



République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès

Faculté de Technologie

Département de Génie Mécanique

Laboratoire de Matériaux et Systèmes Réactifs

THESE

Présentée pour l'obtention du Diplôme de Doctorat 3ème cycle

Par :

BOUCHELARM Mohammed Amine

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Mécanique et Conception des Systèmes

Intitulé de la thèse :

**Prédiction de la rupture par une approche à deux paramètres (FIC et T-stress).
Application aux canalisations sous pression en polyéthylène haute densité (PEHD)**

Soutenue publiquement le 21 mars 2018

Composition de jury :

M. BENGUEDIAB Mohamed	Professeur	UDL de Sidi Bel Abbès	Président
M. MAZARI Mohamed	Professeur	UDL de Sidi Bel Abbès	Directeur de thèse
M. BENSEDDIQ Noureddine	Professeur	Univ. de Lille 1 (France)	Co-Directeur de thèse
M. ZEMRI Mokhtar	Professeur	UDL de Sidi Bel Abbès	Examineur
M. BOURAOUI Chokri	Professeur	ENI de Sousse (Tunisie)	Examineur
M. BENDOUBA Mostefa	M.C.A	Univ. de Mascara	Examineur

ANNEE UNIVERSITAIRE 2017/2018

A mes chers parents

A ma chère fiancée

A mes frères et ma sœur

A mes amis

"Une personne qui n'a jamais commis d'erreurs n'a jamais tenté d'innover".

-Albert Einstein-

Remerciements

Cette a été réalisée au Laboratoire de Matériaux et Systèmes Réactifs de l'Université Djillali Liabès de Sidi-Bel-Abbès et au Laboratoire de Mécanique de Lille de l'Université de Lille 1, Sciences et Technologies.

Je remercie DIEU, le Tout-Puissant de m'avoir donné le pouvoir et la patience pour finir ce modeste travail et de m'avoir orienté vers le bon choix durant toute ma vie.

Mes remerciements les plus vifs sont pour celui qui m'a ouvert les portes de la recherche, Monsieur Mohamed MAZARI, Professeur l'Université Djillali Liabès de Sidi-Bel-Abbès et directeur de cette thèse, pour son encadrement, et de m'avoir aidé et donné l'occasion de réaliser ce travail dans des excellentes conditions. Je le remercie aussi pour le temps qu'il a consacré à mon instruction et pour son soutien tout au long de mon cursus universitaire.

Je tiens à remercier et à témoigner toute ma reconnaissance et ma profonde gratitude à Monsieur Noureddine BENSEDDIQ, Professeur à l'Université de Lille 1 et co-directeur de cette thèse pour l'accueil dans son laboratoire, pour la confiance qu'il m'a accordée, sa disponibilité et son envie de me transmettre son savoir. Grace à son encadrement et sa bienveillance, la période de mobilité en France était une expérience scientifique enrichissante et une aventure humaine inoubliable.

Je tiens à remercier et à exprimer ma profonde gratitude à Monsieur Abderrahim TALHA, Enseignant-Chercheur à l'Ecole des Hautes Etudes d'Ingénieur de Lille, pour sa disponibilité, sa gentillesse, son aide précieuse dans la partie expérimentale, et sa participation à mon encadrement et mon instruction, et pour les encouragements et le soutien moral, je lui serai très reconnaissant.

Je remercie Monsieur Mohamed BENGUEDIAB, Professeur à l'Université Djillali Liabès de Sidi-Bel-Abbès, pour son aide et les discussions scientifiques fructueuses qu'on a souvent partagées, et d'avoir accepté de présider le jury de ma thèse.

Ma reconnaissance va aussi à Monsieur Mokhtar ZEMRI, Professeur à l'Université Djillali Liabès de Sidi-Bel-Abbès, pour son aide précieuse, ses conseils dans la partie de réalisation du dispositif d'essais, pour l'approvisionnement du matériau d'étude et au plaisir de l'avoir dans mon jury de thèse.

Je tiens à remercier plus sincèrement Monsieur Chokri BOURAOUI, Professeur à l'Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sousse, et Monsieur Mostefa BENDOUBA, Maître de conférences à l'Université de Mascara, de nous avoir honorés par leur présence et d'avoir accepté d'examiner ce travail et de participer à ce jury.

Mes remerciements vont aussi à Monsieur Christophe HERBELOT, Maître de conférences à Polytech' de Lille, pour sa gentillesse et son aide précieuse dans la partie des essais avec la corrélation d'images digitales.

Je remercie mes amis et mes copains de route, Nadhir CHERIEF, Mustapha ARAB, Mohammed DJEHAF, Mossaab BLAOUI et Miloud MESKINE, qui m'ont aidé et soutenu tout au long de mes études. Cette thèse n'est pas le résultat de mon travail personnel seulement, c'est aussi la contribution de ces personnes, grâce aux encouragements mutuels, on a pu gérer le stress et garder le moral pour arriver au but. Je leurs souhaite beaucoup de succès dans leurs carrières ainsi que leurs vies personnelles.

Je remercie aussi Monsieur Mohammed KOURAT, ancien étudiant de Master de la promotion OSP-2015, avec qui j'ai beaucoup travaillé dans la conception et la réalisation du dispositif d'essais, si cette thèse est achevée, c'est aussi grâce à sa contribution.

Je tiens à remercier Monsieur Benyahia MILOUA, Chef d'atelier à l'Université Djillali Liabès de Sidi-Bel-Abbès, d'avoir mis l'atelier de fabrication à notre disposition et de nous avoir aidés dans l'usinage du dispositif d'essais et la confection des éprouvettes. Son aide était précieuse.

Je remercie mes amis et camarades les doctorants du Laboratoire de Mécanique de Lille, Philémon NOGNING KAMTA, Stéphanie KOSSMAN et Geovana DRUMOND, pour les moments que nous avons passé ensemble, pour les échanges et le partage sur nos cultures avec lesquels le lieu de travail est devenu un endroit cosmopolite. Merci pour cette aventure humaine inoubliable !

Je remercie tout le personnel et enseignants du Département Génie Mécanique et Productique de l'IUT-A de Lille pour leur bon accueil, leur sympathie et pour les discussions conviviales qu'on a eu. Je cite en particulier, Cosmin GRUESCU, Francine ROUDET, Didier CHICOT, Laurence LAGAISSE, Xavier DECOOPMAN

Je remercie Monsieur Bruno BAILLEUL, Enseignant à l'IUT-GMP de Lille pour sa gentillesse, sa disponibilité, son savoir-faire et de m'avoir aidé pour la confection des éprouvettes.

Je n'oublierai pas de remercier également les chercheurs et les bons amis que je me suis fait à Lille, Bianca PINHEIRO, Pedro CADENAS, Alberto MEJIAS, Hamza LEMNII et Christian KAMDEM.

Je remercie l'ensemble de mes enseignants de la Faculté de Technologie de l'Université Djillali Liabès de Sidi-Bel-Abbès qui m'ont transféré leurs savoirs durant mon cursus universitaire à l'exemple de Messieurs ; Benattou BOUCHOUICHA, Abdelkader BOULENOUAR, Mohamed MERZOUG, Abdelkader MEGUENNI et tous ceux que j'ai omis de mentionner.

Tout mon parcours n'aurait jamais été possible sans le soutien et l'amour que mes parents m'ont toujours porté, je ne les remercierai jamais assez pour l'éducation qu'ils m'ont donnée et les sacrifices qu'ils ont fait pour mon instruction et mon bien être. Que leur bénédiction m'accompagnera pour toujours.

Et enfin, je remercie mes frères et ma sœur, et surtout ma fiancée qui a toujours su les mots justes pour me soutenir et m'encourager dans cette période de thèse et d'avoir toujours cru en moi...ce travail lui doit beaucoup.

Mohammed BOUCHELARM

Résumé :

Les canalisations en matériaux polymères ont vu leur utilisation prendre de l'ampleur dans divers domaines. Plus particulièrement, les applications liées aux canalisations sous pression (transport d'eau potable, d'eaux usées ou encore de gaz) en sont un exemple. En effet, leur facilité de mise en œuvre, leur faible coût de production et leurs assez bonnes caractéristiques mécaniques, ont ramené les opérationnels à choisir ce type de matériau. Néanmoins, les structures en polymère, en particulier en Polyéthylène Haute Densité (PEHD), doivent être dimensionnées de manière à supporter les contraintes environnementales et, surtout, mécaniques. Afin de prédire leur ruine, il est donc important de bien connaître leur comportement mécanique ainsi que leur mode d'endommagement et de rupture, en fonction du type de chargement qu'ils subissent. Pour étudier leur comportement mécanique, on utilisera les outils de la mécanique de la rupture (approche globale à deux paramètres) plus sensibles que les démarches, couramment utilisées, basées sur l'analyse d'essais de traction.

Mots-clés : Polyéthylène Haute Densité, Rupture, Facteur d'Intensité de Contraintes, T-stress.

Abstract:

Polymer pipes have seen their use expand in various fields. In particular, applications related to pressure piping (drinking water, wastewater or gas) for example. Indeed, their ease of implementation, their low cost and their good mechanical characteristics, have led the users to choose this type of material. Nevertheless, polymer structures, in particular High Density Polyethylene (HDPE), must be designed to support environmental and mechanical stresses. In order to predict their fracture, it is important to know their mechanical behavior as well as their damage and fracture mode, according to the operating conditions. For the study of their mechanical behavior, the two parameters global approach for fracture mechanics seems to be an effective tool to this end.

Keywords: High Density Polyethylene, Fracture, Stress Intensity Factor, T-stress.

المخلص:

لقد صارت الأنابيب البوليميرية مؤخرا واسعة الاستخدام في مختلف الميادين وخاصة الاستعمالات المتعلقة بالأنابيب تحت الضغط (شبكات توزيع المياه، الغاز الطبيعي و قنوات الصرف الصحي). في الواقع، سهولة التنفيذ، انخفاض تكلفة الإنتاج بالإضافة إلى الخصائص الميكانيكية الجيدة كلها عوامل جعلت المستخدمين يتوجهون لاختيار هذا النوع من المواد. ولكن الهياكل البوليميرية وخاصة تلك المصنوعة من البولي إيثيلين عالي الكثافة يجب أن تكون مصممة لتحمل الضغوطات البيئية و الميكانيكية. من أجل التنبؤ بتصدها، من المهم معرفة سلوكها الميكانيكي و كذلك طريقة تلفها و تصدها اعتمادا على نوع القوى التي تخضع لها. لغرض دراسة سلوكها الميكانيكي، نستعمل في هذه الأطروحة أدوات ميكانيكا التصدع (مقاربة شاملة ذات عاملين) التي تعتبر أداة فعالة لتحقيق هذه الغاية.

Table des matières

Liste Des Figures	v
Liste Des Tableaux	ix
Introduction générale	2
Chapitre I GENERALITES SUR LE PEHD	5
I.1 Généralités sur les polymères:	5
I.1.1 Classification des polymeres :	6
a) Classification suivant l'origine:	6
b) Classification suivant l'architecture :.....	6
c) Classification suivant les propriétés :	6
I.2 Les polymères semi-cristallins :.....	8
I.2.1 Température de transition vitreuse :	8
I.2.2 Microstructure et morphologie des polymères semi-cristallins :.....	10
I.2.3 Propriétés générales du polyéthylène :	13
I.3 Micromécanisme de déformation:	17
I.3.1 Déformation de la phase amorphe :	17
I.3.2 Déformation de la phase cristalline :	17
I.3.3 Fragmentation des lamelles cristallines :.....	18
I.3.4 Déformation des sphérolites :.....	20
I.4 Réponse mécanique et loi de comportement :	22
I.5 Déformation volumique des polymères	23
I.5.1 Micromécanismes d'endommagement :	23
I.5.2 Généralités sur le craquelage :.....	23
a) Formation de craquelures :.....	24
b) Croissance des craquelures :	25
c) Rupture des fibrilles de la craquelure :	25
I.5.3 Craquelure dans les polymères semi-cristallins :.....	26
I.6 Modélisation du comportement en prenant compte de l'endommagement :	28
I.6.1 Endommagement par cavitation	28
I.6.2 Modèles micromécaniques :	29
I.6.3 Modèles phénoménologiques:	29
I.7 Conclusion :	30
I.1 Rupture des polymères :	31

I.2	Transition ductile-fragile du PE.....	31
I.3	Application de la mécanique de la rupture aux polymères :.....	34
	I.3.1 Introduction :	34
	I.3.2 Approche énergétique :.....	34
	I.3.3 Critère mécanique :.....	38
a)	Facteur d'intensité de contrainte :	38
b)	Différents modes de rupture :	39
	I.3.4 Intégrale de contour (Intégrale J) :.....	40
	I.3.5 Extension de la mécanique classique de la rupture :	42
I.4	Conclusion :	44
I.5	Références bibliographiques :	45
Chapitre II	APPROCHE GLOBALE A DEUX PARAMETRES.....	52
II.1	Introduction.....	52
II.2	Effets de la contrainte T.....	55
	II.2.1 Influence de T sur le chemin de propagation.....	55
	II.2.2 Approche de Cotterell et Rice	55
	II.2.3 Approche Selvarathinam et Goree.....	56
II.3	Influence de T sur la taille de la zone plastique.....	57
II.4	Influence de la contrainte T sur la vitesse de propagation.....	58
II.5	Contrainte T et fissures courtes.....	58
II.6	Méthodes de détermination du T-stress	58
	II.6.1 Méthode de Différence des Contraintes (SDM)	59
	II.6.2 Méthode des jauges	61
	II.6.3 Méthode d'extrapolation.....	64
	II.6.4 Méthode des déplacements.....	65
	II.6.5 Méthode de Chao et al [47]	67
	II.6.6 Méthode de superposition.....	68
II.7	Calcul de la biaxialité	69
II.8	Conclusion	71
II.9	Références Bibliographiques	72
Chapitre III	Caractérisation des canalisations en PEHD.....	78
III.1	Introduction.....	78
III.2	Essais mécaniques.....	78
III.3	Procédure expérimentale.....	81

III.4	Conception du dispositif d'essais.....	82
III.5	Vérification de la répétabilité des essais :.....	83
III.6	Résultats expérimentaux :	85
	III.6.1 Cas d'un PE vierge :	85
	III.6.2 Essais de fissuration :	86
	III.6.3 Courbes charge-déplacement :	87
	III.6.4 Détermination de la profondeur de fissure critique :	90
a)	Pic de contrainte :	90
b)	Plateau de déformation plastique	90
c)	Densité d'énergie	91
d)	Effet de la géométrie.....	92
III.7	Conclusion :	94
III.8	Références bibliographiques.....	95
Chapitre IV	DETERMINATION DU FIC ET DU T-STRESS.....	98
IV.1	Introduction:.....	98
IV.2	Détermination de la contrainte T par éléments finis	100
	IV.2.1 Introduction :	100
	IV.2.2 Eléments singuliers :	101
	IV.2.3 T-stress dans le cas d'un tube soumis à une pression interne :	102
	IV.2.4 Conclusion partielle :	105
IV.3	Présentation d'une nouvelle méthode analytique.....	105
	IV.3.1 Introduction :	105
	IV.3.2 Formulation du problème :	105
	IV.3.3 Champ de déformations à cinq termes.....	109
IV.4	Position et orientation des rosettes rectangulaires	111
	IV.4.1 Cas I: Une seule rosette rectangulaire	111
a)	Détermination de KI par une solution à trois termes	111
b)	Détermination du T-stress par une solution à deux termes	112
	IV.4.2 Cas II: Deux rosettes rectangulaires	114
a)	Détermination de KI par une solution à quatre termes	114
b)	Détermination du T-stress par une solution à quatre termes.....	115
IV.5	Analyse par éléments finis	116
	IV.5.1 Cas d'une éprouvette Nol ring:.....	116
	IV.5.2 Cas d'une éprouvette CCP :	120

IV.6	Méthode ODM (Over-deterministic method):	125
IV.6.1	Description de la procédure:	125
IV.6.2	Analyse par éléments finis	126
IV.6.3	Résultats et discussion :	128
IV.6.4	Calcul de la biaxialité :	130
IV.7	Conclusion:	132
IV.8	Références bibliographiques:	133
Chapitre V	: ETUDE DE LA RUPTURE DU PEHD	140
V.1	Introduction :	140
V.2	Protocole expérimental :	140
V.2.1	Essai de traction :	141
V.2.2	Essais de rupture :	143
a)	Principe de la corrélation d'images digitales CID :	143
b)	Résultats expérimentaux :	147
V.2.3	Chronologie et mécanismes de rupture :	148
V.2.4	Observations macroscopiques des faciès de rupture :	151
V.3	Conclusion :	153
V.4	Références bibliographiques :	154
	Conclusion générale :	156
	Perspectives :	159

LISTE DES FIGURES

Figure I-1 Variation du volume spécifique en fonction de la température pour les polymères amorphe, semi-cristallins et cristallins [7].....	9
Figure I-2 Différents comportements mécaniques d'un polymère amorphe typique PBU en fonction de la température [8].	10
Figure I-3 Schématisation de l'organisation en lamelles cristallines formées de repliements de chaînes macromoléculaires [9].....	10
Figure I-4 Schéma représentant (a) la structure d'une lamelle cristalline formée par repliements successifs de chaîne polymère, (b) empilement des lamelles cristallines avec vue globale du sphérolite[6]	11
Figure I-5 Observation de la croissance de sphérolites dans du PET par microscopie optique en transmission et lumière polarisée [13,14]	12
Figure I-6 Observation de deux sphérolites en croissance [15].....	12
Figure I-7 (i) Agrandissement sur une sphérolite PEHD [17]; (ii) Evolution des morphologies cristallines : (a) sphérolites sphériques, (b) sphérolites aplatis en forme d'ellipsoïde, (c) disques en forme de gerbes, (d) et (e) cylindrites [6,7].	13
Figure I-8 Processus d'obtention du PE. [6]	14
Figure I-9 Représentation semi-développée de la chaîne macromoléculaire du PE [19].....	15
Figure I-10 Structure des différents PE : (a) PEHD, (b) PEBD et (c) PEBDL [6,19].....	15
Figure I-11 Mécanismes de déformation interlamellaire, (a) Etat non déformé, (b) Glissement interlamellaire et (c) Séparation interlamellaire [9]	17
Figure I-12 Processus de glissements (a) parallèle et (b) perpendiculaire aux chaînes des lamelles cristallines [27,28].....	18
Figure I-13 Mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines : modèles de Schultz [30] sans cavitation et de Friedrich [31] avec cavitation.....	19
Figure I-14 Mécanisme de fragmentation des lamelles cristallines d'après Nitta et Takayanagi [32,33]: (a) Séparation interlamellaire, (b) Flexion des lamelles et (c) Rupture des lamelles.	19
Figure I-15 Déformation des régions (a) équatoriales, (b) et (d) diagonales et (c) polaires des sphérolites [36].	21
Figure I-16 Observations du polyéthylène étiré à 20 % : (a) Image d'un ensemble de sphérolites obtenue au microscope optique ; (b) Zone fibrillaire intersphérolitique observée au microscope électronique à transmission [37].	21
Figure I-17 Comparaison des propriétés mécaniques du PE par rapport à une sélection de polymères : (a) réponse contrainte-déformation et (b) rapport de limite d'élasticité/module d'Young [38].	22
Figure I-18 Influence de la vitesse de déformation (à la température ambiante) et de la température (sous la vitesse de $5.10^{-3} s^{-1}$) sur la loi de comportement vrai du PEHD déformé en traction [39].....	23

Figure I-19 Structure d'une craquelure [42]	24
Figure I-20 Formation d'une craquelure [42].	25
Figure I-21 Elargissement d'une craquelure [43,44]	25
Figure I-22 Ruptures des craquelures : (a) au centre des fibrilles [45]; (b) aléatoire ex : à l'interface craquelure - matériau solide [42]	26
Figure I-23 Processus de cavitation dans la couche amorphe interlamellaire des polymères semi-cristallins [25].....	26
Figure I-24 Observation des défauts microstructuraux par MEB dans le PEHD [19]	27
Figure I-25 Schéma décrivant un scénario possible de formation de microcavités par simple réarrangement configurationnel des macromolécules constitutives de la phase amorphe interlamellaire. Inter-prétation de l'idée de Monasse et al. [48].....	28
Figure I-26 Courbe de durée de vie du PE	31
Figure I-27 Courbe contrainte-temps de rupture de polyéthylènes à différentes températures [58]	32
Figure I-28 Rupture de tubes de PE sous pression hydrostatique (a) ductile (b) fragile [61]	32
Figure I-29 Surface de fracture en fluage à 60°C d'échantillons entaillés (a) ductile (8MPa) (b) fragile (5MPa) [61]	33
Figure I-30 Observation en SEM de la surface de fracture fragile d'un MDPE [62].....	33
Figure I-31 Energie dissipative due à un accroissement de la fissure [66]	35
Figure I-32 Relation entre G et la complaisance de la structure [66].....	37
Figure I-33 Champ des contraintes au voisinage de la fissure [69].....	39
Figure I-34 Différents Modes de rupture [71].	39
Figure I-35 Contour d'intégration [69].....	40
Figure I-36 Interprétation énergétique de l'intégrale J.	41
Figure II-1 Evolution de la contrainte d'ouverture le long du ligament en présence du terme T.....	52
Figure II-2 Conditions limites pour le modèle circulaire [3].....	54
Figure II-3 Répartition des contraintes pour le modèle circulaire en aval de l'extrémité de la fissure. ($\theta = 0$) [3]	54
Figure II-4 Représentation schématique de la direction de propagation de la fissure : (a) chemin d'une fissure stable, (b) chemin d'une fissure instable [7], [8].	56
Figure II-5 Schémas montrant l'influence de la contrainte T sur le trajet de fissuration [13].....	56
Figure II-6 Influence de la contrainte T sur la taille de la zone plastique [13].....	57
Figure II-7 Champ de la contrainte équivalente de von Mises en déformations planes autour de la pointe de la fissure montrant l'évolution de la zone plastique en fonction de la contrainte T [19].....	57
Figure II-8 Exemple d'évolution des contraintes le long du ligament, pour un rapport d'épaisseur de 20% ($a/t = 0.2$, $P = 150$ N). (b) Détail de (a) [39].	60

Figure II-9 Diagramme schématique pour localiser les jauges de déformation au voisinage de la pointe de la fissure pour calculer KI et T-stress [46]	63
Figure II-10 Différence de déformations normales présentée dans les (a) coordonnées cartésiennes, (b) les coordonnées polaires pour l'extraction du T-stress en utilisant des rosettes [46].....	63
Figure II-11 Régression linéaire par élément finis pour déterminer : (a) le Facteur d'Intensité de Contraintes KI, (b) la contrainte T avec la méthode de différence de contraintes modifiée [46].....	64
Figure II-12 Eprouvettes SEN et DEN [38]	66
Figure II-13 Evolution de la contrainte T normalisée pour une éprouvette SEN ($a/w = 0.4$) [38].....	66
Figure II-14 Evolution de la contrainte T normalisée pour une éprouvette DEN ($a/w = 0.2$) [38].....	67
Figure II-15 Rapport de biaxialité pour différentes configurations d'éprouvettes [3]	69
Figure III-1 Comparaison des lois de comportement d'un tube en PEHD dégradé obtenues par : (a) traction, (b) Nol ring test [9]	80
Figure III-2 Géométrie des éprouvettes.....	81
Figure III-3 Dispositif de fixation selon la norme ASTM D2290.	82
Figure III-4 Dispositif Nol ring test selon ASTM D2290, a) avant le chargement ; b) rotation des demi-disques au cours du chargement.	83
Figure III-5 Nol ring test: (a) description du dispositif ;(b) le dispositif applique une contrainte sur la paroi interne de l'anneau ; (c) détail sur la fissure.	84
Figure III-6 L'essai Nol ring sur des anneaux complets; (a) striction apparue sur les deux côtés de l'éprouvette; (b) Courbes contraintes-déformations des essais Nol ring	85
Figure III-7 Effet de la vitesse de sollicitation sur les courbes contraintes-déformations.....	86
Figure III-8 Courbes charge-déplacement des anneaux fissurés et non fissurés	87
Figure III-9 Emoussement de la pointe de la fissure	88
Figure III-10 Courbes charge-déplacement pour des essais de fissuration ; (a) pour 100 mm/ min ; (b) pour 200 mm/ min	89
Figure III-11 Pique de contrainte en fonction de rapport a/t	90
Figure III-12 Plateau de déformation plastique en fonction du rapport a/t	91
Figure III-13 Densité d'énergie en fonction du rapport a/t . (a) cas d'une fissure interne, (b) cas d'une fissure externe.....	92
<i>Figure IV-1 Eléments singuliers à la pointe de la fissure.</i>	102
Figure IV-2 Maillage de la géométrie et agrandissement de la zone au voisinage de la fissure	103
Figure IV-3 Evolution des différentes contraintes dans une éprouvette en anneau pour $a/t = 0.2$	103
Figure IV-4 : (a) Evolution du T-stress le long du ligament pour différents rapports (a/t) ; (b) détail	104
Figure IV-5 illustration schématique des trois régions dans un milieu fissuré [22]......	109
Figure IV-6 Définition des systèmes de coordonnées Oxy et $Px'y'$	110

Figure IV-7 Positions et orientations des rosettes rectangulaires.....	116
Figure IV-8 FE model; a) Half-symmetric model of the ring test, b) Detail of the crack tip, c) CCP specimen under uniaxial tension.	117
Figure IV-9 FIC pour une éprouvette Nol ring pour différents rapports ; (a) $a/t = 0.2$, (b) $a/t = 0.3$ et (c) $a/t = 0.4$	118
Figure IV-10 T-stress pour une éprouvette Nol ring pour différents rapports; a) $a/t = 0.2$, b) $a/t = 0.3$ et c) $a/t = 0.4$	120
Figure IV-11 Dimensions de l'éprouvette CCP et maillage du modèle	121
Figure IV-12 FIC pour une éprouvette CCP pour différents rapports; a) $a/W = 0.2$, b) $a/W = 0.3$ et c) $a/W = 0.4$	122
Figure IV-13 T-stress pour une éprouvette CCP pour différents rapports; a) $a/W = 0.2$, b) $a/W = 0.3$ et c) $a/W = 0.4$	124
Figure IV-14 Modèle éléments finis et détail du maillage spécifique pour la sélection des nœuds autour de la pointe de la fissure.	127
Figure IV-15 Organigramme de programmation de la méthode ODM.....	128
Figure IV-16 : Comparaison de l'évolution de KI déterminé analytiquement et par ODM.....	129
Figure IV-17 Erreur des résultats de KI par rapport à la solution numérique	129
Figure IV-18 Comparaison de l'évolution du T-stress déterminé analytiquement et par ODM	130
Figure IV-19 Erreur des résultats du T-stress par rapport à la solution numérique	130
Figure IV-20 Evolution de la biaxialité.....	131
Figure V-1 Prélèvement des éprouvettes dans le tube de PEHD	140
Figure V-2 Géométrie de l'éprouvette haltère [1].....	141
Figure V-3 Courbes charge-déplacement de l'essai de traction	142
Figure V-4 Géométries et dimensions des éprouvettes ; (a) CT, (b) SENT et (c) ASENT [2,3].	144
Figure V-5 Eprouvette avec mouchetis aléatoires.....	144
Figure V-6 Schématisation d'un système CID.....	145
Figure V-7 dispositif de corrélation d'images digitales CID utilisé	146
Figure V-8 Une partie de la zone d'intérêt.....	146
Figure V-9 Courbes charge-déplacement pour les éprouvettes CT.....	147
Figure V-10 Courbes charge-déplacement pour les éprouvettes SENT	148
Figure V-11 Courbes charge-déplacement pour les éprouvettes ASENT	148
Figure V-12 Chronologie de la rupture ductile d'une éprouvette CT.	149
Figure V-13 Chronologie de la rupture fragile d'une éprouvette SENT.	150
Figure V-14 Chronologie de la rupture fragile d'une éprouvette ASENT.	150
Figure V-15 faciès des ruptures fragiles du PEHD; (a) éprouvette SENT ; (b) éprouvette ASENT....	152

LISTE DES TABLEAUX

Tableau I-1 Formule chimique de quelques polymères [3]	5
Tableau I-2 Ordres de grandeur des structures cristallines [16].	13
Tableau I-3 Propriétés physiques et thermiques du PE.....	16
Tableau I-4 Propriétés mécaniques du PE [22].....	16
Tableau II-1 Angles θ et α en fonction du coefficient de Poisson	62
Tableau III-1 Propriétés mécaniques d'un tube en PEHD	81
Tableau V-1 propriétés mécaniques obtenues de l'essai de traction	142
Tableau V-2 Données de l'essai de rupture	143

Nomenclature

a : Longueur de fissure

A_n, B_m : Coefficients de la série infinie de Williams.

E : Module d'Young

F : Charge

K_I : Facteur d'intensité de contraintes en Mode I.

$P(r, \theta)$: Position des jauges de déformations.

(r, θ) : Distance angulaire et radiale par rapport à la pointe de la fissure.

S_0 : Section initiale de l'éprouvette en anneau.

t : Epaisseur du Pipe.

T : T-stress

W : Largeur de l'éprouvette CCP.

x, y, z : Coordonnées Cartésiennes

α : Angle d'orientation de la rosette par rapport à l'axe de la fissure

$\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}$: Déformations normales dans les directions x et y

$\varepsilon_{rr}, \varepsilon_{\theta\theta}$: Déformations normales dans un repère tournant (x', y')

$\gamma_{r\theta}$: Déformation de cisaillement dans le plan x - y

ν : Coefficients de Poisson

μ : Module de cisaillement

$\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \tau_{xy}$: Composantes des contraintes dans les directions x et y

CCP : Central cracked plate

PEHD : Polyéthylène à haute densité

FIC : Facteur d'intensité de contraintes

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

L'utilisation des pipes en polymère est en croissance très rapide tandis que les pipes en acier et en fonte sont en nette régression car ils deviennent coûteux et difficiles à maintenir. En dépit de l'acceptation du polyéthylène (PE) comme alternative économique, la sûreté de fonctionnement reste une question fondamentale, et son utilisation requiert notamment l'aptitude à déterminer les propriétés en fonction de l'utilisation et des conditions de service requises par le dimensionnement. Les études de fiabilité en conception et en fonctionnement commencent à apparaître car la question de sûreté est posée avec sérieux.

Le choix du polyéthylène pour la fabrication des canalisations de distribution d'énergies comme alternative à l'acier ou à la fonte est basé sur les avantages technico-économiques dont ce matériau procure. C'est un polymère semi-cristallin qui possède de très bonnes propriétés mécaniques, qui dépendent elles-mêmes de la microstructure. Sa ténacité élevée répond aux exigences de produits devant résister à des conditions de service sévères. Grâce à sa légèreté, les opérations de manutention et de mise en œuvre sur le terrain se déroulent facilement. Il a une bonne résistance à la corrosion, quelles que soient les conditions au sol, ce qui permet d'éviter les surcoûts dus à l'application d'une protection passive ou active. Il possède également l'avantage de pouvoir assembler les tubes par des techniques de fusion efficaces et facile à mettre en œuvre. De plus, les structures en polyéthylène supportent les effets des mouvements du sol causés par les instabilités et aux variations de température. Par leur bonne résistance à la fissuration, les tubes en polyéthylène présentent un degré de fiabilité élevé dans des conditions d'utilisation normales et leur durée de vie est estimée à plus de 50 ans en se basant sur des courbes de régression construites à partir d'essais accélérés en pression hydraulique.

Néanmoins, les structures en polymère, en particulier en Polyéthylène Haute Densité (PEHD), doivent être dimensionnées de manière à supporter les contraintes environnementales et, surtout, mécaniques. La rupture est un problème auquel l'homme aura à faire aussi longtemps qu'il fabriquera des structures. Les avancées dans la connaissance de la mécanique de la rupture permettent aujourd'hui de mieux prévenir le risque de rupture en ayant recours à des méthodes de calcul parfois conservatives mais optimisées.

Ce travail de thèse se porte principalement sur la prédiction de la rupture du Polyéthylène à haute densité (PEHD) usuellement utilisé dans les structures sous pression liées à la distribution des fluides. Ce travail a pour objectif de proposer une étude complète, expérimentale, analytique et numérique afin de comprendre la rupture de ce type de matériaux.

Afin d'atteindre les objectifs fixés au départ, nous rappelons dans le premier chapitre les connaissances sur le comportement mécanique des polymères semi-cristallins ainsi que leurs microstructure et morphologie. En particulier, la structure et les propriétés du PEHD, ces mécanismes de déformation, d'endommagement et de rupture. Ensuite nous présentons dans une autre partie du même chapitre les concepts de base de la mécanique de la rupture et leur application pour les polymères.

Dans le second chapitre, nous présentons une extension de la mécanique de la rupture à une approche globale à deux paramètres. Cette extension est basée sur le facteur d'intensité des contraintes et le deuxième paramètre du développement asymptotique, le T-stress. Les méthodes de détermination de la contrainte de confinement T sont présentées et bien détaillées. L'évolution de ce dernier paramètre est discutée pour différents variables : la taille de la zone plastique, le chemin et la vitesse de la fissuration.

Dans le troisième chapitre, nous présentons une étude expérimentale qui permet de caractériser le comportement mécanique des canalisations sous pression en PEHD selon les conditions de chargement rencontrées durant le service. La caractérisation du matériau est réalisée à l'aide d'un essai appelé « Nol ring test » dont le dispositif expérimental a été conçu et fabriqué dans notre laboratoire. Le but c'est de comprendre l'influence des fissures sur le comportement mécanique global du PEHD selon les conditions de service.

Dans le quatrième chapitre, nous présentons une étude analytique permettant de déterminer avec efficacité le facteur d'intensité de contraintes K_I et le T-stress en se basant sur la formule généralisée de Westergaard. Dans un second lieu, ces formulations sont appliquées pour déterminer analytiquement les positions optimales pour les rosettes rectangulaires afin d'éliminer les erreurs dues aux termes d'ordre supérieur de l'expression asymptotique. Une étude numérique sur les différentes géométries d'éprouvettes sera faite afin de donner une comparaison entre les méthodes proposées.

Et enfin le cinquième chapitre est consacré à l'étude du comportement à la rupture du Polyéthylène à Haute Densité (PEHD). Dans un premier temps, nous présentons les conditions expérimentales utilisées pour la conduite des essais. Ces derniers sont appuyés par l'utilisation de la corrélation d'images digitales (CID) qui permet de suivre la chronologie des mécanismes qui se produisent au cours des essais de rupture. L'observation des faciès de ruptures fragiles sont données afin de comprendre les mécanismes qui interviennent dans le processus de propagation des fissures.

