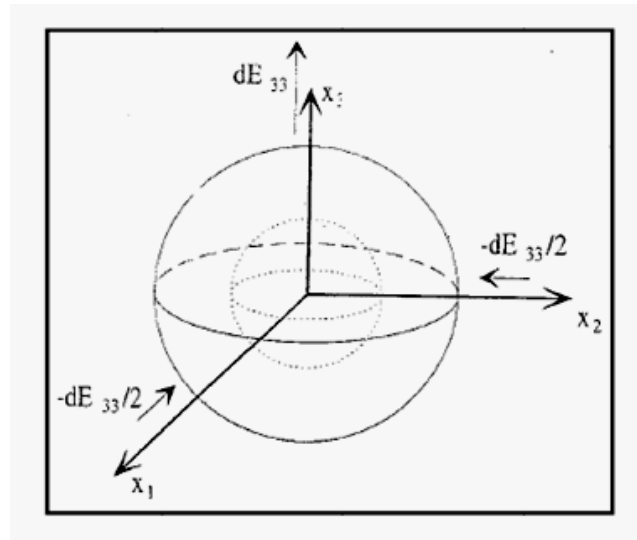


Figure II.11: *Sphère creuse sous chargement axisymétrique.*

Le modèle de Gurson donne des approximations satisfaisantes pour de fortes triaxialité de contraintes mais surestime la déformation à la rupture ou ductilité du matériau pour de faible taux de triaxialité. Afin de remédier à ce manquement qui résulte pour partie du non prise en compte des interactions entre cavités, Tvergaard a introduit 3 coefficients q_1 , q_2 et q_3 dans le critère de Gurson pour corriger la limitation du modèle avec $q_3 = q_1^2$.

En tenant compte de cette modification, on remarque que le matériau perd toute capacité de résistance lorsque f tend vers q_1^{-1} . Ce qui permet de diminuer la valeur de la fraction volumique de cavités critiques et la ramener à un niveau plus réaliste : en effet, dans le modèle de Gurson non modifié, la fraction volumique à la

rupture est de 100% ce qui est physiquement impossible. Lorsque $f=0$, le modèle se réduit au critère de Von Mises.

Yamamoto et Tvergaard ont étendu le critère de Gurson au cas d'un matériau ductile poreux élasto-plastique écrouissable en remplaçant la limite d'écoulement σ_0 par la contrainte équivalente d'écoulement $\bar{\sigma}$ [84-85].

La surface de charge proposée par Tvergaard s'écrit alors de la façon suivante :

$$\Phi\left(\sum \bar{\sigma}, f\right) = \frac{\sum_{eq}^2}{\bar{\sigma}^2} + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3}{2}q_2 \frac{\sum_m}{\bar{\sigma}}\right) - 1 - q_3 f^2 = 0 \quad (\text{II. 6})$$

Perrin et Leblond [86] ont montré que le paramètre q_1 est en fait une fonction de la fraction volumique de cavités (figure II.12). A partir d'un modèle analytique d'une sphère creuse entourée d'une coquille sphérique de matériau poreux, ils ont calculé la fonction $q_1(f)$ et ont montré que pour f petit, ce qui est très proche de la valeur proposée par Tvergaard.

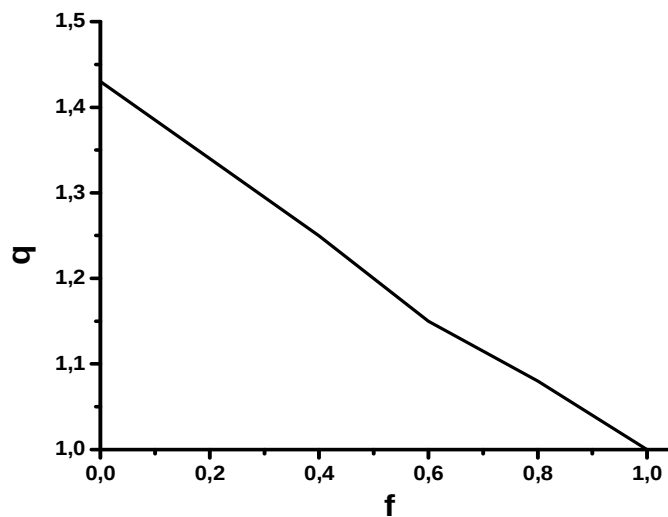


Figure II.12 : Variation de q_1 en fonction de f [85].

Lorsque la fraction volumique, suite à la compétition des processus de croissance et de nucléation atteint une valeur dite critique dite f_c , la coalescence des

cavités prend place. Ce stade est celui de l'instabilité qui conduit à la rupture macroscopique des matériaux considérés.

Quoi que le modèle de Gurson traduise l'adoucissement du matériau suite l'évolution f , le modèle de Gurson Tvergaard ne constitue pas en lui-même un critère de rupture, mais plutôt une loi d'endommagement. La valeur de $f = 1/q$ pour laquelle le matériau perd toute capacité de résistance demeure assez élevée pour être prise comme valeur pratique de simulation du stade de la rupture. De là, une valeur critique de f est introduite. Dans ce sens, un critère de coalescence proposé par Tvegaard et Needleman [87] a été associé au modèle de Gurson en remplaçant f par une autre valeur f^* de sorte que :

$$f^*(f) = \begin{cases} f & \text{si } f \leq f_c \\ f_c + \delta(f - f_c) & \text{si } f > f_c \end{cases} \quad (\text{II. 7})$$

Avec

$$\delta = \frac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c} \quad (\text{II. 8})$$

f_c : est la fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence a lieu. δ est déterminé à partir de la valeur de f mesurée après rupture finale du matériau f_F .

$f_u^* = 1/q_1$: est la fraction volumique ultime de cavité. Ce paramètre n'a pas de sens physique, il permet de calculer δ et de limiter le calcul lorsqu'on s'approche de la phase d'instabilité. La surface d'écoulement du modèle de Gurson, Tvergaard et Needleman s'écrit sous la forme suivante :

$$\Phi(\Sigma, \bar{\sigma}, f) = \frac{\Sigma_{eq}^2}{\bar{\sigma}^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3}{2}q_2 \frac{\Sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) - 1 - (q_1 f^*)^2 = 0 \quad (\text{II. 9})$$

L'utilisation du modèle de Gurson, Tvergaard et Needleman nécessite la connaissance de 8 paramètres : $q_1, q_2, f_0, f_n, \epsilon_n, S_n, f_F, f_c$. Les paramètres q_1 et q_2 sont

les coefficients introduits par Tvergaard. Les paramètres f_0 et f_n peuvent être déterminés à partir de la fraction volumique d'inclusions. Les paramètres liés au stade de nucléation restent néanmoins difficilement identifiables expérimentalement. Les fractions volumiques de cavités critiques f_c et à rupture f_F , sont ajustées en calant les résultats numériques sur les résultats expérimentaux à partir d'essais de traction sur des éprouvettes axisymétriques entaillées.

II .3.1 Présentation du Model de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) :

Les résultats expérimentaux ont indiqué le rôle central que jouait la croissance des cavités dans la rupture ductile des métaux [88-90]. Toutes ces études ont porté sur des matériaux métalliques et ont montré que les cavités se formaient sur des particules de seconde phase, ou par décohésion entre une particule et la matrice, ou par la rupture d'une particule. La rupture finale intervient après la phase de croissance de cavités voisines jusqu'à leurs coalescences finales. Des analyses de croissance de cavités dans un matériau infini plastique montrent que cette croissance est fortement dépendante de la contrainte hydrostatique [91-92]. Ainsi la coalescence des cavités sera engendrée par un taux de triaxialité élevé. Cette prévision a été confirmée par des séries de tests sur des éprouvettes entaillées dans le cas d'acier [93-94].

Compte tenu des résultats expérimentaux, il y a eu un intérêt sur l'utilisation de la croissance et de la coalescence des cavités pour décrire la rupture ductile des métaux. De nombreux exemples de recherche ont porté sur la croissance d'une cavité unique dans un solide élasto-plastique infini, pour différents états de contraintes [95-97]. Basé sur des analyses équivalentes pour une cavité sphérique. Gurson a développé un modèle permettant de décrire le comportement d'un solide poreux ductile [98-99].

Dans ce modèle le paramètre (f : Fraction volumique de porosités), est le seul paramètre d'endommagement et la réponse du matériau est très sensible à son évolution. Ce modèle a été étendu par Needleman et Rice pour tenir compte de la

germination de cavités [100] et ensuite par Tvergaard et Needleman pour tenir compte de la coalescence de cavités [101-102].

II.4 Mécanique des éprouvettes entaillées :

L'étude des éprouvettes axisymétriques entaillées offrent plusieurs avantages : d'une part, il est possible à travers une même géométrie de considérer différents taux de triaxialité des contraintes τ_σ , simplement en faisant varier le rayon de l'entaille ; d'autre part, il est possible d'étudier des sollicitations multiaxiales, simplement en faisant intervenir une machine de traction; enfin, elles permettent de s'affranchir des conditions de contraintes ou déformations planes.

De nombreux articles récents dans l'analyse de fracture 2D et 3D des structures et des matériaux solides complexes sont présentés [103-105]. En travaillant sur des éprouvettes axisymétriques entaillées (AE) [78-106-107], il est possible d'étudier des sollicitations multiaxiales, uniquement en utilisant un essai de traction. Ces éprouvettes permettent de s'affranchir à des conditions de contraintes planes est déformations planes.

Pour une éprouvette entaillée, tant que la limite d'élasticité n'est pas dépassée la contrainte est maximale en fond d'entaille par phénomène de concentration des contraintes. La limite d'élasticité est donc atteinte en premier à cet endroit. Si l'éprouvette continue à être déformée, la zone déformée plastiquement s'étend et finit par envahir toute la section entaillée. La charge atteint alors la charge limite de l'éprouvette, elle est très supérieure à ce qu'elle serait sans entaille. Considérons pour cela tout d'abord un cylindre de matière dans la partie entaillée de l'éprouvette ; s'il était isolé, il s'allongerait selon son axe et se contracterait selon son diamètre de façon à conserver un volume constant. Inclus dans l'entaille, entre les deux parties non entaillées qui restent élastiques et se déforment peu, il ne peut que se contracter de la même façon et il apparaît donc des contraintes radiales de tension. Pour satisfaire le critère de plasticité (Von Mises ou Tresca), il est nécessaire d'augmenter d'autant la contrainte axiale. Ainsi, la déformation

plastique confinée élève le niveau général des contraintes et le taux de triaxialité des contraintes β . Celui-ci est défini tel que (II.10):

$$\beta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \quad (\text{II.10})$$

σ_m : Est la contrainte moyenne définie telle que: $\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})$

σ_{eq} : Est la contrainte équivalente de Von Mises.

Pour une éprouvette cylindrique comportant une gorge de rayon à fond d'entaille (R) laissant subsister un col de rayon (a) dans la section minimale (Figure II.13), le calcul des répartitions de contraintes et des déformations est compliqué et non complètement résolu analytiquement. Des hypothèses simplificatrices sont nécessaires comme celle de l'égalité entre les déformations radiales et tangentielles dans la section minimale où $Z = 0$. Il en résulte que les contraintes radiales et tangentielles sont égales et que le déviateur est indépendant de la coordonnée radiale (r) dans cette section. Avec ces hypothèses, les équations de l'équilibre et le critère de plasticité, il est démontré que :

$$\frac{d\sigma_{rr}}{dr} = -\frac{\sigma_{eq}}{\rho} \quad (\text{II.11})$$

Avec (r) le rayon de courbure des lignes isostatiques, là où elles interceptent le plan $Z = 0$. Bridgman a supposé que les lignes isostatiques peuvent être assimilées à des cercles qui coupent à angle droit la surface de l'entaille qui est torique [108-109]. Le rayon de courbure (ρ) est donné par (II.12) :

$$\rho = \frac{a^2 + 2aR - r^2}{2r} \quad (\text{II.12})$$

L'intégration de l'équation différentielle (II.11) conduit à (II.13) :

$$\text{Et} \quad \begin{cases} \sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{eq} \ln\left(1 + \frac{a^2 - r^2}{2aR}\right) \\ \sigma_{zz} = \sigma_{eq} \left[1 + \ln\left(1 + \frac{a^2 - r^2}{2aR}\right)\right] \end{cases} \quad (\text{II.13})$$

La contrainte axiale moyenne $\bar{\sigma}_{zz}$ c'est à dire la charge appliquée à l'éprouvette est donnée par l'expression suivante (II.14) :

$$\bar{\sigma}_{zz} = \sigma_{eq} \left(1 + \frac{2R}{a}\right) \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right) \quad (\text{II. 14})$$

Le taux de triaxialité des contraintes est maximal sur l'axe de l'éprouvette tel que (II.15) :

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3} + \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right) \quad (\text{II. 15})$$

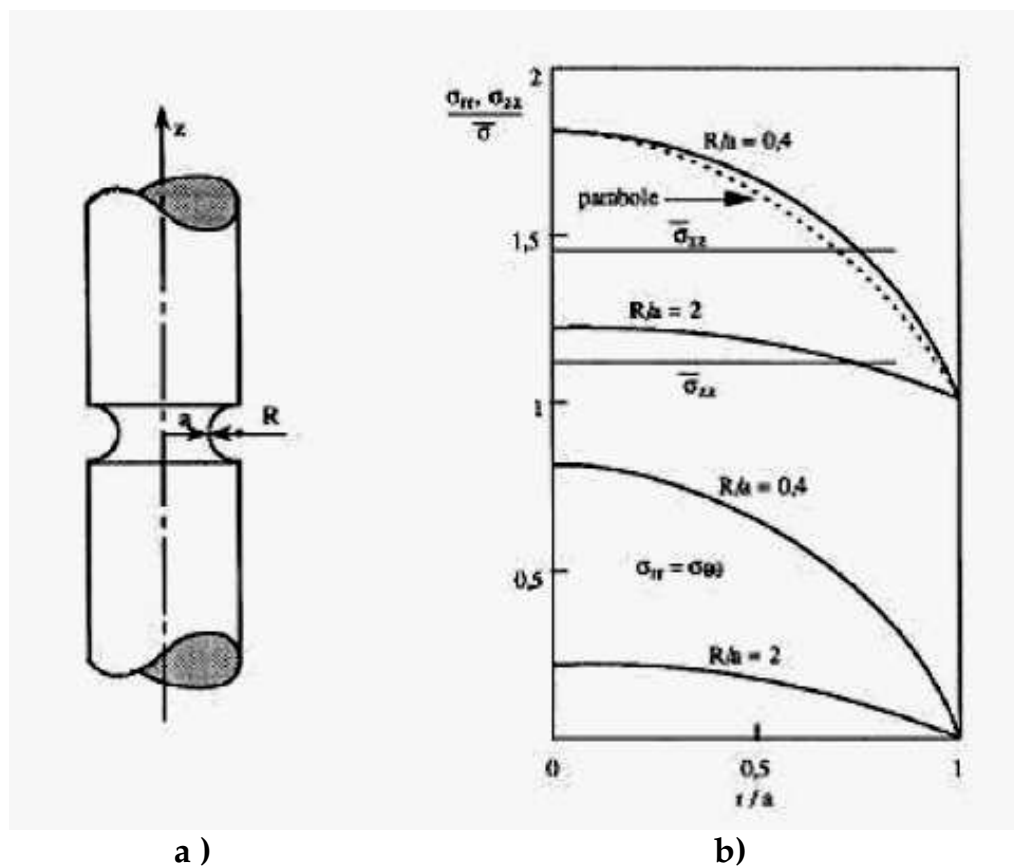


Figure II.13: a) Schéma d'une éprouvette axisymétrique entaillée,
b) Répartition des contraintes axiales, radiales et tangentielles selon le calcul de Bridgman[108].

II. 5 Le polychlorure de vinyle (PVC) :

Le PVC est également connu sous le nom Polychlorure de vinyle et a été découvert au début du 20ème siècle. Il appartient 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 commencé au début des années 1930 et son utilisation n'a pas cessé de croître tout au long des années notamment grâce à ses propriétés qui en font un matériau à multiples usages. Le PVC est devenu la troisième matière plastique employée dans le monde et un matériau indispensable dans notre quotidien. C'est l'un des polymères les moins chers et les plus polyvalents.

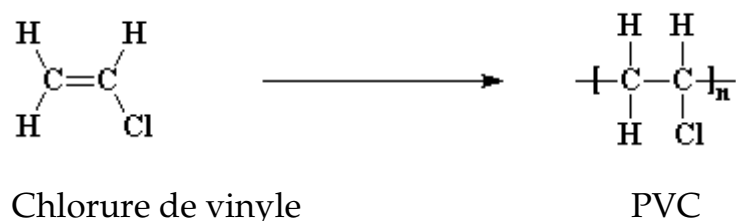
II. 5.1 Propriétés générales :

Le PVC est un matériau très économique, il a un très bon prix sur le marché algérienne, et ne demande pas un entretien régulier. Il présente une excellente tenue dans le temps : le temps n'a aucun effet sur le PVC. Il n'y a pas de pourrissement, de corrosion....etc. Enfin, c'est un matériau léger. En effet sa masse volumique est basse : entre 1 et 2 g/cm³.

II. 5.2 Structure chimique :

Le PVC possède une structure essentiellement amorphe mais peut parfois être syndiotactique (cristallin) localement sur de courts segments. Son taux de cristallinité ne dépasse cependant jamais 10% à 15%.

Le PVC est un composé de carbone, d'hydrogène et de chlore. Le chlore est extrait du sel alors que le carbone et l'hydrogène sont issus du pétrole ou du gaz. Le PVC est synthétisé par polymérisation radicalaire du monomère chlorure de vinyle :



Comme la montre la formule ci-dessus, le PVC est un polymère monodimensionnel linéaire. Les propriétés qui caractérisent le matériau facilitent le choix de l'utilisateur. Elles peuvent être de différentes natures : chimiques, physiques ou mécaniques. Elles sont mesurées à température ambiante (25°C).

II. 5.3 Propriétés chimiques :

Le PVC est caractérisé par une excellente résistance aux acides, bases, huiles, alcools ainsi qu'aux hydrocarbures aliphatiques jusqu'à une température de 60°C. Sensible aux hydrocarbures aromatiques et halogénés, aux esters, aldéhydes cétones. Ces espèces chimiques provoquent des gonflements du PVC. Résistant au feu du fait de la présence de chlore qui est un retardateur de flamme. Le PVC est incombustible et auto-extinguible, il a une faible perméabilité (l'absorption en eau est basse (0,04 à 0,4)), sa résistance est satisfaisante aux UV, avec un trop fort rayonnement UV il se finit par brunir et aucun développement bactériologique n'est observé sur le PVC [110].

II. 5.4 Propriétés thermiques :

La température de transition vitreuse T_g de PVC est comprise entre 75°C et 80°C. A température ambiante, il est donc rigide. A partir de la température de transition vitreuse, il devient caoutchouteux et donc souple. Ses températures d'utilisation découlent de sa température de transition vitreuse et de sa sensibilité au froid. Elles sont comprises entre -73°C et 75°C [110].

Sous l'action de la chaleur, le PVC se décompose parfois avec dégagement de gaz chlorhydrique, de gaz carbonique, d'oxyde de carbone et de vapeur d'eau.

II. 5.5 Propriétés physiques :

Le PVC est un bon isolant électrique. Sa résistivité électrique est celle des plastiques courant c'est-à-dire environ $10^{20} \mu\Omega.cm$. Ce qui est très élevé. A titre de comparaison, les métaux qui sont très bon conducteur possèdent une résistivité

électrique proche de $10^{-1} \mu\Omega.cm$. C'est également un bon isolant thermique du fait de sa conductivité thermique basse : $0,147 - 0,293 W.m^{-1}.K^{-1}$ [110].

II. 5.6 Propriétés optiques:

Le PVC pure est translucide mais peut devenir opaque par introduction d'adjuvants dans le mélange réactionnel. Le PVC peut être également coloré par ajout de colorants. Son indice de réfraction correspond à 1,55[110].

II. 5.7 Propriétés de mise en forme:

Le PVC est facile à mettre en forme à chaud au dessus de sa température de transition vitreuse à partir de laquelle il se ramollit. Ensuite, en refroidissant, il se durcit et garde sa forme donnée. Il présente également une bonne stabilité dimensionnelle et un faible retrait dû à sa structure amorphe.

II. 5.8 Propriétés mécaniques :

Les propriétés mécaniques du PVC appartiennent à celles courantes des polymères. Ces propriétés se situent entre celles des céramiques (matériaux les plus fragiles) et celles des métaux connus pour leurs bonnes performances mécaniques. Les propriétés mécaniques sont différentes suivant le type de PVC, celui-ci est soit rigide ou flexible : Sous sa forme pure, le PVC est un matériau rigide. En effet, son module de Young, caractérisant sa rigidité, est l'un des meilleurs dans la famille des polymères ($2,14 - 4,14 GPa$). Cependant, il devient fragile à faible température. Le PVC rigide n'est pas très résistant au choc. Il présente une résistance moyenne en traction, à la compression et à la fatigue. Toutefois, sa résistance à l'abrasion est excellente et de plus c'est un matériau très ductile comme tous les plastiques. Cette ductilité est équivalente à celle des métaux et montre que le PVC s'allonge fortement au cours de la déformation plastique par traction avant finalement rompre. Le PVC est ainsi très difficile à rompre en traction cependant c'est un matériau cassant et sensible à la flexion. Ces essais sont mesurés à température ambiante ($23^{\circ} C$) et 50 % d'humidité relative, selon les méthodes normalisées [111].

II. 5.8.1 Dureté :

Selon la teneur de la composition de PVC en plastifiant, on mesure la dureté Shore A ou D reconnues par les normes ISO 868 [112] et 7619, ASTM D 2240 [113] et DIN 53505 [114], elle varie de 40 à 80 unités Shore A pour les mélanges plastifiés (souples) et est d'environ 30 à 80 unités Shore D pour les mélanges peu ou non plastifiés (semi-rigides ou rigides).

II. 5.8.2 Module d'Young en flexion:

Le module d'Young peut atteindre environ 2 500 à 3 000 MPa pour les PVC non plastifiés et 1500 MPa pour les plastifiés [115]. Selon le Comité technique international ISO TC 61 et AFNOR, Cette valeur seuil de 1 500 MPa a été retenue conventionnellement pour permettre la distinction entre les PVC plastifiés et ceux non plastifiés.

II. 5.8.3 Contrainte à la rupture en traction :

Elle varie environ de 30 à 60 MPa pour les PVC non plastifiés et de 10 à 25 MPa pour la plupart des plastifiés (valeurs dépendant de la vitesse de sollicitation et de la teneur en plastifiant).

Pour des produits finis bi-orientés à base de PVC non plastifié, la contrainte à la rupture en traction peut atteindre 90 MPa.

II. 5.8.4 Allongement à la rupture en traction :

Il est de l'ordre de 100 % pour les PVC non plastifiés et, en moyenne, de 500 % pour les plastifiés (valeurs dépendant fortement de la vitesse de sollicitation et de la teneur en plastifiant).

II. 5.8.5 Fluage en traction :

La figure II.14 donne, pour différentes contraintes, les courbes de fluage, à 20 °C, d'éprouvettes prélevées dans des plaques obtenues par pressage 3.10 d'une composition non plastifiée à base de PVC [116].

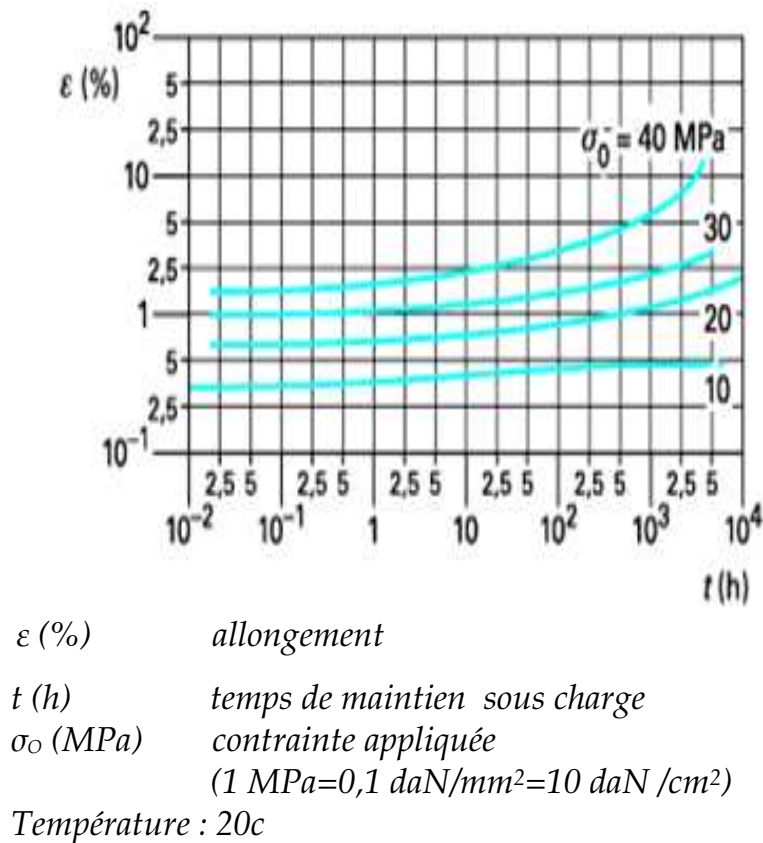
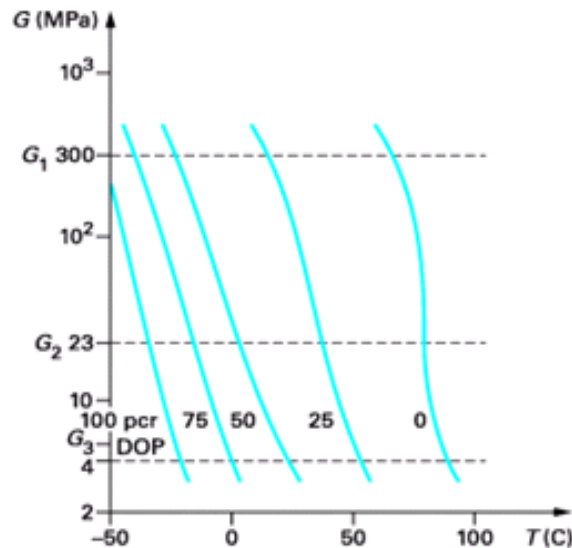


Figure II.14 : Courbes de fluage en traction d'un PVC non plastifié [116].

II. 5.8.6 Rigidité en torsion :

Cette mesure est parfois encore effectuée sur un torsiomètre du type Clash et Berg qui permet de déterminer, en fonction de la température, du taux et de la nature du plastifiant, l'évolution du module apparent de rigidité en torsion du matériau [117].

À partir du tracé de la courbe $G = f(T)$, on déduit 3 températures caractéristiques, correspondant aux modules $G_1 = 300$ MPa, $G_2 = 23$ MPa et $G_3 = 4$ MPa (figure II.15).



G_1, G_2, G_3 points caractéristiques définis dans la norme NF ISO 458-2 de septembre 1986

Les valeurs indiquées au bas des courbes sont les teneurs en plastifiant DOP (phtalate de dioctyle) exprimées en pcr (pour cent parties de résine de PVC pur)

Figure II.15 : Module apparent de rigidité en torsion G d'un PVC plastifié en fonction de la température T [117].

II. 6 Conclusion :

Ce chapitre permet de fixer le cadre dans lequel s'inscrit notre sujet de recherche d'un point de vue théorique. Nous avons présenté la loi de comportement du matériau étudié dans ce travail, les paramètres influençant la déformation des polymères, le critère de Gurson et ses extensions ainsi que les propriétés générales de polychlorure de vinyle (PVC). Des premiers résultats préliminaires sont également présentés afin de fixer le cadre d'étude des chapitres ultérieurs.

Chapitre III
Etude
Expérimentale

III. 1 Présentation du matériau :

Le polychlorure de vinyle PVC que nous avons utilisé appartient à une famille de polymères «industriels ». Il s'agit de polymères thermoplastiques cristallins obtenus par polymérisation de chlorure et éventuellement de monomère, dans des conditions optimisées de température et de pression en présence d'un catalyseur super actif. Le PVC est un polymère isotactique. Cette configuration permet une cristallisation régulière lors de la mise en œuvre. L'édifice cristallin ainsi formé confère au matériau de nombreuses propriétés exploitées dans les applications industrielles.

La nouvelle génération du PVC produits par polymérisation en phase gazeuse. Elle est obtenue par polymérisation, en plusieurs étapes, de blocs macromoléculaires de nature ou de structure différente. Sa représentation usuelle est une phase continue homopolymère à haute rigidité dans laquelle est répartie une phase hétérogène élastomérique constituée de copolymère Chlorure - Vinyle ; celle-ci confère à la résine la résistance à l'impact à basse température.

Ce produit présent, de ce fait, un excellent compromis rigidité/résistance au choc. La contrainte à la rupture en traction varie environ de 30 à 60 MPa pour les PVC non plastifiés et de 10 à 25 MPa pour la plupart des plastifiés (valeurs dépendant de la vitesse de sollicitation et de la teneur en plastifiant).

Pour des produits finis bi-orientés à base de PVC non plastifié, la contrainte à la rupture en traction peut atteindre 90 MPa [111].

III. 2 Géométries des éprouvettes :

Dans ce travail, nous avons utilisé le PVC comme matériaux d'étude, les éprouvettes sont tirés d'un tuyau de 500 mm de diamètre extérieur, d'épaisseur 12,6 mm et une longueur de 6 m. Ce tuyau est fabriqué par STPM Mansouri Sétif, cette dernière est une entreprise algérienne qui produit les tubes en PVC rigide, recommandés pour réseaux souterrains d'évacuation (eaux sanitaires et pluviales), fabriqués selon les normes allemandes DIN 8061/8062. La portée de cette étude

comprend des essais de traction et des essais de compression axiale. L'essai de traction est utilisé pour déterminer les propriétés mécaniques monotones des tubes en PVC. En raison de l'interaction du sol et de la pression interne, la contrainte axiale peut être pertinente et même être supérieure à la contrainte circonférentielle.

Pour cette raison, il est nécessaire d'évaluer le comportement mécanique des tubes dans la direction axiale. Les éprouvettes pour les essais de traction et les essais de compression axiale, ont été coupés directement à partir d'un tube en PVC 500, suivant la direction longitudinale, comme représenté sur la figure III. 1.

