



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



Université de Sidi Bel Abbès
Faculté des sciences de l'ingénieur
Département de génie mécanique

Thèse

Pour l'obtention du diplôme de

Doctorat en Sciences

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Sciences des Matériaux

Présentée Par Monsieur :

BELHAMIANI Mohamed

**Approche globale de la mécanique de la rupture
appliquée aux polymères PVC**

Soutenue: 28 Novembre 2012 devant la commission d'examen :

| | | | |
|--------------------|--------------------|-----|--|
| Président | Mr. M. MAZARI | Pr | UDL Sidi Bel ABBES |
| Examineur | Mr. A. ZIADI | Pr | Centre Universitaire d'Ain Temouchent |
| Examineur | Mr. B. BOUCHOUICHA | MCA | UDL Sidi Bel ABBES |
| Examineur | Mr. M. BENACHOUR | MCA | Université Abou Bakr Belkaid Tlemcen |
| Examineur | Mr. A. AID | MCA | Université de Mascara |
| Directeur de thèse | Mr. M. BENGUEDIAB | Pr | UDL Sidi Bel ABBES |

2011-2012

REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé sous la direction de Monsieur le Professeur **Mohamed BENGUEDIAB**, à qui j'adresse mes profonds remerciements pour m'avoir donné l'occasion de travailler au sein de son équipe, et aussi pour ses compétences, pour m'avoir aidé et encouragé, pour sa compréhension dans tous les précieux moments qu'il a su me consacrer.

Je tiens à remercier vivement Monsieur le Professeur **Mohamed MAZARI** pour la confiance qu'il m'a accordée. Il m'a fait un grand honneur de bien vouloir assurer la présidence de cette thèse.

Je tiens tout particulièrement à remercier vivement Monsieur le Professeur **Abdelkader ZIADI**, du centre universitaire d'Ain Temouchent, Monsieur **Benatou BOUCHOUICHA**, Maître de Conférence, de l'université de de Sidi Bel Abbes qui ont accepté la charge de rapporteurs.

Messieurs **Abdelkrim AID**, Maître de Conférence, de l'université de Mascara et **Mustapha BENACHOUR**, Maître de Conférence, de l'université Abou Bakr Belkaid de Tlemcen, m'ont fait l'honneur de juger ce travail et de participer au jury de thèse. Je leur adresse mes plus sincères remerciements.

Je remercie particulièrement Monsieur **Mohamed ELMEGUENNI**, du laboratoire de mécanique de Lille, qui m'a prodigué de nombreux conseils qui ont été des stimulants dans l'accomplissement de ce travail.

Je voudrais remercier tout particulièrement: **Habibi, Miloudi, Smail, Bouziane** et **Boulenour** pour leurs aides et surtout leurs soutiens moraux.

Pour terminer, Je remercie ma mère, mes frères, mes sœurs et ma belle-sœur et je rends hommage à mon père Allah yarahmou.

Résumé

Les applications des réseaux en PVC sont très diversifiés et les pipes sont utilisés pour la construction de ces réseaux pour transporter des fluides sous pression tels que l'eau potable et l'eau d'assainissement, ainsi que pour l'irrigation agricole dans l'industrie pétrochimique. la présence des défauts nocifs dans ces réseaux doit être évitée et cela nécessite une bonne connaissance de ce type de matériau et de ces processus de rupture en se basant sur les approches de la mécanique de la rupture. Dans notre cas l'approche globale est utilisée pour caractériser la rupture du matériau polymère PVC.

Abstract

The applications of networks in PVC are very diversified and pipes are used for the construction of these networks to transport fluids under pressure such as the domestic water and the water of purification, as well as for the agricultural irrigation in the petrochemical industry.

The presence of the defects in these networks should be avoided and it requires a good knowledge of this type of material and the fracture process based on the approaches of fracture mechanics

In this study, the global approach is used to characterize the fracture of the PVC polymer.

Table des Matières

| | |
|-----------------------------------|-------------|
| Remerciements..... | i |
| Résumé..... | ii |
| Table des matières..... | iii |
| Table des figures..... | v |
| Grandeurs principales..... | viii |
| Introduction générale..... | 01 |

Chapitre I: Étude bibliographique

| | |
|---|----|
| I. Introduction..... | 04 |
| II. I.2- Généralités sur la structure et les propriétés des polymères..... | 05 |
| I.2.1.Structures moléculaire des polymères solides..... | 05 |
| I.2.1.1.Structure amorphe..... | 05 |
| I.2.1.2. Structure semi-cristalline..... | 06 |
| I.2.2. Relation entre les propriétés physiques et mécaniques des polymères solides..... | 07 |
| I.3.Déformation des polymères solides..... | 08 |
| I.3.1. Déformation de la phase amorphe..... | 09 |
| I.3.2. Déformation de la phase cristalline..... | 10 |
| I.3.3. Fragmentation des lamelles cristallines..... | 10 |
| I.4. Les lois de comportement mécanique des polymères solides..... | 12 |
| I.4.1. Méthodologie pour la conception de lois de comportement..... | 12 |
| I.4.2. Étude du comportement mécanique des solides amorphes et semi cristallins..... | 14 |
| I.4.2.1. Caractéristiques générales | 14 |
| I.4.2.2. La viscoélasticité..... | 17 |
| I.4.2.3. La limite élastique..... | 17 |
| I.4.2.4. Le durcissement structural | 20 |
| I.5. Les critères de plasticité..... | 21 |
| I.5.1 Le critère de Tresca..... | 22 |
| I.5.2 Le critère de von Mises..... | 23 |
| I.5.3 Amélioration des critères de plasticité de base..... | 25 |
| I.5.4 Synthèse des critères de plasticité..... | 27 |
| I.6. Lois de comportement « globales »..... | 28 |

| | |
|---------------------|----|
| I.7. Référence..... | 31 |
|---------------------|----|

Chapitre II: Mécanique de la rupture des polymères

| | |
|---|----|
| II.1 Introduction..... | 37 |
| II.2 Mécanique de la rupture..... | 38 |
| II.2.1 Concept de l'intégrale J..... | 38 |
| II.2.1.1 Expression du paramètre J..... | 39 |
| II.2.1.2 Utilisation de J pour les polymères..... | 40 |
| II.2.1.2.1 Limitation de l'utilisation de J_{IC} | 40 |
| II.2.1.2.2 Détermination de J_{IC} à partir de la courbe..... | 41 |
| II.2.2 Approche EWF..... | 42 |
| II.2.2.1 Intérêt de l'approche EWF..... | 43 |
| II.2.2.2 Principe de la méthode..... | 44 |
| II.3 Signification physique des paramètres pour la technique "EWF"..... | 45 |
| II.4 Validation du protocole de la technique EWF..... | 45 |
| II.4.1 Influence de la forme DENT rectangulaire sur les paramètres EWF..... | 50 |
| II.4.2 Gamme de longueur du ligament..... | 52 |
| II.4.3 Matériaux..... | 54 |
| II.5 Conclusion..... | 55 |
| II.6. Référence..... | 57 |

Chapitre III: Approche expérimentale et numérique

| | |
|--|----|
| III.1 Application expérimentales de l'approche énergétique sur le PVC..... | 61 |
| III.1.1 Introduction..... | 61 |
| III.1.2 Géométrie des éprouvettes..... | 62 |
| III.1.3 Essais mécaniques..... | 64 |
| III.1.4 Résultats expérimentaux..... | 65 |
| III.1.5 Comportement global..... | 65 |
| III.1.6 Le paramètre énergétique J..... | 67 |
| III.1.6.1 Détermination de l'amorçage de la fissure..... | 69 |
| III.1.7 Le travail essentiel de la rupture..... | 72 |
| III.1.7.1 Théorie..... | 73 |
| III.1.7.2 Essais mécaniques..... | 74 |

| | |
|---|----|
| III.1.7.3 Comportement global..... | 75 |
| III.1.8 Conclusion..... | 80 |
| III.2 Application numérique de l'approche énergétique sur le PVC..... | 81 |
| III.2.1 Introduction..... | 81 |
| III.2.2 Matériaux et modèle géométrique..... | 82 |
| III.2.3 Évolution de l'intégrale J et modélisation par FEM-3D..... | 83 |
| III.2.4 Résultats et discussion..... | 84 |
| III.2.4.1 Effet de la position de fissure..... | 84 |
| III.2.4.2 Effet du chargement..... | 88 |
| III.2.4.3 Effet de la forme de la fissure..... | 90 |
| III.2.4.4 Effet de l'épaisseur de la pipe..... | 91 |
| III.2.5 Conclusion..... | 93 |
| III.3 Référence..... | 94 |
| Conclusions et perspectives | 95 |

Liste des tableaux et figures

| | |
|--|-----------|
| Chapitre I: Étude bibliographique..... | 04 |
| Figure I.1. Schématisation de la structure type d'une pelote statistique..... | 05 |
| Figure I.2. Schématisation du repliement des chaînes dans un monocristal..... | 05 |
| Figure I.3: Structure d'un polymère semi-cristallin..... | 07 |
| Figure I.4: Mécanismes de déformation de la phase amorphe dans les polymères semi-cristallins..... | 10 |
| Figure I.5 : Processus de glissements..... | 11 |
| Figure I.6: Représentation schématique des mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines..... | 12 |
| Figure I.7: Courbes contrainte vraie – déformation vraie de divers polymères obtenues à 25°C..... | 15 |
| Figure I.8: Evolutions typiques de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour un polymère amorphe ① et pour un polymère semi-cristallin②..... | 16 |
| Figure I.9: Comportement typique des polymères à faible déformation..... | 18 |
| Figure I.10 : Représentation des critères de Tresca et de von Mises sous la forme..... | 24 |
| Figure I.11 : Allure de l'ellipse de von Mises en contraintes planes lorsque la déformation augmente..... | 25 |
| Figure I.12 : Comparaison des contraintes axiales en traction et compression pour un polycarbonate à 10-4 s-1..... | 26 |
| Figure I.13 : Critères de plasticité de von Mises modifié..... | 27 |
| Figure I.14 : Evolution caractéristique des différents termes entrant dans la composition de la loi de G'Sell..... | 30 |
| | |
| Chapitre II: Mécanique de la rupture des polymères..... | 37 |
| Figure II.1 Contour arbitraire autour du front de la fissure..... | 38 |
| Figure II.2 Interprétation énergétique de l'intégrale J | 39 |
| Figure II.3 Comparaison des vitesses d'ouverture de fissure..... | 40 |
| Figure II.4 Courbe R théorique avec les domaines de validité..... | 41 |
| Figure II.5 Représentation schématique de l'éprouvette utilisée pour la technique <i>EFW</i> | 42 |
| Figure II.6: Mode de rupture "ductile" et propagation stable de la fissure..... | 46 |
| Figure II.7: Mode de rupture "semi-ductile" et propagation stable puis instable de la fissure..... | 47 |
| Figure II.8: Modes de rupture "semi-fragile" (a) et "fragile" (b) et propagation rapidement instable de la Fissure..... | 47 |
| Figure II.9: Processus de déformation de l'éprouvette..... | 48 |
| Figure II.10: Variation de σ_{max} en fonction de la longueur du ligament..... | 49 |
| Figure II.11: Exemple de la relation linéaire entre la w_f et la longueur du ligament (l) dans le cas du film PVC..... | 50 |
| Figure II.12: Courbes force - déplacement des échantillons en forme DENT classique..... | 51 |
| Figure II.13: Variation des valeurs de σ_{max} en fonction de la longueur du ligament pour les échantillons DENT classique..... | 51 |
| Figure II.14: Relation $w_f - l$ des échantillons DENT classique..... | 52 |
| Tableau II.1: Valeurs des paramètres <i>EFW</i> obtenues à partir des échantillons DENT classique..... | 52 |
| Figure II.15: Domaine de validité de la méthode <i>EFW</i> | 53 |

| | |
|--|-----------|
| Chapitre III: Approche expérimentale et Numérique..... | 61 |
| Figure III.1 (a) Conduite, (b) géométrie des éprouvettes : (i) <i>SENB</i> , (ii) et <i>DENT</i> | 63 |
| Figure III.2 Schéma de l'équipement expérimental..... | 64 |
| Figure III.3 Courbes charge - déplacement à conditions identiques permettant de vérifier la reproductibilité..... | 65 |
| Figure III.4 Courbes charge - déplacement pour éprouvette <i>SENB</i> | 66 |
| Figure III.5 Mesure de l'énergie à partir d'une courbe charge - déplacement..... | 66 |
| Figure III.6 Variation de l'énergie en fonction de la longueur de fissure pour une éprouvette <i>SENB</i> | 67 |
| Figure III.7 Contour Γ autour du front de la fissure..... | 68 |
| Figure III.8 Schématisation du processus de déchirure ductile..... | 69 |
| Figure III.9 Déformation de l'éprouvette <i>SENB</i> et évolution de la pré-entaillé au cours de la sollicitation.. | 70 |
| Figure III.10 (a) Charge et intégrale <i>J</i> en fonction du déplacement et (b) courbe <i>J</i> - Δa pour l'éprouvette <i>SENB</i> | 72 |
| Figure III.11 Zones de dissipation du travail..... | 73 |
| Figure III.12 Processus de déformation d'une éprouvette <i>DENT</i> | 75 |
| Figure III.13 Observation macroscopique du processus de déformation d'une éprouvette <i>DENT</i> | 76 |
| Figure III.14 Courbes charge - déplacement pour la géométrie <i>DENT</i> | 76 |
| Figure III.15 Variation de σ_{max} en fonction du ligament pour les échantillons <i>DENT</i> | 77 |
| Figure III.16 Représentation de la forme de la zone plastique <i>OPZ</i> | 78 |
| Figure III.17 Evolution du travail spécifique total à rupture en fonction de la taille initiale du ligament.... | 80 |
| Figure III.18. Schémas des modèles analysés..... | 82 |
| Figure III.19. Maillage du modèle simulé..... | 82 |
| Tableau III.2 Propriétés mécaniques du PVC..... | 83 |
| Figure III.19 Intégrale <i>J</i> en trois dimension..... | 83 |
| Figure III.20 Evolution de l'intégrale <i>J</i> en fonction de la position pour ($a/t=0.33$)..... | 85 |
| Figure III.21 Evolution de l'intégrale <i>J</i> en fonction de la position pour ($a/t=0.44$)..... | 85 |
| Figure III.22 Evolution de l'intégrale <i>J</i> en fonction de la position pour ($a/t=0.55$)..... | 86 |
| Figure III.23 Evolution de l'intégrale <i>J</i> en fonction de la position pour ($a/t=0.66$)..... | 86 |
| Figure III.24 Représentation les fissures axiales et transversales avec les fibres..... | 88 |
| Figure III.25 Influence de la pression en fonction de la position de la fissure sur l'intégrale <i>J</i> quand $\Phi=0^\circ$ | 89 |
| Figure III.26 Influence de la pression en fonction de la position de la fissure sur l'intégrale <i>J</i> quand $\Phi=90^\circ$ | 89 |
| Figure III.27 Influence de la taille de défaut sur l'intégrale <i>J</i> quand $\Phi = 0^\circ$ | 90 |
| Figure III.28 Influence de la taille de défaut sur l'intégrale <i>J</i> quand $\Phi = 90^\circ$ | 91 |
| Figure III.29 Influence de l'épaisseur de la pipe sur l'intégrale <i>J</i> quand $\Phi=0^\circ$ | 92 |
| Figure IV.30 Influence de l'épaisseur de la pipe sur l'intégrale <i>J</i> quand $\Phi=90^\circ$ | 92 |

Grandeurs principales

| | |
|---------------------|--|
| E | : Module (MPa ou GPa) |
| ν | : Coefficient de poisson |
| σ_y | : Contrainte d'écoulement (MPa) |
| σ_r | : Contrainte à rupture (MPa) |
| ε | : Déformation du matériau (%) |
| $\dot{\varepsilon}$ | : Vitesse de déformation |
| U | : Energie de rupture issue de l'essai en traction (J) |
| W_f | : Energie totale de rupture issue de l'essai EWF (J) |
| w_f | : Energie totale spécifique de rupture issue de l'essai EWF (J) |
| W_e | : Travail essentiel de rupture (J) |
| w_e | : Travail essentiel spécifique de rupture (KJ/m ²) |
| W_p | : Travail non-essentiel de rupture (J) |
| w_p | : Travail non-essentiel spécifique de rupture (KJ/m ³) |
| β | : Constante proportionnelle à la taille et à la forme de la zone plastique |
| DENT | : Eprouvette avec double entaille |
| B | : Epaisseur d'échantillon EWF (mm) |
| W | : Largeur d'échantillon EWF (mm) |
| l | : Longueur de ligament (mm) |
| a | : Longueur de la fissure (mm) |
| P | : Charge appliquée (N) |
| P_{Max} | : Charge appliquée maximale (N) |
| R_p | : Rayon de la zone plastique au fond de la fissure |
| J | : Intégrale J (KJ/m ²) |
| δ | : Ouverture de la fissure (mm) |
| Δa | : Extension de longueur de la fissure (mm) |
| J_c | : Résistance à l'amorçage de fissure (kJ/m ²) |

Introduction générale

Introduction générale

La rupture est un problème auquel la société a dû faire face depuis que l'homme fabrique des structures artificielles. Cette problématique est probablement encore plus importante dans notre société de technologies avancées que dans les siècles précédents. La cause de la plupart des phénomènes de rupture est généralement due soit à une erreur de conception, soit à des défauts de construction (objets, structures, etc.) ou encore à l'utilisation d'un nouveau matériau qui produit un résultat imprévu. Pour éviter la rupture, en particulier la propagation des fissures, il est indispensable de déterminer la résistance à la rupture des matériaux, de manière à déterminer la probabilité qu'une fissure provoque une rupture catastrophique. Heureusement, les progrès dans le domaine de la mécanique de la rupture ont permis de compenser une partie des dangers potentiels qui découlent de la complexité technologique croissante. Notre compréhension de la ruine des matériaux et notre capacité à prévenir de telles défaillances ont progressé considérablement ces dernières dizaines d'années. Toutefois, ces progrès sont moins marqués pour ce qui concerne les matériaux polymères.

Pourtant, ces derniers sont des matériaux de plus en plus répandus et procurent de nombreux avantages par rapport aux métaux, comme par exemple une faible densité qui conduit à des produits particulièrement légers, une bonne stabilité chimique et résistance à la corrosion alliées à des caractéristiques mécaniques intéressantes. Ils sont généralement faciles à mettre en œuvre, à relativement basse température, rendant possible la fabrication économique de pièces de formes complexes pouvant intégrer plusieurs fonctions. L'ensemble de ces propriétés explique leur utilisation croissante dans de nombreuses applications en environnement biologique, emballages alimentaires, etc.

Il n'en reste pas moins que la prédiction de la durée de vie de ces matériaux reste un challenge. Les applications de plus en plus répandues de ces matériaux demande de choisir des méthodes robustes pour aborder au mieux l'analyse des risques de rupture. Pour qualifier complètement la résistance à la

rupture, il est indispensable de comprendre les mécanismes de rupture des polymères chargés ou non et d'étudier l'influence de leur microstructure sur leur comportement. Le comportement en propagation de fissure des matériaux polymères classiques dans des conditions de sollicitation monotones a souvent été étudié. Ainsi, dans la littérature, les données sont de plus en plus nombreuses mais les mécanismes restent encore à élucider.

Au vu de la littérature concernant la mécanique de la rupture, différentes méthodes d'analyse sont proposées, chacune a ses points forts et ses limites. Dans le cas des films polymères minces et ductiles, l'approche globale de la mécanique de la rupture à savoir la méthode « Essential Work of Fracture » (EWF) est une bonne candidate pour caractériser la résistance à la propagation des fissures, du fait de sa simplicité. Cette méthode a déjà été largement utilisée, son analyse fait appel à deux paramètres, qui sont censés distinguer d'une part l'énergie dissipée par les mécanismes de propagation et d'autre part celle associée aux processus de déformation plastique qui surviennent dans l'ensemble de l'objet sollicité. Cependant, l'interprétation de ces paramètres EWF et leur signification physique restent encore à préciser.

Pour mener à bien ce travail, cette étude s'articule autour de trois chapitres. Le premier chapitre est une revue bibliographique. Il contient trois parties principales. Une première partie expose des généralités sur les polymères solides. La seconde partie aborde les mécanismes de déformation de ces polymères. Enfin, la dernière partie présente les différentes lois de comportement de ces types de polymères.

Ce deuxième chapitre a été consacré principalement à la présentation des différents modes de rupture des polymères, en particulier des amorphes, de la transition fragile – ductile et de l'approche globale de la rupture pour mieux présenter au lecteur les concepts de la mécanique de la rupture appliqués aux polymères. En particulier, deux approches relatives à la détermination de la ténacité ont été discutées. Nous avons présenté les bases de l'approche globale en insistant sur les similitudes des deux méthodes les plus employées (intégrale J et EWF). Les techniques qui permettent de les calculer pour évaluer la ténacité des polymères amorphes ont été également présentées.

Le troisième chapitre se divise en deux parties la première représente les résultats obtenus sur des éprouvettes fissurées. deux configurations ont été retenues : une géométrie simplement fissurée (Single Edge Notched Bend ou SENB) sollicitée en flexion trois point et une géométrie sollicitée en traction, s'agissant du doublement fissurée (Double Edge Notched Tensile specimen ou DENT). Une analyse critique de deux approches globales (intégrale J et la méthode EWF) de la mécanique non-linéaire de la rupture a été entreprise. une deuxième partie de ce chapitre est consacré à la modélisation numérique par éléments finis du comportement mécanique du PVC en appliquant l'approche de l'intégrale J.

Enfin, la conclusion générale et les différentes perspectives que l'on peut donner à ce travail sont exposées à la fin du manuscrit.

Chapitre I

Etude Bibliographique

I.1 Introduction

Pour améliorer les performances mécaniques des polymères thermoplastiques, il faut bien connaître la morphologie et bien comprendre le comportement mécanique des polymères solides : c'est-à-dire de bien comprendre les relations structure-propriétés mécaniques. Cette compréhension nécessite l'utilisation d'analyses à plusieurs échelles :

- ✓ l'échelle microscopique, à laquelle le matériau est hétérogène, en étudiant la déformation des macromolécules à différents états (amorphe, cristallin),
- ✓ l'échelle macroscopique correspondant aux essais sur éprouvettes en laboratoire.

Il en résulte des lois de comportement sophistiquées pour lesquelles une démarche qualité doit être appliquée avant leur utilisation à des fins industrielles.

Malheureusement, la corrélation entre les essais de laboratoire, visant à déterminer les propriétés, et les performances réelles des structures reste peu satisfaisante. En effet, les tests normalisés sont à la fois trop complexes pour extraire sans ambiguïté des données intrinsèques aux matériaux et trop simples pour représenter correctement les structures et les sollicitations réelles. De plus les techniques actuelles, établies autour des matériaux métalliques, prennent parfois mal en compte la spécificité des polymères, d'où un apparent manque de fiabilité ou de

La première partie de l'étude bibliographique consiste en la présentation des principales caractéristiques des matériaux polymère.

Dans un premier temps, nous définirons ce qu'est un polymère et nous nous intéresserons aux critères qu'il est possible d'adopter afin de classer les différents types de polymères existants. Le phénomène de transition vitreuse auquel sont soumis ces matériaux sera également abordé.

Dans un second point, nous présenterons les comportements mécaniques que l'on peut rencontrer lors de l'étude de tels matériaux. La courbe force-allongement caractéristique d'un essai de traction, mené à une vitesse d'élongation donnée, sera

présentée. Cela nous mènera aux notions de plasticité puis, de viscoplasticité puisque le comportement de notre matériau se montre sensible à la vitesse de sollicitation.

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.1), 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.2).

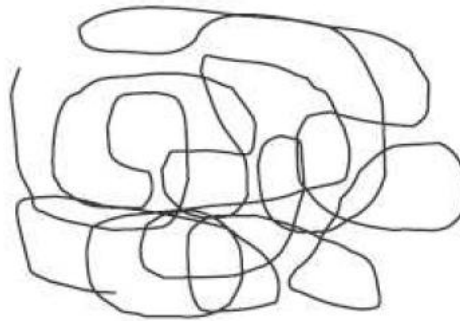


Figure I.1 : Schématisation de la structure type d'une pelote statistique [1].

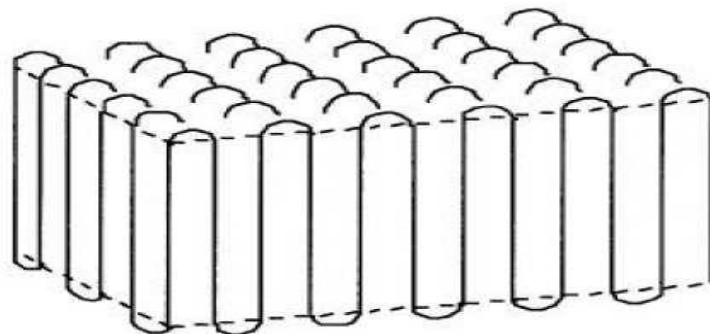


Figure I.2: Schématisation du repliement des chaînes dans un monocristal [2].

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 elles 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 limitée 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.3). 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].

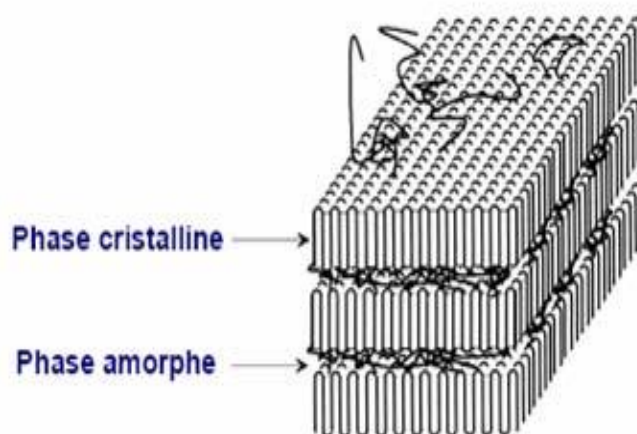


Figure I.3: Structure d'un polymère semi-cristallin.

I.2.2 Relation entre les propriétés physiques et mécaniques des polymères solides

Les propriétés physiques et mécaniques des polymères présentent un certain nombre de particularités qui découlent de leur structure macromoléculaire et de l'organisation supramoléculaire. A partir d'une variété très restreinte d'atomes, l'assemblage de l'unité monomère de quelques dizaines de milliers à quelques millions de fois peut donner naissance à une variété quasi-infinie de matériaux. La microstructure finale résultant de l'assemblage dépend de paramètres tels que [5] :

- la nature du monomère, et en particulier la nature et l'encombrement stérique des groupes latéraux,
- le poids moléculaire et la polydispersité résultant de la polymérisation,
- la linéarité de la macromolécule,
- la présence ou non de réticulation.

L'aptitude des macromolécules à former une structure régulière ne dépend pas seulement de l'encombrement stérique des groupes latéraux, mais également de leurs interactions électromagnétiques, de la cinétique de formation du solide (vitesse de polymérisation et/ou réticulation, vitesse de solidification du fondu...). L'ordre ainsi obtenu couvre une large plage qui va des polymères amorphes (absence d'ordre à l'échelle moléculaire) à des structures possédant un degré de cristallinité tel que la mise en œuvre devient difficile. La très grande majorité des polymères à l'état solide possède un degré de cristallinité compris entre 0% (amorphes) et 80% [3].

Dans les polymères semi-cristallins à la température ambiante, la phase amorphe est souvent en dessus de la température de transition vitreuse T_g , et que pour exister, la phase cristalline doit être en dessous de sa température de fusion T_f . Les mécanismes de déformations affectant ces deux phases sont différents et peuvent interagir. En dehors de la température et de la vitesse de déformation qui sont des paramètres extérieurs à la structure influençant directement la cinétique de déformation, cette dernière dépend de l'organisation supramoléculaire. Si les phases amorphes et cristallines ont chacune des mécanismes de déformation qui leurs sont propres, la nature et la cinétique de ces mécanismes dépendent du degré d'interaction macromoléculaire. L'interaction est largement dépendante de la nature des liaisons dans la phase considérée (liaisons physiques, ou chimiques en cas de réticulation) et du degré d'interpénétration des macromolécules, en particulier par le biais du nombre d'enchevêtrements, et dépend des masses des macromolécules qui suit une distribution statistique [3]. Dans le cas des polymères amorphes non-réticulés où les propriétés mécaniques résultent directement des interactions supramoléculaires, l'obtention de propriétés mécaniques significatives est bien entendu subordonnée à l'utilisation de macromolécules d'un poids moléculaire supérieur à la masse critique entre enchevêtrements [6]. Pour les polymères semi-cristallins, partant d'une macromolécule donnée, le degré de cristallinité et la taille des régions cristallines résultent des conditions de mise en œuvre. La vitesse de refroidissement et le gradient de température dans le moule jouent un grand rôle dans la construction de la structure finale du solide. Ainsi les mécanismes de déformation du matériau dépendent dans une large mesure des conditions de la mise en œuvre [3].

I.3 Déformation des polymères solides

Le développement des polymères structuraux est lié à leurs propriétés mécaniques, qui dépendent elles-mêmes de la microstructure. C'est ainsi que les polymères semi-cristallins ont pour la plupart une ténacité élevée qui répond aux exigences de produits devant résister à des conditions d'utilisation sévères (impact, fluage, fatigue).

Les mécanismes de déformation des polymères en tant que réponse aux contraintes élevées auxquelles ils sont soumis, peuvent être à grande ou à petite

échelle [7]. Les mécanismes à grande échelle ou macroscopiques engendrent une déformation initialement homogène de la zone impliquée dans les déformations. Ils sont en général très dissipatifs et conduisent à une modification de la géométrie, aisément observable, de la structure déformée.

Dans cette partie, nous nous intéressons au comportement mécanique des polymères solides en nous appuyant sur la compréhension des micromécanismes de déformations.

I.3.1 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 interlamellaires sont des points de réticulation physiques qui confèrent à la phase amorphe une certaine résistance mécanique [8]. 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 interlamellaire et la séparation interlamellaire. Le glissement interlamellaire correspond au cisaillement parallèle de deux lamelles cristallines l'une par rapport à l'autre sous l'effet d'une contrainte de cisaillement [3], [9] (Figure I.4b). La séparation interlamellaire se traduit par une variation de la distance entre deux lamelles lorsqu'une contrainte est appliquée perpendiculairement à ces lamelles [3], [10] (Figure I.4c). Cette déformation a pour conséquence une diminution de la densité de phase amorphe et une création de microcavités [11], [12]. Ces deux mécanismes provoquent uniquement la déformation de la phase amorphe.