CHAPITRE I
GENERALITES SUR LE PEHD

Chapitre I GENERALITES SUR LE PEHD


PARTIE I : MORPHOLOGIE ET STRUCTURE DES POLYMERES

I.1 Généralités sur les polymères:

Les polymères sont des matériaux constitués de longues chaînes macromoléculaires. Chaque macromolécule est formée de plusieurs dizaines à plusieurs milliers d'unités de répétition identiques appelées "mères" et liées entre elles par des liaisons primaires. La polymérisation est la réaction chimique qui permet de passer de l'unité de répétition ou monomère au polymère. Celui-ci peut être défini par un seul type d'unité de répétition, on parle d'"homopolymère", ou par deux ou trois espèces de monomères, il s'agit de "copolymère". Les physiciens définissent l'unité structurale ou le segment élémentaire comme étant un élément du monomère contenant une seule liaison capable de rotation. Cet élément est caractérisé par sa longueur et l'angle qu'il fait avec les deux segments élémentaires voisins.

La structure de la macromolécule est définie par la composition chimique du monomère, la disposition des atomes et des liaisons, l'ordre d'enchaînement et les aspects topologiques (l'architecture). En général, les polymères sont formés à partir des 9 éléments chimiques suivants : le carbone, l'hydrogène, l'azote, l'oxygène, le fluor, le silicium, le phosphore, le soufre et le chlore [1]. Le squelette de la macromolécule est le plus souvent composé d'atomes de carbone. D'autres atomes ou des groupements latéraux peuvent être attachés au squelette par liaison primaire. Le tableau I-1 présente la structure chimique de quelques polymères dont le polyéthylène (PE). Cette structure chimique est très importante puisque c'est elle qui conditionne les interactions inter et intramoléculaires, et par conséquent, les propriétés physiques et mécaniques du polymère [2].

Tableau I-1 Formule chimique de quelques polymères [3]

Nom du polymère	Sigle usuel	Formule de l'élément de répétition
polyéthylène	PE	$\text{---CH}_2\text{---CH}_2\text{---}$
polypropylène	PP	$\text{---CH}_2\text{---CH---}$ CH ₃
polystyrène	PS	$\text{---CH}_2\text{---CH---}$ 
polychlorure de vinyle	PVC	$\text{---CH}_2\text{---CH---}$ Cl
polyacétal ou polyoxyméthylène	POM	$\text{---O---CH}_2\text{---}$

I.1.1 Classification des polymères :

La classification des polymères peut se faire en adoptant un point de vue physique ou chimique. Ils peuvent donc être classés suivant des critères tels que :

- L'origine,
- L'architecture,
- Les propriétés du matériau [4].

a) Classification suivant l'origine:

Les polymères peuvent être d'origine naturelle, artificielle ou synthétique.

- Les polymères naturels : ils sont très nombreux et existent en état dans la nature. On les divise généralement suivant leur provenance végétale, animale ou minérale :
- Les polymères artificiels : leur constituant de base est d'origine naturelle mais ils résultent d'une transformation chimique des fonctions portées par les unités monomères
- Les polymères synthétiques : ils sont constitués de molécules monomères qui n'existent pas dans la nature. Cependant, les structures réalisées par synthèse sont souvent proches de celles des polymères naturels.

b) Classification suivant l'architecture :

Si cette classification est adoptée, trois types de composés peuvent alors être distingués.

- Linéaires ou monodimensionnels : l'enchaînement est dans une seule direction de l'espace ;
- Bidimensionnels : les molécules linéaires peuvent être transformées en molécules 3-D par pontage.

c) Classification suivant les propriétés :

Cette classification est la plus utilisée car les propriétés physico-chimiques d'un matériau sont en relation directe avec sa structure. Elles sont aussi déterminantes pour le choix d'une application industrielle. Il existe trois familles de polymères : les élastomères, les thermoplastiques et les thermodurcissables.

a. Les élastomères :

Les élastomères sont des matériaux amorphes. Ils sont constitués de chaînes réticulées dont les points de jonction sont obtenus par vulcanisation. Cette réaction chimique leur permet d'être très souples et déformable car le taux de réticulation est faible. Leur déformabilité est élevée et réversible car les pontages obtenus lors de la vulcanisation assurent la mémoire de l'état initial (comportement caoutchoutique) [2]. Cette grande capacité de déformation réversible est due à la souplesse des chaînes et à la grande longueur des segments moléculaires entre deux nœuds

de réticulation. (Exemples d'élastomères : les caoutchoucs des pneumatiques ou les joints d'appareils sous pression) [5].

b. Les thermoplastiques :

Les thermoplastiques à l'exemple du polyéthylène ont une architecture linéaire ou ramifiée dont la cohésion est assurée grâce à des liaisons secondaires d'origine électrostatiques de Van der Waals ou par des liaisons dipolaires comme les liaisons hydrogènes, entre autres. Lorsque l'agitation thermique augmente, toutes ces liaisons secondaires sont facilement rompues et le module d'élasticité et la viscosité en écoulement diminuent sous l'effet de la température. La particularité des thermoplastiques c'est qu'ils ont la possibilité de subir une histoire thermomécanique et d'être ramené par des moyens physiques à leur état initial par traitement thermique c'est-à-dire en les chauffant jusqu'à leur point de fusion puis en les refroidissant lentement [5]. De ce fait, les thermoplastiques sont en général faciles à mettre en œuvre et à recycler [4]. Leur mise en forme se fait le plus souvent à chaud [2]. Les thermoplastiques peuvent être totalement amorphes ou bien semi-cristallins. En effet, les macromolécules linéaires ou ramifiées du polymère peuvent s'organiser de façon plus ou moins ordonnée et constituer des phases cristallines dispersées dans une matrice amorphe [5].

Les thermoplastiques sont constitués de longues chaînes indépendantes entre elles qui peuvent être étirées et orientées dans l'axe de l'effort appliqué. Selon que le polymère est amorphe ou semi cristallin et selon les conditions de sollicitation (température, niveau de vitesse et chargement), le niveau de déformation des chaînes moléculaires avant rupture seront plus ou moins important ; conduisant à des faciès de rupture plus ou moins ductiles. Ce comportement ductile est essentiellement observé dans les thermoplastiques. Sous contrainte normale, la rupture se produit par la formation de craquelures (crazing) liées à l'étirement des chaînes moléculaires dans le sens de l'effort. Les micros vides qui apparaissent durant ce processus sont responsables du blanchiment du matériau.

Parmi les polymères thermoplastiques on peut citer :

- Le polyéthylène (PE) ;
- Le polypropylène (PP) ;
- Le polystyrène (PS) ;
- Le polycarbonate (PC) ;
- Le polyacétals ou polyéthylène (POM) ;
- Le polychlorure de vinyle (PVC) [4].

c. Les thermodurcissables :

Les polymères thermodurcissables sont uniquement amorphes car ils sont formés de chaînes réticulées avec un taux de réticulation élevé (10 à 100 fois plus élevé que dans le cas des élastomères) [4]. Ce qui leur confère une grande rigidité. La mise en forme de ces polymères se fait lors de la polymérisation. Ils ne peuvent plus être remis en forme contrairement aux polymères thermoplastiques car les chaînes sont toutes reliées par des liaisons primaires inaltérables [2]. Comme le taux de réticulation est élevé, la mobilité des chaînes est fortement réduite, leur transformation est irréversible. A chaud, ils se dégradent par rupture des chaînes moléculaires puisqu'ils ne sont pas susceptibles de fondre [5].

Parmi les thermodurcissables on peut citer :

- Les polyuréthanes (PUR) ;
- Les phénoplastes (PF).

I.2 Les polymères semi-cristallins :

L'utilisation des polymères ne cesse de croître dans de multiples domaines d'activités. Le choix d'un matériau polymère se fait maintenant parmi un large éventail d'espèces polymères associées à de nombreuses possibilités de mise en forme. La légèreté et le faible coût des polymères rend leur diffusion très large, chaque domaine d'activité exploitant des propriétés spécifiques répondant à leur cahier des charges. La stabilité de ces propriétés dans le temps est un facteur déterminant pour une utilisation industrielle. Selon leurs propriétés, les polymères se divisent généralement en trois grandes familles : les élastomères, les thermoplastiques (chaînes non réticulées) et les thermodurcissables (chaînes réticulées). Les polymères thermoplastiques sont répartis également en polymères amorphes et en polymères semi-cristallins.

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, etc.). Parmi ces matériaux, nous nous sommes intéressés au polyéthylène à haute densité (PEHD) qui reçoit une attention accrue depuis de nombreuses années. En effet, il est considéré comme un matériau modèle pour l'étude scientifique du comportement mécanique de cette classe de polymère [6].

I.2.1 Température de transition vitreuse :

Pour la plus part des polymères, il existe une température qui marque une frontière entre deux états fondamentaux: état vitreux et caoutchoutique.

Ce phénomène de frontière a été observé pour la première fois sur les élastomères (caoutchouc naturel). Très rapidement il a été aussi constaté sur l'ensemble des polymères thermoplastiques. La transition est d'autant plus apparente que le matériau est amorphe, car dans un polymère

partiellement cristallin seule la partie amorphe est concernée par le phénomène. A titre d'exemple, ceci peut être illustré par des variations du volume spécifique en fonction de la température (figure I-1)

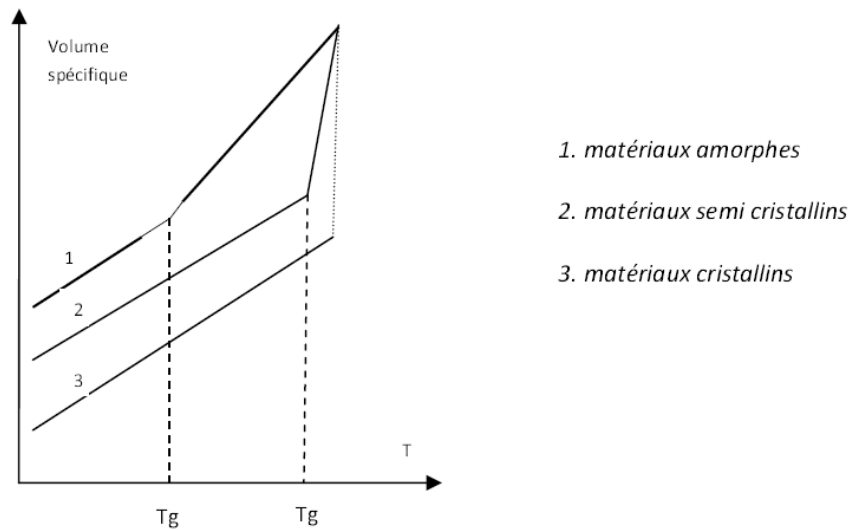


Figure I-1 Variation du volume spécifique en fonction de la température pour les polymères amorphe, semi-cristallins et cristallins [7]

Pour un polymère totalement amorphe on voit qu'il y a un changement de pente bien net. Par convention, la température de transition vitreuse correspond à l'intersection des deux pentes. En revanche, lorsque le polymère est totalement cristallin, on ne remarque aucune variation dans la pente de la courbe jusqu'au moment de la fusion. Il n'y a donc pas de T_g pour ce type de polymère [7].

L'influence de la température sur le comportement des polymères est mise en évidence lors du passage de l'état vitreux à l'état caoutchoutique défini dans la zone de transition vitreuse, qui est accompagné par une chute du module d'élasticité de plusieurs ordres de grandeurs (figure I- 2). La dépendance à la température n'affecte évidemment pas uniquement le module d'élasticité mais toutes les autres propriétés observables, à savoir la limite d'élasticité, les propriétés plastiques et à rupture. [8]

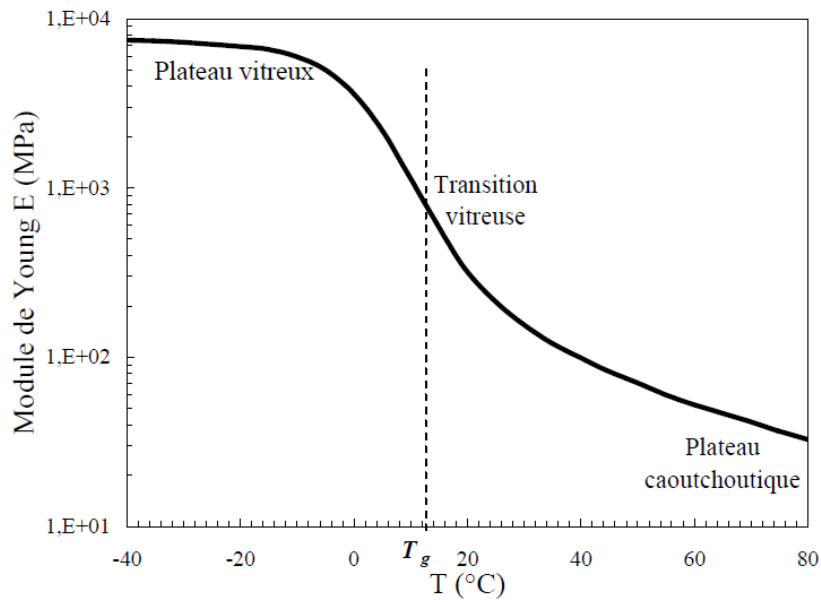


Figure I-2 Différents comportements mécaniques d'un polymère amorphe typique PBU en fonction de la température [8].

I.2.2 Microstructure et morphologie des polymères semi-cristallins :

Afin de comprendre le comportement mécanique des polymères semi-cristallins, il semble important de définir au préalable la microstructure et la morphologie de ces matériaux.

A l'état fondu, les chaînes macromoléculaires s'organisent d'une façon plus ou moins aléatoire, ce qui correspond à l'état amorphe. Pour qu'un polymère cristallise, il est nécessaire que sa chaîne macromoléculaire montre une forte régularité, mais aussi que sa cinétique de cristallisation ne soit pas trop lente [9].

Cependant, les chaînes macromoléculaires ne sont jamais rigoureusement régulières, c'est pourquoi les polymères ayant cristallisés sont appelés polymères semi-cristallins car les polymères ne sont jamais entièrement cristallisés. Aussi, coexistent dans un semi-cristallin matière cristallisée et matière amorphe [10].

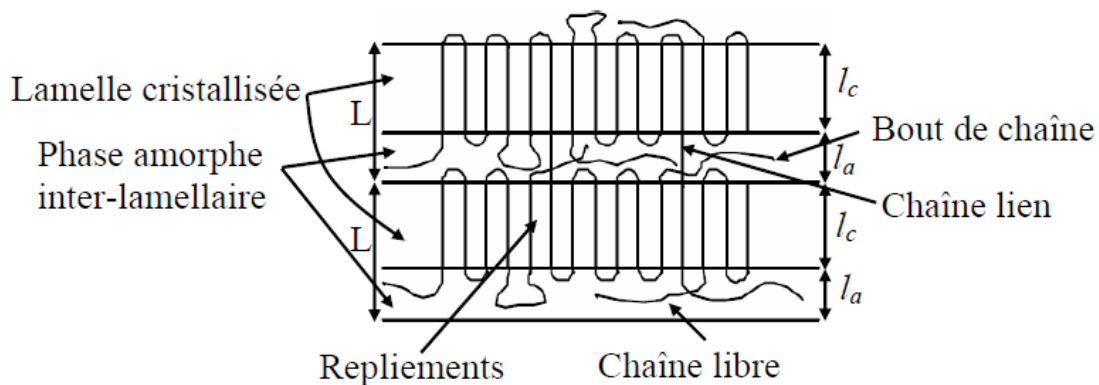


Figure I-3 Schématisation de l'organisation en lamelles cristallines formées de repliements de chaînes macromoléculaires [9]

Lors de la cristallisation, les chaînes macromoléculaires régulières dont la longueur est de quelques micromètres, s'organisent et se replient pour former des lamelles (figure I-3). La régularité des lamelles ainsi que leurs épaisseurs dépendent des conditions de cristallisation et de la rigidité de la chaîne, des ramifications, et des défauts d'enchevêtrement. Ces imperfections favorisent les connexions entre lamelles; elles sont reliées par des morceaux de chaînes macromoléculaires appartenant à d'autres lamelles; ces pontages sont appelés chaînes liens.

Parfois, la chaîne macromoléculaire est mal orientée, et forme des repliements. A la périphérie des lamelles, les chaînes liens, les repliements, les bouts de chaînes et les impuretés ne peuvent pas cristalliser et vont former une phase amorphe inter-lamellaire. On appelle longue période L la somme des épaisseurs d'une lamelle cristallisée l_c et de la phase amorphe inter-lamellaire l_a : $L = l_c + l_a$ (figure I-3). Cette structure lamellaire, dont l'épaisseur L est de l'ordre de la dizaine de nanomètres, est bien spécifique des composés macromoléculaires [6,11]

Les lamelles cristallines ayant typiquement une épaisseur d'environ 10 nanomètres (figure I-4-a), ont généralement tendance à s'empiler lors de la cristallisation pour former des paquets lamellaires ou fibrilles. Ainsi, une seule chaîne de polymère peut participer à plusieurs lamelles. Les sphérolites sont décrits dans le cadre de ce modèle par un arrangement radial des fibrilles formées à partir d'un centre de nucléation (figure I-4-b).

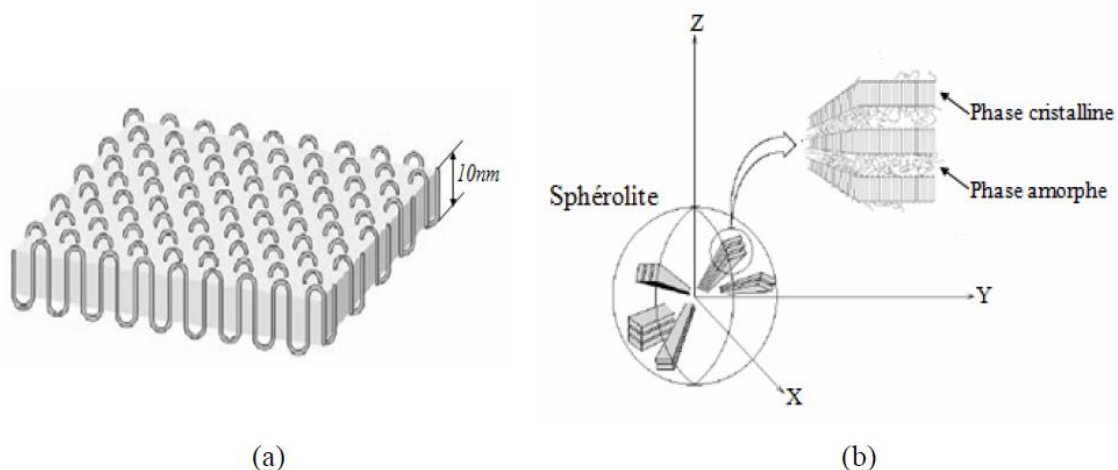


Figure I-4 Schéma représentant (a) la structure d'une lamelle cristalline formée par repliements successifs de chaîne polymère, (b) empilement des lamelles cristallines avec vue globale du sphérolite[6]

Simultanément à leur formation et à leur croissance, les lamelles peuvent s'organiser pour donner naissance à des sphérolites. Les sphérolites sont généralement de forme sphérique dont la taille dépend du type de polymère et du processus thermique.

Elle peut varier du micromètre au millimètre [12]. Ils sont formés de lamelles qui croissent à partir d'un centre pour occuper tout l'espace offert. L'enveloppe sphérique des sphérolites lors de leur croissance est modifiée lorsqu'ils finissent par se toucher. Ils présentent finalement un contour d'aspect polygonal (figure I- 5). La direction radiale (direction de croissance des sphérolites) correspond à une direction cristallographique bien particulière. Cette organisation, associée à un caractère fortement anisotrope des cristaux polymères leur attribue des propriétés optiques intéressantes. Effectivement, l'observation en microscopie optique entre polariseur et analyseur croisés, montre qu'ils présentent généralement des extinctions en forme de croix de Malte selon les axes du polariseur et de l'analyseur (figure I- 6). [6]

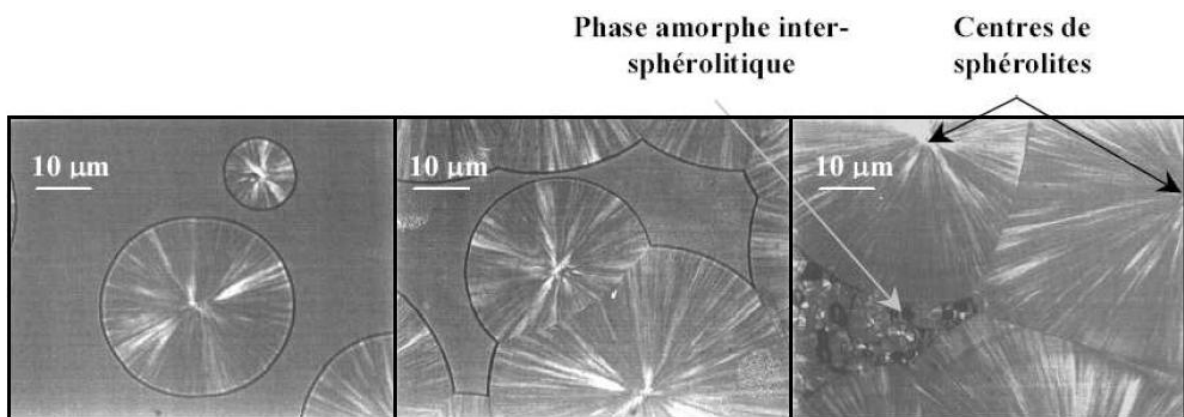


Figure I-5 Observation de la croissance de sphérolites dans du PET par microscopie optique en transmission et lumière polarisée [13,14]

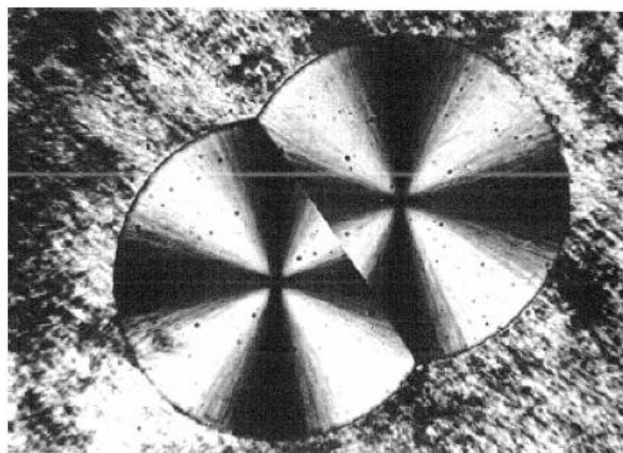


Figure I-6 Observation de deux sphérolites en croissance [15].

La figure I-7-i présente une structure sphérolitique typique observée sur le PEHD [16].

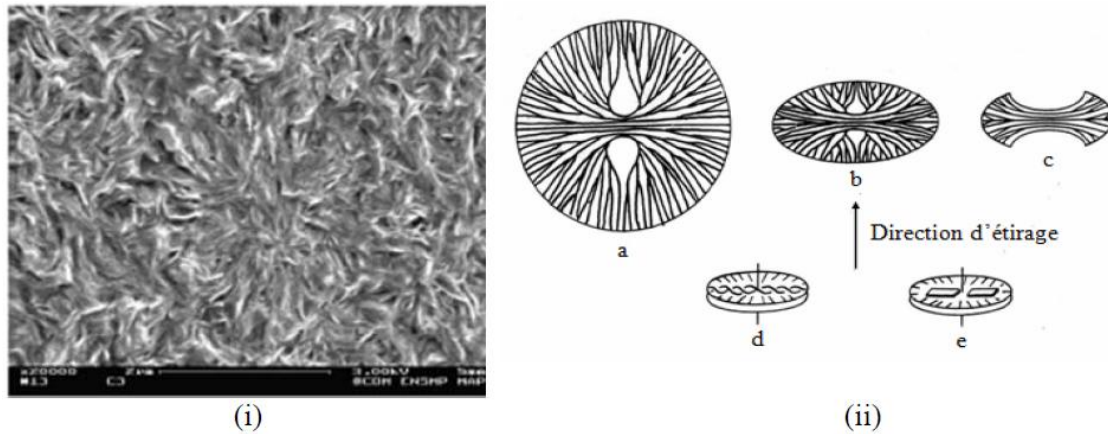

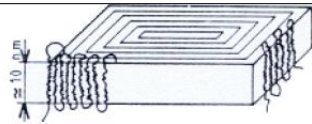



Figure I-7 (i) Agrandissement sur une sphérolite PEHD [17]; (ii) Evolution des morphologies cristallines : (a) sphérolites sphériques, (b) sphérolites aplatis en forme d'ellipsoïde, (c) disques en forme de gerbes, (d) et (e) cylindrites [6,7].

Le Tableau I-2 présente un récapitulatif des ordres de grandeur des dimensions de ces structures cristallines.

Tableau I-2 Ordres de grandeur des structures cristallines [16].

Echelles	Structures
0.1-1 Nanomètre	 <p>Chaîne macromoléculaire</p>
10 Nanomètres	 <p>Lamelle cristalline</p>
1 Micron	 <p>Sphérolites</p>

I.2.3 Propriétés générales du polyéthylène :

En 2000, la quantité produite de plastiques synthétiques a été de 180 millions de tonnes. Le PE à lui seul a constitué un quart de cette production en raison de son faible coût de fabrication et de ses propriétés physiques et mécaniques compatibles avec de nombreuses applications de la

vie courante [18]. En effet, ce polymère permet une mise en forme généralement aisée (extrusion, injection). Bien que le PE soit recyclable thermo-mécaniquement, le devenir des objets de PE en fin de vie reste encore la valorisation thermique pour une part majeure de la production [19].

Les PE actuellement destinés aux applications «Conduites» permettent d'entrevoir des durées de vie en service d'environ 50 ans; les producteurs de matières et fabricants de conduites ont mis au point de différents types de PE capables de répondre aux contraintes spécifiques de chaque utilisation. Ces matériaux présentent une transition ductile-fragile dont dépend la durée de vie des tubes. Parmi les nombreuses propriétés du PE on peut citer: souplesse résistance aux chocs, résistance à la pression, insensibilité à la corrosion, propriété organoleptique, inertie chimique et électrique, production en grande longueur, facilité de mise en œuvre et durabilité. Les applications des réseaux en PE sont très diversifiées; les pipes sont utilisés pour la construction des réseaux pour transporter des fluides sous pression tels que l'eau potable et le gaz naturel, ainsi que pour l'irrigation agricole et dans l'industrie pétrochimique. Le PE se rencontre aussi dans les installations de câbles électriques et les conduites étanches et résistantes aux flammes.

Le PE est le polymère de synthèse qui a la structure chimique la plus simple. Il appartient à la grande famille des polyoléfines. Le PE est un thermoplastique obtenu par polymérisation de l'éthylène (C_2H_4) menant à des macromolécules composées de la répétition d'un motif monomère (CH_2-CH_2) (Figures I-8 et I-9) [6]

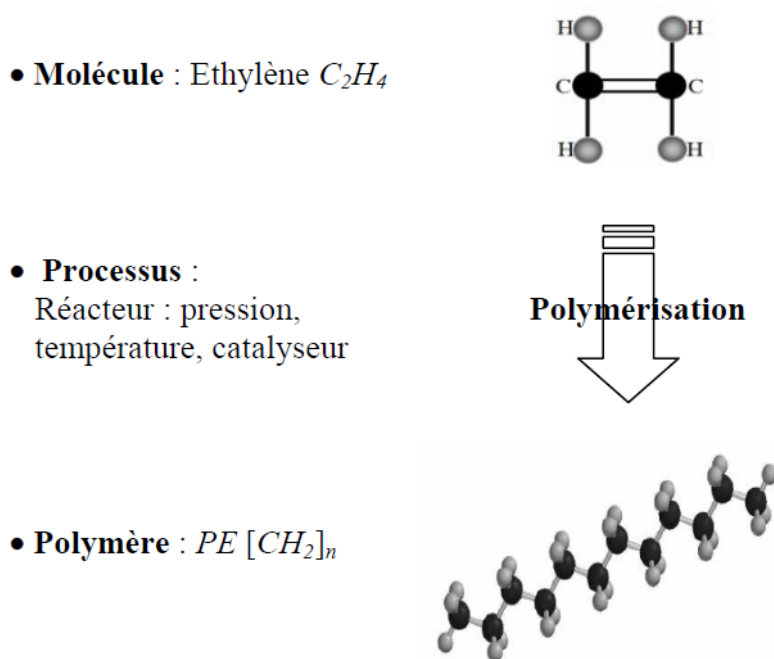


Figure I-8 Processus d'obtention du PE. [6]

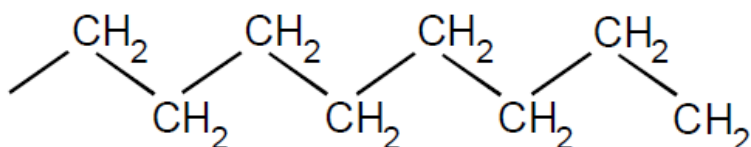


Figure I-9 Représentation semi-développée de la chaîne macromoléculaire du PE [19].

Le PE existe sous trois formes possibles suivant les voies de synthèse utilisées :

- Le PEHD (figure I-10.a), polyéthylène haute densité, synthétisé sous faible pression, il se présente sous la forme d'une chaîne macromoléculaire linéaire régulière. Sa masse volumique est la plus importante de tous les PE et varie entre 0.935 et 0.970 g/cm³.
- Le PEBD (figure I-10.b), polyéthylène basse densité, synthétisé sous forte pression. Contrairement au PEHD, le PEBD présente un nombre élevé de ramifications relativement importantes (de l'ordre de 601‰ carbone) directement responsables de sa faible masse volumique (de 0.915 et 0.935 g/cm³).
- Le PEBDL (figure I-10.c), polyéthylène basse densité linéaire, obtenu par copolymérisation sous forte pression.

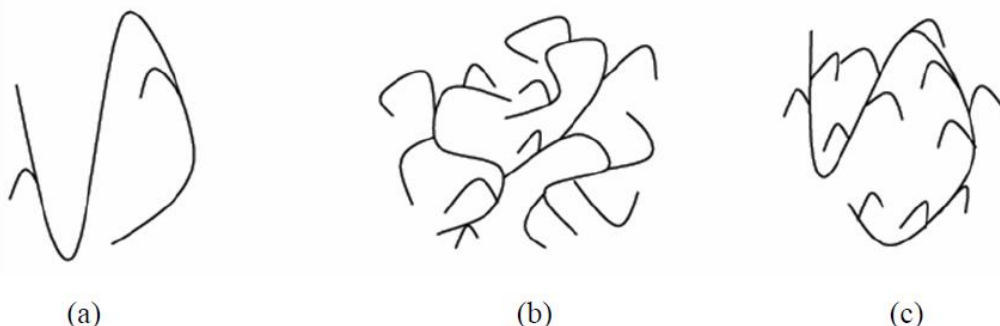


Figure I-10 Structure des différents PE : (a) PEHD, (b) PEBD et (c) PEBDL [6,19].

Les différents grades de PE se mettent en oeuvre par les techniques classiques. L'extrusion est la technique employée pour la fabrication des produits longs. Elle consiste à convoier, à fondre et à pomper sous pression une formulation donnée. Suivant la géométrie voulue, il existe différents dispositifs de post-extrusion : extrusion de profilés (plaques, joncs, tubes ou fils), extrusion-gonflage (films), extrusion-soufflage (corps creux). Le polyéthylène est également mis en oeuvre par les techniques d'injection (pièces moulées) ou de moulage par compression (plaques) [20,21].

La structure cristalline du PE va inévitablement affecter les propriétés physiques et thermiques. En exemple, le tableau 3 présente la température de transition vitreuse et la température de fusion pour deux PE différentes (PEHD et PEBD). De la même manière, la

structure du PE a inévitablement une incidence sur les propriétés mécanique. A la température ambiante, le PE est un matériau biphasique dont l'une des phases est amorphe, l'autre étant constituée de cristallites rigides. Ses propriétés mécaniques à l'état solide vont dépendre de plusieurs paramètres :

- La proportion des deux phases;
- La perfection des cristallites;
- La ténacité de la phase amorphe;
- La cohésion entre les deux phases et entre les cristallites (molécules de liaison).

Tableau I-3 Propriétés physiques et thermiques du PE.

Propriétés	PEHD	PEBD
Masse volumique (g/cm ³)	0.955 – 0.970	0.915 – 0.935
Transition vitreuse (C°)	-110	-110
Température de fusion à l'équilibre thermodynamique (C°)	128-135	110-120

Ces paramètres sont directement liés à la structure des chaînes, à savoir, leurs longueurs, la répartition moléculaire, le nombre de ramifications et leur nature. Le taux de cristallinité dépendra donc du taux de ramification de la chaîne. Plus les ramifications seront nombreuses et longues, plus les taux de cristallinité seront faibles, puisqu'elles gêneront la réorganisation des chaînes macromoléculaires. Le tableau 4 présente les propriétés mécaniques de différents PE.

Tableau I-4 Propriétés mécaniques du PE [22].

Propriétés	PEHD	PEBD		PEBDL	
		Film	Plaque	Film	Plaque
Contrainte au seuil d'écoulement (MPa)	25-30	8-15.5	7-10	9-20	10-20
Résistance rupture (MPa)	30-35	9-23	8-10	20-30	10-13
Allongement rupture %	500-1100	150-1100	300-800	600-1200	500-700
Module d'élasticité (MPa)	800-1100	200-500	190-280	200-600	210-550
Dureté shore D	66	40-47	40-47	46-63	46-63

I.3 Micromécanisme de déformation:

I.3.1 Déformation de la phase amorphe :

La phase amorphe du matériau est caractérisée par une partie libre contenant des enchevêtrements et une partie liée aux lamelles cristallines. D'un point de vue mécanique, cette phase a pour rôle la transmission de contrainte d'une cristallite à un autre par l'intermédiaire de molécules de lien. Ces connexions inter-lamellaires sont des points de réticulation physique qui attribuent à la phase amorphe une certaine résistance mécanique. De plus, 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 de lien et les empilements de lamelles : le glissement inter-lamellaire et la séparation inter-lamellaire. Le glissement lamellaire correspond au cisaillement parallèle de deux lamelles cristallines l'une par rapport à l'autre sous l'effet d'une contrainte de cisaillement [9] (figure I-11-b). La séparation inter-lamellaire se définit par une variation de la distance entre deux lamelles lorsqu'une contrainte est appliquée perpendiculairement à ces dernières [9,23] (figure I-11-c). Cette déformation engendre une diminution de la densité de la phase amorphe et une création de microcavités [24,25]. Ces deux mécanismes provoquent uniquement la déformation de la phase amorphe.