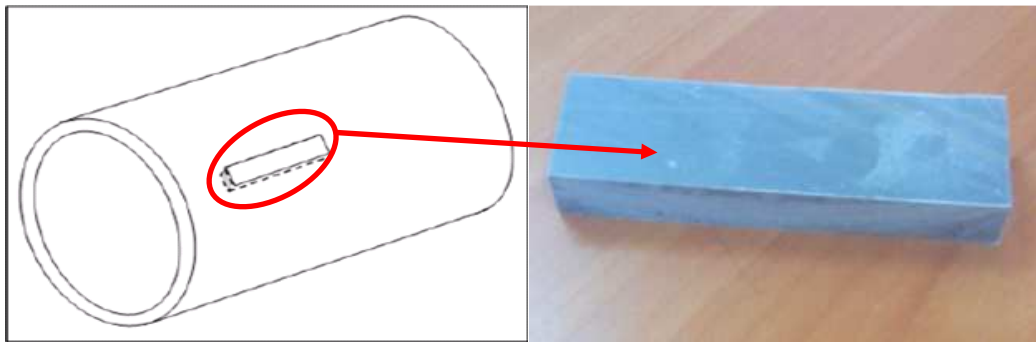


Figure III. 1 : *Direction de l'échantillon longitudinal pour les essais mécaniques.*

Un total de 80 éprouvettes ont été fabriqués en utilisant des tours et fraiseuse numériques (**emco** Concept TURN 55 et **emco** Concept MILL 55 respectivement) figure III. 2 a et b.



a)



b)

Figure III. 2 : *a) tour a commande numérique ;b) fraiseuse a commande numérique.*

III. 2.1 Géométries des éprouvettes plates :

Les éprouvettes ont été prélevées à partir des tubes. La géométrie correspond à la norme ASTM D638 M1A [118]. L'épaisseur b est de 2 mm, la largeur I est de 10 mm et la longueur de la zone utile théorique L_0 est de 40 mm. Etant donné les différences possibles de cristallisation entre la peau et le cœur du tube, on enlève de façon arbitraire 2 mm de chaque côté du tube (interne et externe). Il reste la zone dite de cœur, ayant une microstructure considérée comme homogène.

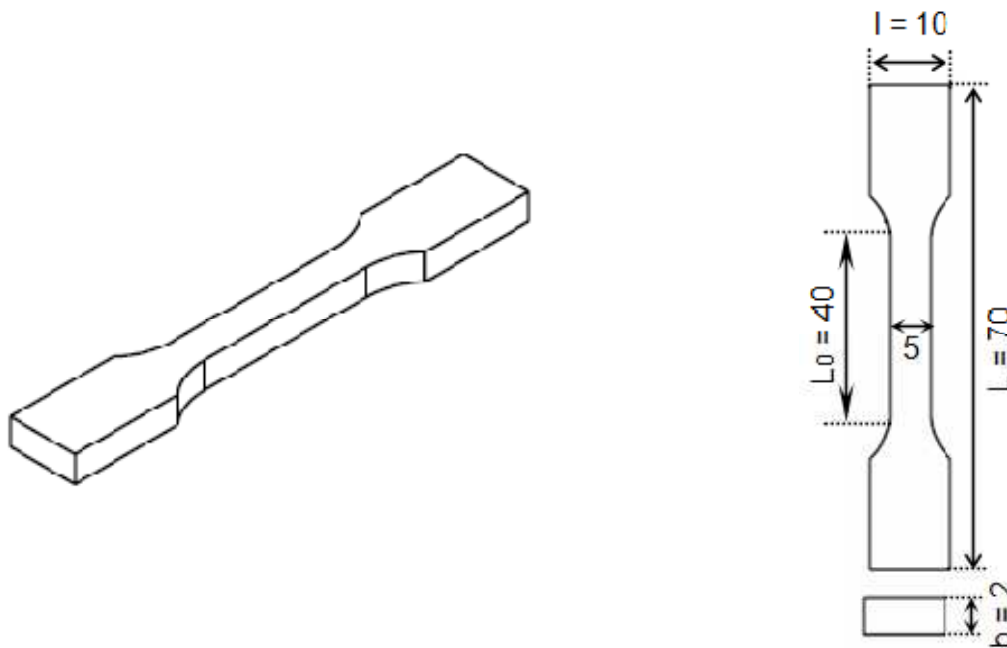


Figure III.3 : Géométries des éprouvettes lisses.

III. 2.2 Géométries des éprouvettes axisymétriques entaillé (AE) :

Les éprouvettes ont été prélevées à partir des tubes PVC diamètre 500 mm. On a choisit de travailler avec des éprouvettes axisymétriques entaillé (AE) à quatre rayons de courbures différents afin d'étudier l'influence du taux de triaxialité des contraintes sur le comportement du matériau. Les quatre rayons de courbures étudiés sont : $R = 80$ mm (AE80), 10 mm (AE10), 4 mm (AE4) et 2 mm (AE2). Les géométries des éprouvettes sont telles que la longueur totale est de 66 mm, le diamètre du fût est de 10 mm, le diamètre en fond d'entaille est de 5 mm (Figure III.4).

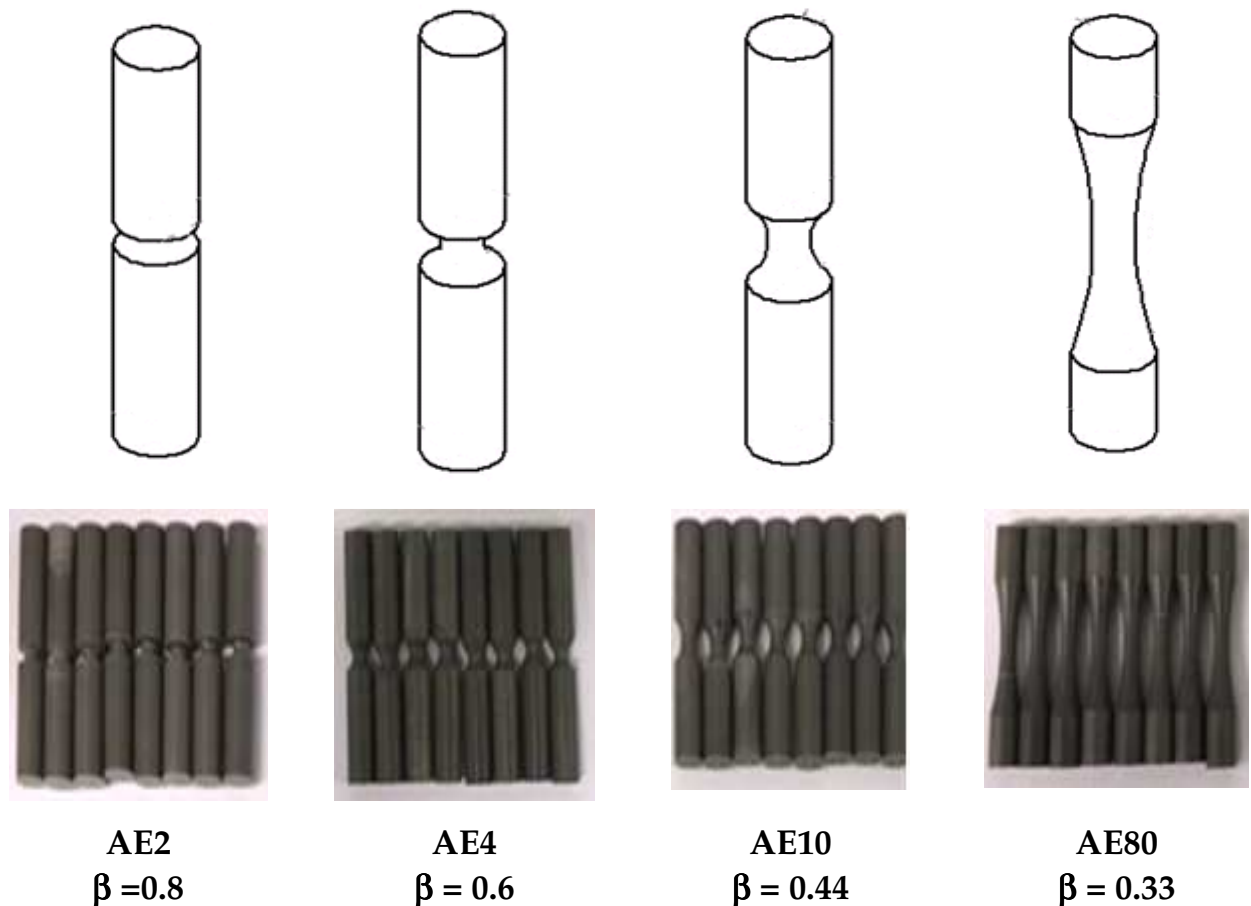


Figure III.4 : Géométries des éprouvettes (AE).

III. 2.3 Géométries des éprouvettes de compression :

Les géométries des éprouvettes de compression sont telles que la longueur L est de 6 mm et le diamètre d est de 6mm (Figure III.5).

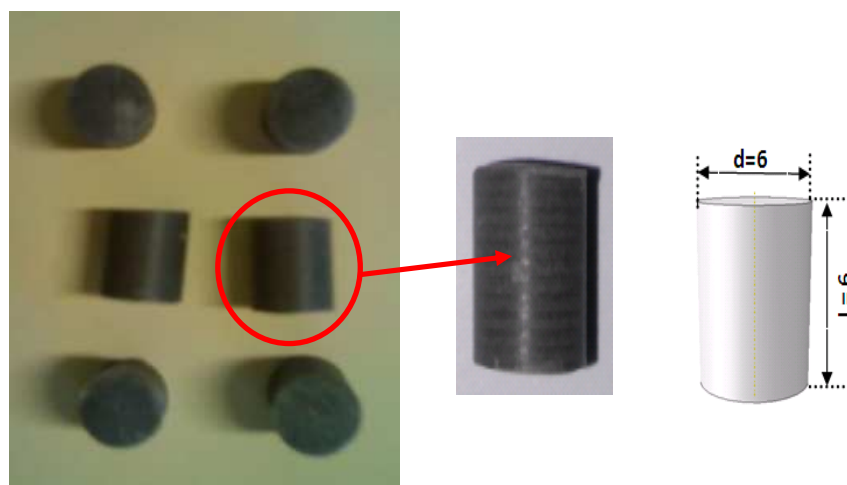


Figure III.5: Géométries des éprouvettes de compression.

III. 3 L'essai de Traction :

Dans ce travail, nous avons retenu dans un premier temps la sollicitation correspondant à l'essai mécanique conventionnel : l'essai de traction. Il est sensé représenter les modes de déformation « simples » la traction uni-axiale. L'intérêt de cette sollicitation simple est de rendre possible à la fois une mesure de la déformation et une déduction relativement aisée des lois de comportement.

En réalité, l'identification des paramètres de ces lois de comportement à partir de ces essais mécaniques n'est pas immédiate. En effet, un premier problème consiste à isoler l'influence de chacun des paramètres. Il est notamment utile de conserver une vitesse de déformation constante. Cette condition n'est malheureusement pas toujours réalisable d'un point de vue expérimental. De plus, les vitesses de sollicitation ne doivent pas être trop rapides de façon à limiter les phénomènes d'auto échauffement.

Enfin, l'apparition d'instabilités plastiques ou l'existence d'hétérogénéités de déformation rendent nécessaires des mesures locales (quelquefois délicates) de la déformation.

III. 3.1 Conditions d'essais :

Les essais ont réalisés à température ambiante (23°C), à trois vitesses de déformation 10^{-3} , 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1} , ces vitesses sont utilisées pour déterminer la loi du comportement de matériaux étudié en utilisant des éprouvettes plates. Ainsi que, autre vitesses (0.2, 0.6, 1 et 1.4 mm /s) sont adopter similaire de celle utiliser pour les éprouvettes AE. Pour ce type d'éprouvettes, un pilotage de déplacement global de l'éprouvette, le déplacement de la traverse de la machine nous permettons de mesurer directement le déplacement au cours de l'essai.

III. 3.2 Instrumentation des essais de traction :

Les essais de traction ont tous été réalisés sur une machine hydraulique INSTRON 1341 classique. Les vitesses du traverse accessible sont comprises entre

0,1 mm /min et 10000 mm/min, deux type de géométries (éprouvettes plates et éprouvettes rondes AE) ont été effectués. Ces essais sont réalisés au niveau du Département des Polymères et Composites Technologie Génie mécanique, Université des Mines, Douai, France avec l'aide du Pr Hedi Nouri.

Le banc de traction est couplé au système vidéo-métrique (vidéo-traction), il se repose sur la mesure précise de la géométrie locale d'une éprouvette (sablier) au cours de la déformation. Cela est rendu possible grâce à une caméra vidéo reliée à un micro-ordinateur doté d'un système d'analyse d'image (figure III.6).

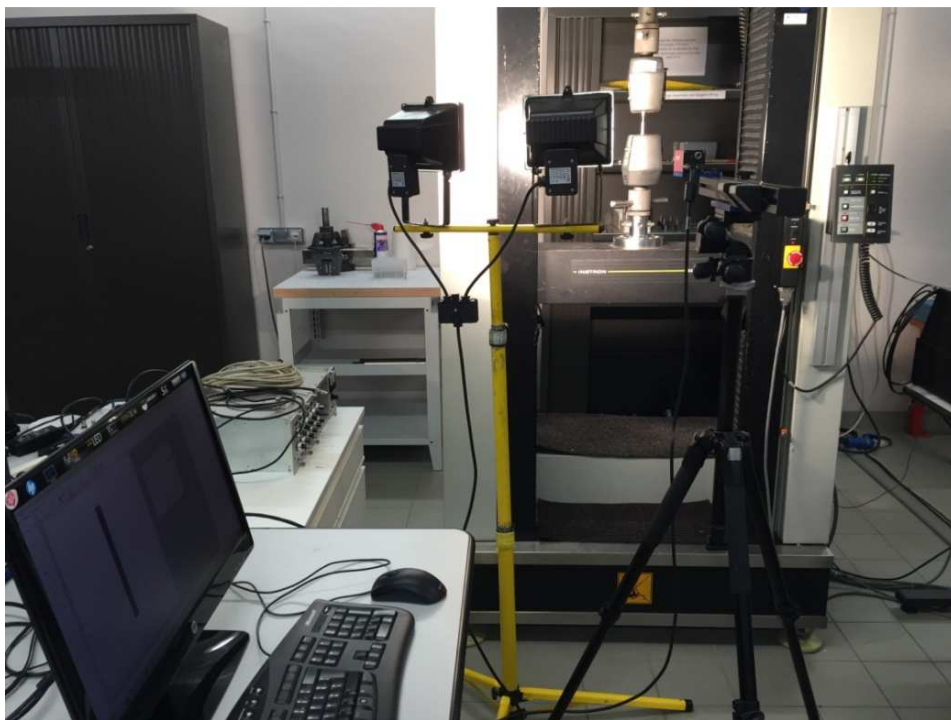


Figure III.6: *Machine de la vidéo traction.*

III. 3.3 Corrélation d'image numérique :

Une corrélation d'image numérique (CIN) a été utilisée pour mesurer les déformations et déplacements dans les échantillons d'essai pendant l'essai. CIN est une technique optique qui permet de suivre les changements dans les images prises au cours des tests pour déterminer les mesures. L'extensomètre n'a pas été utilisé dans les tests parce que les déplacements étaient trop grands.

Les échantillons d'essai ont été recouverts de peinture blanche avec un motif

aléatoire de taches noires avant les tests, comme le montre la figure III .7 . Cela a été fait pour s'assurer que les changements dans l'échantillon étaient reconnaissables dans les images. La peinture a été faite juste avant l'essai pour garantir que la peinture était encore humide, de sorte qu'il serait déformé avec l'échantillon d'essai sans aucune fissuration.

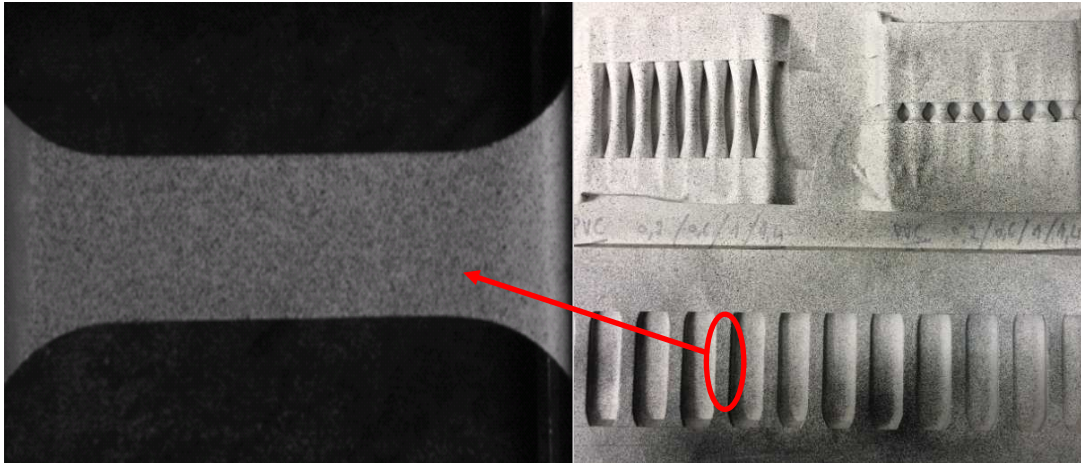


Figure III .7 : *Eprouvette de traction recouverte de peinture.*

III. 4 L'essai de compression :

Les essais de compression sont réalisés au niveau de laboratoire de mécanique de Lille, France. Ces essais ont été réalisés par le biais d'une micro-machine (Déformation Devices System, Kammrath & Weiss). Une cellule de 10 KN est utilisée pour mesurer la force appliquée. Le déplacement appliqué est de l'ordre de $16 \mu\text{m/s}$ et par conséquent la vitesse de déformation est équivalente à $\dot{\epsilon}=2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Des éprouvettes cylindriques de 6 mm de hauteur, et un diamètre de 6 mm sont sollicités entre deux plateaux de compression parallèles. Dans le but de réduire au maximum les effets de frottement, de la graisse a été appliquée sur les faces de l'échantillon en contact avec les plateaux avant l'essai (figure III.8). Toutes les éprouvettes sont testées à une température ambiante $23 \pm 1 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

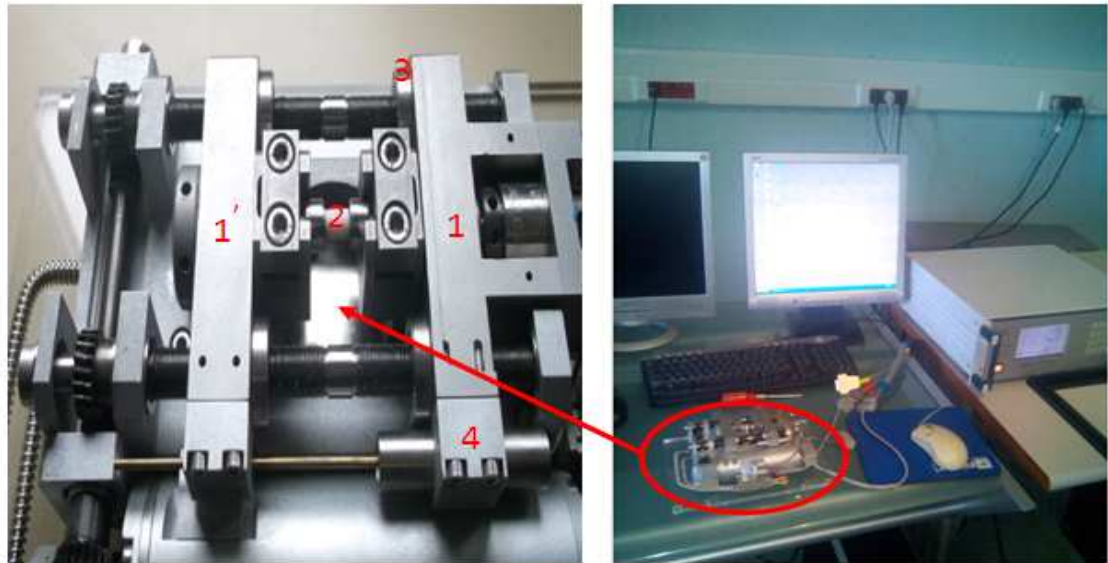


Figure III.8 : Photographie de la mini-machine de compression utilisée.

En légende : 1 et 1' Traverses symétriques ; 2 Mini-éprouvette;3 Moteur ;
4 Capteur de déplacement.

La figure III.9 représente la courbe Contrainte-déformation pour l'essai de compression, cette courbe nous permet d'effectuer une première série d'observation sur le comportement mécanique du PVC. Nous constatons un comportement classique d'un polymère amorphe à savoir une réponse viscoélastique de plus en plus non linéaire au fur et à mesure que la déformation augmente. Pour une déformation de l'ordre de 10 %, la contrainte d'écoulement plastique est atteinte 50 MPa.

Cette figure nous permet à dire que le comportement mécanique du PVC à la compression est décrit par une loi élasto-plastique avec un module de Young de 633 MPa et la limite élastique de 40 MPa.

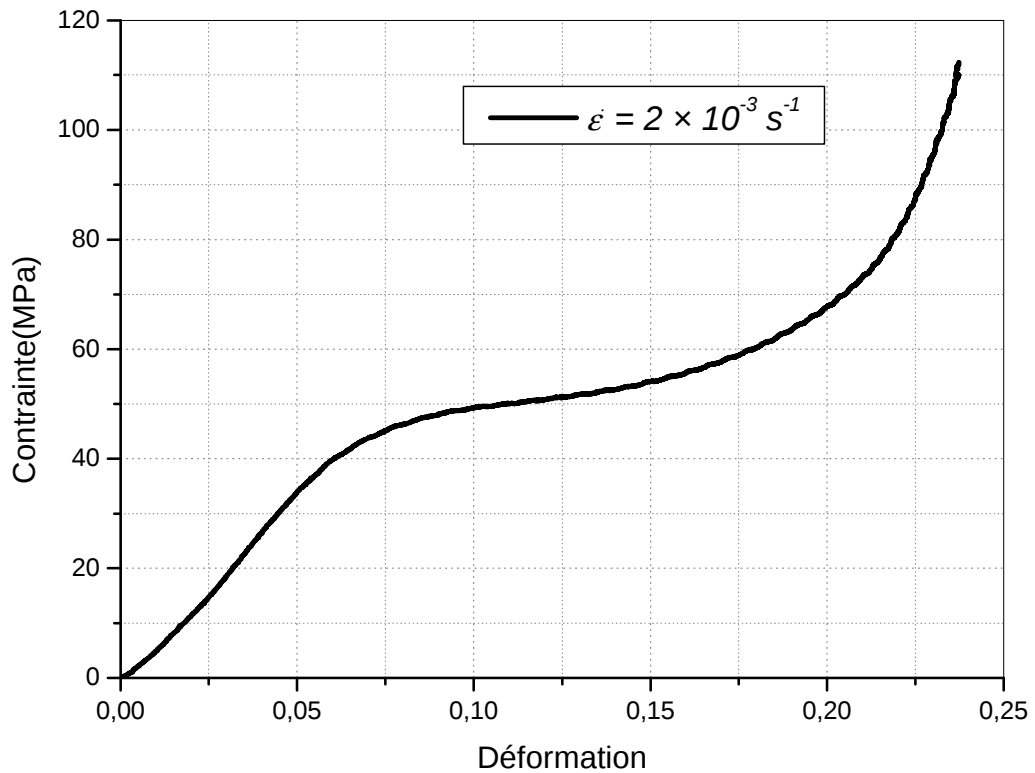


Figure III.9 : *Courbe de Contrainte -déformation du PVC pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.*

La figure III.10 représente les différentes éprouvettes de compression après sollicitations.



Figure III. 10 : *Eprouvettes de compression endommagée.*

III. 5 Loi de comportement :

L'analyse du comportement de notre polymère montre qu'une modélisation pertinente de leur comportement doit s'appuyer sur une approche mécanique tenant compte des phénomènes de cavitation, ou tout du moins de leur effet mécanique. Le formalisme thermodynamique développé par Lemaitre et Chaboche [119] appuyant sur une variable interne d'endommagement dissipative est privilégié.

Pour cette approche locale, nous simplifierons le modèle en admettant un comportement isotrope, elastoplastique endommageable en grande déformation, et écrouissage au-delà du seuil.

Un essai expérimental est réalisé pour la détermination de la loi de comportement du PVC, l'éprouvette a été prélevée à partir d'une plaque. La géométrie correspond à la norme ASTM D638 M1A. L'essai a été effectué sur une machine de traction Instron, afin de travailler sur un large domaine de vitesse de déformation 10^{-3} , 10^{-2} et 10^{-1} s⁻¹ et à température ambiante 23°C.

Le module de Young (E) est déterminé graphiquement à partir des pentes élastiques des courbes de traction. Dans les calculs par éléments finis, le module élastique choisi sera le module apparent.

Le coefficient de Poisson(ν) est déterminé à partir de la pente de la courbe déformation longitudinale en fonction de la déformation latérale sur les mêmes éprouvettes. Dans la zone où la déformation reste homogène (avant la striction), la valeur moyenne du coefficient de Poisson est de 0.4.

Tout comme la détermination graphique du module de Young (E), la détermination graphique de σ_0 pose de sérieux problèmes de précisions sur la courbe contrainte déformation nominale. La contrainte σ_0 représente la limite entre le domaine parfaitement élastique et le début de la plasticité. La détermination de cette limite est difficile à obtenir et ceci à cause de la présence de la viscosité.

Les différentes propriétés elastoplastiques du matériau étudié peuvent être tirées des courbes contraintes – déformations représentées sur la figure III.11. Ces

courbes qui illustrent respectivement le comportement fréquent à température ambiante et sous sollicitation uniaxiale lente d'un polymère semi-cristallin font apparaître trois zones principales :

- **Zone I:** Le début de la courbe présente une pente élevée quasi-linéaire à l'origine. Cette partie est appelée réponse viscoélastique. Un adoucissement presque absent, pour lesquels la limite élastique présente une transition arrondie progressive.
- **Zone II:** La déformation devient irréversible. La striction se développe. Cette étape est associée en partie au déroulement des macromolécules sous l'effet de la déformation appliquée. La striction se stabilise et le diamètre minimal de l'éprouvette ne diminue quasiment plus. Les épaules de striction se propagent alors vers les extrémités de l'éprouvette. Cette propagation se traduit par une faible variation de la force.
- **Zone III:** Ce stade, qualifié de début de durcissement structural est vraisemblablement lié à l'orientation des chaînes selon la direction principale de déformation est une augmentation de volume était liée à la formation et à la croissance de cavités induit la rupture brutale.

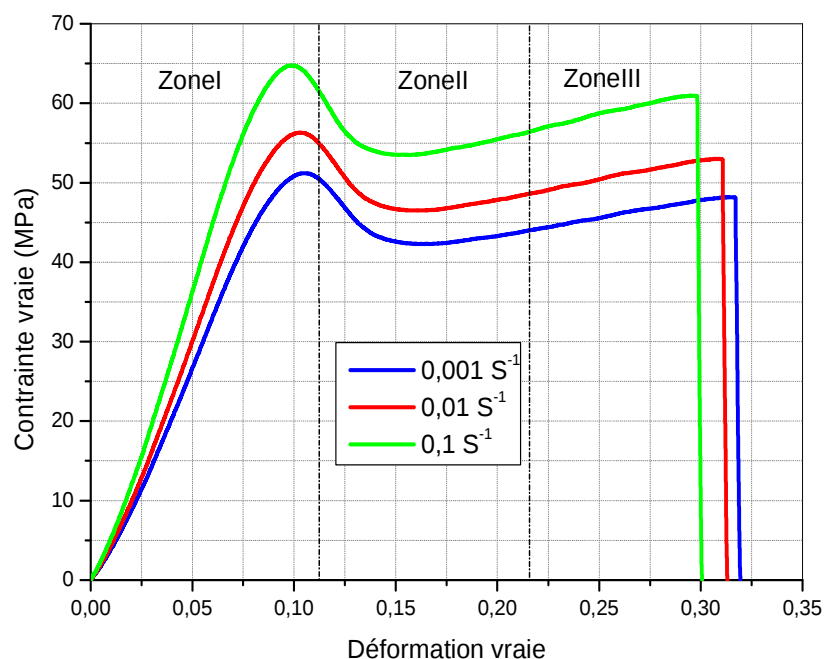


Figure III.11: loi de comportement (expérimental).

La figure III. 12 montres la variation du module d'élasticité en fonction de vitesse de déformation à partir des essais expérimentaux .Les essais de traction à différentes vitesses de déformation renseignent sur la nature des polymères. Pour un même comportement, plus la vitesse de déformation est élevé, plus le module d'élasticité et la limite élastique sera élevée.

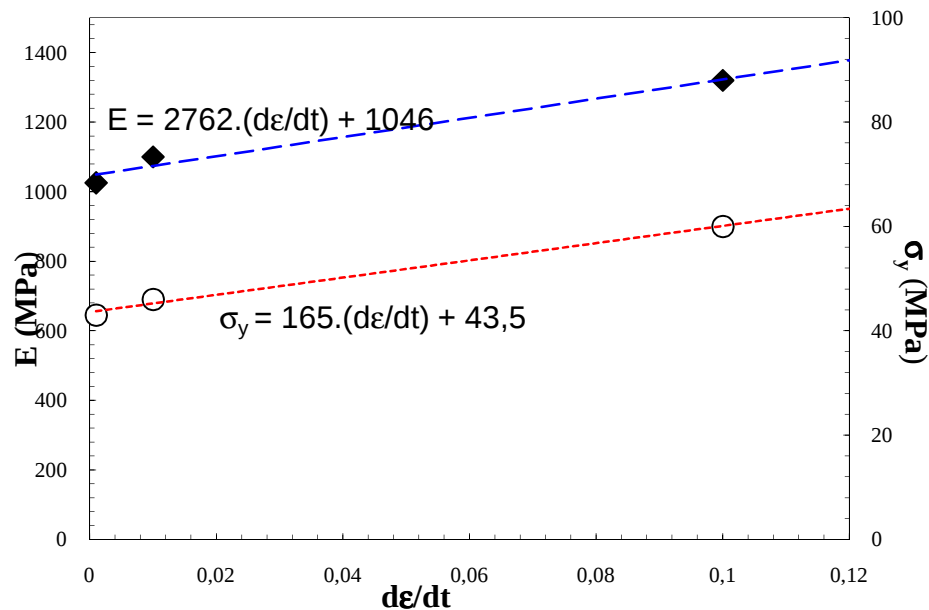


Figure III.12: Variation du module d'élasticité et la limite élastique en fonction de vitesse de déformation.

III. 6 L'effet de la vitesse de sollicitation pour éprouvette plate :

La figure III .13 présentent des courbes contrainte vrai – déformation vrai des essais de traction des éprouvettes plates avec différentes vitesse de sollicitation (0,2, 0,6, 1 et 1,4 mm /s). On remarque que la contrainte est faible (27,5 MPa) pour une vitesse de sollicitation de $v=0,2$ mm/s, cette contrainte peut atteindre 34 MPa avec une vitesse de sollicitation de $v=1,4$ mm/s. Les même remarques peuvent être déduite pour les déformations vrai (1,18 pour la vitesse 0,2 mm/s et 1,92 pour la vitesse 1,4 mm/s). On peut déduire dans cette étude que la contrainte vrai et la déformation vrai augmente avec l'augmentation des vitesses de sollicitation.