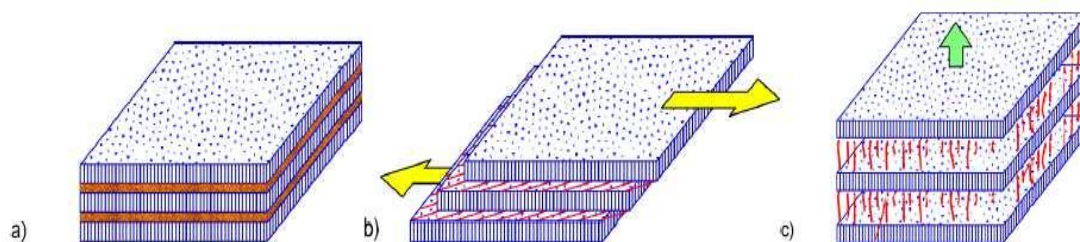


Figure I.4: Mécanismes de déformation de la phase amorphe dans les polymères semi-cristallins a) Etat non déformé, b) Glissement interlamellaire et c) Séparation interlamellaire [3].

I.3.2 Déformation de la phase cristalline

Dans un cristal métallique, le glissement consiste en un déplacement de blocs cristallins le long d'un plan atomique dense bien défini. Ce dernier est appelé plan de glissement, tandis que la direction de ce processus est qualifiée de direction de glissement. En réalité, le glissement ne se produit pas en bloc mais progressivement, de proche en proche, grâce aux mouvements de dislocations.

Les cristallites des polymères se déforment également par un mécanisme de glissement (Figure I.5). Cependant, contrairement aux métaux, seuls sont actifs les systèmes de glissement dont le plan contient l'axe des chaînes. Cette restriction est due à la présence des liaisons covalentes le long des chaînes. Ainsi, dans un cristal de polymère, le plan de glissement doit contenir la direction des macromolécules [13]. Les cissions critiques résolues des systèmes de glissement dans les cristaux de polymères dépendent des liaisons de van der Waals entre les chaînes macromoléculaires [14].

I.3.3 Fragmentation des lamelles cristallines

Lors d'un effort de traction, les lamelles cristallines et les zones amorphes sont soumises à des déformations en traction, en cisaillement, en flexion ou en compression selon leur orientation au sein du sphérolite [15], [16]. Les mécanismes de déformation de la phase amorphe et de la phase cristalline interagissent pendant la destruction de la morphologie semi-cristalline [17].

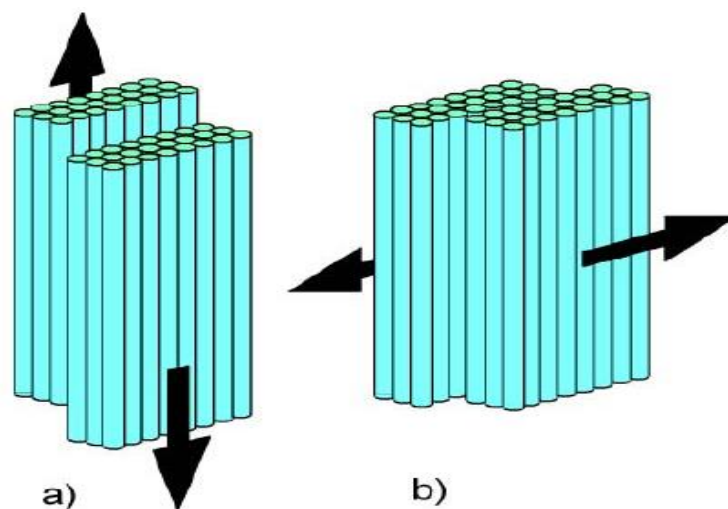


Figure I.5 : Processus de glissements a) parallèle et b) perpendiculaire aux chaînes des lamelles cristallines [18], [19].

Parmi ces modes locaux de déformation, l'action d'un cisaillement sur la structure "sandwich" lamelles/couches amorphes conduit à une destruction de l'ordre cristallin par fragmentation de la phase cristalline (Figure I.6). Selon Friedrich [20], ce mécanisme de cisaillement est précédé par la séparation et le glissement interlamellaire (Figure I.6b) donnant lieu à la formation de microvides entre les lamelles. Lorsque les chaînes amorphes sont totalement étirées, le cisaillement intervient au niveau des cristallites, privilégiant les systèmes de glissement parallèles aux chaînes. On obtient ainsi une orientation des chaînes cristallines vers la direction de traction.

Sous l'effet combiné de la séparation interlamellaire et du glissement intracristallin, la déformation conduit à une fragmentation de la structure (Figure I.6c), suivie d'un dépliement de certains segments de chaînes appartenant aux lamelles. Il en résulte une structure microfibrillaire contenant des cavités orientées parallèlement à l'axe de sollicitation (Figure I.6d).

Plusieurs auteurs ont étudié ces déformations structurales et morphologiques des polymères semi-cristallins à l'aide des techniques d'analyses spectroscopiques avancées (FTIR, Rayon X, SEM,...) [21]-[24].

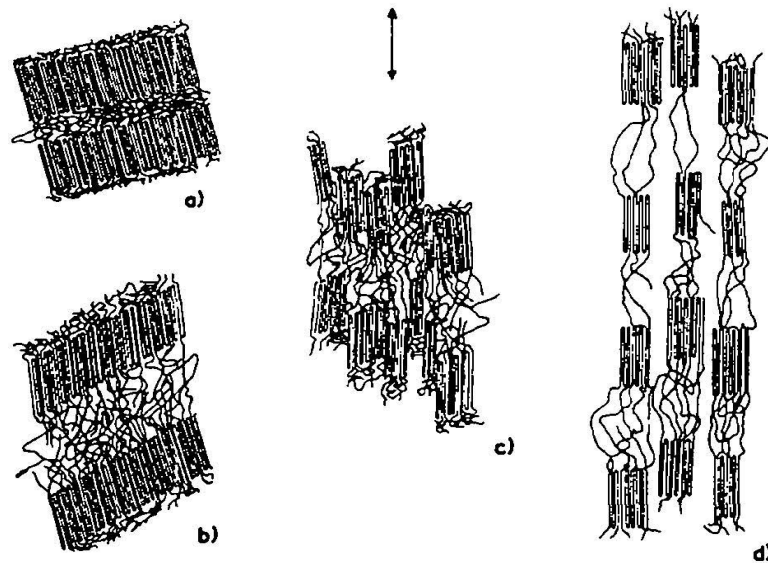


Figure I.6: Représentation schématique des mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines.
 a) état non déformé, b) extension des molécules de liaison, c) fragmentation des lamelles, d) alignement selon la direction d'étirage [20].

I.4 Les lois de comportement mécanique des polymères solides

Source d'innovation dans des conditions d'environnement difficile, l'utilisation des polymères à usage structural se généralise dans l'industrie. Cependant, les polymères solides ont un comportement mécanique compliqué à appréhender, dépendant fortement du temps et de la température, et sensible en particulier aux vieillissements physique et chimique qui fragilisent le matériau et diminuent la durée de vie des structures.

Le développement de lois de comportement, capables de décrire l'évolution de la réponse des polymères (déformation irréversible, état d'écrouissage...) sous les sollicitations imposées aux structures, et leur implémentation dans un code de calcul par la méthode des éléments finis sont un moyen privilégié pour améliorer le dimensionnement des structures sous charges de service.

I.4.1 Méthodologie pour la conception de lois de comportement

La conception d'une loi de comportement peut être considérée comme le résultat de quatre actions différentes de modélisation [25] :

- ✓ Le *modèle physique* met en relation l'évolution des variables

macroscopiques avec celles de la déformation microstructurale. Pour cela, il faut utiliser des moyens expérimentaux fournissant des données fiables à différentes échelles, de façon à bien étayer les hypothèses du modèle. Dans le cas des polymères semi-cristallins, la tâche s'avère délicate (mais réalisable) : on combine un essai de chargement simple sur éprouvette (généralement en traction uniaxiale) avec un moyen d'investigation sophistiqué pour examiner la déformation de la microstructure. Cette démarche a été utilisée par Dahoun [18] pour étudier et modéliser le comportement plastique et les textures de déformation de plusieurs polymères semi-cristallins. Cependant, la difficulté principale consiste à rendre ces modèles micromécaniques utilisables pour le calcul des structures par la méthode des éléments finis.

- ✓ Le *modèle mécanique* formalise le modèle physique dans un cadre thermodynamique cohérent. La thermodynamique des processus irréversibles des systèmes ouverts est un cadre qui convient aux polymères dans les structures si l'on veut décrire correctement leur interaction avec des fluides (eau, gaz, fluides pétroliers). Dans le cas des polymères, le formalisme des déformations est nécessaire pour la plupart des applications.
- ✓ Le *modèle numérique* permet d'intégrer correctement le modèle mécanique développé, pour lequel il n'y a pas en général de solution analytique.
- ✓ Le code informatique sera l'outil tangible représentant la loi de comportement.

Pour les polymères, la loi de comportement formulée est toujours non linéaire. Elle relie les contraintes, les déformations, la température à l'évolution de variables internes. De ce fait, les paramètres mécaniques sont de deux sortes : ceux que l'on peut déterminer directement par dépouillement d'essais standardisés et ceux réglant l'évolution des variables internes qui doivent être déterminés par calage numérique de la loi sur une courbe expérimentale.

I.4.2 Etude du comportement mécanique des solides amorphes et semi-cristallins

I.4.2.1 Caractéristiques générales

Dans un grand nombre de polymères, l'arrangement spatial des macromolécules ne présente aucun ordre à grande distance, ou tout au plus une microcristallinité extrêmement imparfaite. Ces polymères sont considérés en première approximation comme ayant une structure amorphe. Seules les distances entre atomes proches voisins présentent une certaine régularité (ordre à courte distance). Afin d'augmenter l'entropie de conformation, les chaînes tendent à former des pelotes irrégulières. Les différentes macromolécules sont intimement enchevêtrées les unes dans les autres. Les matériaux qui ont cette structure présentent différents types de comportement en fonction de la température :

- ✓ à basse température, le polymère est vitreux, rigide, parfois fragile, avec un module d'Young de l'ordre de 1000 MPa;
- ✓ au dessus de la température de transition vitreuse T_g , le comportement mécanique devient viscoélastique puis caoutchoutique avec un module de l'ordre de 1 MPa, le matériau pouvant subir des allongements hyperélastiques considérables;
- ✓ à des températures encore plus élevées, l'agitation thermique est telle que la diffusion des chaînes devient très aisée. Le comportement est alors celui d'un fluide visqueux ou viscoélastique.

Les polymères dont les chaînes macromoléculaires sont les plus régulières adoptent une structure semi-cristalline. Afin de minimiser l'énergie de conformation, les chaînes se replient sur elles mêmes pour former des segments réguliers qui s'empilent selon un réseau cristallin de plus forte densité que le polymère amorphe. Cette structure se forme au cours du refroidissement depuis l'état liquide.

En raison de la viscosité du polymère fondu et des nombreux défauts des macromolécules, la cristallisation ne peut être ni totale ni parfaite. La structure présente en fin de refroidissement une juxtaposition de cristallites et de zones amorphes résiduelles. Le comportement mécanique de cette classe de matériau

présente donc deux températures caractéristiques : la température de transition vitreuse de la phase amorphe T_g et la température de fusion T_f de la phase cristallisée. On a donc :

- ✓ en dessous de T_g un polymère rigide de module d'Young voisin de celui des polymères amorphes vitreux ;
- ✓ entre T_g et T_f un matériau plus souple (module de l'ordre de 700 MPa) à cause de la phase amorphe caoutchoutique, mais avec une bonne résistance grâce à la présence des cristallites ;
- ✓ au dessus de T_f , un fluide visqueux ou viscoélastique.

Les courbes de la Figure I.7, obtenues en traction avec la méthode vidéométrique, montrent le comportement aux grandes déformations pour divers polymères amorphes et semi-cristallins (PEEK, PA6, PC, PVC, PP, PE, PTFE) à la température ambiante.

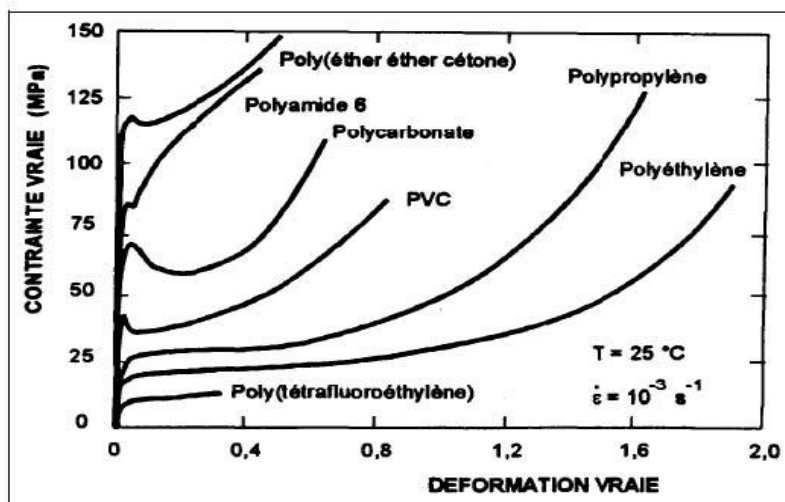


Figure I.7: Courbes contrainte vraie – déformation vraie de divers polymères obtenues à 25°C [26].

Les courbes ① et ② de la Figure I.8, qui illustrent respectivement le comportement fréquent à température ambiante et sous sollicitation uniaxiale lente d'un polymère amorphe et celui d'un polymère semi-cristallin, font apparaître trois étapes principales :

- ✓ Etape I : Le début de la courbe présente une pente élevée quasi-linéaire à l'origine. Cette partie est appelée réponse viscoélastique [27]. Dans le cas de certains polymères amorphes (courbe 1), un crochet de traction se

produit fréquemment à la fin du stade viscoélastique. Cet adoucissement est généralement absent chez les polymères semi-cristallins (courbe 2), pour lesquels la limite élastique présente une transition arrondie progressive.

- ✓ Etape 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 [28]. 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 alors que l'allongement relatif peut atteindre 1000 %.
- ✓ Etape III : Ce stade, qualifié de durcissement structural est vraisemblablement lié à l'orientation des chaînes selon la direction principale de déformation. Lorsque la striction s'est entièrement propagée, la déformation redevient homogène jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

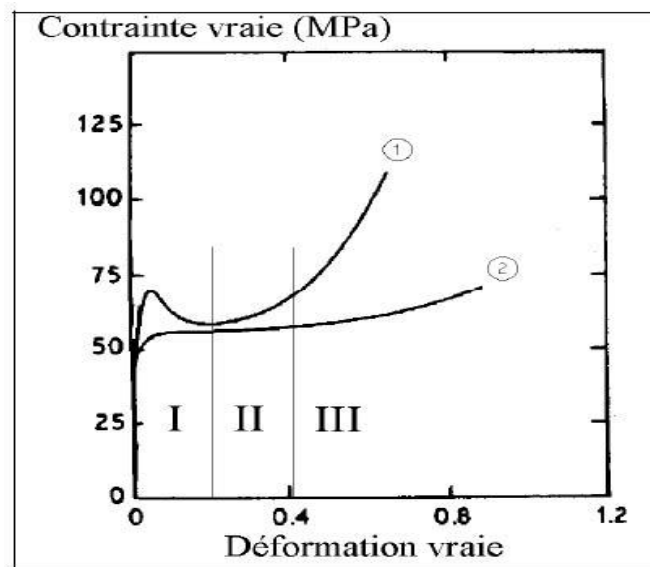


Figure I.8 : Evolutions typiques de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour un polymère amorphe ① et pour un polymère semi-cristallin ②.

I.4.2.2 La viscoélasticité

Les matériaux polymères présentent, sur une large gamme de températures, un comportement communément désigné par viscoélastique. On entend par là que leur comportement est intermédiaire entre celui d'un solide élastique qui, soumis à une contrainte, adopte instantanément une configuration déformée stable et un fluide qui, soumis à la même contrainte, s'écoule indéfiniment. Le comportement viscoélastique se traduit par une réponse réversible mais fonction du temps ou de la fréquence de sollicitation ou encore de la vitesse de sollicitation. Il peut être subdivisé en un régime linéaire aux faibles contraintes, souvent assimilé en première approximation à de l'élasticité [29], suivi d'un second régime non-linéaire. Ce comportement viscoélastique, essentiellement assuré par la phase amorphe dans les polymères semi-cristallins, semble posséder une contribution élastique instantanée liée à la distorsion des liaisons de Van-der-Waals et une composante retardée due à la relaxation de certaines conformations à haute énergie sous l'effet de réarrangements diffusionnels à courte distance [30]. Le cadre le plus large des études est restreint au domaine de la viscoélasticité linéaire, même si en pratique, cette condition de linéarité n'est satisfaite que dans le cas de très faibles déformations (typiquement $< 1\%$). Au delà, même pour des déformations encore faibles, on note une non-linéarité significative, ainsi qu'un phénomène d'hystérésis si la contrainte est relâchée [31].

I.4.2.3 La limite élastique

Certains polymères ne présentent pas de limite élastique évidente. C'est le cas des polymères fragiles (Figure I.9a) pour lesquels l'échantillon rompt au stade viscoélastique, ou des élastomères (Figure I.9b), où le comportement est hyperélastique. Lorsqu'une limite élastique se produit, en général pour une déformation de l'ordre de quelques pour cent [26], elle se manifeste :

- soit sous forme d'un maximum local de la courbe représentant l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie (Figure I.9b);
- soit sous forme d'un brusque changement de sa pente (Figure I.9c).

Le premier cas est appelé « crochet » (caractéristique de certains polymères

amorphes), le second est dit « genou » (polymères semi-cristallins en général ainsi que quelques polymères amorphes). L'amplitude du crochet est extrêmement sensible à l'histoire thermomécanique du matériau. Il est en outre très sensible à la vitesse de sollicitation, pouvant ainsi disparaître dans le cas d'essais très lents. Cet adoucissement au seuil d'écoulement plastique ne peut être dû à un effet d'orientation et les causes de son apparition doivent être recherchées au niveau des modifications structurales plus fines. Ce maximum de contrainte est souvent choisi, par convention, comme seuil de plasticité. Dans le cas d'un genou, on choisit la limite élastique au point où la courbe s'écarte de la droite élastique initiale d'un pourcentage spécifié.

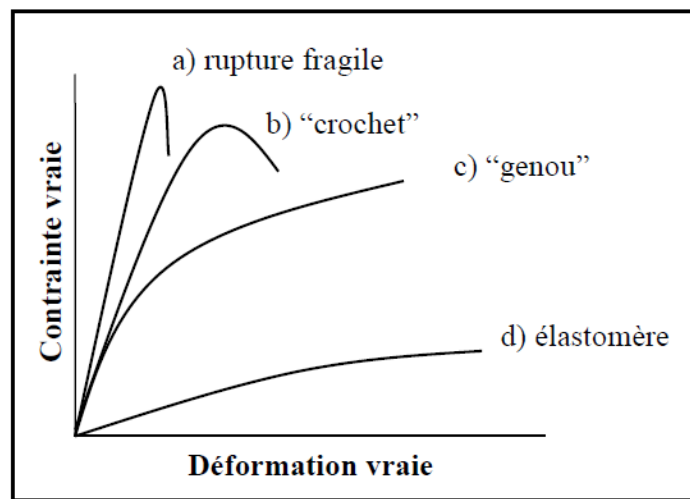


Figure I.9: Comportement typique des polymères à faible déformation [26].

En ce qui concerne les polymères semi-cristallins, de nombreux travaux expérimentaux ont conduit à une compréhension correcte, sur le plan qualitatif, des phénomènes complexes se produisant lors de leur déformation. Peterlin a proposé un modèle très général permettant de relier l'aspect macroscopique de la déformation (striction) aux différents mécanismes microstructuraux susceptibles d'intervenir sous l'influence d'une sollicitation uniaxiale. Ce modèle distingue trois régions de l'éprouvette :

- ✓ Dans la région où la striction ne s'est pas encore propagée, il y a d'abord glissement et séparation des lamelles, puis glissement et basculement des chaînes à l'intérieur des lamelles cristallines. Ces mécanismes préservent l'intégrité des lamelles et des sphérolites;

- ✓ Dans la striction, il y a transformation de la morphologie lamellaire en une morphologie microfibrillaire, par fragmentation des cristaux avec dépliage des chaînes;
- ✓ Après le passage de la striction, la déformation se poursuit par alignement des blocs cristallins résultant de la fragmentation selon l'axe de traction, et étirement de plus en plus important des molécules de liaison dans la phase amorphe.

Ces dernières années, une étape importante a été franchie grâce au développement de nouveaux modèles fondés sur les mécanismes élémentaires décrits précédemment, mais permettant une approche quantitative des processus de déformation. Ces modèles permettent de prédire la courbe contrainte – déformation, d'une part, et l'évolution des orientations cristallines, d'autre part. En effet, une approche correcte du problème devrait prendre en considération l'anisotropie structurale des matériaux, en particulier celle liée à la texture cristalline induite par la déformation. Pour cela Dahoun et al. [32] ont utilisé un modèle auto-cohérent, développé à l'origine par Molinari et al. [33]. Ce modèle décrit au niveau microscopique l'évolution de la texture cristalline jusqu'aux grandes déformations. Il donne, au niveau macroscopique, la courbe contrainte – déformation caractérisant le comportement mécanique. Le polymère est considéré comme un agrégat polycristallin formé de cristallites réparties au hasard (on néglige l'existence d'une morphologie sphérolitique). Le modèle est dit à « un site », ce qui signifie que les interactions entre une cristallite particulière et toutes les autres cristallites de l'échantillon sont assimilées à celles entre la cristallite considérée et un « milieu homogène équivalent ». Ce dernier a les propriétés du matériau macroscopique. Plusieurs autres hypothèses sont également posées :

- ✓ la phase cristalline est supposée avoir un comportement viscoplastique ;
- ✓ les lamelles cristallines sont supposées se déformer par glissement, parallèlement ou perpendiculairement aux chaînes ;
- ✓ le rôle de la phase amorphe est négligé dans une première approche.

Ce modèle a permis de retrouver un certain nombre de caractéristiques expérimentales. Toutefois, la non-prise en compte de la contribution de la phase

amorphe à la déformation fait que le calcul sous-estime (surtout en cisaillement) largement le durcissement plastique. Le modèle auto-cohérent représentera d'autant moins la réalité que le taux de cristallinité est faible. Il a donc été nécessaire de développer un modèle prenant en compte spécifiquement la réponse de la phase amorphe, en combinaison avec la phase cristalline. Le comportement mécanique global peut être représenté sous la forme d'une combinaison du comportement plastique de la phase cristalline et du comportement caoutchoutique de la phase amorphe selon un modèle de Voigt. Dans cette approximation, les deux phases en présence ont la même déformation, qui est supposée égale à la déformation globale du matériau.

Grâce à ces nouveaux modèles, la prédiction des comportements macroscopiques à partir des processus microscopiques commence à devenir possible dans les cas relativement simples de chargements monotones et unidirectionnels. Toutefois, des recherches plus élaborées seront encore nécessaires pour modéliser des expériences complexes mettant en jeu des changements de régime plastique ou de microstructure en cours de déformation.

I.4.2.4 Le durcissement structural

Durant sa phase de déformation plastique en grandes déformations, le polymère peut, de plus, être le siège d'un durcissement structural qui est caractérisé par un domaine de consolidation dans la courbe contrainte-déformation (zone III de la Figure I.8). Ce durcissement est associé à l'orientation moléculaire et à la texturation du cristal (quand il existe) voire à la cristallisation induite par la déformation.

Cette théorie est basée sur le concept selon lequel la résistance à l'écoulement dans le polymère serait composée de deux sources physiques distinctes : une résistance isotrope à la rotation des segments de chaîne, et une résistance anisotrope relative à l'alignement des chaînes elles-mêmes. Si la partie isotrope peut être reproduite à l'aide d'un scalaire, la réponse anisotrope nécessite l'emploi d'un tenseur de façon à représenter l'état tridimensionnel de la déformation par des segments de chaînes orientés dans les trois directions principales, il s'agit du modèle à trois chaînes. Arruda et Boyce [34] ont plus récemment critiqué ce modèle qui conduit à une surestimation du durcissement observé expérimentalement. Ils ont alors suggéré

d'adopter un modèle où le polymère est représenté par huit segments de chaînes partant d'un nœud situé au centre d'un cube orienté selon les trois directions principales et dirigées vers les huit coins du cube.

I.5 Les critères de plasticité

S'il est malgré tout facile d'identifier un seuil d'écoulement en sollicitation uniaxiale, il devient nécessaire de définir un « critère » dès lors que l'on désire traiter tous les cas de figure possibles. Le problème peut être formulé de la façon suivante : un tenseur de contrainte $\underline{\underline{\sigma}}$ quelconque étant donné, il faut être capable de savoir si l'état de contrainte correspond au domaine élastique, ou au domaine plastique.

Pour résoudre le problème, on utilise généralement une fonction mathématique f appelée « critère de plasticité » et possédant les caractéristiques suivantes :

- ✓ si $f(\underline{\underline{\sigma}}) < 0$, la déformation est élastique ;
- ✓ si $f(\underline{\underline{\sigma}}) = 0$, le matériau se déforme plastiquement ;
- ✓ si $f(\underline{\underline{\sigma}}) > 0$ étant impossible pour un comportement indépendant du temps et donc interdit.

Pour donner une forme à la fonction f , il faut prendre en compte des résultats expérimentaux. Le problème a tout d'abord été traité par von Mises et Tresca dans le cadre d'hypothèses simplificatrices :

- **Le milieu est supposé isotrope.**

Cette hypothèse, qui se traduit par l'équivalence des effets des contraintes principales sur le critère, permet de se placer dans le repère principal des contraintes. On peut donc écrire le critère de plasticité sous la forme générique suivante :

$$f(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}, \sigma_0) = 0 \quad (\text{I-1})$$

σ_0 étant la contrainte d'écoulement du matériau (seuil de plasticité en traction simple) et σ_I , σ_{II} et σ_{III} , les contraintes principales. Cette hypothèse nous permet également, d'utiliser les invariants du tenseur des contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$: I_1 , I_2 et I_3 , ainsi que ceux du déviateur des contraintes $\underline{\underline{s}}$ qui sont J_1 , J_2 et J_3 .

- **Le milieu est supposé être insensible à la pression hydrostatique.**

Le critère peut alors être écrit en fonction du seul tenseur déviateur des contraintes $\underline{\underline{s}}$:

$$\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - p \underline{\underline{I}} \quad (\text{I-2})$$

$\underline{\underline{I}}$ étant le tenseur identité et p, la pression hydrostatique définie par

$$p = -\frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) = -\frac{1}{3} (\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III}) \quad (\text{I-3})$$

Le critère se simplifie alors en

$$f(s_I, s_{II}, s_{III}, \sigma_0) = 0 \quad (\text{I-4})$$

- **Le comportement au seuil de plasticité est supposé identique en traction et en compression.**

Ceci permet de simplifier encore la forme du critère mais si, dans le cas de certains métaux, cette hypothèse est vérifiée, pour d'autres et plus généralement dans le cas des matériaux polymères, il n'est rien (« effet Bauschinger »).

I.5.1 Le critère de Tresca

Historiquement, il semble que ce soit le premier critère qui ait été proposé en mécanique des sols. Celui-ci suppose que le seuil de plasticité apparaît lorsque la contrainte de cisaillement maximale dépasse une valeur critique. Comme la contrainte de cisaillement est donnée par la différence des contraintes principales, on écrit :

$$f = \text{Max}(|\sigma_i - \sigma_j|) - \sigma_0 = 0 \quad (\text{I-5})$$

où i et j prennent les valeurs I, II et III.

Dans l'espace des contraintes principales, le critère de Tresca est représenté par un prisme droit à base hexagonale dont l'axe est la trissectrice du repère $(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III})$.

I.5.2 Le critère de von Mises

Initialement développé pour rendre compte du comportement des métaux, le seuil de plasticité n'est plus lié ici à la contrainte de cisaillement maximale, mais à l'énergie de cisaillement. En effet, les déformations plastiques de ces matériaux sont les résultats de glissements, de cisaillements intracristallins gouvernés par les contraintes tangentielles. L'énergie de déformation est donnée par :

$$W_c = \int_0^\varepsilon \underline{\underline{\sigma}} : d\underline{\underline{\varepsilon}} \quad (\text{I-6})$$

On décompose chacune des quantités en leur partie sphérique et déviatorique

$$W_c = \int_0^\varepsilon \left[\underline{\underline{s}} + \frac{1}{3} \text{Tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}} \right] : \left[d\underline{\underline{\varepsilon}}_D + \frac{1}{3} \text{Tr}(\underline{\underline{\varepsilon}}) \underline{\underline{I}} \right] \quad (\text{I-7})$$

L'énergie de déformation de cisaillement ou de distorsion vaut (avec μ coefficient de Lamé) :

$$W_D = \frac{1}{4\mu} \underline{\underline{s}} : \underline{\underline{s}} \quad (\text{I-8})$$

Le critère de von Mises exprime donc le fait que lorsque l'énergie de distorsion w_D atteint une valeur caractéristique du matériau, des déformations plastiques existent. On l'écrit sous la forme :

$$f(w_D, \sigma_0) = 0 \quad (\text{I-9})$$

soit

$$\underline{\underline{s}} : \underline{\underline{s}} = \frac{2}{3} \sigma_0^2 \quad (\text{I-10})$$

Si l'on introduit la contrainte équivalente au sens de von Mises sous la forme

$$\sigma_{\text{éq}} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{s}} : \underline{\underline{s}}} \quad (\text{I-11})$$

on obtient alors pour le critère l'expression suivante

$$f = \sigma_{\text{éq}} - \sigma_0 = 0 \quad (\text{I-12})$$

Dans l'espace des contraintes principales à trois dimensions, le critère de von Mises s'écrit donc

$$f = (\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2 - 2\sigma_0^2 = 0 \quad (\text{I-13})$$

Il s'agit de l'équation d'un cylindre à base circulaire axé sur la trissectrice du repère $(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III})$. et de rayon $R = \sqrt{2\sigma_0/3}$. En utilisant le déviateur des contraintes dans le repère principal, on obtient une autre forme du critère :

$$f_I = s_I^2 + s_{II}^2 + s_{III}^2 - \frac{2}{3}\sigma_0^2 \quad (I-14)$$

Notons alors que $f = 3f_I$. Si on introduit le deuxième invariant J_2 du tenseur des contraintes $\underline{\underline{s}}$, on montre que l'équation (I - 44) est équivalente à

$$f_I = J_2 - \frac{2}{3}\sigma_0^2 \quad (I-15)$$

Les deux critères précédents peuvent être représentés sur un même diagramme sous la forme d'une « section » ayant pour normale la direction [35] dans l'espace des contraintes principales (Figure I.10a), ou encore sous la forme d'une « section » suivant le plan (σ_I, σ_{II}) de ce même espace (Figure I.10b). On constate aisément sur ces diagrammes que la « surface de charge » correspondant au critère de von Mises est une ellipse de révolution circonscrite à l'hexagone régulier que décrit le critère de Tresca.