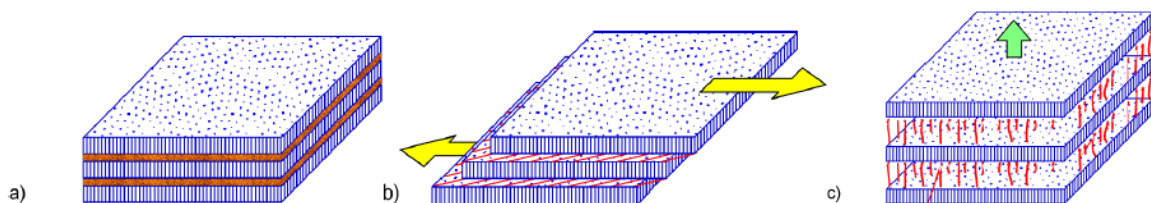


Figure I-11 Mécanismes de déformation interlamellaire, (a) Etat non déformé, (b) Glissement interlamellaire et (c) Séparation interlamellaire [9]

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 au mouvement de dislocation.

Les cristallites de polymère se déforment également par un mécanisme de glissement (figure I-12). 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. Les scissions critiques résolues des mécanismes de glissement dans les cristaux de polymères dépendent des liaisons de van der Waals entre les chaînes macromoléculaires [19,26].

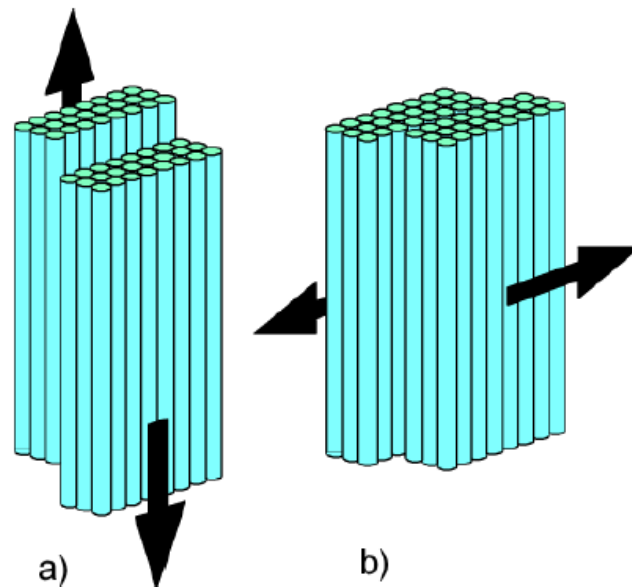


Figure I-12 Processus de glissements (a) parallèle et (b) perpendiculaire aux chaînes des lamelles cristallines [27,28]

I.3.3 Fragmentation des lamelles cristallines :

Lors d'une sollicitation en 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 dans le sphérolite. Les mécanismes de déformation de la phase amorphe et de la phase cristalline interfèrent pendant la destruction de la morphologie semi-cristalline.

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-13). Ce mécanisme de cisaillement est précédé par la séparation et le glissement inter-lamellaire (figures I-13-b et I-13-I) conduisant 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. Parallèlement, les phénomènes de cavitation s'amplifient au cours de la transformation où la densité et la taille des microcavités augmentent (figure I-13-II). Sous l'effet combiné de la séparation inter-lamellaire et du glissement intracristallin, la déformation conduit à une

fragmentation de la structure (figures I-13-c et I-13-II), 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 (figures I-13-d et I-13-III) [19]. Ce mécanisme de destruction des cristallites par traction et cisaillement est amplifié par un effet de compression latéral des lamelles [29].

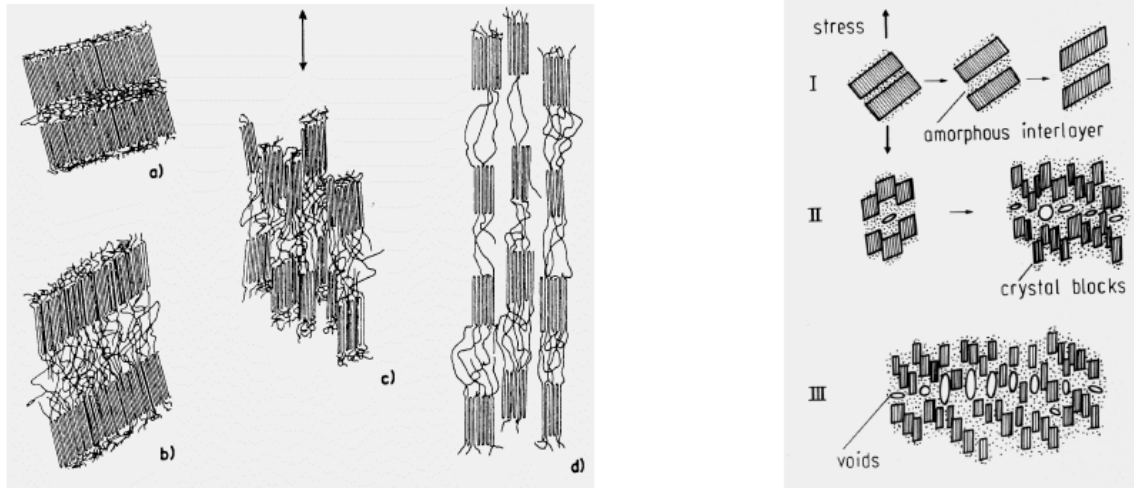


Figure I-13 Mécanismes de fragmentation des lamelles cristallines : modèles de Schultz [30] sans cavitation et de Friedrich [31] avec cavitation

Lorsque les lamelles cristallines ont une orientation qui ne favorise pas les mécanismes de déformation de type cristallographique, Nitta et Takayanagi [32,33] ont proposé un modèle de fragmentation des cristallites. Après l'ouverture des phases amorphes entre lamelles, les chaînes macromoléculaires étirées entre les lamelles (les molécules liens) soutiennent la force externe et transmettent l'effort aux cristallites (figure I-14-a). Ces dernières sont soumises à des forces de flexion (figure I-14-b) et finissent par se fissurer en donnant naissance à plusieurs blocs (figure I-14-c).

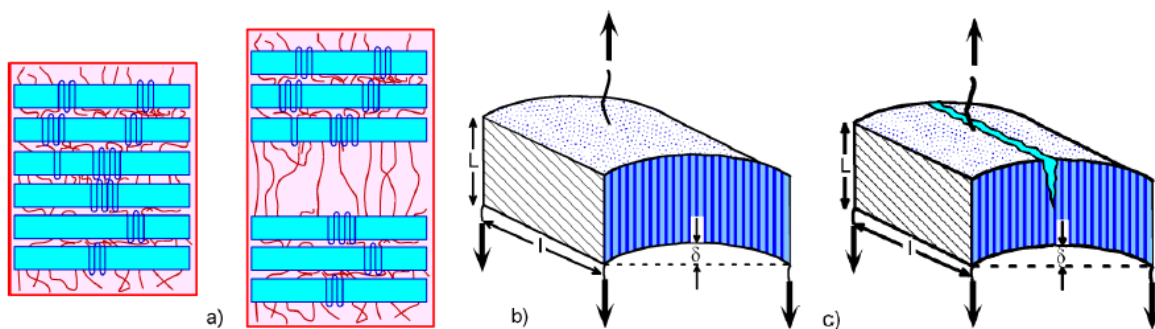


Figure I-14 Mécanisme de fragmentation des lamelles cristallines d'après Nitta et Takayanagi [32,33]: (a) Séparation interlamellaire, (b) Flexion des lamelles et (c) Rupture des lamelles.

I.3.4 Déformation des sphérolites :

Les sphérolites se déforment par une combinaison de deux processus de déformation : un processus homogène et un processus inhomogène (ou hétérogène) [34,35]. La déformation homogène pure est caractérisée par une déformation simultanée de toutes les régions des sphérolites qui évoluent vers une forme ellipsoïdale avant d'être totalement détruits lors de la formation de la structure micro-fibrillaire. Les phénomènes de cavitation sont très limités au cours de ce mode de déformation. La déformation inhomogène pure, quant à elle, s'explique par une localisation de la déformation dans certaines régions intrasphérolitiques et/ou intersphérolitiques, tandis que les autres régions ne subissent aucun processus de déformation. Les sphérolites sont ensuite totalement transformés en microfibrilles. Cette localisation de la déformation se traduit par des processus de cavitation marqués.

A l'intérieur des sphérolites, la déformation des lamelles dépend de l'orientation des chaînes cristallisées par rapport à l'axe de sollicitation. Selon Haudin et G'Sell (1995) [9] et Aboulfaraj et al. (1995) [36], on doit distinguer trois régions :

- une région équatoriale (figure I-15-a) où la direction des chaînes est parallèle à l'axe de traction. La déformation plastique par glissement intracristallin de cette région est très difficile. Le mécanisme le plus actif est la séparation interlamellaire qui peut donner lieu à la formation de microcavités sous certaines conditions [25,36]. Ce processus est suivi par un mécanisme de fragmentation par flexion des lamelles [32,33].
- une région diagonale (figures I-15-b et I-15-d) caractérisée par une orientation oblique des lamelles par rapport à la direction de traction. Dans cette zone, les lamelles sont soumises à un cisaillement provoquant le glissement interlamellaire puis à une séparation interlamellaire et enfin on assiste à une déformation plastique des lamelles conduisant à la fragmentation de celles-ci.
- une région polaire (figure I-15-c) où la direction des chaînes est orthogonale à l'axe de traction. Dans cette zone, la compression latérale due à la déformation des zones diagonales provoque une fragmentation précoce des cristaux.

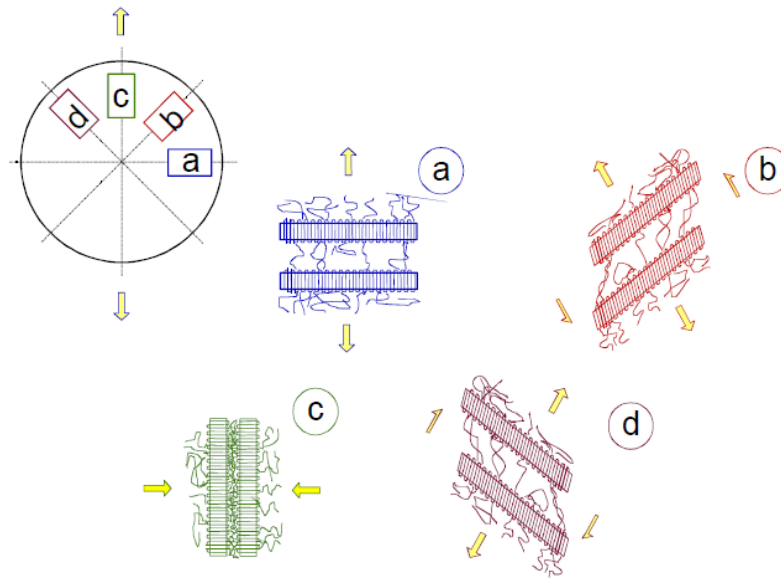


Figure I-15 Déformation des régions (a) équatoriales, (b) et (d) diagonales et (c) polaires des sphérolites [36].

Butler et Donald [37] ont examiné les processus de déformation plastique de films minces de PE, en mettant en évidence des phénomènes de déformation inhomogène de la superstructure sphérolitique. La déformation débute par une séparation intersphérolitique via la phase amorphe et se localise aux nœuds séparant trois sphérolites (figure I-16-a). Lorsque la contrainte augmente, la déformation se localise dans les zones équatoriales des sphérolites. Ce second phénomène est aggravé par la propagation de la déformation intersphérolitique à l'intérieur des sphérolites. Ces deux mécanismes de déformation, ainsi que la déformation des zones diagonales, conduisent à la création de zones microfibrillaires de faible densité à l'origine des craquelures (figure I-16-b). Ces phénomènes de séparation intersphérolitique ont également été observés dans le PE massif.

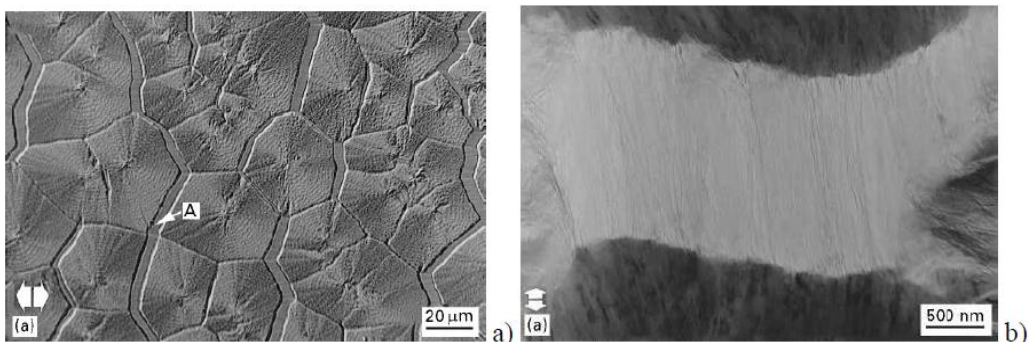


Figure I-16 Observations du polyéthylène étiré à 20 % : (a) Image d'un ensemble de sphérolites obtenue au microscope optique ; (b) Zone fibrillaire intersphérolitique observée au microscope électronique à transmission [37].

I.4 Réponse mécanique et loi de comportement :

La plupart des polymères présentent de multiples propriétés mécaniques : fragiles à basse température, mais dès que la température imposée augmente, ils deviennent viscoélastiques, puis plastiques, ou encore caoutchoutiques, et enfin visqueux. Il est connu que les relaxations caractéristiques d'un matériau traduisent l'activation de mécanismes moléculaires différents suivant la température. Entre - 20°C et + 200°C, de tels matériaux polymères, peuvent passer par tous les états cités ci-dessus [38]. Leurs propriétés mécaniques dépendent fortement de la position relative de la température d'essai par rapport aux températures caractéristiques (fusion et transition vitreuse). De plus, la déformation des polymères semi-cristallins est accompagnée d'une modification microstructurale, ce qui cause une variation des propriétés mécaniques au cours de la déformation. Pour le PEHD, à température ambiante, la phase amorphe présente un comportement caoutchoutique, tandis que le glissement des lamelles est facilité car le processus de nucléation et de propagation des dislocations est thermiquement activé. Comparé à d'autres polymères (figure I-17), le PEHD est parmi les polymères qui présente la plus importante ductilité à température ambiante. Son taux de cristallinité est l'un des plus élevés. Sa limite d'élasticité ainsi que son module d'Young ont des faibles valeurs comparé à tous les autres polymères semi-cristallins [38].

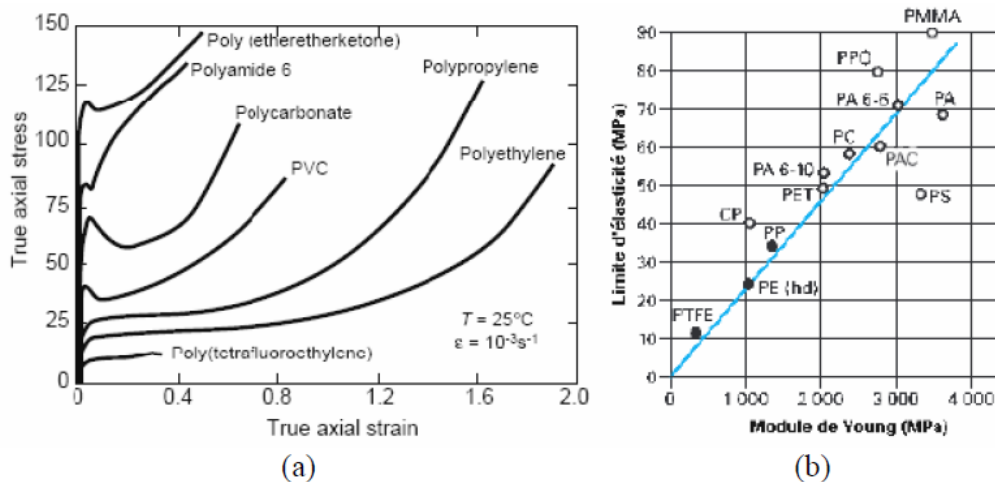


Figure I-17 Comparaison des propriétés mécaniques du PE par rapport à une sélection de polymères : (a) réponse contrainte-déformation et (b) rapport de limite d'élasticité/module d'Young [38].

Des courbes de traction représentatives du comportement vrai du PEHD sont montrées à la figure I-18. Cette dernière met en évidence l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie obtenue en traction. Lorsque la vitesse de déformation diminue ou lorsque la température augmente, la limite élastique chute et le phénomène de durcissement plastique diminue d'intensité [39]. En

effet, si la température augmente, la viscosité des chaînes amorphes diminue donc le réarrangement de la texture amorphe est facilité. De plus, le glissement intralamellaire demande moins d'énergie car les processus de formation et de propagation des dislocations sont thermiquement activés. Lorsque la vitesse de déformation diminue, les frottements résultant des mécanismes de glissement entre les chaînes amorphes et cristallines sont plus faibles. Dès lors, la déformation de la phase amorphe et des cristaux de polymère demande moins d'énergie.

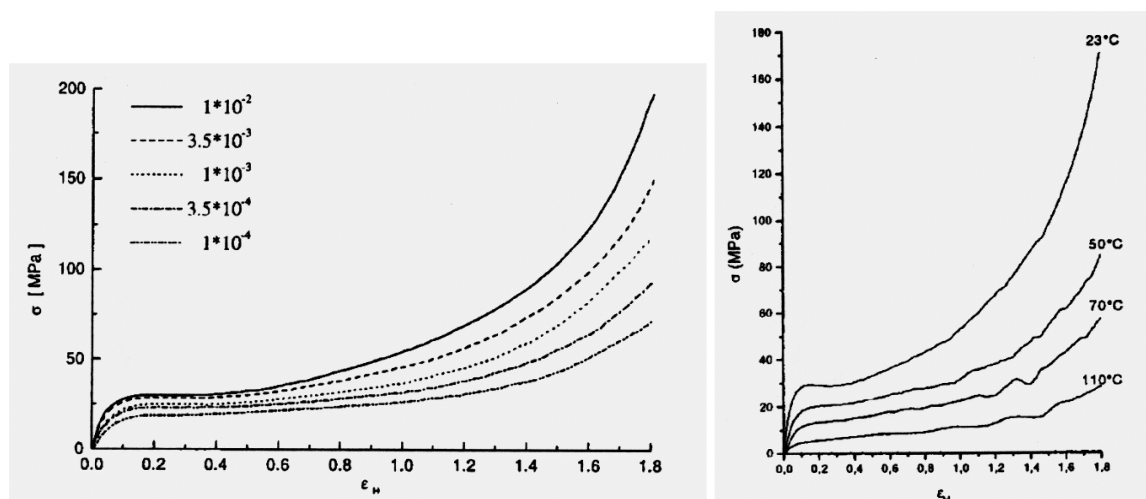


Figure I-18 Influence de la vitesse de déformation (à la température ambiante) et de la température (sous la vitesse de 5.10^{-3} s^{-1}) sur la loi de comportement vrai du PEHD déformé en traction [39]

I.5 Déformation volumique des polymères

I.5.1 Micromécanismes d'endommagement :

La variation de volume d'un matériau est systématiquement associée à une notion d'endommagement microstructural. D'après Castagnet [40], la notion d'endommagement se définit comme la création de surface de décohésion au sein du matériau au cours de la déformation plastique. Cette partie sera portée sur le processus de cavitation généré par la création de microvides ou craquelures, qui est généralement le phénomène d'endommagement induisant la plus grande variation de densité.

I.5.2 Généralités sur le craquelage :

Le craquelage est généralement plus connu sous son appellation anglo-saxonne "crazing". Il se produit par multiplication et extension de craquelures ("crazes"). D'après Schirrer [41], l'étude des propriétés physiques et mécaniques des craquelures élémentaires est très difficile à réaliser car il existe peu de moyens directs qui permettent d'examiner l'évolution de ces défauts dans un matériau de manière in situ et en temps réel. Ainsi, la majeure partie des études portant sur le

craquelage est effectuée dans les polymères transparents (généralement amorphes) car l'observation des craquelures y est aisée.

Les craquelures apparaissent perpendiculairement à la direction de plus grande contrainte principale et sont formées de deux surfaces de décohésion. Ces dernières sont reliées entre elles par des fibrilles entre lesquelles se développent des microvides (figure I-19). On distingue deux types de fibrilles : i) des fibrilles primaires traversant la craquelure d'une surface à l'autre et ii) des fibrilles secondaires reliant latéralement deux microvides, les craquelures ont un diamètre compris entre 0,01 et 1 mm et une épaisseur allant de 1 à 10 microns. Elles contiennent entre 30 et 50 % en volume de fibrilles ayant un diamètre de l'ordre de 10 nm. Ces dernières sont étirées de plusieurs centaines de pourcents. Toutes ces caractéristiques dépendent du réseau macromoléculaire du matériau (plus précisément de la nature des enchevêtrements) et de la contrainte locale au niveau de la craquelure. Le processus de craquelage a lieu en trois étapes : i) germination, ii) croissance et iii) rupture interne [19].

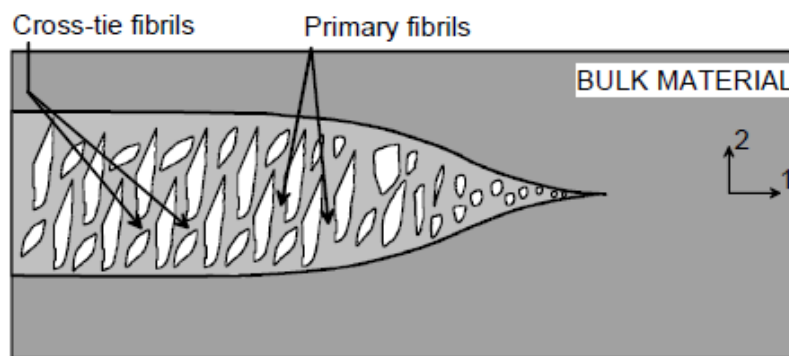


Figure I-19 Structure d'une craquelure [42]

a) Formation de craquelures :

La genèse des craquelures se déroule en deux étapes : i) des microvides apparaissent sous l'action d'un champ de contrainte dilatant et ii) une forte déformation plastique localisée autour de ces microvides mène à une structure fibrillaire [42] (figure I-20). La concentration de contrainte induisant une microcavité peut se produire sur une impureté ou une fluctuation de densité. L'hétérogénéité de répartition des enchevêtrements et par conséquent de leurs interactions est à l'origine de la cavitation. Les défauts se forment alors dans les régions de faible densité d'enchevêtrements. A cet endroit, les chaînes subissent localement une contrainte dix fois égales à la contrainte macroscopique menant à une rupture des liaisons covalentes. Une autre source de nucléation de microvides est due à la distorsion générée par l'intersection de deux bandes de cisaillement orientées perpendiculairement l'une par rapport à l'autre [19].

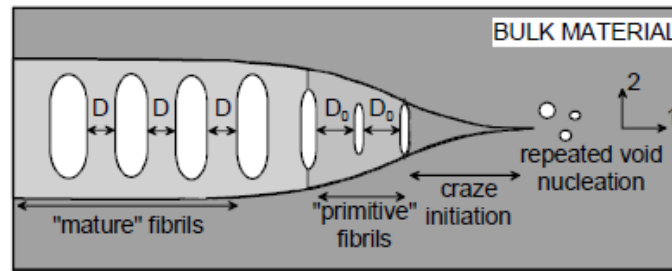


Figure I-20 Formation d'une craquelure [42].

b) Croissance des craquelures :

La croissance des craquelures se produit par formation de fibrilles et par allongement de celles-ci entre les microvides. L'allongement des fibrilles a lieu par i) un processus de fluage ayant pour conséquence une diminution du diamètre des fibrilles et par ii) extraction de matière de la masse de polymère conduisant à un maintien constant du diamètre des fibrilles [42]. Effectivement, un processus d'étirement local mène à la formation d'une nouvelle structure dans une zone active près de la frontière craquelure/ matériau solide. Un désenchevêtrement des chaînes se produit alors dans cette zone active (figure I-21). Le front de craquelure avance par un mécanisme d'instabilité de ménisque. Ce processus est décrit par l'écartement progressif de deux plaques faisant un angle entre elles. Le polymère au point de jonction des deux plaques a un comportement d'un liquide en formant des "doigts" qui s'amincissent d'une manière progressive jusqu'à se séparer pour former de nouvelles fibrilles [41].

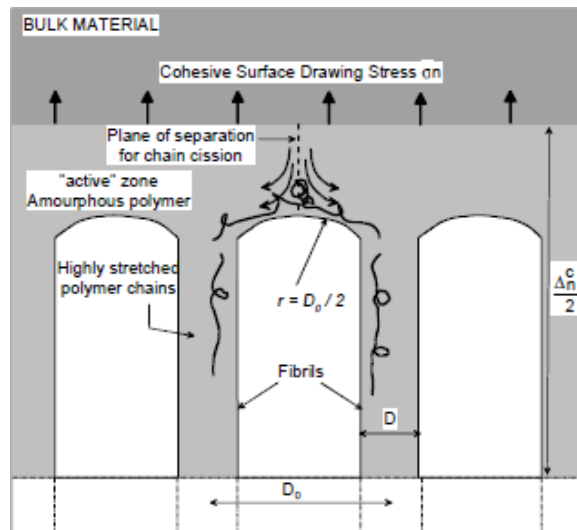


Figure I-21 Elargissement d'une craquelure [43,44]

c) Rupture des fibrilles de la craquelure :

La ruine d'un polymère endommagé débute lorsque les fibrilles des craquelures commencent à se rompre. Il existe deux modes de rupture de ces fibrilles en fonction de la vitesse de chargement, de la température et de la structure du polymère [41,42,45] (figure I-22). Le

premier mode conduit à une rupture des fibrilles en leur milieu qui est favorisée aux températures élevées car les mouvements moléculaires permettent un désenchevêtrement aisé des chaînes. Le second processus est un mode aléatoire de rupture le long des fibrilles, qui se produit généralement à basse température car les chaînes n'ont pas assez de degrés de liberté à courte distance.

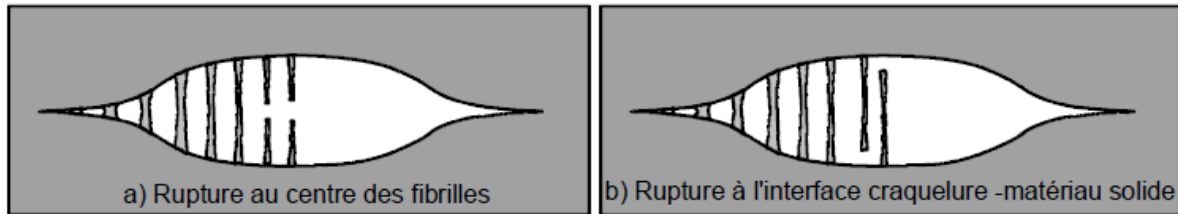


Figure I-22 Ruptures des craquelures : (a) au centre des fibrilles [45]; (b) aléatoire ex : à l'interface craquelure - matériau solide [42]

I.5.3 Craquelure dans les polymères semi-cristallins :

Castagnet et al. (2000) [29] ont proposé un modèle de formation de craquelure dans les polymères semi-cristallins en fonction de la température d'essai (figure I-23). Au cours des mécanismes de séparation interlamellaire, la cavitation est définie comme un processus en compétition avec l'écoulement des chaînes amorphes. En effet, en dessous de la température de la transition γ , lorsque l'écoulement visqueux ne peut plus s'accommoder à la déformation macroscopique, des microvides se forment entre les lamelles une relaxation des contraintes a lieu. Au-dessus de la température de transition vitreuse, la mobilité des chaînes augmente ce qui rend la déformation macroscopique mieux accommodée. Ainsi, les processus de cavitation sont retardés et ont une amplitude plus faible.

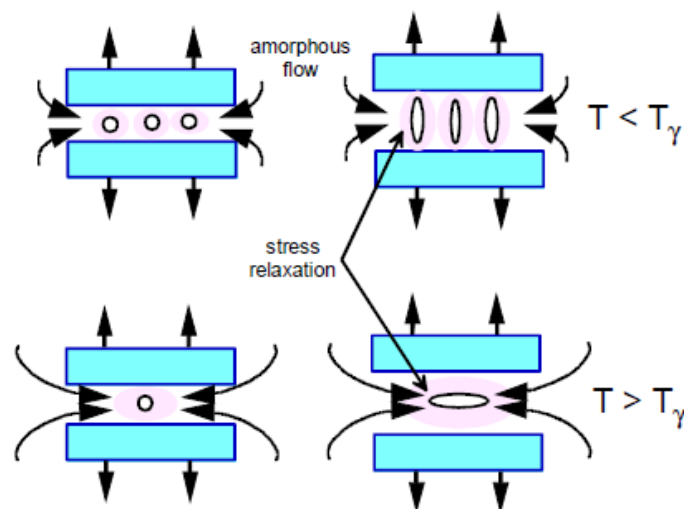


Figure I-23 Processus de cavitation dans la couche amorphe interlamellaire des polymères semi-cristallins [25]

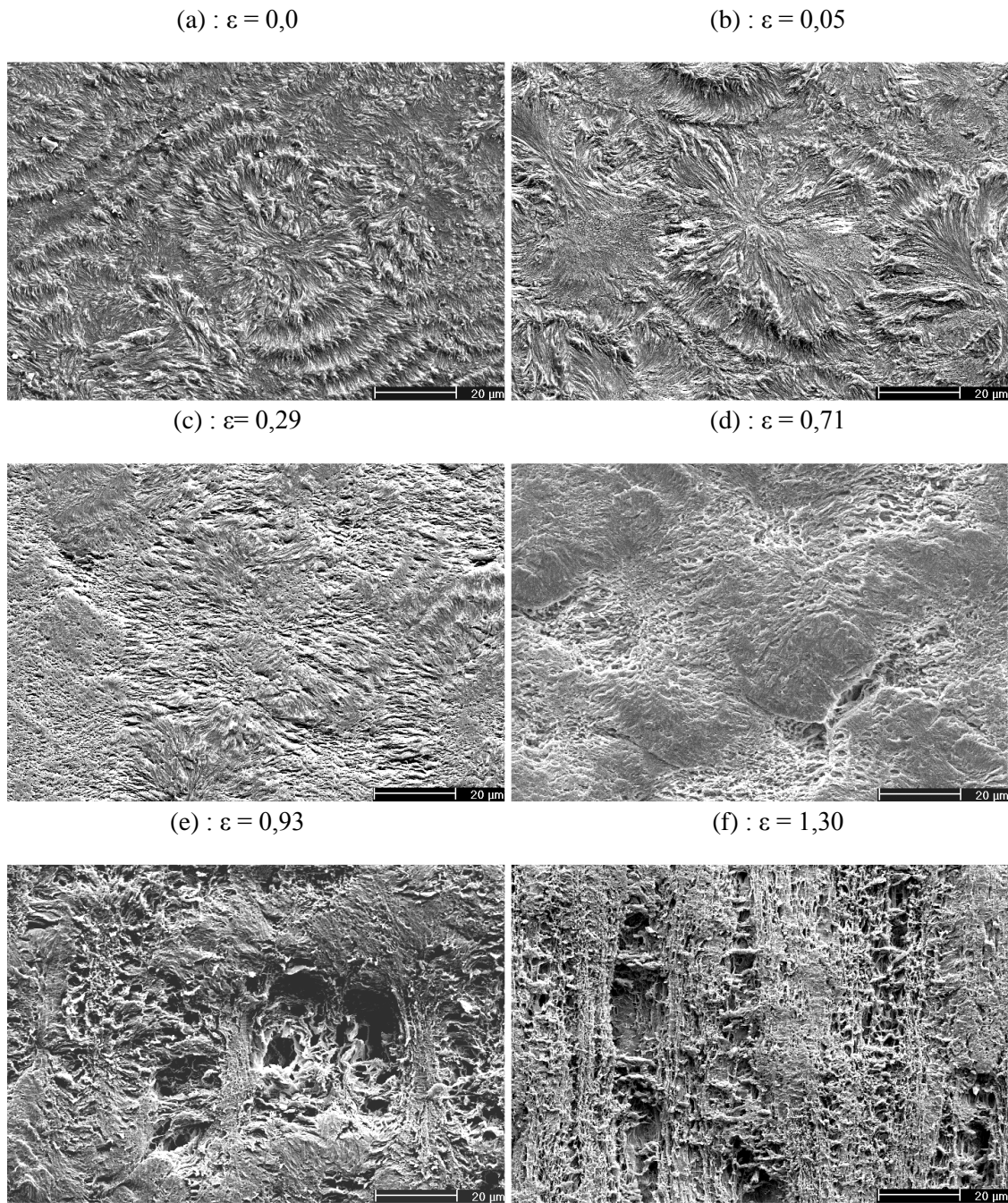


Figure I-24 Observation des défauts microstructuraux par MEB dans le PEHD [19]

Une observation au MEB des processus de cavitation du PEHD sous une traction uniaxiale à température ambiante a été donnée par Addiego [19]. La morphologie sphérolitique à l'état non déformé est illustrée sur la figure I-24. Pour une faible déformation, $\epsilon = 0.05$, des microvides apparaissent dans les régions périphériques des sphérolites [36,46]. La visibilité de ces craquelures devient plus en plus nette, pour des états de déformation avancés. À partir de $\epsilon = 0.7$, on aperçoit des phénomènes de rupture intersphérolitiques qui suivent le contour des sphérolites [36], et qui représentent le début de modification de la morphologie. Effectivement, cette morphologie sphérolitique a presque disparu à partir de $\epsilon = 0.93$, sauf quelques régions

polaires des sphérolites qui restent encore présentes. Enfin, l'analyse d'Addiego met en évidence une structure microfibrillaire pour une déformation de $\varepsilon = 1.3$ contenant des cavités orientées parallèlement à la direction de sollicitation.

I.6 Modélisation du comportement en prenant compte de l'endommagement :

De nombreux modèles ont été proposés dans la littérature pour décrire physiquement l'évolution de l'endommagement et ses effets sur le comportement mécanique des matériaux. On peut classer ces modèles en deux types d'approches : les modèles micromécaniques (couplés ou non couplés), et les modèles phénoménologiques. Dans le cas du PEHD, on ne peut tout à fait exclure que l'apparition de cavités soit liée à la morphologie et à la distribution des branchements entre phase amorphe et phase cristalline.

I.6.1 Endommagement par cavitation

La cavitation est un micromécanisme d'endommagement souvent observé lors de la déformation de polymères semi-cristallins comme le PE [47]. Elle passe par trois étapes. La première correspond à la nucléation ou germination des défauts. Il s'agit du stade de création de micro-défauts autour de discontinuités locales ou dans des zones à fortes concentrations ou triaxialités de contraintes dans la matrice. La phase suivante est croissance des cavités. Le stade final est celui de la coalescence de ces cavités. On constate un regroupement et une réorientation des défauts en liaison avec l'état de contrainte, ce qui conduit à l'affaiblissement de la structure par formation de fissures macroscopiques (figure I-25).