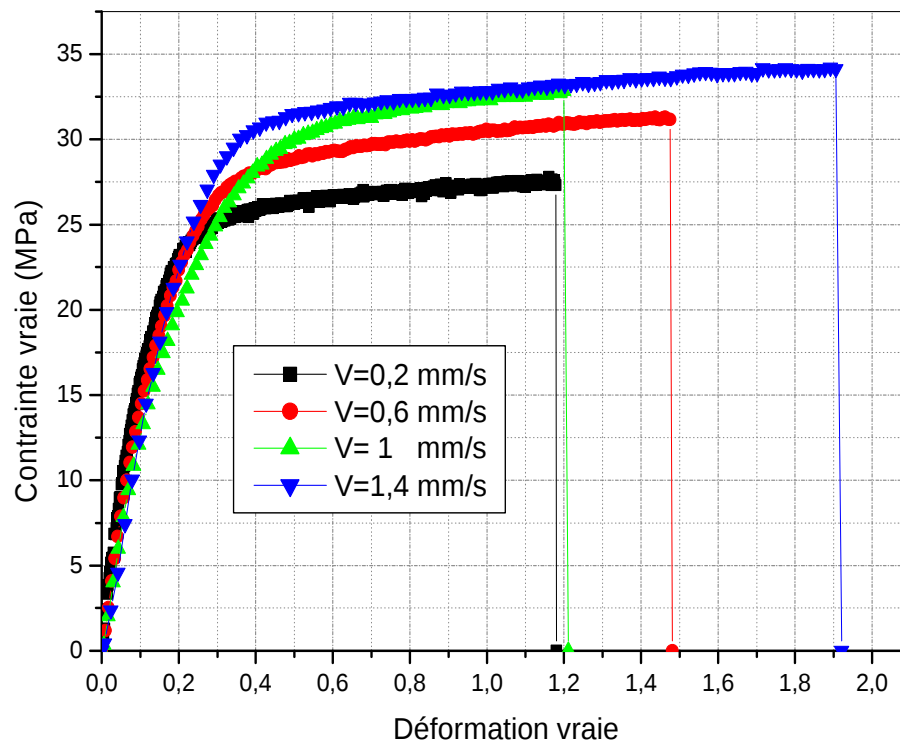


Figure III. 13 : *Courbe contrainte vrai-déformation vrai pour différentes vitesses de sollicitation.*

La figure III. 14 représente les différentes éprouvettes plates après sollicitations, on peut constater sur cette figure que la rupture des ces éprouvettes est localiser dans la partie utile .



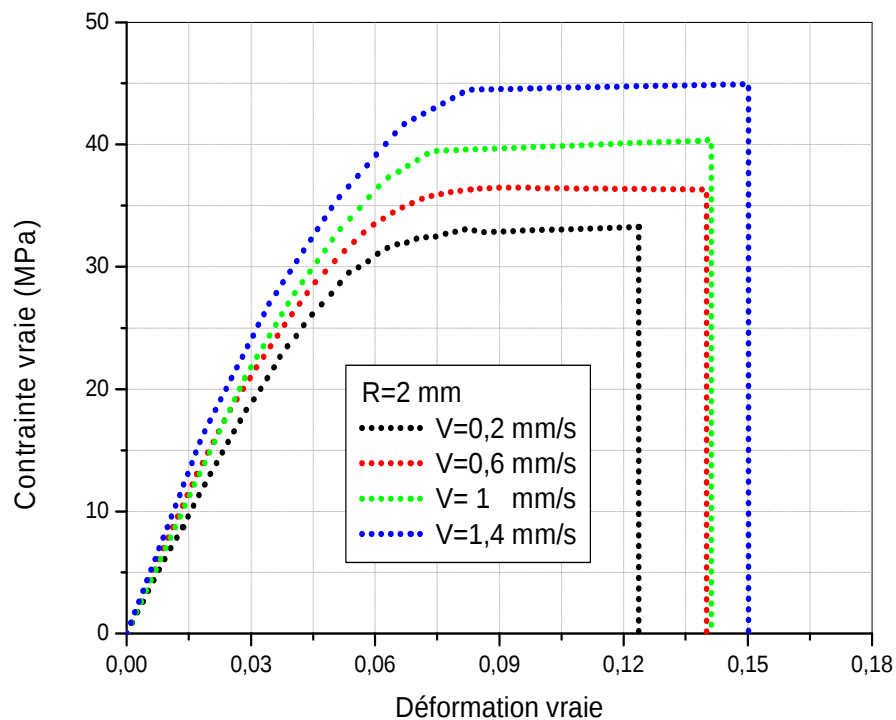
Figure III. 14 : *Eprouvettes de traction plate endommagés.*

III. 7 L'effet de la vitesse de sollicitation pour différentes rayons de courbures :

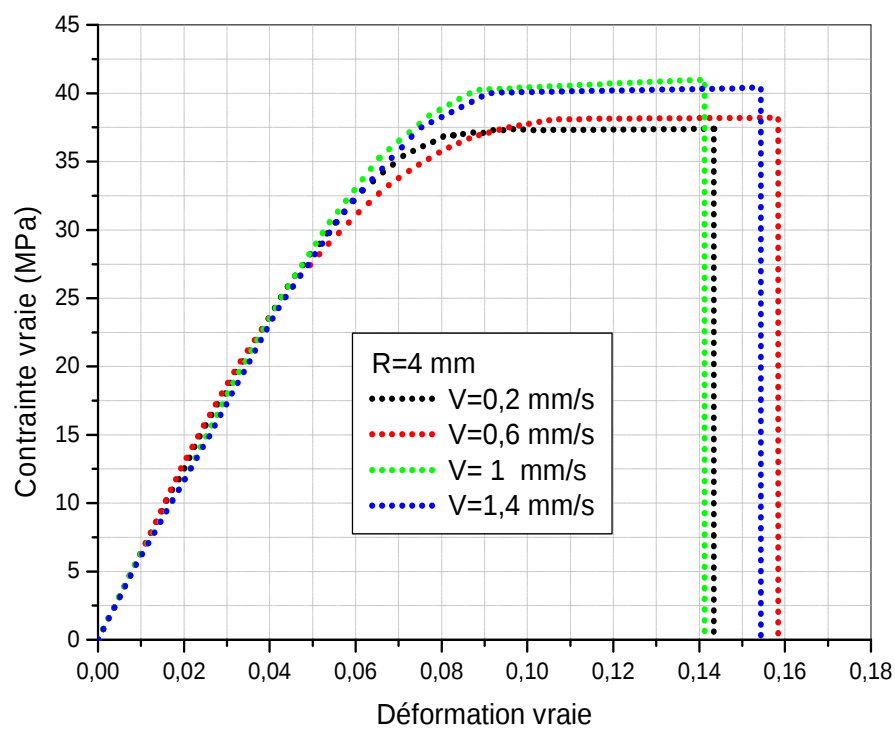
La figure III.15 a, b, c et d présentent des courbes contrainte vraie-déformation vraie pris au point critique de l'éprouvette pour les quatre rayons de courbure obtenues ($\beta=0.33$ pour AE80, $\beta=0.44$ pour AE10, $\beta=0.6$ pour AE4 et $\beta=0.8$ pour AE2) et pour les quatre vitesses de sollicitation (0.2, 0.6, 1 et 1.4mm/s).

Les résultats mettent en évidence une forte dépendance de comportement vis-à-vis de ce paramètre. Ainsi, le module d'élasticité et la limite élastique sont affectés par ce paramètre. L'écoulement plastique, incluant plateau et durcissement, est également affecté par la vitesse de sollicitation.

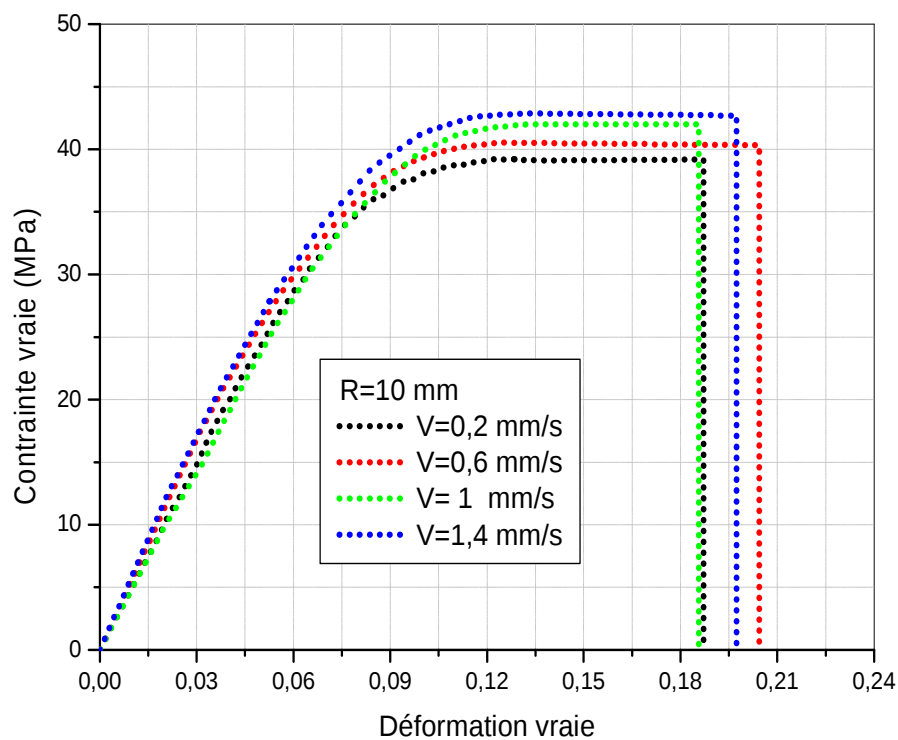
On remarque qu'avec la même éprouvette, la contrainte est faible pour une vitesse de sollicitation plus faible. Dans les éprouvettes (AE2, AE4, AE10, AE80) on observe une augmentation de la contrainte maximale avec l'augmentation des vitesses de sollicitation (0.2, 0.6, 1 et 1.4mm/s). La déformation est faible pour un rayon de courbure faible (pour l'éprouvette R=2 mm la déformation ne dépasse pas 0,15) et augmente pour un rayon de courbure fort (pour l'éprouvette R=80 mm la déformation dépasse 0,4).



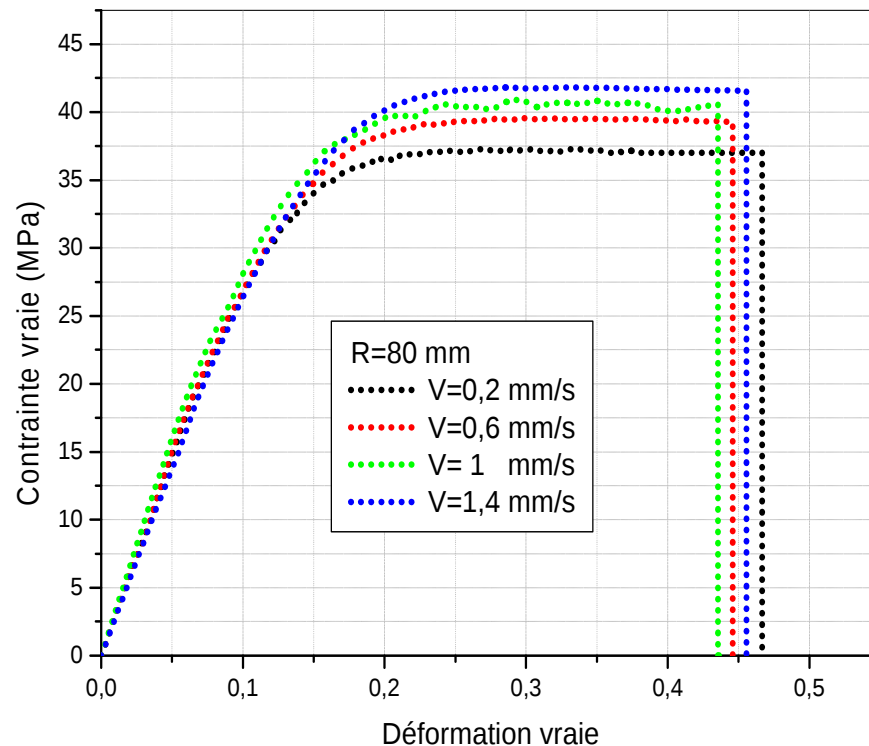
a)



b)



c)



d)

Figure III.15 (a, b, c, d) : *Influence de la vitesse de déformation sur le comportement du matériau. a) $R=2\text{ mm}$; b) $R=4\text{ mm}$; c) $R=10\text{ mm}$; d) $R=80\text{ mm}$.*

III. 8 L'effet de la triaxialité sur le comportement du PVC :

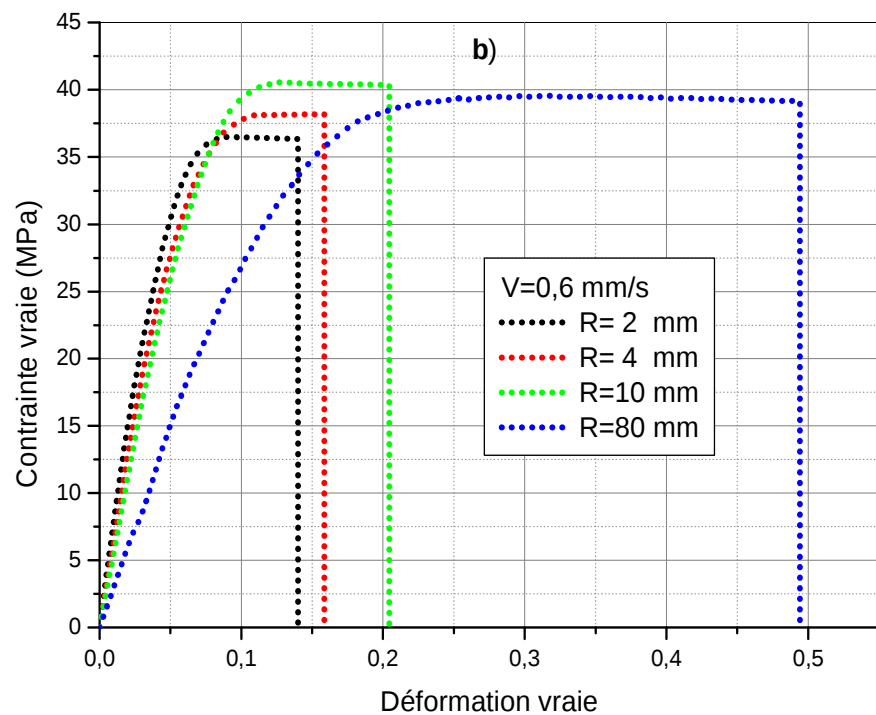
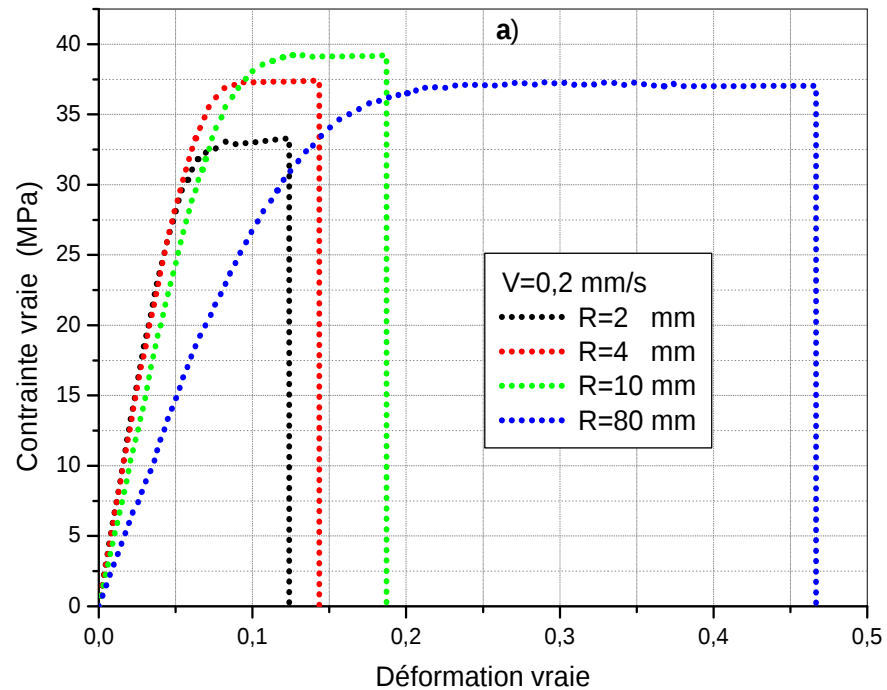
La figure III.16 (a, b, c, d) montre l'influence du rayon de courbure sur le comportement du PVC pendant l'essai de traction uniaxiale avec différentes vitesses de sollicitation (0.2, 0.6, 1 et 1.4 mm/s).

En effet, la limite élastique augmente avec l'augmentation du rayon de courbure entre AE2, AE4 et AE10 pour les vitesses 0,2, 0,6 et 1 mm /s et la même remarque pour la déformation vraie. Mais pour la vitesse 1,4 mm /s la limite élastique augmente avec la réduction de rayon de courbure.

Cette tendance est due au fait que la contrainte de triaxialité augmente avec la réduction de rayon de courbure.

Pour un rayon de courbure AE80 la déformation vraie augmente contrairement aux cas AE2, AE4 et AE10. Cette tendance est due au fait que le PVC est souple et

ductile à la triaxialité lente. En peut conclure à se stade que le taux de triaxialité joue un rôle très important sur le comportement du PVC.



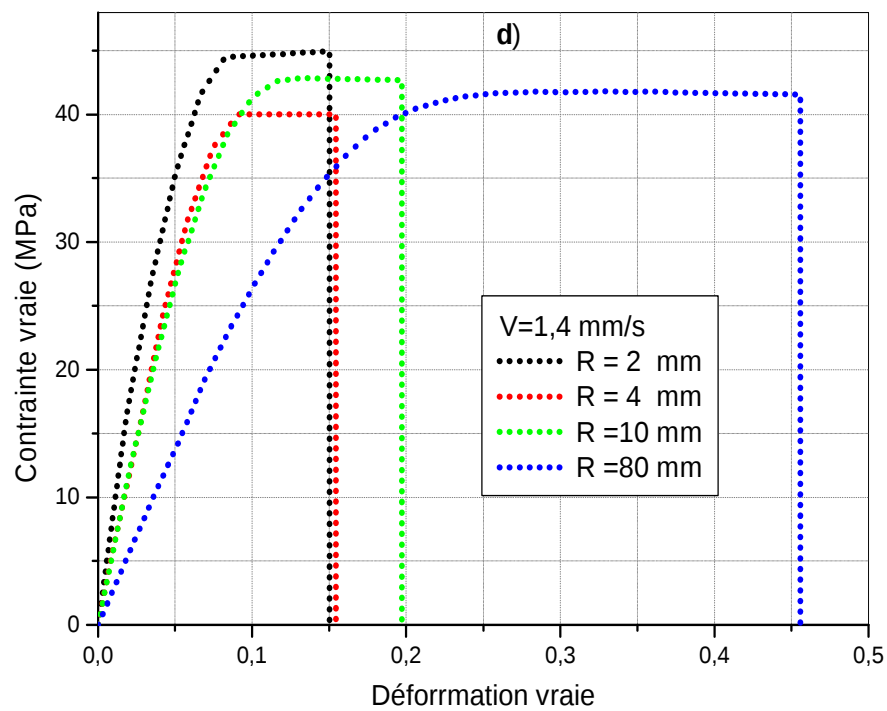
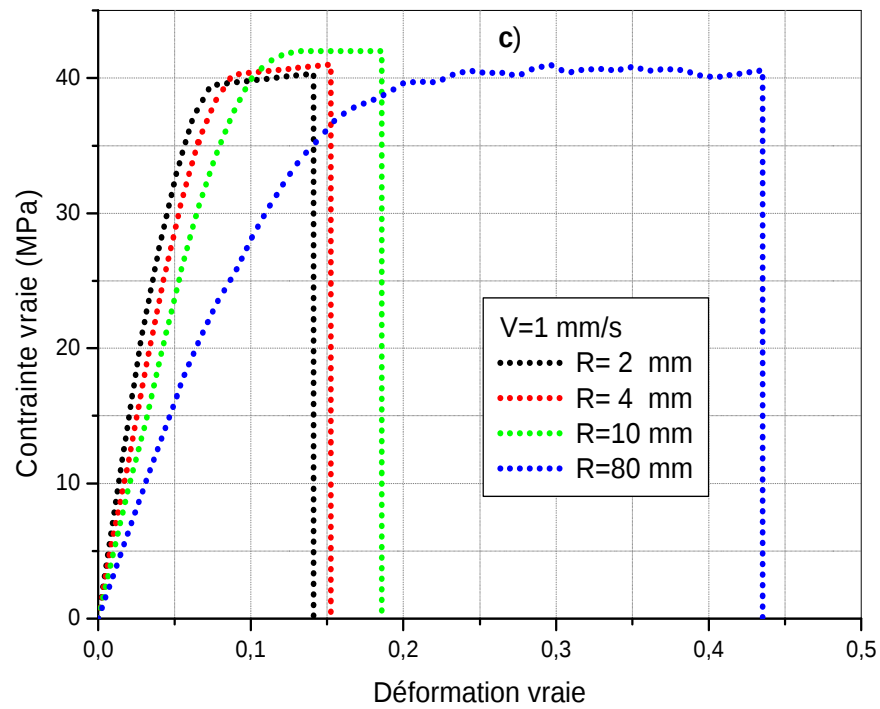


Figure III. 16(a, b, c, d) : Influence du rayon de courbure sur le comportement du matériau. a) $V=0,2\text{ mm/s}$; b) $V=0,6\text{ mm/s}$; c) $V=1\text{ mm/s}$; d) $V=1,4\text{ mm/s}$.

La figure III. 17 représente les différentes éprouvettes AE après sollicitations, on peut constater sur cette figure que la rupture des ces éprouvettes est localiser au font d'entaille.



Figure III. 17 : *Eprouvettes de traction ronde endommagé.*

III. 9 Facies de rupture:

Les images des facies de rupture sont effectuées à l'aide d'un dispositif d'agrandissement et un logiciel appelé Motic Images Plus 2.0 ML qui est un logiciel multimédia proposé par le groupe chinois Motic Co., Ltd. Il est spécialement conçu pour les particuliers, fournissant à ses utilisateurs des méthodes avancées et faciles d'utilisation pour éditer, analyser et mesurer des images.

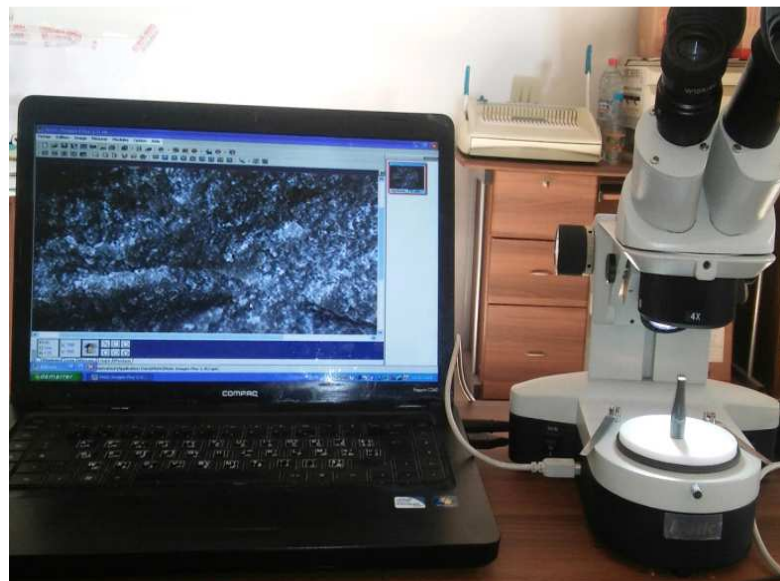
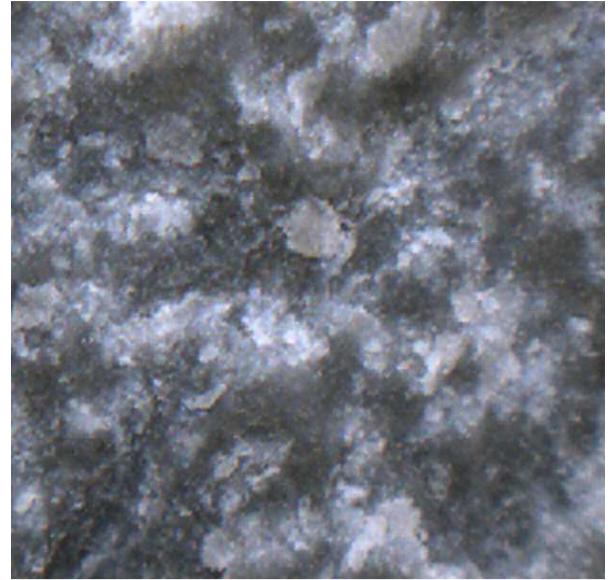


Figure III. 18 : *Dispositif d'agrandissement Motic.*

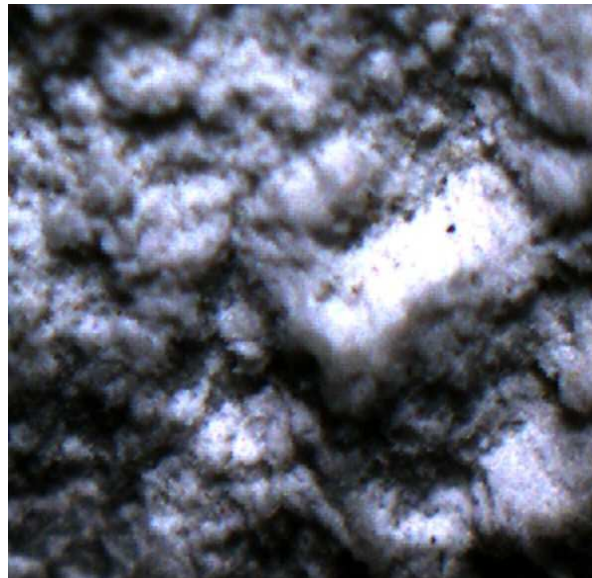
La figure III. 19 représente des faciès de rupture pour quelques éprouvettes des essais réalisés, on observe sur cette figure qu'il existe une différence entre la forme de la surface des éprouvettes rondes (R4, R80) et l'éprouvette plate avec la vitesse de sollicitation 0,2 mm/s.



a)



b)



c)

Figure III. 19 (a, b, c) : *Faciès de rupture après un essai de traction. a) R4V0.2 ;
b) R80V0.2 ; c) éprouvette plate.*

La rupture ductile est précédée d'une déformation plastique importante, sur cette image on observe clairement la formation de cavités autour des inclusions. Il est maintenant bien admis que le mécanisme de rupture ductile se décompose en trois étapes essentielles qui sont :

- La nucléation ou germination de cavités de petites tailles,
- La croissance de ces cavités,
- La coalescence des cavités jusqu'à l'amorçage d'une fissure macroscopique.

III. 10 Conclusion :

Comme nous l'avons souligné précédemment, différents modes de déformation peuvent coexister et développer au sein d'un polymère semi cristallin sous différentes sollicitations mécaniques. Ces processus de déformation débouchent rapidement lors de la traction sur une localisation macroscopique (striction). La technique de vidéo traction mise en œuvre dans cette étude, donne accès au comportement vrai et à la variation de volume jusqu'aux très grandes déformations. Les essais de vidéo traction ont parfaitement démontré que dans le cas d'un polymère semi cristallin tel que notre matériau d'étude (PVC), la variation de la vitesse de déformation engendre des variations dans les paramètres mécaniques de ce matériau tel que la contrainte au seuil d'écoulement, la contrainte à la rupture et le module de Young.

Chapitre IV

Etude

Numérique

IV.1 Présentation du logiciel de calcul :

La méthode des éléments finis est un moyen d'étude très utilisé actuellement consistant à calculer, après division d'un système en éléments, les variables inconnues pour transformer les équations aux dérivées partielles en équations algébriques. Ces équations peuvent modéliser, moyennant des hypothèses simplificatrices, les problèmes de la mécanique des solides [120-121].

Abaqus est un logiciel développé par Hibbit, Karlsson & Sorensen (HKS) depuis 30 ans est le début de la théorie des éléments finis, a été amélioré au fur et à mesure pour intégrer toutes les nouveautés de la théorie et des besoins de l'entreprise. Abaqus est avant tout un logiciel de simulation par éléments finis de problèmes très variés en mécanique. Il est connu et répandu, en particulier pour ses traitements performants de problèmes non linéaires. A partir d'un fichier de données (caractérisé par le suffixe .inp), qui décrit l'ensemble du problème mécanique, le logiciel analyse les données et effectue les simulations demandées et fournit les résultats dans un fichier (.odb).

Deux tâches restent à accomplir: générer le fichier de données et exploiter les résultats contenus dans le fichier .odb (ou post traitement). La structure du fichier de données peut se révéler rapidement complexe : elle doit contenir toutes les définitions géométriques, les descriptions des maillages, des matériaux, des chargements, etc..., suivant une syntaxe précise. Il faut savoir que le pré traitement et le post traitement peuvent être effectués par d'autres logiciels. Abaqus propose le module Abaqus CAE, interface graphique qui permet de gérer l'ensemble des opérations liées à la modélisation.

IV.2 Modélisation par éléments finis :

A partir de ces rappels, on a choisit de travailler avec des éprouvettes axisymétriques entaillé (AE) à quatre rayons de courbures différents afin d'étudier l'influence du taux de triaxialité des contraintes sur le comportement du matériau «endommagement ». Les quatre rayons de courbures étudiés sont : $R = 80 \text{ mm}$

(AE80), 10 mm (AE10), 4 mm (AE4) et 2 mm (AE2). Les géométries des éprouvettes sont telles que la longueur totale est de 66 mm, le diamètre du fût est de 10 mm, le diamètre en fond d'entaille est de 5 mm (Figure IV. 1).

Les propriétés mécaniques du PVC utilisé sont représentées dans le tableau IV.1 :

Densité	0.87
Module de Young	$E = 650 \text{ MPa}$
Coefficient de poisson	$\nu = 0,4$
La limite élastique	$\sigma_e = 40 \text{ MPa}$

Tableau IV.1 : *propriétés mécaniques du PVC.*

Le taux de triaxialité des contraintes β est défini par:

$$\beta = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}$$

σ_m : Est la contrainte moyenne définie par : $\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})$

σ_{eq} : Est la contrainte équivalente de Von Mises.