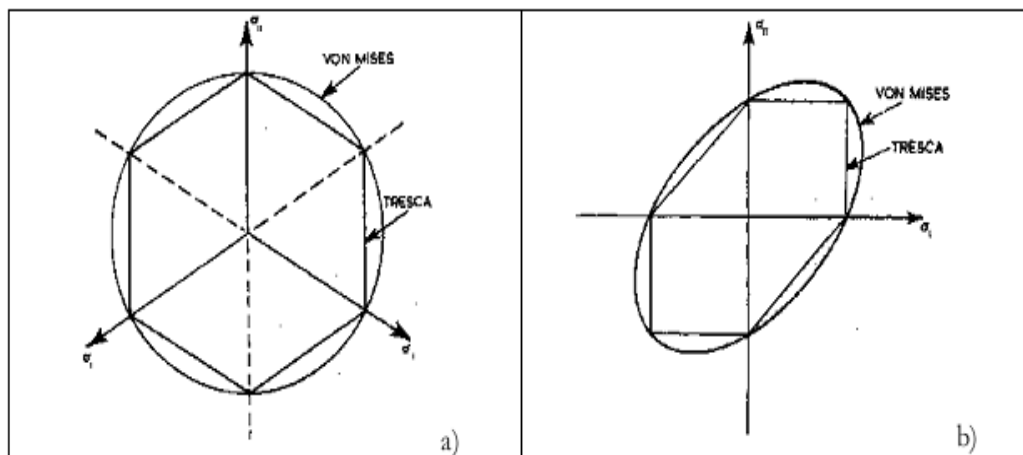


Figure I.10 : Représentation des critères de Tresca et de von Mises sous la forme (a) d'une section de normale [35] et (b) d'une section dans le plan (σ_I, σ_{II}) .

I.5.3 Amélioration des critères de plasticité de base

a) Croissance de la contrainte d'écoulement avec la déformation

Une amélioration immédiate des critères précédents a été de les étendre aux matériaux pour lesquels la contrainte d'écoulement croît avec la déformation. Pour cela, l'écriture du critère est identique à la différence près du terme σ_0 qui désormais est fonction de la déformation ($\sigma_0 = \sigma_0(\bar{\epsilon})$). Cet effet se traduit par une « dilatation » des frontières d'écoulement avec la déformation (Figure I.11).

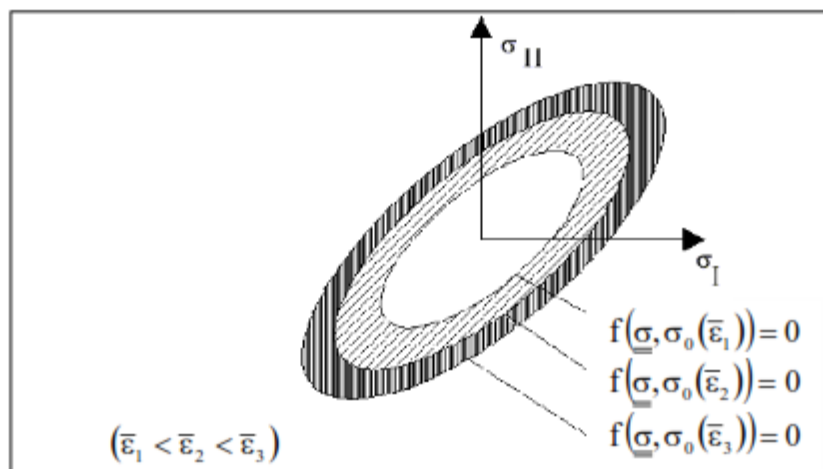


Figure I.11 : Allure de l'ellipse de von Mises en contraintes planes lorsque la déformation augmente.

b) Prise en compte de la pression hydrostatique

En réalité, il est bien connu que les polymères sont sensibles à la pression et à la contrainte hydrostatique. Cet effet est observé lorsqu'un polymère est sollicité sous des pressions variables. Le niveau de contrainte augmente avec la pression imposée [36]. Cet effet a aussi été mis en évidence par la différence de niveau de contrainte atteint selon le type de sollicitation [37, 38].

Ainsi, on observe que le niveau de contrainte atteint au seuil est plus élevé en compression qu'en traction [39]. Les polymères amorphes en dessous de leur température de transition vitreuse T_g semblent être les plus sensibles à cet effet.

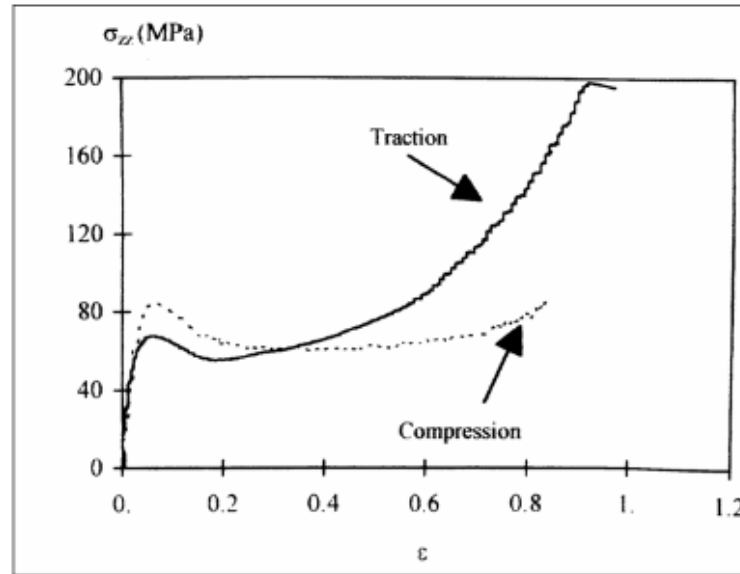


Figure I.12 : Comparaison des contraintes axiales en traction et compression pour un polycarbonate à 10^{-4} s^{-1} [39].

L'application d'une pression hydrostatique p a pour effet de ralentir la dynamique des mouvements moléculaires associés aux différentes relaxations. Plusieurs auteurs (voir par exemple [40]) ont observé une augmentation des temps caractéristiques des relaxations principales et secondaires. Il semble aussi que la température de transition vitreuse [41], ainsi que le module, augmentent avec l'application d'une pression hydrostatique.

Une écriture des critères de Tresca et de von Mises « modifiés en pression » a alors été proposée [37]. Entre autre, d'après Sternstein [42], il apparaît qu'un critère de type von Mises modifié s'adapte bien à la plupart des polymères solides, sous la forme

$$f = \frac{1}{3}[(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2]^{1/2} - \left(\tau_0 + \alpha \frac{\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III}}{3}\right) = 0 \quad (\text{I-15})$$

où τ_0 est ici la contrainte octaédrale critique à la limite élastique (observée en cisaillement pur) et α un paramètre ajustable. Comme le montre la Figure I.13 dans le plan (σ_I, σ_{II}) , cette relation indique que la limite élastique en traction est inférieure à la limite élastique en compression. La surface de plasticité est l'ellipse de von Mises translatée selon la première diagonale de l'espace des contraintes principales $(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III})$.

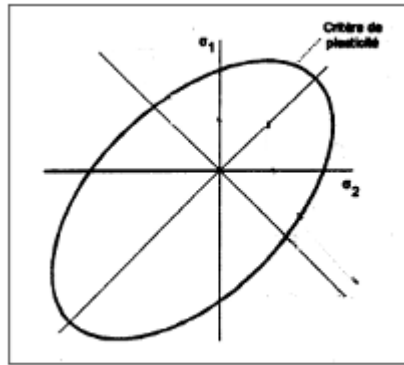


Figure I.13 : Critères de plasticité de von Mises modifié [42].

Smith et Sidebottom [43] proposent une alternative sous la forme du critère suivant :

$$f = \frac{c_p}{\sqrt{3}} \sqrt{J_2} - 3C_s p - \sigma_0 = 0 \quad (\text{I-16})$$

C_s et C_D étant des fonctions de la déformation du matériau.

I.5.4 Synthèse des critères de plasticité

Bowden [37] a montré que parmi ces principaux critères (développés initialement dans le cadre des métaux), celui de Tresca modifié en pression semblait mieux adapté à l'étude des polymères que celui de von Mises. Plus récemment, **Quinson** [44] a validé les critères de Tresca et von Mises modifiés en pression, pour trois polymères amorphes (PMMA, PS et PC) sollicités en traction et compression uniaxiales, bipoinçonnement et cisaillement simple. D'après l'auteur, le critère de von Mises modifié paraît plus adapté aux matériaux présentant des zones de déformation diffuses, alors que celui de Tresca modifié représente mieux les polymères dont la déformation se fait principalement par bandes de cisaillement. S'ils sont sensiblement équivalents, le critère de von Mises modifié semble être celui qui est le plus couramment utilisé, son expression analytique étant plus facile à utiliser. Il permet en outre d'éviter les points anguleux inhérents à la surface de charge de critère de Tresca.

I.6 Lois de comportement « globales »

Aux petites déformations, le comportement viscoélastique cède la place rapidement à un régime pré-plastique qui est très sensible à l'histoire thermomécanique du matériau. Les phénomènes transitoires liés au déclenchement de la plasticité semblent contrôlés à la fois par les mécanismes élémentaires de mobilité macromoléculaire et par des processus micromécaniques liés à l'activation de domaines cisailés.

Aux grandes déformations, les lois de comportement sont plus directement déterminées par l'orientation progressive du réseau de macromolécules, qui est fonction de la distribution des jonctions chimiques ou physiques (enchevêtrements) et de la morphologie cristalline. Il en résulte des propriétés spécifiques, telles que la recouvrance totale ou partielle de la déformation plastique lorsque le matériau est maintenu déchargé assez longtemps à une température assez élevée.

Chacune de ces parties peut être représentée par une ou plusieurs lois de comportement. Toutefois, ces lois sont généralement exprimées dans le cas simple d'une sollicitation uniaxiale, leurs généralisations à un cas tridimensionnel nécessitant l'emploi de grandeurs équivalentes ou d'invariants de tenseurs, susceptibles de cacher certains effets liés par exemple à une anisotropie.

Par ailleurs, de façon à limiter le nombre de paramètres à identifier ou encore pour des raisons de compatibilité avec un code de calcul éléments finis, on est parfois amené à négliger l'une des composantes de la déformation.

Ainsi que nous l'avons constaté dans les paragraphes précédents, la rhéologie des polymères solides ductiles correspond à un comportement complexe élasto-viscoplastique. Dans la littérature, de nombreuses lois ont été proposées pour représenter un tel comportement. Elles reposent dans leur majorité sur un principe de séparation des variables. Elles sont constituées d'un terme F qui caractérise la sensibilité de la contrainte vis-à-vis de la déformation ε , d'un terme G caractérisant la sensibilité vis-à-vis de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ et éventuellement d'un facteur d'échelle K .

- Les lois « multiplicatives » du type :

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = K \times F(\varepsilon) \times G(\dot{\varepsilon}) \quad (\text{I.17})$$

- Les lois « additives » du type :

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = F(\varepsilon) + G(\dot{\varepsilon}) \quad (\text{I.18})$$

- Les lois « différentielles ».

Le principal problème posé par la description analytique des courbes contrainte-déformation se résume au choix d'une expression de la loi de comportement parmi toutes celles proposées dans la littérature. Pour cela, il existe deux approches : une approche micromécanique et une approche macromécanique.

L'approche micromécanique a pour but de déduire, à l'aide d'une transition d'échelle, le comportement mécanique d'un matériau homogène équivalent au matériau micro-homogène, à partir de la description de la microstructure et du comportement local. Ainsi, des approches moléculaires sont généralement appliquées dans le cas des polymères amorphes. En effet, ces matériaux sont considérés comme isotropes et peuvent être analysés au moyen d'une cellule élémentaire représentative du comportement global du matériau. L'activation de la plasticité est liée au franchissement de barrières enthalpiques [45], tandis que le durcissement est de nature entropique [28]. Dans les polymères semi-cristallins, les approches microscopiques cherchent à associer le comportement caoutchoutique de la phase amorphe au comportement plastique des lamelles cristallines qui se déforment par glissement [46], [47]. Mais, ces modèles micromécaniques sont complexes et ne donnent de bons résultats que dans une plage limitée de température et de vitesse de déformation.

Les modèles macroscopiques sont plus simples, corrélerent mieux les résultats expérimentaux mais sont généralement empiriques et unidirectionnels.

L'un des modèles les plus intéressants est celui proposé par G'Sell et Jonas (1979) dont la pertinence a été démontrée à plusieurs reprises [48] [49]. Cette relation décompose la contrainte en une limite élastique et un terme structural caractérisant le durcissement. Autrement dit, elle consiste à séparer l'influence de la déformation et de la vitesse de déformation sous la forme multiplicative suivante :

$$F(\varepsilon) = V(\varepsilon) \times C(\varepsilon) \times H(\varepsilon) \quad (I.19)$$

$V(\varepsilon)$ correspond à la forme du stade transitoire à la limite élastique, $C(\varepsilon)$ représente un éventuel crochet et $H(\varepsilon)$ est la fonction d'écrouissage (durcissement structural) aux fortes déformations. En ce qui concerne le terme de dépendance en vitesse de

déformation $G(\dot{\epsilon})$, les auteurs ont conservé une forme de type Norton Hoff (ou loi puissance).

Pour les polymères semi-cristallins à matrice caoutchoutique, la fonction $V(\epsilon)$ peut s'exprimer selon l'équation suivante (voir Figure I.14a) :

$$V(\epsilon) = [1 - \exp(-w\epsilon)] \tag{I.20}$$

Le produit du terme $C(\epsilon)$ et du terme précédent permet de prendre en considération un éventuel crochet de traction à condition d'introduire deux paramètres supplémentaires (voir Figure I.10b).

$$C(\epsilon) = [1 + a \cdot \exp(-b \cdot \epsilon)] \tag{I.21}$$

La fonction $H(\epsilon)$ représente le durcissement structural aux grandes déformations des polymères soumis à un essai de traction uniaxiale sous la forme (voir Figure I.10c) :

$$H(\epsilon) = \exp(h \cdot \epsilon^n) \tag{I.22}$$

où n est un coefficient généralement proche de 2 pour de nombreux polymères en traction.

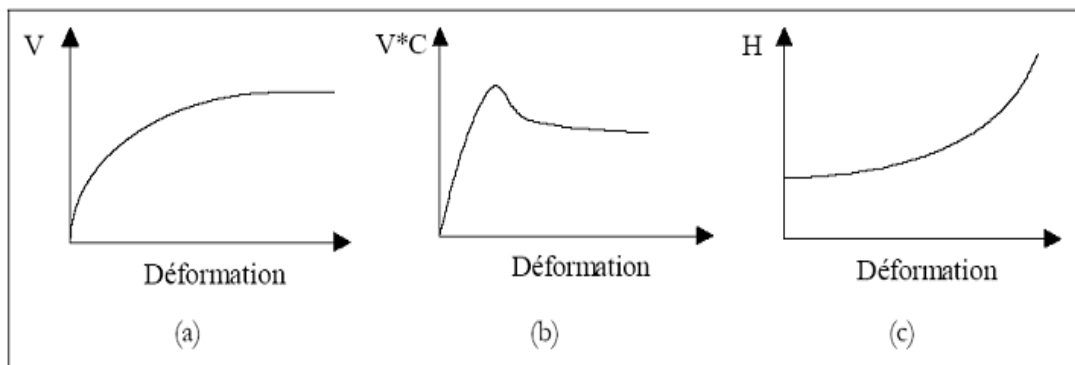


Figure I.14 : Evolution caractéristique des différents termes entrant dans la composition de la loi de G'Sell.

La forme finale de cette loi de comportement s'exprime donc finalement sous la forme :

$$\sigma = K[1 - \exp(-w\varepsilon)][1 + a.\exp(-b.\varepsilon)].\exp(h.\varepsilon^n).\dot{\varepsilon}^m \quad (\text{I.23})$$

Le jeu de coefficients à déterminer est alors composé de :

- K : la consistance du matériau,
- w : le coefficient viscoélastique,
- a et b : les paramètres représentatifs d'un éventuel crochet de traction,
- h et n : les coefficients caractéristiques du durcissement structural,
- m : le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation.

Toutes les zones de la courbe contrainte vraie – déformation vraie peuvent être décrites à l'aide de cette loi. Mais, un problème important réside dans l'absence d'unicité de solution : le terme crochet peut en effet interférer avec les coefficients caractéristiques du durcissement structural et rendre l'identification de ces paramètres difficile.

Références

- [1] <http://www.pcxchimie-lycee.blaise-pascal.fr/poly3.pdf> (20 Juillet 2009)
- [2] http://www.mat.ensmp.fr/Pages/jb/COURS_MATERIAUX/Cours_8_Micro_Polymer.pdf (13 Novembre 2010)
- [3] **J.M. HAUDIN** : « *Structure et morphologie des polymères semi-cristallins* ». In : G'SELL, C, Introduction à la mécanique des polymères. Institut National polytechnique de Lorraine, Nancy, France, 1995, 97-115.
- [4] **K. H, NITTA, M.TAKAYANAGI**: “*Role of Tie molecules in the Yielding Deformation of Isotactic Polypropylene*”, Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics, 1999, Vol. 37, 357-368
- [5] **M. F GRENIER-LOUSTALOT**: “*Architecture et élaboration des polymères*”. In :HAUDIN, J. M., G'SELL, C. Introduction à la mécanique des polymères, Institut National polytechnique de Lorraine, Nancy, France, 1995, 57-76
- [6] **J.VERDU** :“*Structures et propriétés des polymères à l'état amorphe*”. In : HAUDIN, J. M.G'SELL, C. introduction à la mécanique des polymères. Institut National polytechnique de Lorraine, Nancy, France, 1995, 77-96
- [7] **A. S. ARGON, R. E COHEN**: “*Toughenability of polymers*”. Polymer, 2003, Vol. 44, 6013-6032
- [8] **NITTA, K. TAKAYANAGI, M. Tensile**: “*Yield of Isotactic Polypropylene in Terms of a Lamellar-Cluster Model*”. Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics, 2000, Vol. 38, 1037–1044
- [9] **ABOULFARAJ, M.G'SELL, C.ULRICH, 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, Vol. 36, N°. 4, 731-742
- [10] **J.PETERMANN, J. M: SCHULTZ**: “*Lamellar separation during the deformation of high-density polyethylene*”. Journal of Materials Science, 1978, Vol. 13, 50-54

- [11] **TIJSSEN, M. G.A., VAN DER GIESSEN, E., SLUYSA, L. J.** “Simulation of mode I crack growth in polymers by crazing. *International Journal of Solids and Structures*”, 2000, Vol. 37, 7307-7327
- [12] **S.CASTAGNET, GACOUGNOLLE, J.L., P.DANG** : “Correlation between macroscopical viscoelastic behaviour and micromechanisms in strained apolyvinylidene fluoride (PVDF)”. *Materials Science and Engineering*, 2000, A276, 152-159
- [13] **PETERLIN**: “A. Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene”. *Journal of Materials Science*, 1971, Vol. 6, 490-508
- [14] **A. S. LIN, L. ARGON**: “Structure and plastic deformation of polyethylene”. *Journal of Materials Science*, 1994, Vol. 29, 294-323
- [15] **C.FOND, C.G'SELL** : “Localisation des déformations et mécanismes d'endommagements dans les polymères multiphases”. *Mécanique et Industries*, 2002, Vol. 3, N°. 5. 431-438
- [16] **DIJKSTRA, P. T. S., VAN DIJK, D. J, J HUÉTINK.**: “A Microscopy Study of the Transition From Yielding to Crazing in Polypropylene”. *Polymer Engineering and science*, 2002, Vol. 42, N°. 1, 152-160
- [17] **LEZAK, E., BARTCZAK, Z.** “Plastic Deformation Behavior of β Phase Isotactic Polypropylene in Plane-Strain Compression at Elevated Temperatures”. *Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics*, 2008, Vol. 46, 92-108.
- [18] **A.DAHOUN**, « Comportement plastique et textures de déformation des polymères semicristallins en traction uniaxiale et en cisaillement ». Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, 1992, 404p.
- [19] **G'SELL, C. DAHOUN**: “A. Evolution of microstructure in semi-crystalline polymers under large plastic deformation. *Materials Science and Engineering*”, 1994, A175, 183-199
- [20] **K FRIEDRICH**: Crazes and Shear bands in semi-crystalline thermoplastics. In : *Polymer Science, Crazing in polymers*, 52/53. Berlin-Heidelberg, Germany : Kausch H. H, Springer-Verlag, 1983, 225-274.
- [21] **AN HUY, T., ADHIKARI, R., LÛPKE, T., HENNING, S., MICHLER, G. H.** Molecular Deformation Mechanisms of Isotactic Polypropylene in α - and β -Crystal Forms by FTIR Spectroscopy. *Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics*, 2004, Vol. 42, 4478-4488
- [22] **KAZMIERCZAK, T., GALESKI, A., ARGON, A. S**: “Plastic deformation of polyethylene crystals as a function of crystal thickness and compression rate”. *Polymer*, 2005, Vol. 46, 8926-8936

- [23] **SAMIOS, D.TOKUMOTO, S.DENARDIN, E. L. G.** : “*Large Plastic Deformation of Isotactic Poly(propylene)*”; (iPP) Evaluated by WAXD Techniques. Macromolecular Symposia, 2005, Vol. 229, 179-187
- [24] **E.Z.LEZAK, BARTCZAK, Z, GALESKI**: “*Plastic deformation]n behavior of bphase isotactic polypropylene in plane-strain compression at room temperature*”. Polymer, 2006, Vol. 47, 8562-8574
- [25] **Y.MEIMON** : “Enjeux du développement de lois de comportement de polymères semi-cristallins pour le calcul de structure “. Oil & Gas Science and Technology – Revue de l’Institut Français du Pétrole, 2000, Vol. 55, N°. 6, 649-659.
- [26] **G’SELL, C** : « *Lois de comportement mécanique des polymères solides* ». In : G’SELL, C., HAUDIN, J. M. Introduction à la mécanique des polymères. Institut National polytechnique de Lorraine, Nancy, France :, 1995, 141-168
- [27] **G’SELL, C., EL BARI, H., PEREZ, J., CAVAILLE, J. Y., JOHARI, G. P.** “*Effect of Plastic Deformation on the Microstructure and Properties of Amorphous Polycarbonate*”. Materials Science and Engineering, 1989, A. 110, 223-229
- [28] **BOYCE, C., ARRUDA E. M.** : “ *An Experimental and Analytical Investigation of the Large Strain Compressive and Tensile Response of Glassy Polymers*”; An Experimental and Analytical Investigation of the Large Strain Compressive and Tensile Response of Glassy Polymers. Polymer Engineering and Science, 1990, Vol. 30, N°. 20, 1288-1298
- [29] **T. A. TERVOORT**: “Constitutive modelling of Polymer Glasses”: Finite Non-linear Viscoelastic Behaviour of Polycarbonate. Ph.D. thesis, Eindhoven University of Technology, 1996
- [30] **V.YANNAS, LUISE, R. R.** : “*The Strength and Stiffness of Polymers*”. Marcel Dekker, New-York: ZACHARIADES, A. E., PORTER, R. S., 1983, 255 p.
- [31] **BROWN, N.** Yield behavior of polymers. In : Failure of Plastics, Hanser, Munich : W. BROSTOW and CORNELIUSSEN, 1986, 98-118
- [32] **DAHOUN, A., CANOVA, G. R., MOLINARI, A., PHILIPPE, M. J., G’SELL, C.** “*The Modelling of Large Strain Textures and Stress-Strain Relations of Polyethylene*”. Textures and Microstructures, 1991, Vol 14-18, 347-354.
- [33] **A.MOLINARI, G’SELL, C.** Instabilités plastiques dans les polymères. In : G’SELL, C., HAUDIN, J. M. Introduction à la mécanique des polymères. Institut National polytechnique de Lorraine, Nancy, France, 1995, 321-344

- [34] **ARRUDA, E. M., BOYCE, M. C.**: “*Three-dimensional Constitutive Model for the Large Stretch Behavior of Rubber Elastic Materials*”. Journal of the Mechanics and Physics of Solids,, 1993, Vol. 41, 389-412
- [35] **I. M. WARD** , « *Review : The Yield Behaviour of Polymers* » , Journal of Materials Science, 6 , pp. 1397-1417, (1971)
- [36] **K. MATSUSHIGE, S. V. RADCLIFFE and E. BAER** , « *The Mechanical Behavior of Poly(methyl methacrylate) under Pressure* », J. Polym. Sci., 14, pp.703-721, (1976)
- [37] **P. B. BOWDEN and J. A. JUKES** , « *The Plastic Flow of Isotropic Polymers* » , J. Mat. Sci. , 7 , pp. 52-63, (1972)
- [38] **C. G’SSELL, B. DUSAUSOY, M. ABOULFARAJ and J. M. HIVER** , « *Validity of the Accumulated True Strain in the Constitutive Equations of Glassy Polymers* », in « *Deformation, Yield and Fracture of Polymers* », The Institut of Materials, London, UK, (1994)
- [39] **M. L. BISILLIAT** , « *Comportement mécanique d’un polycarbonate à grande vitesse de sollicitation -Etude expérimentale et simulation* », Thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1997)
- [40] **J. TATIBOUET and L. PICHE**, « *Ultrasonic Investigation of Semi-crystalline Polymers - Study of PET* », Polymer, 32, pp. 3147-3151, (1991)
- [41] **J. VERDU** , « *Elasticité caoutchoutique* », dans « *Introduction à la mécanique des polymères* », C.G’SSELL et J. M. HAUDIN (Eds), INPL, pp. 321-344, (1995)
- [42] **S. S. STERNSTEIN** , « *Yielding in Glassy Polymers* », in « *Polymeric Materials* », ASM, Metals Park, Oh, pp. 369-410, (1975)
- [43] **F. SCHMIT**, « *Approches mécaniques globale et locale de la rupture de polycarbonate* », Thèse Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (1997)
- [44] **R. QUINSON**, « *Caractérisation et modélisation de la déformation non élastique des polymères amorphes à l’état solide* », Thèse Institut des Sciences Appliquée de Lyon, (1995)
- [45] **ESCAIG, B., LEFEBVRE, J. M.**: “*Thermodynamic and kinetic analysis of non-elastic deformation in polymeric glasses*”, Revue de Physique Appliquée, 1978, Vol. 13, 285-292
- [46] **C.G'SSELL, DAHOUN, A.**: “*Evolution of microstructure in semi-crystalline polymers under large plastic deformation*”. Materials Science and Engineering, 1994, A175, 183-99
- [47] **RITCHIE, S. J. K.**: “*A model for the large-strain deformation of polyethylene*”. Journal of Materials Science,, 2000, Vol. 35, 5829-5837

- [48] **G'SELL, C., HIVER, J. M. DAHOUN, A. SOUAHI, A:** “*Video-controlled tensile testing of polymers and metals beyond the necking point*”. Journal of Materials Science, 1992, Vol. 27, 5031-5039
- [49] **G'SELL, C., DAHOUN, A., HIVER, J. M., POINSOT, C:** “*Creep and yield behaviour of semi crystalline polyethylene in uniaxial tension*”. In : IUTAM symposium on micromechanics of plasticity and damage in multiphase materials, Sevres, France, 29 August – 1 September, 1995

Chapitre II

Mécanique de la rupture des polymères

II.1 Introduction

L'étude du comportement des matériaux au voisinage des singularités de forme, qu'elles résultent d'un défaut, d'une fissure ou tout simplement d'une discontinuité de forme fonctionnelle, utilise la mécanique de la rupture. La mécanique de la rupture est un outil fondamental au niveau de la conception et du contrôle. Elle est utilisée dans les bureaux d'études, soit à la conception (défauts hypothétiques) pour estimer la durée de vie nominale d'une structure, soit en service, lorsqu'on détecte un défaut, pour calculer la durée de vie résiduelle de la structure (nocivité des défauts). En effet, comprendre le comportement des fissures dans les structures soumises à des chargements complexes est souvent une question vitale.

En mécanique de la rupture, on dispose de deux grandes méthodes pour analyser la durabilité d'une structure pour un matériau donné : soit l'approche globale qui comme son nom l'indique utilise des grandeurs globales mesurables comme l'énergie nécessaire à l'amorçage, ou l'approche locale qui s'est beaucoup développée grâce à la performance des codes de calcul avec lesquels on peut accéder à des variables locales. En complément de cette étude bibliographique, nous aborderons la mécanique de la rupture par la présentation de deux approches globale : l'intégrale J et le travail essentiel de la rupture (EWF) pouvant s'appliquer aux matériaux polymères.

II.2 Mécanique de la rupture

II.2.1 Concept de l'intégrale J

La mécanique linéaire élastique de la rupture concerne les matériaux dont le comportement est parfaitement élastique, linéaire et fragile; elle permet de dégager deux paramètres caractérisant le comportement d'un matériau face à une fissure et est appliquée selon deux approches : une approche mécanique développée par Irwin [1], évalue l'intensité du champ de contrainte en pointe de fissure et définit un facteur d'intensité de contrainte K . Et l'approche énergétique développée par Griffith [2], qui considère la manière selon laquelle le matériau résiste de l'énergie au cours de sa fissuration. Cette approche introduit le taux de restitution d'énergie élastique G . Pour certains matériaux de ductilité très élevée, il est parfois difficile d'obtenir une caractérisation juste car la taille de la zone plastique modifie la distribution du champ de contraintes qui n'est plus paramétrés par K . Dans ce cadre, il est conseillé, pour ces matériaux, d'appliquer les concepts de la mécanique élasto-plastique de la rupture.