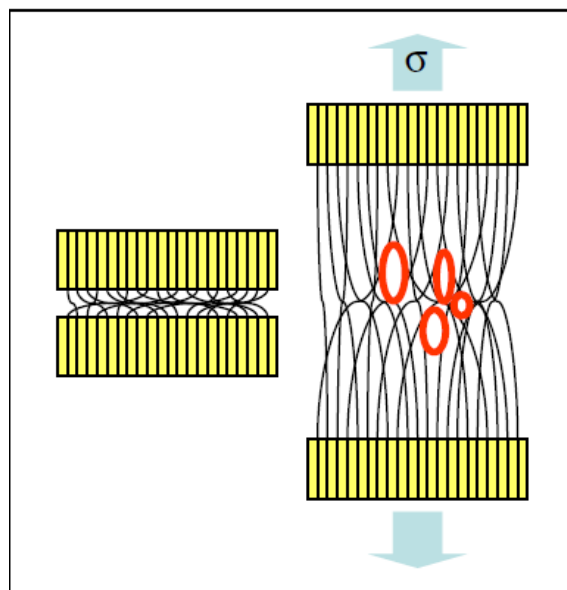


Figure I-25 Schéma décrivant un scénario possible de formation de microcavités par simple réarrangement configurationnel des macromolécules constitutives de la phase amorphe interlamellaire. Inter-prétation de l'idée de Monasse et al. [48]

I.6.2 Modèles micromécaniques :

Les modèles micromécaniques sont souvent centrés sur l'étude d'une ou plusieurs des trois étapes de nucléation, croissance et coalescence. Pour décrire les mécanismes d'endommagement, ils font explicitement intervenir la forme des cavités (ellipsoïdales, sphériques, cylindriques...) et sont dits modèles couplés et non couplés, selon l'intégration ou non de la loi de comportement thermomécanique globale.

Le premier type, non couplé, consiste donc à décrire l'évolution des cavités sans faire intervenir ses effets sur le comportement global du matériau. La rupture du matériau est définie par une valeur critique d'un paramètre d'endommagement. Par contre, les modèles couplés, se caractérisent par le couplage de l'endommagement et de la loi de comportement mécanique, par le biais d'un potentiel plastique faisant intervenir la fraction volumique de microvides, f . On peut citer comme exemple, le célèbre modèle de Gurson [49], développé et devenu par la suite le modèle GTN (Gurson-Tvergaard-Needleman) [50, 51]

Dans le cas des polymères, des différences non négligeables comparé aux métaux sont à signaler. Effectivement, il faut prendre en compte des niveaux importants de déformation élastiques et plastiques, ainsi que des fractions de porosités élevées et du non sphéricité des cavités apparaissent au cours de déformation. Une extension aux polymères a été tentée par Lafarge [52], pour un matériau semi-cristallin le PVDF, et également par Zaïri et al. [53] qui ont proposé une adaptation du modèle de Gurson.

I.6.3 Modèles phénoménologiques:

La plupart des modèles phénoménologiques, appelés CDM (Continuous Damage Mechanics), sont inspirés des travaux de Kachanov [54] et Rabotnov [55]. Ils sont souvent formulés dans le cadre des processus irréversibles. Leur hypothèse est fondée sur le postulat d'existence des variables internes représentatives de l'endommagement. Ce formalisme est développé sans prise en compte des détails sur la nucléation et la croissance des microcavités distribuées dans l'élément matériel, qui permettent de faire le lien entre l'état d'endommagement dans une structure microscopique aux quantités globalement mesurables comme le module d'élasticité et le coefficient de Poisson. Dans le CDM, le fait d'intégrer l'endommagement dans un modèle viscoplastique nécessite la définition d'une variable d'endommagement, en considérant dans un solide endommagé, un volume élémentaire représentatif VER [56,57].

I.7 Conclusion :

Le comportement mécanique des polymères semi-cristallins tel que le polyéthylène à haute densité PEHD est gouverné essentiellement par les caractéristiques du matériau, sa morphologie ainsi que son processus d'élaboration. L'endommagement de cette classe de matériaux soumis à diverses sollicitations mécaniques est un phénomène complexe résultant de l'action combinée de plusieurs mécanismes et conduisant à la rupture.

Dans le cas des grandes déformations, lorsque le matériau présente une ductilité très importante, l'utilisation des approches locales semble appropriée pour décrire physiquement l'évolution de l'endommagement et ses effets sur le comportement mécanique. Cependant, le PEHD peut présenter des ruptures fragiles sans déformation appréciable du matériau dans certain cas. En effet, des ruptures qui ont le caractère fragile ont pu être reproduites dans des pipes en PEHD et des propagations rapides de fissures ont pu être déclenchées, ce qui rend l'étude des mécanismes de rupture fragile de ce fait indispensable.

Dans ce contexte, l'approche globale de la mécanique de la rupture s'applique bien pour caractériser la rupture fragile du PEHD quand la plasticité reste confinée en pointe de fissure. Les différents modes de ruptures et les concepts fondamentaux seront présentés dans ce qui va suivre.

PARTIE II : MECANIQUE DE LA RUPTURE

I.1 Rupture des polymères :

Les propriétés mécaniques des polymères sont déterminées par la nature et la structure de base des chaînes macromoléculaires. Les mécanismes de déformation de ces matériaux peuvent être très différents suivant la température et les conditions de sollicitation. Par leur structure en chaînes macromoléculaires, ils manifestent un comportement viscoélastique. A basse température ou à grande vitesse de sollicitation, les polymères présentent généralement un comportement de type fragile. Par contre, aux températures élevées ou aux faibles vitesses de sollicitation, leur comportement est plutôt de type ductile.

I.2 Transition ductile-fragile du PE

Au voisinage de la température ambiante, le PEHD présente deux modes de rupture : sous forte contrainte il rompt d'une manière ductile pour des temps courts, tandis que pour des faibles contraintes il rompt d'une manière fragile pour des temps beaucoup plus longs. [58, 59] La relation entre la contrainte et le temps de rupture est schématisée sur la figure I-26 :

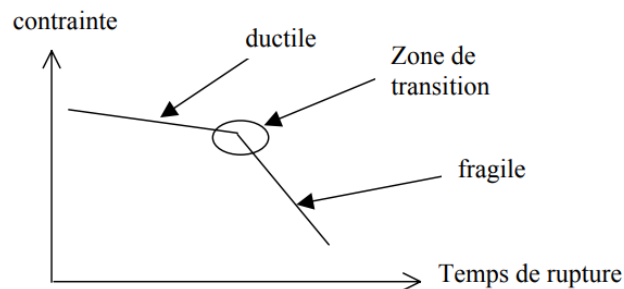


Figure I-26 Courbe de durée de vie du PE

La courbe présente deux domaines : premièrement, à forte contrainte où la durée de vie est très sensible à la contrainte, correspond au domaine ductile ; la seconde partie représente le domaine fragile pour lequel le temps de rupture est beaucoup moins sensible à la contrainte. Dans la région ductile, la rupture est associée à un écoulement plastique et le temps de rupture est déterminé par le taux de fluage. Dans la région fragile, la rupture est liée à une propagation de fissure provenant d'un défaut du matériau. Les deux processus interviennent en même temps mais à forte contrainte c'est le taux de fluage qui domine et à faible contrainte c'est le taux d'avancement de fissure. Pour la zone de transition entre les deux domaines, elle n'est pas toujours aussi marquée que sur le schéma ci-dessus. Effectivement, le caractère graduel de la transition a augmenté avec l'arrivée des nouveaux matériaux à très grande durée de vie. Il a été montré par Lu et Brown [58] que, dans certaines conditions de mesure, le temps de rupture peut même augmenter avec la contrainte dans cette zone de transition, comme indiqué sur la figure

I-27. Cette transition anormale est due au fait que la déformation plastique qui émousse le fond de fissure réduit la concentration de contrainte ce qui ralentit la propagation de la fissure.

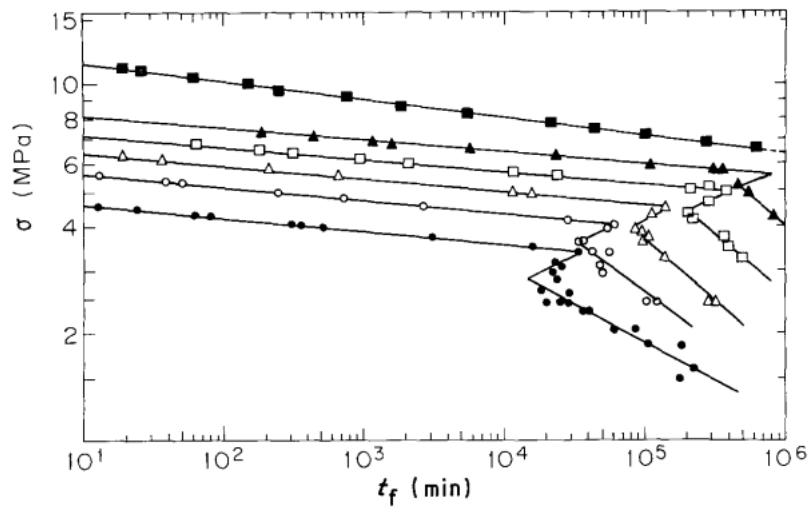


Figure I-27 Courbe contrainte-temps de rupture de polyéthylènes à différentes températures [58]

La rupture ductile de canalisations de PEHD est caractérisée par la formation d'une « hernie » qui se fissure rapidement et perpendiculairement au sens de l'étirage, suite à la déformation plastique importante comme indiqué sur la Figure I-28(a).

L'observation du faciès de rupture dans le cas d'échantillons entaillés montre qu'il s'agit d'une rupture interfibrillaire car la surface de fracture est fibreuse (figure I-29(a)). [60, 61]

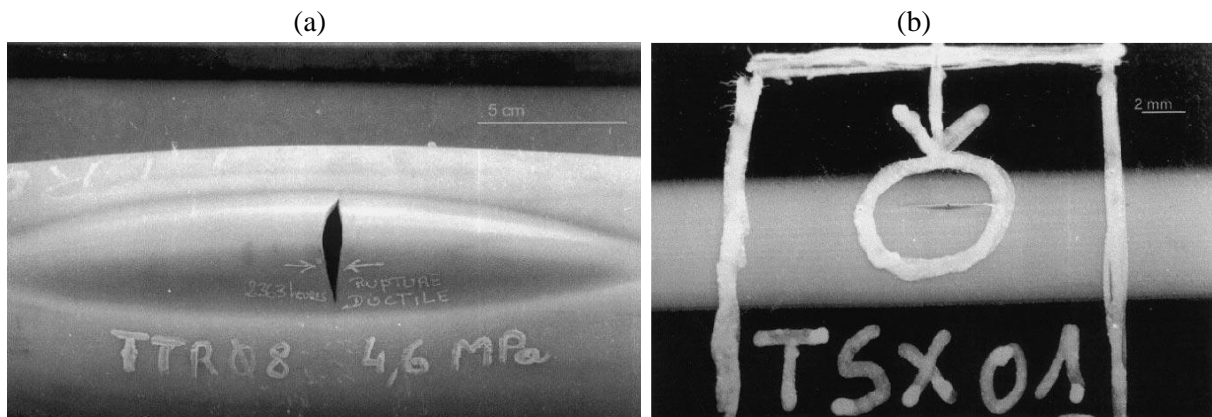


Figure I-28 Rupture de tubes de PE sous pression hydrostatique (a) ductile (b) fragile [61]

A partir des études sur des éprouvettes entaillées, le mode de rupture fragile peut être caractérisé par les points suivants: juste après l'application de la contrainte, une craquelure se forme en fond d'entaille avec une structure fibrillaire, la craquelure se développe doucement, la rupture est amorcée par la rupture de fibrilles proches de la base de la craquelure, la fissure se propage alors rapidement ; enfin, lorsque le ligament restant atteint la taille critique il cède pour la

rupture finale. [58, 62, 63] Il existe deux régimes de croissance de la craquelure : le régime lent gouverné par la formation des fibrilles et leur fluage, et le régime plus rapide dû à la rupture des premières fibrilles. [64] La rupture fragile est caractérisée par une fissuration perpendiculaire à la contrainte circonférentielle sans déformation plastique à l'échelle macroscopique. (Figure I-28(b)). Le faciès de rupture des échantillons entaillés présentée sur la figure I-29(b) montre la présence d'une zone « miroir » sans déformation plastique, et suivie d'une succession de zones de plus en plus fibrillées, qui correspondent à la propagation de la fissure par « saut ». L'observation microscopique montrée sur la figure I-30 confirme la texture fibreuse de ces zones qui traduit une déformation plastique locale.

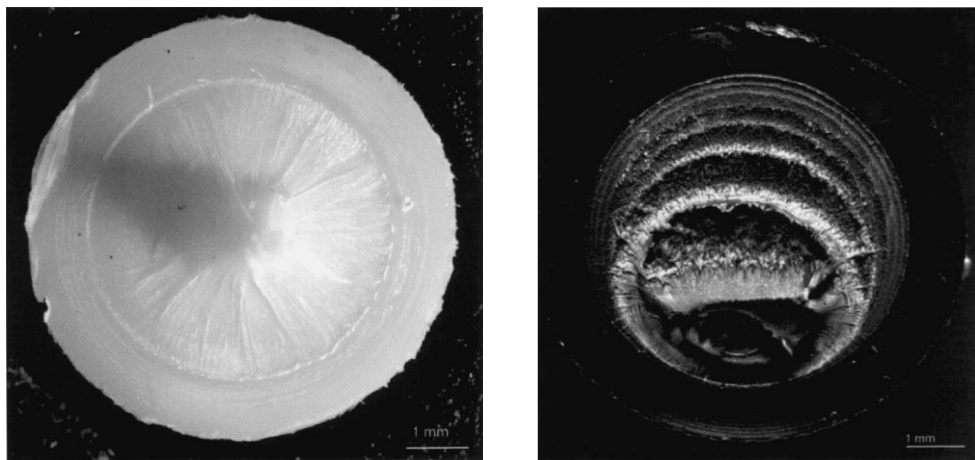


Figure I-29 Surface de fracture en fluage à 60°C d'échantillons entaillés (a) ductile (8MPa) (b) fragile (5MPa) [61]

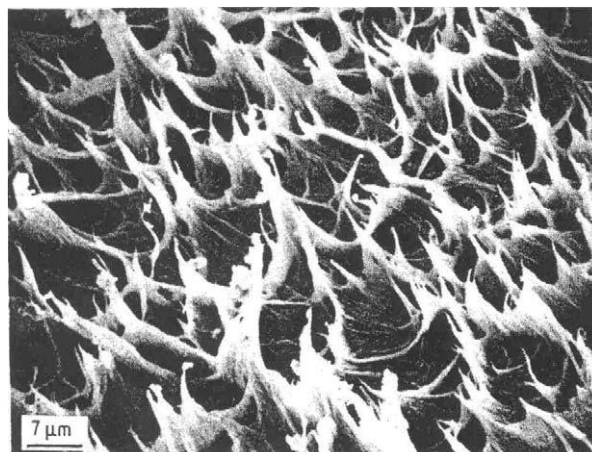


Figure I-30 Observation en SEM de la surface de fracture fragile d'un MDPE [62]

I.3 Application de la mécanique de la rupture aux polymères :

Les concepts de la mécanique linéaire élastique de la rupture MLER ont d'abord été élaborés pour les métaux. L'application de la MLER aux polymères, qui sont viscoélastiques de nature, exige la prise de quelques précautions. Quelques notions essentielles de la MLER seront présentées dans cette partie.

I.3.1 Introduction :

La mécanique de la rupture a pour but l'étude du comportement des matériaux fissurés dont elle décrit la rupture en termes de lois de la mécanique classique et des propriétés macroscopique, et prévoit un traitement quantitatif basé sur une analyse des contraintes. Ce traitement permet de relier la résistance à la fissuration aux conditions de sollicitation d'une structure de géométrie donnée et contenant un défaut. Le défaut est généralement représenté par une fissure et la résistance à la rupture est expliquée par des conditions sur le champ des contraintes et des déformations au voisinage de la pointe de la fissure.

La mécanique linéaire élastique de la rupture est utilisée selon deux approches :

- L'approche énergétique développée par Griffith est basée sur un bilan énergétique au cours de l'avancement de la fissure. La résistance à la rupture est alors estimée par le taux de restitution de l'énergie.
- L'approche mécanique développée par Irwin est basée sur l'intensité du champ des contraintes en pointe de fissure et la résistance à la rupture est caractérisée par l'amplitude K du champ de contrainte. K est appelé Facteur d'intensité de contrainte (FIC)

I.3.2 Approche énergétique :

Au cours de ses travaux sur la théorie de la rupture fragile, Griffith [65] a introduit le taux de restitution d'énergie, noté G correspondant à l'énergie libérée au cours de la propagation d'une fissure dans un solide parfaitement élastique.

Selon Griffith [65], la rupture intervient lorsqu'une énergie suffisante est restituée pour la création de nouvelles surfaces de rupture. Cette énergie provient de l'énergie élastique stockée dans le matériau et de l'énergie potentielle du système de chargement. Griffith [65] considère un solide d'épaisseur h , soumis à un chargement P , comportant une fissure de longueur $2a$. L'énergie libre totale du corps fissuré est égale à :

$$U = U_0 + U_S + U_E - W \tag{I.1}$$

Ou :

U_0 : est l'énergie de déformation du corps non fissuré.

U_s : est l'énergie de surface due à la formation de la fissure.

U_E : est la variation d'énergie de déformation élastique due à l'introduction de la fissure.

W : est la variation du travail externe.

Griffith a exprimé l'énergie totale dans le critère de rupture sous la forme :

- $\frac{dU}{da} < 0$: la fissure est instable (rupture fragile).
- $\frac{dU}{da} = 0$: la fissure est en équilibre.
- $\frac{dU}{da} > 0$: la fissure est stable (rupture ductile).

Le paramètre G est représenté par l'aire entre les deux courbes $P = f(\Delta)$ correspondant aux fissures de longueur a et $a+da$. Si l'on considère un accroissement de la fissure d'une longueur da , pour un déplacement constant, on peut alors observer une diminution de la charge ΔP comme l'indique la figure I- 31 La variation de l'énergie du système est uniquement une diminution de l'énergie de déformation soit :

$$\Delta U_{pot} = \Delta U(\varepsilon) - \Delta U_{ext} \quad (I.2)$$

$$\Delta U_{pot} = \Delta U(\varepsilon) - 0 = \frac{1}{2} P_2 V_1 - \frac{1}{2} P_1 V_1 = \frac{1}{2} V_1 (P_2 - P_1) = \frac{1}{2} V_1 \delta P \quad (I.3)$$

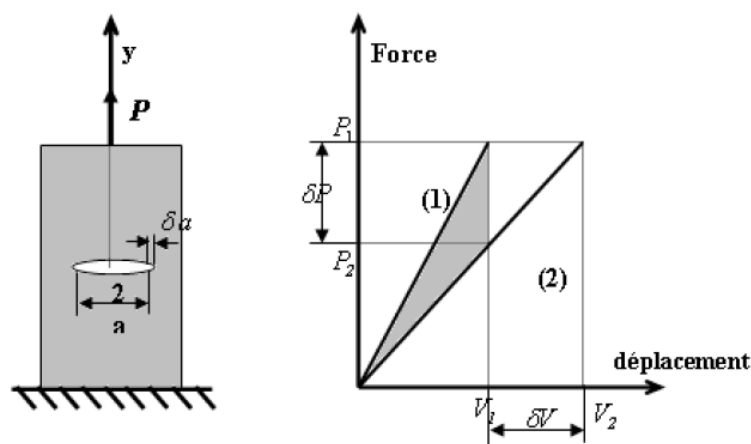


Figure I-31 Energie dissipative due à un accroissement de la fissure [66]

Lorsque les conditions aux limites imposées correspondent à une force imposée loin de (P_1) un accroissement de la fissure (a) à ($a + \delta a$), engendre une variation de l'énergie potentielle qui s'écrit donc :

$$\Delta U_{pot} = \Delta U(\varepsilon) - \Delta U_{ext} \quad (\text{I.4})$$

$$\Delta U_{pot} = \frac{1}{2} V_1 \delta P \quad (\text{I.5})$$

Si l'on définit par :

$$V = C.P \rightarrow \delta P = K.\delta V \quad (\text{I.6})$$

$$\Delta U_{pot} = \frac{1}{2} C.P.\delta P = -\frac{1}{2} .K.V.\delta V \quad (\text{I.7})$$

- **Taux de restitution d'énergie :**

Le premier principe de la thermodynamique appliqué à une structure fissurée en milieu élastique linéaire sans échange thermique stipule la conservation de l'énergie totale de la structure qui s'écrit :

$$dU(\varepsilon) - dU_{ext} - dU_s - dE_c = 0 \quad (\text{I.8})$$

Lors d'un accroissement de (ds) de la surface de la fissure, il y aura $dE_c \geq 0$

donc :

$$\frac{\partial}{\partial s}(U_{pot}) - \frac{\partial U_s}{\partial s} \geq 0 \quad (\text{I.9})$$

Ou autrement :

$$\frac{\partial}{\partial s}[U(\varepsilon) - U_{ext}] - \frac{\partial U_s}{\partial s} \geq 0 \quad (\text{I.10})$$

Avec :

$$\frac{\partial}{\partial s}[U(\varepsilon) - U_{ext}] = \frac{\partial}{\partial s}(U_{pot}) = G \quad (\text{I.11})$$

$$\frac{\partial U_s}{\partial s} = 2\gamma \quad (\text{I.12})$$

Pour qu'il y ait fissuration, il faut que :

$$G \geq 2\gamma \quad (\text{I.13})$$

Lorsqu'il s'agit de fissure n'affectant pas, lors de sa propagation, les conditions aux limites appliquées à la pièce, le travail des efforts extérieurs W_{ext} ne varie pas.

On écrit donc :

$$G = \frac{\partial U_{pot}}{\partial s} = \frac{\partial U(\varepsilon)}{\partial s} \quad (\text{I.14})$$

Pour une fissure en milieu bidimensionnel, d'épaisseur b , on écrit $ds = b \cdot da$

$$G = \frac{1}{b} \frac{\partial U_{pot}}{\partial a} \quad (\text{I.15})$$

Pour une épaisseur unité :

$$G = \frac{\partial U_{pot}}{\partial a} \quad (\text{I.16})$$

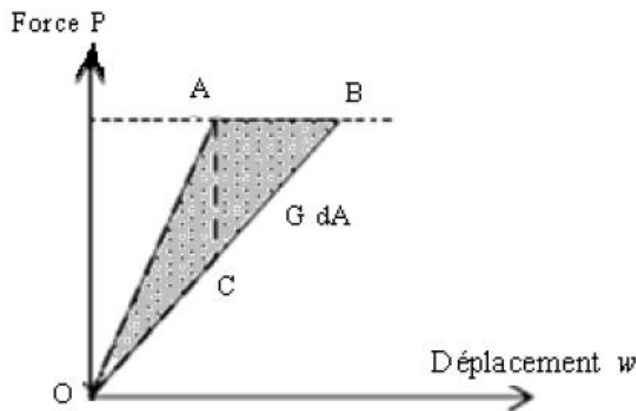


Figure I-32 Relation entre G et la complaisance de la structure [66].

Sur la courbe Force/Déplacement ci-dessus, OA correspond à une fissure de longueur a , et OB à une fissure de longueur $a + \delta a$. G représente l'aire située dans le triangle OAB pour un essai effectué à charge imposée ou dans le triangle OAC pour un pilotage en déplacement imposé. En utilisant le champ des contraintes dans la zone singulière et la loi de comportement élastique linéaire, il est possible de relier le taux de restitution d'énergie aux facteurs d'intensité de contraintes.

$$G = \frac{(K_I^2 + K_{II}^2)}{E'} + \frac{K_{III}^2}{2\mu} \quad (\text{I.17})$$

Ou

$$\left\{ \begin{array}{l} E' = E \quad \text{en contraintes planes} \\ E' = \frac{E}{1-\nu^2} \quad \text{en déformations planes} \\ \mu = \frac{E}{2(1-\nu)} \quad \text{est le module de cisaillement} \end{array} \right. \quad (\text{I.18})$$

E : le module de Young et ν le coefficient de poisson.

I.3.3 Critère mécanique :

La deuxième approche considère les champs de contraintes et de déformation locaux autour de la pointe de fissure dans un matériau linéaire élastique. Ces champs, en particulier, celui de contraintes peut être défini uniquement par un paramètre K appelé facteur d'intensité de contraintes. La rupture peut intervenir lorsque K atteint une valeur critique K_c . En utilisant les fonctions de Westergaad [67], il est possible de décrire le champ de contraintes à une distance r de la pointe de la fissure.

a) Facteur d'intensité de contrainte :

Introduits par G.R. Irwin [68] en 1957, les facteurs d'intensité de contraintes correspondent à des cinématiques particulières du mouvement des fissures. Dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture, les contraintes et les déformations au voisinage d'une fissure admettent un développement asymptotique dont le terme singulier s'écrit.

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{ij} = K_a \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^a(\theta) \\ \varepsilon_{ij} = K_a \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} g_{ij}^a(\theta) \end{array} \right. \quad a = 1, 2, 3 \quad (\text{I.19})$$

K_a est le Facteur d'intensité des Contraintes (FIC) en mode a avec $a=I, II$ ou III . Les fonctions f et g donnent la répartition angulaire ; leurs expressions en contraintes et déformations planes sont données dans plusieurs ouvrages de mécanique de la rupture [70, 71]. Lorsque l'on se trouve en mode I pur, l'état local de contraintes et de déformations peut être caractérisé à l'aide du seul paramètre K_I .

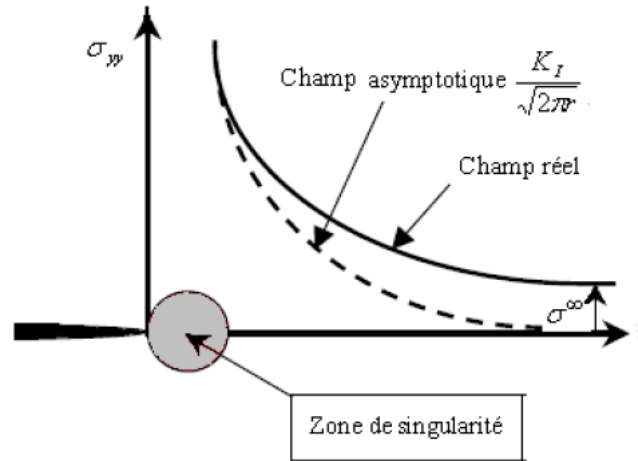


Figure I-33 Champ des contraintes au voisinage de la fissure [69].

b) Différents modes de rupture :

La fissuration se manifeste par la séparation irréversible d'un milieu continu en deux parties appelées lèvres de la fissure ce qui introduit une discontinuité au sens des déplacements. Les mouvements possibles des lèvres de chaque fissure sont des combinaisons de trois modes indépendants (figure I-34).

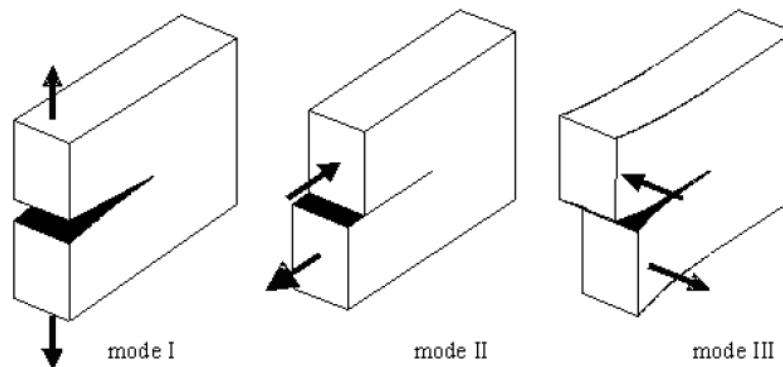


Figure I-34 Différents Modes de rupture [71].

Mode I (mode par ouverture) : les lèvres de la fissure se déplacent dans des directions opposées et perpendiculairement au plan de fissure.

Mode II (cisaillement plan) : les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de fissure.

Mode III (cisaillement anti-plan) : les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de la fissure.

Le mode I est le plus dangereux pour l'extension d'une fissure, cependant une fois amorcée et pour des sollicitations mixtes ou des géométries complexes, la fissure a tendance à bifurquer, et reste donc rarement rectiligne (2D) ou plane (3D).

Les facteurs K_I , K_{II} et K_{III} sont définis respectivement pour les modes I, II et III décrits ci-dessus.

Les champs de contraintes s'expriment à l'aide des facteurs d'intensité des contraintes

$$\text{En mode I : } \begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{cases} \quad (\text{I.20})$$

$$\text{En mode II : } \begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{yy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \tau_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \end{cases} \quad (\text{I.21})$$

$$\text{En mode III : } \begin{cases} \tau_{xr} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \\ \sigma_{yr} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \end{cases} \quad (\text{I.22})$$

I.3.4 Intégrale de contour (Intégrale J) :

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 paramétré par K . Dans ce cadre, il est conseillé, pour ces matériaux, d'appliquer les concepts de la mécanique élasto-plastique de la rupture.

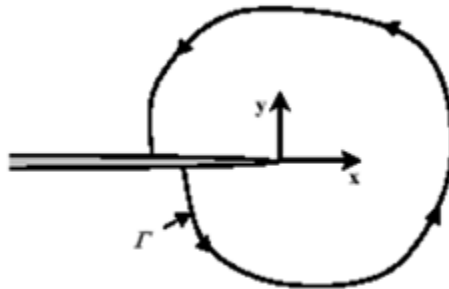


Figure I-35 Contour d'intégration [69].

L'utilisation du concept de l'intégrale J permet de caractériser la ténacité des matériaux lorsque la détermination de K_c et G_c est imposée à des conditions géométriques impossibles à respecter. L'intégrale J a été développée par Rice (1968) [72] 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 :

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (\text{I.23})$$

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

$$W = \int_0^{\epsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad (\text{I.24})$$

Rice (1968) [72] a montré que cette intégrale (équation I.23) 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 I.26.

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 .

$$J = - \frac{\partial(U/B)}{\partial a} \quad (\text{I.25})$$

Où B est l'épaisseur de l'éprouvette.

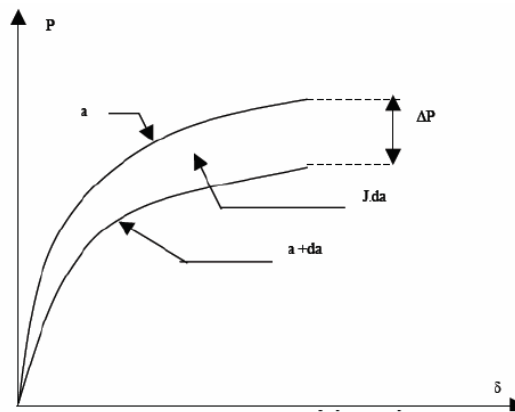


Figure I-36 Interprétation énergétique de l'intégrale J .

Alternativement, en considérant la courbe de chargement $P - \delta$ (figure I.36) 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:

$$J = - \int_0^{\delta} \frac{\partial P}{\partial a} d\delta = \int_0^P \frac{\partial \delta}{\partial a} dP \quad (\text{I.26})$$

Plusieurs auteurs ont utilisé l'approche de l'intégrale J pour traiter la rupture dans le cas du polyéthylène à haute densité comme Benhamena et al. [73] Guidara et al. [74] ou Elmequenni et al. [75].

I.3.5 Extension de la mécanique classique de la rupture :

Bien qu'au voisinage de la pointe de la fissure le terme singulier est dominant, les termes d'ordre supérieur du développement asymptotique de Williams [76] sont aussi importants en mécanique de la rupture, et particulièrement le second terme. Pour diminuer les dépendances des différents paramètres géométriques, un second paramètre caractéristique des champs à l'extrémité d'une fissure est introduit dans l'approche globale et ce, afin d'enrichir le Facteur d'Intensité de Contrainte. Ce paramètre appelé le T -stress, est défini comme étant une contrainte constante active, parallèlement à la propagation de la fissure. Ce terme peut avoir une influence importante sur la forme de la zone plastifiée et sur les contraintes à l'intérieur de cette zone. Larsson et Carlsson [77] et Rice [78] ont montré que le signe et la magnitude du T -stress influencent la taille et la forme de la zone plastique. Comme il peut aussi avoir un effet sur la stabilité de la direction de la propagation de fissure (Cotterell [79], Melin [80] et Fett et Munz [81]).

Pour un matériau élastique linéaire, Williams [76] propose l'expression suivante du champ des contraintes en fond de fissure :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{xi} \delta_{xj} + O(\sqrt{r}) \quad (\text{I.27})$$

K_I représente le facteur d'intensité de contrainte en mode I et T la contrainte transversale plus communément appelée, T -stress.

Alors que les solutions pour le facteur d'intensité de contrainte sont reportées dans les manuels pour les différents types de fissures et les différents cas de chargements, les solutions pour le

T -stress ne sont disponibles que pour des cas de chargements simples et pour un nombre restreint de géométries d'éprouvettes.

Récemment, l'utilisation de l'approche globale à deux paramètres ne cesse de croître et plusieurs chercheurs associent le facteur d'intensité de contrainte au T -stress dans le traitement des problèmes en mécanique linéaire élastique de la rupture. Pour pouvoir appliquer une telle méthodologie, il est important de présenter des solutions précises pour la détermination des paramètres de rupture au voisinage d'une fissure. Une synthèse détaillée sur l'approche à deux paramètres ainsi que les principales méthodes déterminant le T -stress fera l'objet du second chapitre.

I.4 Conclusion :

Les différents aspects microscopiques et macroscopiques nécessaires à l'étude du comportement et de la déformation des polymères semi-cristallins et en particulier le polyéthylène à haute densité PEHD ont été donnés. La compréhension de ces mécanismes est la meilleure façon pour connaître les processus à l'origine de la rupture du PEHD.

Le type de rupture des polymères semi-cristallins tel que le PEHD, dépend de la nature du matériau mais aussi des conditions de chargement incluant l'histoire des chargements thermomécaniques. Selon la température et la vitesse de sollicitation, un polymère peut avoir un comportement de type fragile ou de type ductile. Les températures élevées et les faibles vitesses de sollicitation conduisent à un comportement de type ductile. A l'inverse, les basses températures et les grandes vitesses de sollicitation élèvent la contrainte au seuil d'écoulement, induisant ainsi un comportement de type fragile. En effet, des ruptures de type fragile, souvent imprévisibles, se produisent dans les tubes de Polyéthylène utilisés dans la distribution des fluides (gaz/eau). Des propagations rapides de fissures sur des longueurs dépassant parfois des dizaines de mètres ont été constatées sur plusieurs sites. Cette situation peut être préoccupante pour les utilisateurs de ce type de matériaux.