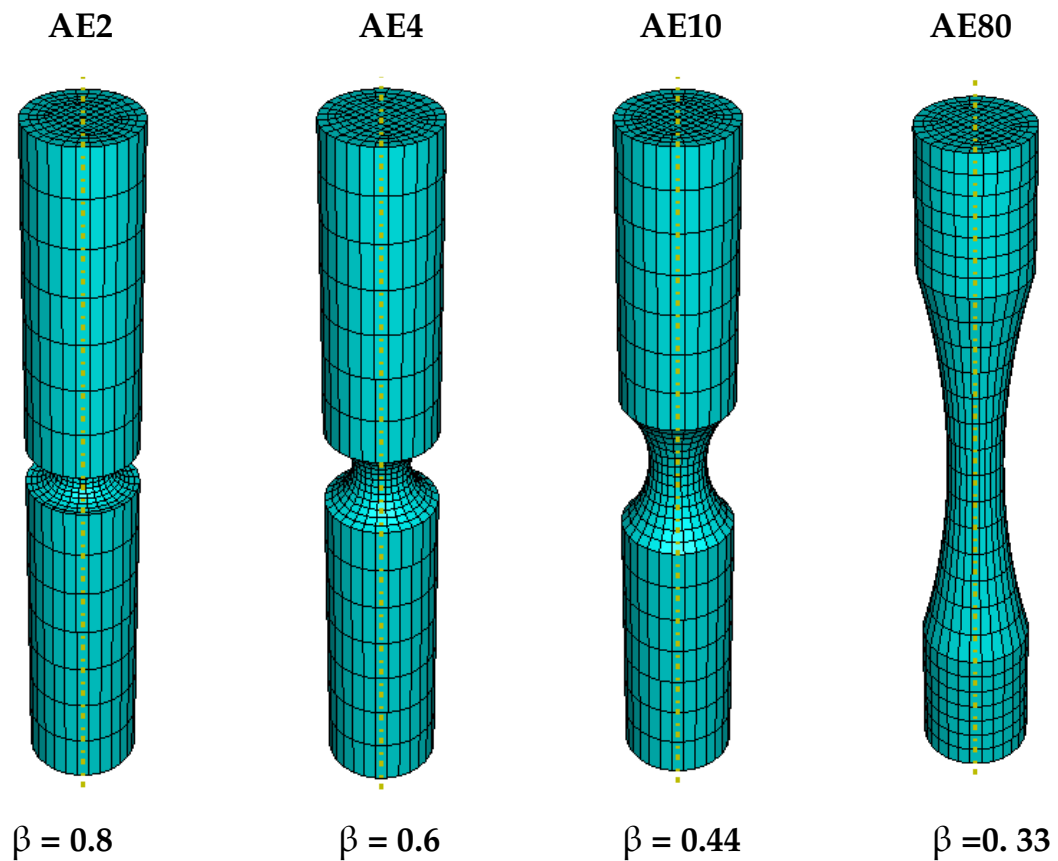


Figure IV.1 : *Géométries des éprouvettes AE.*

Les géométries entaillées ont été étudiées par symétrie (axisymétriques), seul le un quart de l'éprouvette est maillée à l'aide d'élément axisymétrique quadratique à intégration réduite (appelé cax4r). Ainsi, grâce à la symétrie il est possible de mailler le quart de la longueur pour représenter la structure entière. Dans la zone entaillée, le maillage est fini, contrairement à la zone lisse où celui-ci est plus grossier (Figure IV. 2). Le nombre total de nœud varie suivant la géométrie étudiée : 288 nœuds et 245 éléments pour l'AE80, 317 nœuds et 276 éléments pour l'AE 10, 378 nœuds et 336 éléments pour l'AE 4, 399 nœuds et 356 éléments pour l'AE2.

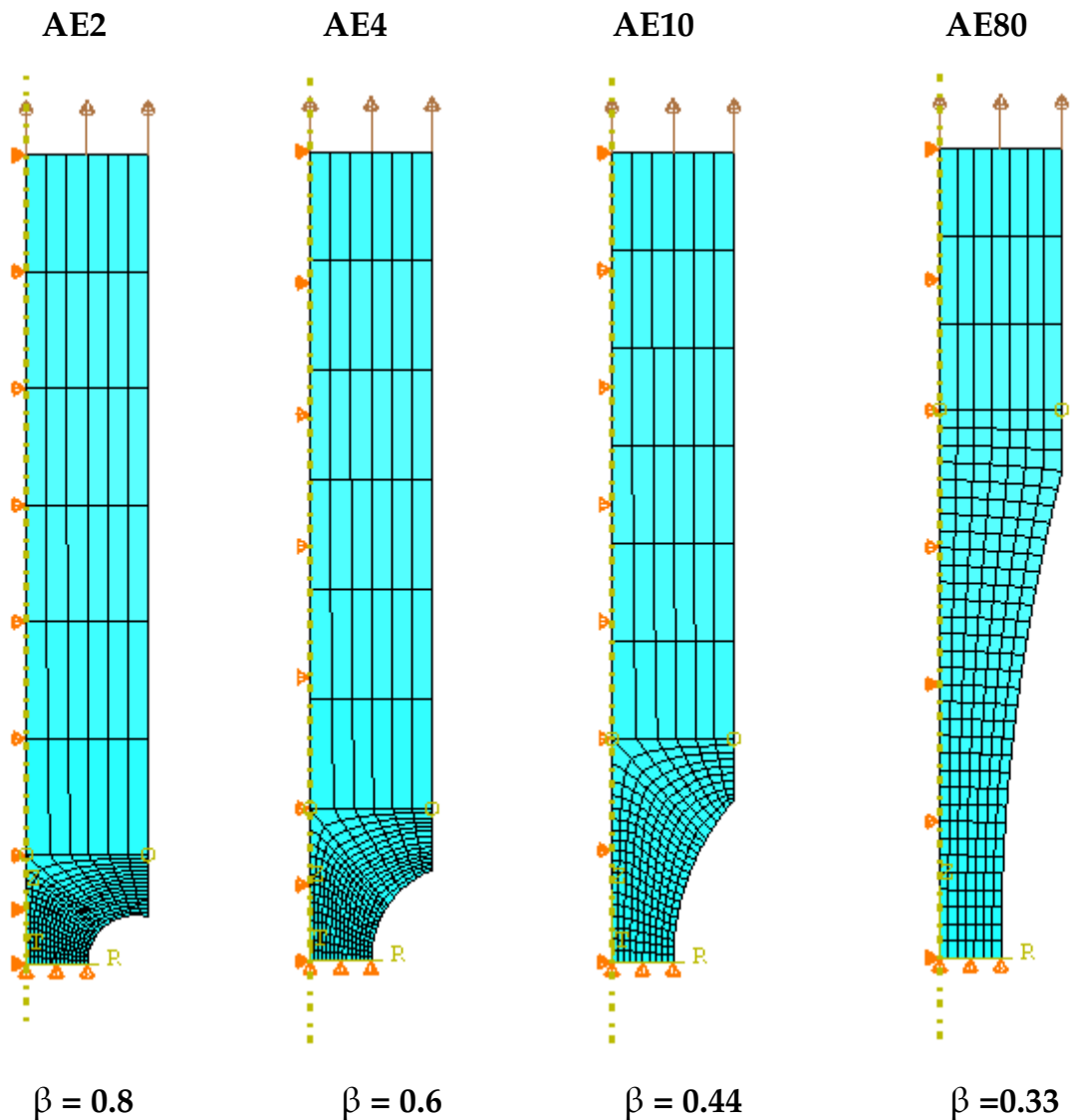


Figure IV.2 : *Maillage des éprouvettes*[122].

Les essais sur les éprouvettes AE ont été effectués en déplacement imposé. Numériquement il n'est pas possible d'introduire directement une telle condition de chargement dans le calcul. Dans un premier temps, le déplacement longitudinal de l'éprouvette qui a été mesuré lors d'un essai à vitesse de réduction diamétrale variable, est utilisé.

Dans ce paragraphe, nous avons étudié l'effet de variation de rayon de courbure : $R = 2 \text{ mm}$, 4 mm , 10 mm et 80 mm et les vitesses de sollicitation : $V = 0,2 ; 0,6 ; 1$ et $1,4 \text{ mm/s}$ sur la répartition des contraintes au fond d'entaille.

IV.3 : Résultats et discussion

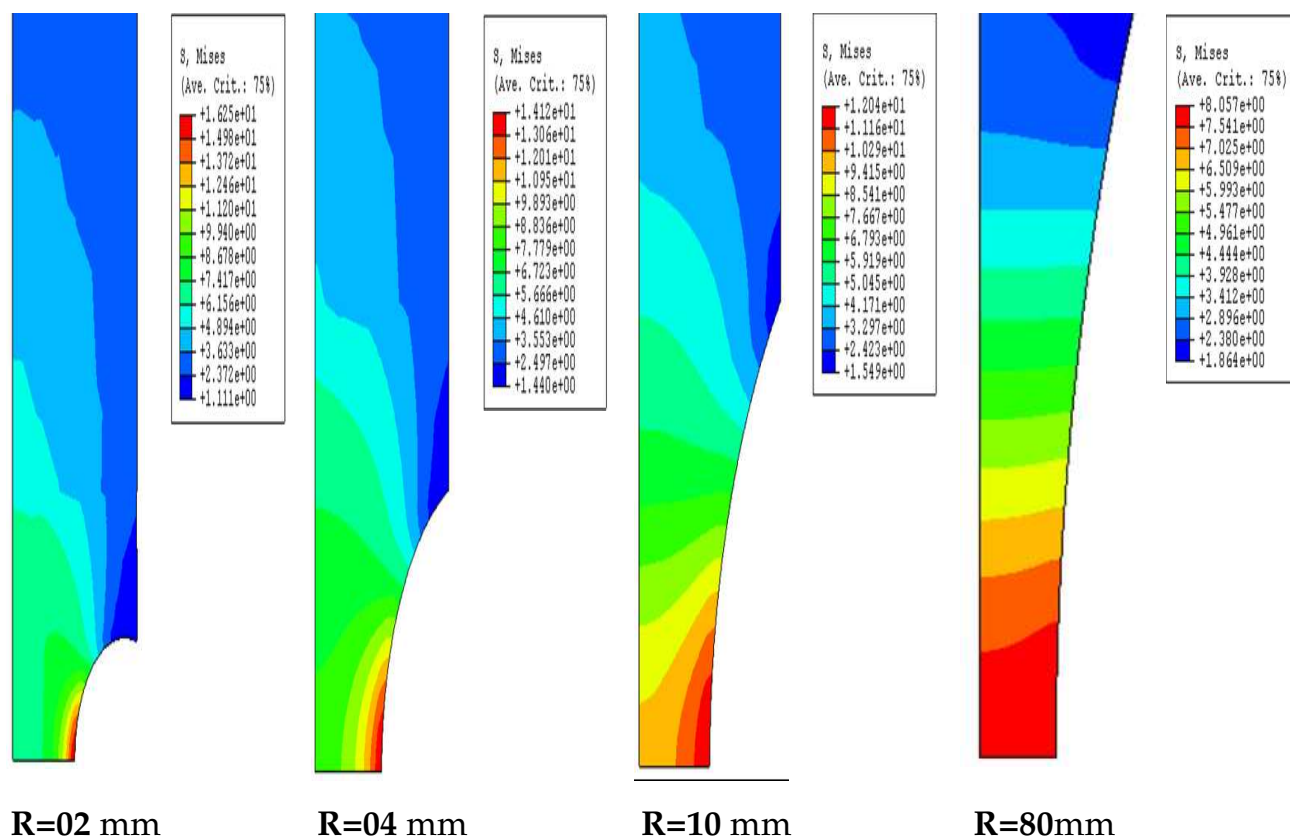
IV.3.1 : Influence de la variation du rayon de courbure:

La résolution par éléments finis nous a permis d'analyser numériquement et de déterminer la répartition du champ des contraintes équivalentes au voisinage de l'entaille de l'éprouvette étudiée.

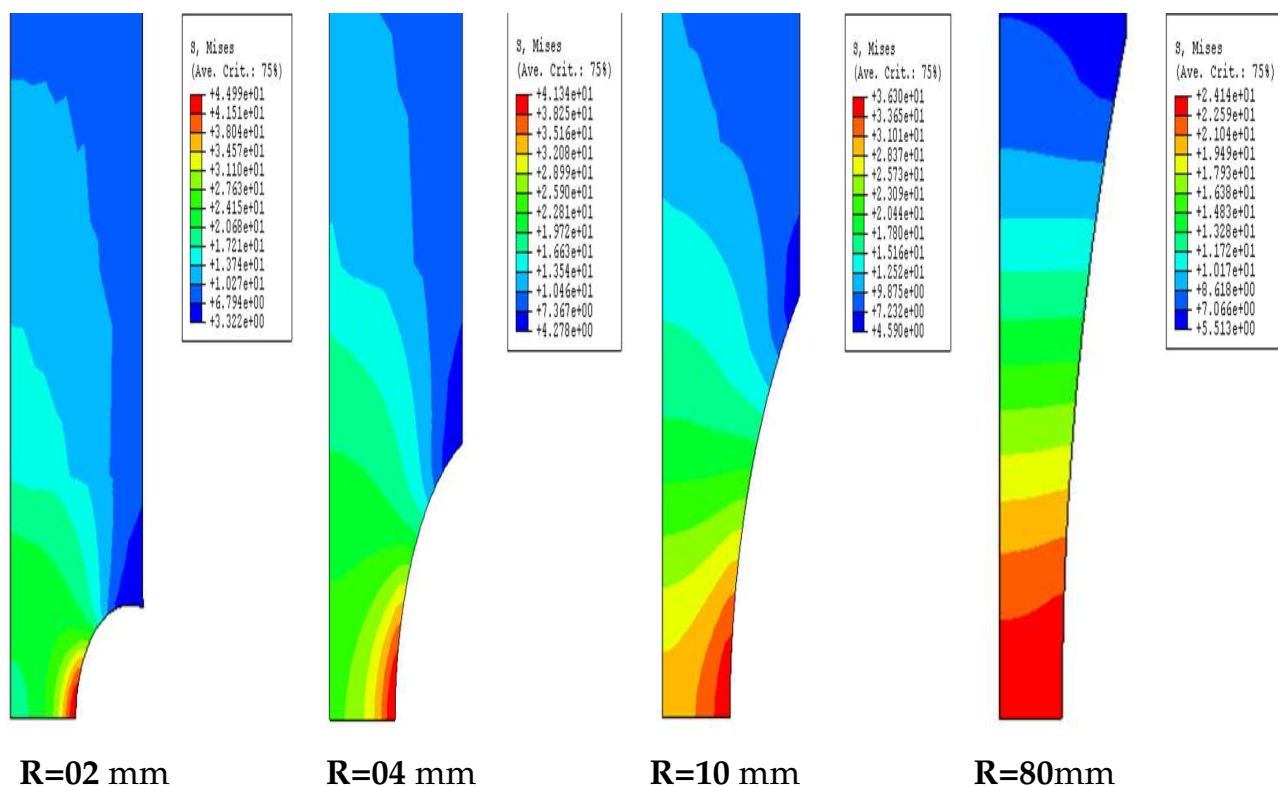
Les figures IV.3 (a, b, c, d) représentent la répartition des contraintes au fond d'entaille pour les quatre rayons de courbure à quatre vitesses différentes (0.2, 0.6, 1 et 1.4mm/s). Les contraintes sont élevées pour un rayon de courbure plus faible. On remarque d'une part que les contraintes sont concentrées en fond d'entaille, cette concentration diminue au fur et à mesure qu'on s'éloigne de l'entaille quelque soit le rayon de courbure et la vitesse de sollicitation. D'autre part, ces contraintes décroissent avec l'augmentation du rayon de l'entaille, et que la distribution de ces contraintes n'est pas homogène, sur la face latérale proche du défaut qui est soumis à des contraintes d'amplitude relativement faible. Les contraintes les plus fortes sont localisées au fond de l'entaille dont l'amplitude diminue au fur et à mesure que l'on s'éloigne de cette zone. Si la contrainte dépasse la limite élastique du matériau, une zone plastique au voisinage du fond d'entaille apparaîtrait.

On remarque également que l'endommagement se localise dans la zone de plus petit rayon de l'éprouvette. Il semble ainsi que ces éprouvettes soient adaptées pour mettre en évidence l'endommagement par cavitation. Pour une vitesse plus élevée, l'influence de la vitesse sur la réduction diamétrale est ainsi démontrée (augmentation de réduction diamétrale avec l'augmentation de vitesse de sollicitation de l'éprouvette).

La concentration des contraintes est importante pour le rayon le plus petit ($R=2\text{mm}$) avec la vitesse de sollicitation la plus élevée ($V=1,4\text{mm/s}$).



a) $V=0,2 \text{ mm / s}$



b) $V=0,6 \text{ mm / s}$

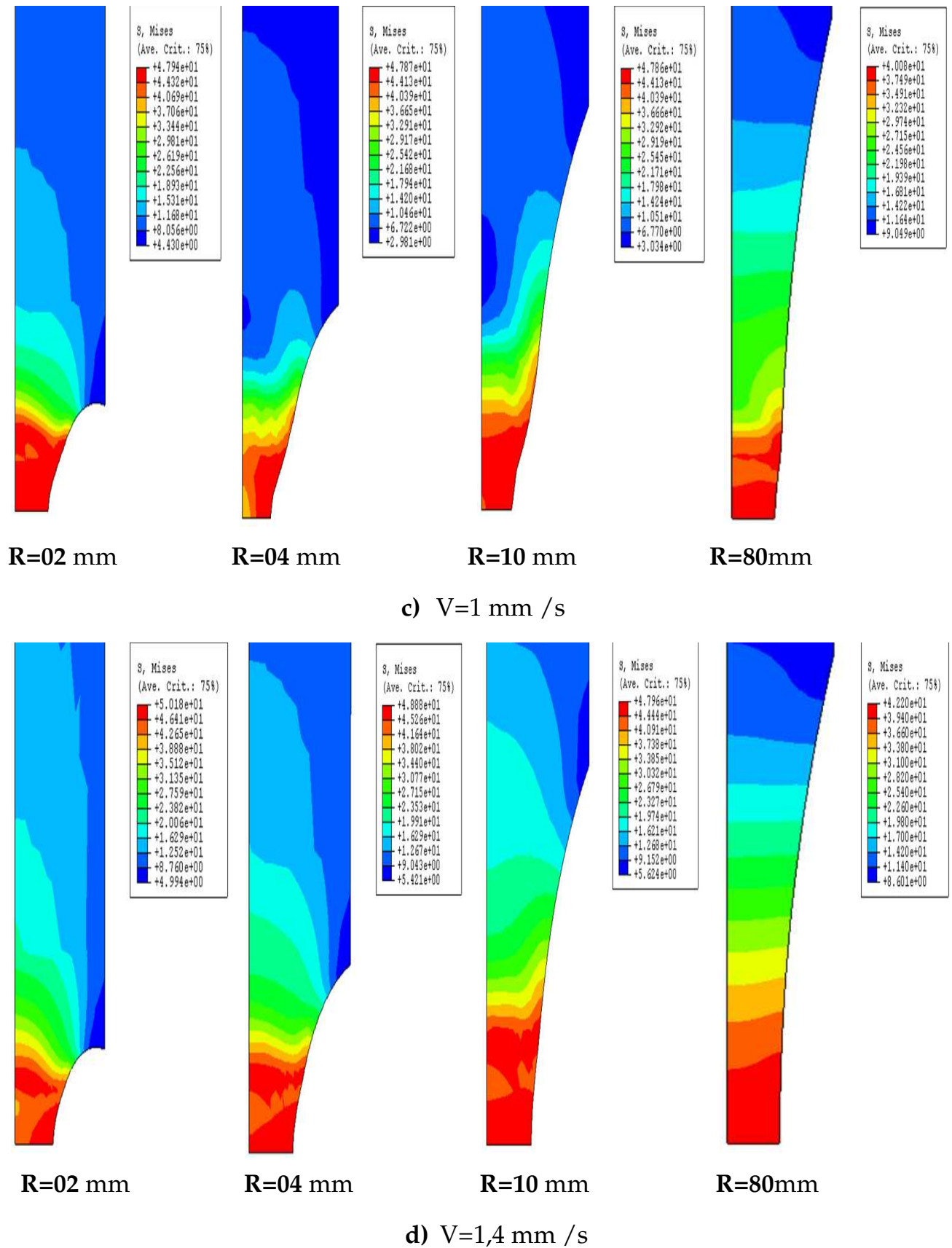


Figure IV. 3(a, b, c, d) : influence du rayon de courbure sur la Répartition des contraintes au fond d'entaille, a) $V=0,2 \text{ mm/s}$; b) $V=0,6 \text{ mm/s}$; c) $V=1 \text{ mm/s}$; d) $V=1,4 \text{ mm/s}$.

IV.3.2 : Influence de la variation de la vitesse de déformation :

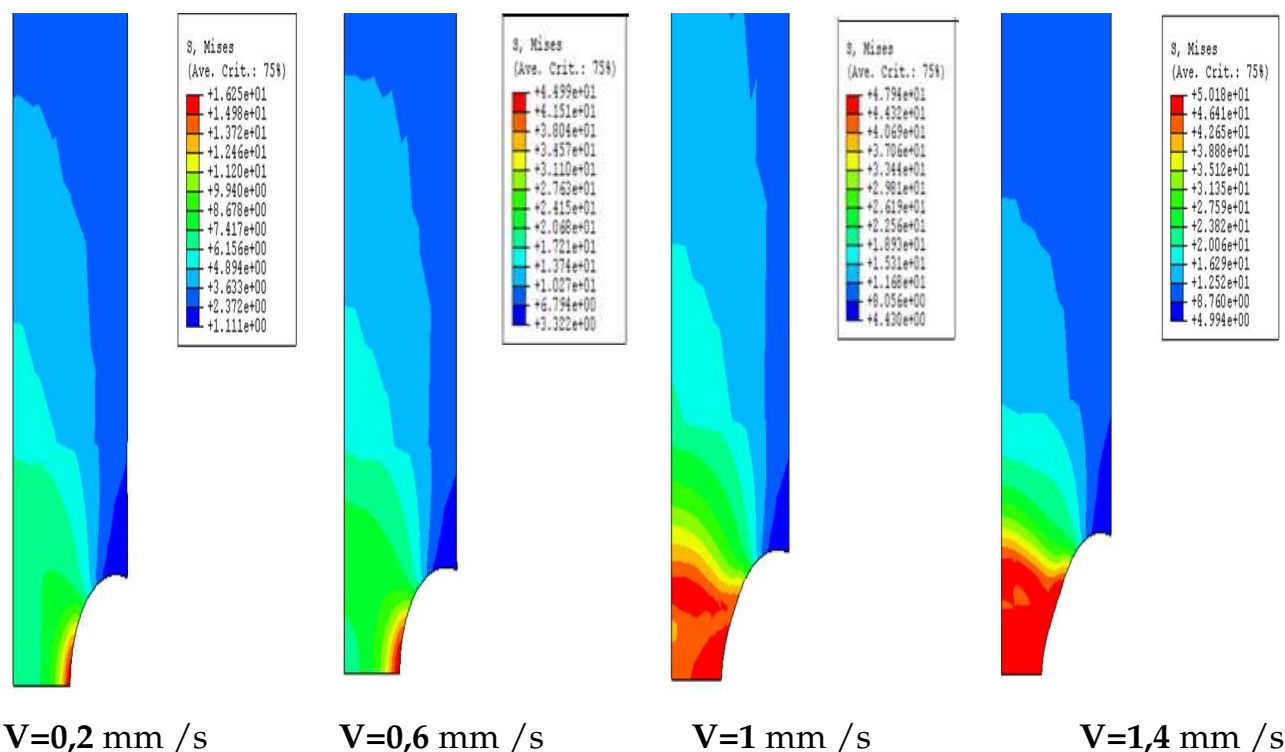
La figure IV. 4 représente l'influence de la vitesse de déformation sur la répartition des contraintes au fond d'entaille pour les quatre vitesses de sollicitation (0.2, 0.6, 1 et 1.4mm/s).

On remarque à partir des figure IV.4 (a, b, c et d), qu'en augmentant la vitesse de sollicitation; la contrainte de Von Mises augmente quelque soit le rayon de courbure mais elle est importante pour le rayon de courbure le plus petit ($R=2\text{mm}$) avec la vitesse de sollicitation $V=1,4\text{mm/s}$.

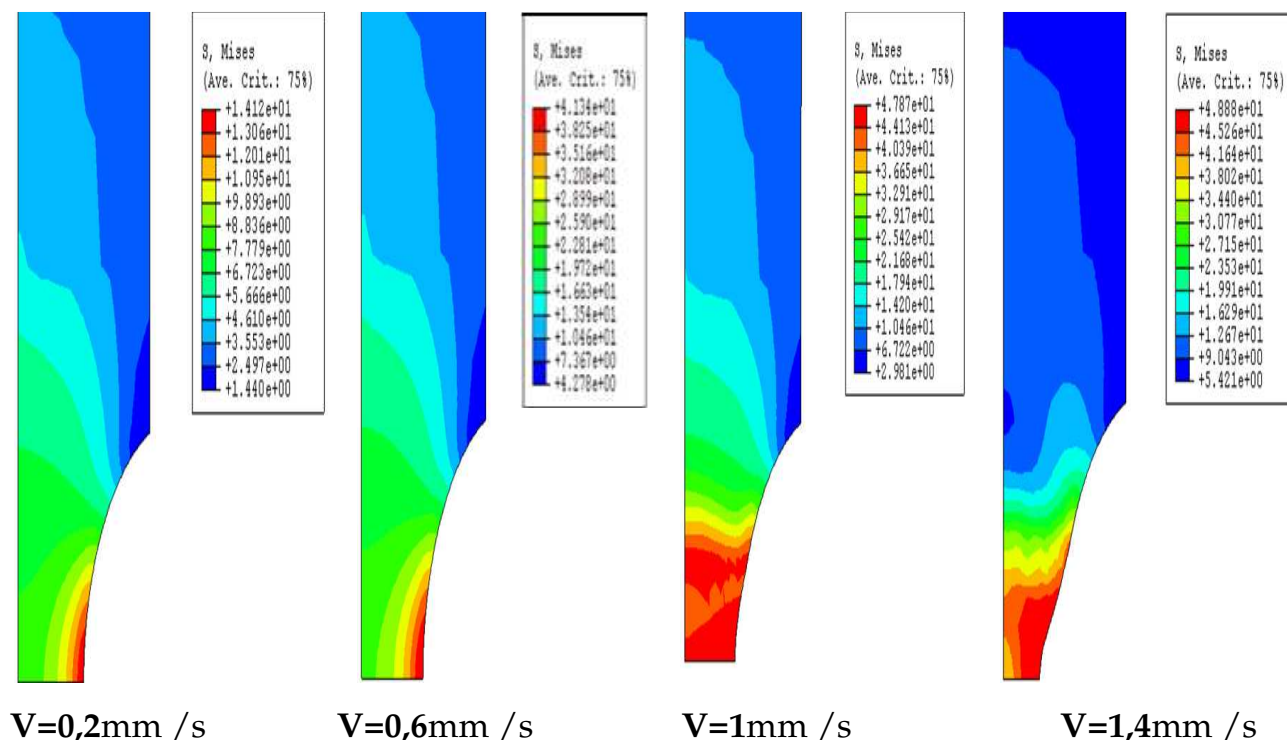
On remarque également que l'endommagement se localise dans la zone de section la plus petite. Il semble ainsi que ces éprouvettes soient adaptées pour mettre en évidence l'endommagement par cavitation.

Il est noté dans cette figure que l'augmentation de réduction diamétrale est proportionnelle à l'augmentation de vitesse de sollicitation de l'éprouvette.

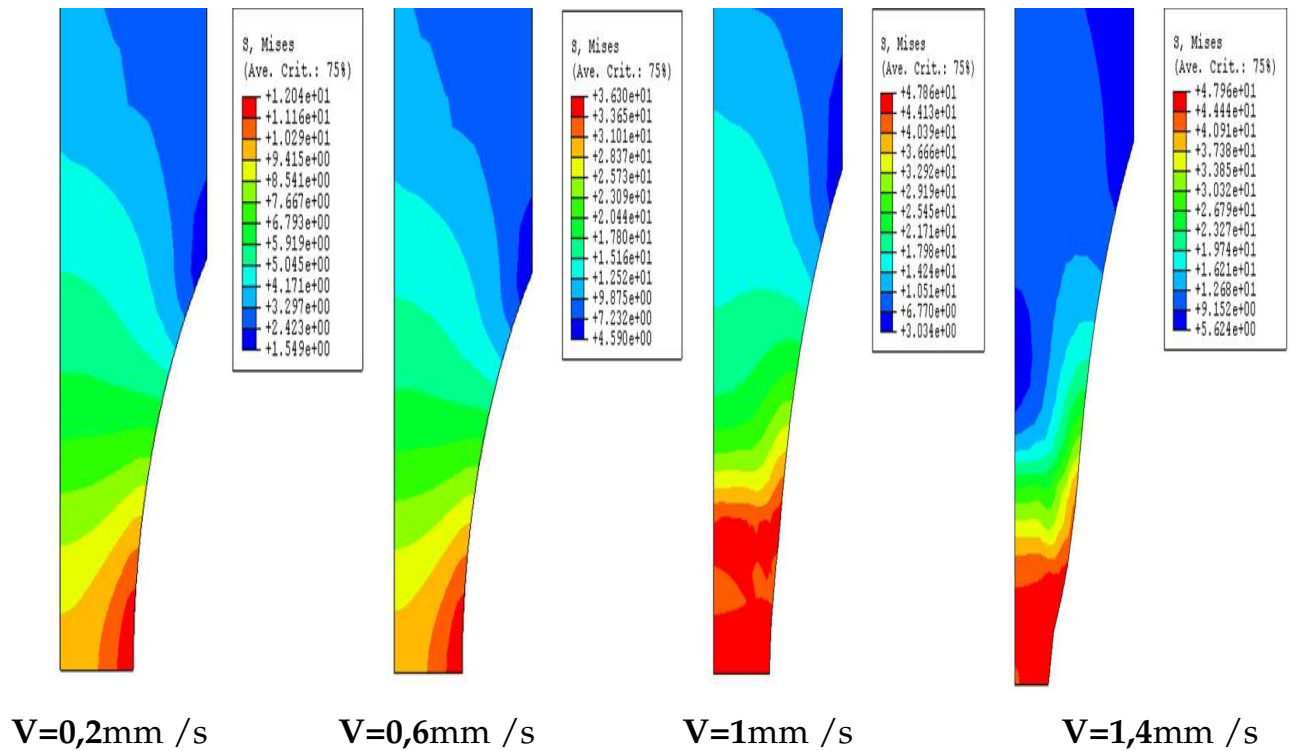
On peut déduire de cette représentation que la concentration des contraintes est importante pour une triaxialité forte ($\beta=0,8$) et pour une vitesse de sollicitation importante ($V=1,4\text{mm/s}$).