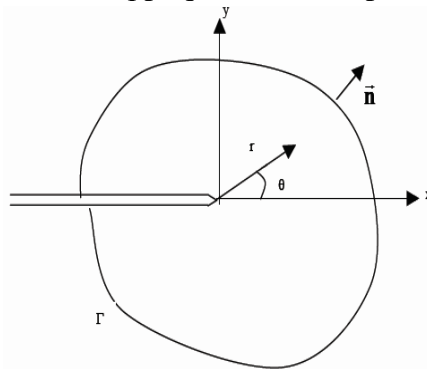


Figure II.1 Contour arbitraire autour du front de la fissure.

L'utilisation du concept de l'intégrale J a permis de caractériser la ténacité des matériaux lorsque la détermination de K_c et G_c est assujettie à des conditions géométriques impossibles à respecter. L'intégrale J a été développée par Rice [3] et utilisée comme une alternative au facteur d'intensité de contrainte, car étendue à la rupture élasto-plastique. L'intégrale J est définie pour un problème bidimensionnel par l'équation ci-dessous :

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T \left(\frac{\partial u}{\partial x} \right) ds \quad (\text{II.1})$$

où W est la densité d'énergie de déformation définie par :

$$W = W(\varepsilon_{ij}) = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{pq} d\varepsilon_{pq} \quad (\text{II.2})$$

Comme, il est montré dans la figure II.1, Γ est un contour entourant le front de la fissure, \mathbf{T} est le vecteur contrainte défini par le vecteur normal \mathbf{n} tout le long du contour $T_i = \sigma_{ij} n_j$ et \mathbf{u} est le vecteur de déplacement. Rice [3] a montré que cette intégrale (équation II.1) est indépendante du contour choisi. En particulier, loin de la pointe de la fissure, la valeur de J donnée par cette intégrale coïncide avec celle obtenue par l'équation II.4.

II.2.1.1 Expression du paramètre J

Quand la zone plastique est plus étendue autour de la pointe de fissure, et dans l'hypothèse des chargements proportionnels croissants, le paramètre de chargement à prendre en considération est le paramètre énergétique J , qui est défini comme étant la variation de l'énergie potentielle lorsque la fissure se propage d'une quantité da .

$$J = - \frac{\partial(U/B)}{\partial a} \quad (\text{II.3})$$

où B est l'épaisseur de l'éprouvette.

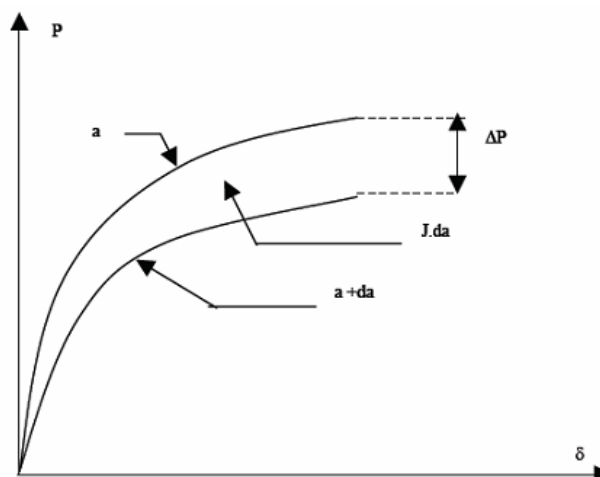


Figure II.2 Interprétation énergétique de l'intégrale J .

Alternativement, en considérant la courbe de chargement $P-\delta$ (figure II.2)

d'un corps fissuré pour deux longueurs de fissure voisines a et $a + \Delta a$, et par analogie à l'interprétation de l'énergie dissipée dans le cas de l'élasticité linéaire, l'aire comprise entre les deux courbes estime $J - \Delta a$. Ainsi J peut être estimé à partir de la relation ci-dessous:

$$J = \int_0^\delta \frac{\partial P}{\partial a} d\delta = \int_0^P \frac{\partial \delta}{\partial a} dP \tag{II.4}$$

où P est la charge appliquée par unité d'épaisseur et δ le déplacement mesuré au niveau de la ligne de charge.

II.2.1.2 Utilisation de J pour les polymères

II.2.1.2.1 Limitation de l'utilisation de J_{IC}

Le concept de la mécanique linéaire de la rupture s'applique bien pour caractériser la rupture fragile des polymères quand la plasticité reste confinée en pointe de fissure. Dans le cas du *PVC* étudié à 20°C, l'approche par l'intégrale de contour J est plus appropriée qu'une approche élastique en K (figure II.3).

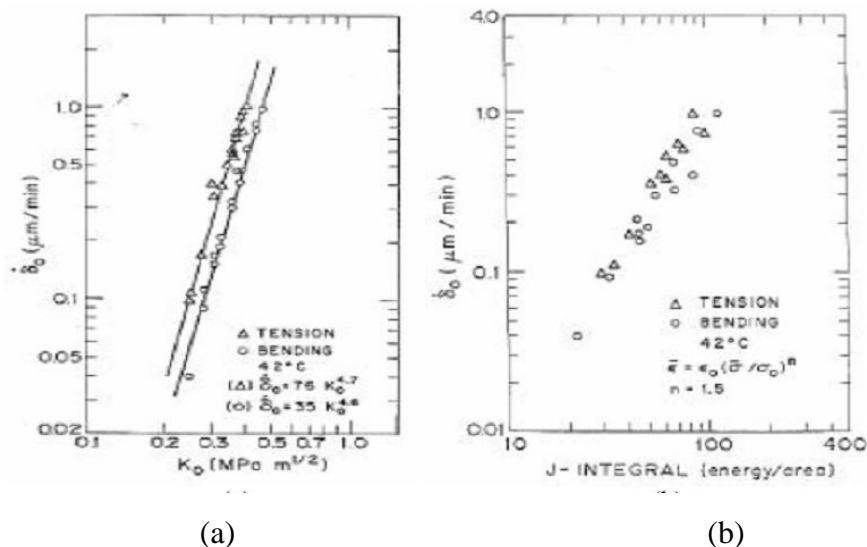


Figure II.3 Comparaison des vitesses d'ouverture de fissure : (a) approche en K et (b) approche en J [4].

La non linéarité du comportement du *PVC* même aux faibles niveaux de déformation ne permettait pas une analyse rigoureuse du matériau en terme de vitesses d'ouverture et de propagation. Bassani et al. (1988) ont cherché à comparer

les vitesses d'ouverture entre deux types d'éprouvettes simplement fissurées (*SENT* et *SENB*). Les auteurs précisent très clairement que l'approche en J a permis de montrer une meilleure corrélation entre les vitesses d'ouverture en flexion et en traction (figure II.3).

Cependant, ils précisent aussi que leur analyse s'est limitée à des contraintes nominales atteignant au maximum la moitié de la contrainte d'écoulement, afin de rester dans des chargements où l'effet de la viscosité reste négligeable. Ils travaillent également sur des fissures courtes $a/W < 0.1$, c'est à dire dans un domaine où l'approche en J n'est pas en théorie valide. Ils précisent dans leur étude que cette approche est limitée puisque l'indépendance par rapport au temps est stipulée et que cette hypothèse est évidemment fautive dans le cas des polymères. Ainsi, comme pour de nombreuses autres études sur des polymères amorphes, l'intégrale J est utilisé pour prédire l'amorçage et la propagation d'une fissure tout en sachant que les conditions d'utilisation sont très restrictives pour ces matériaux. Afin de s'éloigner le moins possible du cadre de validité, les études sont le plus souvent réalisées sur une seule géométrie et en ignorant l'influence du temps sur ces matériaux. Les études se limitent alors à des mesures qualitatives, plus qu'à des mesures quantitatives.

II.2.1.2.2 Détermination de J_{IC} à partir de la courbe R

La détermination du paramètre J_{IC} se fait en général à partir du tracé de la courbe $J-\Delta a$, appelée courbe R (pour « Resistance curve »).

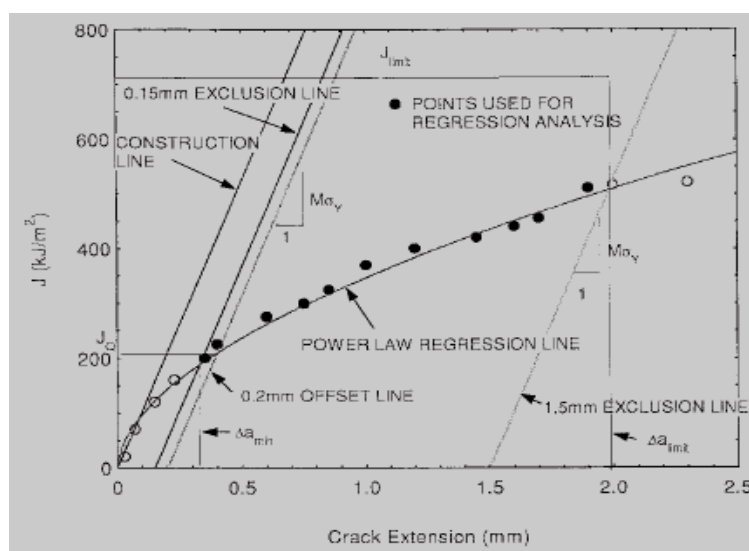


Figure II.4 Courbe R théorique avec les domaines de validité [4]

Le calcul de J se fait à partir de formules analytiques standards [5] et la détermination de l'avancée de la fissure peut se faire par différentes méthodes (méthode de complaisance avec une seule éprouvette, méthode multi-éprouvettes avec des essais interrompus pour mesurer l'incrément d'avancé, etc.). A partir de cette courbe, on détermine J_{IC} comme étant l'ordonnée du point d'intersection entre la droite parallèle à la droite d'émoussement avec comme abscisse à l'origine 0.2 mm (« offset line ») et la courbe $J-\Delta a$. La pente de la courbe $\partial J / \partial a$ donne le module de déchirement (figure II.4). Le tracé de cette courbe se fait en respectant un certain nombre de recommandations données dans norme ASTM (ASTM, 1989).

II.2.2 Approche EWF

Le concept EWF (pour « Essential Work of Fracture ») est une technique très répandue pour évaluer la résistance à la traction de polymères ductiles [6]. Elle consiste à travailler sur des éprouvettes présentant une taille et une géométrie d'entaille variables (figure II.5), et à mesurer la capacité du matériau à résister à la rupture. Nous présentons les fondements théoriques et les méthodes expérimentales les plus couramment utilisées.

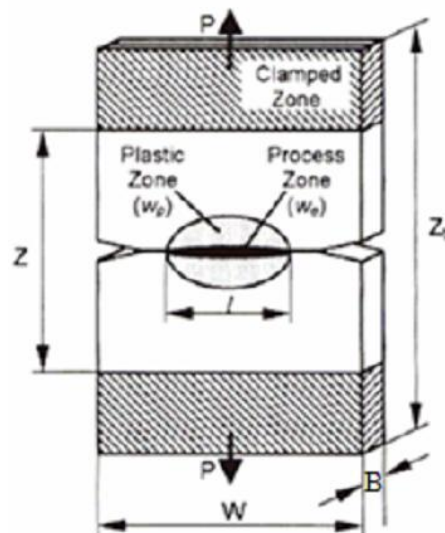


Figure II.5 Représentation schématique de l'éprouvette utilisée pour la technique EWF [7].

II.2.2.1 Intérêt de l'approche EWF

Dans le cas de la rupture de polymères fragiles tels que le polystyrène et le polyméthyl méthacrylate, le travail total de rupture W_f est intimement associé au ligament non fissuré. Lorsque l'énergie est essentiellement consommée dans le processus de propagation (plasticité confinée) l'amorçage de fissures peut être décrit par le taux critique de restitution d'énergie G_C ou le facteur d'intensité de contrainte critique K_C . En revanche, dans le cas de plasticité étendue, une partie essentielle de l'énergie est dissipée dans la déformation plastique qui ne participe pas directement au processus de rupture. A ce titre, Broberg [8] suggère, dans le cas de comportements ductiles, que la zone plastique en tête de fissure peut se diviser en deux régions (figure II.5) :

- Une zone interne où a lieu la rupture (FPZ : Fracture Process Zone).
- Une zone externe au processus de rupture où sont distribuées les grandes déformations générées par la déformation plastique (OPZ : Outer Process Zone).

Ainsi, G_C et K_C ne peuvent pas être utilisés pour caractériser le processus de rupture. Seul le travail dissipé dans la FPZ permet de décrire le comportement intrinsèque de chaque matériau, alors que celui dissipé dans la OPZ est notamment fonction de la géométrie de l'échantillon utilisé et du type de sollicitation. Il est donc nécessaire de pouvoir décomposer le travail total de rupture en deux composantes :

$$W_f = W_e + W_p \quad (\text{II.5})$$

où W_e représente le travail essentiel de rupture associé à la FPZ, englobant le travail nécessaire à générer la striction et à atteindre la rupture, et W_p est le travail plastique non-essentiel dissipé en dehors de la FPZ et lié aux processus de déformation plastique dans le volume de la OPZ (cisaillement, craquelures et/ou cavitation). Une telle décomposition nécessite de mettre en place une méthodologie expérimentale pour évaluer les différents termes.

II.2.2.2 Principe de la méthode

Broberg [8] introduit pour la première fois la notion de travail essentiel de rupture, mais ce sont les travaux de Cotterell et Reddell [9] et de Mai et Cotterell [10,6] qui utilisent les premiers la démarche EWF dans le cas des tôles métalliques, avant de la généraliser aux polymères quelques années plus tard. La plupart des polymères ont ensuite été caractérisés. Nous retiendrons: le PE [6; 11; 12] et le PP[13]. La détermination se fait généralement sur des éprouvettes plates (contraintes planes) doublement entaillées.

W_e est une énergie essentiellement superficielle et donc proportionnelle à l'aire du ligament (l) qui relie les deux parties de l'échantillon de part et d'autre des entailles (figure II.5). A

l'inverse, W_p dépend du volume de la *OPZ* et est donc proportionnel à l^2 . Soit B l'épaisseur de l'échantillon testé :

$$W_f = w_f l B = w_e l B + \beta w_p l^2 B \quad (\text{II.6})$$

d'où

$$w_f = \frac{W_f}{l B} = w_e + \beta w_p l \quad (\text{II.7})$$

où w_e est le travail spécifique essentiel de rupture par unité de surface (KJ/m^2), w_p représente le travail spécifique plastique non-essentiel par unité de volume (KJ/m^3) et β est un facteur de forme associé à la géométrie de la *OPZ*.

- Dans le cas d'une zone plastique circulaire : $\beta = \pi/4$ [15];
- Dans le cas d'une zone plastique elliptique : $\beta = \pi h/4l$ [15];
- Dans le cas d'une zone plastique en diamant : $\beta = h/2l$ [15];
- Dans le cas d'une zone plastique parabolique : $\beta = h/kl$ [1].

Le terme w_e constitue un paramètre propre au matériau, dépendant uniquement de l'épaisseur de l'échantillon [11; 17]. Le terme w_p dépend quant à lui de la géométrie de l'éprouvette testée.

II.3 Signification physique des paramètres pour la technique "EWF"

Avant d'étudier l'influence des paramètres microstructuraux sur les propriétés des matériaux, en particulier le comportement à rupture, il est indispensable de valider le protocole expérimental de l'essai EWF. La forme de l'échantillon, la gamme de longueur du ligament ou les types de matériaux adaptés pour la méthode EWF sont abordés dans la première partie de ce chapitre.

De plus, dans ce chapitre, nous allons aussi aborder la "signification physique" des paramètres du modèle EWF. Rappelons que dans le cas des polymères, W_e peut être interprété comme le travail nécessaire pour créer deux nouvelles surfaces qui est consommé pour former une striction au bout de la fissure et amorcer subséquemment une déchirure de la striction, alors que W_p est le travail dissipé pour la plasticité. Cependant, en pratique, les auteurs attribuent différentes significations aux paramètres EWF. Certains auteurs considèrent que w_e représente la ténacité ou plus précisément la ténacité à la rupture du matériau [1-11]. D'après Pardo et al [12], w_e est un indicateur de la résistance à la propagation de la fissure. En ce qui concerne le paramètre βw_p , il est considéré comme l'énergie de déformation plastique [3,9-11,13-18]. Dans l'étude de Lach et al. [18], les auteurs considèrent que w_e représente la résistance à l'amorçage de fissure, et βw_p la résistance à la propagation stable de fissure. Par ailleurs, certains auteurs considèrent que l'énergie totale de rupture soit constituée de deux contributions, correspondant à l'amorçage et à la propagation de la fissure. De ces deux paramètres, w_e apparaît comme le plus important pour la caractérisation de la rupture du matériau. C'est pourquoi, dans la deuxième partie, nous discutons de sa signification physique.

II.4 Validation du protocole de la technique EWF

Les essais EWF sont réalisés avec des échantillons en DENT (i.e. double edge notched tension). Lors d'une sollicitation en traction, les valeurs de la force et du déplacement sont enregistrées. A partir des courbes force-déplacement, on distingue le mode de rupture du matériau grâce à la forme de ces courbes. Les figures II-6 présentent schématiquement différentes formes de la courbe force - déplacement pouvant être obtenues. Dans le mode de rupture "ductile" (avec plastification complète et étendue du ligament), la courbe force - déplacement

montre une charge qui décroît au-delà d'une force maximale à partir de laquelle il faut fournir de l'énergie pour que la fissure continue de se propager de manière stable. Une grande "flamme" blanche est souvent observée dans la zone du ligament de certains matériaux tels que le polyéthylène, le polypropylène, etc... ainsi que le blanchiment complet du ligament, signes de la présence d'une zone plastifiante (au sens de la dissipation d'énergie). Cette flamme se développe en avant de la fissure et la précède lors de la propagation.

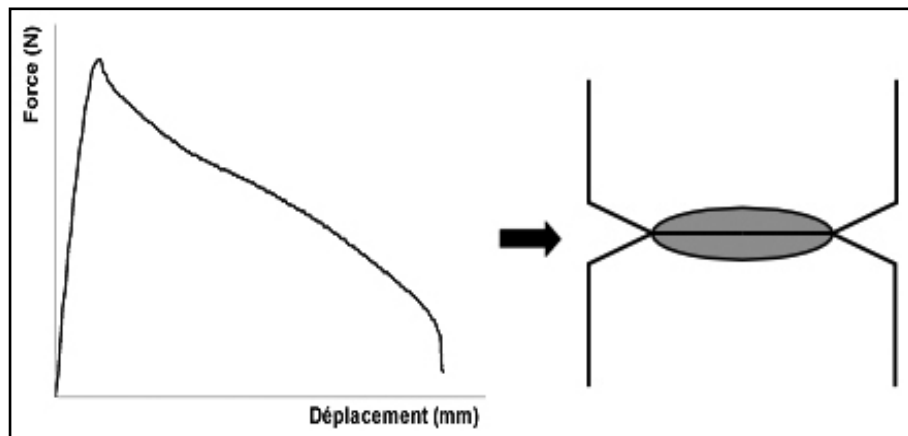


Figure II.6: Mode de rupture "ductile" et propagation stable de la fissure [21].

Dans le mode de rupture "semi-ductile" (Figure II.7), le matériau subit une première sous transition dite "ductile - semi-ductile" et développe une plasticité moindre. La courbe force - déplacement ainsi que la "flamme" visible sur l'éprouvette montrent que la fissure se déplace d'abord de façon stable, puis instable: au cours de l'essai, la fissure se propageant plus vite que la "zone active" qui la précède et parvenant à la traverser (Figure II.7a). Cependant, ce mode est aussi obtenu dans le cas où il n'y a pas de plastification complète bien que la fissure se propage de façon stable jusqu'à la rupture (Figure II.7b).

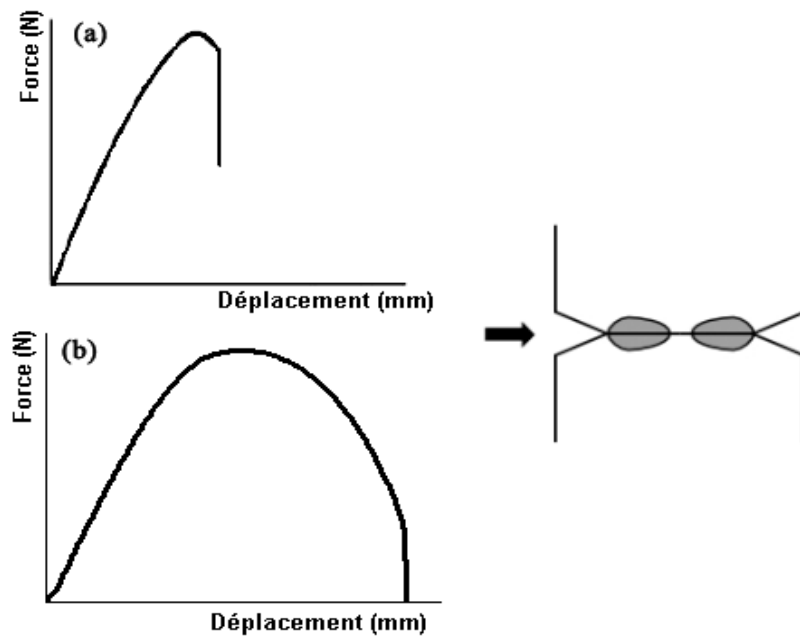


Figure II.7: Mode de rupture "semi-ductile" et propagation stable puis instable de la fissure.

La figure III.3a montre le mode de rupture "semi-fragile". Dans ce cas, le matériau ne développe qu'une plasticité limitée en fond de pré-fissure, et la propagation est très rapidement instable. La courbe force - déplacement montre une légère déviation à la linéarité juste avant la rupture, et on n'observe qu'une toute petite "flamme" aux bords de la pré-fissure. Enfin, le mode dans lequel la courbe force - déplacement montre une montée linéaire élastique et pour lequel on n'observe pas de "flamme" est appelé le mode de rupture "fragile" (Figure II.8b).

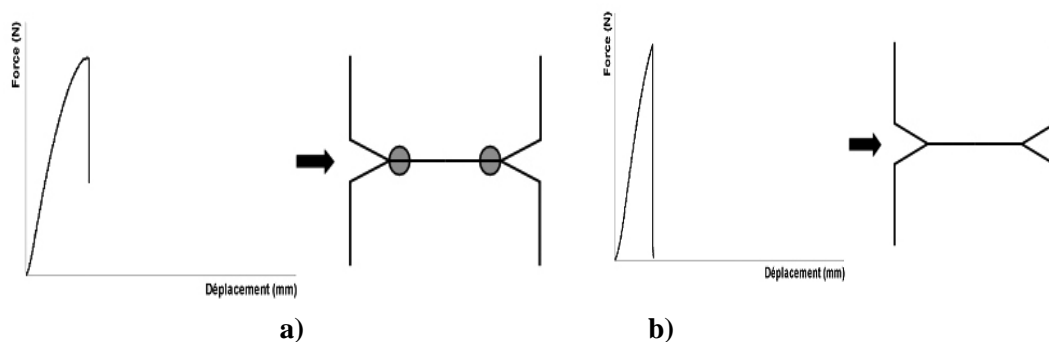


Figure II.8: Modes de rupture "semi-fragile" (a) et "fragile" (b) et propagation rapidement instable de la fissure [21].

La figure II.9 présente une courbe force – déplacement typique du film PVC. La forme de cette courbe confirme une rupture ductile pour le film en PVC avec à priori une plastification du ligament. L'observation des éprouvettes pendant l'essai a indiqué la séquence des événements successifs: (i) l'ouverture et

l'émoussement des extrémités initiales de la fissure (Figure II.9a), (ii) la formation de la zone plastifiée à chaque bout de fissure (la zone blanche) (Figure II.9b), (iii) la plastification complète de la longueur du ligament (Figure II.9c), (iv) le cisaillement ductile du ligament (Figure II.9d) et enfin (v) l'endommagement entier de l'éprouvette testée (Figure II.9e). On observe que la force maximale correspond toujours à la plastification complète de la section du ligament (elle atteint le maximum lorsque les deux zones plastifiées se rejoignent au milieu du ligament). Après la plastification du ligament, la striction de sa section entraîne une chute brusque de la force. Cette chute de force est suffisante pour cisailier toute la section du ligament. Ainsi, la condition requise que la plastification du ligament soit complète est toujours satisfaite.

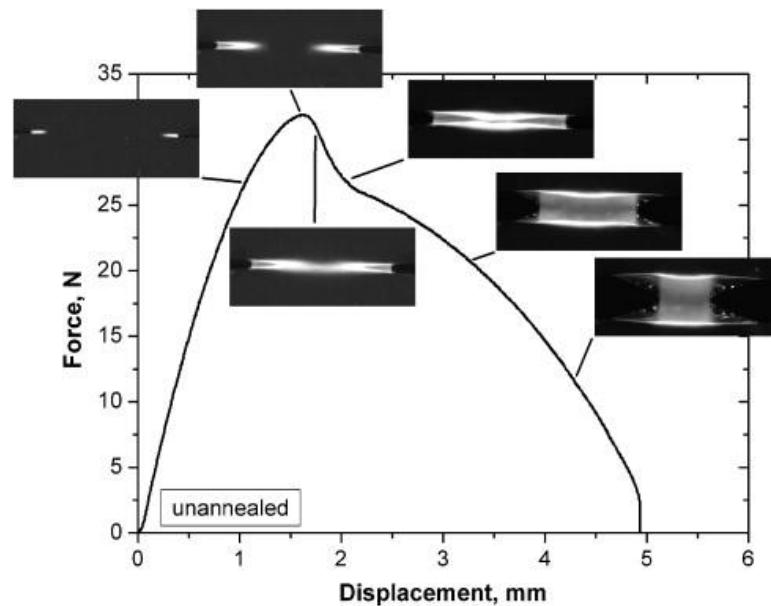


Figure II.9: Processus de déformation de l'éprouvette[51].

A partir des données issues des essais EWF, quelques critères ont été établis pour s'assurer que les conditions d'utilisation de la méthode soient satisfaites. D'après le calcul de Hill [22], dans les conditions de contrainte plane et pour un matériau plastique parfait (pas d'érouissage), la valeur maximale de contrainte (σ_{\max}) est indépendante ou faiblement dépendante de la longueur du ligament, l . Dans le cas des éprouvettes en forme DENT, dans les conditions de contrainte plane, la valeur de σ_{\max} en théorie est égale 1,15 fois la contrainte d'écoulement (σ_y) obtenue lors des essais de traction. En général, quand la longueur du ligament augmente, les contraintes maximales diminuent graduellement (Figure II.10). Le critère de Hill

($\sigma_{\max} = 1,15\sigma_y$) est le critère qui permet d'assurer la plastification complète du ligament. Si ce critère n'est pas satisfait, cela devrait signifier que la plastification du ligament n'est pas complète. Cependant, pour chaque type de matériau, on observe des valeurs expérimentales plus ou moins élevées que la valeur théorique [3,5,14,15,23].

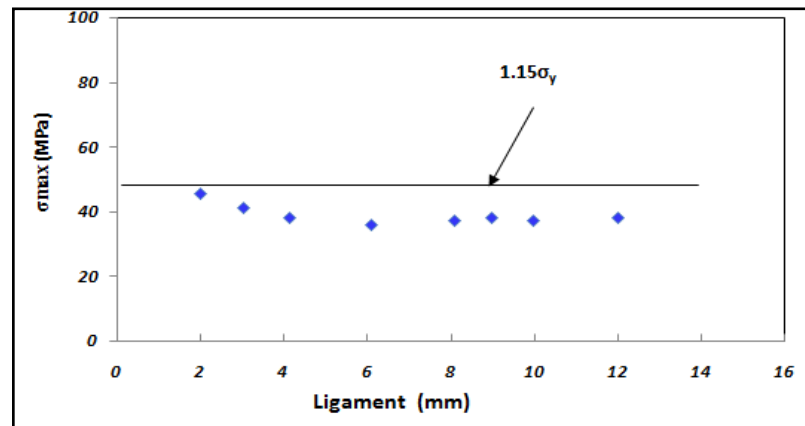


Figure II.10: Variation de σ_{\max} en fonction de la longueur du ligamen[51].

Cependant, il n'est pas facile d'évaluer le seuil de longueur de ligament à laquelle la transition de contrainte plane - déformation plane a lieu par ce critère. Pour satisfaire les deux conditions de la méthode EWF, le critère de contrainte a été proposé pour valider les données de l'essai EWF [22]. Toutes les données σ_{\max} sont considérées valables lorsqu'elle sont comprises entre à $0,9*\langle\sigma_{\max}\rangle$ (la valeur moyenne de σ_{\max}) et $1,1*\langle\sigma_{\max}\rangle$. Les données en dehors de ces limites sont éliminées. Les paramètres EWF sont déterminés par la droite tracée de l'énergie totale spécifique de rupture, w_f , en fonction de la longueur du ligament, l . La valeur de w_e est déterminée par l'extrapolation de w_f à $l = 0$ et la valeur de βw_p est la pente de cette droite. Pour optimiser la droite de w_f en fonction de la longueur du ligament et assurer la fidélité des résultats supérieure à 95%, les données qui se trouvent écartées de plus de 2 fois la valeur du standard de déviation sont éliminées (Figure II.11).

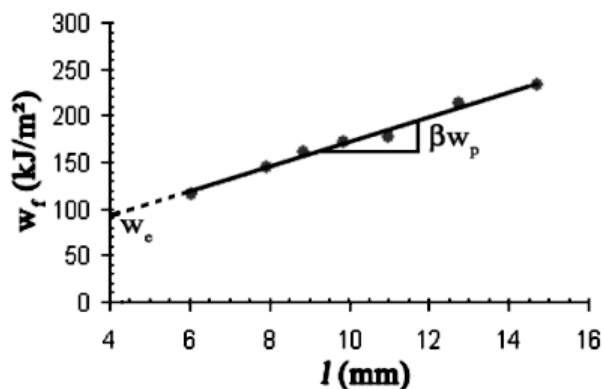


Figure II.11: Exemple de la relation linéaire entre la w_f et la longueur du ligament (l) dans le cas du film PVC[51].

En pratique, pour obtenir des meilleurs résultats en appliquant la méthode EWF, il est impératif que les entailles des échantillons soient symétriques et alignées. Avec la géométrie DENT classique, il est difficile d'obtenir deux encoches en V symétriques et alignées. De plus, les deux entailles sont très difficiles à aligner même avec une machine *ad hoc*. Ceci peut influencer les résultats. C'est la raison pour laquelle il est souhaitable d'utiliser une autre forme d'échantillon pour tester.