A l'aide des concepts de la mécanique de la rupture, nous allons tenter de traiter le cas de la rupture fragile du PEHD par une approche globale à deux paramètres. Cette dernière consiste à utiliser le Facteur d'intensité de contrainte en plus d'un second paramètre appelé le T-stress dans le cadre de la mécanique linéaire élastique de la rupture.

I.5 Références bibliographiques :

- 1- Kausch H.-H., Heymans N., Plummer C. J. G., Decroly P. (2001), Matériaux polymères: propriétés mécaniques et physiques, Presses polytechniques et universitaires romandes
- 2- C. Dreistadt. Analyse expérimentale et modélisation micromécanique du comportement du polycarbonate soumis aux chargements complexes. Thèse, ENIM-Metz, 2007.
- 3- Marc Carrega, Aide-mémoire Matières plastiques. Editions Dunod
- 4- S.A. Reffas. Contribution à la modélisation du comportement et de l'endommagement des polymères semi cristallins - Cas du Polyacétal (POM). Thèse, UDL-Sidi Bel-Abbès, 2013.
- 5- A. Blaise. Caractérisation microstructurale d'un PEHD semi-cristallin déformé, par tomographie X et diffusion de lumière polarisée. Thèse, EEIGM Nancy, 2011.
- 6- M. Elmeguenni. Effet de la triaxialité sur le comportement et la rupture du polyéthylène haute densité : approches expérimentales et numériques. Thèse, Université de Lille 1, 2010.
- 7- R. Ferhoum. Etude expérimentale et modélisation numérique du comportement mécanique du PEHD à l'état vierge et après vieillissement thermique. Thèse, UMM-Tizi-Ouzou.
- 8- G. Ayoub. Comportement en grandes déformations et fatigue des polymères : modélisation constitutive et prédiction de la durée de vie en fatigue. Thèse, Université de Lille 1, 2010.
- 9- J.M. Haudin. Structure morphologiques des polymères semi-cristallins, in: Introduction à la mécanique des polymères, ed. C. G'Sell et J.M. Haudin, Institut National Polytechnique de Lorraine, 97-115, 1995.
- 10- C. Oudet. Polymère: Structure et propriétés – Introduction. Masson, Paris, 1994.
- 11- P. Ferrandez. Adaptation de l'essai de bipoinçonnement à l'étude des polymères. Influence des conditions de cristallisation sur le comportement rhéologique et tribologique d'un Polyéthylène haute densité. Thèse, ENSMP, 1987.
- 12- J. Varga. Review. Supermolecular structure of isotactic polypropylene. J. Mater. Sci., 27, 2557-2579, 1992. Lefebvre X. (2002).
- 13- C. Devillers. Dégradation chimique du PE et influence sur le comportement, l'endommagement et la rupture en fluage : Application à la durabilité d'une canalisation sous pression. Thèse, Mines ParisTech, 2011.

- 14- Lefebvre X. (2002). Fissuration fragile lente du polyamide 11 : Mécanismes et durée de vie en fatigue. Thèse de doctorat de l'Ecole des Mines de Paris.
- 15- J.M. Haudin, C. G'ssell. Introduction à la mécanique des polymères, chapitre Structures et morphologies des polymères semi-cristallins. C. G'ssell et J.M. Haudin, INPL, 97-115, 1995.
- 16- F. Coeuille. Revêtements polymères de canalisation de fluide : caractérisation et évolution de l'adhésion en milieu agressif. Thèse, Ecole des Mines de Paris, 2002.
- 17- A. Guiu. Assemblages multicouches de polymères semi-cristallins: Adhésion et vieillissement. Thèse, École supérieure des mines de paris, 2002.
- 18- Rault J., *Les polymères solides*, Edition CEPADUES, Toulouse, France, 2002.
- 19- F. Addiego. Caractérisation de la variation volumique du polyéthylène au cours de la déformation plastique en traction et en fluage. Thèse, Institut National Polytechnique de Lorraine, 2006.
- 20- J.P. Trotignon, J. Verdu, A. Dobracginsky, M. Piperaud. Précis de matières plastiques. Edition Nathan, Paris, France, 1996.
- 21- M. Carrega, J.F. Agassant, M. Biron, C. Clozza, C. Duval, J.M. Haudin, C. Houdret, J.P. Machon, J.P. Queslel, R. Seguela, G. Villoutreix, R. Wirth. Matériaux industriels– Matériaux polymères, Dunod, Paris, France, 2000
- 22- I. Henaut. Etude de Mélanges non compatibilisés de Polyoléfines – Application au recyclage. *Thèse*, Ecole des Mines de Paris, 1998.
- 23- Balta-Calleja F.J., Peterlin A., Plastic deformation of polypropylene. VI. Mechanism and properties, *Journal of Macromolecular Science-Physics*, B4(3), (1970), 519-540
- 24- 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*, 37, (2000), 7307-327
- 25- Castagnet S., Gacougnolle J.L., Dang P., Correlation between macroscopical viscoelastic behaviour and micromechanisms in strained a polyvinylidene fluoride (PVDF), *Materials Science and Engineering*, A276, (2000), 152-159
- 26- Lin L., Argon A.S., Structure and plastic deformation of polyethylene, *Journal of Materials Science*, 29, (1994), 294-323
- 27- Dahoun A., Comportement plastique et textures de déformation des polymères semicristallins en traction uniaxiale et en cisaillement, Thèse de Doctorat, Institut National Polytechnique de Lorraine, Science et génie des Matériaux, (1992)

- 28- G'Sell C., Dahoun A., Evolution of microstructure in semi-crystalline polymers under large plastic deformation, *Materials Science and Engineering*, A175, (1994), 183-199
- 29- Fond C., G'Sell C., Localisation des déformations et mécanismes d'endommagements dans les polymères multiphasés, *Mécanique et Industries*, 3, (2002), 431-438.
- 30- Schultz J., *Polymer Materials Science*, Prentice-Hill, Englewood Cliffs, New Jersey, (1974)
- 31- Friedrich K., Crazes and Shear bands in semi-crystalline thermoplastics, *Advances in Polymer Science*, *Crazing in polymers*, 52/53, Edited by Kausch H.H., Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg, Germany, (1983), 225-274
- 32- Nitta K.H., Takayanagi M., Role of Tie molecules in the Yielding Deformation of Isotactic Polypropylene, *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, 37, (1999), 357-368
- 33- Nitta K.H., Takayanagi M., Tensile yield of isotactic polypropylene in terms of a lamellar-cluster model, *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, 38, (2000), 1037-1044
- 34- Reed P.E., Zhao G.Q., Structural deformation in polyethylene during cold-drawing, *Journal of Materials Science*, 17, (1982), 3327-3335
- 35- Ferreiro V., Pennec Y., Séguéla R., Coulon G., Shear banding in polyamide 6 films as revealed by atomic force microscopy, *Polymer*, 41, (2000), 1561-1569
- 36- Aboulfaraj M., G'Sell C., Ulrich B., Dahoun A., In situ observation of the plastic deformation of polypropylene spherulites under uniaxial tension and simple shear in the scanning electron microscope, *Polymer*, 36, (1995), 731-742
- 37- Butler M.F., Donald A.M., Deformation of spherulitic polyethylene thin films, *Journal of Materials Science*, 32, (1997), 3675-3685
- 38- C. G'sell, J.M. Hiver, A. Dahoun, A. Souahi. Video-controlled tensile testing of polymers and metals beyond the necking point. *J. Mater. Sci.*, 27, 5031-5039, 1992.
- 39- Hobeika S., Men Y., Strobl G., Temperature and strain rate independence of critical strains in polyethylene and poly(ethylene-co-vinyl acetate), *Macromolecules*, 33, (2000), 1827-1833
- 40- Castagnet S., Comportement mécanique du PVDF : compétition entre cavitation et écoulement visqueux, Thèse de Doctorat, Université de Poitiers, Science des Matériaux, 1998.

- 41- Schirrer R., Les craquelures dans les polymères, Introduction à la mécanique des polymères, Edité par G'Sell C. et Haudin J.M., Institut National polytechnique de Lorraine, Nancy, France, (1995), 395-411
- 42- Kramer E.J., Berger L.L., Craze growth and fracture, Advances in Polymer Science, *Crazing in polymers*, 91/92, Edited by Kausch H.H., Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg, Germany, (1990), 1-68
- 43- Kramer E.J., Microscopic and molecular fundamentals of crazing, Advances in Polymer Science, *Crazing in polymers*, 52/53, Edited by Kausch H.H., Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg, Germany, (1983), 1-56
- 44- 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*, 37, (2000), 7307-7327
- 45- Döll W., Optical interference measurement and fracture mechanics analysis of crack tip craze zones, Advances in polymer Science, *Crazing in polymers*, 52/53, Edited by Kausch, H.H., Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg, Germany, (1983), 105-168
- 46- Predecki P., Thornton A.W., Observations of deformation in spherulitic polyethylene, *Journal of Applied Physics*, 41, (1970), 4342-4346
- 47- C. G'sell. Plasticité et endommagement des polymères structuraux. L'actualité chimique, mars, 41-44, 2002.
- 48- B. Monasse, S. Queyroy, O. Lhost. Simulation par dynamique moléculaire de la déformation élastique et plastique de polyéthylènes semi-cristallins. CFM, 2007
- 49- A.L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth-I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *J. Eng. Mater. Techno.*, 99, 2-15, 1977.
- 50- V. Tvergaard, A. Needleman. Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metall.*, 32, 157-169, 1984.
- 51- A.L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth-I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *J. Eng. Mater. Techno.*, 99, 2-15, 1977.
- 52- M. Lafarge. Modélisation couplée comportement-endommagement et critères de rupture dans le domaine de la transition du PVDF. Thèse de doctorat. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004

- 53- F. Zaïri, M. Naït-Abdelaziz, K. Woznica, J.M. Gloaguen. Constitutive equations for the viscoplastic-damage behaviour of a rubber-modified polymer. *Eur. J. Mech. A/Solid*, 24, 169-182, 2005.
- 54- Kachanov, L. M. (1958). Time of the rupture process under creep conditions. *Izv. Akad. Nauk S.S.S.R., Otd. Tekh. Nauk* 8, 26-31.
- 55- Rabotnov, Y. N. (1969). *Creep problems in structural members*. North-Holland, Amsterdam.
- 56- Lemaître, J., and Jean Louis Chaboche. "Mécanique des matériaux solides." (1985).
- 57- Tang, C. Y., & Lee, W. B. (1995). Damage mechanics applied to elastic properties of polymers. *Engineering fracture mechanics*, 52(4), 717-729.
- 58- X. Lu and N. Brown, The ductile-brittle transition in a polyethylene copolymer, *Journal of materials science*, 1990, 25, p. 29-34.
- 59- A. Lustiger and R.L. Markham, Importance of tie molecules in preventing polyethylene fracture under longterm loading conditions, *Polymer*, 1983, 24, p. 1647-1654.
- 60- H.B.H. Hamouda, Endommagement et fissuration en fluage de polyéthylène extrudés: approche locale approche globale, Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2000, 267 p
- 61- H.B.H. Hamouda, et al., Creep damage mechanisms in polyethylene gas pipes, *Polymer*, 2001, 42(12), p. 5425-5437.
- 62- A. Lustiger and R.D. Corneliussen, The role of crazes in the crack growth of polyethylene, *Journal of materials science*, 1987, 22(7), p. 2470-2476.
- 63- X. Lu, R. Qian, and N. Brown, Discontinuous crack growth in polyethylene under a constant load, *Journal of materials science*, 1991, 26(4), p. 917-924.
- 64- L.J. Rose, et al., Slow crack growth in polyethylene: a novel predictive model based on the creep of craze fibrils, *Journal of applied polymer science*, 1994, 54(13), p. 2119-2124.
- 65- Griffith A.A. The phenomena of ruptures and flow in solids, *transactions. Royal soc. London, serie A*, p.163-198, (1920).
- 66- B. Mechab. Analyse numérique de l'endommagement des pipes. Thèse, Université Djillali Liabes de Sidi bel-Abbes, 2011.
- 67- Westergaad H.M. Bearing pressures and cracks, *Trans.ASME,Journal. Appl. Mech*, (1939).
- 68- Irwin G.R. Analysis of stress and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*, vol.24, pp. 361-364. (1957).

- 69- Zeghloul. Concepts Fondamentaux De La Mécanique de La Rupture Université de Metz (2004).
- 70- D. François, A. Pineau, A. Zaoui – Comportement mécanique des matériaux. Ed. Hermes, Paris, 1993.
- 71- D. Miannay – Mécanique de la rupture. Les éditions de Physique, Monographie de Matériologie, Courtaboeuf, 1995.
- 72- Rice, James R. "A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks." ASME, 1968.
- 73- Benhamena, A., Aminallah, L., Bouiadjra, B. B., Benguediab, M., Amrouche, A., & Benseddiq, N. (2011). J integral solution for semi-elliptical surface crack in high density poly-ethylene pipe under bending. *Materials & Design*, 32(5), 2561-2569.
- 74- Guidara, M. A., Bouaziz, M. A., Schmitt, C., Capelle, J., Taïeb, E. H., Azari, Z., & Hariri, S. (2015). Structural integrity assessment of defected high density poly-ethylene pipe: Burst test and finite element analysis based on J-integral criterion. *Engineering Failure Analysis*, 57, 282-295.
- 75- Elmequenni, M., Naït-Abdelaziz, M., Zaïri, F. et al. Fracture characterization of high-density polyethylene pipe materials using the *J*-integral and the essential work of fracture. *Int J Fract* (2013) 183: 119. <https://doi.org/10.1007/s10704-013-9848-x>
- 76- M.L. Williams, On the stress distribution at the base of a stationary crack. *J. Appl. Mech.* 24, 109–114 (1957)
- 77- S.G. Larsson, A. Carlsson, Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on small-scale yielding at crack-tips in elastic–plastic materials. *J. Mech. Phys. Solids* 21(4), 263–277 (1973)
- 78- J.R. Rice, Limitations to the small scale yielding approximation for crack tip plasticity. *J. Mech. Phys. Solids* 22(1), 17–26 (1974)
- 79- B. Cotterell, Notes on the paths and stability of cracks. *Int. J. Fract.* 2(3), 526–533 (1966).
- 80- S. Melin, The influence of the T-stress on the directional stability of cracks. *Int. J. Fract.* 114(3), 259–265 (2002)
- 81- T. Fett, D. Munz, T-stress and crack path stability of DCDC specimens. *Int. J. Fract.* 124, L165–L170 (2003)

CHAPITRE II
APPROCHE GLOBALE A DEUX PARAMETRES

Chapitre II APPROCHE GLOBALE A DEUX PARAMETRES

II.1 Introduction

En mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER), le facteur d'intensité de contrainte FIC est considéré comme le paramètre le plus important pour quantifier la nocivité d'une fissure. Il est le premier terme singulier de l'expansion asymptotique de Williams [1]. Traditionnellement, ce facteur est utilisé pour déterminer l'amorçage et la propagation des fissures dans les matériaux fragiles. Cependant, l'approche basée sur un seul paramètre semble ne pas être capable de donner une interprétation complète des conditions de rupture dans les structures. De ce fait, la nécessité d'enrichir le facteur d'intensité de contrainte en introduisant un second paramètre caractéristique des champs à l'extrémité d'une fissure, semble primordiale. Ce terme appelé contrainte T ou T-stress, est utilisé dans le but de connaître l'effet de la structure et du chargement à la pointe de la fissure, bien que sa signification physique reste à éclaircir.

La T-stress est défini comme étant une contrainte constante activant parallèlement dans le sens de propagation de la fissure. Son amplification est proportionnelle à la contrainte nominale à la pointe de la fissure. La figure II.1 schématise la contrainte d'ouverture le long du ligament, avec et sans la présence de la contrainte T.

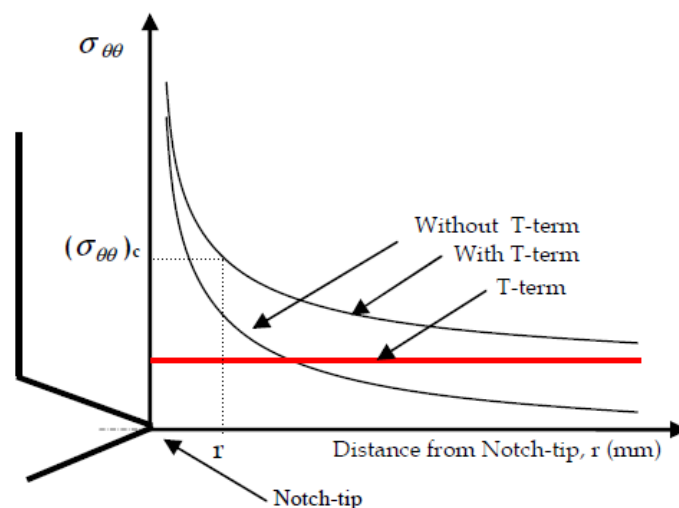


Figure II-1 Evolution de la contrainte d'ouverture le long du ligament en présence du terme T

Williams et Ewing [2] ont montré que les champs de contraintes à l'extrémité d'une fissure, dans un matériau isotrope et élastique, peuvent être exprimés à l'aide de séries infinies en puissance de r dont le 1er terme prépondérant correspond à la singularité en $1/\sqrt{r}$, le second terme est constant, le troisième terme est proportionnel à \sqrt{r} . La théorie classique de la

mécanique de la rupture néglige habituellement tous les termes à l'exception du terme singulier. Cependant si les termes au-delà du second terme, en $r^{1/2}$, $r^{3/2}$... s'annulent à l'extrémité de la fissure, le second terme constant garde sa valeur. Ce terme peut avoir une influence importante sur la forme de la zone plastifiée et sur les contraintes à l'intérieur de cette zone. Pour une fissure, dans un matériau élastique et isotrope, sollicitée en mode d'ouverture sous déformations planes, les deux premiers termes intervenant dans l'expression (II.1) sont :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{xi} \delta_{xj} + O(\sqrt{r}) \quad (\text{II.1})$$

Avec f_{ij} : Fonction de l'angle θ , K_I : Facteurs d'Intensité de Contraintes,

$\delta_{1i} \delta_{1j}$ Symbole de Kronecker.

T une contrainte uniforme, correspondant aux contraintes de compression/traction transverses évoquées lors de l'étude de la fissure stationnaire.

On peut écrire dans le plan (x,y) :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} \end{bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} & \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} & 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} T & 0 \\ 0 & 0 \end{bmatrix} + O(r^{1/2}) \quad (\text{II.2})$$

Le développement de (II.2) devient:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + T + O(r^{1/2}) \quad (\text{II.3})$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + O(r^{1/2}) \quad (\text{II.4})$$

$$\sigma_{xy} = \sigma_{yx} = \tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} + O(r^{1/2}) \quad (\text{II.5})$$

Pour évaluer l'influence de cette contrainte T , on construit un modèle simple circulaire obtenu par découpage d'un disque entourant l'extrémité de la fissure. Les conditions limites sur les bords de ce disque sont indiquées sur la figure II.2.

Le champ des contraintes issu de la relation précédente est appliqué sur la frontière du disque découpé autour de l'extrémité de la fissure. Une zone plastifiée se développe en pointe de fissure, mais elle doit demeurer largement confinée dans le disque considéré pour s'assurer de la validité des conditions limites imposées et de la solution élastique. Le modèle circulaire

permet en régime de plasticité confinée, la simulation des conditions existantes au voisinage de l'extrémité d'une fissure et ce, indépendamment de la géométrie de la structure fissurée.

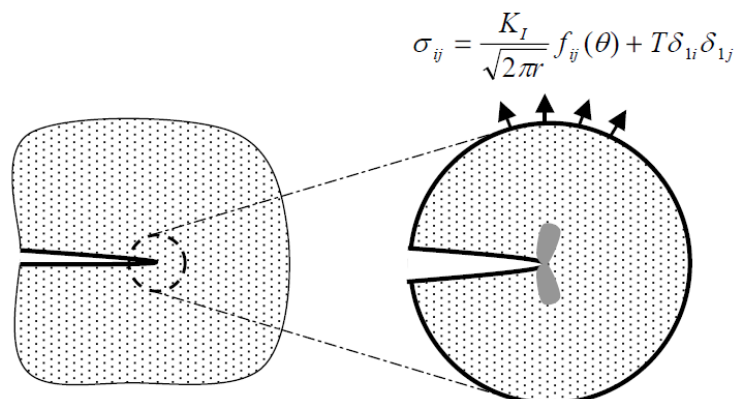


Figure II-2 Conditions limites pour le modèle circulaire [3]

La Figure II.3 est une illustration des résultats obtenus par la méthode des éléments finis dans un modèle circulaire. Ces résultats, exprimés pour différentes valeurs de T/σ_e , (σ_e : limite d'élasticité) montrent l'influence de la contrainte T en profondeur dans la zone plastifiée. Le cas $T = 0$ correspond à la limite du régime de plasticité confinée lorsque le terme de singularité décrit tout seul les champs près de l'extrémité de la fissure. Les valeurs négatives de T (contraintes de compression) influent de façon beaucoup plus significative la distribution des contraintes que les valeurs positives de T [4]

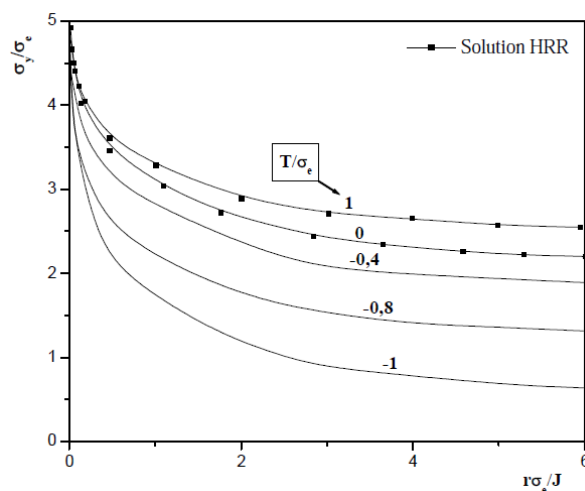


Figure II-3 Répartition des contraintes pour le modèle circulaire en aval de l'extrémité de la fissure ($\theta = 0$) [3]

Il faut noter que la solution HRR (Hutchinson, Rice et Rosengren), n'est pas confondue avec $T = 0$. Le champ des contraintes, en profondeur à l'intérieur de la zone plastifiée, peut être

représenté par une série en puissance de r dont le premier terme correspond à la solution HRR. La figure II.3 montre que l'influence des autres termes n'est pas négligeable lorsque $T=0$ [3]. Les travaux de [5], [6] montrent que la contrainte T , où elle représente la contrainte élastique linéaire non singulière activant parallèlement la fissure, caractérise le champ local de la contrainte à la pointe de la fissure pour un matériau élastique linéaire et pour un matériau élasto-plastique, avec une restriction des conditions de petites échelles (Small Scale Yielding, SSY).

II.2 Effets de la contrainte T

La contrainte T modifie de différentes manières la propagation d'une fissure. De nombreuses études ont été réalisées pour déterminer ces effets qui peuvent porter aussi bien sur la taille de la zone plastique en pointe de fissure que sur son sillage plastique, la vitesse de propagation ou le trajet de chargement de la fissure.

II.2.1 Influence de T sur le chemin de propagation

Plusieurs études ont montré que le T -stress a une influence sur la direction de l'avancée de fissure, la stabilité de la propagation, la distribution des contraintes au voisinage de la fissure et la ténacité à la rupture [2], [5], [7]–[12]

Cotterell a présenté deux études [7], [8], pour une éprouvette en traction (CT). Dans la première étude [7], il démontre analytiquement que le signe du T -stress détermine la stabilité du chemin de la fissure. Pour les valeurs positives de T -stress, la fissure dérive de son chemin principal ; tandis que pour des valeurs négatives, la fissure continue le long de la direction originale de la fissure. Dans la seconde étude [8], Cotterell observe que le premier critère ne prédit pas correctement la stabilité du chemin de la fissure. Pour un T -stress positif, les résultats expérimentaux donnent un chemin de fissure stable.

II.2.2 Approche de Cotterell et Rice

La stabilité directionnelle d'une petite fissure dans une éprouvette plate et large a été examiné par Cotterell et Rice [9], ils ont trouvé que la courbe où le chemin principal de la fissure diverge du chemin original de la fissure lorsque la contrainte du cisaillement T est positive ce qui se traduit par un trajet de fissuration instable. L'angle d'amorçage de la fissure augmente avec l'augmentation du rapport (K_I/T) . Pour un T -stress négatif, le chemin de la fissure tend vers le chemin de la direction principale ce qui veut dire que T stabilise le trajet de fissuration.

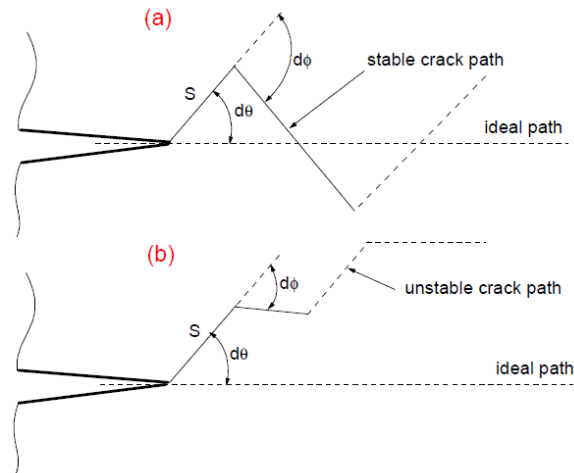


Figure II-4 Représentation schématique de la direction de propagation de la fissure : (a) chemin d'une fissure stable, (b) chemin d'une fissure instable [7], [8].

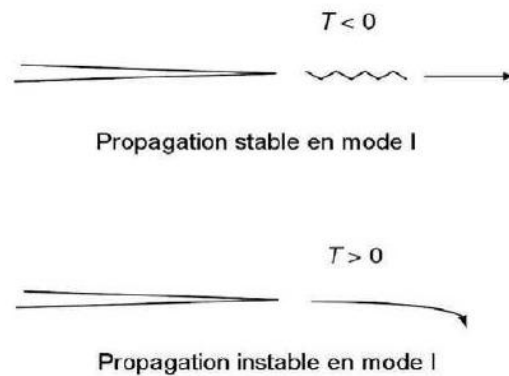


Figure II-5 Schémas montrant l'influence de la contrainte T sur le trajet de fissuration [13]

Ce changement de direction de fissuration pour un T-stress positif a été observé expérimentalement par plusieurs auteurs. Leevers et Radon [14] ont remarqué que le trajet de fissuration est plus plan pour un T-stress négatif que pour un T-stress nul. Le chemin de la fissure est plus sinueux si le chargement devient équi-biaxial ($T=0$). Truchon et al. [15] ont mis en évidence le même phénomène pour une fissure dans le cas d'une éprouvette cruciforme, les auteurs ont constaté que, pour un T-stress positif, le plan de fissuration évolue de manière à ce que la fissure travaille en Mode I local.

II.2.3 Approche Selvarathinam et Goree

Le model de Cotterel et Rice [9] a été étendu par Selvarathinam et Goree [16], pour de petits branchements de fissures à des orientations différentes. Ils ont défini une valeur critique du T-stress, T_{crit} , représentant un paramètre intrinsèque du matériau, déterminé par des essais de rupture. Si $T < T_{crit}$, la direction de la propagation de fissure est stable. Si $T > T_{crit}$ le chemin est instable.

II.3 Influence de T sur la taille de la zone plastique

La figure II.6 montre schématiquement le rôle du T-stress sur la forme et la taille de la zone plastique en déformations planes et en contraintes planes. Dans le cas des déformations planes, la zone plastique présente une forme d'ailes de papillons plus marquée quand le T-stress est négatif. Un T-stress positif entraîne un renversement de ces ailes vers l'arrière de la fissure. Ce phénomène a été discuté par Larsson et Carlsson [17] et Rice [18], ils ont montré que le signe et la magnitude de la contrainte T influencent la taille et la forme de la zone plastique.

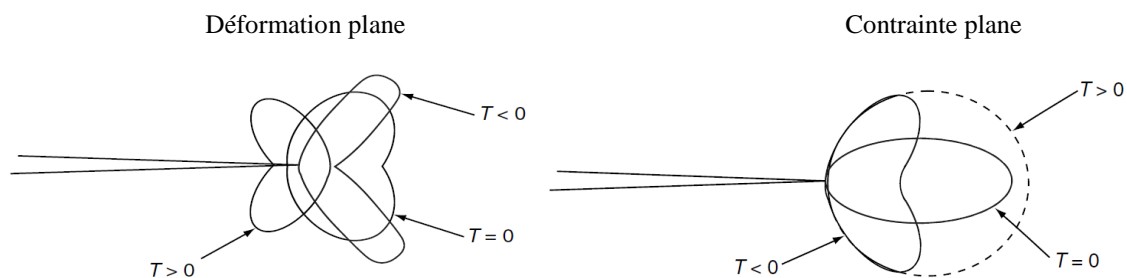


Figure II-6 Influence de la contrainte T sur la taille de la zone plastique [13]

Il est possible d'étudier analytiquement l'impact de la contrainte T sur la zone plastique à partir de l'expression du champ de contraintes en pointe de fissure. On peut, tracer le champ de la contrainte équivalente de von Mises (figure II.7). On observe alors la forme de la zone plastique en ailes de papillon. Lorsque la contrainte T est positive, on observe une diminution de sa taille et un basculement des ailes vers l'arrière de la fissure. Dans le cas où la contrainte T est négative, on a alors une augmentation de la taille de la zone plastique et les ailes de papillon basculent vers l'avant.

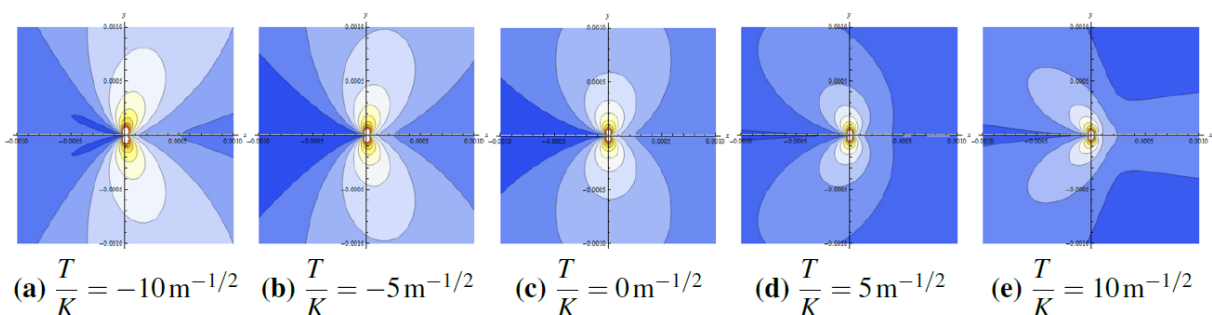


Figure II-7 Champ de la contrainte équivalente de von Mises en déformations planes autour de la pointe de la fissure montrant l'évolution de la zone plastique en fonction de la contrainte T [19]

L'effet d'une contrainte T négative est bien plus important que celui d'une contrainte T positive. Par conséquent, si la fissure avance par plasticité, alors une contrainte T négative devrait accélérer sa propagation et une contrainte T positive devrait la ralentir [19].

II.4 Influence de la contrainte T sur la vitesse de propagation

Il existe de nombreuses études sur l'influence de la contrainte T sur la vitesse de propagation des fissures. Cependant, les résultats sont contradictoires. Par exemple, certains auteurs ont trouvé qu'une contrainte T positive tendait à accélérer la fissure [20]–[22], alors que d'autres ont trouvé l'effet inverse [23]–[28]. Ceci laisserait penser que la contrainte T seule ne permet pas d'expliquer ce comportement et serait en compétition avec d'autres phénomènes : plasticité, comportement du matériau, rugosité, épaisseur de l'éprouvette, etc. Néanmoins, la plupart des articles tendent à montrer qu'une contrainte T positive ralentit la propagation d'une fissure alors qu'une contrainte T négative l'accélère.

II.5 Contrainte T et fissures courtes

Prendre en compte les contraintes T en plus des facteurs d'intensité des contraintes permet d'introduire naturellement un effet de fissure courte. En effet, les contraintes T sont fonction du champ de contrainte du milieu non fissuré alors que les facteurs d'intensité des contraintes sont aussi fonction de la longueur de fissure. Dans le développement asymptotique, les termes associés aux contraintes T sont constants tandis que ceux associés aux facteurs d'intensité des contraintes varient en $\sqrt{a/r}$. En effet, si on pose qu'il y a propagation lorsque $\sigma_{xx}(r, \theta)$ est égal à un sigma critique ($\sigma_{xx}(r, \theta) = \sigma_{crit}$), on a alors :

$$\sigma_{xx}(r, \theta) = \sigma_{crit} = \underbrace{\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{xx}}_{\propto a \text{ car } K_I = \sigma_{yy} \sqrt{2\pi r}} + T_{cst} \quad (\text{II.6})$$

D'après l'équation (II.6), on voit que si la fissure devient courte, c'est-à-dire si a devient faible en se plaçant à une même distance de la pointe de la fissure, le terme de gauche devient négligeable face à T. Dans ce cas, la contrainte T prend beaucoup plus d'importance et ne peut être négligée. Par conséquent, considérer les contraintes T dans un critère de mécanique de la rupture va naturellement induire des effets liés à la taille de la fissure. Pour les fissures longues, l'effet des contraintes T est en général négligé. Cependant, si des fissures courtes ou des fissures longues sous un chargement multiaxial sont considérées, l'effet des contraintes T ne peut plus être négligé.

II.6 Méthodes de détermination du T-stress

Plusieurs méthodes ont été utilisées au fil des années pour déterminer le T-stress, selon la géométrie des éprouvettes dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture. Pour des fissures unidimensionnelles, Leavers et Radom [14] ont donné une analyse numérique basée sur une

méthode variationnelle. Kfourri [29] a appliqué la technique d'Eshelby. Sham [30], [31] a développé une fonction de poids du second ordre, en se basant sur l'intégrale du travail associé, et par la méthode des éléments finis a évalué des éprouvettes SENT. Wang et Parks [32], en utilisant la méthode Line-spring, ont étendu l'évaluation du T-stress pour le cas des fissures 2-Dimensionnelles. Nakamura and Parks [5] ont étudié le champ de contraintes au voisinage du front de fissure des éprouvettes ECP (Single Edge-Cracked Plates) sollicitées en flexion pour déterminer le T-stress dans un modèle 3D. Et pour des éprouvettes CCP (center cracked plate) par Henry and Luxmoore [33]. D'autres solutions proposées par Wang pour évaluer le T-stress peuvent être trouvées dans les références [34]–[36].

Malgré l'importance et l'effet non négligeable du terme T-stress, les méthodes disponibles en littérature sont peu nombreuses et elles sont valables que pour des cas de chargements simples et pour un nombre restreint de géométries d'éprouvettes. Nous présentons dans cette partie les principales méthodes utilisées pour la détermination du T-stress.