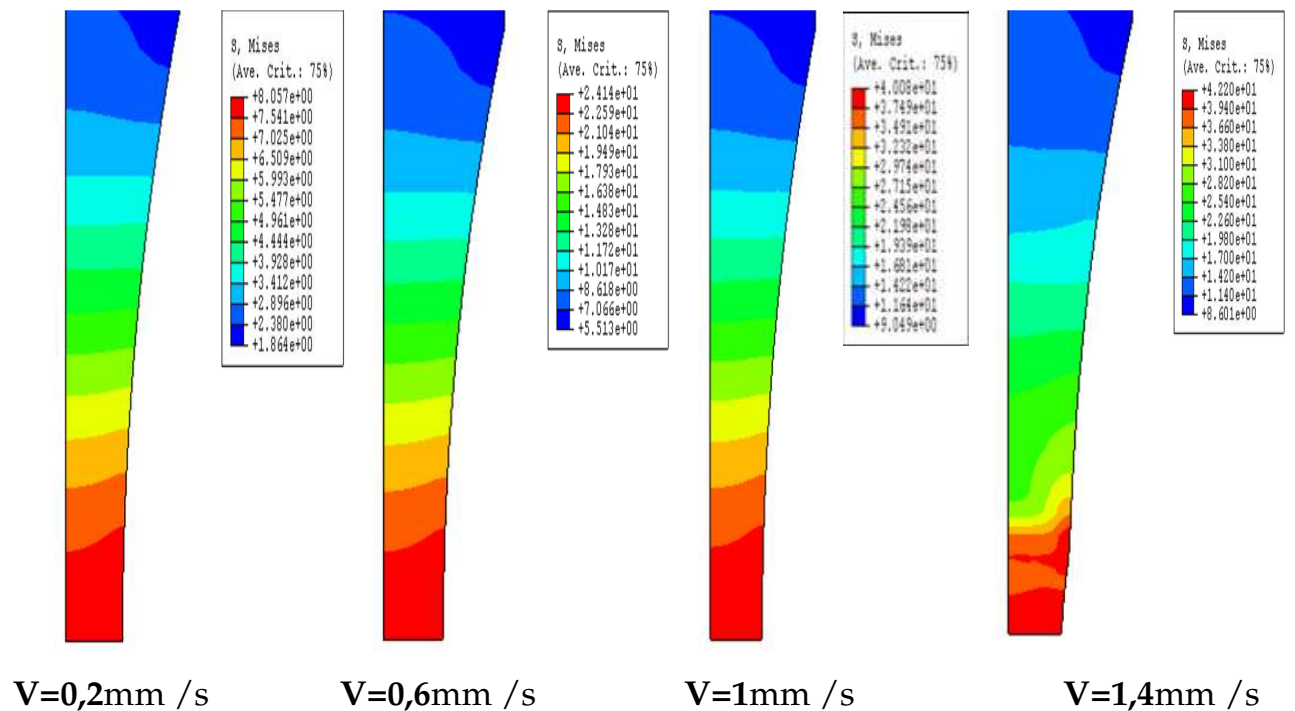
a) Effet de la vitesse de déformation pour $R=2\text{mm}$



b) Effet de la vitesse de déformation pour $R=4\text{mm}$



c) Effet de la vitesse de déformation pour R=10mm



d) Effet de la vitesse de déformation pour R=80mm

Figure IV. 4 (a, b, c, d): Influence de la vitesse de déformation sur la Répartition des contraintes au fond d'entaille.

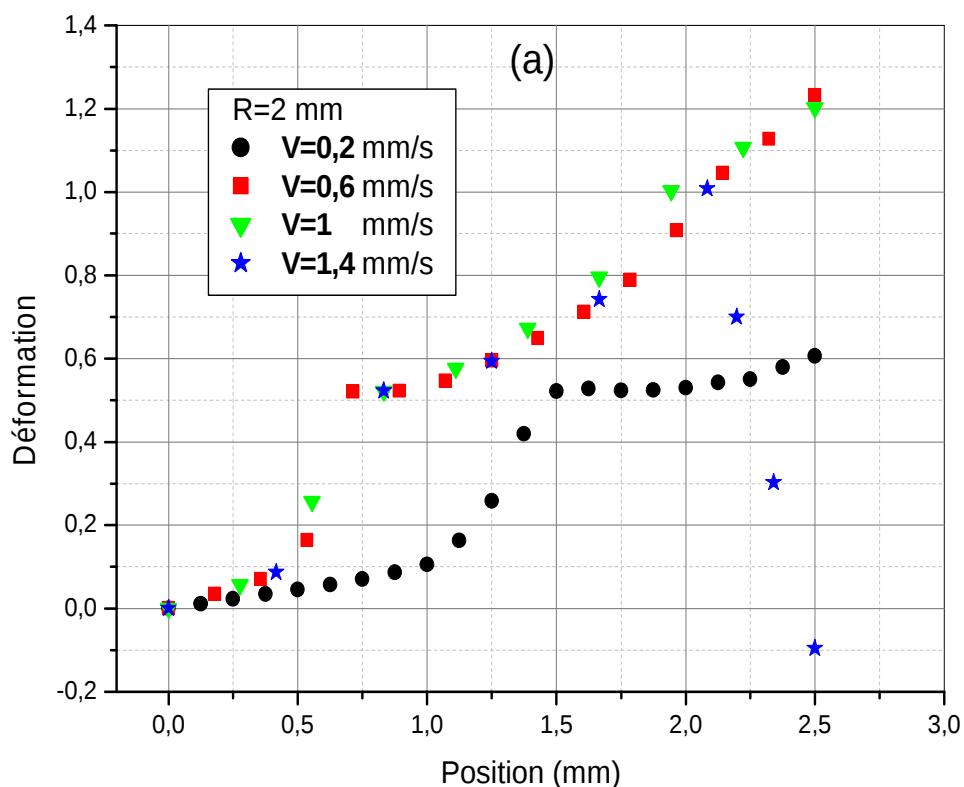
IV.3.3 Recherche de la position la plus critique :

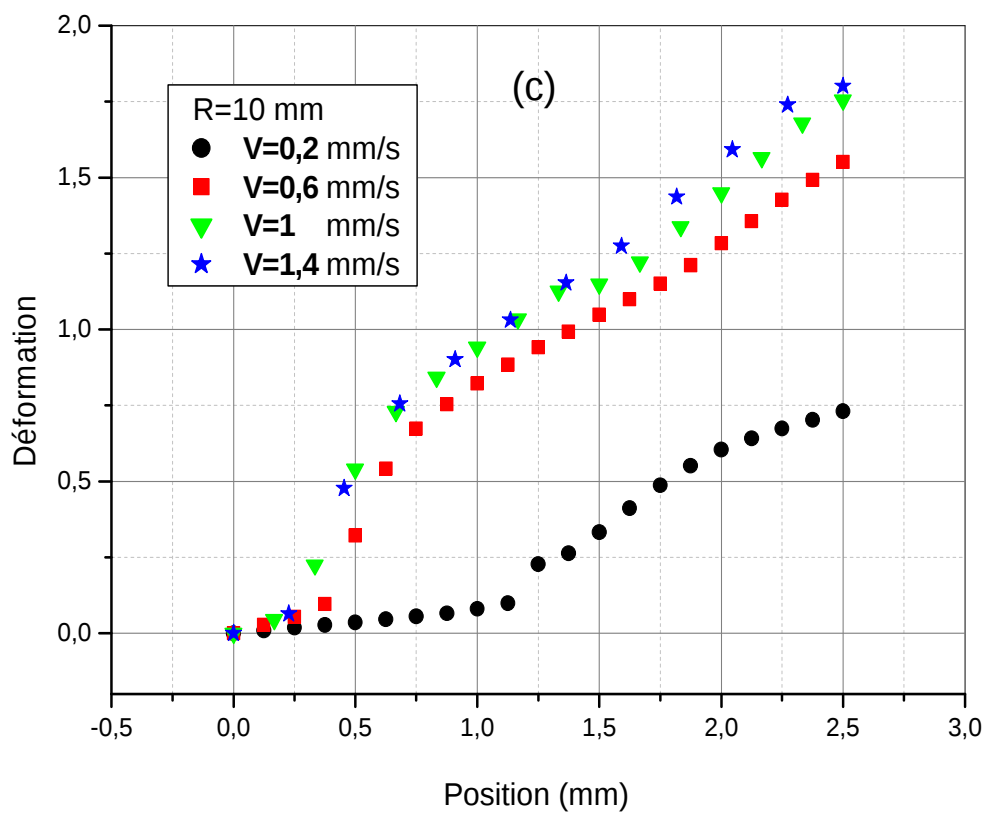
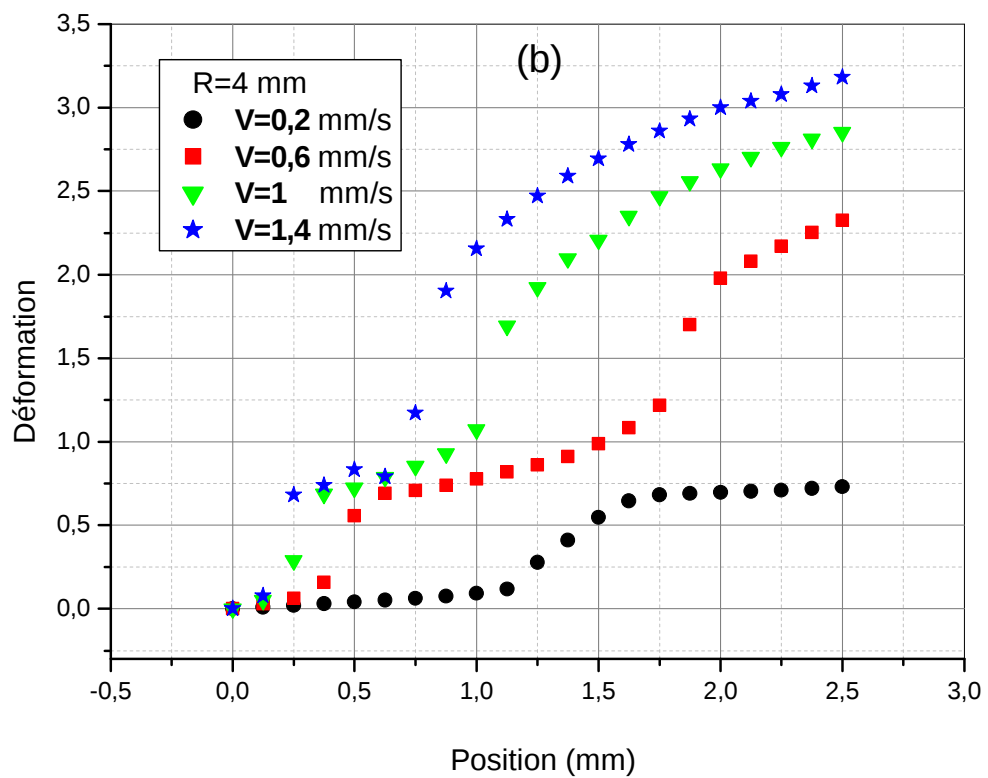
Les figures IV.5 (a, b, c et d) représentent l'évolution de la déformation selon l'épaisseur de l'éprouvette (position diamétrale) pour chaque rayon de courbure R en indiquant l'influence de la vitesse de sollicitation sur cette évolution.

On remarque à partir de cette représentation que la déformation progresse du cœur vers la position extérieur quelque soit la vitesse de sollicitation et elle est importante pour la vitesse de sollicitation plus élevés.

Pour le cas $R=2\text{mm}$ et pour la vitesse $V=1,4\text{mm/s}$ la déformation est moins importante que celle des autres vitesses, malgré la rupture rapide de l'éprouvette qui a été remarqué.

On peut déduire de cette étude que le fond d'entaille est la position la plus critique. En particulier pour le rayon de courbure $R=2\text{mm}$ et la vitesse de sollicitation $V=1,4\text{mm/s}$.





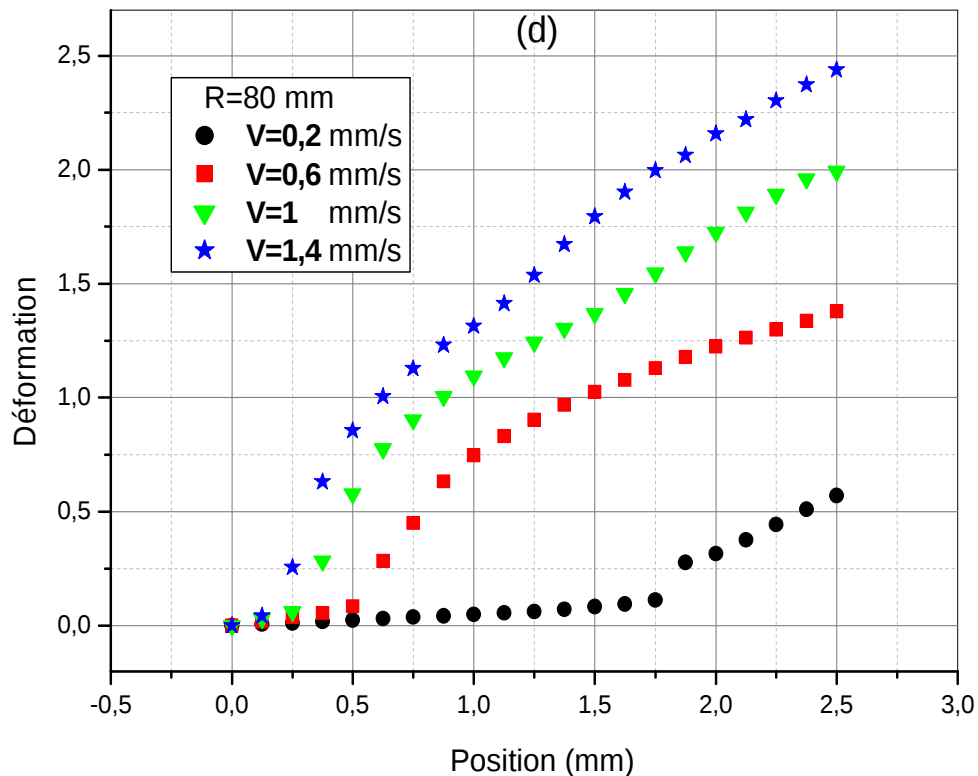


Figure IV. 5: Représentation de la déformation en fonction de la position pour quatre vitesses de sollicitation et pour différent rayon de courbure [122].

IV.3.4 Recherche de la vitesse et l'entaille la plus critique :

Les résultats mettent en évidence une forte dépendance de comportement vis-à-vis de ce paramètre. Ainsi, le module d'élasticité et la limite élastique sont affectés par ce paramètre. L'écoulement plastique, incluant plateau et durcissement, est également affecté par la vitesse de déformation. La figure IV.6 (a, b, c et d) présente une simulation des courbes contrainte-déformation prises au point critique de l'éprouvette pour les quatre rayons de courbure obtenues ($\beta=0.33$ pour AE80, $\beta=0.4$ pour AE10, $\beta=0.6$ pour AE4 et $\beta=0.8$ pour AE2) et pour les différentes vitesses de sollicitation (0.2, 0.6, 1 et 1.4 mm/s).

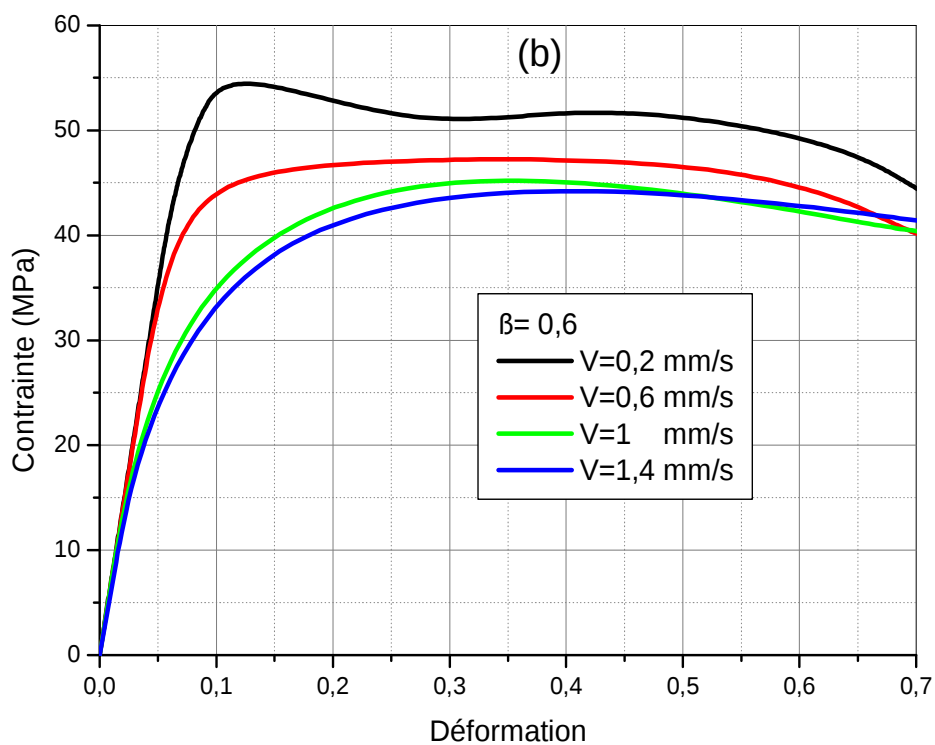
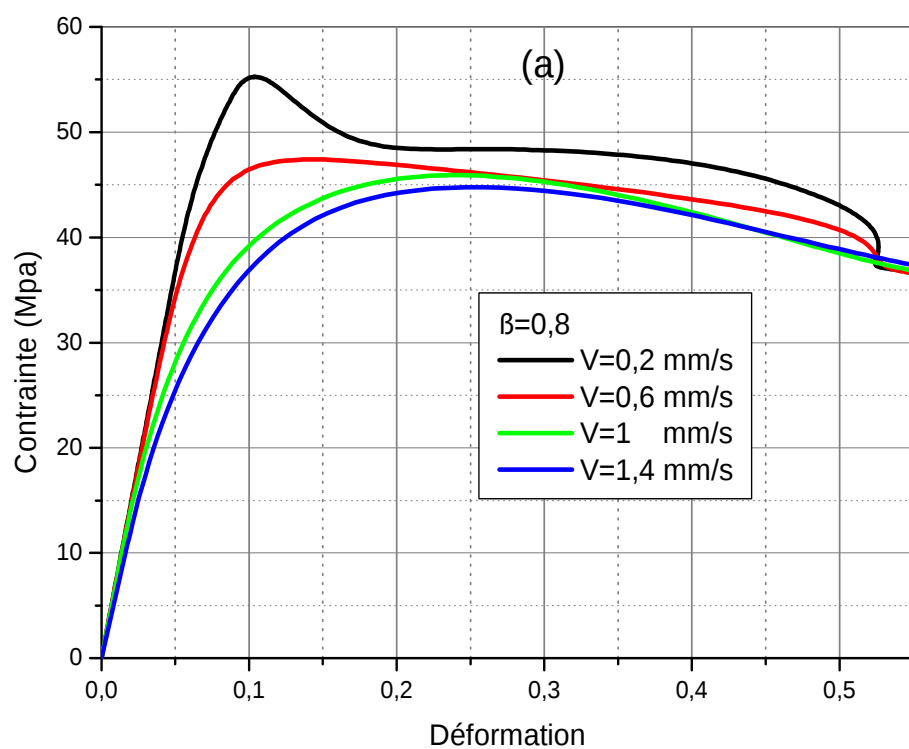
On remarque qu'avec le même déplacement, la contrainte est élevée pour un rayon de courbure plus faible. Dans l'éprouvette AE80, on observe une diminution de la contrainte maximale, ainsi qu'une réduction diamétrale.

En revanche, entre l'AE2, l'AE4 et l'AE10, il existe des différences entre les contraintes maximales de chaque éprouvette, alors qu'une diminution diamétrale est observée jusqu'à la rupture.

Seules les analyses pour de faible vitesse sont présentées, en sachant que les mêmes interprétations peuvent être faites pour des vitesses plus élevées. Concernant l'aspect général des courbes, deux résultats intéressants sont à mentionner.

Le premier concerne la présence d'un crochet de traction au niveau de l'extrémité maximale, ce crochet peut indiquer soit un effet de structure, soit un adoucissement du matériau. Dans le cas d'un effet de structure, le crochet de traction indique la formation rapide de la striction qui supporte la majorité de l'élongation et de l'effort. Il s'explique alors par l'adoucissement attribué à la formation et à la croissance de cavités formées au moment de la localisation de la déformation dans la zone entaillée.

Le second point intéressant concerne le plateau de déformation plastique obtenu après le crochet de traction. La charge reste à peu près constante au fur et à mesure de la réduction diamétrale et la fin d'analyse pour les AE80 se caractérise par un rhéodurcissement. Ce résultat indique un fort écoulement plastique associé à une orientation et un glissement des chaînes. En fin, les fibrilles sont fortement étirées, elles créent alors une résistance supplémentaire.



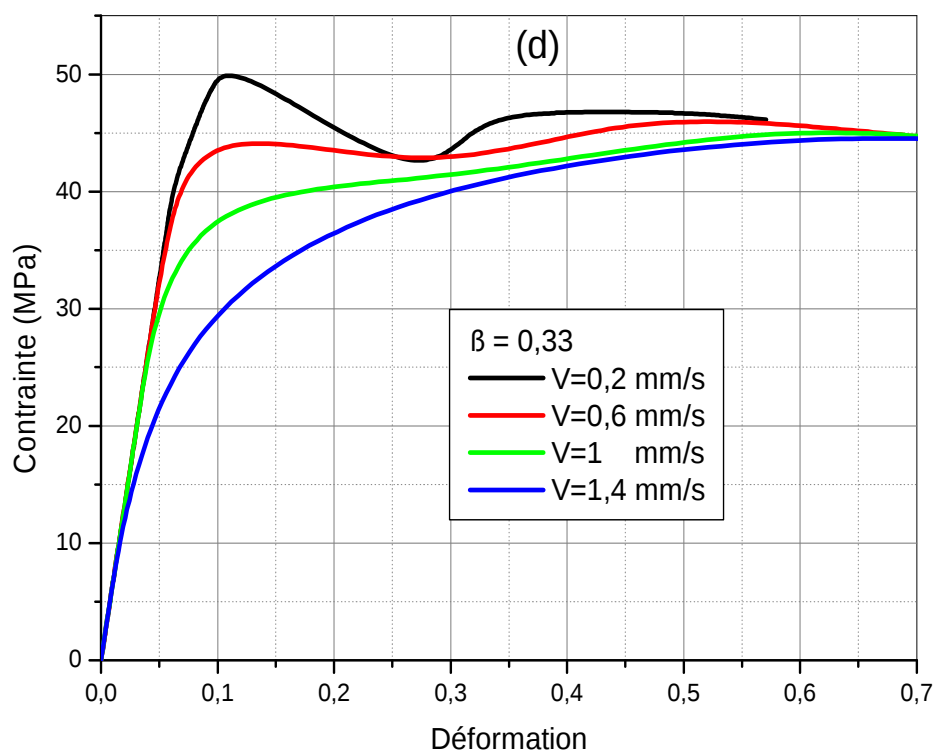
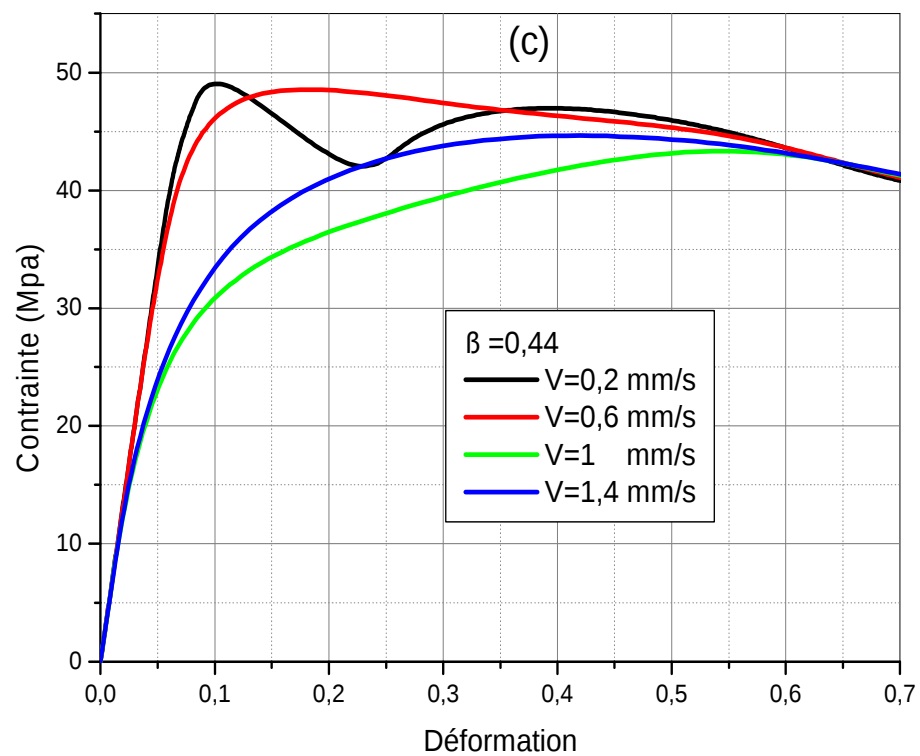
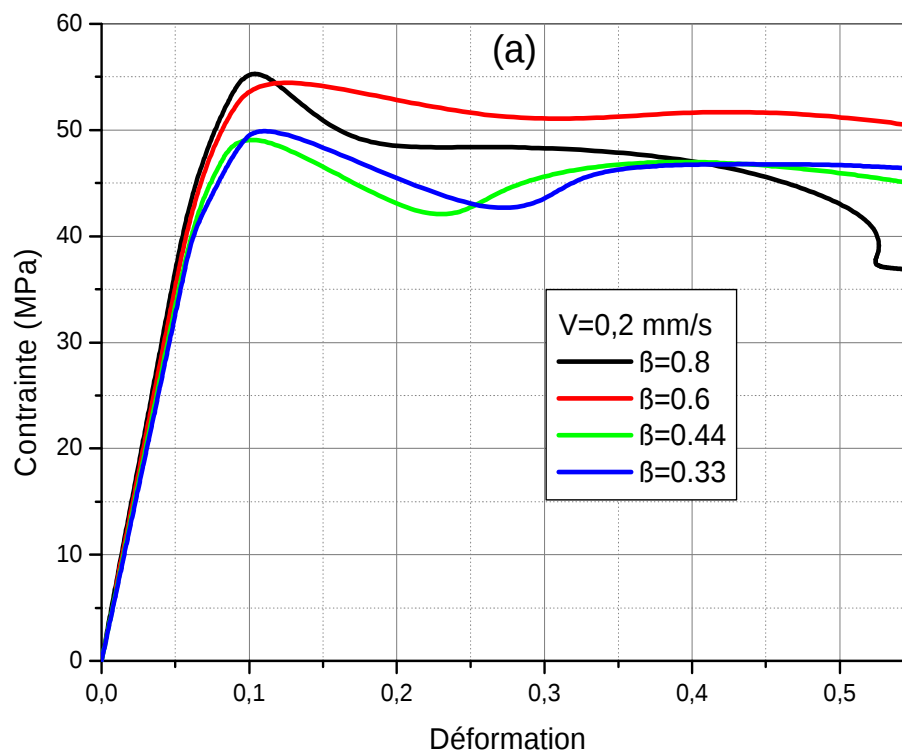


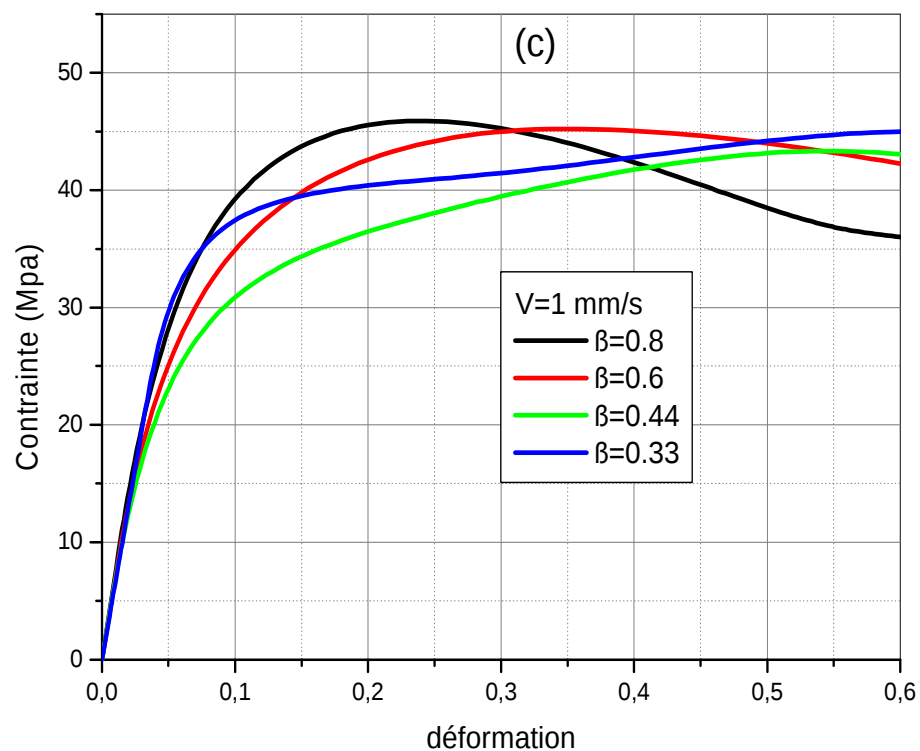
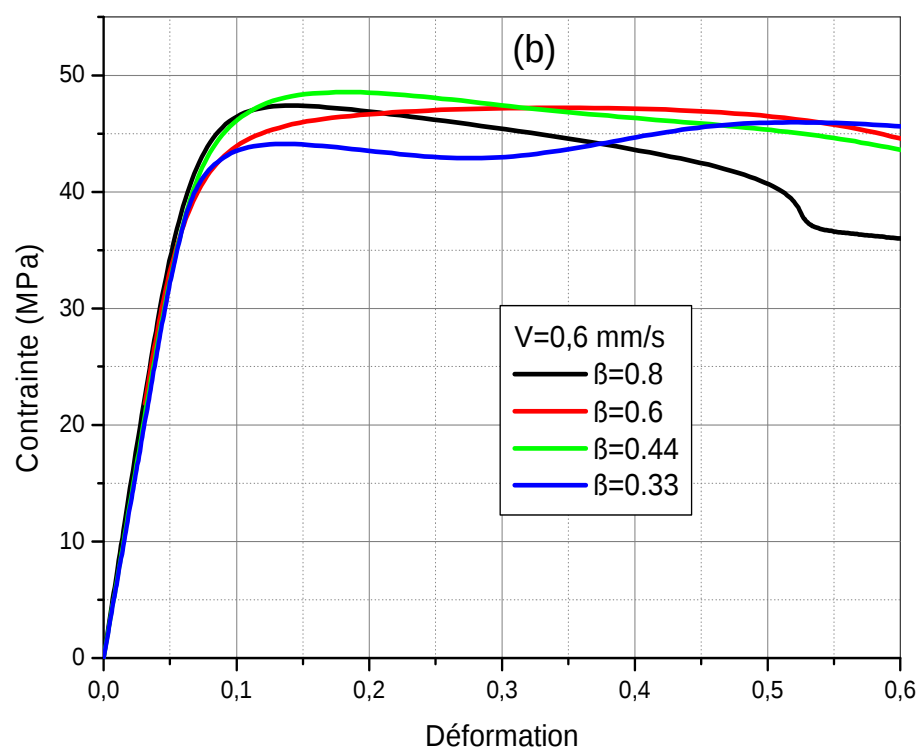
Figure IV. 6 : *Courbes contraintes déformations pour quatre vitesses de sollicitation et pour différent rayon de courbure.*

IV.3.5 Effet de la triaxialité sur loi de comportement :

L'influence de la triaxialité a également été examinée. La figure IV. 7 (a, b, c, d) présente une simulation des courbes contrainte-déformation par rapport aux vitesses des déformations ($V = 0,2$, $V = 0,6$, $V = 1$ et $V = 1,4$ mm / s) avec la variation de taux de triaxialité ($\beta = 0,8$, $\beta = 0,6$, $\beta = 0,44$ et $\beta = 0,33$).

Dans cette figure nous pouvons constater l'influence de ce taux sur la loi de comportement du matériau étudié et nous pouvons prononcer que la même allure des courbes est observée. Nous notons que la présence du crochet est toujours dans la plus petite vitesse et le module d'élasticité présente une sensibilité moindre. Dans le cas où $V = 0,2$ mm / s et $\beta = 0,8$ il y a une augmentation de la contrainte maximale. En revanche, entre $V = 1$ mm / s et $V = 1,4$ mm / s aucune différence dans la contrainte maximale est observée pour le taux de triaxialité ($\beta = 0,8$, $\beta = 0,6$), dans le cas où $\beta = 0,44$ et $\beta = 0,33$ on observe une différence dans cette contrainte.