II.4.1 Influence de la forme DENT rectangulaire sur les paramètres EWF

En comparaison avec les échantillons en forme DENT-V classique, le premier avantage de cette forme est que la préparation des échantillons avec des entailles symétriques et alignées est facile à réaliser. La figure II.12 montre la forme des courbes force – déplacement des échantillons de type DENT-V et DENT-R. On constate que ces courbes sont similaires, signifiant que le mode de rupture n'est pas influencé quand on change la forme des échantillons. De plus, la forme des courbes ne change pas quand la longueur du ligament augmente. Cela signifie que le mode de rupture des échantillons n'est pas dépendant de la longueur du ligament.

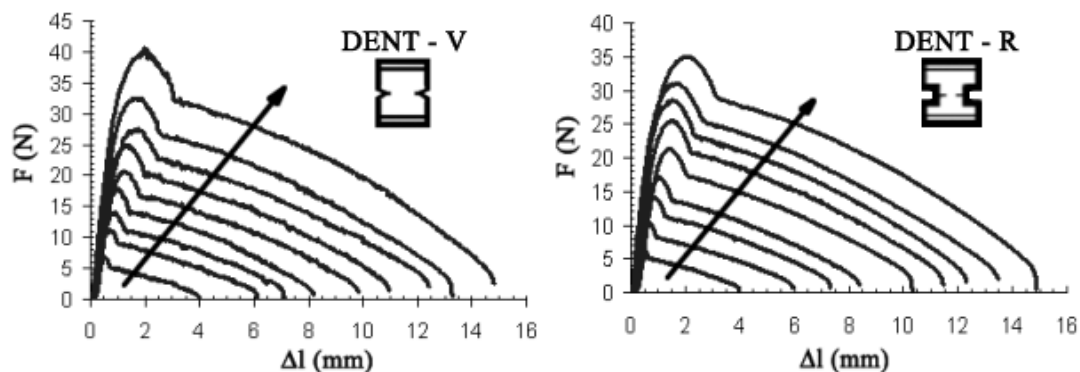


Figure II.12: Courbes force - déplacement des échantillons en forme DENT classique (DENT-V) et DENT rectangulaire (DENT-R) (les flèches montrent la direction de croissance de la longueur du ligament) [25].

Nous avons ensuite vérifié que pour les échantillons DENT-R les conditions préalables de la méthode EWF étaient satisfaites. La figure II.13 montre les critères de Hill [22] et le protocole EWF [24] pour traiter des données. On constate que les critères de Hill et le protocole EWF sont satisfaits pour la plupart des données. On observe aussi que la dispersion des valeurs de σ_{\max} dans le cas des échantillons DENT-V est plus importante que dans le cas des échantillons DENT-R. Le taux d'échantillons éliminés (car ne satisfaisant pas les critères EWF) est plus faible pour la forme rectangulaire (<20%) que pour la forme classique (27% - 36%).

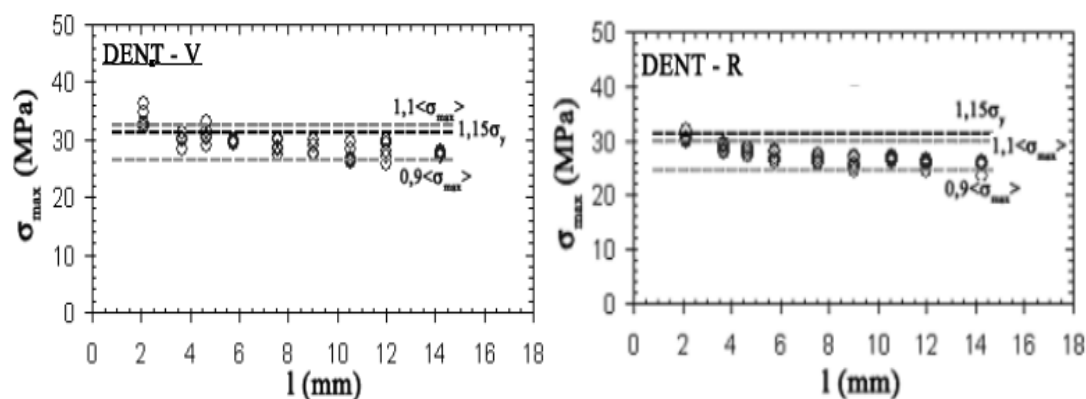


Figure II.13: Variation des valeurs de σ_{\max} en fonction de la longueur du ligament pour les échantillons DENT classique (DENT-V) et DENT rectangulaire (DENT-R) [51].

La figure II.14 présente la relation linéaire entre l'énergie totale de rupture spécifique w_f et la longueur du ligament l des échantillons DENT-V et DENT-R. Les courbes w_f - l obtenues pour les deux formes sont superposées. Le tableau II-1

récapitule les valeurs des paramètres EWF obtenues à partir des échantillons DENT-V et DENT-R. On constate que la forme n'influence pas beaucoup les valeurs des paramètres EWF. De plus, les essais sur les deux formes d'éprouvette conduisent au même coefficient de régression linéaire R^2 .

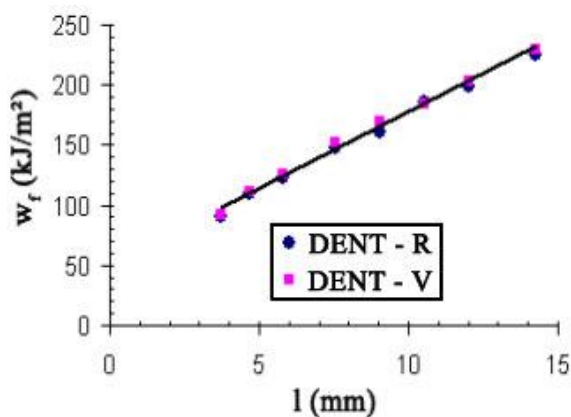


Figure II.14: Relation w_f - l des échantillons DENT classique (DENT-V) et DENT rectangulaire (DENT-R) [51].

| Forme | w_e (kJ/m ²) | βw_p (MJ/m ³) | R^2 |
|--------|----------------------------|----------------------------------|--------|
| DENT-R | 49 ± 3 | $13 \pm 0,4$ | 0,9949 |
| DENT-V | 51 ± 3 | $13 \pm 0,4$ | 0,9947 |

Tableau II.1: Valeurs des paramètres EWF obtenues à partir des échantillons DENT classique (DENT-V) et DENT rectangulaire (DENT-R).

En résumé, la forme DENT rectangulaire (DENT-R) révèle plus d'avantage que la forme DENT classique (DENT-V). Les avantages de cette forme sont (i) une préparation plus facile des échantillons avec des entailles symétriques et alignées, (ii) la satisfaction des conditions de mise en œuvre de la méthode EWF, (iii) un faible taux des échantillons éliminés, et enfin, (iv) un bon coefficient de régression linéaire R^2 . De plus, cette forme d'échantillon n'influence presque pas non plus considérablement les deux paramètres EWF.

II.4.2 Gamme de longueur du ligament

La deuxième condition, tout aussi importante qu'on doit valider porte sur la gamme de longueur du ligament. Dans la méthode EWF, deux conditions préalables doivent être remplies: le ligament doit être complètement plastifié avant la

propagation de fissure et la rupture doit se produire dans les conditions de contraintes planes [24]. Pour satisfaire ces conditions, les limitations inférieure et supérieure de la longueur du ligament sont proposées dans le protocole [24]. La figure II.15 présente le domaine de validité de la méthode EWF en fonction de la longueur du ligament. La longueur du ligament (l) doit être assez petite devant la largeur totale de l'échantillon pour confiner la déformation plastique à la section du ligament et maintenir la proportionnalité du W_p et l^2 . De plus, la longueur du ligament doit

aussi être assez grande devant l'épaisseur de l'éprouvette pour éviter la transition contrainte plane/déformation plane (i.e. éviter un mode mixte de l'état de contrainte). Toutefois, dans le cas des films minces que nous avons étudiés, le choix de la gamme de ligament a surtout pour but d'éviter les effets de bord. Ainsi, dans la littérature, il est proposé que la longueur du ligament soit inférieure au tiers de la largeur des échantillons, W , ou deux fois le rayon de la zone plastique au fond des fissures et supérieure de trois à cinq fois à l'épaisseur des échantillons, B ($3B-5B \leq l \leq (2R_p, W/3)$).

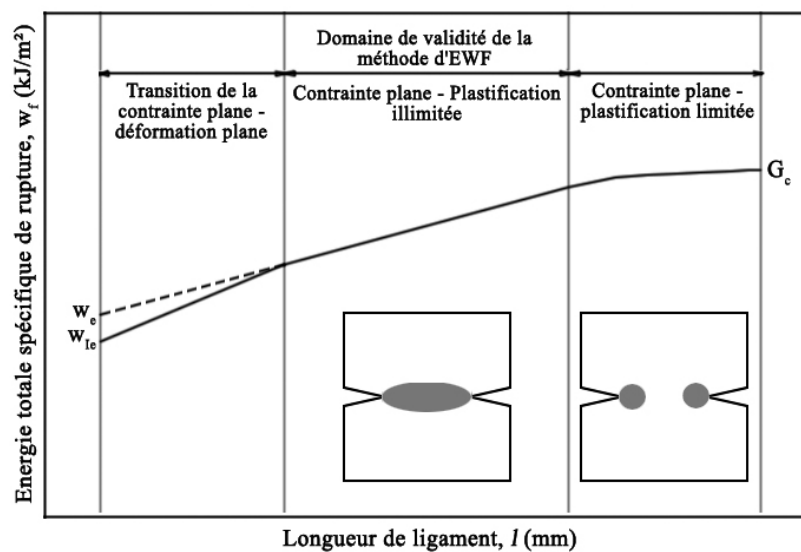


Figure II.15: Domaine de validité de la méthode EWF [26]

Cependant, plusieurs études ont montré que ces approches restreignent trop strictement la gamme valable de longueur du ligament [3-5,9,14,16,19,22,25-28]. En ce qui concerne la limitation inférieure de la longueur du ligament ($l_{min} \geq 3B-5B$), plusieurs études ont constaté que la transition contrainte plane/déformation plane ou

l'effet de bord (pour les films minces) ne sont pas apparus au ligament que la méthode a proposée [3,5,9,15,20,26,27]. Grâce au critère de Hill [2], on a trouvé que ces effets se sont produits pour une longueur de ligament beaucoup plus élevée que cinq fois l'épaisseur de l'échantillon, par exemple à $l_{min} \approx 14B$ pour le LLDPE [3], à $l_{min} \approx 13-19B$ pour le PVC [5], ou à $l_{min} \approx 20B$ pour le PBT/PC [27]. Cela veut dire que l'estimation de l_{min} dépend du type de matériau.

En ce qui concerne la limitation supérieure de la longueur du ligament ($l_{max} \leq (2R_p, W/3)$ avec R_p est le rayon de la zone plastique et W est la largeur de l'échantillon) pour éviter la perturbation de la zone plastique causée par l'effet de bord, les résultats expérimentaux de plusieurs études ont aussi confirmé que cette condition était trop restrictive [5,9,14-16,30,31]. La linéarité des données dans les conditions de contrainte plane n'a pas été affectée bien que la longueur du ligament ait dépassé la limitation de $W/3$ [5,9,14-16,30,31]. Arkhireyeva et al. [5] ont proposé que $l_{max} \leq W/2$ permet d'éviter l'effet de bord. De plus, la linéarité de w_f en fonction de la longueur du ligament dans la zone de contrainte plane n'a pas non plus été affectée quand la longueur du ligament a dépassé la taille de la zone plastique [4]. Cependant, Melissa et al. [29] ont constaté que l'utilisation des ligaments dont la longueur était supérieure à 20mm (pour une largeur d'échantillon de 50, 110 et 220mm) a amené une différence significative dans les valeurs des paramètres EWF.

II.4.3 Matériaux

Concernant la forme des courbes, la présence du maximum semble logiquement due à un compromis entre la diminution de la section du ligament (propagation de la fissure et phénomène de striction) et l'augmentation de résistance (durcissement structural du matériau).

Une analyse de la littérature montre qu'il existe beaucoup de discussions concernant la plastification complète ou non du ligament avant la propagation de la fissure dans le cas du PET [4,28,30,32,33]. Or cette condition est requise dans le protocole formalisé (norme ESIS Technical publications 28) de l'essai EWF.

Ainsi, à l'aide d'un microscope binoculaire équipé d'une caméra, Maspoch et al [28] ont observé que l'initiation des fissures a eu lieu avant que la force n'atteigne le maximum. Comme Maspoch, Karger-Kocsis et al. [33] ont réussi à visualiser la

zone plastique le long du ligament en utilisant la thermographie infrarouge et ont observé le même phénomène, mais pour les grands ligaments (la plastification complète du ligament étant observée pour les petits ligaments ($l \approx 5\text{mm}$)). La même constatation est faite dans l'étude de Hashemi [32]. Au contraire, d'autres auteurs ont confirmé que la première condition de la méthode EWF était toujours satisfaite pour les films PET [29,31]. A l'aide de polariseurs croisés et d'une caméra prenant "in situ" des images des échantillons DENT, Melissa et al [29] ont mesuré les déformations par analyse d'image d'une grille gravée sur l'échantillon avant la sollicitation. Ils ont confirmé que le ligament a été complètement plastifié avant la propagation des fissures. Quelque soit la situation, une relation linéaire entre l'énergie totale spécifique (w_f) et la longueur du ligament (l) a été obtenue avec un bon coefficient de régression linéaire [4,28-33]. La question se pose donc de savoir si la "première condition préalable" [24] (ligament totalement plastifié avant la propagation de la fissure) est vraiment impérative.

II.5 Conclusion

Cette deuxième partie de la bibliographie a été consacrée principalement à la présentation des différents modes de rupture des polymères, en particulier des amorphes, de la transition fragile – ductile et de l'approche globale de la rupture pour mieux présenter au lecteur les concepts de la mécanique de la rupture appliqués aux polymères. En particulier, deux approches relatives à la détermination de la ténacité ont été discutées. Nous avons présenté les bases de l'approche globale en insistant sur les similitudes des deux méthodes les plus employées (intégrale J et EWF). Les techniques qui permettent de les calculer pour évaluer la ténacité des polymères amorphes ont été également présentées.

La méthode EWF est actuellement une méthode très répandue grâce à sa simplicité pour caractériser le comportement à rupture des matériaux ductiles, en particulier des films polymères minces ductiles. Cependant, il existe en pratique certaines limitations. La première limitation, abordée dans différentes études, porte sur la détermination de la gamme de longueurs du ligament. Généralement, la longueur minimale du ligament est fixée pour éviter la transition contrainte

plane/déformation plane, mais le critère retenu dans le protocole sous- estime cette valeur. En outre, cette transition dépend de chaque type de matériau. Toutefois, dans le cas des films minces que nous avons étudiés, le choix de la gamme de ligament a surtout pour but d'éviter les effets de bord. Nous avons constaté que le critère proposé dans le protocole pour éviter les effets de bord et portant sur la longueur maximale est très sévère. La deuxième limitation de cette méthode est liée à la condition préalable de plastification complète du ligament avant la propagation de la fissure. Il semble que cette condition ne soit pas toujours nécessaire, comme l'a montré l'étude du PET. En revanche, on peut dire que la rupture doit être "suffisamment" ductile. Comme proposé dans la littérature par Martinez et al., nous avons mis en relation la faisabilité de l'essai EWF avec l'indice de ductilité du matériau. Cet indice est le rapport entre le déplacement à la rupture (lors de l'essai EWF) et la longueur du ligament. Pour les échantillons testés, il apparaît que l'indice de ductilité doit être compris entre de 0,15 à 1,5 pour que l'essai EWF soit exploitable.

Références

- [1] **G.R. Irwin** : “*Handbook der Physik 6*”; Springer, 1958.
- [2] **A. Griffith**: “*The phenomena of rupture and flow in solids*”; Philo Trans of the Royal Society of London, 221, 163–198, 1920.
- [3] **J.R. Rice**: “*Mathematical analysis in the mechanics of fracture*”, in Fracture, ed. H. Liebowitz, *Academic press*, 2, 192-308, 1968.
- [4] **J.L. Bassani, N. Brown, X. Lu**: “*J-integral correlation of the initiation of slow crack growth in linear PE*”. *Int. J. Fract.*, 38, 43-59, 1988.
- [5] **ASTM E813-89**: “Standard test method for JIC, a measure of fracture toughness”, Annual Book of ASTM, American Society for Testing Materials, 1989.
- [6] **Y-W. Mai, B. Cotterell**: “On the essential work of ductile fracture in polymers”. *Int. J. Fract.*, 32, 105-125, 1986
- [7] **M.L. Maspoch, V. Henault, D. Ferrer-Balas, J.I. Velasco, O.O. Santana**: “*Essential work of fracture on PET films: influence of the thickness and the orientation*”. *Polym. Test.*, 19, 559-68, 2000.
- [8] **K.B. Broberg**: “*Critical review of some theories in fracture mechanics*”, *Int. J. Fract. Mech.*, 4, 11-18, 1968.
- [9] **B. Cotterell, J.K. Reddell**: “The essential work of plane stress ductile fracture”, *Int. J. Fract.*, 13, 267-277, 1977.
- [10] **Y-W. Mai, B. Cotterell**: “*Effects of prestrain on plane stress ductile fracture in Alpha-Brass*”; *J. Mater. Sci.*, 15, 2296-2306, 1980
- [11] **Y.W. Mai, B. Cotterell, R. Horlyck, G. Vigna**: “The essential work of plane stress ductile fracture of linear polyethylenes”, *Polym. Eng. Sci.*, 27, 804-809, 1987.
- [12] **W.Y.F. Chan, J.G. Williams**: Determination of the fracture toughness of polymeric films by the essential work method. *Polym.*, 35, 1666-1672, 1994.
- [13] **J. Karger-Kocsis**: “*How does phase transformation toughening work in semi-crystalline polymers*”. *Polym. Eng. Sci.*, 36, 203-210, 1996.
- [14] **A. Gray**: “*Testing protocol for essential work of fracture*”; ESIS, editor. European Structural Integrity Society (ESIS) – TC4, 1993.
- [15] **A. Gray**: Testing protocol for essential work of fracture. ESIS, editor. *European Structural Integrity Society (ESIS) – TC4*, 1993.
- [16] **D.Ferrer-Balas, M.L.Maspoch, A.B.Martínez, O.O. Santana**: “*Influence of annealing on the microstructural, tensile and fracture properties of polypropylene films*”; *Polym.*, 42, 1697–705, 2001.

- [17] **Y-W. Mai, P. Powell:** “*Essential work of fracture and J-integral measurements for ductile polymers*”; J. Polym. Sci., Polym. Phys. Ed., 29, 785-793, 1991.
- [18] **K.B. BROBERG:** “*On stable crack growth*”, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1975, 23, p. 215–237.
- [19] **Y.W.MAI, B.COTTERELL:** “*On the essential work of ductile fracture in polymers*”, International Journal of Fracture, 1986, 32, p. 105–125.
- [20] **WU J. and MAI Y –W:** “*The essential fracture work concept for toughness measurement of ductile polymers*”, Polymer Engineering and Science, 1996, 36, 18, p.2275–2288.
- [21] **S. HASHEMI:** “*Fracture toughness evaluation of ductile polymeric films*”, Journal of Materials Science, 1997, 32, p. 1563-1573.
- [22] **A.ARKHIREYEVA, S.HASHEMI, M.O’BRIEN:** “*Factors affecting work of fracture of uPVC film*”, Journal of Materials Science, 1999, 34, p. 5961-5974.
- [23] **G.GONG, B.H.XIE, W.YANG, M.LI ZH, W–QI ZHANG, M–B. YANG:** “*Essential work of fracture (EWF) analysis for polypropylene grafted with maleic anhydride modified polypropylene/calcium carbonate composites*”, Polymer Testing, 2005, 24, p. 410–417.
- [24] **J. G.WILLIAMS, M.RINK:** “*The standardization of the EWF test*”, Engineering Fracture Mechanics, 2007, 74, p. 1009–1017.
- [25] **S.C.TJONG and S.P.BAO:** “*Fracture toughness of high density polyethylene/SEBS- g-MA/montmorillonite nanocomposites*”, Composites Science and Technology, 2007, 67, 2, p. 314–323.
- [26] **R.S.YAMAKAWA, C.A.RAZZINO, C. A.CORREA, E. HAGE JR:** “*Influence of notching and molding conditions on determination of EWF parameters in polyamide 6*”, Polymer Testing, 2004, 23, p. 195–202.
- [27] **M.N.BUREAU, F.PERRIN-SARAZIN, and M-T.TON-THAT:** “*Polyolefin nanocomposites: Essential work of fracture analysis*”; Polymer Engineering and Science, 2006, 44, 6, p. 1142-1151.
- [28] **M. N.BUREAU, M–T.TON-THAT, PERRIN-SARAZIN F:** “*Essential work of fracture and failure mechanisms of polypropylene-clay nanocomposites*”, Engineering Fracture Mechanics, 2006, 73, p. 2360–2374.
- [29] **T.PARDOEN, Y.MARCHAL, F. DELANNAY:** “*Essential work of fracture compared to fracture mechanics-towards a thickness independent plane stress toughness*”, Engineering Fracture Mechanics, 2002, 69, p. 617–631.

- [30] **Y.W.MAI, P.POWELL:** “*Essential work of fracture and J-integral measurements for ductile polymers*”, Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics, 1991, 29, 7, p. 785–793.
- [31] **J.KARGER-KOCSIS, T.CZIGÁNY, E. J. MOSKALA:** “*Thickness dependence of work of fracture parameters of an amorphous copolyester*”, Polymer, 1997, 38, 18, p.4587–4593.
- [32] **KARGER, J.KOCSIS, T.CZIGÁNY, E. J. MOSKALA:** “*Déformation rate dependence of the essential and non-essential work of fracture parameters in an amorphous copolyester*” – Polymer, 1998, 39, p. 3939-3944.
- [33] **J.KARGER-KOCSIS, E.J.MOSKALA:** “*Molecular dependence of the essential and non-essential work of fracture of amorphous films of poly(ethylene-2,6-naphthalate) (PEN)*”, Polymer, 2000, 41, p. 6301–6310.
- [34] **J.KARGER-KOCSIS, E.J.MOSKALA, P.P. SHANG:** “*Work of fracture and strain-induced cold crystallization behaviour of amorphous copolyester sheets*”, Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2001, 63, p. 671–678.
- [35] **J. KARGER-KOCSIS, E.J. MOSKALA, T. BÁRÁNY:** “*Plane stress fracture toughness of physically aged plasticized PETG as assessed by the essential work of fracture (EWF) method*”, Polymer, 2003, 44, p. 5691–5699.
- [36] **R.LACH, K.SCHNEIDER, R.WEIDISEH, A.JANKE, K.KNOLL:** “*Application of the essential work of fracture concept to nanostructured polymer materials*”, European Polymer Journal, 2005, 41, p. 383–392.
- [37] **FERRER, S. BALAD, L.MASPOCH M and A. B.MARTINEZ, O. SANTANA:** “*On the essential work of fracture method: Energy partitioning of the fracture process in iPP films*”, Polymer Bulletin, 1999, 42, p. 101–108.
- [38] **O.BONDIL :** “*Étude de l’endommagement en sommet de fissure dans les polymères amorphes renforcés "choc" par nodules d’élastomère*”, Thèse de doctorat, Université Louis Pasteur Strasbourg I, 2006.
- [39] **R. H.HILL:** “*On the discontinuous plastic states with special reference to localized necking in thin sheet*”, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1952, 1, p. 19-30.
- [40] **B.FAYOLLE, A.TCHARKHTCHI, J.VERDU:** “*Temperature and molecular weight dependence of fracture behaviour of polypropylene films*”, Polymer Testing, 2004, 23, p. 939-947.

- [41] **E.CLUTTON**: “Fracture *mechanics testing methods for polymers, adhesives and composites.*”, In: Morre, D. R.; Pavan A.; Williams J. G.; Eds.; ESIS 28, Elsevier Science, Oxford, UK, 2001, p. 177-195.
- [42] **H. N. VU** : “*Caractérisation de l’énergie de rupture des nanocomposites à matrice polymère renforcée par des plaquettes d’argile par méthode "Essential Work of Fracture"*”, Rapport de master, Institut National des Science Appliquées de Lyon, 2006.
- [43] **B.COTTERELL, T.PARDOEN, A. G. ATLINS**: “*Measuring toughness and the cohesive stress-displacement relationship by the essential work of fracture concept*”, Engineering Fracture Mechanics, 2005, 72, p. 827-848.
- [44] **S.HASHEMI**: “*Work of Fracture of PBT/PC Blend: Effect of specimen size, geometry and rate of testing*”, Polymer Engineering and Science, 1997, 37, p. 912–921.
- [45] **M.L.MASPOCH, V.HENAULT, D.FERRER-BALAS, J.I.VELASCO, O.O. SANTANA**: “*Essential work of fracture on PET films: influence of the thickness and the orientation*”, Polymer Testing, 2000, 19, p. 559-568.
- [46] **M.E.LIGHT, A.J.LESSER**: “*Effect of test conditions on the essential work of fracture in polyethylene terephthalate film*”, Journal of Materials Science, 2005, 40, p.2861-2866.
- [47] **Y. F. CHAN W and J. G.WILLIAMS**: “**Determination** of the fracture toughness of polymeric films by the essential work method” – Polymer, 1994, 35, 8, p. 1666-1672.
- [48] **H.CHEN, J.KARGER-KOCSIS, J.WU**: “*Effects of molecular structure on the essential work of fracture of amorphous copolyesters at various deformation rates*”, Polymer, 2004, 45, p. 6375-6382.
- [49] **S.HASHEMI**: “*Ductile fracture of polyester films*” – Plastics Rubber and Composites Processing and Applications, 1993, 20, 4, p. 229-237.
- [50] **J.KARGER-KOCSIS and T.CZIGÁNY**: “*On the essential and non-essential work of fracture of biaxial*”, oriented filled PET film – Polymer, 1996, 37, 12, p. 2433-2438.
- [50] **H.N. VU**: “*Etude des relations microstructure-propriétés de polymères semi-cristallins par la méthode"Essential Work of Fracture"*,2009 p.61-63.

Chapitre III

Approche expérimentale et Numérique

III.1 Application expérimentales de l'approche énergétique sur le PVC

III.1.1 Introduction

Parmi les modes de ruine des structures, la rupture est le phénomène le plus redouté du fait de sa brutalité qui rend difficile toute action préventive. C'est pourquoi, la compréhension de la rupture des structures suscite un intérêt grandissant auprès des industriels qui souhaitent se doter de moyens pour la prévision. La rupture des polymères est un problème complexe.

Dans de nombreux cas, on s'assure simplement de leur tenue par un large surdimensionnement qui donne une marge de sécurité (coefficient d'ignorance) que l'on considère comme suffisante sans pourtant bien la connaître. Ce genre d'approche ne peut évidemment pas être appliquée dans des industries telles que le transport des énergies, fabrication des prothèses, etc., où des impératifs de sécurité particulièrement sévères nécessitent une étude fine du comportement. Plutôt que d'introduire des coefficients de sécurité empiriques à tous les niveaux (fabrication, utilisation, etc.) il semble qu'une méthode plus efficace consiste à prévoir l'évolution de la structure dans le cas le plus défavorable. La marge de sécurité peut être alors définie en toute connaissance de cause. Un pas important a été fait dans cette direction grâce à la mécanique de la rupture. C'est un outil qui a fait ses preuves dans la description du comportement d'une structure contenant un défaut (fissure) dans un milieu élastique. L'extension au cas des matériaux ayant un comportement anélastique pose encore de nombreux problèmes. Ainsi, dans le cas des matériaux élasto-plastiques ou elasto-visco-plastiques, l'utilisation de critères portant sur les grandeurs K , J , etc. reste délicate [1-5]. Cependant, les polymères semi-cristallins sont des matériaux présentant une microstructure complexe, constituée d'une phase amorphe désordonnée de nature visqueuse et d'une phase cristalline structurée. La co-existence et l'interaction de ces deux phases de natures très différentes sont à l'origine de la complexité de leur comportement macroscopique qu'on pourrait faire rentrer dans le cadre des comportements de type élasto-plastique voire elasto-visco-plastique.

Devant cette complexité, il convient de s'assurer que les lois d'amorçage et de propagation formulées dans le cadre de la mécanique de la rupture classique conviennent pour le PVC. Après une présentation du contexte et des principes généraux de la mécanique de la rupture, ce chapitre a pour objet de discuter de la

pertinence d'un point de vue expérimental des méthodes issues de la mécanique de la rupture pour l'étude de la rupture du *PVC*.

On s'intéresse ici à d'autres types d'essais qui mettent en œuvre les mécanismes de rupture à la pointe d'une fissure. Les essais effectués ont pour objectifs d'étudier la déchirure ductile sur une éprouvette où la triaxialité des contraintes au cœur est plus sévère que dans le cas des éprouvettes axisymétriques, et obtenir une base expérimentale permettant de valider des modèles d'endommagement. Dans cette partie, nous utilisons des approches globales pour caractériser la rupture du *PVC* : l'intégrale J et la méthode *EFW*. De plus, le paramètre J permet également de construire une courbe de résistance J - R . Pour déterminer la résistance à la rupture du *PVC*, nous avons mis en place une méthodologie spécifique, les méthodes normalisées extraits de la littérature étant difficiles à mettre en œuvre.

III.1.2 Géométrie des éprouvettes

Afin d'analyser le comportement mécanique à la rupture en grandes déformations des conduites en *PVC*, les tests ont été faits sur différentes géométries d'éprouvettes sous différents chargements. Les éprouvettes ont été prélevées à partir du même tube parallèlement à la direction d'extrusion (figure III.1a). Les normes proposent deux types de géométrie d'éprouvettes pouvant être utilisés. Ces essais normalisés donnent également les équations permettant de calculer les grandeurs appropriés (J_{IC} , w_e , etc.) à partir de la mesure de l'énergie dissipée et de la mesure de la longueur initiale de la fissure ou du ligament non fissuré pour chaque type d'éprouvette.

Le premier type est l'éprouvette en flexion trois points à fissure latérale (*Single Edge Notched Bend* ou *SENB*). Plusieurs auteurs ont recommandé l'utilisation de ce type d'éprouvette pour caractériser la résistance à la rupture et évaluer l'approche énergétique J [6] et [7]. La figure III.1bi montre la géométrie de cette éprouvette.

L'intégrale de contour J se calcule à partir de l'équation suivante [8] :

$$J = \frac{\eta U}{B(W - a_0)} = \frac{2U}{B(W - a_0)} \quad (\text{III.1})$$

où η est le paramètre de Merkle-Corten égal à 2 pour ce type d'éprouvette.