II.6.1 Méthode de Différence des Contraintes (SDM)

La Méthode de Différence des Contraintes (Stress Difference Method) a été introduite pour la première fois par Yang et al. [37], et par Ayatollahi et al. [38]. Cette méthode utilise une analyse par Eléments Finis qui permet de calculer d'une manière efficace le T-stress. Il suffit juste de connaître le champ de contraintes à un point en avant de la pointe de la fissure, et en employant la différence $(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})$, le T-stress est déterminé. L'idée principale est de décrire l'évolution des erreurs, en valeurs numérique, obtenues à la pointe de la fissure sur la distance x . De la même manière cette différence doit éliminer les erreurs effectives.

Pour un matériau homogène, le T-stress est calculé en utilisant la différence des contraintes dans les directions principales, le long du ligament et pour $\theta = 0$. La Figure II.8 représente une analyse faite par Hadj Meliani [39] pour un arc de tuyau soumis à une flexion trois points. Dans cet exemple, la méthode SDM a été utilisée pour représenter l'évolution de la différence des contraintes le long du ligament. A la pointe de la fissure, le T-stress peut être exprimé sous la forme :

$$T = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})_{r=0, \theta=0} \quad (\text{II.7})$$

Cette méthode peut donner des significations aux erreurs numériques dues au rétablissement des contraintes au voisinage de la pointe de la fissure. le T-stress est le premier terme non singulier de l'expression asymptotique des contraintes en mécanique linéaire élastique de la

rupture. Ce terme intervient dans l'écriture de la contrainte σ_{xx} (r, θ). Dans le cas particulier d'une fissure de Griffith, la contrainte T est définie par $T = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})$. Le Facteur d'Intensité de Contraintes est défini par $K_I = \sigma_{yy}\sqrt{\pi a}$.

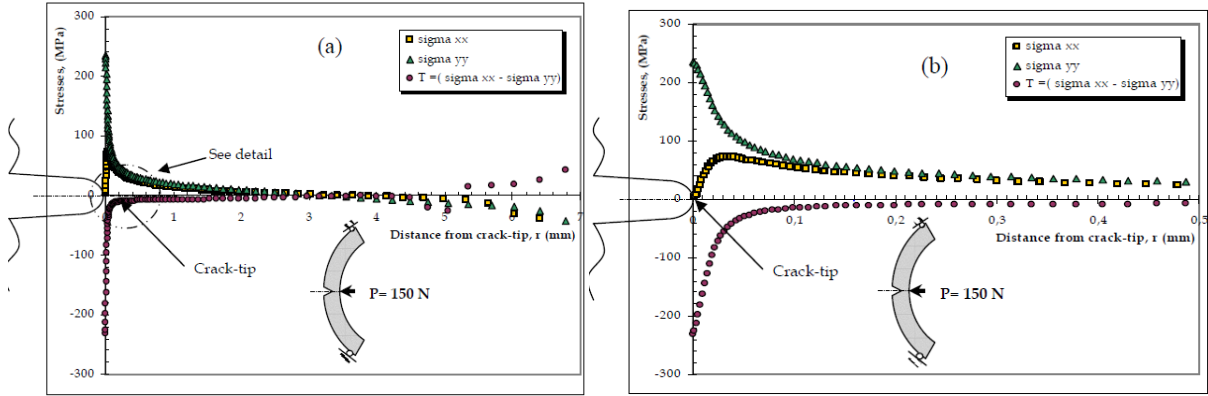


Figure II-8 Exemple d'évolution des contraintes le long du ligament, pour un rapport d'épaisseur de 20% ($a/t = 0.2$, $P = 150$ N). (b) Détail de (a) [39].

Le T -stress peut être aussi employé pour caractériser la biaxialité du chargement. Dans le cas d'une fissure plane traversante de longueur $2a$, dans une plaque infinie soumise à un chargement biaxiale à l'infini ($\sigma_{xx} - \sigma_{yy}$), la biaxialité β du chargement est définie comme le rapport $\beta = \sigma_{xx} / \sigma_{yy}$ de la contrainte à l'infini σ_{xx} , agissant parallèlement au plan de la fissure et normale à son front, et de la contrainte à l'infini σ_{yy} agissant dans la direction normale au plan de la fissure.

A la pointe de la fissure, où les termes d'ordre supérieur sont négligés, l'équation du chargement en mode I montre que σ_{xx} contient le terme singulier et le paramètre T . Ce qui veut dire que T peut être déterminé dans n'importe quelle direction le long du ligament lorsque le premier terme singulier de σ_{xx} tend vers zéro ou peut être éliminé par superposition avec σ_{yy} . Ceci correspond à des différentes positions angulaires dans le contour de la pointe de la fissure. Par exemple.

Pour les différents θ :

$$\theta = 0: T = \sigma_{xx} - \sigma_{yy}, \quad (\text{II.8})$$

$$\theta = \pm\pi: T = \sigma_{xx}, \quad (\text{II.9})$$

$$\theta = \pm\pi/3: T = \sigma_{xx} - (\sigma_{yy})/3, \quad (\text{II.10})$$

$$\theta = -\pi/2: T = \sigma_{xx} - (\sigma_{yy})/3, \quad (\text{II.11})$$

$$\theta = \pm 2\pi/3: T = \sigma_{xx} - \sigma_{yy}. \quad (\text{II.12})$$

Pour les fissures, la contrainte T est considérée comme étant une valeur constante, active parallèlement dans le sens de la propagation. Cette valeur est prise lorsque la différence des contraintes se stabilise le long du ligament.

II.6.2 Méthode des jauges

En 1957, Irwin [40] était le premier à suggérer l'utilisation des jauges de déformations pour déterminer le facteur d'intensité de contraintes au voisinage de la pointe d'une fissure. Peu de progrès ont été réalisés pour l'implémentation de cette suggestion. La première raison était le retard marqué dans le développement des jauges de taille petite. De nombreuses questions se sont posées à cette époque concernant l'effet des gradients de déformations sur les mesures des jauges, la grandeur des déformations mesurées si la jauge est placée trop près de la pointe de la fissure, et la taille relative de la jauge par rapport à la région au voisinage. La deuxième raison pour ce retard, était l'existence d'autres méthodes expérimentales comme la méthode de compliance ou la photoélasticité [41]. La méthode des caustiques utilisée pour la première fois par Manogg [42] qui a montré que la géométrie de la caustique, et plus particulièrement son diamètre, sont directement liés au Facteur d'intensité de contraintes. La méthode a été également utilisée par Theocaris [43] pour différents corps plats fissurés.

En 1987, Dally et Sanford [44] proposent une méthode basée sur l'utilisation des jauges pour déterminer le facteur d'intensité de contraintes dans un corps contenant une fissure. En utilisant la formule généralisée de Westergaard proposée par Sanford [45], les auteurs ont montré qu'il est possible de déterminer le FIC en utilisant une ou deux jauges de déformations placées dans une région où le champ de déformations peut être décrit par une solution à trois ou quatre paramètres. Pour l'exemple d'une solution à trois paramètres, une seule jauge orientée selon une direction spécifique est requise. L'angle d'orientation de la jauge α change en fonction du coefficient de Poisson ν du matériau selon l'équation :

$$\cos(2\alpha) = -\frac{(1-\nu)}{(1+\nu)} \quad (\text{II.13})$$

La position de la jauge par rapport à la pointe de la fissure est représentée par le rayon r et l'angle θ . Cet angle est unique et dépend de α :

$$\tan(\theta/2) = \cot(2\alpha) \quad (\text{II.14})$$

Le facteur d'intensité de contraintes peut être donné par :

$$K_I = E\sqrt{(8/3)\pi r}\varepsilon_{x'x'} \quad (\text{II.15})$$

E est le module d'Young du matériau, $\varepsilon_{x'x'}$ est la valeur de déformation mesurée dans la position (r, θ) .

Le tableau II-1 donne des exemples de quelques valeurs d'orientations θ et α pour différents coefficients de Poisson du matériau.

Tableau II-1 Angles θ et α en fonction du coefficient de Poisson

ν	θ	α
0.250	73.74	63.43
0.300	65.16	61.29
0.333	60.00	60.00
0.400	50.76	57.69
0.500	38.97	54.74

La méthode de Dally et Sanford a été étendue par Maleski et al [46] pour pouvoir calculer le facteur d'intensité des contraintes et le T-stress. Ils ont utilisé des rosettes en deux directions pour mesurer les déformations de T et des jauges unidirectionnelles pour mesurer les déformations de K .

Ensuite, il faut tracer en fonction de θ , les équations de la différence de déformations normales ($\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy}$) et les déformations normales transformées en coordonnées polaires ($\varepsilon_{rr} - \varepsilon_{\theta\theta}$) pour examiner les variations de la différence des déformations normales dans les coordonnées cartésiennes et polaires.

Nous pouvons observer, d'après la figure II.10, que trois valeurs de θ ($\theta = 0, \pm\pi, \pm 2\pi/3$) des expressions où il est possible de simplifier le coefficient dominant associé à $r^{-1/2}$ en considérant la différence des déformations normales ($\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy}$). Si on devait employer une description à deux termes du champ de déformations au voisinage de la fissure, l'élimination naturelle du coefficient dominant associé à $r^{-1/2}$, le long de ces directions, pourrait être employée pour déterminer le deuxième terme du développement asymptotique, qui correspond au T-stress. La distance recommandée par les auteurs pour l'emplacement de la rosette est $r = 0.5B$ où B est l'épaisseur de l'éprouvette.

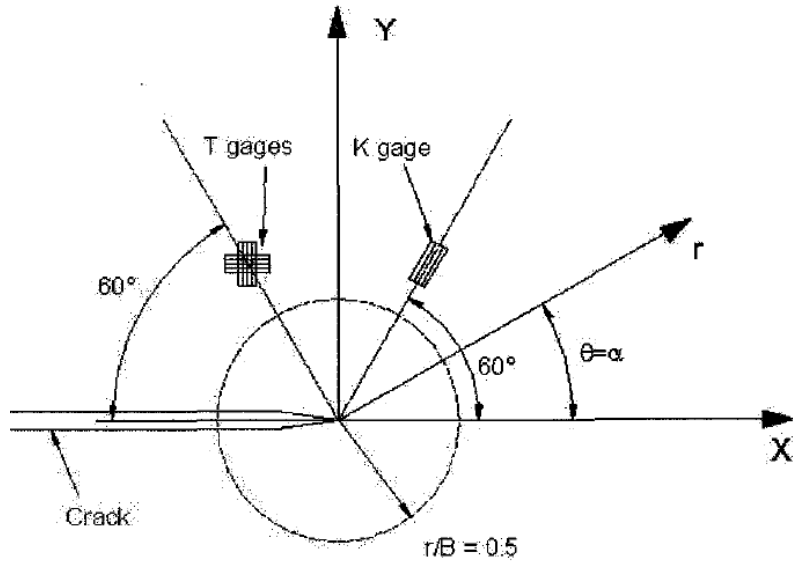


Figure II-9 Diagramme schématique pour localiser les jauges de déformation au voisinage de la pointe de la fissure pour calculer K_I et T -stress [46]

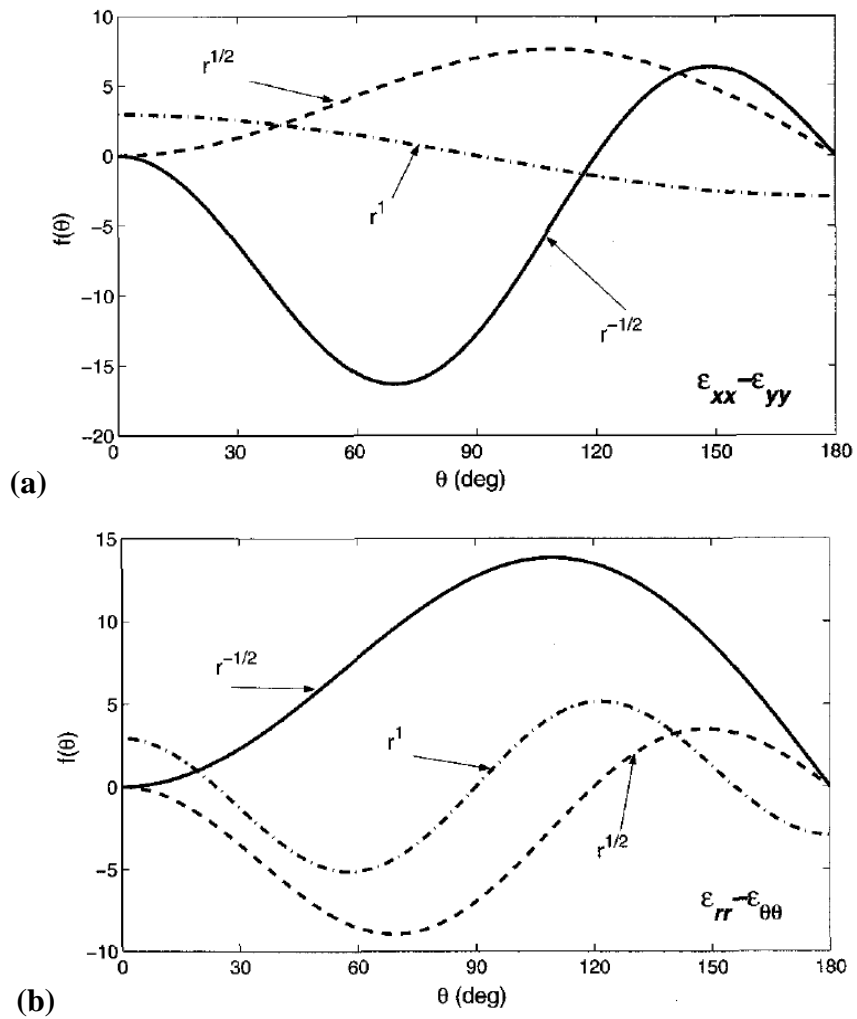


Figure II-10 Différence de déformations normales présentée dans les (a) coordonnées cartésiennes, (b) les coordonnées polaires pour l'extraction du T -stress en utilisant des rosettes [46]

II.6.3 Méthode d'extrapolation

La méthode a été proposée par Maleski et al [46], utilise le même principe de différence de contraintes en mode I pour déterminer le T-stress. Ce dernier est supposé comme étant une contrainte constante agissant parallèlement au chemin de la propagation de la fissure. Les Auteurs [46] utilisent une simulation par Éléments Finis pour calculer la valeur du T-stress et du Facteur d'Intensité de Contraintes K_I .

Le terme du T-stress est déterminé dans la direction xx :

$$T = [\sigma_{xx} - \sigma_{yy}] - T_0 + \lambda \left(\frac{x}{a} \right) \quad (\text{II.15})$$

Cette représentation est une relation linéaire entre le T-stress et la distance x à la pointe de la fissure, dépend de λ . Par extrapolation de T , en fonction de x , on peut obtenir une valeur de T à $x = 0$ (à la pointe de la fissure), noté T_0 . La figure II.11 montre le détail de la méthode, pour une éprouvette en flexion trois points (SENB). La portion linéaire de la courbe est extrapolée en arrière pour obtenir T_0 . Cette méthode se répète pour tous les rapports (a/t) afin d'obtenir le T-stress, dans n'importe quel point le long du ligament (figure II.11.a).

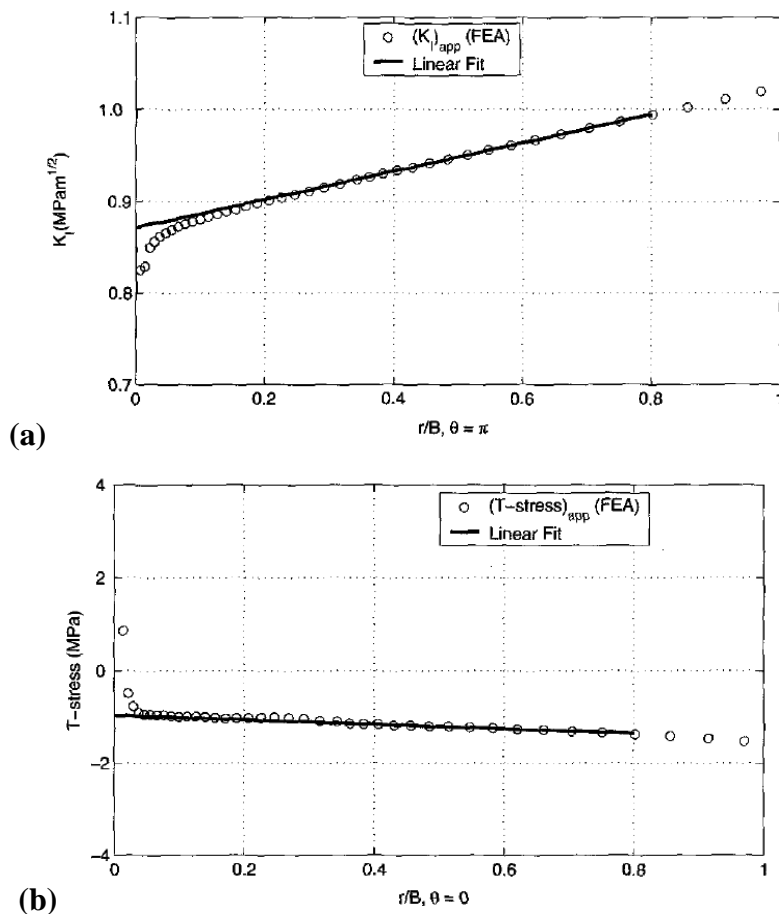


Figure II-11 Régression linéaire par élément finis pour déterminer : (a) le Facteur d'Intensité de Contraintes K_I , (b) la contrainte T avec la méthode de différence de contraintes modifiée [46]

Pour un premier examen des deux termes du développement asymptotique, utilisant l'approche de K -dominant, dans la direction $\theta=0^\circ$, K_I prend l'expression suivante :

$$(K_I)_{\theta=0} = K_0 + \eta \left(\frac{x}{a} \right) \quad (\text{II.16})$$

II.6.4 Méthode des déplacements

Ayatollahi et al [38] ont critiqué la généralisation de la méthode des contraintes pour la nécessité d'utiliser un grand nombre d'éléments avec un maillage fin pour simuler la pointe de la fissure. Ils ont donc calculé la contrainte T , par une autre méthode dite méthode des déplacements en utilisant un code de calcul par éléments finis sur deux types d'éprouvettes (SEN) et (DEN) sollicitées en mode I (figure II.12). Ils ont comparé la méthode avec la méthode des contraintes.

Pour $\theta = \pm\pi$ le terme singulier de σ_{xx} dans l'équation (II.3) s'annule et donc, au voisinage de la pointe de la fissure, σ_{xx} peut être représenté par T seulement.

$$T = E' \frac{du_x}{dx} \quad (\text{II.17})$$

Où u_x représente le déplacement parallèle à l'axe de la fissure et E' est le module de Young en contrainte plane ou en déformation plane.

La partie gauche de l'équation (II.17) est constante, on peut écrire T comme suit :

$$T = E' [u_x(x) - u_x(0)] / x \quad (\text{II.18})$$

Où $u_x(0)$ représente u_x à la pointe de la fissure.

Les auteurs remarquent que pour les valeurs négatives lointaines de x , les termes d'ordre supérieur deviennent apparents. Par contre, pour les valeurs négatives proches, les résultats sont affectés par la singularité à la pointe de fissure. Ils montrent que la méthode de contraintes ne produit pas une valeur constante du T -stress. Par contre, les résultats obtenus avec la méthode des déplacements, sont en bonne concordance avec les résultats obtenus par Kfoury [29] pour les mêmes géométries d'éprouvettes. Les résultats ont été confirmés par des résultats similaires trouvés sur d'autres profondeurs de fissures et d'autres géométries d'éprouvettes. Les figures II.13 et II.14 illustrent les remarques citées sur les éprouvettes (SEN) et (DEN) respectivement.

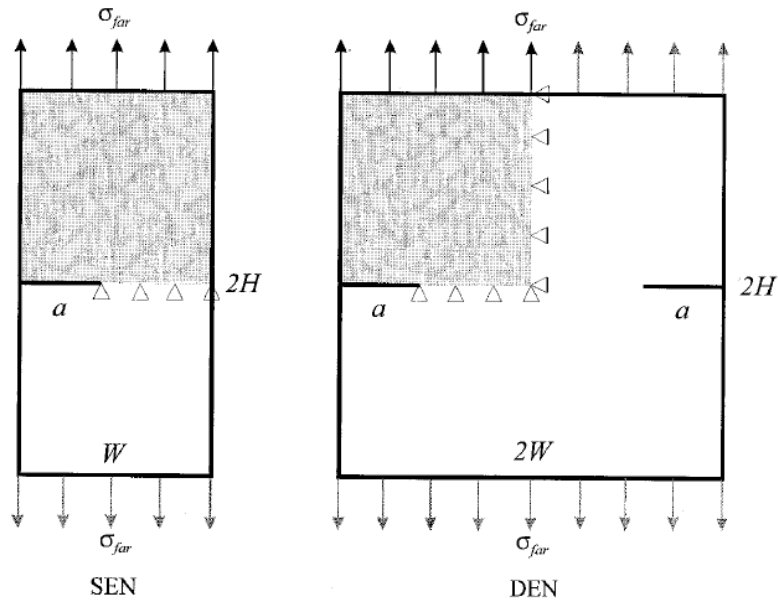


Figure II-12 Eprouvettes SEN et DEN [38]

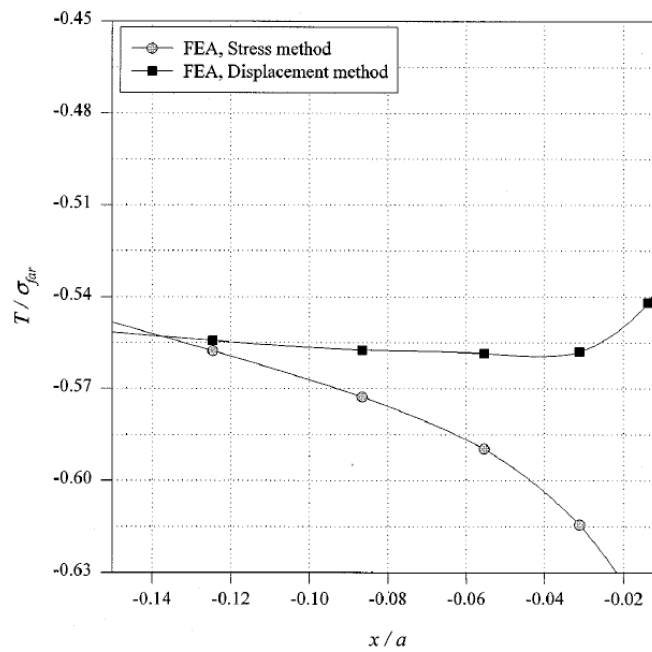


Figure II-13 Evolution de la contrainte T normalisée pour une éprouvette SEN ($a/w = 0.4$) [38]

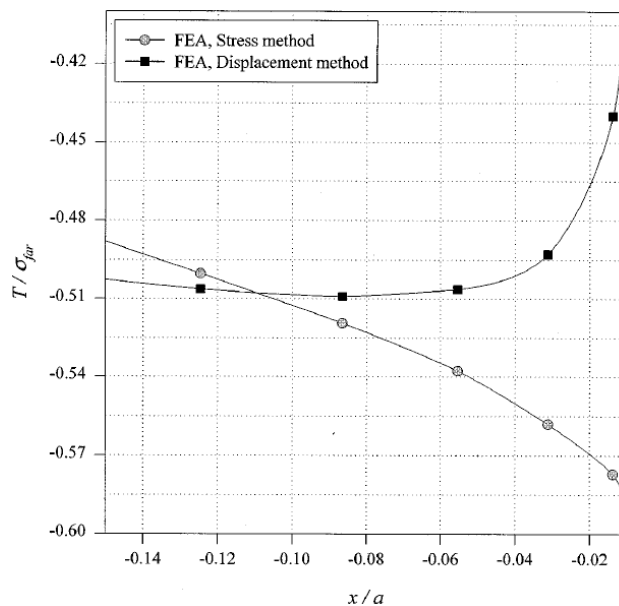


Figure II-14 Evolution de la contrainte T normalisée pour une éprouvette DEN ($a/w = 0.2$) [38]

II.6.5 Méthode de Chao et al [47]

Pour déterminer le T-stress en monde I, Chao et al [47] ont utilisé une méthode simple basée sur un calcul numérique par éléments finis. L'idée est de calculer l'erreur sur la première composante σ_{xx} de l'équation de Williams en traçant sa distribution le long du ligament pour $\theta = 180^\circ$. Un exemple de la distribution proche de la pointe de la fissure est présenté dans la Figure II.15. Les auteurs proposent l'existence d'une région où cette distribution est constante. La valeur, in-situ, dans la région est prise comme étant la valeur du T-Stress.

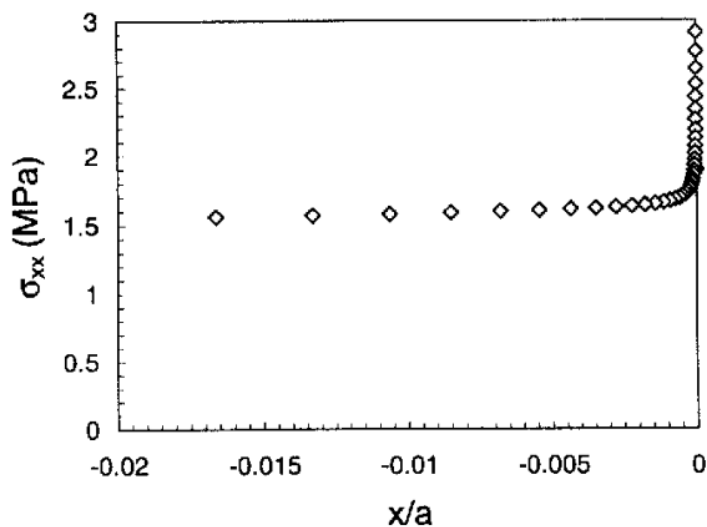


Figure II.15 : Distribution de la contrainte σ_{xx} le long de la face de la fissure obtenue par éléments finis pour une éprouvette CT [47]

II.6.6 Méthode de superposition

Wang et al [34], [48] ont calculé le T -stress par la méthode de superposition. Ils ont démontré que, pour une éprouvette qui contient une fissure chargée d'une contrainte nominale en mode I, le T -stress est une superposition du T -stress de deux cas. Le premier est un T -stress pour une fissure chargée d'une pression $\sigma(x)$ sur ses lèvres, et le deuxième est un T -stress, dans une éprouvette non fissurée sous une charge nominale. Pour cela, le T -stress peut être calculé avec la sommation des deux sous problèmes :

$$T = T_{\text{pression sur les lèvres}} + T_{\text{non-fissuré}} \quad (\text{II.19})$$

On note que la distribution de la charge nominale dans la figure II.16.b n'a pas de singularité à la pointe de la fissure, et le Facteur d'Intensité de Contraintes correspondant vaut zéro. Cependant, le T -stress a une valeur finie. Wang montre que le T -stress correspondante, pour une charge nominale, est donnée par l'équation (II.20)

$$T_{\text{non-fissuré}} = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy}) \Big|_{\text{à la pointe de la fissure}} \quad (\text{II.20})$$

En se basant sur l'équation (II.19) et l'équation (II.20), la contrainte T , pour une éprouvette de la Figure II-16, chargée avec une contrainte nominale, est présentée sous la forme :

$$T_{\text{non-fissuré}} = T_{\text{Pression sur les lèvres}} + (\sigma_{xx} - \sigma_{yy}) \Big|_{\text{à la pointe de la fissure}} \quad (\text{II.21})$$

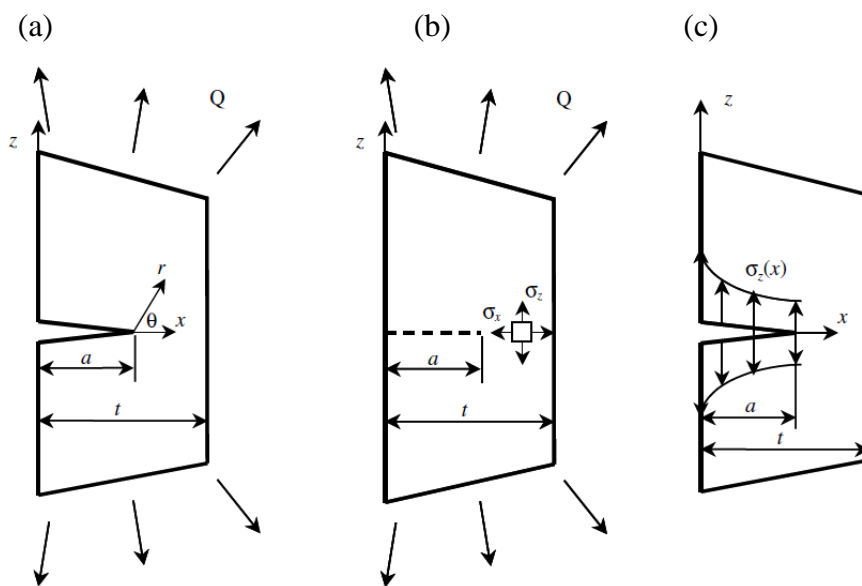


Figure II-16 Principe de superposition pour la détermination du T -stress [48]

II.7 Calcul de la biaxialité

Du fait de la présence du T-stress, on définit un rapport de biaxialité. Dans une structure fissurée soumise à un chargement en mode I, ce rapport noté β est défini par :

$$\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I} \quad (\text{II.22})$$

La biaxialité apparaît comme une indication qualitative des contraintes pour différentes configurations de chargement. Le T-stress peut aussi être utilisée comme deuxième paramètre caractéristique des champs au voisinage d'une fissure.

Dans une éprouvette infinie comportant une fissure traversante de longueur $2a$ et soumise à un chargement en mode I sous l'effet d'une contrainte σ_0 le paramètre β est égale à -1. Ce qui veut dire que la contrainte de traction σ , selon l'axe (y), mène à des contraintes de compression transversales $T = -\sigma^\infty$ dans la direction (x), ce qui est traduit par une relaxation significative des contraintes si on se base sur la figure II.3.

Dans les éprouvettes normalisées (CCT, SENT, SENB), les solutions du FIC K_I peuvent se mettre sous une forme polynomiale. Le T-stress est donné par :

$$T = \beta \cdot \frac{F}{t\sqrt{\pi a l}} \cdot f(a/l) \quad (\text{II.23})$$

Où $f(a/l)$ est un polynôme dont l'expression dépend du type d'éprouvette. F , t et l sont la charge appliquée, l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette, respectivement.

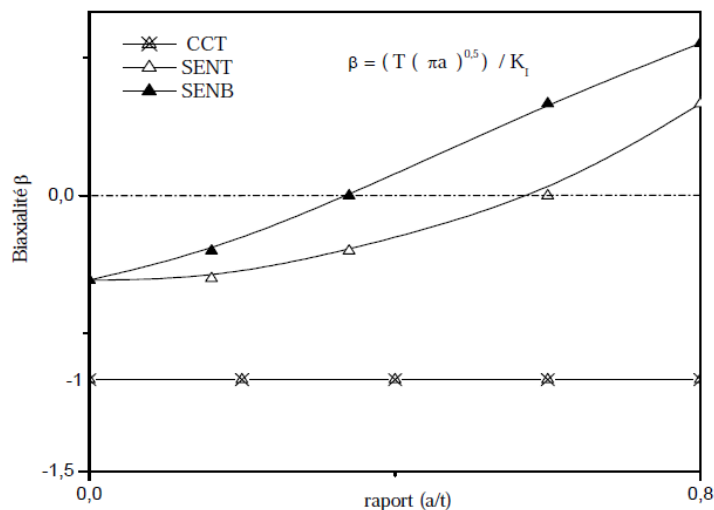


Figure II-15 Rapport de biaxialité pour différentes configurations d'éprouvettes [3]

Les variations du rapport de biaxialité β , pour différents chargements d'éprouvettes d'essais normalisées, sont illustrées sur la figure II.19. Pour le cas de l'éprouvette CCT, où la relaxation

des contraintes est la plus importante, le rapport de biaxialité vaut -1 , c'est à dire, en se basant sur résultats de la figure II.3, la distribution des contraintes dévie fortement de la solution HHR. Le rapport de biaxialité devient positif lorsque la fissure est suffisamment profonde dans les éprouvettes SENT et SENB, dans ce cas le ligament non fissuré est soumis principalement à la flexion. Dans ces éprouvettes, la triaxialité des contraintes demeure forte en régime de plasticité étendue. Des valeurs positives du T-stress contribuent à maintenir cette triaxialité élevée, alors que celle-ci diminue fortement avec la déformation pour des valeurs négatives de T-stress. Le rapport de biaxialité apparaît donc comme une indication qualitative de la triaxialité des contraintes pour différentes configurations de chargement.

Le T-stress déterminé à partir de la relation (II.1), peut aussi être utilisé comme deuxième paramètre caractéristique des champs de contraintes à l'extrémité d'une fissure, pour une géométrie donnée.

II.8 Conclusion

Généralement, au voisinage de la pointe de la fissure, le facteur d'intensité de contraintes FIC est considéré comme le paramètre clé qui régit la propagation de la fissure. Il a été montré par plusieurs études qu'un second paramètre appelé T -stress n'est pas moins important que le FIC dans la description des champs à l'extrémité d'une fissure. Il est le premier terme non singulier du développement asymptotique de Williams [1] et il est défini comme étant contrainte constante active, parallèlement à la propagation de la fissure. L'influence du T -stress sur la forme, la taille de la zone plastique, sur le chemin et la vitesse de propagation comme reporté par plusieurs auteurs, a été présentée.

Alors que les solutions pour le facteur d'intensité de contrainte sont répertoriées dans les manuels pour les différents types de fissures et les différents cas de chargements, les solutions pour le T -stress ne sont disponibles que pour des cas de chargements simples et pour un nombre restreint de géométries d'éprouvettes. Une synthèse détaillée sur l'approche globale à deux paramètres ainsi que les principales méthodes pour la détermination du T -stress a été donnée dans ce chapitre.