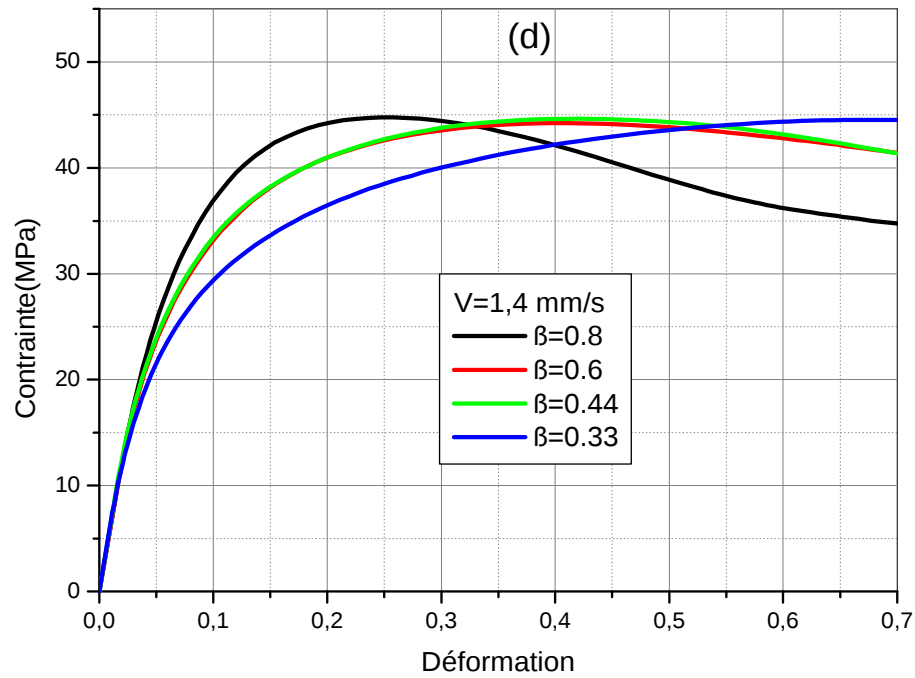


Figure IV. 7 Effet de triaxialité sur loi de comportement pour quatre vitesses de sollicitation.

La Figure IV.8 représente l'évolution des contraintes aux cours du temps de calcul pour une éprouvette plate à vitesse $v=0,1 \text{ mm/s}$.

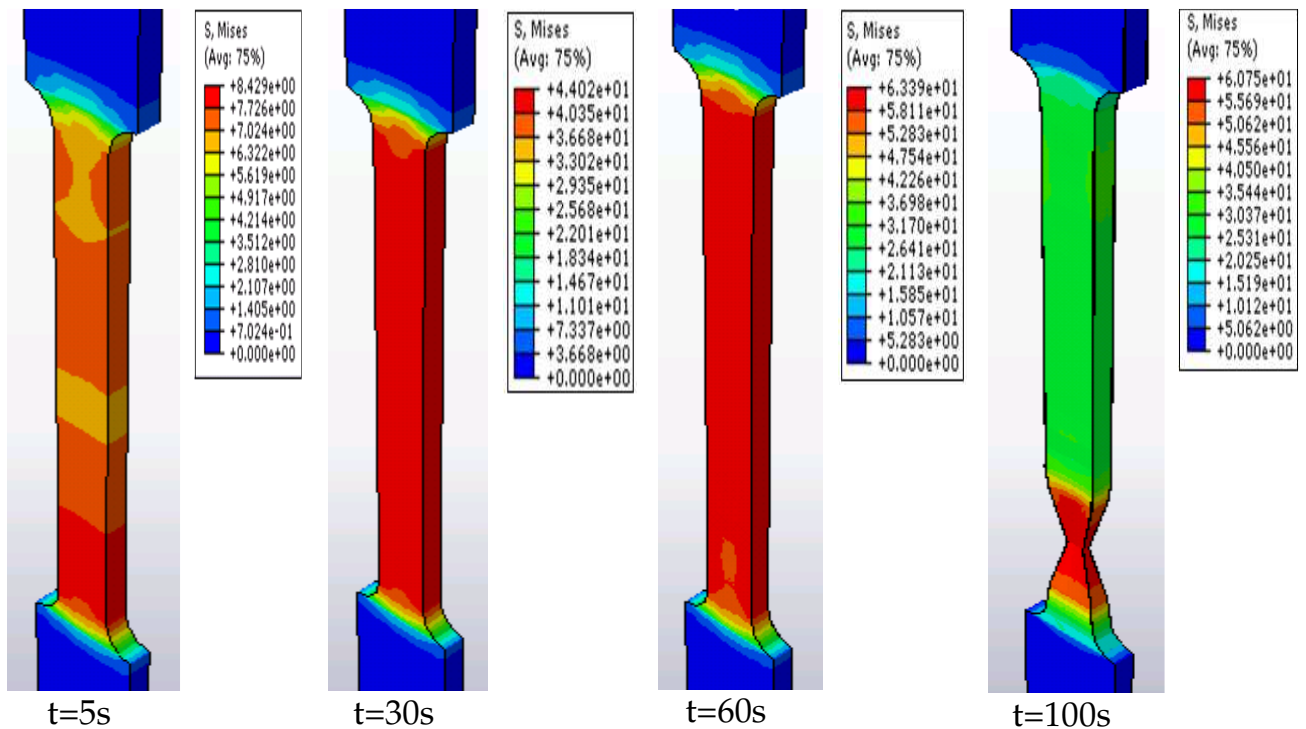


Figure IV.8: Répartition des contraintes pour une éprouvette plate à vitesse $v = 0,1 \text{ s}^{-1}$.

On remarque une bonne concordance entre ces résultats et les résultats de l'expérimentale (figure III.14).

IV. 4 Influence de la vitesse de déformation :

La figure IV.9 représente des courbes contrainte - déformation pour une simulation numérique d'une éprouvette plate avec les vitesses de déformation 0,001, 0,01 et 0,1 s^{-1} , le choix de ces vitesses correspond aux conditions des essais expérimentaux réalisés dans la partie expérimentale.

Dans cette figure on remarque que quelque soit la vitesse de déformation, la même forme des courbes est observée. Nous observons que les contraintes maximales augmentent suivant l'augmentation des vitesses de déformation ainsi la présence des plateaux de plasticité pour les différentes vitesses de déformation.

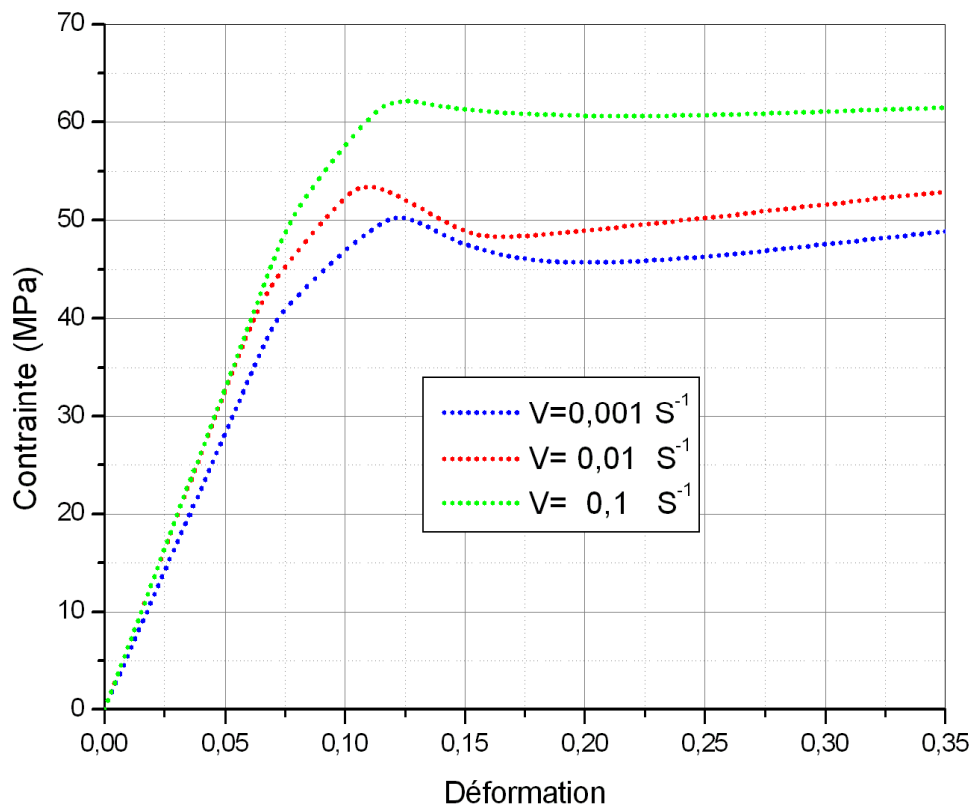
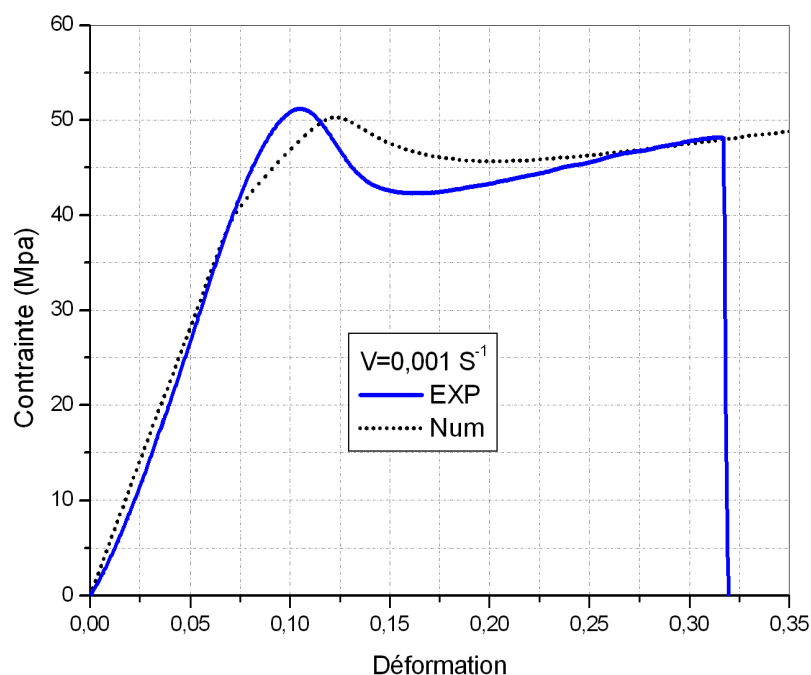


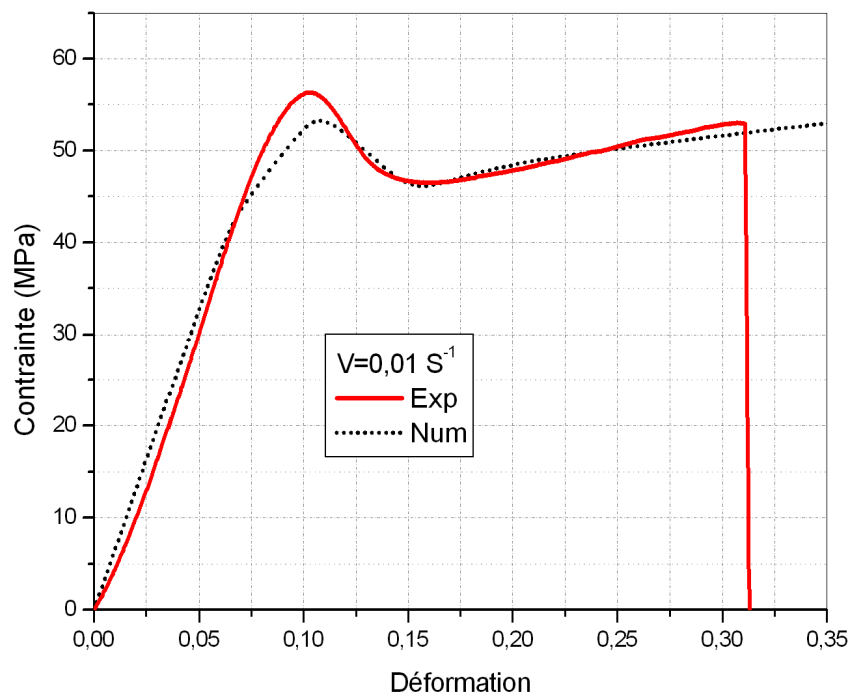
Figure IV.9: Courbes contrainte – déformation.

IV. 5 Comparaison de l'analyse de simulation avec les résultats expérimentaux :

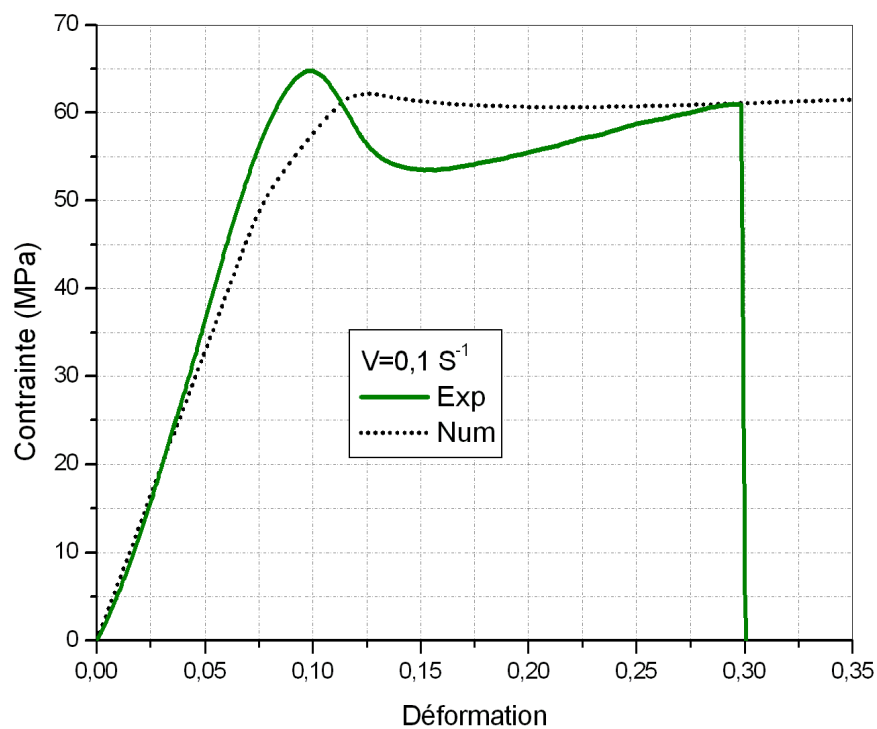
Le figure IV.10 (a, b et c) représente la courbe expérimentale et numérique de contrainte-déformation pour les différentes vitesses de déformation ($V = 0,1$, $V = 0,01$ et $V = 0,001 \text{ S}^{-1}$). Ces résultats montrent la réponse typique de PVC sous l'effet d'une traction, constitué de trois régions: une première phase élastique linéaire, un plateau de contrainte et une étape de densification, caractérisé par une augmentation de la rigidité. Les résultats montrent une très bonne comparaison entre les prédictions numériques obtenues à partir des modèles éléments finis et les données expérimentales. Ces modèles développés sont capable de prédire avec une certaine précision non seulement les distributions des contraintes à des vitesses de déformation différentes, mais aussi la forme non linéaire typique des courbes de contrainte-déformation. La comparaison des résultats expérimentale et numérique montre un bon accord entre ces résultats. On constate sur cette figure que le rapport d'erreur entre les résultats numérique et expérimentale est de 5.9% pour $V = 0, 1 \text{ S}^{-1}$, 2.07% pour $V = 0,01 \text{ S}^{-1}$ et 2.9% pour $V = 0,001 \text{ S}^{-1}$. Ces rapports d'erreurs montrent un bon accord entre les résultats expérimentale et numérique.



a)



b)



c)

Figure IV.10 (a, b, c): Comparaison de l'analyse éléments finis avec les résultats expérimentaux, a) $V = 0,001$, b) $V = 0,01$, c) $V = 0,1$ [122].

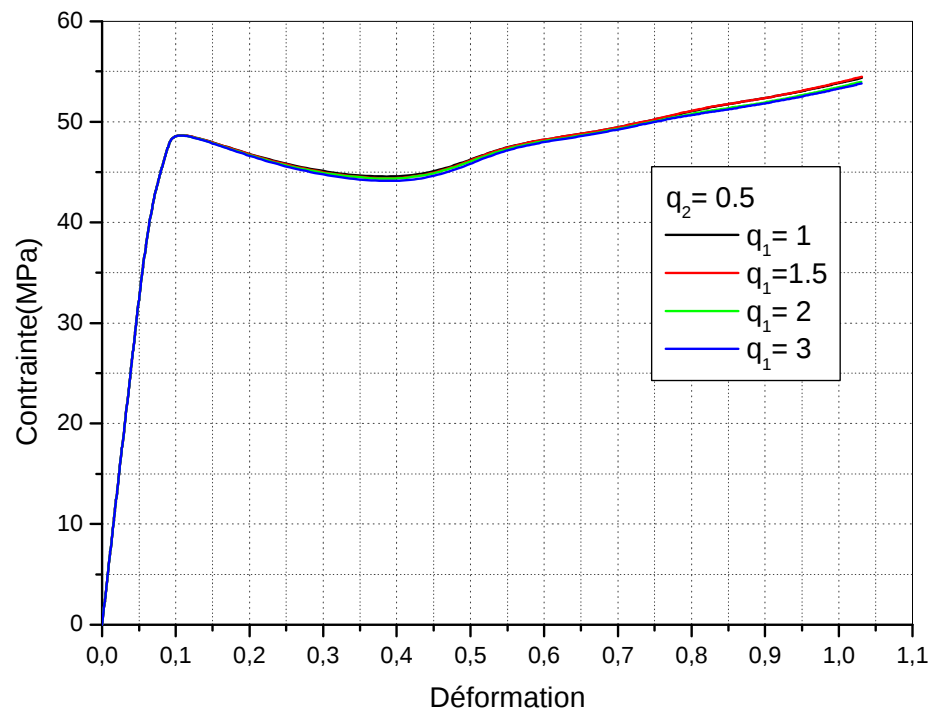
IV. 6 Optimisation des paramètre d'endommagent du modele GTN :

IV. 6 .1 Optimisation des paramètres q_1 , q_2 et q_3 :

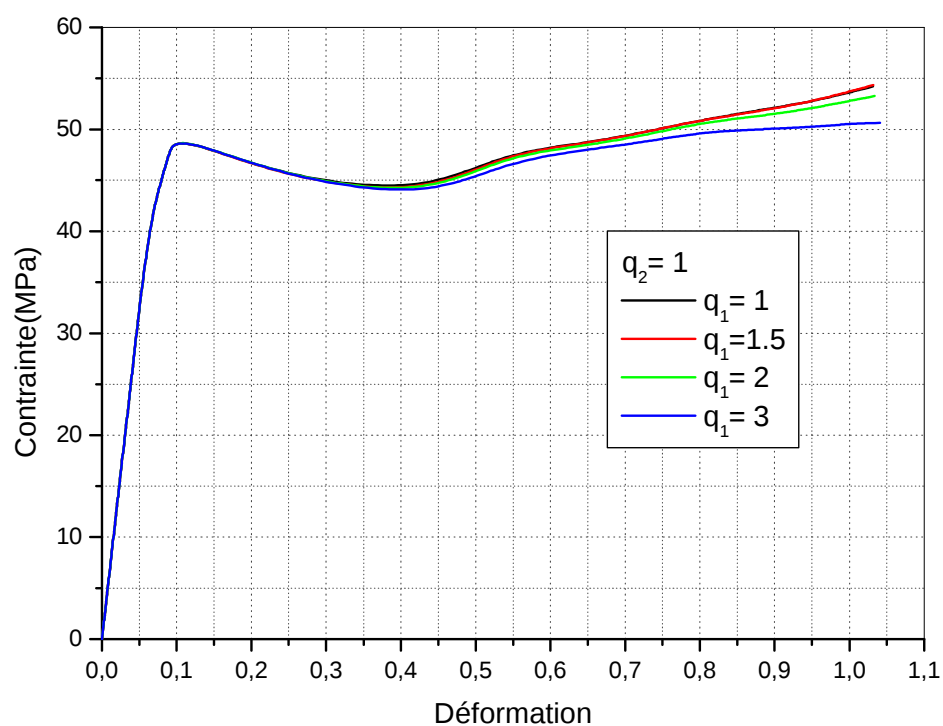
Les paramètres q_1 , q_2 et q_3 présente L'effet de la fraction volumique de cavité du modèle de Gurson qui dépend de la définition des trois paramètres q_i ($i = 1, 2$ et 3) introduits par Tvergaard [101, 102].

Les figures IV.11 et IV.12 représente respectivement l'influence des paramètres q_1 , q_2 et q_3 sur le comportement de polychlorure de vinyle (PVC). Nous avons effectué plusieurs calculs, en variant les paramètres q_1 (1,1.5, 2 et 3) et q_2 (0.5, 1,1.5 et 2). Ces figures représentent les courbes de variation des contraintes en fonction des déformations.

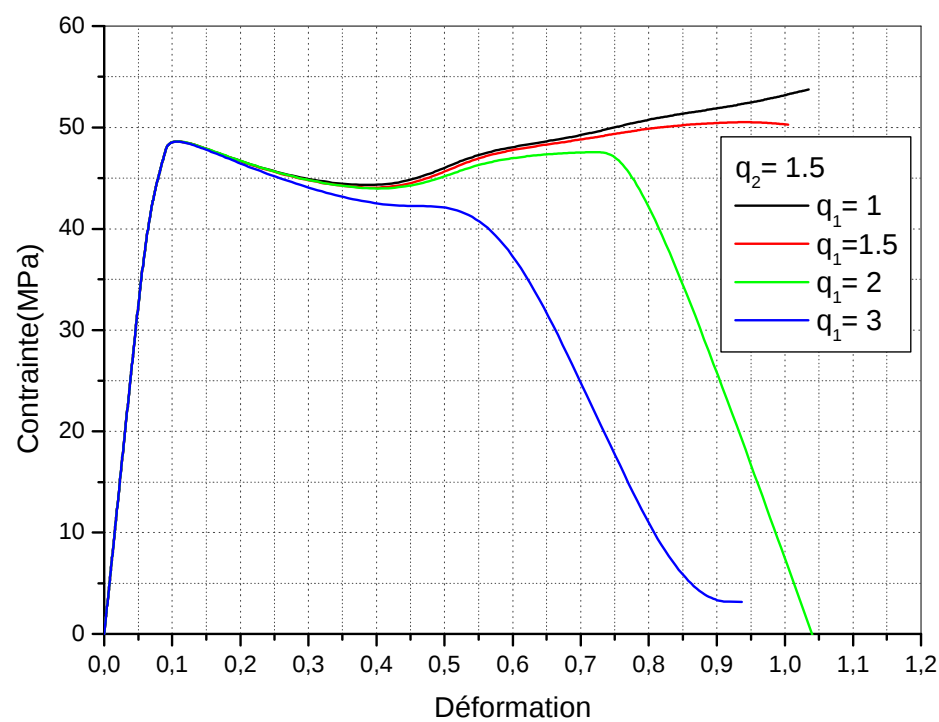
On remarque d'après ces résultats que la courbe de la contrainte -déformation est influencée par les paramètres q_1 et q_2 et l'augmentation de ces valeurs diminue la partie plastique. Pour les valeurs élevées de ces paramètres cette partie est fortement réduite.



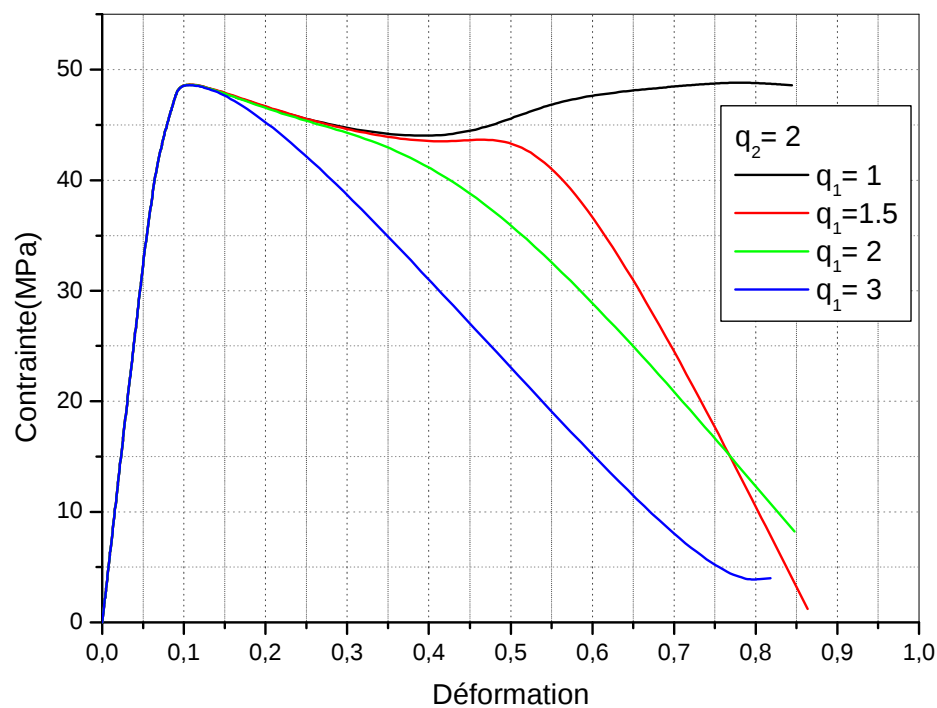
a)



b)

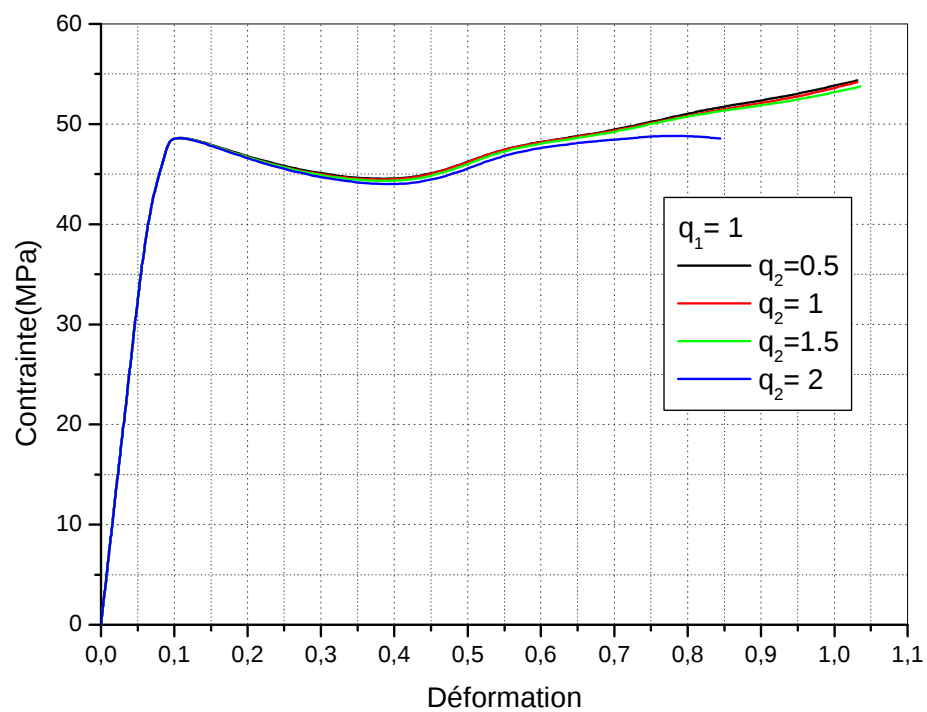


c)

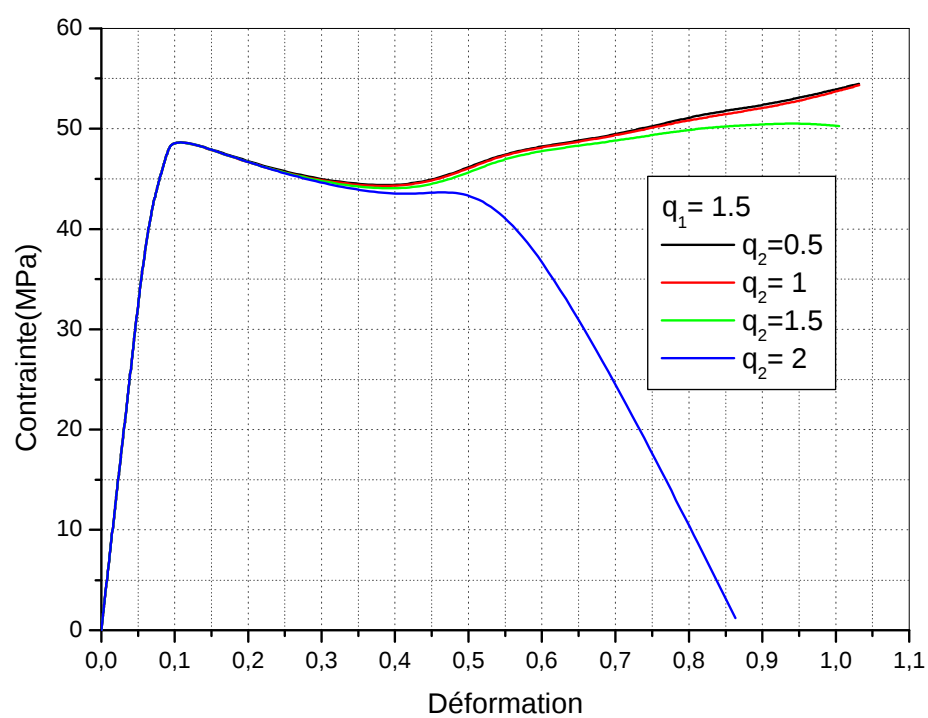


d)

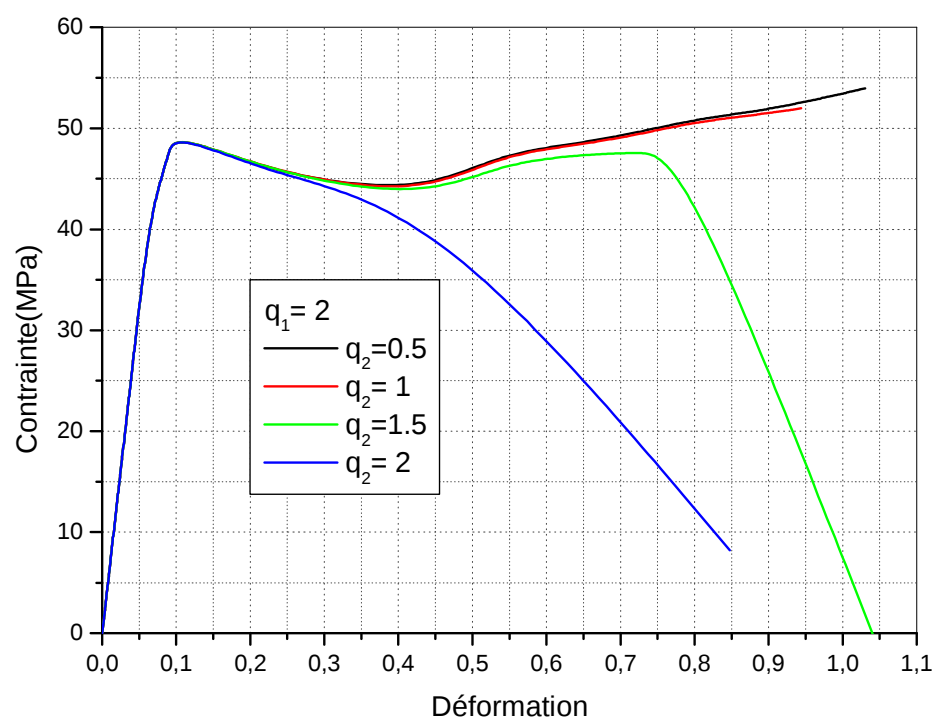
Figure IV.11 : Influence du paramètre q_1 .