Le second type est l'éprouvette est souvent utilisé dans la littérature [9] et [10]. Il s'agit de l'éprouvette *DENT* (*Double Edge Notched Tensile specimen*) (figure III.1bii). Ce type d'éprouvette est recommandé pour caractériser la ténacité en se basant sur la méthode *EFW*.

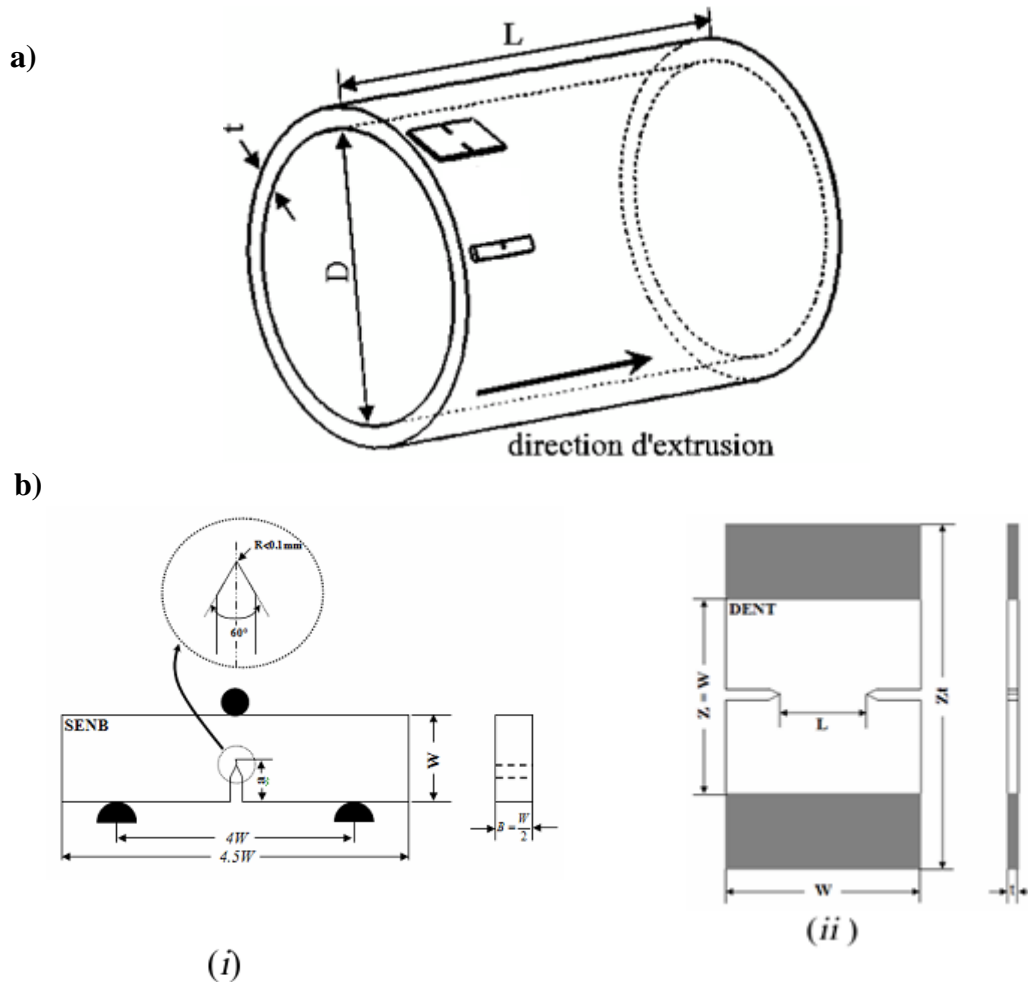


Figure III.1 (a) Conduite, (b) géométrie des éprouvettes : (i) SENB, (ii) et DENT.

On réalise une pré-entaille avec une fraise-scie de 160 mm de diamètre et d'un angle de 60° . Une entaille est ensuite faite à l'aide d'une lame rasoir neuve afin d'amorcer la fissure. On minimise ainsi le rayon de fond d'entaille tout en limitant l'endommagement en fond de fissure qui a une influence non négligeable sur les paramètres mécaniques à déterminer.

Selon la norme ASTM E399, pour l'éprouvettes *SENB* la longueur de fissure a doit respecter la double condition suivante :

$$0.45 \leq \frac{a}{W} \leq 0.55 \quad (\text{III.2})$$

W étant la largeur.

En ce qui concerne les éprouvettes *DENT*, pour lesquelles on adopte l'approche *EFW*, la longueur de ligament non fissuré doit respecter certaines conditions définies par «the European Structural Integrity Society (*ESIS*) ». Le ligament l doit se trouver dans un état de contraintes planes, ce qui impose que :

$$3t \leq l \leq \min\left(\frac{W}{3}\right) \quad (\text{III.3})$$

III.1.3 Essais mécaniques

L'ensemble des essais de rupture a été réalisé au niveau du laboratoire de la société SARL TUBEX Oran à température ambiante sur la machine électromécanique Zwick-1100 et à vitesse de traverse constante.

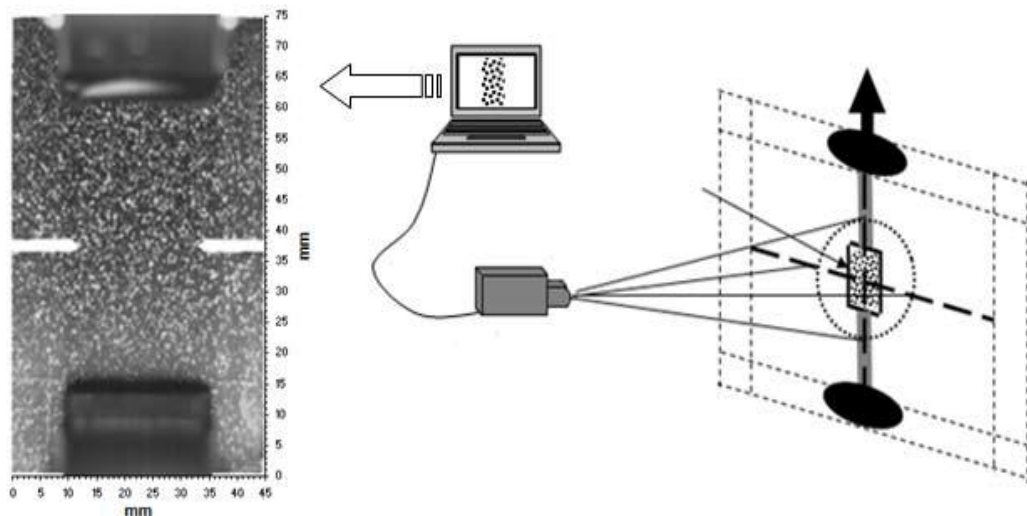


Figure III.2 Schéma de l'équipement expérimental.

Certaines méthodes de caractérisation de la résistance à la rupture relevées dans la littérature permettent de tracer des courbes de résistance. Des mesures de champs de déformation par corrélation d'images numériques permettent de visualiser et d'analyser les champs de déformation au voisinage de la fissure en fonction du temps. Les images ainsi collectées permettent également de suivre l'évolution géométrique de la fissure et de détecter l'amorçage.

III.1.4 Résultats expérimentaux

Dans cette partie, l'ensemble des résultats expérimentaux issus des différentes approches sont présentés et discutés.

Afin d'assurer la reproductibilité des résultats, trois éprouvettes et pour chaque longueur de fissures ont été testées pour chaque type de géométrie. On a constaté qu'il existe une excellente reproductibilité des résultats. Un exemple est donné à la figure III.3 pour la configuration *SENB*.

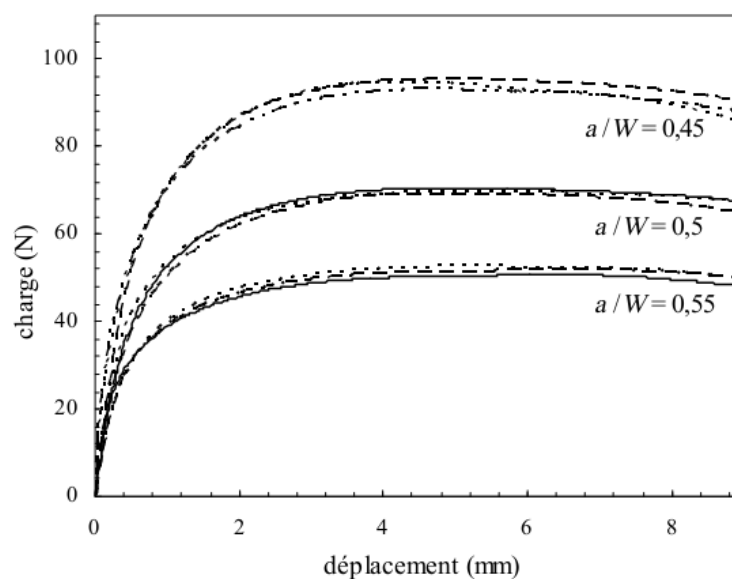


Figure III.3 Courbes charge - déplacement à conditions identiques permettant de vérifier la reproductibilité.

III.1.5 Comportement global

Les essais de rupture ont été menés à un rapport de vitesse $W/10$. Afin de mettre en évidence les premiers éléments caractéristiques du mode de rupture du PVC, et vérifier la faisabilité de la méthode d'essai employée pour caractériser la ténacité, nous commencerons par présenter les évolutions des courbes charge - déplacement obtenues à partir des essais réalisés sur les éprouvettes *SENB* pour différentes longueurs de fissure a/W (figure III.4). Ces courbes sont directement issues des enregistrements. Des évolutions analogues de la charge en fonction du déplacement pour toutes les longueurs de fissure considérées a/W sont mises en évidence, à savoir une baisse de la rigidité et des charges maximales en fonction de

la longueur de fissure.

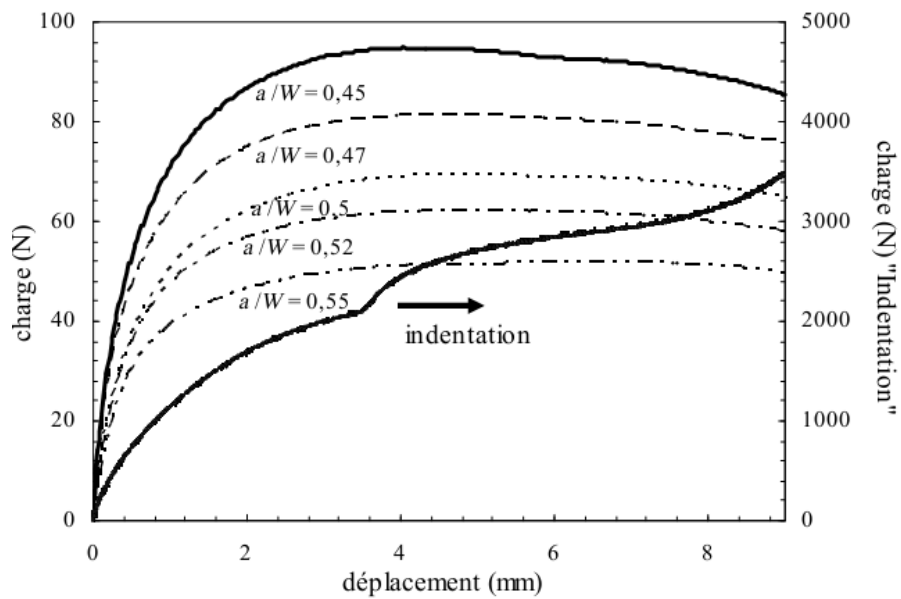


Figure III.4 Courbes charge - déplacement pour éprouvette SENB

La ténacité se mesure généralement à partir de l'évaluation du taux d'énergie de déformation par unité d'épaisseur pour un déplacement ou une charge critique. Le problème se ramène alors à la détermination de l'énergie en se basant sur la méthode de Begley-Landes à échantillons multiples. Cette énergie de rupture n'est rien d'autre que l'aire sous la courbe charge - déplacement (figure III.5).

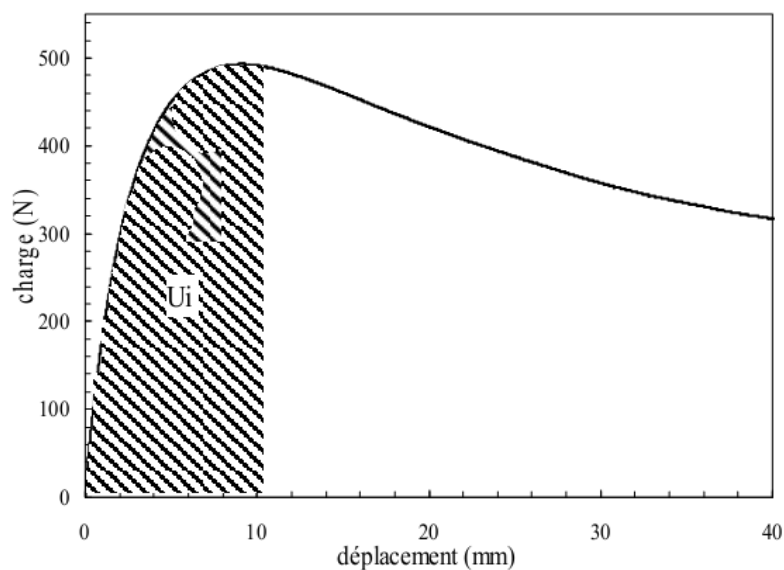


Figure III.5 Mesure de l'énergie à partir d'une courbe charge - déplacement.

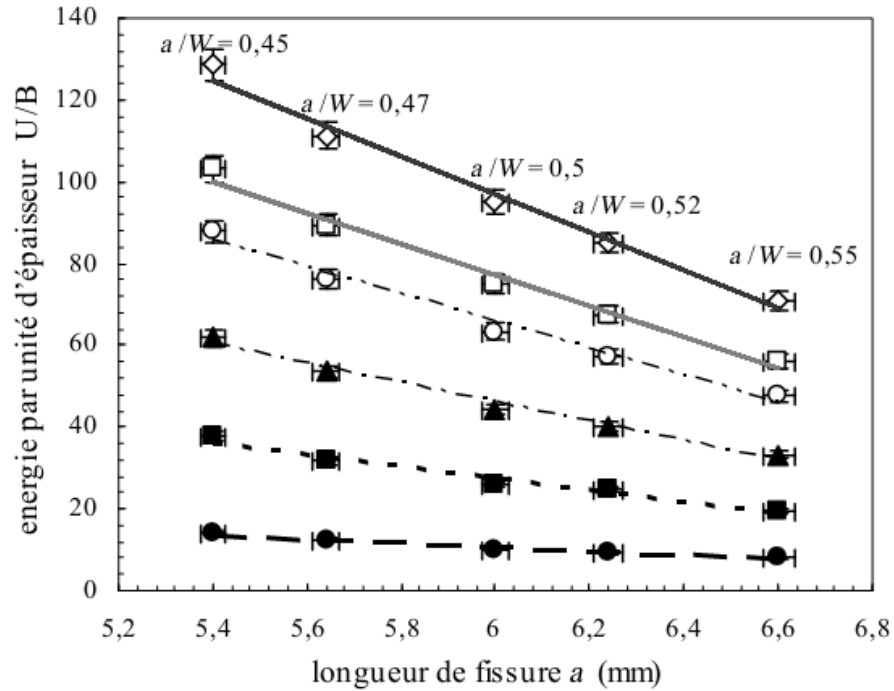


Figure III.6 Variation de l'énergie en fonction de la longueur de fissure pour une éprouvette SENB

La figure III.6 présente la variation de l'énergie rapportée à l'épaisseur de l'éprouvette U/B par rapport à la longueur de la fissure pour l'éprouvette *SENB*. A déplacement constant, l'évolution de l'énergie peut être estimée linéaire en première approximation.

III.1.6 Le paramètre énergétique J

La première approche globale que nous nous proposons de mettre en œuvre pour caractériser la rupture de notre *PVC* est le paramètre énergétique J .

L'intégrale de contour J est un concept basé sur l'énergie qui fut développé par Rice (1968). Pour un chemin arbitraire anti-horaire Γ autour de la pointe d'une fissure telle que montrée à la figure III.7, l'intégrale J est donnée par l'équation suivante :

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \tag{III.5}$$

où W est la densité d'énergie de déformation définie par :

$$W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (\text{III.6})$$

avec σ_{ij} le tenseur des contraintes, ε_{ij} le tenseur des déformations, $T_i = \sigma_{ij}n_j$ le vecteur de traction en un point du contour, n_j un vecteur unitaire normal au contour Γ , u_i le vecteur de déplacement en un point du contour et ds un élément d'arc de Γ . Rice (1968) a montré que la valeur de l'intégrale de contour J est indépendante du chemin d'intégration autour de la pointe de la fissure.

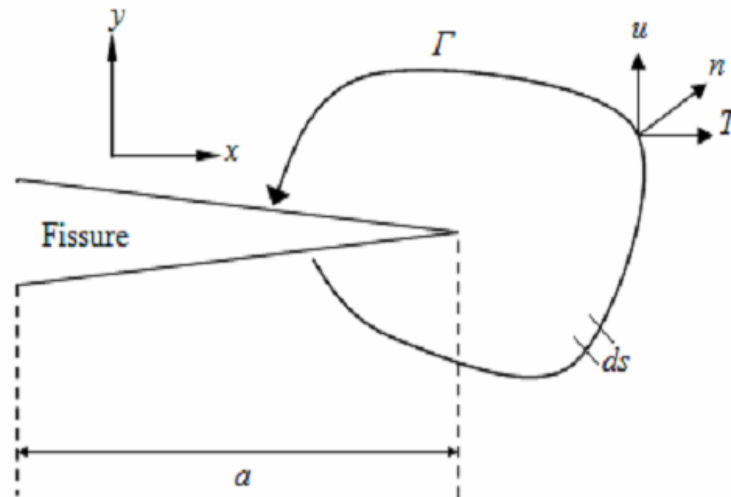


Figure III.7 Contour Γ autour du front de la fissure.

La détermination de la courbe de résistance à la rupture J - R dans le cas des matériaux plastiques se fait selon la norme ASTM E813 (ASTM, 1989). Le paramètre énergétique J est déterminé à partir de l'aire sous la courbe charge - déplacement. L'interprétation énergétique de l'intégrale J permet de l'écrire sous une forme globale. Pour un problème plan :

$$J = -\frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad (\text{III.7})$$

où U est l'énergie potentielle de l'éprouvette chargée, c'est-à-dire l'aire sous la courbe charge-déplacement, B est l'épaisseur de l'éprouvette et a est la longueur de la fissure. Il existe différentes méthodes de détermination de J_{IC} . La plus couramment utilisée est celle reposant sur la courbe R . Le concept de la courbe de résistance à la fissuration a été introduit par Irwin (1958) pour caractériser la

résistance à la fissuration de matériaux présentant une ductilité en tête de fissure. Cette courbe représente en fait la variation de la ténacité avec l'avancée de fissure Δa . Il est ainsi possible de décrire la courbe de résistance à l'amorçage de la fissure en représentant J en fonction de Δa , comme illustré sur la figure III.8, ce qui permet d'accéder au paramètre d'amorçage J_{IC} .

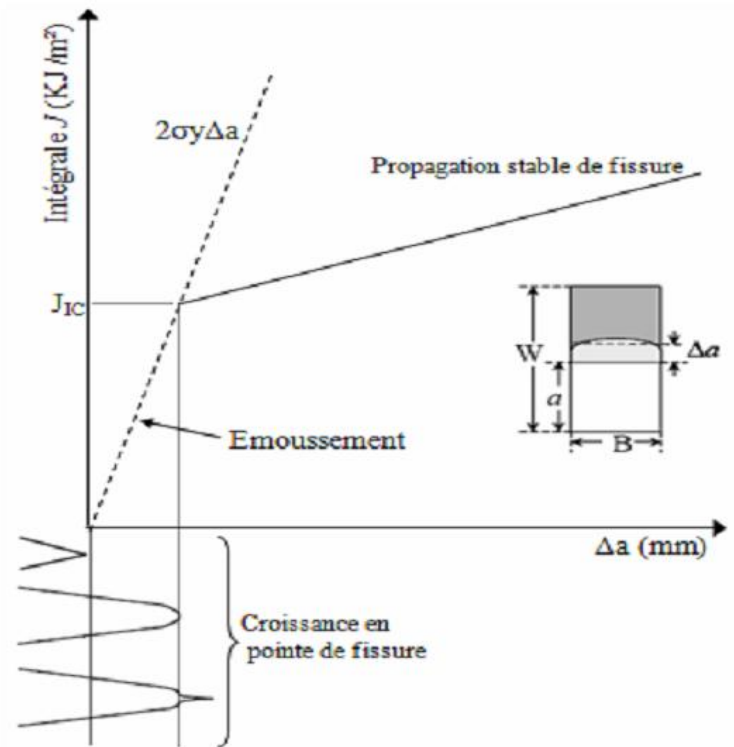


Figure III.8 Schématisation du processus de déchirure ductile.

III.1.6.1 Détermination de l'amorçage de la fissure

La figure III.9 montre des séquences d'images permettant de suivre la déformation de l'éprouvette *SENB* et l'évolution de la pré-entaille au cours de la sollicitation. Les différentes images correspondent à différents stades de déplacement repérés sur la courbe charge - déplacement de la figure III.10a. La figure III.10a présente également l'évolution de l'intégrale J en fonction du déplacement. Dans le cas général, le point d'amorçage de la fissure se trouve dans la zone située entre la fin de linéarité (point *II*) et le maximum de la charge (point *IV*). Pour déterminer un éventuel point d'amorçage de la fissure, nous avons utilisé les enregistrements vidéo pour le déceler en temps réel. En effet, la figure III.10a se décompose de la façon

suivante :

- La première partie correspond à la mise en place de l'échantillon; on enregistre une avancée quasiment nulle pendant quelques secondes.
- La deuxième partie correspond au décollement du fond de l'entaille dans la zone fissurée par le coup de lame de rasoir.
- La troisième partie correspond à l'émoussement. Pendant cette phase, la tête de la fissure s'émousse et donc avance très peu.
- La dernière partie correspond à l'avancée effective de l'émoussement. Le suivi de images en fonction du temps, n'a pas permis de visualiser un quelconque point d'amorçage. Cependant, on peut noter la coïncidence qui existe entre la charge P_{Max} maximale et le point repéré sur la courbe de l'intégrale J noté.

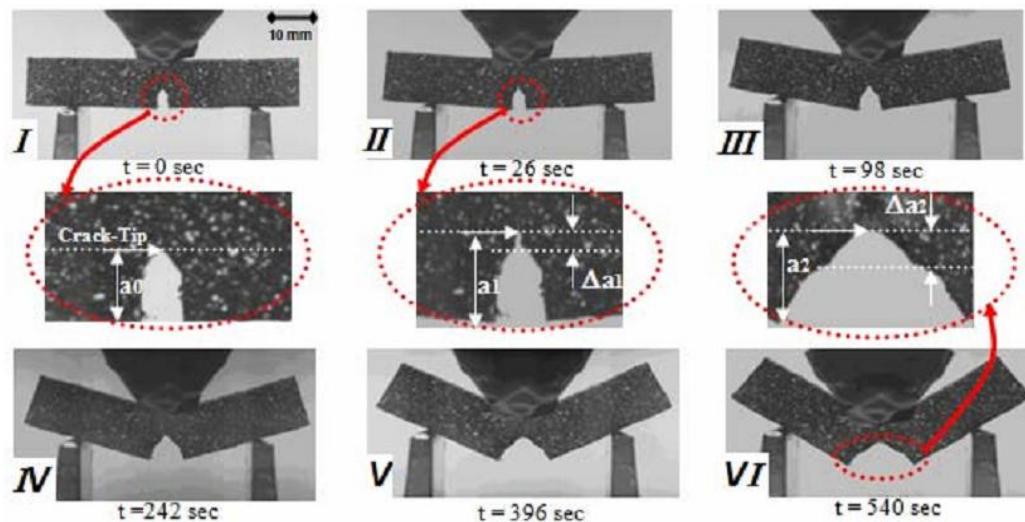
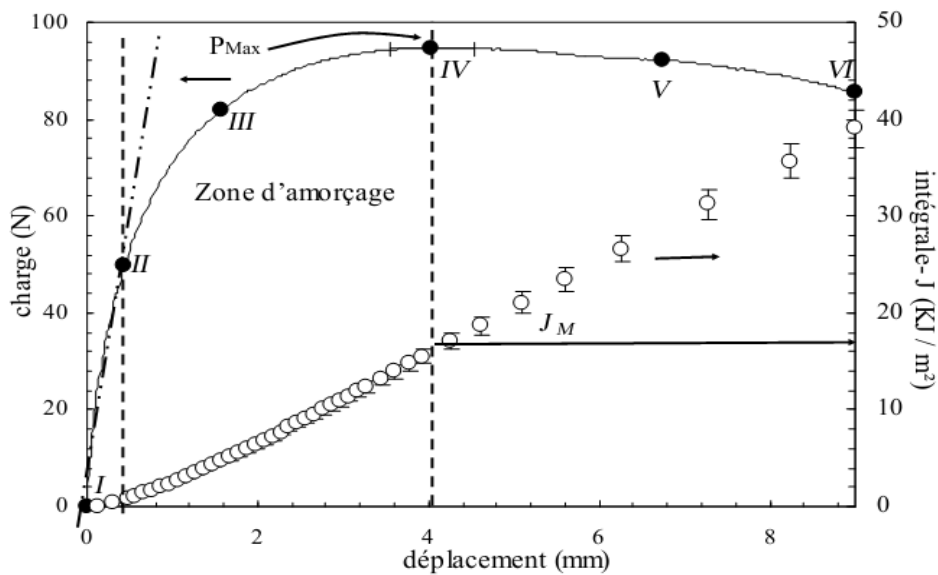


Figure III.9 Déformation de l'éprouvette SENB et évolution de la pré-entaille au cours de la sollicitation (les chiffres romains correspondent aux stades repérés sur la figure III.10a).

Comme nous le notions précédemment, la norme ASTM E813 propose une autre méthode de détermination du point d'amorçage J_{IC} basée sur la courbe R (figure III.8). Sur la figure IV.10b on présente l'évolution de l'intégrale J en fonction de l'avancée de la fissure Δa . Le comportement bien que globalement bilinéaire présente une allure différente de celle donnée dans la littérature (figure III.8) : Une avancée nulle pendant quelques secondes, suivie par deux niveaux d'évolutions avec des pentes différentes. La première pente correspond à l'ouverture

de l'entaille (faite par la lame rasoir) avec une avancée rapide où l'énergie est moins dissipée. La deuxième pente plus élevée, avec un point d'intersection entre les deux correspondant en principe au début de la propagation de la fissure, est associée à l'émoussement et coïncide parfaitement avec la droite d'émoussement $2\sigma_y \Delta a$ donnée par la norme ASTM E813. Dans cette phase, la fissure se propage par émoussement, ce qui confirme nos observations vidéo. On ne constate donc aucun amorçage de fissure dans le PVC ; le concept de la mécanique non linéaire de la rupture avec l'approche énergétique J ne permettra donc pas une analyse de la rupture du matériau. Par conséquent, cette méthode énergétique est inadaptée pour caractériser la rupture ductile du PVC dans ces conditions.



(a)

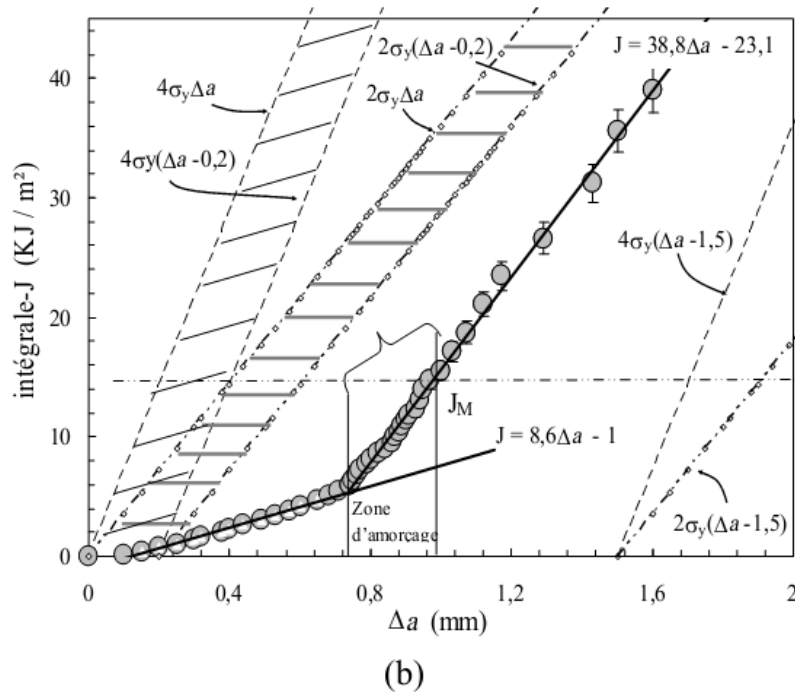


Figure III.10 (a) Charge et intégrale J en fonction du déplacement et (b) courbe $J - \Delta a$ pour l'éprouvette SENB.

III.1.7 Le travail essentiel de la rupture

Nous avons démontré que la première approche énergétique proposée précédemment ne permet pas de caractériser la rupture ductile des polymères semi-cristallins en grandes déformations. De manière à compléter l'étude de la rupture du PVC, nous nous proposons maintenant de nous intéresser au travail essentiel de la rupture (*EWF* pour Essential Work of Fracture). Cette méthode fut originalement suggérée par Broberg (1971). L'auteur avait expliqué la progression stable des fissures par le fait que le flux d'énergie dissipé dans une zone définie près de la pointe de la fissure ne peut être maintenu (à moins que l'on augmente la charge) à cause de l'augmentation constante de la plastification de la zone externe qui consomme beaucoup d'énergie. Le travail total de rupture requis pour propager une fissure contient deux composantes : Le travail dissipé dans la zone plastique (non essentiel) et le travail essentiel dissipé dans le plan de l'allongement de la fissure. C'est en trouvant une façon élégante de séparer ces deux types de travail que Mai et Cotterell (1986) ont développé la méthode *EWF* telle que connue aujourd'hui pour caractériser la rupture ductile des matériaux.