II.9 Références Bibliographiques

- [1] M. L. Williams, “On the stress distribution at the base of a stationary crack,” *J. Appl. Mech.*, vol. 24, no. 1, pp. 109–114, 1957.
- [2] J. G. Williams and P. D. Ewing, “Fracture under complex stress? The angled crack problem,” *Int. J. Fract. Mech.*, vol. 8, no. 4, pp. 441–446, Dec. 1972.
- [3] Zeghloul, “Concepts fondamentaux de la mécanique de la rupture,” 2003.
- [4] H. Moustabchir, “Etude des défauts présents dans des tuyaux soumis à une pression interne,” <http://www.theses.fr>, Mar. 2008.
- [5] N. Toshio and D. M. Parks, “Determination of elastic T-stress along three-dimensional crack fronts using an interaction integral,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 29, no. 13, pp. 1597–1611, 1992.
- [6] D. J. Smith, M. R. Ayatollahi, and M. J. Pavier, “The role of T-stress in brittle fracture for linear elastic materials under mixed-mode loading,” *Fatigue & Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 24, no. 2, pp. 137–150, Feb. 2001.
- [7] B. Cotterell, “Notes on the paths and stability of cracks,” *Int. J. Fract. Mech.*, vol. 2, no. 3, pp. 526–533, Sep. 1966.
- [8] B. Cotterell, “On fracture path stability in the compact tension test,” *Int. J. Fract. Mech.*, vol. 6, no. 2, pp. 189–192, Jun. 1970.
- [9] B. Cotterell and J. R. Rice, “Slightly curved or kinked cracks,” *Int. J. Fract.*, vol. 16, no. 2, pp. 155–169, Apr. 1980.
- [10] N. P. O’Dowd and C. F. Shih, “Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter-I. Structure of fields,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 39, no. 8, pp. 989–1015, 1991.
- [11] S. Melin, “The influence of the T-stress on the directional stability of cracks,” *Int. J. Fract.*, vol. 114, no. 3, pp. 259–265, 2002.
- [12] T. Fett and D. Munz, “T-stress and crack path stability of DCDC specimens,” *Int. J.*

- Fract.*, vol. 124, no. 1/2, pp. L165–L170, Nov. 2003.
- [13] Y.-L. Lee, *Fatigue testing and analysis : theory and practice*. Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.
- [14] P. S. Leever and J. C. Radon, “Inherent stress biaxiality in various fracture specimen geometries,” *Int. J. Fract.*, vol. 19, no. 4, pp. 311–325, Aug. 1982.
- [15] M. Truchon, M. Amestoy, and K. Dang-Van, “Experimental study of fatigue crack growth under biaxial loading,” *ICF5, Cannes (France) 1981*. 1981.
- [16] J. G. Selvarathinam, A.S., Goree, “T-stress based fracture model for cracks in isotropic materials,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 60, no. 5–6, pp. 543–561, Jul. 1998.
- [17] S. G. Larsson and A. J. Carlsson, “Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on small-scale yielding at crack tips in elastic-plastic materials,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 21, no. 4, pp. 263–277, 1973.
- [18] J. R. Rice, “Limitations to the small scale yielding approximation for crack tip plasticity,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 22, no. 1, pp. 17–26, 1974.
- [19] F. Brugier, “Modèle condensé de plasticité pour la fissuration et influence de la contrainte T,” Jul. 2017.
- [20] K. TANAKA, T. HOSHIDE, A. YAMADA, and S. TAIRA, “FATIGUE CRACK PROPAGATION IN BIAXIAL STRESS FIELDS,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 2, no. 2, pp. 181–194, Sep. 1979.
- [21] H. Kitagawa, R. Yuuki, K. Tohgo, and M. Tanabe, “ ΔK -Dependency of Fatigue Growth of Single and Mixed Mode Cracks Under Biaxial Stress,” in *Multiaxial Fatigue*, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1985, pp. 164-164–20.
- [22] J. Tong, “T-stress and its implications for crack growth,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 69, no. 12, pp. 1325–1337, 2002.
- [23] H. KITAGAWA, R. YUUKI, and K. TOHGO, “a fracture mechanics approach to high-cycle fatigue crack growth under in-plane biaxial loads,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 2, no. 2, pp. 195–206, Sep. 1979.

- [24] T. HOSHIDE, K. TANAKA, and A. YAMADA, "STRESS-RATIO EFFECT OF FATIGUE CRACK PROPAGATION IN A BIAXIAL STRESS FIELD," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 4, no. 4, pp. 355–366, Oct. 1981.
- [25] M. Brown and K. Miller, "Mode I Fatigue Crack Growth Under Biaxial Stress at Room and Elevated Temperature," in *Multiaxial Fatigue*, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1985, pp. 135-135–18.
- [26] R. S. Vecchio, J. S. Crompton, and R. W. Hertzberg, "THE INFLUENCE OF SPECIMEN GEOMETRY ON NEAR THRESHOLD FATIGUE CRACK GROWTH," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 10, no. 4, pp. 333–342, Jan. 1987.
- [27] T. Kitaoka, S. Mikuriya, "The effect of biaxial stress ratio on the propagation behaviour of mode I surface cracks by the combination of plane bending and cyclic torsion," *Int. J. Fatigue*, vol. 18, no. 3, pp. 205–211, Apr. 1996.
- [28] P. Hutař, S. Seitzl, and Z. Knésl, "Quantification of the effect of specimen geometry on the fatigue crack growth response by two-parameter fracture mechanics," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 387–389, pp. 491–494, Dec. 2004.
- [29] A. P. Kfoury, "Some evaluations of the elastic T-term using Eshelby's method," *Int. J. Fract.*, vol. 30, no. 4, pp. 301–315, Apr. 1986.
- [30] T. L. Sham, "The theory of higher order weight functions for linear elastic plane problems," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 25, no. 4, pp. 357–380, Jan. 1989.
- [31] T.-L. Sham, "The determination of the elastic T-term using higher order weight functions," *Int. J. Fract.*, vol. 48, no. 2, pp. 81–102, Mar. 1991.
- [32] Y. Y. Wang and D. M. Parks, "Evaluation of the elastic T-stress in surface-cracked plates using the line-spring method," *Int. J. Fract.*, vol. 56, no. 1, pp. 25–40, Jul. 1992.
- [33] B. S. Henry and A. R. Luxmoore, "Three-dimensional evaluation of the T-stress in centre cracked plates," *Int. J. Fract.*, vol. 70, no. 1, pp. 35–50, 1995.
- [34] X. Wang, "Elastic T-stress for cracks in test specimens subjected to non-uniform stress distributions," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 69, no. 12, pp. 1339–1352, 2002.

- [35] X. Wang, “Elastic T -stress solutions for semi-elliptical surface cracks in finite thickness plates,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 70, pp. 731–756, 2003.
- [36] X. Wang, “Elastic T-stress solutions for penny-shaped cracks under tension and bending,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 71, no. 16–17, pp. 2283–2298, Nov. 2004.
- [37] B. Yang and K. Ravi-Chandar, “Evaluation of elastic T-stress by the stress difference method,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 64, no. 5, pp. 589–605, 1999.
- [38] M. R. Ayatollahi, M. J. Pavier, and D. J. Smith, “Determination of T -stress from finite element analysis for mode I and mixed mode I / II loading,” *Int. J. Fract.*, vol. 4505, pp. 283–298, 1998.
- [39] M. Hadj Meliani, “Approche globale à deux paramètres (K-T) : estimation des contraintes de confinements dans des structures portant des entailles,” Metz, 2009.
- [40] G. R. Irwin, “Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate,” *J. Appl. Mech.*, 1957.
- [41] KOBAYASHI and A. S., “Experimental Techniques in Fracture mechanics,” *Loma State/SESA*, vol. 21.
- [42] MANOGG and P., “Schattenoptische Messung der Spezifischen Bruchenergie Während des Bruchvorgangs bei Plexiglas,” *Phys. Noncrystalline Solids*, pp. 481–490, 1965.
- [43] P. S. Theocaris, “Local Yielding Around a Crack Tip in Plexiglas,” *J. Appl. Mech.*, vol. 37, no. 2, p. 409, Jun. 1970.
- [44] J. W. Dally and R. J. Sanford, “Strain-gage methods for measuring the opening-mode stress-intensity factor, KI,” *Exp. Mech.*, vol. 27, no. 4, pp. 381–388.
- [45] R. J. Sanford, “A critical re-examination of the westergaard method for solving opening-mode crack problems,” *Mech. Res. Commun.*, vol. 6, no. 5, pp. 289–294, Jan. 1979.
- [46] M. J. Maleski, M. S. Kirugulige, and H. V. Tippur, “A method for measuring mode I crack tip constraint under static and dynamic loading conditions,” *Exp. Mech.*, vol. 44, no. 5, pp. 522–532, Oct. 2004.
- [47] Y. J. Chao, S. Liu, and B. J. Broviak, “Brittle fracture: Variation of fracture toughness

with constraint and crack curving under mode I conditions,” *Exp. Mech.*, vol. 41, no. 3, pp. 232–241, Sep. 2001.

- [48] X. Wang and R. Bell, “Elastic T-stress solutions for semi-elliptical surface cracks in finite thickness plates subject to non-uniform stress distributions,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 71, no. 9–10, pp. 1477–1496, 2004.

CHAPITRE III

**CARACTERISATION MECANIQUE DES
CANALISATIONS EN PEHD**

Chapitre III CARACTERISATION DES CANALISATIONS EN PEHD

III.1 Introduction

Jadis, les canalisations utilisées dans les réseaux de distribution des fluides étaient essentiellement fabriqués en acier, en fonte ou en béton. Mais d'un point de vue budgétaire, le coup de ces structures s'est avéré très coûteux pour les opérations de manutention, d'installation et de maintenance, ce qui explique leur régression comparé aux matériaux polymères dont leur utilisation ne cesse de s'accroître au fil du temps.

L'un des polymères les plus utilisés pour les applications de canalisations sous pression est le polyéthylène à haute densité (PEHD). Le choix du polyéthylène pour la fabrication des canalisations de distribution d'énergies comme alternative à l'acier ou à la fonte est basé sur les avantages technico-économiques dont ce matériau procure. C'est un polymère semi-cristallin qui possède de très bonnes propriétés mécaniques, qui dépendent elles-mêmes de la microstructure. Sa ténacité élevée répond aux exigences de produits devant résister à des conditions de service sévères. Grâce à sa légèreté, les opérations de manutention et de mise en œuvre sur le terrain se déroulent facilement. Il a une bonne résistance à la corrosion, quelles que soient les conditions au sol, ce qui permet d'éviter les surcoûts dus à l'application d'une protection passive ou active. Il possède aussi l'avantage de pouvoir assembler les tubes par des techniques de fusion efficaces et faciles à mettre en œuvre. De plus, les structures en polyéthylène supportent les effets des mouvements du sol causés par les instabilités et aux variations de température. Par leur bonne résistance à la fissuration, les tubes en polyéthylène présentent un degré de fiabilité élevé dans des conditions d'utilisation normales et leur durée de vie est estimée à plus de 50 ans en se basant sur des courbes de régression construites à partir d'essais accélérés en pression hydraulique.

En dépit de l'acceptation du polyéthylène (PE) comme alternative économique, la sûreté de fonctionnement reste une question fondamentale, et son utilisation requiert notamment l'aptitude à déterminer les propriétés en fonction de l'utilisation et des conditions de service requises par le dimensionnement.

III.2 Essais mécaniques

Afin de caractériser le comportement mécanique des pipes en PEHD, certaines informations sont nécessaires, comme la classification du matériau, le processus de fabrication et les conditions de service. L'essai de traction est l'essai le plus courant pour déterminer les

propriétés mécaniques du matériau. Il peut fournir des données pour la recherche et le développement, la conception, le contrôle de qualité, de l'acceptation ou le rejet selon les spécifications d'un cahier des charges, et à des fins spécifiques. Dans ces cas, des éprouvettes en forme d'haltères sont découpées dans la direction parallèle à l'axe du tube. Mais cet essai n'est pas représentatif pour les contraintes rencontrées en service. Donc, cette technique n'est pas adaptée pour reproduire les dommages causés par les fissures parallèles à l'axe du tube comme il a été observé dans le cas des ruptures fragiles. D'autres essais pourront être réalisés à l'exemple de l'essai de pression hydrostatique capable de reproduire des contraintes circonférentielles comme celles rencontrées dans les conditions de service, mais une telle procédure risque d'être longue et coûteuse. Par conséquent, il a été nécessaire de développer une technique d'essai qui serait plus réaliste et représentative qu'un essai de traction mais qu'elle soit simple et peu coûteuse comparée aux autres configurations pour les essais de pression. Cet essai est appelé « Nol Ring Test ».

Au début, l'essai Nol Ring Test classique recommandé par la norme ISO 8495-8496 [1] était réservé aux tubes métalliques de faibles épaisseurs pour déterminer leurs propriétés transversales. Ensuite, l'utilisation de cette technique a été élargie aux matériaux polymères par la norme ASTM D2290 [2]. Cet essai consiste à solliciter des éprouvettes sous forme d'un anneau prélevé du tube. Deux demi-cylindres métalliques sont introduits au centre de l'anneau, dans le but de lui transmettre la charge. Ce dispositif produit une contrainte de traction sur la surface interne du tube en contact avec les demi-cylindres. Le but étant de simuler les effets d'une montée en pression dans les canalisations. L'essai a été utilisé dans beaucoup de travaux et pour des différents types de matériaux [3–8].

Récemment, la technique est de plus en plus utilisée pour la caractérisation des matériaux polymères et le polyéthylène en particulier. Sanchez et al [9] ont étudié la dégradation des canalisations en PEHD en comparant les résultats avec l'essai de pression hydrostatique (Quick Burst test) selon la norme ASTM D1599 [10]. Il a été conclu que l'essai reproduit des contraintes similaires à la pression interne dans les pipes. Dans le même travail [9], une comparaison avec un essai de traction uniaxiale a montré que seul l'essai Nol ring permet d'identifier les tubes endommagés en observant la chute très importante dans la valeur de l'allongement à la rupture (figure III-1).

Rozental-Evesque et al [11] ont réalisé des essais pour classifier la dégradation du PEHD en trois niveaux. Le niveau vert : « pas de dégradation », le niveau jaune : « premiers signes de

dégradation » et le niveau rouge pour représenter une « dégradation confirmée ». Laiarinandrasana et al [12] ont utilisé l'essai afin d'étudier le degré de vieillissement des pipes en PEHD en déterminant la déformation à la rupture. Ils ont présenté une comparaison de la réponse mécanique des anneaux complets et des anneaux entaillés. Dans une autre étude, Laiarinandrasana et al [13] ont réalisé des essais de fissuration sur les pipes en PEHD, ils ont cherché l'existence d'une valeur critique de la profondeur de fissure pour laquelle cette dernière est considérée comme nocive et elle ne pourra être négligée. El-Bagory et al [14] ont étudié l'effet de la géométrie de l'éprouvette sur les propriétés mécaniques des pipes en PEHD sous différentes conditions d'essai. Les résultats ont confirmé que la vitesse de sollicitation a un effet significatif sur le comportement mécanique, quelque soit la géométrie de l'éprouvette ou le système de fixation

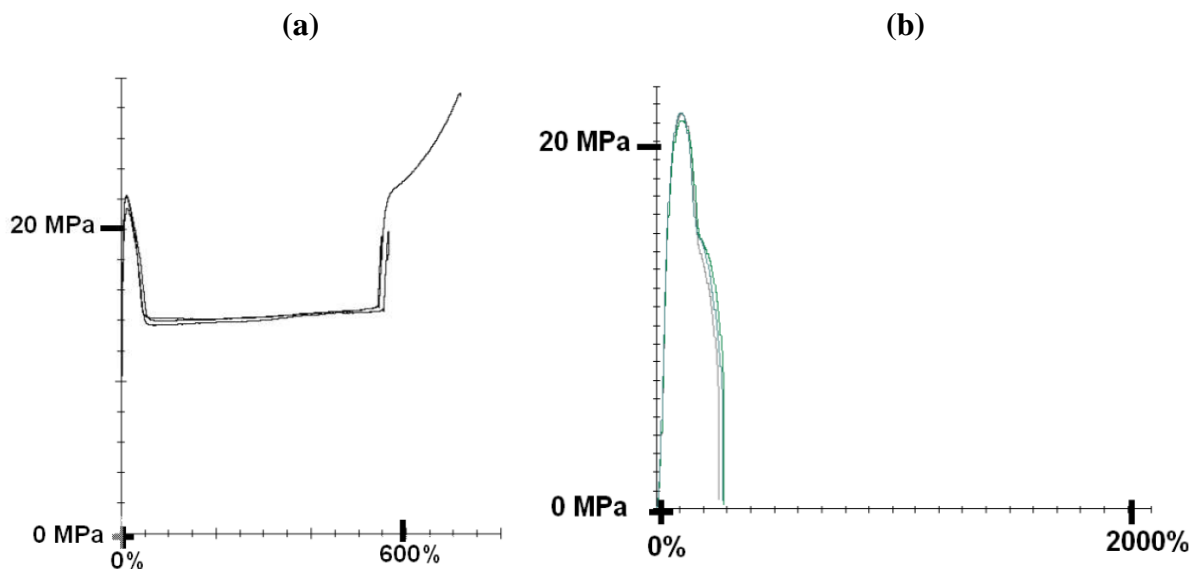


Figure III-1 Comparaison des lois de comportement d'un tube en PEHD dégradé obtenues par : (a) traction, (b) Nol ring test [9]

Les travaux cités ci-dessus ont confirmé l'efficacité et l'adéquation de cette technique, et il a été démontré que l'utilisation de l'essai Nol Ring test permet de reproduire des contraintes proches de la réalité sur le terrain. Ce qui nous a amené à l'utiliser pour déterminer les propriétés mécaniques du PEHD dans des conditions similaires à celles rencontrées durant les conditions de service.

III.3 Procédure expérimentale

Le matériau étudié est un tube en polyéthylène à haute densité fabriqué par le Groupe STPM CHIALI de Sidi Bel-Abbès (Algérie). Il est utilisé dans les réseaux distribution de gaz naturel. Le tube en PEHD est obtenu par un procédé d'extrusion, pigmenté en noir, et il est fabriqué avec des conditions précises afin de garantir un refroidissement le plus homogène possible. Il est conçu pour travailler à une pression de 4 bars effectifs. Les principales propriétés mécaniques sont données dans le tableau III-1.

Tableau III-1 Propriétés mécaniques d'un tube en PEHD

Propriété	Valeur
Masse volumique	0.95-0.98 g/cm ³
Coefficient de Poisson	0.46
Module de Young	550-1000 MPa
Résistance à la traction	20-30 MPa
Ténacité	2-5 MPa.m ^{1/2}

Il est à noter que la température de transition vitreuse T_g du PEHD est un sujet de controverse. En effet, dans le Polymer Handbook [15], il est mentionné concernant le PEHD : « qu'il existe des désaccords entre les auteurs sur la valeur exacte de cette valeur qui peut être identifiée comme la température de transition vitreuse ». Trois valeurs distinctes de T_g ont été retrouvées: -30 ± 15 °C, -80 ± 10 °C et -128 ± 5 °C. Cependant, dans ce travail, la température de l'essai (température ambiante) est considérée comme étant bien supérieure à la température de transition vitreuse (T_g) du PEHD.

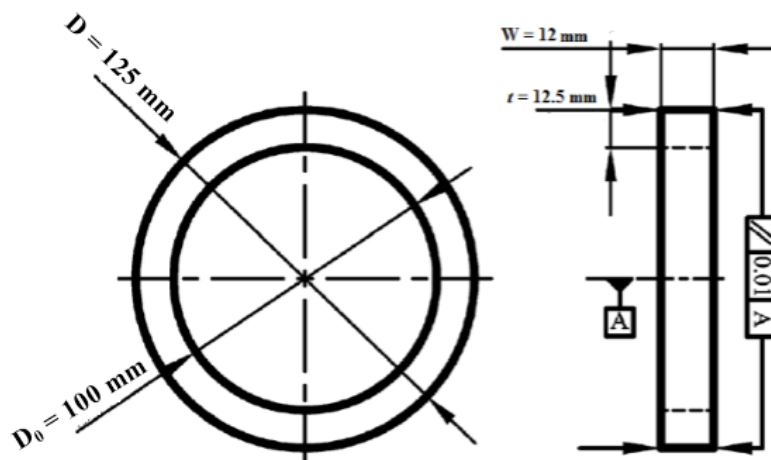


Figure III-2 Géométrie des éprouvettes

Les éprouvettes sous forme d'anneaux ont été découpées directement du tube avec les mêmes spécifications pour déterminer les propriétés à la traction. Une attention particulière a été prise pour s'assurer que les éprouvettes sont préparées de façon identique. Les anneaux sont utilisés selon la norme ASTM D2290 [2]. Les principales dimensions sont données dans la figure III-2. Le diamètre intérieur $D_0 = 100$ mm, l'épaisseur $t = 12.5$ mm, la largeur $W = 12$ mm.

III.4 Conception du dispositif d'essais

La conception du dispositif Nol ring joue un rôle très important et a un effet significatif sur la détermination des propriétés mécaniques des pipes en PEHD. Les travaux précédents ont montré que les problèmes rencontrés durant les essais Nol ring étaient la présence d'un effet de flexion et la concentration des contraintes. L'évaluation des propriétés transversales d'un tube en PEHD nécessite plusieurs méthodes d'essais et de fixation comparée à un simple essai de traction.

Les premiers essais ont été réalisés au Laboratoire de matériaux et systèmes réactifs (LMSR) avec le dispositif de fixation selon la norme ASTM D2290 (Figure III-3). D'après la figure III-4 on remarque que, durant la traction une rotation des demi-disques autour des axes de fixation s'est produite induisant une striction d'un seul côté de l'anneau. En effet, la première striction est apparue systématiquement dans la partie la plus allongée de l'anneau, sans doute en raison du contact avec le bord tranchant du demi-disque tournant. Cette rotation produit un effet de flexion et augmente la concentration de contraintes, ce qui altère l'axisymétrie de l'éprouvette durant le chargement.

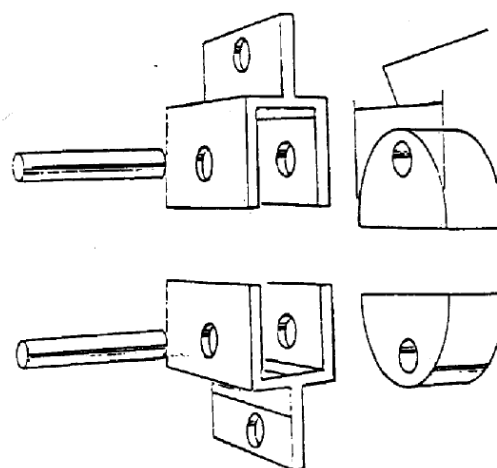


Figure III-3 Dispositif de fixation selon la norme ASTM D2290.

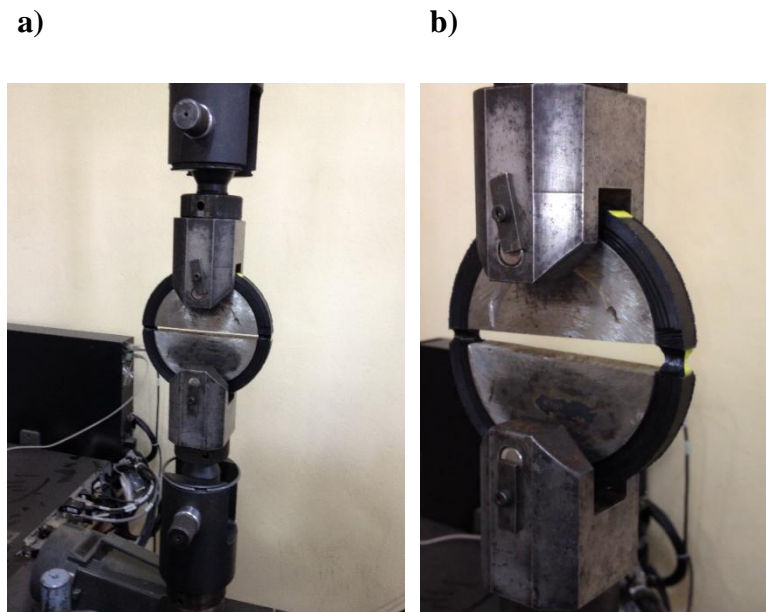


Figure III-4 Dispositif Nol ring test selon ASTM D2290, a) avant le chargement ; b) rotation des demi-disques au cours du chargement.

Afin d'empêcher cette rotation, nous avons opté pour l'utilisation des demi-disques avec deux trous ce qui veut dire qu'on utilise quatre axes de fixation au lieu de deux comme recommandé par la norme ASTM D2290. En suite, nous avons éliminé les extrémités tranchantes et nous avons conçu une nouvelle configuration de l'appareil avec des mors adaptables à la machine de traction qui se trouve à notre niveau.

Le montage de l'éprouvette se fait sur deux demi-disques semi-circulaires, le diamètre du cylindre est légèrement inférieur à celui du diamètre intérieur de l'anneau. Pour maintenir la tension de l'essai, le dispositif est attaché par des axes de fixation sur les parties mobile et fixe de la machine d'essais. Ensuite, la procédure est lancée et la contrainte est appliquée à l'éprouvette par l'intermédiaire du dispositif. Quand les deux demi-cylindres sont tirés et séparés, l'effort appliqué produit une pression interne uniforme sur la paroi interne de l'anneau (Figure III-5). Une vitesse contrôlée est transmise au dispositif. Quelques essais ont été conduits jusqu'à la rupture et d'autres non, car le déplacement de la traverse de la machine est limité à 150 mm. Une courbe force-déplacement est enregistrée. Tous les essais ont été réalisés à température ambiante.

III.5 Vérification de la répétabilité des essais :

Notons que, dans un premier stade de la courbe de la charge-déplacement pour les essais Nol ring test, une partie non-linéaire peut apparaître. Comme il existe un jeu entre le diamètre extérieur des demi-disques et le diamètre intérieur des anneaux, la partie non linéaire est due au

contact progressif entre les deux surfaces. La fin de cette étape est atteinte lorsque la courbe charge-déplacement est linéaire. La première partie non-linéaire peut être négligée, en décalant la courbe charge-déplacement par prolongation de la partie linéaire sur l'axe de déplacement.

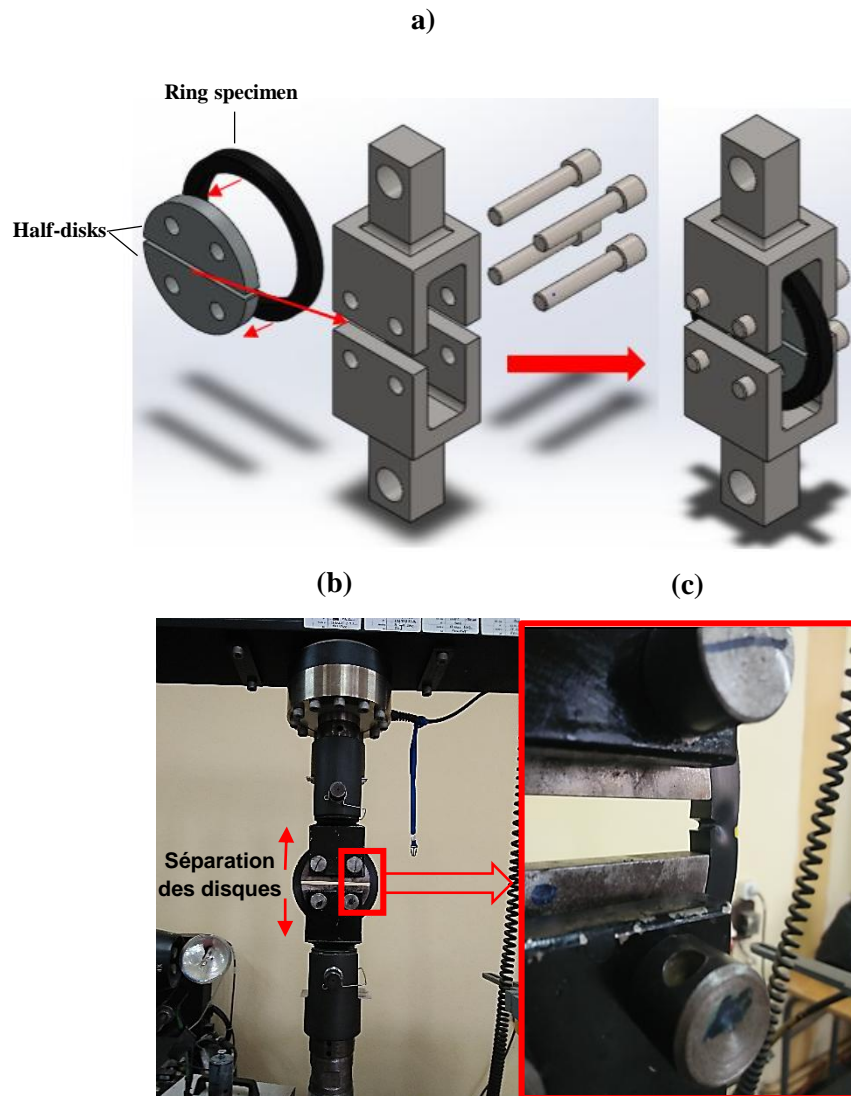


Figure III-5 Nol ring test: (a) description du dispositif ; (b) le dispositif applique une contrainte sur la paroi interne de l'anneau ; (c) détail sur la fissure.

La figure III-6 montre une allure typique d'une courbe contrainte-déformation d'un matériau semi-cristallin pour une vitesse d'essai constante. La contrainte étant F/S_0 où F est la charge et S_0 est égale à deux fois la section initiale de l'anneau ($S_0 = 12 \text{ mm} \times 12.5 \text{ mm} \times 2$) ; $\Delta D/D_0$ avec ΔD et la variation du diamètre et $D_0 = 100 \text{ mm}$ est le diamètre initial de l'anneau. A partir de ces courbes, on peut décrire les étapes de la déformation. Le premier stade représente la déformation élastique réversible due à la phase amorphe du matériau dont le module d'élasticité est inférieur à celui de la phase cristalline. La courbe, initialement linéaire, fait apparaître une

certaine non-linéarité juste avant le sommet. En suite, au deuxième stade la striction débute sur les deux côtés de l'anneau (figure III-3.b) ce qui correspond à une déformation hétérogène du matériau qui s'amorce sur un défaut au niveau de l'éprouvette, la striction se forme jusqu'à stabilisation. Et enfin, la déformation redevient homogène grâce à un durcissement structural lié à l'orientation des chaînes macromoléculaires dans le sens de l'étirement suivi par un passage à une structure fibrillaire.

Les résultats évalués à partir de l'aspect de la courbe de traction ont permis de vérifier la validité et la répétabilité de l'essai. Une déviation acceptable entre les résultats a été observée.

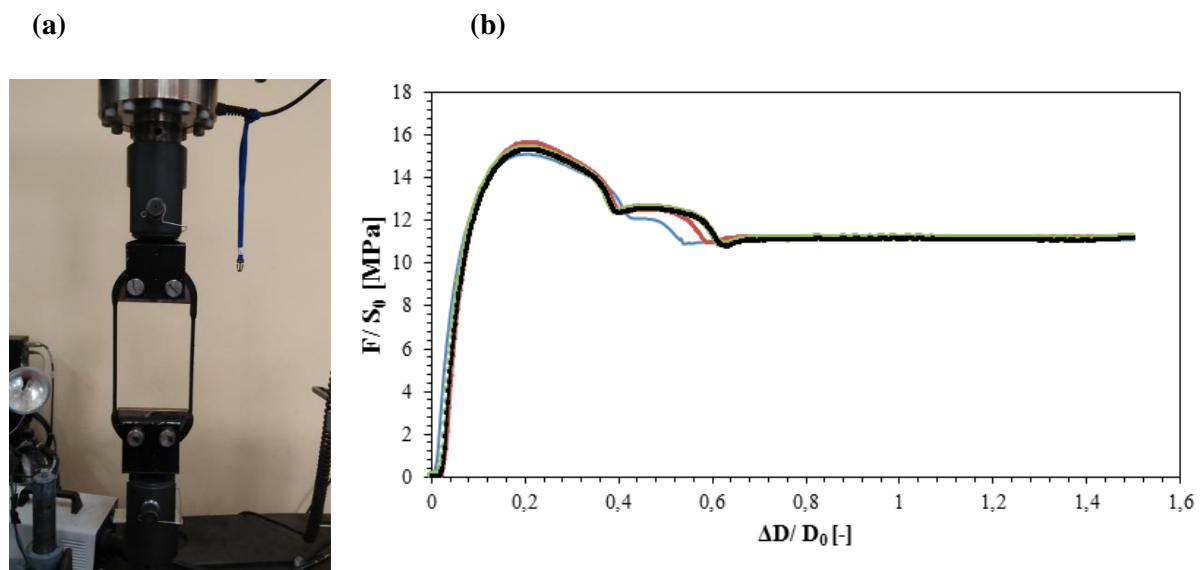


Figure III-6 L'essai Nol ring sur des anneaux complets; (a) striction apparue sur les deux côtés de l'éprouvette; (b) Courbes contraintes-déformations des essais Nol ring.

III.6 Résultats expérimentaux :

III.6.1 Cas d'un PE vierge :

Les mécanismes de déformation et les propriétés mécaniques du polyéthylène à haute densité PEHD sont généralement plus sensibles à la vitesse de déformation comparés aux autres polymères. La figure III-7 illustre les courbes contraintes-déformations d'un anneau en PEHD, obtenues sous différentes vitesses de sollicitation. On remarque que les propriétés mécaniques sont affectées par la vitesse de sollicitation, la valeur de la limite d'élasticité et du module d'Young apparent augmente avec la vitesse de sollicitation. Par contre la déformation à la rupture, diminue significativement avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation, on remarque une chute importante de cette dernière pour la vitesse 200 mm/min, même si on ne peut pas comparer avec des valeurs précises vu que pour les deux vitesses 10 mm/min et 100 mm/min, la rupture n'a pas eu lieu du fait que le déplacement de la traverse est limité à 150 mm

comme mentionné auparavant. La limite d'élasticité obtenue pour la vitesse 10 mm/min est aux alentours de 10,5 MPa tandis que pour une vitesse de 200 mm/min on a une limite d'élasticité égale à 14,3 MPa. L'augmentation de la limite élastique vaut environ 36.2 % pour le cas de la vitesse de sollicitation élevée comparée à la vitesse la plus faible. Il est évident que les courbes contrainte-déformation et les propriétés mécaniques à leur tour sont significativement affectées par la vitesse de sollicitation de l'essai. Pour une vitesse de sollicitation importante, la cause de la rupture ne provient pas d'un défaut mais plutôt par élévation de température au sein du matériau.