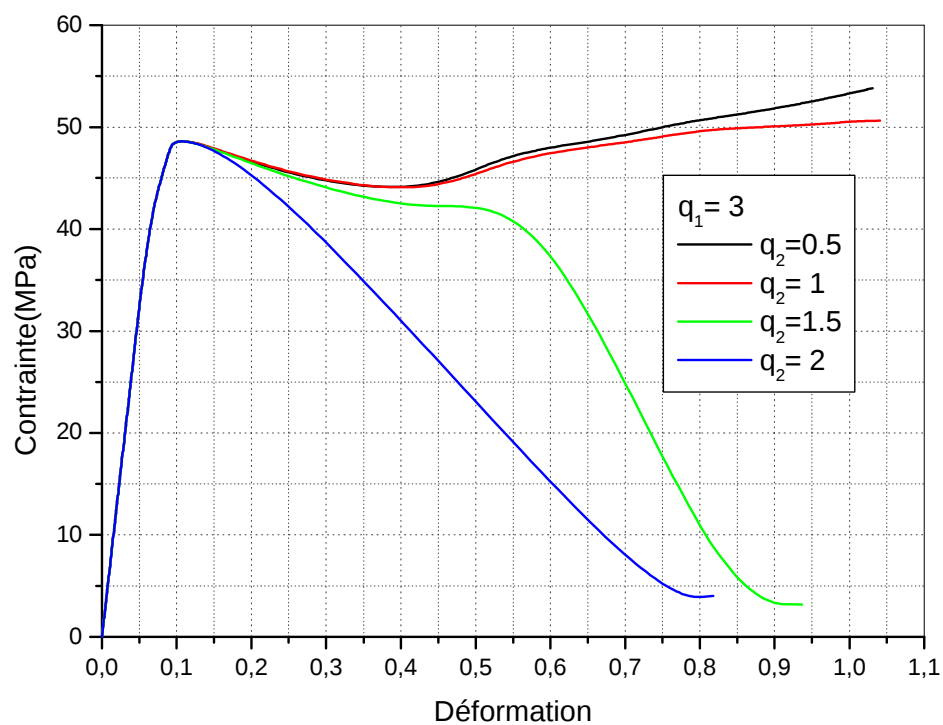
a)



b)



c)



d)

Figure IV.12 : Influence du paramètre q_2 .

Le tableau IV.2 traduit les résultats de la variation des paramètres q_1 et q_2 , on remarque que les meilleurs résultats se trouvent dans les intervalles suivant :

$$1 \leq q_1 \leq 1.5 \quad , \quad 0.5 \leq q_2 \leq 1 \quad \text{avec} \quad q_3 = q_1^2.$$

$q_2 \backslash q_1$	1	1.5	2	3
0.5				
1				
1.5				
2				

Tableau IV.2 : Résultats de la variation des paramètres q_1 et q_2 .

IV.6.2 Optimisation du paramètre F_c :

La figure IV.13 représente l'influence de paramètre F_c sur le comportement du PVC, ce paramètre représente la fraction volumique de vide critique des cavités, nous avons effectué plusieurs calculs, en variant le paramètre F_c de 0.02, 0.04, 0.06, 0.08 et 0.1, tous les autres paramètres de simulations sont fixes.

Cette figure représente l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation de l'éprouvette. Il est noté que la variation du paramètre F_c n'a aucune influence sur la partie plastique du matériau dans les valeurs proposé jusqu' a la valeur 0.1. En déduit à partir de ces calculs que la valeur $F_c = 0.1$ est la valeur critique dans le cas du PVC.

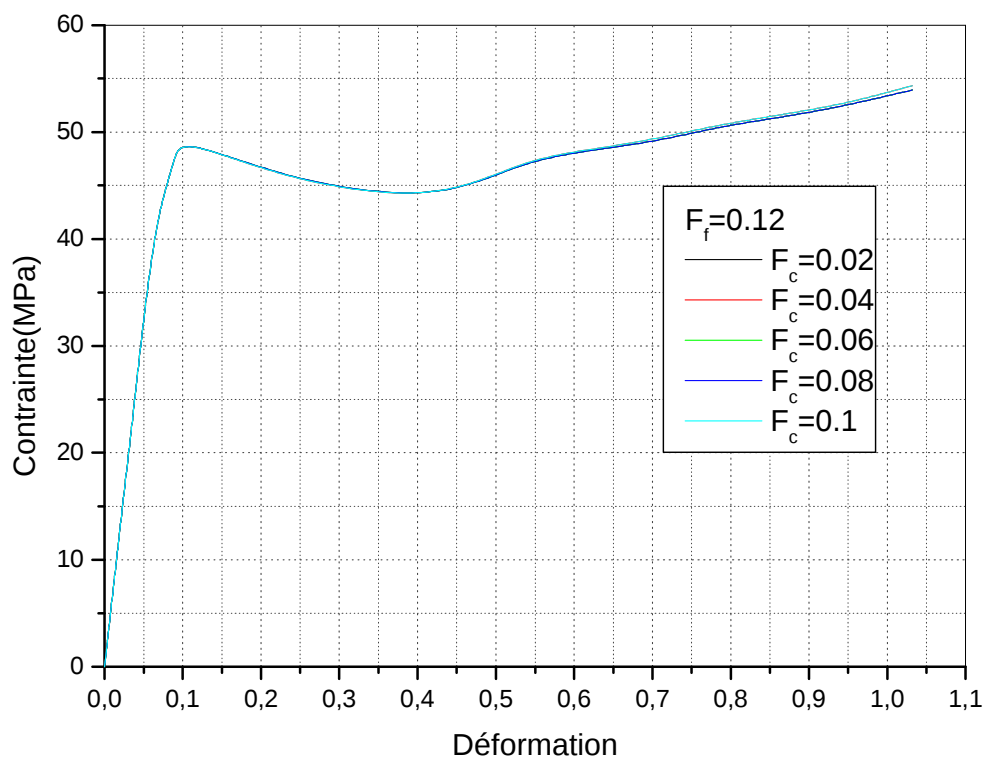


Figure IV.13 : Influence du paramètre F_c .

IV.6.3 Optimisation du paramètre F_f :

Le paramètre F_f représente la fraction volumique de vide a la rupture finale, nous avons effectué plusieurs calculs, en variant le paramètre F_f de 0.1, 0.14, 0.2, 0.5 et 1 tous les autres paramètres de simulations sont fixes.

La figure IV.14 illustre l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation. Cette figure ne montre qu'aucune influence sur le comportement du matériau dans les valeurs F_f (0.1, 0.14, 0.2, 0.5 et 1).

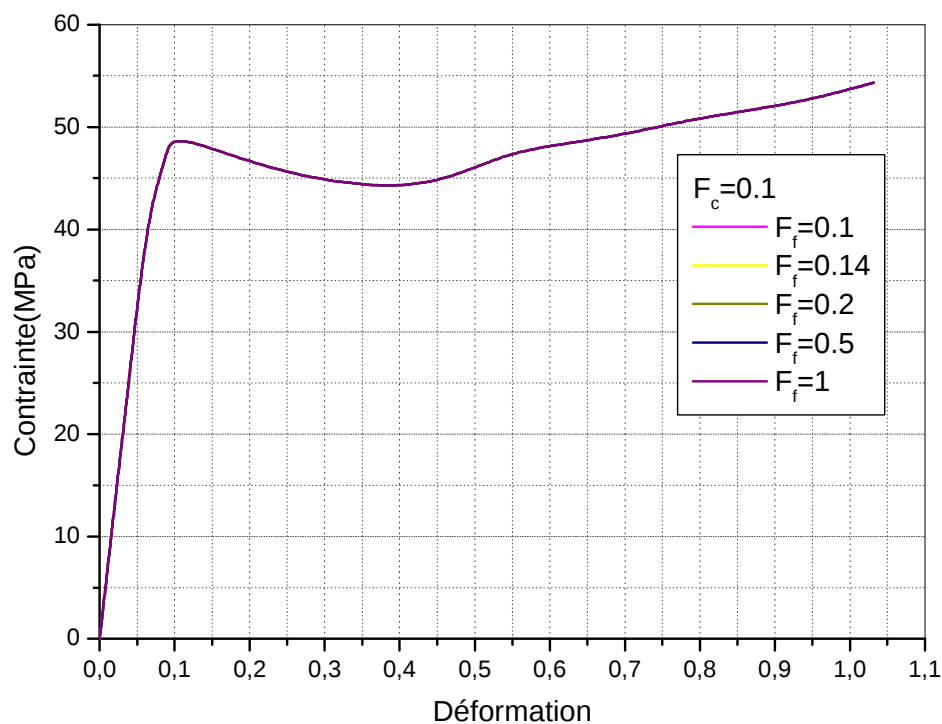


Figure IV.14 : *Influence du paramètre F_f .*

IV.6.4 Optimisation du paramètre F_N :

Le paramètre F_N représente la fraction volumique de vide des cavités nucléées au niveau des inclusions, nous avons effectué plusieurs calculs, en variant le paramètre F_N de 0.001, 0.005, 0.01, 0.05 et 0.1 tous les autres paramètres de simulations sont les mêmes.

La figure IV.15 représente l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation. Cette figure montre qu'il y a un léger effet sur le comportement du matériau dans les cas où F_N (0.001, 0.005 et 0.01), pour les valeurs qui dépassent 0.01 on remarque qu'il y a un grand changement dans le comportement du matériau étudié.

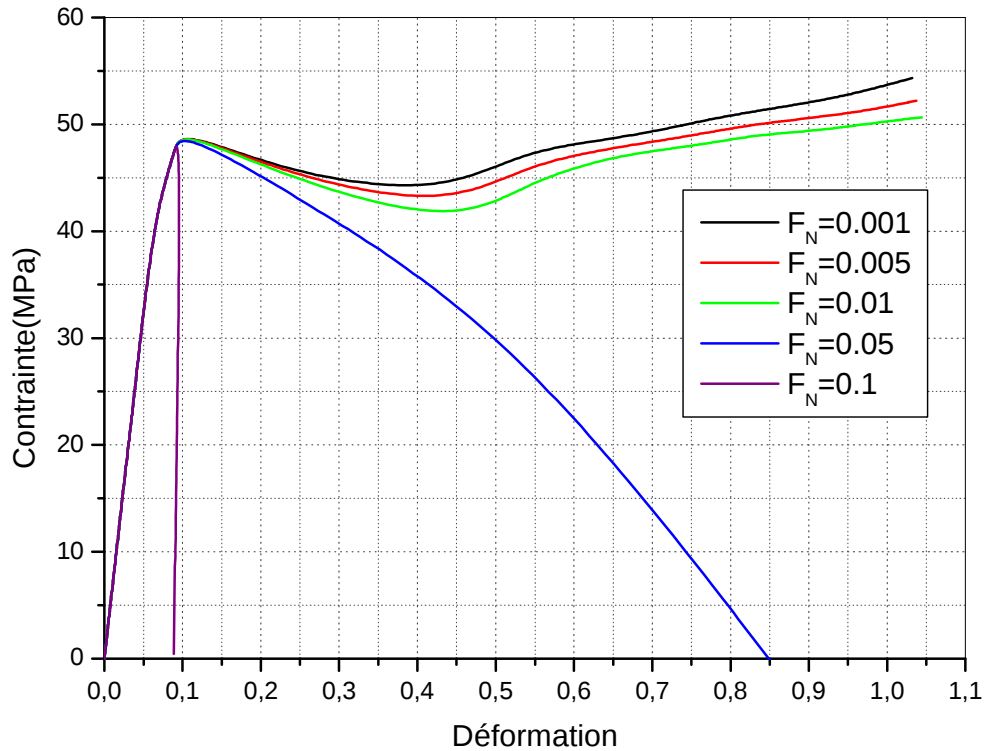


Figure IV.15 : Influence du paramètre F_N .

IV.7 Confrontation des résultats numériques à l'expérimentale :

IV.7.1 Variation des paramètres q_1 et q_2 :

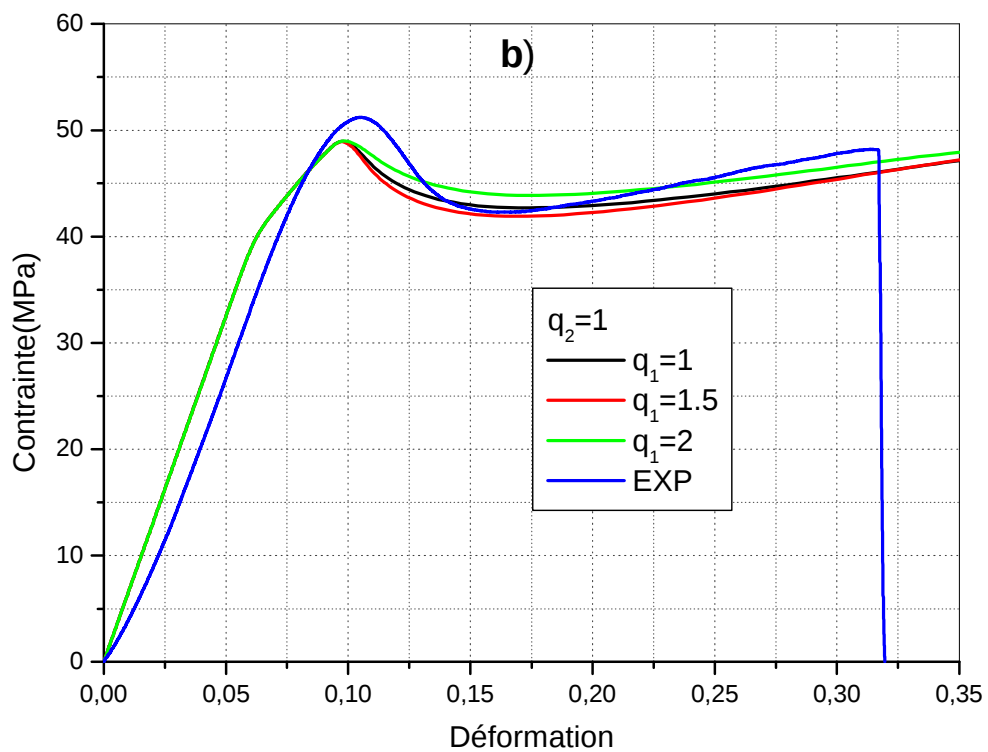
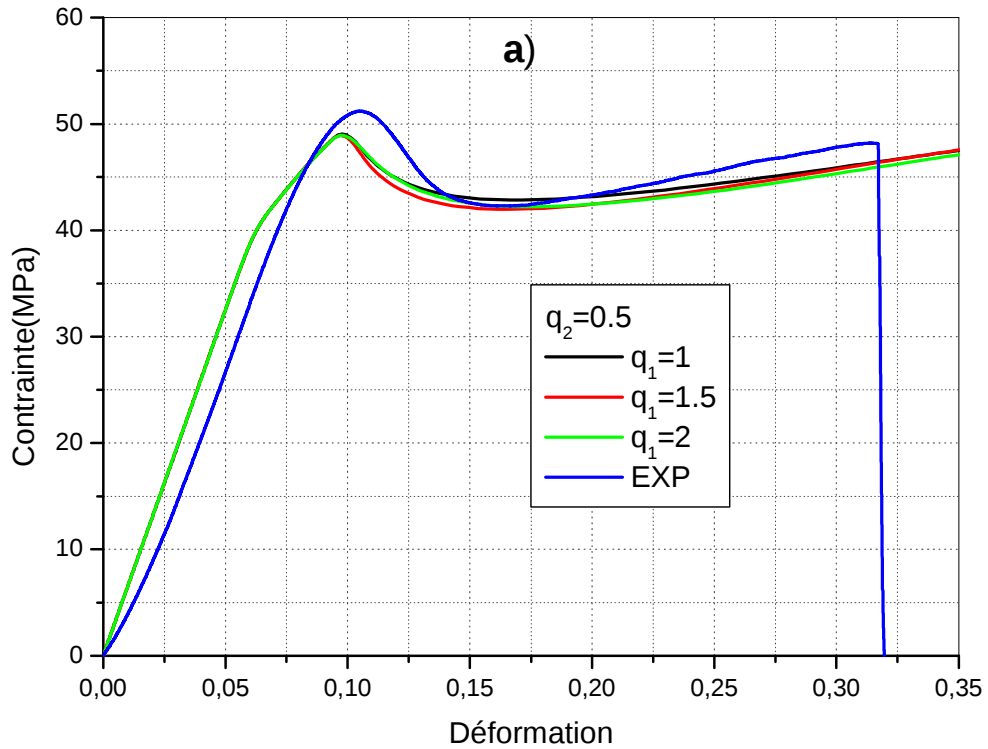
Les figures IV.16 et IV.17 représentent les courbes contrainte – déformation des simulations numériques pour les différents paramètres q_1 (1, 1.5 et 2) et q_2 (0.5, 1 et 1.5) comparées avec la courbe expérimentale d'un essai de traction à vitesse de déformation 0.001 S^{-1} .

On remarque qu'entre les courbes numériques et l'expérimentale n'ya pas une grande différence et le rapport d'erreur entre les deux résultats ne dépasse pas 5%.

Les meilleurs résultats retenus dans cette partie du calcul sont respectivement q_1 (1 et 1.5) et q_2 (0.5 et 1).

En déduit dans cette étude que les valeurs des paramètres q_1 et q_2 pour le polychlorure de vinyle PVC on été établies comme suit:

$$1 \leq q_1 \leq 1.5 \quad \text{et} \quad 0.5 \leq q_2 \leq 1 \quad \text{avec} \quad q_3 = q_1^2.$$



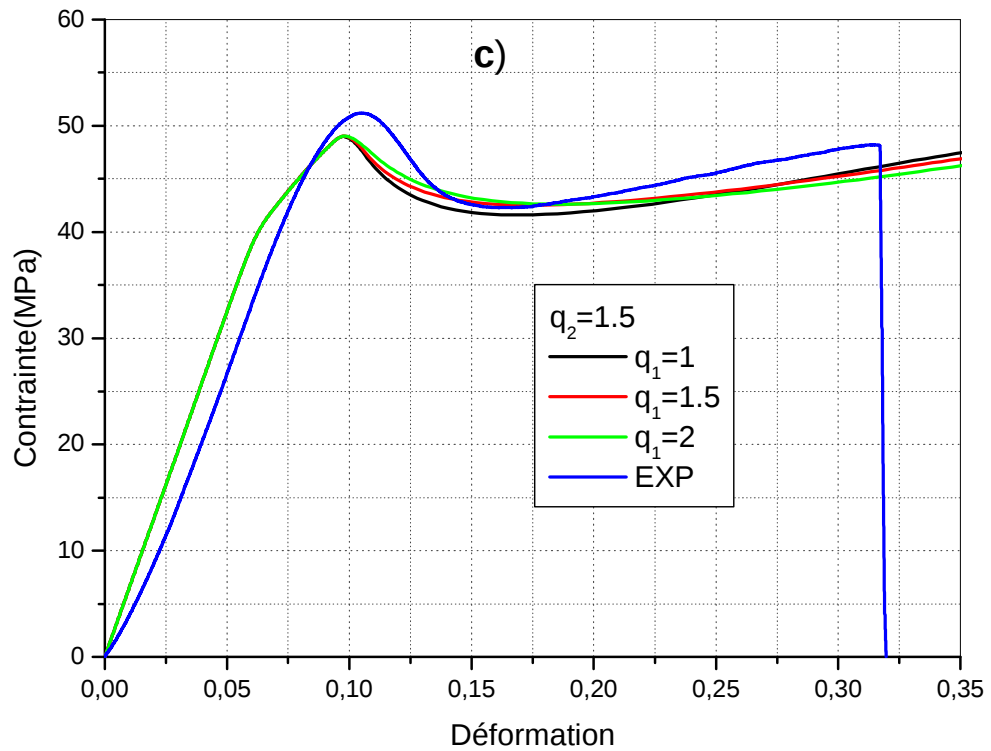
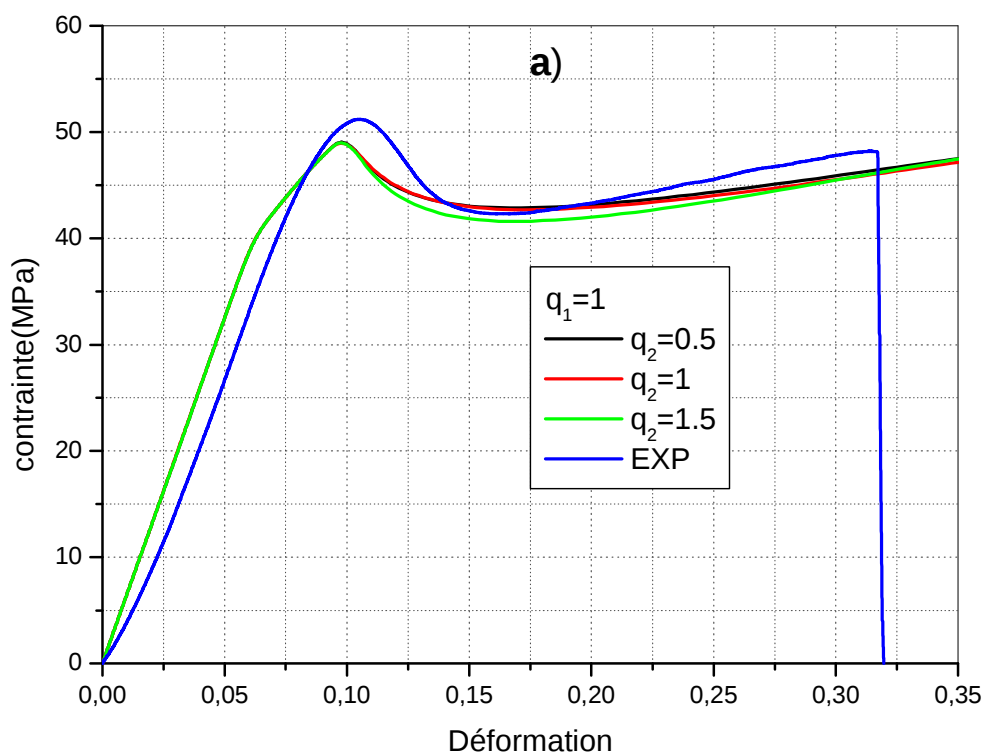


Figure IV.16 : Influence du paramètre q_1 à $V=0.001S^{-1}$.



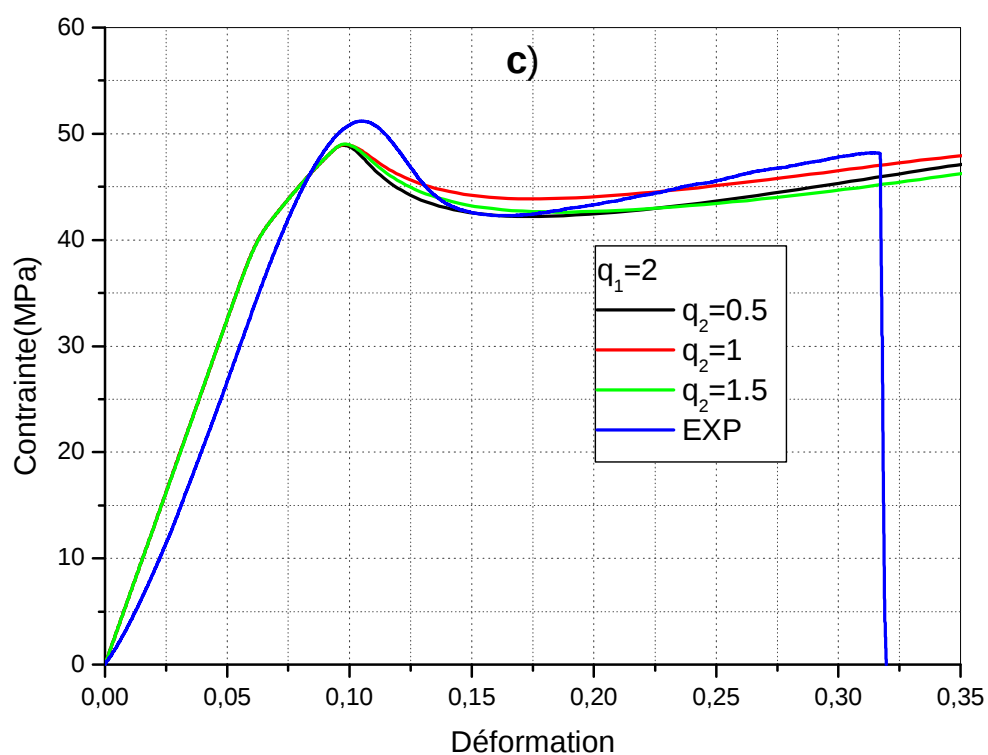
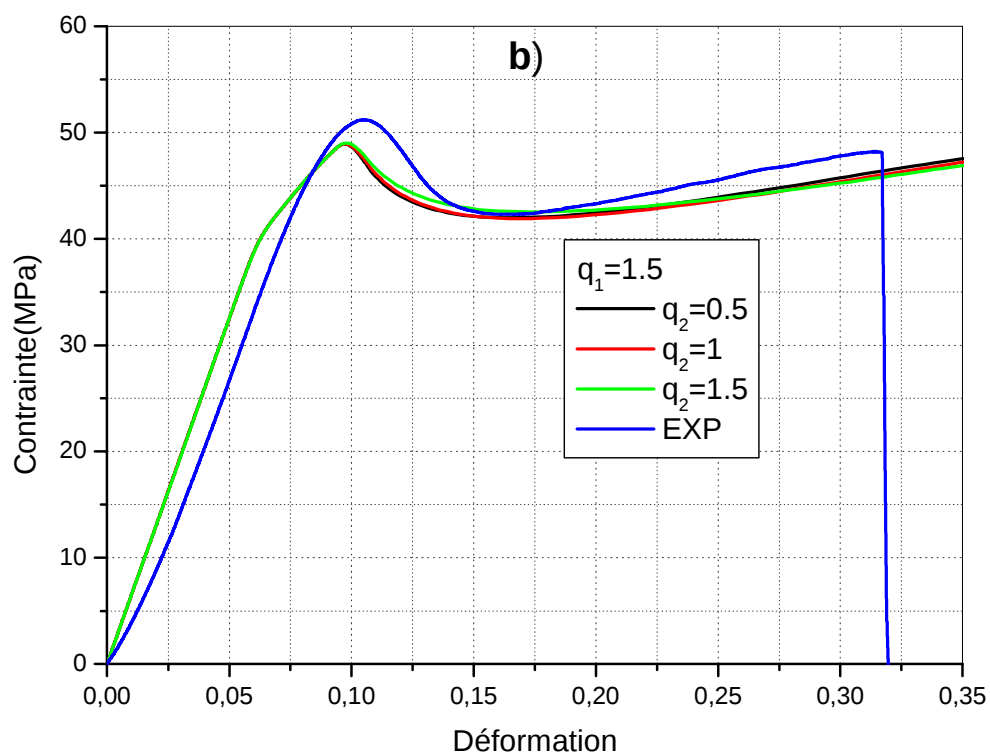


Figure IV.17 : Influence du paramètre q_2 à $V=0.001S^{-1}$.

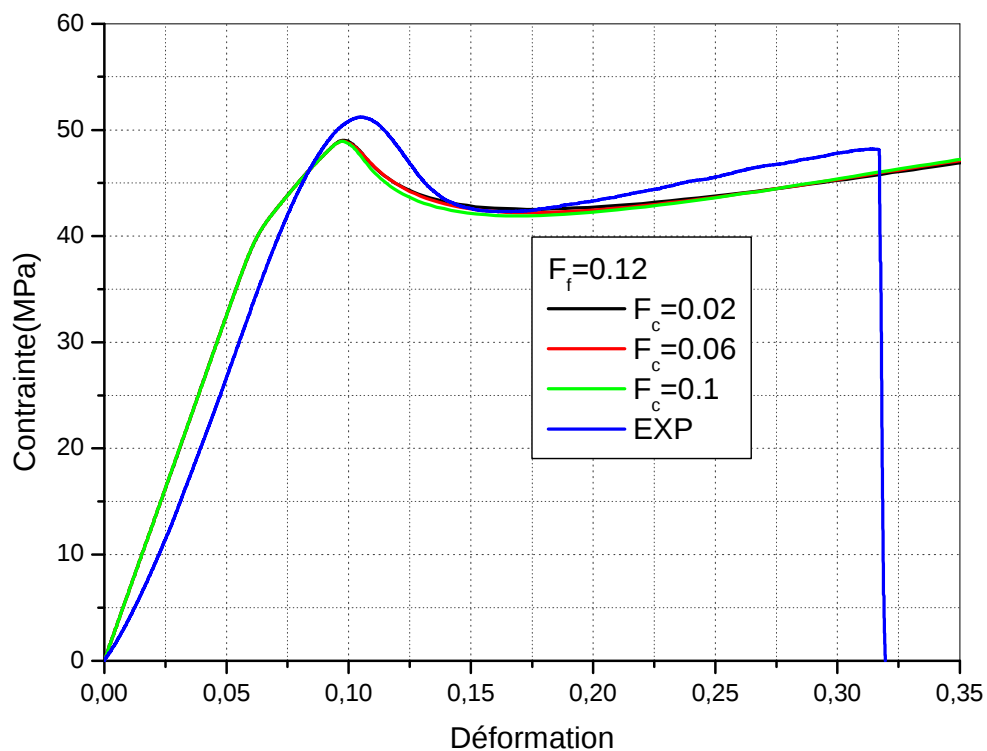
IV.7.2 Variation des paramètres F_c , F_f et F_N :

La figure IV.18 (a, b et c) représente les courbes contrainte – déformation des simulations numériques des différentes paramètres F_c (0.02, 0.06, 0.1), F_f (0.1, 0.5, 1) et F_N (0.001, 0.005, 0.01) confronté à la courbe expérimentale d'un essai de traction a vitesse de déformation 0.001 S^{-1} .