III.1.7.1 Théorie

En tant que méthode alternative aux autres approches globales, la méthode *EFW* a été utilisée avec succès pour déterminer la résistance à la rupture de plusieurs matériaux ductiles. Cette méthode repose sur l'hypothèse que lorsqu'une structure fissurée est chargée, le processus de rupture et les déformations plastiques apparaissent dans deux régions différentes. On nomme la première région la zone interne de rupture et la seconde se nomme la zone externe plastique. La figure IV.11 montre la localisation de ces deux zones.

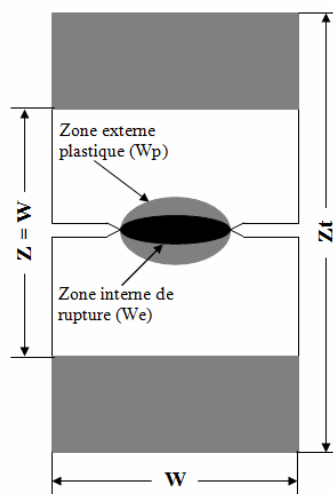


Figure III.11 Zones de dissipation du travail.

Durant la propagation des fissures, la majorité du travail dissipé l'est dans la zone externe plastique et n'est donc pas directement associé au processus de rupture. Seul le travail qui est dissipé dans la zone interne de rupture doit être pris en considération. Ainsi, le travail total W_f , doit être séparé en deux parties : le travail essentiel de rupture W_e et le travail non essentiel de rupture W_p . Le travail total de rupture est donc donné par :

$$W_f = W_e + W_p \quad (\text{III.8})$$

Physiquement, W_e est le travail requis pour créer deux nouvelles surfaces et consommé dans le processus de rupture. Essentiellement, W_e est une énergie de surface et pour une épaisseur donnée elle est proportionnelle à la longueur du

ligament l . Le terme W_p est une énergie dissipée par déformation plastique essentiellement et dans un volume donné, il est donc proportionnel à l^2 . Le travail total de rupture peut donc être exprimé sous la forme :

$$W_f = w_e l B + \beta w_p l^2 B \quad (\text{III.9})$$

En normalisant par rapport à la surface, le travail spécifique de rupture w_f est donné par : w_p sont respectivement le travail essentiel de rupture spécifique et le travail non essentiel de rupture spécifique, et β est un facteur de forme de la zone externe plastique. On peut remarquer que l'équation donnant w_f est une équation du premier ordre fonction de l .

La pente de la droite est fonction de la dissipation plastique et de la géométrie de l'éprouvette.

III.1.7.2 Essais mécaniques

Rappelons que les essais *EFW* ont été effectués sur la machine électromécanique Zwick-1100. Les échantillons de forme *DENT* (figure III.1b) sont testés à température ambiante à 23°C. Il faut noter que les pré-entailles sont réalisées de la même façon qu'auparavant à l'aide de la même fraise-scie (2 mm d'épaisseur et un angle de 60°). La longueur de ligament non-fissuré doit respecter les conditions définies d'après l'*ESIS*. Selon la norme définie, le ligament doit se trouver dans un état de contraintes planes et donc respecter la condition suivante :

$$3B \leq l \leq \min\left(\frac{W}{3}\right) \quad (\text{III.10})$$

En pratique, pour obtenir de meilleurs résultats, il est impératif que les entailles des échantillons soient symétriques et alignées. Un soin particulier est nécessaire pour manipuler ces éprouvettes fissurées, surtout lorsque la fissure est très longue où des risques de rupture prématurée due à une mauvaise manipulation peuvent survenir.

III.1.7.3 Comportement global

La figure III.12 présente une courbe force - déplacement typique du PVC. La forme de cette courbe confirme une rupture ductile pour ce type de matériau polymère avec une plastification du ligament. L'observation d'une éprouvette pendant l'essai indique la séquence des événements successifs : dans la première partie (*I - II*), nous observons un comportement élastique qui présente une évolution quasi-linéaire de la charge en fonction du déplacement. Ensuite, nous observons une partie non-linéaire jusqu'au maximum de la charge (*II - III*) qui s'explique par une ouverture et au début de l'émoussement de la fissure jusqu'à la plastification complète de la section du ligament (les deux zones plastifiées se rejoignent au milieu du ligament). Puis, nous observons une chute brusque et rapide de la charge après le maximum jusqu'au point (*IV*), entraînée par l'apparition et le développement de la striction. Enfin, la fissure commence à se propager (*IV - V*) dans tout le ligament jusqu'à la rupture finale.

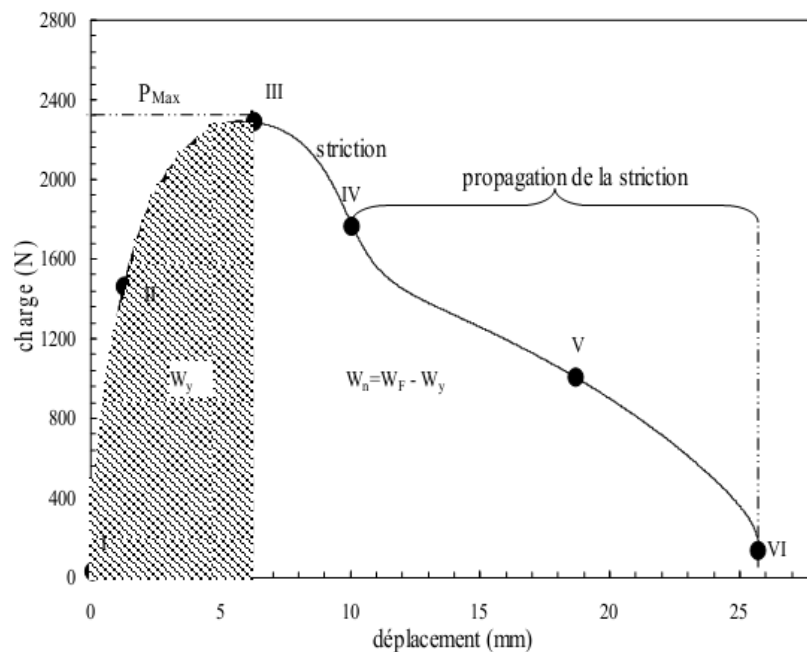


Figure III.12 Processus de déformation d'une éprouvette DENT.

La figure III.13 montre des séquences d'images à différents niveaux de déplacement repéré sur la courbe charge - déplacement de la figure III.12. L'apparition de l'émoussement est visible sur les deux fissures de la photo *II* prise à la fin de la partie élastique. Ensuite sa propagation est clairement mise en évidence

sur clichés. L'observation de l'éprouvette pendant l'essai a indiqué la séquence des événements suivants (figure III.13) :

- (I) état initial de l'éprouvette.
- (II) début de l'émoussement dans l'éprouvette.
- (III-V) amorçage de la striction à la charge maximale et propagation.
- (VI) rupture de l'éprouvette.

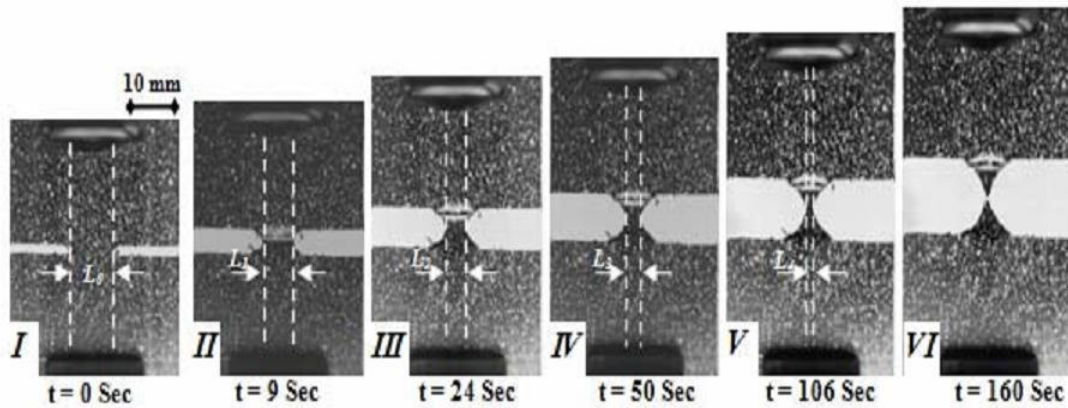


Figure III.13 Observation macroscopique du processus de déformation d'une éprouvette DENT.

Les courbes charge - déplacement pour les différentes longueurs de ligament choisies sont présentées dans la figure III.14.

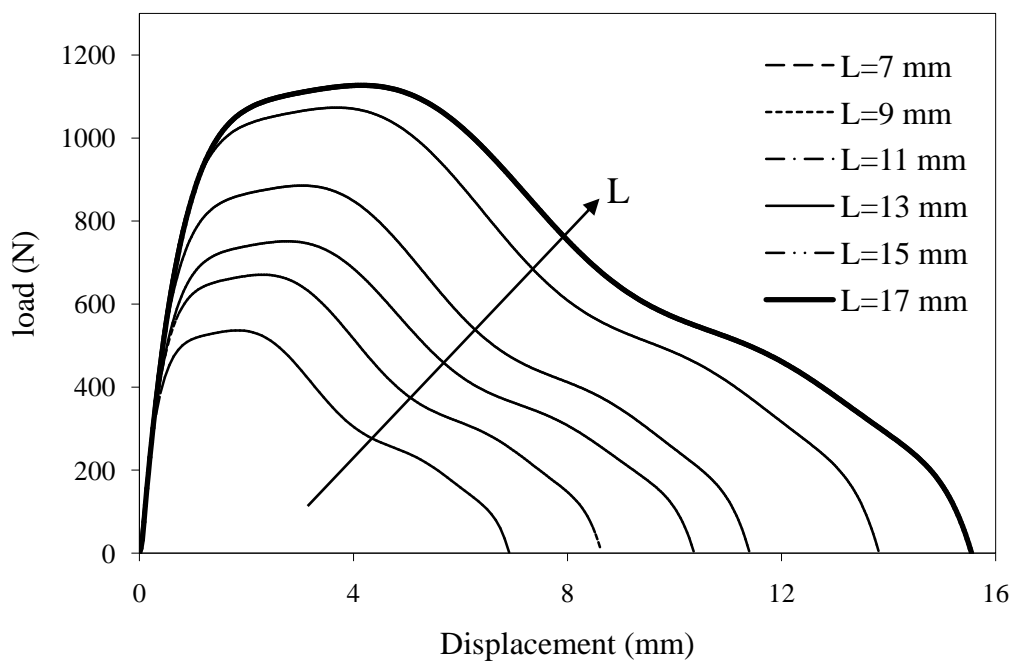


Figure III.14 Courbes charge - déplacement pour la géométrie DENT; la flèche montre l'augmentation de la longueur du ligament.

On remarque une similarité de la forme des courbes charge - déplacement quelque soit la longueur du ligament. Ce qui montre que le mode de rupture est bien indépendant de la longueur du ligament. De plus, ces courbes confirment une rupture ductile dans ce type de matériau. On observe aussi que la déformation du ligament non-fissuré suit les mêmes étapes d'évolution décrites sur la figure III.12, signifiant la plastification complète du ligament avant la propagation des fissures. Les conditions imposées par la méthode, à savoir une plastification complète du ligament, sont satisfaites.

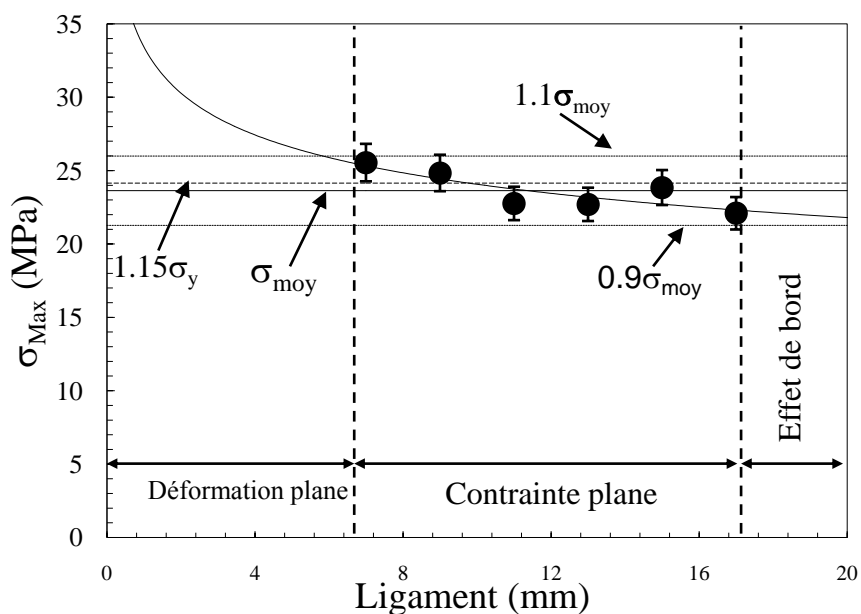


Figure III.15 Variation de σ_{max} en fonction du ligament pour les échantillons DENT.

A partir des données issues des essais *EFW*, quelques critères ont été établis pour s'assurer que les conditions d'utilisation de la méthode soient satisfaites. D'après le calcul de Hill (1952) dans les conditions de contraintes planes et pour un matériau plastique parfait (pas d'écroutissage), la valeur maximale de la contrainte σ_{max} est indépendante de la longueur du ligament l . Dans le cas des éprouvettes *DENT*, dans les conditions de contraintes planes, la valeur théorique de σ_{max} est égale $1,15\sigma_y$ obtenue lors des essais de traction. En général, quand la longueur du ligament augmente, les contraintes maximales diminuent graduellement (figure III.14). Le critère de Hill est le critère qui permet

de s'assurer de la plastification complète du ligament. Si ce critère n'est pas satisfait, cela signifie que la plastification du ligament n'est pas complète. Cependant, il n'est pas facile d'évaluer le seuil de la longueur de ligament à laquelle la transition « contrainte plane - déformation plane » a lieu par ce critère.

Pour satisfaire les deux conditions de la méthode *EFW*, le critère de contrainte a été proposé pour valider les données de l'essai *EFW* (Clutton, 2001). Toutes les données σ_{Max} sont considérées valables lorsqu'elle sont comprises entre $0,9\sigma_m$ et $1,1\sigma_m$ où σ_m est la valeur moyenne de σ_{max} . Les données en dehors de ces limites sont éliminées. Rappelons que dans notre étude, les essais *EFW* ont été effectués avec une large gamme de longueur de ligament de 7 à 17 mm, afin de vérifier le domaine de validités de la méthode.

Sur la figure III.15, on remarque que les valeurs de σ_{max} sont supérieures à $1,15\sigma_y$ pour des petits ligaments. Cela signifie que l'état de contrainte plane n'est pas maintenu et que nous sommes dans la zone de transition vers les déformations planes. Les données correspondantes sont donc éliminées par le critère de localisation de la contrainte moyenne du protocole *EFW*. Cependant, lorsque la taille du ligament augmente le critère est respecté. La transition entre l'état de contrainte plane et la déformation plane peut être identifiée sur la figure IV.15. Il faut noter que selon le protocole *EFW*, la longueur du ligament minimale l_{min} devrait être égale ou supérieure à environ 7 mm. En ce qui concerne la limitation supérieure l_{max} , avec un échantillon de 45 mm de largeur, la longueur maximale du ligament est environ égale à 25 mm. Ces deux limites permettent de définir les données retenues pour être traitées par la méthode.

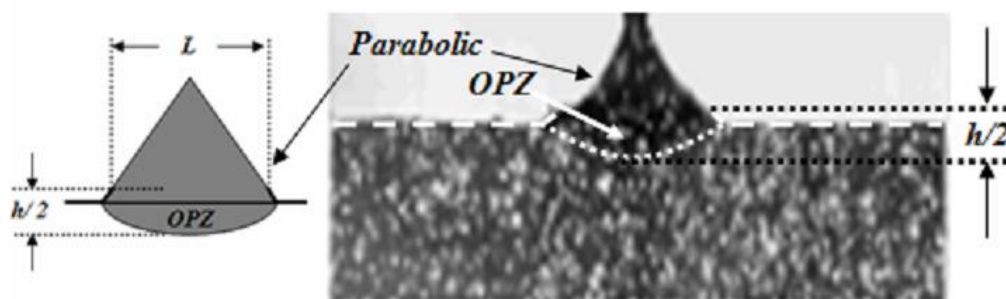


Figure III.16 Représentation de la forme de la zone plastique OPZ

Après la rupture totale de l'éprouvette, il est possible d'obtenir la forme de la zone plastique. Cette forme géométrique est liée à la nature de la rupture du matériau, et peut être définie par un facteur de forme β . La valeur de β varie mais est toujours fonction de $h/2$ (la demi hauteur de la zone plastique) (figure III.16). Dans notre cas, la forme de cette zone est parabolique (Ferrer-Balas et al., 2001):

$$\beta = \frac{h}{kl} \tag{III.11}$$

Nous avons mesuré les valeurs de $h/2$ à l'aide des images enregistrées lors des essais. Les paramètres EWf sont déterminés en reportant l'énergie totale spécifique de rupture w_f en fonction de la longueur du ligament l . La valeur de w_e est déterminée par l'extrapolation de w_f à $l=0$ et la valeur de βw_p est la pente de la droite issue de la régression linéaire. Pour optimiser les résultats obtenus, les données des grands et des petits ligaments sont écartées.

Sur la figure III.17, on note une évolution linéaire de w_f en fonction de l sur toute la région délimitant le domaine de contraintes planes. Le travail essentiel W_e est bien proportionnel à l , et le travail non essentiel W_p est proportionnel à l^2 . Ces proportionnalités existent donc même si le ligament est supérieur à $W/3$. Les valeurs du travail spécifique essentiel et du travail spécifique non essentiel de rupture obtenues pour les deux régressions en fonction du domaine de validité sont regroupées dans la figure III.17.

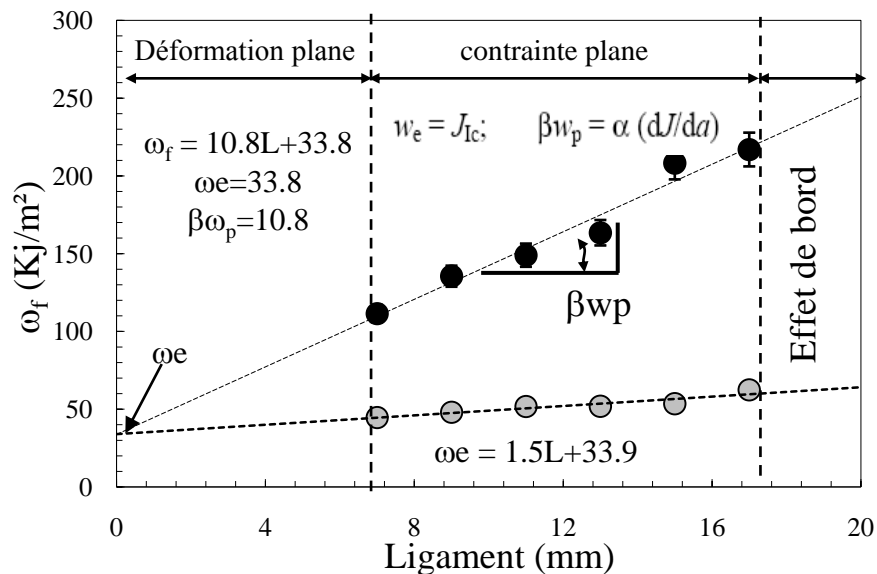


Figure III.17 Evolution du travail spécifique total à rupture en fonction de la taille initiale du ligament.

III.1.8 Conclusion

Cette étude a été menée dans le but d'étudier le comportement à la rupture du *PVC*, tout en utilisant les approches de la mécanique de la rupture. Deux types d'essais ont été réalisés afin de mettre en évidence les principales caractéristiques du comportement à la rupture. Il s'agit d'essais de flexion trois points (*SENB*) et de traction sur *DENT*. Les résultats mettent en évidence un comportement très ductile du *PVC* caractérisé par l'existence d'une large phase de déformation plastique. Cette plastification étendue met en défaut l'approche globale par l'intégrale J puisque aucun amorçage n'est détecté. Ainsi l'impossibilité d'avoir accès à des valeurs de J_{IC} à travers l'approche énergétique pour la géométrie d'essai *SENB* compromet son utilisation comme paramètre définissant la ténacité des polymères amorphe hautement déformables. Seule l'approche locale avec l'utilisation du microscope électronique à balayage permettra d'accéder à ces paramètres, à partir des observations faites sur les faciès de rupture en terme micromécanique. Le concept *EWF* a également été utilisé pour caractériser la rupture du *PVC*. Cette méthode permet de confirmer le caractère hautement ductile de la rupture mais impose des conditions contraignantes pour être utilisés. En particulier, la condition de contraintes planes (afin de s'assurer une plasticité étendue) requise par la méthode ne permet pas d'envisager l'utilisation d'une telle approche sur des structures 3D qui ne répondent plus à cette condition.

III.2 Application numérique de l'approche énergétique sur le PVC

III.2.1 Introduction

La méthode des éléments finis est un moyen d'étude très utilisé actuellement elle consiste 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.

La méthode des éléments finis est de loin la méthode numérique la plus employée dans le domaine de la rupture. Son succès s'explique par la facilité de sa mise en œuvre pour la résolution d'une grande variété de problèmes (statiques ou dynamiques, linéaires ou non linéaires...). Elle permet l'évaluation de certains paramètres caractérisant la rupture des matériaux à comportement linéaire élastique et plus récemment les matériaux à comportement non linéaire.

De nombreux codes de calcul par élément finis sont disponibles. Citons par exemple : ABAQUS, ANSYS, ADINA.....etc.

Cette approche numérique a été réalisée dans le but de simuler des essais de rupture appliqués sur des pipes en PVC. Nous souhaitons également évaluer numériquement l'intégrale J.

III.2.2 Matériaux et modèle géométrique

Dans cette partie de notre étude, nous prenons l'exemple de la propagation d'une fissure semi-elliptique localisée dans différentes position sur la paroi d'une pipe sous pression interne. La conduite est caractérisée par le rayon et l'épaisseur.

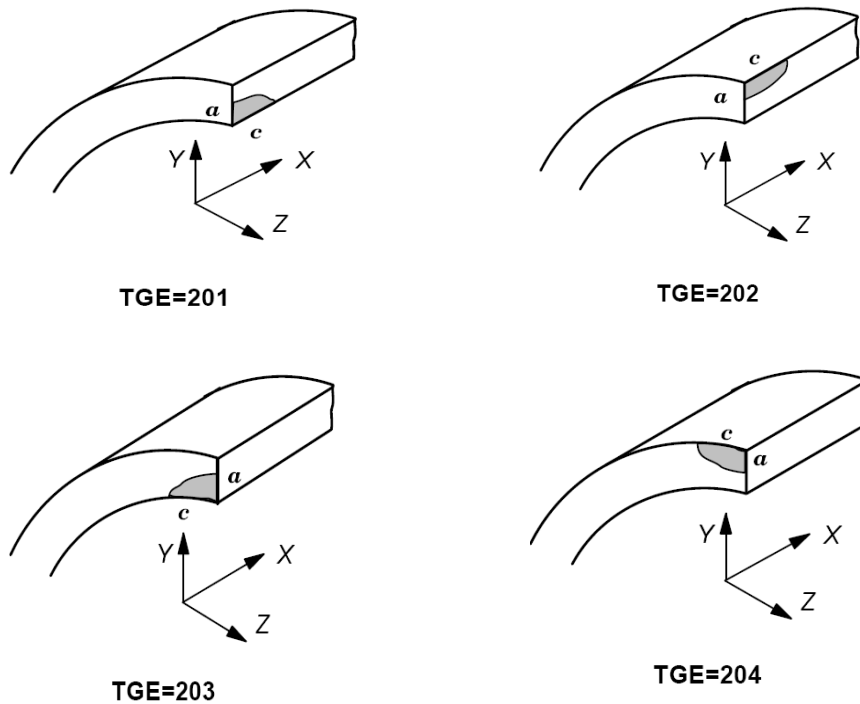


Figure III.18. Schémas des modèles analysés ;
 a) Fissure axiale interne (TGE 201), b) Fissure axiale externe (TGE 202),
 c) Fissure radiale interne (TGE 203), c) Fissure radiale externe (TGE 204).

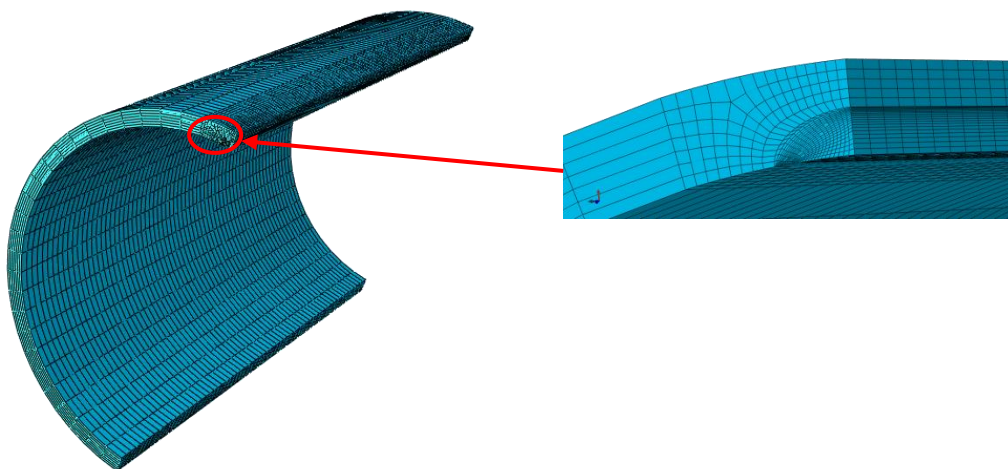


Figure III.19. Maillage du modèle simulé

La fissure initiale est définie par le rapport a/t (profondeur de la fissure/épaisseur du pipe) et a/l (profondeur de la fissure/demi-longueur). Deux configurations de fissure sont testées : la première configuration correspond à deux fissures intérieures localisées dans différentes positions de la paroi de la pipe : Fissure axiale interne (TGE 201) et Fissure radiale interne (TGE 203). La deuxième configuration est similaire mais les deux fissures sont localisées à l'extérieur de la paroi du pipe : Fissure axiale externe (TGE 202) et Fissure radiale externe (TGE 204). La figure III.18 présente le modèle géométrique et les configurations de fissure étudiées.

Le matériau étudié est un polychlorure de vinyle (PVC) caractérisé à différentes vitesses de déformation à une température ambiante. Les propriétés mécaniques du matériau sont données dans le tableau III.2.

| E (MPa) | σ_y (MPa) | ν | Densité (g/cm ²) |
|---------|------------------|-------|------------------------------|
| 2800 | 55 | 0.45 | 1.36 |

Tableau III.2 Propriétés mécaniques du PVC.

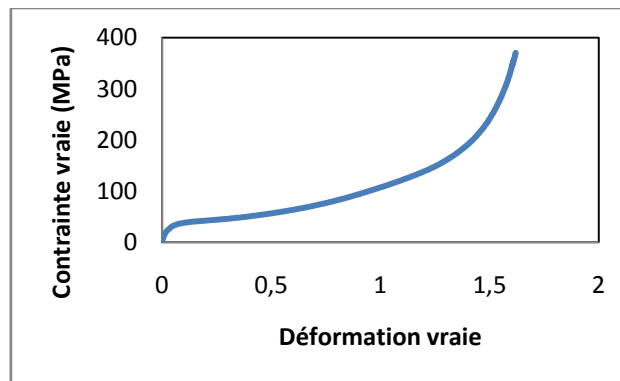


Figure III.20. Loi de comportement du matériau PVC

III.2.3 Evolution de l'intégrale J et modélisation par FEM-3D

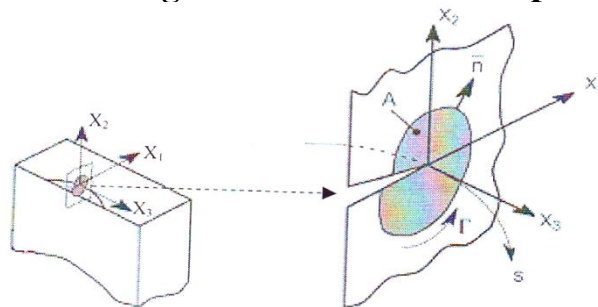


Figure III.19 Intégrale J en trois dimension.

Dans notre travail, l'approche de l'intégrale J est utilisée en mécanique de la rupture élastoplastique définie par (Shih *et al*) pour calculer le taux d'énergie mécanique libérée, noté $J(s)$, à chaque point s au front de la fissure (Figure III.19), il est exprimé par :

$$J(s) = \lim_{\Gamma \rightarrow 0} \int_{\Gamma} \left[W n_i - \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_i} n_j \right] d\Gamma \quad (\text{III-12})$$

Où : W est la densité d'énergie de déformation due au travail des contraintes, σ_{ij} est le tenseur de contrainte, u_i est le vecteur de déplacement, Γ est un contour entourant la pointe de fissure à chaque point s , \vec{n} est le vecteur unitaire normale au contour Γ , et x_i est le système de coordonnées cartésien local à l'emplacement S sur le front de fissure.

Dans le cadre de la simulation numérique par la méthode des éléments finis en trois dimensions, le code de calcul ABAQUS (nonlinear fracture mechanics) a été utilisé pour résoudre les problèmes industriels. Mais la simulation numérique de la propagation d'une fissure tridimensionnelle s'avère toujours délicate pour des raisons relatives au maillage. Le comportement asymptotique du champ de déplacement au voisinage du front de fissure nécessite en effet l'utilisation locale d'un maillage extrêmement raffiné avec des éléments spéciaux. La méthode de Newton-Raphson modifiée est utilisée pour résoudre l'équation en élastoplasticité. La singularité autour de la pointe de fissure est modélisée par des éléments spéciaux adaptés au calcul des grandeurs associées à la mécanique de la rupture.

III.2.4 Résultats et discussion

III.2.4.1 Effet de la position de fissure

Pour étudier l'influence de la position de fissure sur la valeur de l'intégrale J nous avons pris quatre structures en PVC, de même géométrie contenant des fissures situées dans différentes positions dans la paroi du pipe (Figures III.18. a), b), c), d)). Les résultats de la variation de l'intégrale J en fonction de la position par rapport à l'axe X pour les valeurs de $a/t=0.33$; 0.44 ; 0.55 et 0.66 sont reportés sur les figures III 20, 21, 22 et 23.