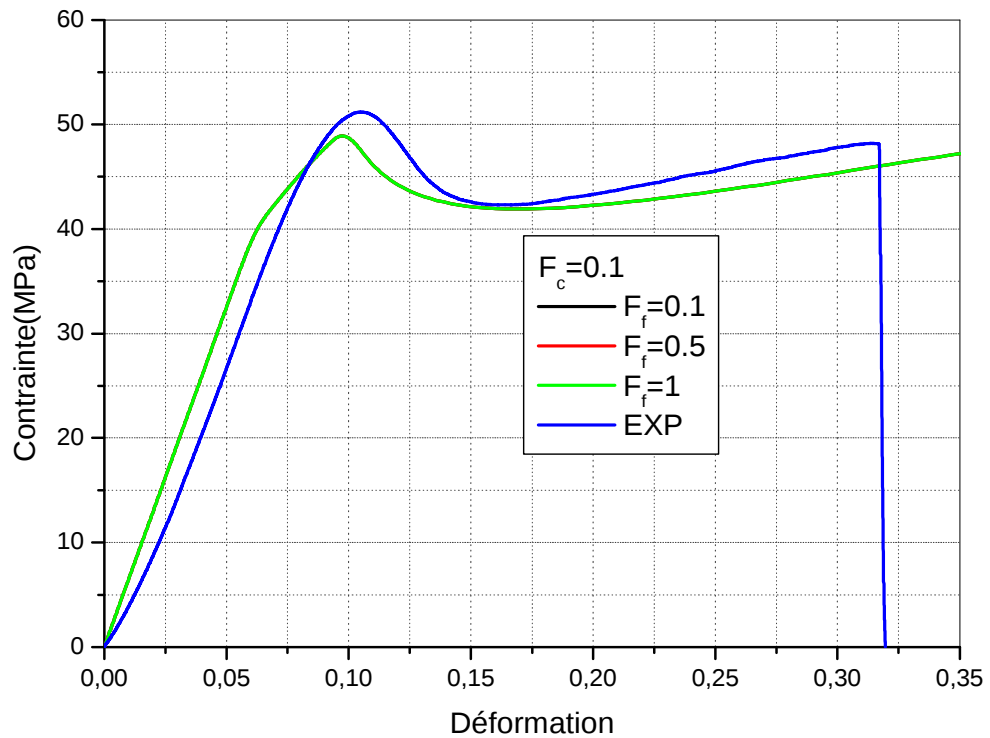
On remarque sur la figure IV.18 (a) que la variation des valeurs F_c sont les même jusqu'à la valeur 0.1 pour les résultats numériques et expérimentales.

Dans la variation de fraction volumique de vide à la rupture finale F_f représenté sur la figure IV.18 (b), on remarque que les courbes numériques des valeurs étudié sont les mêmes et il n'ya pas une grande différence avec la courbe expérimentale. Donc la variation de F_f n'a aucune influence sur le comportement de PVC.

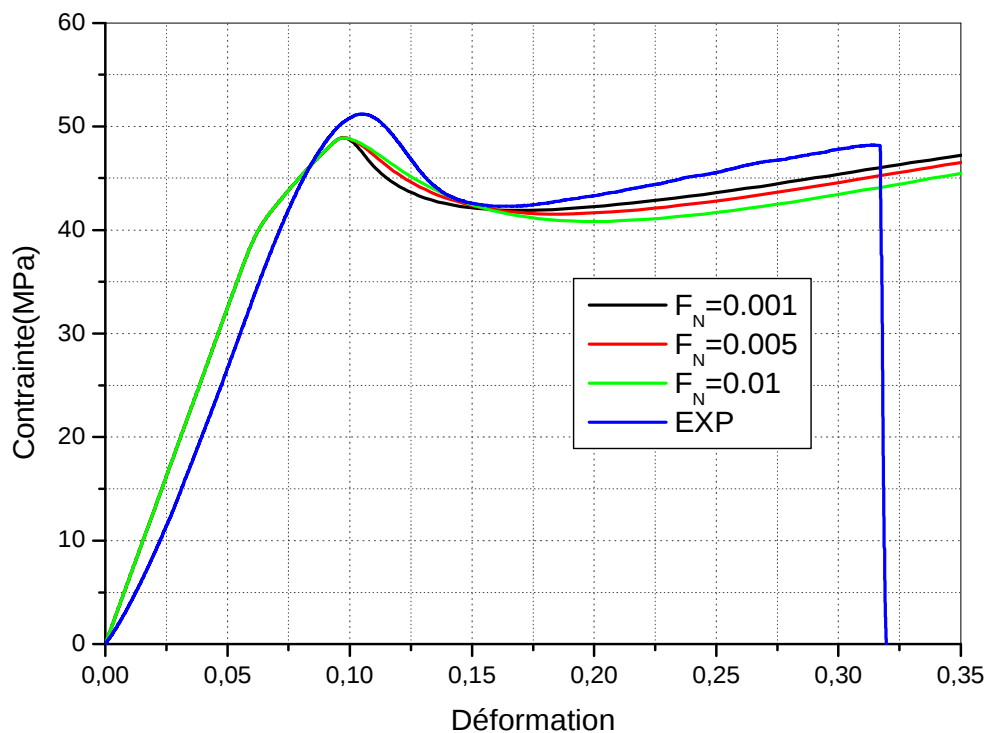
Concernant la variation de la fraction volumique de vides de nucléation F_N illustré dans la figure IV.18 (c), on remarque un bon accord entre les résultats numériques. Donc La valeur F_N à retenir pour le polychlorure de vinyle PVC est F_N varie entre 0.001 et 0.01.



a) Paramètre F_c .



b) Paramètre F_t .



c) Paramètre F_N .

Figure IV.18 : Influence de paramètre F_c , F_f et F_N avec expérimentale à $V=0.001S^{-1}$

IV.7 Conclusion :

À partir de cette étude numérique, on peut distingues Les points suivants :

- Les valeurs proposées q_1 et q_2 avec $q_3=q_1^2$ sont liés aux propriétés mécaniques du matériau.
- L'augmentation de la valeur du paramètre q_1 et q_2 diminue la partie plastique du matériau et la courbe contrainte-déformation est influencée par ces paramètres.
- Les paramètres q_1 et q_2 , F_c , F_f et F_N pour le polychlorure de vinyle PVC ont été établies comme suite : $1 \leq q_1 \leq 1.5$, $0.5 \leq q_2 \leq 1$ et $q_3 = q_1^2$.

$$F_c=0.1, 0.1 \leq F_f \leq 1 \text{ et } 0.001 \leq F_N \leq 0.01.$$

- Les paramètres adoptés pour le modèle d'endommagement (GTN) que nous avons utilisé dans ce travail de thèse sont regroupé dans le tableau IV.2:

paramètres constitutifs	$q_1 = 1.5$
	$q_2 = 1$
	$q_3 = q_1^2$
fraction volumique de vides nucléation	$f_N = 0.01$
fraction volumique de vide à rupture final	$f_F = 1$
fraction volumique de vide critique	$f_c = 0.1$
Déviatoin standard du nucléation de la distribution de déformation	$s_N = 0.01$
Valeur moyenne du nucléation de la distribution de déformation	$\epsilon_N = 0.1$

Tableau IV.3 : *paramètres adoptés pour le modèle d'endommagement (GTN) de ce type de PVC.*

Conclusion Générale

CONCLUSION :

Dans le cadre de cette thèse, nous avons présenté essentiellement une contribution à l'étude de la quantification de l'endommagement et l'influence des différents paramètres sur le processus de nucléation des cavités dans les polymères cas du PVC. Ce polymère fait partie de la famille des thermoplastiques amorphes. Dans le premier volet de cette étude nous avons présenté la structure générale des polymères amorphes et celle du PVC. Nous avons présenté aussi une étude complète sur le comportement mécanique général du PVC à partir des essais mécaniques réalisés. Nous avons caractérisé le comportement du PVC à l'état vierge. les essais de traction réalisé grâce a une technique expérimentale basée sur la vidéo traction qui consiste en le marquage de la partie utile de l'éprouvette qui a permit de déterminer avec précision l'évolution des déformations longitudinale de l'éprouvettes. Nous avons montré que le comportement de ce matériau est sensible à divers paramètres tels que la vitesse de déformation.

La caractérisation et la détermination des mécanismes de déformation et d'endommagement de ce matériau est nécessaire pour prédire sa ruine. L'évolution du comportement mécanique du PVC vis-à-vis de la triaxialité des contraintes a été étudiée dans un deuxième volet en utilisant la modélisation numérique. Cette modélisation à été effectuées à l'aide du modèle de Gurson qui a fait ses preuves avec les matériaux polymères. Ce choix s'explique d'une part, par la présence de cavités initialement présentes dans le matériau engendrant un endommagement dit par croissance de cavités et d'autre part, le modèle de Gurson modifié par Tvergaard et Needleman a donné d'excellents résultats lors d'études antérieures similaires comme par exemple sur l'endommagement et la rupture du PVC.

Une comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux a été réalisée ce qui nous ramène à dire que ces résultats sont en bon accord. Cette étude nous a permis de remarquer à partir des essais mécaniques menés sur le PVC que si la vitesse de déformation augmente, la réponse du matériau accroît ce qui justifie la caractérisation mécanique du PVC.

L'optimisation des paramètres décrivant le comportement de ce type de matériau a été réalisée par une simulation numérique en utilisant le code de calcul Abaqus. Ces tests d'analyse ont donné des résultats satisfaisants.

L'ensemble de nos résultats en termes de courbes sont acceptables. Ainsi, le modèle permet de prévoir les évolutions des contraintes - déformations lors du calcul et à différentes vitesses de déformation. La prise en compte d'une variation du paramètre de l'intensité de la vitesse de déformation et de la non-linéarité est globalement satisfaisante.

Perspectives

Les résultats présentés dans cette thèse permettent d'envisager des extensions possibles à nos travaux sur les différents points abordés. Concernant notre investigation expérimentale, il est intéressant de faire 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 PEHD sont envisagés dans des études à l'avenir.

Référence bibliographique

- [1] F. Reniers, J.P. Lickes et Y. Geerts. Cours de Chimie générale, Site Internet: www.ulb.ac.be/Sciences, 2002-2003.
- [2] J.F. Agassant et J.M. Haudin. Mise en forme des polymères thermoplastiques in M. Carrega et Coll Matériaux industriels. Matériaux polymères. Paris: Dunod; 2000.
- [3] C.H. G'Sell et M. Haudin. Introduction à la mécanique des polymères, chapitre Mécanismes microscopiques de déformation des polymères semi cristallins. CINPL 1995: 251–273.
- [4] P. Bowden and A.J. Jukes. The plastic flow of isotropic polymers. Journal of Materials Science 1972: 7; 52–63.
- [5] M.J. Hill and A. Keller. Effect of shearing on crystallization. Journal of Macromol Sci. Phys. 1969; 22: 225-241.
- [6] C.H. G'Sell et J.M. Haudin. Introduction à la mécanique des polymères. France : Editeur scientifique ; 1994.
- [7] N. Dupend-Brusselle. Comportement viscoélastoplastique d'un polymère semi-cristallin, le polypropylène, avant la striction : caractérisation expérimentale et modélisation phénoménologique : UTC Compiègne; 2000.
- [8] A.D. Drozdov and J.D. Christiansen. Modelling the viscoplastic response of polyethylene in uniaxial loading-unloading tests. Mechanics Research Communications 2003: 30(5); 431- 442.
- [9] C. Zhang and I.D. Moore. Nonlinear mechanical response of high density polyethylene. Part I: Experimental investigation and model evaluation Polymer. Engineering and Science 1997: 37(2); 404-413.
- [10] J.G.J. Beijer and J.L. Spoormaker. Modelling of creep behaviour in injection-moulded HDPE. Polymer 2000; 41(14): 5443-5449.
- [11] M. Bonner, R.A. Duckett and I.M. Ward. Creep behaviour of isotropic polyethylene. Journal of Materials Science 1999; 34(8): 1885-1897.

- [12] D.J. Krzypow and C.M. Rimnac. Cyclic steady state stress-strain behavior of UHMW polyethylene. *Biomaterials* 2000; 21(20): 2081-2087.
- [13] R.W. Meyer and L.A. Pruitt. The effect of cyclic true strain on the morphology. *Polymer* 2001; 42(12): 5293-5306.
- [14] G.W. Ehrenstein et F. Montagne. *Matériaux polymères*. Paris: Hermes science; 2000.
- [15] K. Nitta and M. Takayanagi. Tensile Yield of Isotactic Polypropylene in Terms of a Lamellar-Cluster Model. *Journal of Polymer Science: Part B* 2000: 38; 1037–1044.
- [16] J.M. Haudin. Introduction à la mécanique des polymères. Chapitre Mécanismes microscopiques de déformation des polymères semi cristallins, Institut National Polytechnique de Lorraine : Nancy ; 1995.
- [17] M. Aboulfaraj, C. G'SELL, B. Ulrich and B. Dahoun. In situ observation of the plastic deformation of polypropylene spherulites under uniaxial tension and simple shear in the scanning electron microscope. *Polymer* 1995: 36 (4); 731-742.
- [18] J. Petermann and J.M. Schultz. Lamellar separation during the deformation of high density polyethylene. *Journal of Materials Science* 1978: 13; 50-54.
- [19] M.G.A. Tijssens, E. Van der Giessen and L.J. Sluys. Simulation of mode I crack growth in polymers by crazing. *International Journal of Solids and Structures* 2000: 37; 7307-7327.
- [20] S. Castagnet, J.L. Gacougnolle and P. Dang. Correlation between macroscopical viscoelastic behavior and micro mechanisms in strained polyvinylidene fluoride (PVDF). *Materials Science and Engineering* 2000:A276; 152-159.
- [21] F. Addiego. Caractérisation de la variation volumique du polyéthylène au cours de la déformation plastique en traction et en fluage : Institut National Polytechnique de Lorraine INPL; 2006.

- [22] N. Dupend-Brusselle. Comportement viscoélastoplastique d'un polymère semi-cristallin, le polypropylène, avant la striction : caractérisation expérimentale et modélisation phénoménologique. UTC Compiègne, 2000.
- [23] J.M. Schultz. Polymer materials science. Prentice-Hall, Englewood Cliffs: New Jersey; 1974.
- [24] A.J. Kinloch and R.J Young. Fracture behavior of polymers. Edition 5, Chapman & Hall: London; 1995.
- [25] K. Friedrich. Crazes and shear bands in semi-crystalline thermoplastics. Advances in Polymer Science, Crazing in polymers: Germany; 1983.
- [26] R. Schirrer. Les craquelures dans les polymères : Introduction à la mécanique de polymères. Institut National polytechnique Lorraine : Nancy- France, 1995.
- [27] C.J.Jr. Plummer and H.H. Kausch. Deformation and entanglement in semi-crystalline polymers. Journal of Macromolecular Science – Physics 1996: B35 (3, 4); 637-657.
- [28] R. Kambour. Structure and properties of crazes in polycarbonate and other glassy polymers. Polymer 1964: 5; 143-55.
- [29] E.J. Kramer and L.L. Berger. Craze growth and fracture. Advances in polymer sciences, Crazing in polymers. Springer-Verlag: Berlin; 1990.
- [30] A. Argon and R. Cohen. Crazing and toughness of block copolymers and blends. Adv-Polym-Sci 1990: 91-92; 301-51.
- [31] A. Pawlak and A. Galeski. Plastic Deformation of Crystalline Polymers: The Role of Cavitation and Crystal Plasticity. Macromolecules 2005: 38; 9688-9697.
- [32] S. Humbert, O. Lame, J.M. Chenal, C. Rochas and G. Vigier. New Insight on Initiation of Cavitation in Semi crystalline Polymers: In-Situ SAXS Measurements. Macromolecules 2010: 43; 7212-7221.

- [33] Y.F. Men, J. Rieger and J. Homeyer. Synchrotron ultra small-angle x-ray scattering studies on tensile deformation of poly (1-butene). *Macromolecules* 2004: 37; 9481-9488.
- [34] C. G'Sell, J.M. Hiver and A. Dahoun. Experimental characterization of deformation damage in solid polymers under tension and its interrelation with necking. *International Journal of Solids and Structure* 2002: 39; 3857–3872.
- [35] A. Galeski. Strength and toughness of crystalline polymer systems. *Progress in Polymer Science* 2003: 28; 1643–1699.
- [36] X.C. Zhang, M.F. Butler and R.E. Cameron. The ductile brittle transition of irradiated isotactic polypropylene studied using simultaneous small angle X -ray scattering and tensile deformation. *Polymer* 2000: 41; 3797–3807.
- [37] L. Cangemi, S. Elkoun, C. G'Sell and Y. Meimon. Volume strain changes of plasticized polyvinylidene fluoride during tensile and creep tests. *Journal of Applied Polymer Science* 2004: 91; 1784–1791.
- [38] S. Castagnet, S. Girault, J.L. Gacougnolle and P. Dang. Cavitation in strained polyvinylidene fluoride: mechanical and X-ray experimental studies. *Polymer* 2000: 41; 7523–7530.
- [39] M. Lafarge. Modélisation couplée comportement endommagement et critères de rupture dans le domaine de transition du PVDF. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.
- [40] A. Galeski, A.S. Argon et R.E. Cohen. Changes in the morphology of bulk spherulitic nylon 6 due to plastic deformation. *Macromolécules* 1989: 21; 2761–2770.
- [41] A. Benzerga. Rupture ductile des tôles anisotropes, simulation de la propagation longitudinale dans une tôle pressurisée. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2000.

- [42] J.F. Mariage. Simulation numérique de l'endommagement ductile en formage de pièces massives .Thèse de doctorat, Université de Technologie de Troyes, 2003.
- [43] M. Oyane, T. Sato, K. Okimoto and S. Shima. Criteria for ductile fracture and their applications. *Journal of Mechanical Working Technology*: 1980; 4; 65-81.
- [44] Y. D'escatha and J.C. Devaux. Numerical study of initiation, stable crack growth and maximum load with a ductile fracture criterion based on the growth of holes. *J Elastic-Plastic Fracture* 1979: 5; 229–248.
- [45] J. Koplik and A. Needleman. Void growth and coalescence in porous plastic solids. *International Journal of Solids and Structures* 1988: 24; 835– 853.
- [46] V. Tvergaard. Material failure by void growth. *Advances in Applied Mechanics* 1990: 27; 83-151.
- [47] W. Brocks, D. Klingbeil, G. Kunecke and D.Z. Sun. Constraint effects in fracture theory and applications, Application of the Gurson model to ductile tearing resistance 1995: 2; 232-252.
- [48] M. Kirk, B. Marini, F. Mudry and A. Pineau. Experimental study of cavity growth in ductile rupture. *Engineering Fracture Mechanics* 1985: 6; 989-996.
- [49] R. Becker. The effect of porosity distribution on ductile failure. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1987: 35; 577-599.
- [50] T. Pardoen, I. Doghri and F. Delannay. Experimental and numerical comparison of void growth models and void coalescence criteria for the prediction of ductile fracture in copper bars. *Acta Materialia* 1998: 46; 541-552.
- [51] F.A. McClintock. Local criteria for ductile fracture. *International Journal of Fracture* 1968: 4; 103–130.
- [52] P.F. Thomason. *Ductile Fracture of Metals*. Pergamon Press: Oxford; 1990.

- [53] M. Gologanu, J.B. Leblond and J. Devaux. Approximate models for ductile metals containing non spherical voids - case of axisymmetric oblate ellipsoidal cavities. *Journal of Engineering Materials and Technology* 1994: 116; 290–297
- [54] M. Gologanu. Etude de quelques problèmes de rupture ductile des métaux. Thèse de doctorat, Université Paris VI, 1997.
- [55] M. Gologanu, J.B. Leblond and J. Devaux. Approximate models for ductile metals containing nonspherical voids-case of *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1993: 41; 1723-1754.
- [56] M. Gologanu, J.B. Leblond, G. Perrin and J. Devaux. Recent extensions of Gurson's model for porous ductile metals in *Continuum Micromechanics*. 1997: 377; 66-130.
- [57] T. Pardoen and J.W. Hutchinson. An extended model for void growth and coalescence. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 2000: 48; 2467-2512.
- [58] P.F. Thomason. Three-dimensional models for the plastic limit-load at incipient failure of the intervoid matrix in ductile porous solids. *Acta Metallurgica* 1985a:33, 1079–1085.
- [59] P.F. Thomason. A three-dimensional model for ductile fracture by the growth and coalescence of microvoids. *Acta Metallurgica* 1985b: 33; 1087-1095.
- [60] M.M. Nir and A. Ram. Sorption and Migration of Organic Liquids in Poly Ethylene Terephthalate). *Polymer Engineering and Science* 1996: 36; 862-868.
- [61] C. G'Sell et J.M. Haudin. Introduction à la mécanique des polymères, chapitre Loi de comportement mécanique des polymères solides. *INPL* 1995: 141–168.
- [62] N. Brown, W. Brostow and R.D. Corneliussen. Yield behaviour of polymers. Wiley: Hanser Munich; 1986.

- [63] A.S Argon. A theory for the low-temperature plastic deformation of glassy polymers. *Phylosophical Magazine* 1973: 28; 839–865.
- [64] S.S. Sternstein. Yielding in glassy polymers. *Polymeric Materials* 1975: 5; 369-410.
- [65] S.S. Sternstein and L. Ongchin. Yield criteria for plastic deformation of glassy high polymer in general stress fields. *Polymer* 1969 : 10 ; 1117– 1124.
- [66] C. G'Sell. Instabilités de déformation pendant l'étirage des polymères solides. *Revue de Physique Appliquée* 1988: 23; 1085–1101.
- [67] C. G'Sell, N.A. Aly-Helal and J.J. Jonas. Effects of stress triaxiality on neck propagation during the tensile stretching of solid polymers. *Journal of Materials Science* 1983: 18; 1731–1742.
- [68] A.S. Argon. Plastic deformation in glassy polymer. *Polymeric Materials* 1975: 45; 411–486.
- [69] A. Marquez-Lucero, C.G'sell and K.W. Neale. Experimental investigation of neck propagation in polymers. *Polymer* 1989: 30; 636–642.
- [70] M. Fontanille and Y. Gnanou. *Chimie et physico-chimie des polymères* : France, Dunod; 2002.
- [71] J. Richeton, F.C Vecchio and R.R. Jiang. Influence of temperature and strain rate on the mechanical behavior of three amorphous polymers: Characterization and modelling of the compressive yield stress. *International Journal of solids and structures* 2006: 43; 2318-2335.
- [72] M. Nasraoui, P. Forquin, L. Siad et A. Rusinek. Influence de la température, de la vitesse de déformation, et de l'échauffement adiabatique sur le comportement mécanique du Polyméthacrylate de méthyle (PMMA). *19ème Congrès Français de Mécanique* : Marseille-France ; 2009.
- [73] F. Rietsch and B. Bouette. The compression yield behaviour of polycarbonate over a wide range of strain rates and temperatures. *European Polymer Journal* 1990: 26; 1071-1075.

- [74] C. Xiao, J.Y. Jho and A.F. Yee. Correlation between the shear yielding behavior and secondary relaxations of bisphenol a polycarbonate and related copolymers. *Macromolecules* 1994: 27; 2761-2768.
- [75] D. Rana, V. Sauvant and J.L. Halary. Molecular analysis of yielding in pure and antiplasticized epoxy-amine thermosets. *Journal of Materials Science* 2002: 37; 5267-5274.
- [76] J. Richeton, S. Ahzi, L. Daridon and Y. Rémond. A formulation of the cooperative model for the yield stress of amorphous polymers for a wide range of strain rates and temperatures. *Polymer* 2005: 46; 6035-6043.
- [77] J. Richeton, S. Ahzi, K.S. Vecchio, F.C. Jiang and R.R. Adharapurapu. Influence of temperature and strain rate on the mechanical behaviour of three amorphous polymers: Characterization and modelling of the compressive yield stress. *International Journal of Solids and Structures* 2006: 43; 2318-2335.
- [78] H.M. Meddah, N. Selini, M. Benguediab, M.Bouziane and M. Belhamiani. Analysis of the polypropylene mechanical behaviour response: Experiments and numerical modeling. *Mat Des* 2009: 30 ; 4192–4199.
- [79] P. Combette and I. Ernout. *Physique des polymères, tome II : Propriétés mécaniques*. Hermann: Canada; 2005.
- [80] K. Hachour, R. Ferhoun, M. Aberkane, F. Zairi and M. Nait Abdelaziz, Experimental characterisation and Effet of the Tiaxiality on the Behaviour of the HDPE. *Damage and Fracure Mechanics: Failure Analyses of Engineeing Materials and Strucures* 2009; 43-48.
- [81] A.L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth-I.Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *Journal of engineering materials and technology* 1977: 99; 2-15.
- [82] A.L. Gurson. Porous rigid-plastic materials containing rigid inclusions-yield function, plastic potential, and void nucleation, in: *Fracture international conference of fracture*, ed. D.M.R. Taplin, 1977:2A; 357-364.

- [83] G. Kata and C. Nada. Permeability characterisation of solvent treated polymer materials. *Polymer Testing* 2001: 20; 599-606.
- [84] Y. Hiroyasu . Conditions for shear localization in the ductile fracture of Void containing materials. *International Journal of Fracture* 1978: 14, Issue 4; 347-365.
- [85] V. Tvergaard, Influence of voids on shear band instabilities under plain strain conditions. *International Journal of Fracture* 1981: 17; 389–407.
- [86] J.B. Leblond, G. Perrin and J. Devaux. An improved Gurson type model for hardenable ductile details. *Journal of Mechanics A/Solids* 1995: 14; 499-527.
- [87] Tvergaard V and Needleman A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar, *Acta metallurgica* 1984: 32; 157-169.
- [88] D.E. Puttick. Ductile fracture in metals, *Philosophical magazine* 1959: 4; 964-969.
- [89] H.C. Rogers. The tensile fracture of ductile metals, *Transactions AIME* 1960: 218; 498-506.
- [90] L.M. Brown and J.D. Embury. The initiation and growth of voids at second phase particles, in: *Microstructure and design of alloys*, Proc. 3rd International conference on strength of metals and alloys 1973; 3: 164-169.
- [91] F.A. McClintock. A criterion for ductile fracture by growth of holes, *Journal of applied mechanics* 1968: 35; 363-375.
- [92] J.R Rice and D.M. Tracey. On the ductile enlargement of in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 1969: 17; 201-217.
- [93] J.W. Hancock and A.C. Mackenzie. On the mechanisms of ductile failure in high strength steels subjected to multi-axial stress-states. *Journal of the mechanics and Physics of solids* 1976: 24; 147-160.
- [94] J.W. Hancock and D.K. Brown. The role of strain and stress-state in ductile failure. *Journal of the mechanics and physics of solids* 1983: 31; 1-24.
- [95] F.A. McClintock. Plasticity Aspects of Fracture, in *Fracture, an Advanced Treatise*, Liebowitz, H, editor, Academic Press, New York 1969: 47-225.

- [96] Y. Huang. Accurate Dilatation Rates for Spherical Voids in Triaxial Stress Fields. *J Appl Mech* 1991: 58; 1084-1086.
- [97] B. Budiansky, J.W. Hutchinson and S. Slutsky. Void growth and collapse in viscous solids, in : *Mechanics of solids, The Rodney Hill 60th anniversary volume*, ed. H.G. Hopkins and M.J. Sewell, Pergamon 1982:60; 13-45.
- [98] A.L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth-I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *Journal of Engineering Materials and Technology*. 1977: 99; 2-15.
- [99] A.L. Gurson. Porous rigid-plastic materials containing rigid inclusions-yield function, plastic potential, and void nucleation, in: *Fracture international conference of fracture*, ed. D.M.R. Taplin, 1977: 2A; 357-364.
- [100] A. Needleman and J.R. Rice. Limits to ductility set by plastic flow localization, in: *Mechanics of sheet metal forming*: Berlin; 1978.
- [101] V. Tvergaard. On localization in ductile materials containing spherical voids. *International Journal of Fracture* 1982: 18; 237–252.
- [102] V. Tvergaard, Material failure by void coalescence in localized shear bands, *International journal of solids and structures*, 1982:18;659-667.
- [103] L. Dong and S.N. Atluri. SGBEM (Using Non-hyper-singular Traction BIE) and super elements, for non-collinear fatigue-growth analyses of cracks in stiffened panels with composite-patch repairs. *CMES. Computer Modeling in Engineering & Sciences* 2012: 89; 417–458.
- [104] L. Dong and S.N. Atluri. SGBEM Voronoi Cells (SVCs), with Embedded Arbitrary-Shaped Inclusions, Voids, and/or Cracks, for Micromechanical Modeling of Heterogeneous Materials. *CMC: Computers, Materials & Continua* 2012: 33; 111–154.
- [105] M. Bendouba, A. Djebli, A. Aid, N. Benseddiq and M. Benguediab. Time-Dependent J-Integral Solution for Semi-elliptical 3 Surface Crack in HDPE. *CMC: Computers, Materials & Continua* 2015: 33; 111–154.

- [106] A.S. Ognedal, A.H. Clausen, A. Dahlen and O.S. Hopperstad. Behavior of PVC and HDPE under highly triaxial stress states: An experimental and numerical study. *Mech Mat* 2014: 72; 94–108.
- [107] A.S. Ognedal, A. Clausen, T. Berstad, T. Seelig and O.S. Hopperstad. Void Nucleation and Growth PVC – An Experimental and Numerical Study. *Int J Solids Struct* 2014: 51; 1494–1506.
- [108] P.W. Bridgman. The stress distribution at neck of the tension specimen. *Transactions ASM* 1944: 32; 553–574.
- [109] L. Laiarinandrasana, Morgeneyer TF, Proudhon H, N'guyen F and Maire E. Effect of multi axial stress state on morphology and spatial distribution of voids in deformed semi crystalline polymer assessed by X-ray tomography. *Macromolecules* 2012: 45; 4658-4668.
- [110] <http://www.metaux.ulg.ac.be/Fichierpourtelech/polym/ch%201.pdf>: Site web consulté le 02/01/2014.
- [111] C. Heiberger. *Encyclopedia of PVC*. Second Edition in 4 volumes: Dekker; 2001.
- [112] ISO 868. *Plastics and ebonite — Determination of indentation hardness by means of a durometer (Shore hardness)*; 2003.
- [113] ASTM D2240. *Standard test method for rubber property durometer hardness*, ASTM American Society for Testing and Materials, Philadelphia, August; 2005.
- [114] DIN 53505. *Testing of rubber, Shore A and shore D hardness test*; 2000.
- [115] L. Gomez. *Engineering with rigid PVC. Process ability and applications*, Dekker: New York; 1984.
- [116] S. Patrick. *PVC compounds and processing*. Rapra Review Reports: United Kingdom; 2004.
- [117] G. Pritchard. *PVC World Markets and Prospects*. RAPRA Technology Limited: United Kingdom; 2002.

- [118] ASTM D 638, American Society for Testing and Material Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics; 2002.
- [119] J. Lemaitre et L. ChabocheJ. Mécanique des matériaux solides, 2ème Edition Dunod: Paris ; 1996.
- [120] J.T. Oden. Finite elements of non linear continua. Mc Graw Hill Company: USA; 1972.
- [121] O.C. Zienwicz et R.L. Taylor. La méthode des éléments finis formulation de base et problèmes linéaires, Edition AFNOR; 1991.
- [122] H. Khellafi, H.M. Meddah, B. Ould Chikh, B. Bouchouicha, M. Benguediab and M. Bendouba. Experimental and numerical analysis of the polyvinyl chloride (PVC) mechanical behavior response. CMC: Computers, Materials & Continua 2015: 49; 31–45.