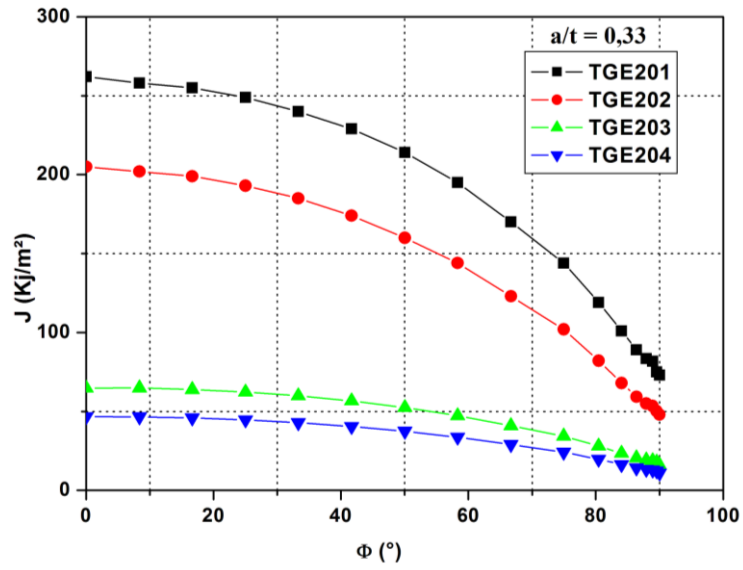


Figure III.20 Evolution de l'intégrale J en fonction de la position pour (a/t=0.33).

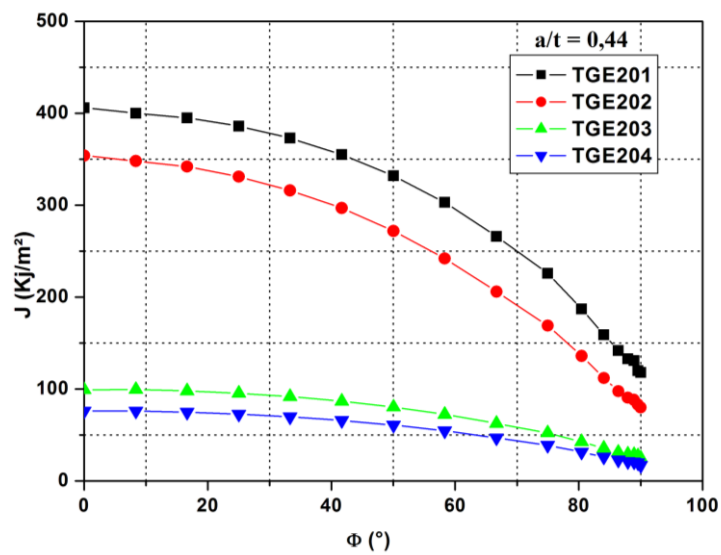


Figure III.21 Evolution de l'intégrale J en fonction de la position pour (a/t=0.44).

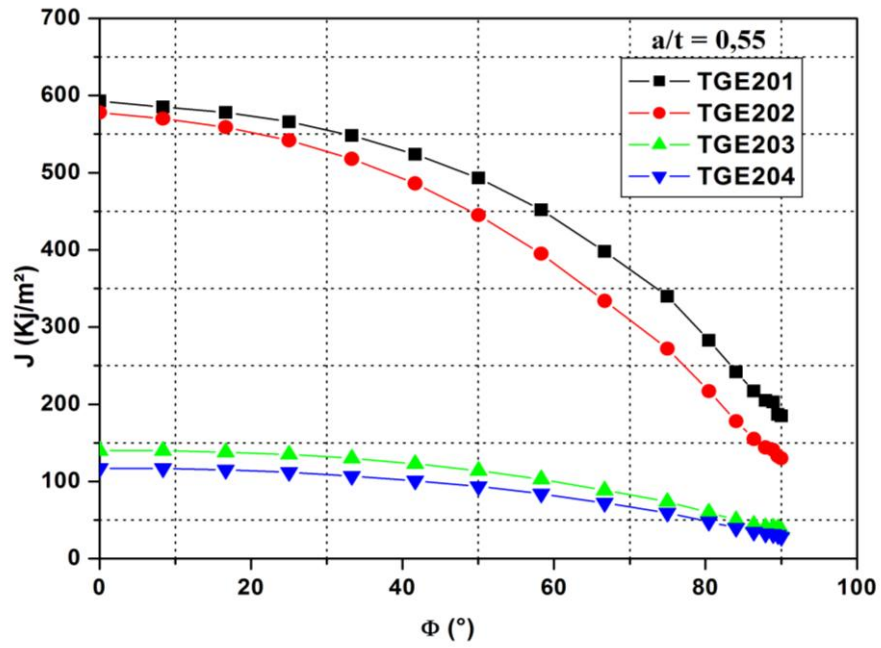


Figure III.22 Evolution de l'intégrale J en fonction de la position pour (a/t=0.55).

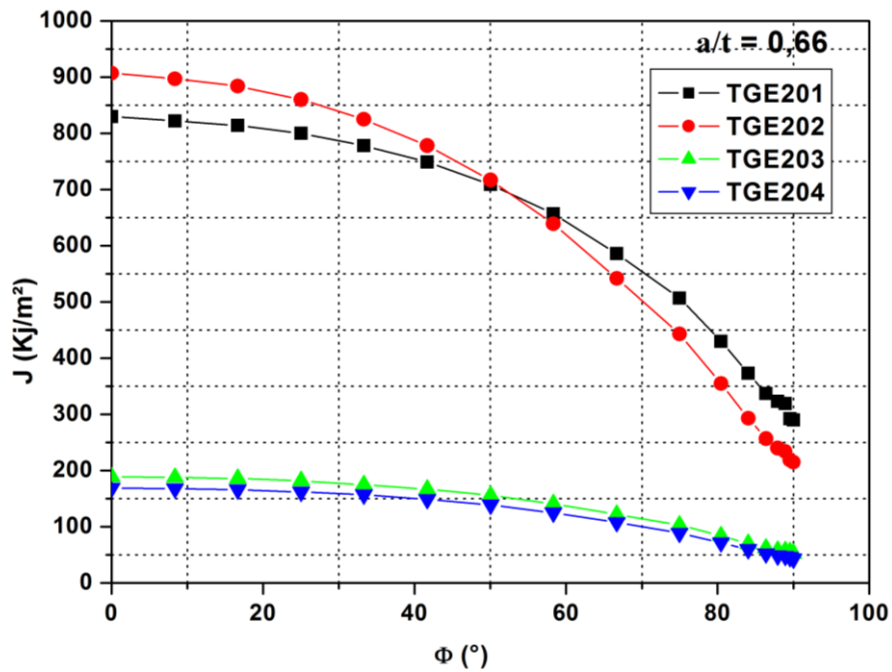


Figure III.23 Evolution de l'intégrale J en fonction de la position pour (a/t=0.66).

Ces dernières montrent que quelque soit la position de la fissure dans la conduite ou la position sur le front de fissure, l'intégrale J croît et atteint un maximum avec l'accroissement du rapport a/t .

Par contre lorsque Φ croît l'intégrale J diminue dans le cas des fissures internes et externes et la valeur de cette intégrale est toujours supérieure dans les cas de fissures internes par rapport à celles trouvées dans les cas de fissures externes quelque soit l'orientation (*axiale ou radiale*), cette différence diminue jusqu'au voisinage de la position ($\Phi=90^\circ$) pour une faible géométrie de fissure. Par ailleurs, on observe pour une géométrie $a > t/2$ ($a/t=0.66$) la valeur de l'intégral J de la fissure axiale externe est supérieure à celle d'une fissure axiale interne jusqu'à la position ($\Phi=50^\circ$) après cette position la valeur de l'intégrale J pour la fissure interne dépasse la valeur de J pour la fissure externe.

Une autre différence constatée, est celle de l'écart entre les valeurs de l'intégrale J pour les fissures axiales et radiales, les fissures axiales sont parallèles par rapport à l'orientation des fibres, mais les fissures radiales sont perpendiculaires par rapport à l'orientation des fibres (Figure III.24), la propagation des fissures est freinée par les fibres, c'est à cause du mode de fabrication des pipes.

Nous remarquons également que, pour un même rapport a/t , les valeurs de l'intégrale J les plus élevées sont obtenues à partir d'une fissure axiale comparativement aux fissures radiales. Ceci peut s'expliquer par le fait que de telles fissures sont soumises à des contraintes longitudinales d'intensité plus importantes que les contraintes circonférentielles. Nous pouvons dire dans notre cas, que les fissures longitudinales peuvent être fatales pour les conduites et soumises à des milieux sous pression et que les fissures localisées à la paroi intérieur de la conduite sont plus dangereuses que les fissures localisées à la paroi l'extérieur de la conduite.

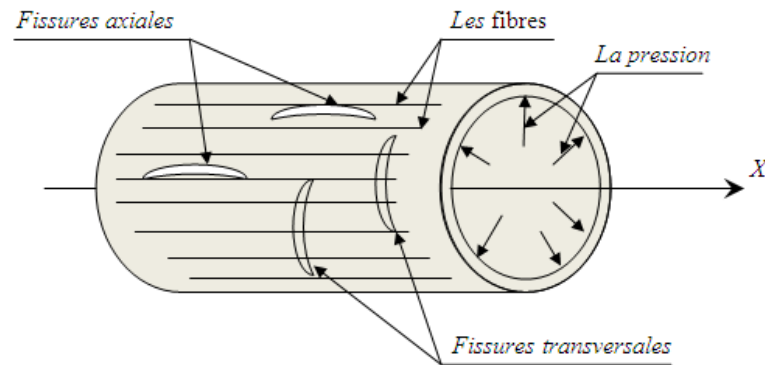


Figure III.24 Représentation les fissures axiales et radiales avec les fibres.

III.2.4.2 Effet du chargement

Nous avons également étudié l'effet du chargement sur la durée de vie des conduites caractérisées par l'intégrale J relevée sur son contour pour une taille de fissure donnée (caractérisée par les rapports $a/c=0.75$ et $a/t=0.33$) et pour une configuration géométrique donnée de cette structure.

D'après les figures III.25 et 24 qui représente l'influence de la pression en fonction de la position de la fissure sur l'intégrale J , on remarque que lorsque $\Phi = 0^\circ$ l'intégrale J tend vers une valeur maximale cela est due à l'effet de bord car elle nécessite plus d'énergie en point de fissure, après propagation il y a dissipation d'énergie et relaxation des contraintes ce qui explique la diminution de l'intégrale J à $\Phi = 90^\circ$.

On observe aussi, que la valeur de l'intégrale J est directement proportionnelle au chargement et ce quelque soit la pression sur le front de fissure, elle croît avec l'accroissement de la fissure pour $\Phi=0^\circ$ et $\Phi=90^\circ$. On peut constater aussi que les fissures radiales donne des valeurs réduites de l'intégrale J par rapport à celle dites axiales.

Il faut noter là aussi que lorsque, la valeur de la pression P croit de $5MPa$ notre intégrale J presque double sa valeur prise précédemment pour les deux cas $\Phi = 0^\circ$ et $\Phi = 90^\circ$.

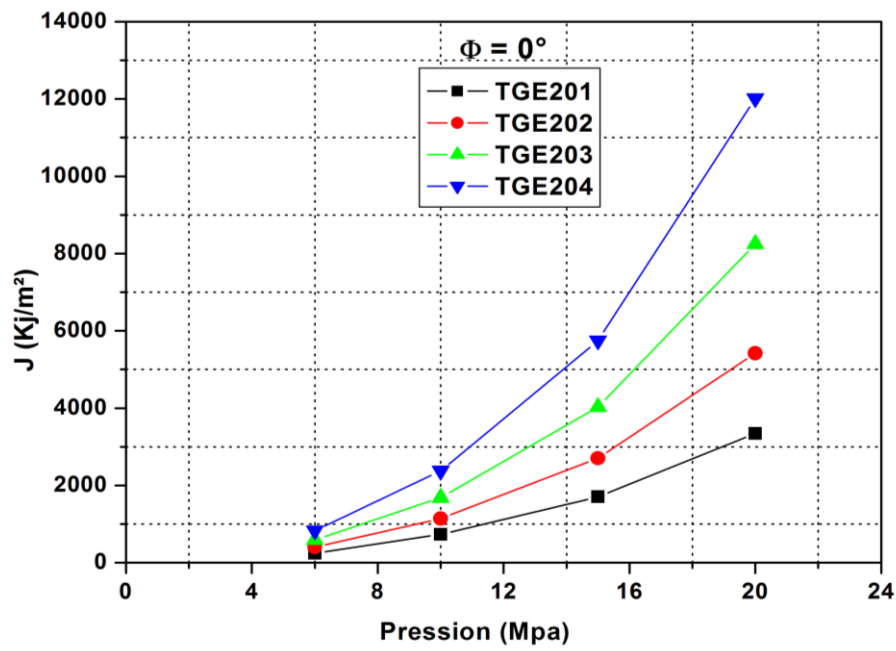


Figure III.25. Influence de la pression en fonction de la position de la fissure sur l'intégrale J quand $\Phi=0^\circ$.

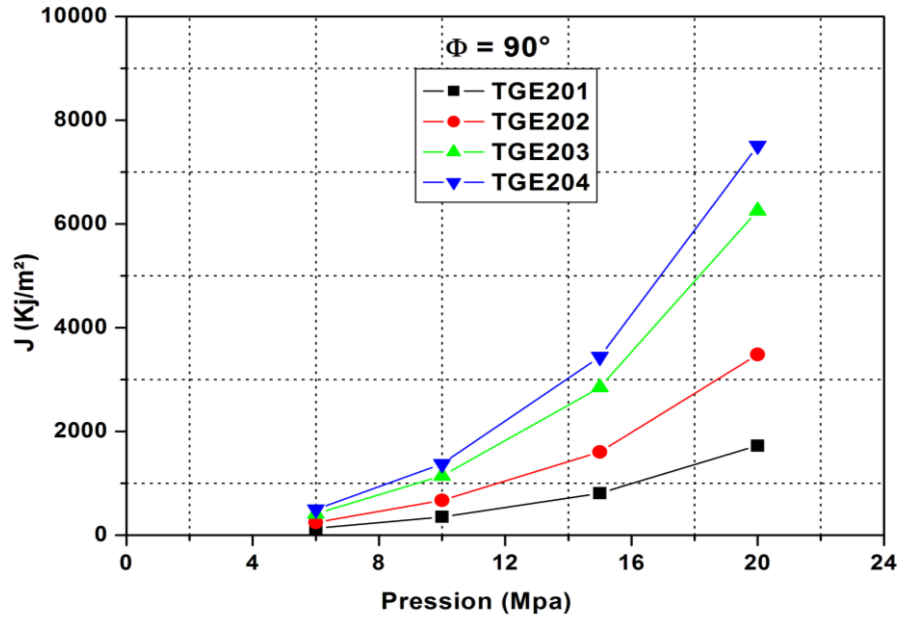


Figure III.26 Influence de la pression en fonction de la position de la fissure sur l'intégrale J quand $\Phi=90^\circ$.

III.2.4.3 Effet de la forme de la fissure

L'une des caractéristiques géométriques principales de la fissure est sa forme. Nous avons analysé numériquement son influence sur les critères de rupture des pipes élaborée en PVC (figure III.27 et 28). Cette figure montre la variation de l'intégrale J en fonction de différentes tailles de fissure caractérisée par le rapport a/c du comportement étudié précédemment pour une profondeur de fissure caractérisée par le rapport $a/t=0.33$ dans les deux positions extrêmes sur le front de fissure $\Phi = 0^\circ$ et $\Phi = 90^\circ$.

Nous remarquons que pour le même rapport a/t l'intégrale J atteint une valeur maximale pour un rapport a/c plus faible puis décroît avec l'accroissement du rapport a/c . Autrement dit une longueur de fissure plus importante conduit à une réduction de cette intégrale. Sauf que pour la fissure radiale interne (TGE 203) dans position sur le front de fissure $\Phi = 90^\circ$ il existe un rapport a/c critique ($a/c = 0.45$) au-delà duquel l'intégrale J diminue fortement avec le développement de la fissure.

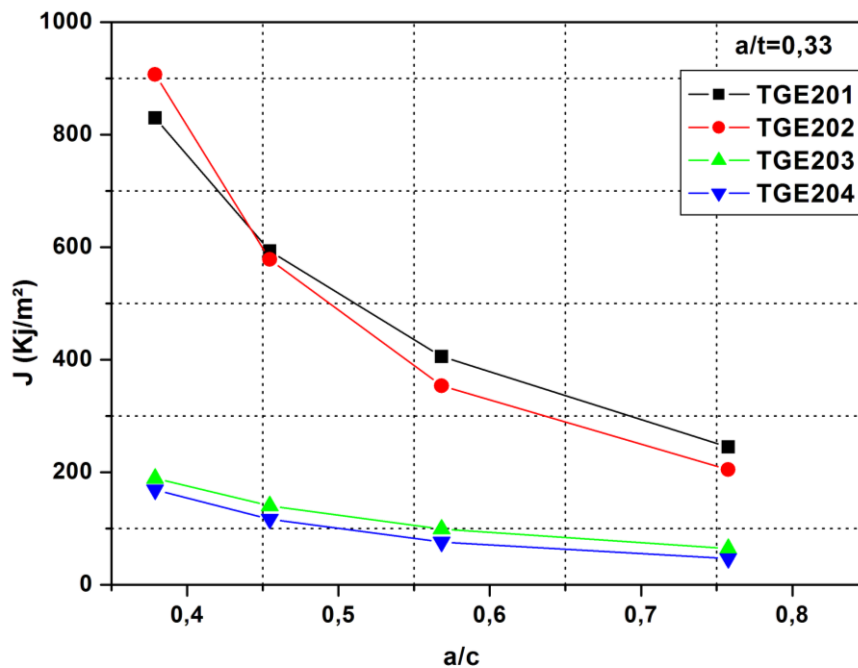


Figure III.27 : Influence de la taille de défaut sur l'intégrale J quand $\Phi = 0^\circ$.

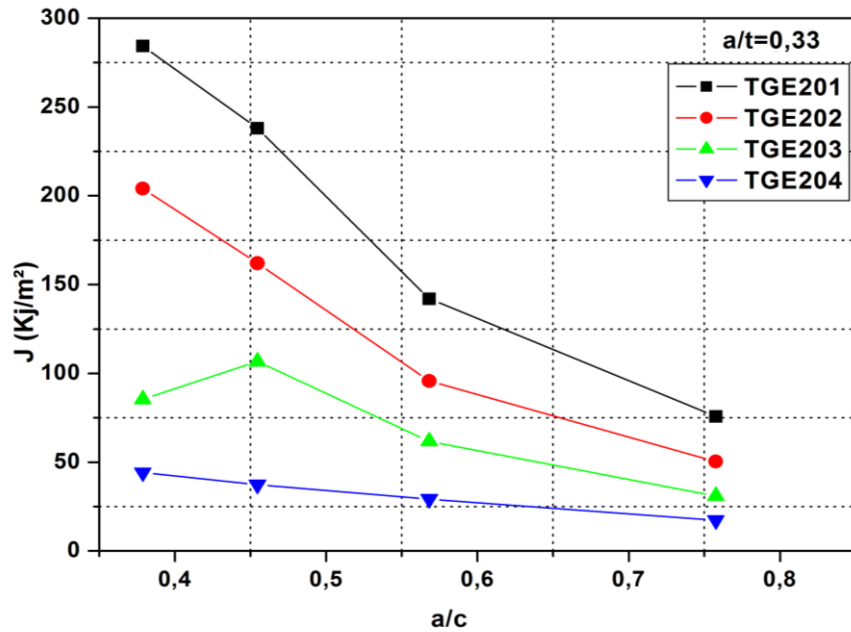


Figure III.28 : Influence de la taille de défaut sur l'intégrale J quand $\Phi = 90^\circ$.

III.2.4.4 Effet de l'épaisseur de la pipe

Pour compléter cette analyse, nous avons étudié l'effet de l'épaisseur sur le critère de rupture d'une conduite fissurée. Sur les figures III.29 et 30. Nous avons montré la variation de l'intégrale J en fonction de l'épaisseur de la pipe caractérisé par le rapport a/t pour différentes position de la fissure (TGE 201, TGE 202, TGE 203 et TGE 204) et dans deux cas $\Phi = 0^\circ$ et $\Phi = 90^\circ$.

Nous remarquons que l'intégrale J croît, et atteint une valeur maximale avec l'accroissement du rapport a/t . ce maximum est atteint lorsque la taille de la fissure tend vers une valeur supérieure à la moitié de l'épaisseur du pipe.

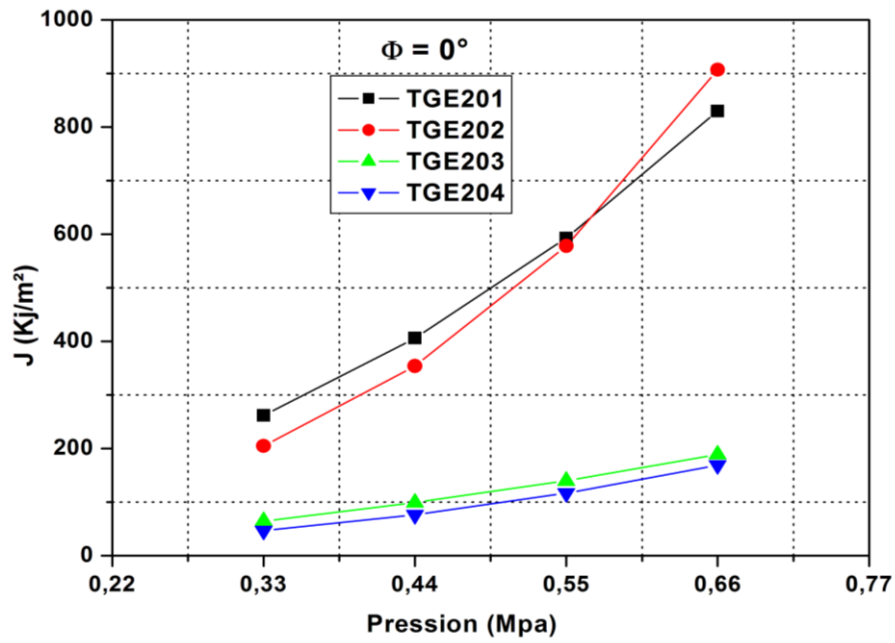


Figure III.29 Influence de l'épaisseur de la pipe sur l'intégrale J quand $\Phi=0^\circ$.

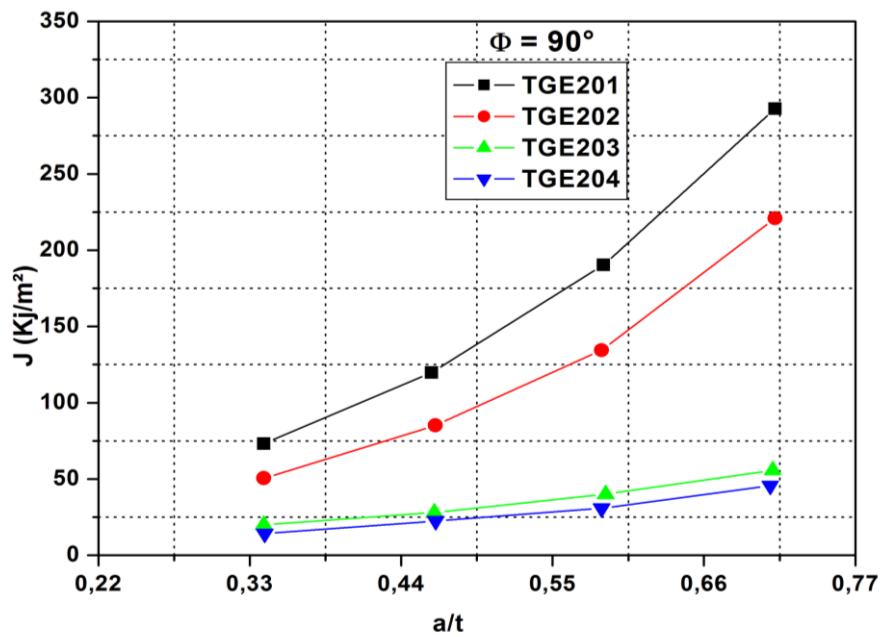


Figure IV.30 Influence de l'épaisseur de la pipe sur l'intégrale J quand $\Phi=90^\circ$.

III.2.5 Conclusion

Dans cette partie de notre étude la méthode des éléments finis en trois dimensions basée sur le concept de l'intégrale J est utilisée pour analyser le comportement en rupture d'une pipe en polychlorure de vinyle (PVC) sous pression interne. Les résultats obtenus permettent de tirer les conclusions suivantes :

- Indépendamment de la nature du matériau (vitesse de déformation) du pipe pour une fissure semi-elliptique l'intégrale J atteint son maximum pour une position sur le front de fissure caractérisée par $\Phi=0^\circ$. Ceci peut expliquer que le champ de contrainte est important à cette position sur le contour d'intégration et que la direction de propagation de fissure se fait dans une direction perpendiculaire au ligament de la fissure (direction Y , Figure III-18) ;
- Quelle que soit la profondeur de fissure, pour une taille de fissure caractérisée par le rapport (a/c) faible l'intégrale J est très sensible ; au contraire pour des valeurs (a/c) plus élevées qui conduisent à une réduction de cette intégrale. Autrement dit ce comportement est plus marqué pour une fissure de forme elliptique ;
- Il existe une profondeur critique ($a/t = 0.6$) quelle que soit la taille de la fissure dans laquelle l'intégrale J atteint son maximum. Au-delà de cette valeur critique l'intégrale J décroît indépendamment de la fissure ;

Référence

- [1] **J.G. Williams**: “*Fracture mechanics of polymers*”. *Polym. Eng. Sci.*, 17, 144-149, 1977.
- [2] **T. Vu-Khanh, B. Fisa**: “*Fracture behavior of mica-reinforced polypropylene: Effects of coupling agent, flake orientation, and degradation*”. *Polym. Compo.*, 7,219-226, 1986.
- [3] **J. Kichenin** : « *Comportement thermomécanique du polyéthylène :Application aux structures gazeuses* ». Thèse, Ecole Polytechnique, France, 1992.
- [4] **A. Paquin, M. Berveiller**. « *Différentes voies pour la modélisation micromécanique du comportement élastoviscoplastique des polymères semi-cristallins* ». Les cahiers de rhéologie. *GFR-Rhéologie et structure*, XV (1), 23-28. 1996.
- [5] **A. Ouakka, K. Dang Van, D. Gueugnaut, P. Blouet**. « *Etude du comportement du polyéthylène* ». 3ème congrès de mécanique, Société marocaine des sciences mécaniques, I-a 417-421, 1997.
- [6] **D.R. Boyer, K.T. Venkateswara Rao, R.O. Ritchie**. “*Fracture toughness and R-curve behavior of laminated brittle-matrix composites*”. *Metall. Mater. Trans. A*, 29, 2483-2496, 1998.
- [7] **N.S. Sridharan, L.J. Broutman**. “*Fracture analysis of Acrylonitrile-Butadiene-Styrene Resins*”. *Polym. Eng. Sci.*, 22, 760-765, 1982.
- [8] **J.D.G. Sumpter**. “*Elastic plastic fracture analysis and design using the finite element method*”. *Ph.D. Thesis*, University of London, 1974.
- [9] **S. Hashemi**. “*Work of fracture of PBT/PC blend: Effect of specimen size, geometry, and rate of testing.*” *Polym. Eng. Sci.*, 37, 912-921, 1997.
- [10] **J.G. Williams, M. Rink**. “*The standardisation of the EWF test*”. *Eng. Fract. Mech.*, 74, 1009-1017, 2007.

Conclusion générale

Conclusions et perspective

Cette étude a été menée dans le but d'étudier le comportement et de caractériser la rupture d'un polymère appartenant à la classe des thermoplastiques notamment le polychlorure de vinyle (PVC) et dans le but d'obtenir une valeur caractéristique de la rupture de ce polymère, deux approches énergétiques globales de la Mécanique de la Rupture sont utilisées : le Travail Essentiel de Rupture (T.E.R.) et l'intégrale J . Des essais de rupture sont menés sur des éprouvettes S.E.N.B et D.E.N.T. La méthode du T.E.R. est une méthode à échantillons multiples qui permet l'obtention de la caractéristique recherchée sans qu'on ait besoin de détecter l'amorçage. Pour déterminer celle-ci, les échantillons doivent respecter des conditions dimensionnelles. Nous nous sommes intéressés à ce domaine de validité et avons montré que les conditions préconisées dans la littérature sont trop restrictives. Nous montrons qu'il est possible d'écrire deux équations intrinsèques dont l'une permet d'évaluer le travail essentiel w_e . Nous mettons par ailleurs en évidence que celui-ci est indépendant de la largeur des échantillons testés.

Les valeurs du travail spécifique essentiel de rupture sont indépendantes de la largeur de l'éprouvette. Il est de même pour celles du travail spécifique non-essentiel de rupture. On en déduit que la déformation plastique reste localisée sur le ligament. Deux équations intrinsèques ont été mises en évidence: les évaluations des termes w_e et βw_{pl} qu'elles permettent d'obtenir sont en accord avec les valeurs déterminées à l'aide de la régression linéaire.

Ensuite en faisant l'hypothèse d'un comportement élastoplastique, nous avons déterminé numériquement le paramètre énergétique J en appliquant cette approche sur une pipe en PVC contenant une fissure semi-elliptique. Les résultats obtenus permettent de tirer les conclusions suivantes: -Indépendamment de la nature du matériau (vitesse de déformation) du pipe pour une fissure semi-elliptique l'intégrale J atteint son maximum pour une position sur le front de fissure caractérisée par $\Phi=0^\circ$. Ceci peut expliquer que le champ de contrainte est important à cette position sur le contour d'intégration et que la direction de propagation de fissure se fait dans une direction perpendiculaire au ligament de la fissure, aussi quelle que soit la profondeur de fissure, pour une taille de fissure caractérisée par le rapport (a/c) faible l'intégrale J est très sensible ; au contraire pour des valeurs (a/c) plus élevées qui conduisent à une

réduction de cette intégrale. Autrement dit ce comportement est plus marqué pour une fissure de forme elliptique.

En effet, il serait intéressant d'évaluer les champs de contraintes et de déformations en fond de fissure et d'en dégager un critère local de rupture. seuls de tels critères sont à même de prédire de manière efficace l'amorçage et la propagation de fissures dans des structures plus complexes que des éprouvettes.