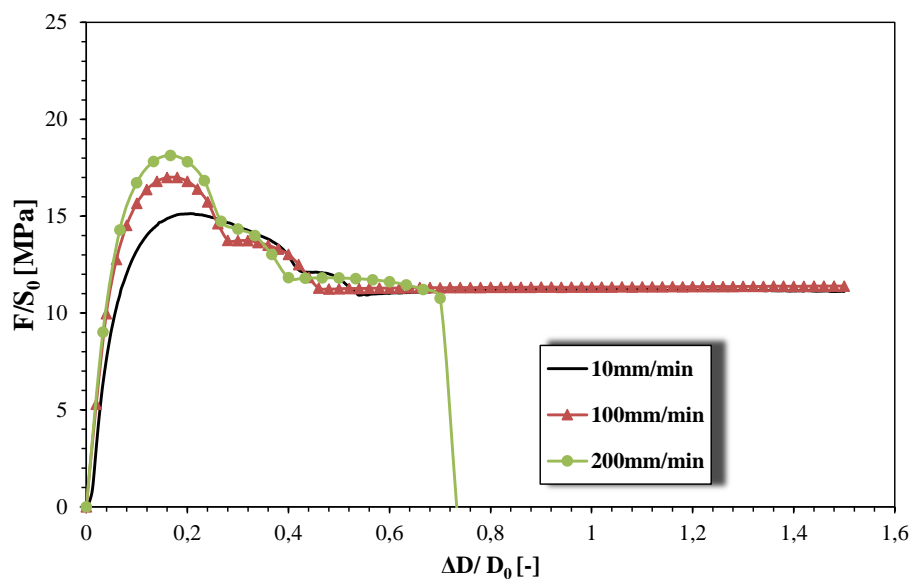


Figure III-7 Effet de la vitesse de sollicitation sur les courbes contraintes-déformations

III.6.2 Essais de fissuration :

Les fissures sont plus ou moins nocives pour la structure selon leur profondeur. En effet, une fissure courte sera presque transparente pour le tube, alors qu'une fissure longue peut considérablement dégrader ses caractéristiques mécaniques. Il existe donc une longueur critique de fissure à partir de laquelle elle devient nocive et est susceptible de se propager à travers l'épaisseur du tube. Pour voir l'impact des fissures sur le comportement mécanique global de l'anneau, on introduit des fissures longitudinales sur la surface interne, soit à un seul endroit (anneau avec une seule fissure), soit diamétralement opposées l'une de l'autre (anneau doublement fissuré). Ces fissures sont placées entre les congés, au centre des parties calibrées. On mesure alors le déplacement des mors de la machine de traction, et la charge appliquée.

III.6.3 Courbes charge-déplacement :

La figure III-8 montre la comparaison entre la courbe charge-déplacement des anneaux fissurés et non fissurés. A partir de ces résultats, on remarque que la forme de la courbe charge-déplacement des éprouvettes présentant un faible rapport de profondeur de fissure ($a / t = 0,04$) est similaire à ce qui est observé dans les anneaux non fissurés. Cette forme, avec un plateau important, est liée à la courbe charge-déplacement ductile. Dans ce cas, l'échantillon ne montre pas la propagation des fissures, mais seulement un écoulement comme mécanisme principal (figure III-9). D'autre part, la courbe charge-déplacement de type fragile ($a / t = 0,2$) est celle où la charge diminue instantanément après la charge maximale aux alentours de 3,7 kN et le déplacement de 14 mm, la fissure est supposée croître après la phase d'initiation autour du pique de charge. L'éprouvette trouve une capacité d'allongement réduite qui n'atteint que 20 % comparé à un allongement de 130 % pour le cas de la courbe de type ductile, et ce, sous une faible vitesse de traverse qui vaut 10 mm/ min.

Finalement, il existe un troisième type de courbe charge-déplacement ($a / t = 0,08$) qui représente un cas mixte entre les deux configurations citées ci-dessus. Dans ce cas, l'énergie stockée dans l'échantillon n'est pas suffisante pour permettre la propagation de la fissure de manière instable (fragile) à travers la totalité de la section restante. À la fin, la fissure croît de manière stable (ductile).

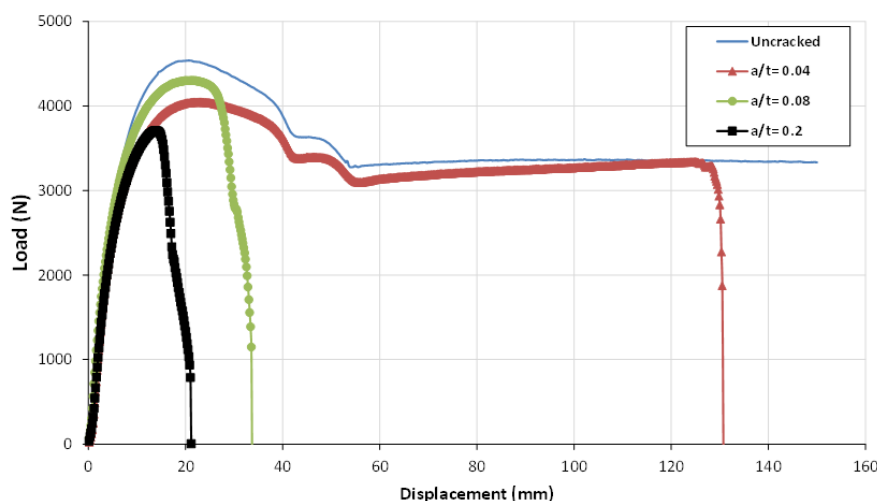


Figure III-8 Courbes charge-déplacement des anneaux fissurés et non fissurés



Figure III-9 Emoussement de la pointe de la fissure

Pour le cas des grandes vitesses de sollicitation, on observe quelques différences par rapport aux vitesses réduites (Figure III-10). Pour une vitesse de sollicitation égale à 100 mm/min, la courbe de type ductile d'un anneau portant une petite fissure garde toujours la même forme que celle d'un anneau non fissuré. La capacité d'allongement a considérablement diminué pour atteindre 90% ce qui représente une chute de 40 % comparé à la courbe résultante pour la même profondeur de fissure dans le cas d'une vitesse de sollicitation réduite. On observe qu'il n'y a pas de type de courbe qui représente le cas transitoire ou le cas mixte (fragile-ductile). Cette dernière prend la forme d'une courbe fragile et la charge a chuté d'une manière instantanée après avoir atteint la valeur maximale de 4,72 kN et qui correspond à un déplacement de 16 mm, ceci dit, qu'une propagation instable de la fissure a eu lieu.

Pour une vitesse de sollicitation égale à 200 mm/min, on constate qu'en présence de fissures, l'absence de l'allure ductile des courbes. Pour les petites fissures, on a une propagation instable de fissure au début qui se stabilise à la fin de l'essai donnant une allure de courbe de type transitoire ou mixte. Pour les autres profondeurs de fissures, une propagation instable a eu lieu et la charge a chuté instantanément après la valeur maximale ce qui signifie que seule l'énergie de déformation emmagasinée dans l'éprouvette au moment de l'amorçage était suffisante pour faire propager la fissure.

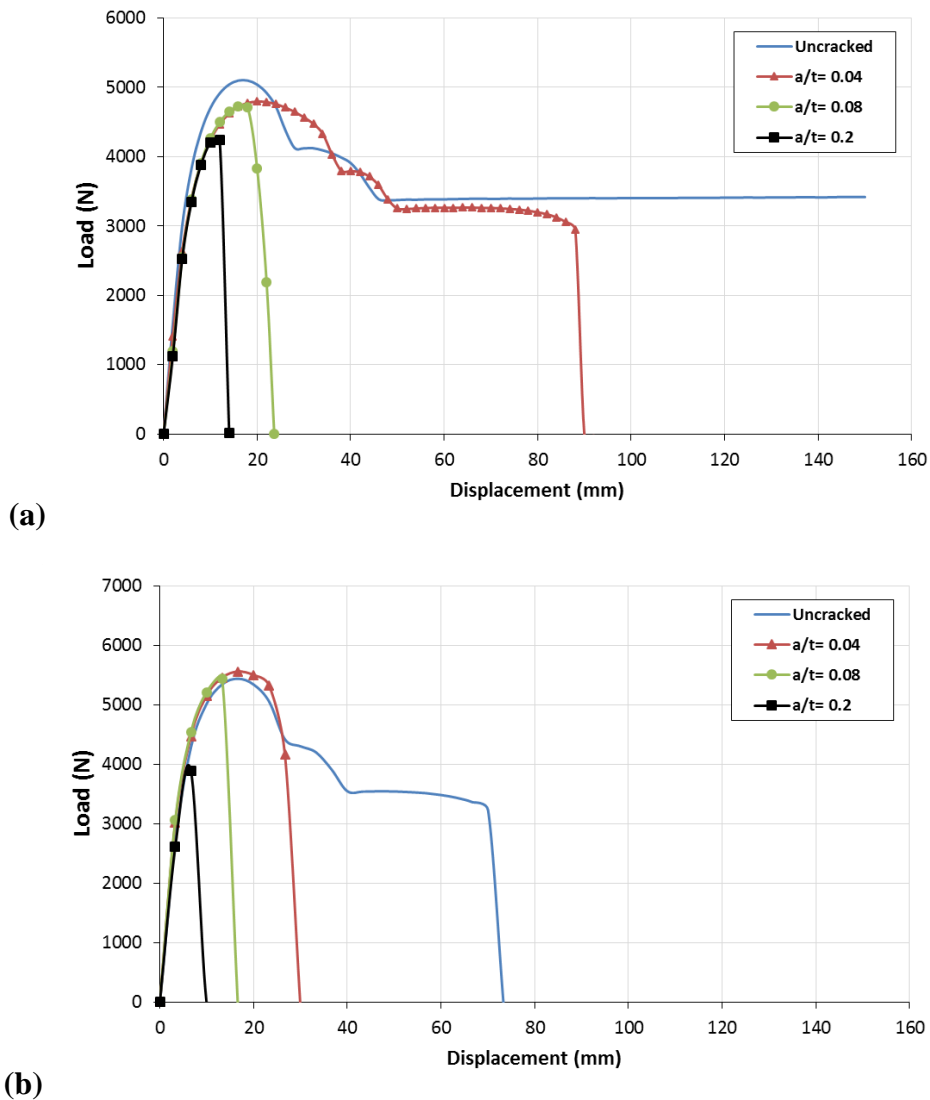


Figure III-10 Courbes charge-déplacement pour des essais de fissuration ; (a) pour 100 mm/min ; (b) pour 200 mm/min

On peut en conclure que la présence de fissures peut modifier le comportement des pipes en PEHD. C'est un paramètre très important qui peut dégrader d'une manière considérable les caractéristiques mécaniques du matériau. La vitesse de sollicitation n'est pas moins importante. En présence de fissures, l'augmentation de la vitesse de sollicitation conduit à des ruptures de type fragile. Ce qui veut dire que le temps nécessaire pour relaxer les contraintes est relativement court. L'intensité des contraintes reste importante et la propagation de la fissure se poursuit d'une manière instable. De ce fait, le PEHD perd l'une de ses principales caractéristiques à savoir la capacité à subir une grande déformation avant la rupture. Ce qui peut être préoccupant pour les utilisateurs en cas d'une montée brusque dans la pression qui conduira à une rupture fragile de l'installation, phénomène déjà constaté sur plusieurs sites et pour des longueurs de canalisations pouvant aller jusqu'à des dizaines de mètres.

III.6.4 Détermination de la profondeur de fissure critique :

Plusieurs paramètres mécaniques ont été étudiés pour déterminer la valeur critique du rapport de profondeur de fissure. Ces paramètres ont été sélectionnés ou calculés à partir des courbes de charge-déplacement. Ensuite, leurs valeurs ont été tracées en fonction des rapports de profondeur de fissure.

a) Pic de contrainte :

La figure III-11 présente l'évolution du pic de contrainte en fonction de la profondeur de fissure pour les différentes vitesses de sollicitation. On peut remarquer que le pic de contrainte diminue avec l'augmentation du rapport a/t . Ceci peut être attribué aux effets de la diminution de la section nette sur la contrainte. Effectivement, la contrainte vraie de l'ouverture montre une singularité au voisinage de la pointe de la fissure et la contrainte maximale est supposée augmenter avec l'augmentation du rapport a/t .

Des essais sous différentes vitesses de sollicitation ont été menés, pour analyser les effets de cette dernière sur le pic de contrainte. Comme prévu, le pic de contrainte augmente avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation. Néanmoins, l'allure est restée la même pour les différentes vitesses.

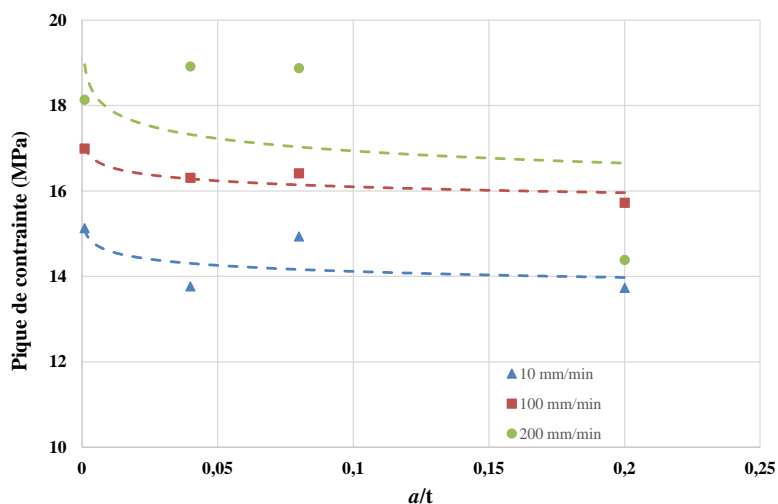


Figure III-11 Pic de contrainte en fonction de rapport a/t

b) Plateau de déformation plastique

Sur la figure III-8, on constate que le déplacement avant la rupture diminue significativement entre les courbes de type fragile et ductile. L'intervalle de déformation entre la déformation à la rupture et la déformation au pic de contrainte est appelé plateau de déformation plastique. L'évolution de ce paramètre en fonction du rapport de profondeur de fissure est présentée sur

la figure III-12. On observe que les points expérimentaux tendent vers une courbe unique, et ce, indépendamment de la vitesse de sollicitation. Les points expérimentaux situés en haut représentent les ruptures de type ductile dont le plateau de déformation plastique est large.

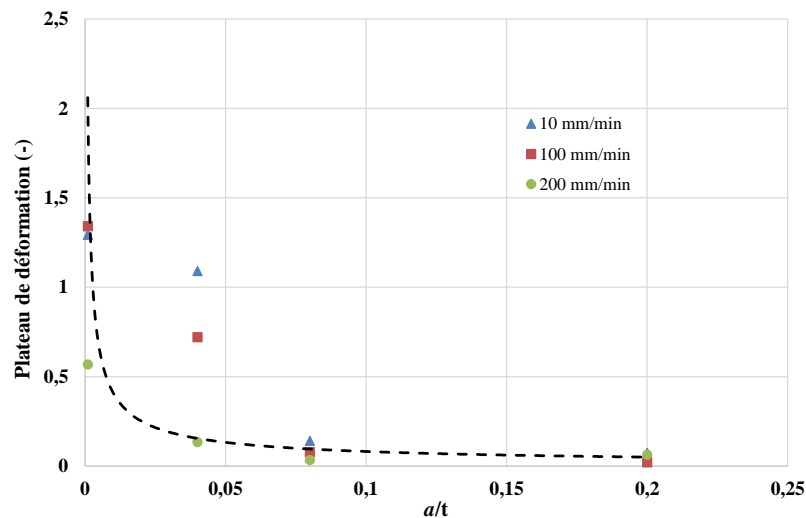


Figure III-12 Plateau de déformation plastique en fonction du rapport a/t

Les faibles valeurs du plateau de déformation représentent les ruptures de type fragile, ces valeurs sont très faibles et tendent vers zéro. D'après les résultats, on peut déjà estimer que la valeur du rapport de profondeur de fissure critique est aux alentours de ($a/t = 0.2$).

c) Densité d'énergie

Pour les essais Nol ring, la densité d'énergie ou l'énergie par unité de volume est calculée par l'intégration de l'aire sous la courbe contrainte-déformation. L'unité de cette quantité est (mJ/mm^3).

La figure III-13 représente l'évolution de la densité d'énergie totale en fonction du rapport de profondeur de fissure a/t . Les données qui correspondent aux courbes de type ductile sont clairement séparées des autres. Pour ces données, la valeur de la densité d'énergie est supérieure à $10 \text{ mJ}/\text{mm}^3$ tandis que pour les autres courbes (fragiles et transitoires) elle ne dépasse pas les $5 \text{ mJ}/\text{mm}^3$. L'augmentation de la profondeur de fissure entraîne la diminution de cette énergie. De ce fait, le matériau n'a pas besoin de sollicitations extérieures pour entraîner une instabilité dans la propagation de fissure, et la zone plastique reste confinée dans ce cas-là.

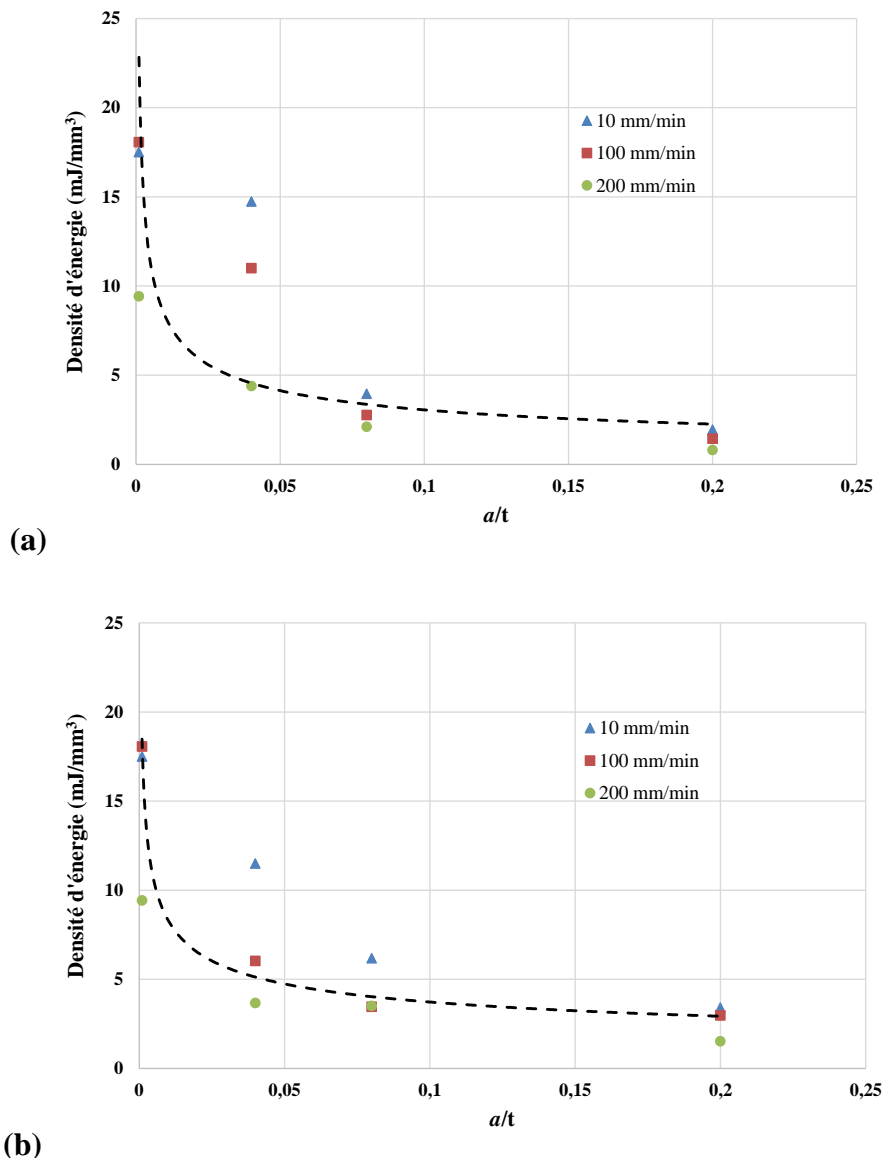
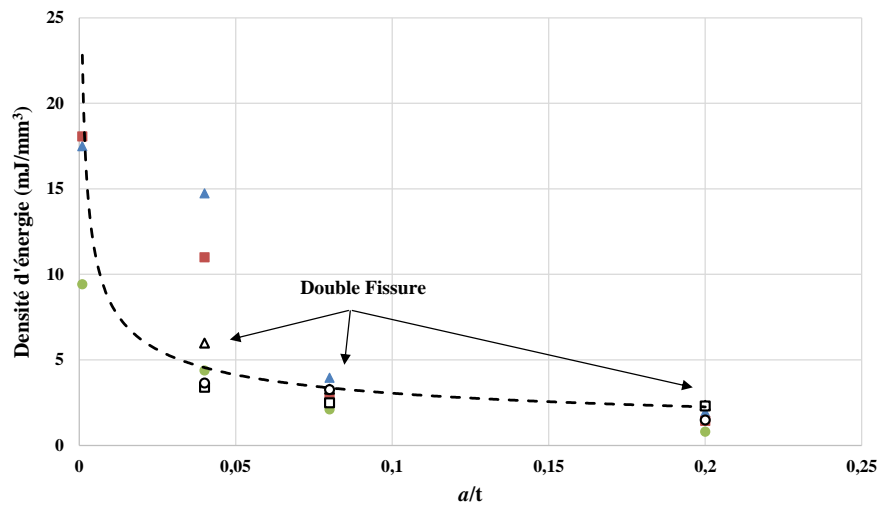


Figure III-13 Densité d'énergie en fonction du rapport a/t . (a) cas d'une fissure interne, (b) cas d'une fissure externe

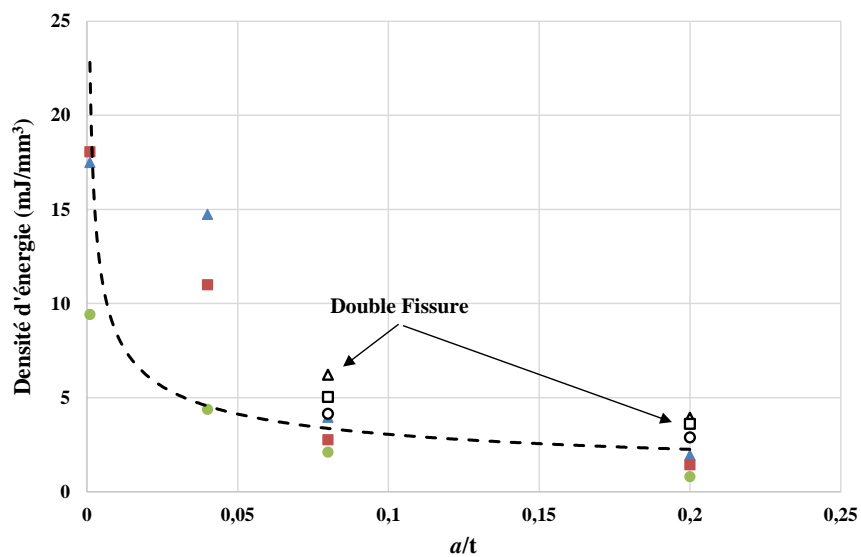
d) Effet de la géométrie

Des essais Nol ring ont été réalisés sur des anneaux possédant des fissures diamétralement opposées. Le but est d'analyser l'effet de la géométrie de l'éprouvette. Durant les essais, il a été observé que l'effet de flexion dans la partie de l'anneau située entre les deux demi-disques a diminué comparé aux essais avec une seule fissure. Ceci montre que, le chargement dans ce cas-là, est beaucoup plus en traction qu'en flexion. La figure III-14 montre le positionnement des points expérimentaux supplémentaires par rapport aux données récoltées depuis les essais avec une seule fissure. Les points dans les deux cas sont en bonne concordance. On peut conclure que la valeur ($a/t = 0.2$) est considérée comme une valeur critique pour que la fissure se propage. Autrement dit, pour des conditions normales, la fissure est moins nocive si la valeur

de ($a/t < 0.2$). Par ailleurs, les données qui correspondent à ($a/t \geq 0.2$) peuvent être utilisées pour appliquer les concepts de la mécanique linéaire élastique de la rupture.



(a)



(b)

Figure III- 1 : Densité d'énergie en fonction du rapport a/t , effet des doubles fissures (a) cas des fissures internes, (b) cas des fissures externes

III.7 Conclusion :

Le polyéthylène à haute densité (PEHD) est l'un des polymères les plus utilisés dans le monde surtout dans les applications liées au transport de fluides (gaz/eau). Afin de caractériser le comportement mécanique des pipes en PEHD, certaines informations sont nécessaires, comme la classification du matériau, le processus de fabrication et les conditions de service. L'utilisation de l'essai dit « Nol ring » semble adéquate et efficace afin de simuler expérimentalement les conditions de chargement que les pipes subissent durant le service.

La rupture est un problème auquel l'homme aura à faire aussi longtemps qu'il fabriquera des structures. Les fissures sont généralement à l'origine de la rupture des pipes, elles sont plus ou moins nocives pour la structure selon leur profondeur. En effet, nous avons remarqué à travers les essais réalisés qu'une fissure courte sera presque transparente pour le tube, alors qu'une fissure longue peut considérablement dégrader ses caractéristiques mécaniques.

Les données récoltées dans cette partie ont confirmé qu'il est possible qu'un matériau de nature ductile à l'origine, peut subir une rupture de type fragile. Ce qui explique les cas de ruptures prématurées de ce type constatées sur plusieurs réseaux de distribution de fluides. Ceci est dû au fait que le matériau a perdu sa capacité à subir une grande déformation avant la rupture, une caractéristique dont le PEHD possède. Ce qui devient très dangereux en cas de présence des fissures importantes ou d'une montée brusque de la pression. Le problème est devenu l'une des principales préoccupations pour les industriels et les utilisateurs de cette classe de matériaux.

En se basant sur cette conclusion, nous allons tenter de traiter le cas de la rupture fragile du PEHD par une approche à deux paramètres basée sur le facteur d'intensité de contraintes et le paramètre T -stress

III.8 Références bibliographiques

- [1] ISO 6259: 1997, «Thermoplastic pipes- determination of tensile properties- Part 3 : Polyolefin pipes».
- [2] I. ISO 6259: 1997, «Thermoplastic pipes- determination of tensile properties- Part 1 : General test method».
- [3] Metallic Materials Tube Ring Expanding Test, International Standard ISO 8495-8496.
- [4] ASTM D2290-12, «Standard test method for apparent hoop tensile strength of plastic or reinforced plastic pipe by split disk method.».
- [5] S. Arsène et J. Bai, «A new approach to measuring transverse properties of structural tubing by a ring test,» Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, vol. 24(6): 386, 1996.
- [6] S. Arsène et J. Bai, «A new approach to measuring transverse properties of structural tubing by a ring testeexperimental investigation.,» Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, vol. 26(1):26, 1998.
- [7] R. Mehan, L. Jackson, M. R. Rairden, J. R. Rairden et W. Carter, «The Use of a Ring Tensile Test to Evaluate Plasma-Deposited Materials,» Journal of Materials Science, Vols. %1 sur %2Vol. 22, pp. 4478-4483, 1987.
- [8] C. KAYNAK, E. S. ERDILLER, L. PARNAS et F. SENEL, «Use of split-disk tests for the process parameters of filament wound epoxy composite tubes,» Polymer Testing, Vols. %1 sur %2vol. 24, pp. 648–655., 2005.
- [9] R. Joselin, T. Chelladurai, K.M. Usha et E.S. Vasudev, «Failure prediction of glass/epoxy specimens using NOL ring test and acoustic emission technique,» Int. J. Materials and Product Technology, Vols. %1 sur %2Vol. 50, No. 2, 2015.
- [10] Sunki Kim, Jegeon Bang, Daeho Kim, Iksung Lim, Yongsik Yang, Kunwoo Song et Dosik Kim, «HOOP STRENGTH AND DUCTILITY EVALUATION OF IRRADIATED FUEL CLADDING,» Nuclear Engineering and Design, vol. 239(2), pp. 254-260, 2009.
- [11] M. Sanchez, S. Louis, C-E Bruzek, M. Rozental-Evesque et K. G. B. Rabaud, «Development of a "Nol Ring" test to study polyethylene pipe degradation and its implementation on field house connection pipes,» chez in Proc. of PPXIV conference,, Budapest, Hungary., 2008, October 22 – 24.,
- [12] ASTM D1559-05, «Standard test for Resistance to Short-time Hydraulic Pressure of Plasticv Pipe, Tubing, And Fittings».

- [13] M. Rozental-Evesque, B. Rabaud, M. Sanchez, S. Louis et C.-E. Bruzek, «The Nol Ring test: an improved tool for characterising the mechanical degradation of non-failed polyethylene pipes house connections,» chez Proceedings of Plastic Pipes Congress, Budapest, Hungary, 2008, September 22-24.
- [14] L. Laiarinandrasana, C. Devilliers, S. Oberti, E. Gaudichet, B. Fayolle et J. Lucatelli, «Ring tests on high density polyethylene: full investigation assisted by finite element modelling.,» Int J Press Vess Pip, Vols. 1 sur 288: 1-10, 2011.
- [15] Tarek M. A. A. EL-Bagory, Tawfeeq A. R. Alkanhal et Maher Y. A. Younan, «Effect of Specimen Geometry on the Predicted Mechanical Behavior of Polyethylene Pipe Material,» chez Proceedings of the ASME 2014 Pressure Vessels & Piping Division/K-PVP Conference PVP, Anaheim, CA,, 2014, July 20–24.
- [16] Lucien Laiarinandrasana, Clémence Devilliers, Jean Marc Lucatelli, Emmanuelle Gaudichet-Maurin et Jean Michel Brossard, «Experimental study of the crack depth ratio threshold to analyze the slow crack growth by creep of high density polyethylene pipes,» International Journal of Pressure Vessels and Piping, vol. 122, pp. 22-30, October 2014.

CHAPITRE IV
DETERMINATION DU FIC ET DU T-STRESS

Chapitre IV DETERMINATION DU FIC ET DU T-STRESS

IV.1 Introduction:

En mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER), le facteur d'intensité de contrainte (FIC) est le paramètre clé pour la quantification de la nocivité des fissures. Il est proportionnel au premier terme singulier de l'expansion asymptotique de Williams [1]. Des valeurs précises de FIC sont nécessaires pour prévoir et prévenir les ruptures des composants. Mais l'approche basée sur un seul paramètre, n'est pas suffisante pour interpréter complètement certaines circonstances. Néanmoins, il existe des travaux expérimentaux [2], [3] qui montrent qu'une contrainte constante peut affecter les propriétés en mécanique de la rupture. Un deuxième paramètre, introduit pour la première fois par Irwin [4], appelé T-stress, peut influencer de manière significative le processus de propagation de la fissure. C'est le deuxième terme non singulier dans l'expansion asymptotique de Williams [1]. Elle représente la contrainte agissant parallèlement au plan de la fissure et qui est indépendante de la distance par rapport à la pointe de la fissure et proportionnelle aux contraintes appliquées. Le T- stress joue un rôle très important, Larsson et Carlsson [5] et Rice [6] ont montré que le signe et l'amplitude du T- stress modifient la taille et la forme de la zone plastique de la fissure. Cotterell [7], Melin [8] et Fett et Munz [9] ont étudié l'effet de la contrainte T sur la stabilité de la direction du trajet de la fissure.

Il existe trois façons de déterminer le FIC dans les éprouvettes fissurées, la méthode analytique, numérique et expérimentale [10]. En raison de la complexité des développements mathématiques, les méthodes analytiques se limitent à des configurations simples et il faut donc recourir à des méthodes numériques ou expérimentales. Des techniques expérimentales telles que la compliance [11], [12], la photoélasticité [13], [14], [15], les caustiques et les jauges [16]–[23], et les méthodes de corrélation d'images digitales [24], [25] ont été développées.

La technique des jauges de déformations est largement utilisée pour analyser le champ de contraintes. Elle est relativement simple car elle permet de mesurer les déformations de surface directement dans les zones déformées. Pour décrire le champ de déformation, Dally et Sanford [22] ont utilisé une série de déformations tronquées, basée sur l'approche généralisée de Westergaard [26]. Plusieurs travaux ont étendu la technique pour la détermination du FIC en mode mixte (Dally et Berger [27]), au FIC dynamique (Dally et Barker [28]), aux fissures statiques (Shukla et al. [29]) et aux fissures dynamiques (Khanna et Shukla [30]). Il faut noter qu'aucune procédure de sélection de l'emplacement radial des jauges n'a été rapportée dans les travaux

mentionnés. Wei et Zhao[31] et Kuang et Chen [32] ont proposé d'autres méthodes de mesure en utilisant des jauges spécialement conçues pour la détermination du FIC statique en mode I. Dans leurs travaux, Khanna et Shukla [30], Wei et Zhao [31] et Dorogoy et Rittel [33] ont présenté quelques recommandations pour l'emplacement radial de la jauge. Cependant, aucune procédure n'a été mentionnée pour la détermination des emplacements radiaux valides.

Une méthodologie générale a été proposée par Sarangi et al. [34], [35] pour le calcul des positions radiales optimales afin de mesurer les facteurs d'intensité de contrainte à l'aide de la méthode des jauges. Les résultats expérimentaux présentés par les mêmes auteurs dans [36] démontrent que des valeurs précises du FIC peuvent être déterminées si les jauges de déformations sont placées aux positions optimales.

Pour le T-stress, plusieurs méthodes ont été proposées pour les éprouvettes normalisées en mécanique de la rupture. En ce qui concerne les fissures unidimensionnelles, Leever et Radon [37] ont effectué une analyse numérique basée sur une méthode variationnelle. Kfoury [38] a appliqué la technique d'Eshelby. Sham [39], [40] a développé une fonction de poids du second ordre basée sur une intégrale conjuguée et il l'a évaluée pour une éprouvette entaillée SEN en utilisant la méthode des éléments finis. Wang et Parks [41] ont étendu l'évaluation du T-stress à des fissures superficielles bidimensionnelles en utilisant la méthode appelée Line-spring. Nakamura et Parks [42] ont étudié le champ de contraintes au voisinage de la pointe de fissure sur une éprouvette SEN soumise à la flexion et à la traction pour déterminer la contrainte T dans un modèle tridimensionnel. Une étude similaire a été menée par Henry et Luxmoore [43] pour les plaques contenant des fissures centrales. Yang et Ravi-Chandar [44] ont développé une méthode de différence des contraintes pour évaluer le T-stress dans un problème de fissure. Ayatollahi et al. [45] ont déterminé la contrainte T en utilisant une analyse par éléments finis, ils ont obtenu des valeurs stables le long du ligament. Maleski et al. [46] ont étendu la méthode de Dally et Sanford pour calculer le FIC et le T-stress en mode I. Ils ont utilisé des rosettes rectangulaires pour évaluer la contrainte T. La méthode d'analyse des contraintes thermoélastiques (Thermoelastic Stress Analysis-TSA) a été utilisée par Zanganeh et al. [47] pour déterminer le T-stress et le FIC en mode mixte. Hadj Meliani et al. [48] ont estimé la contrainte T et les chemins de fissures émanant des entailles en U. L'estimation du T-stress était basée sur la méthode de différence des contraintes.

Alors que les solutions pour le facteur d'intensité des contraintes sont reportées dans les manuels pour les différents types de fissures et les différents cas de chargements, les solutions pour

le T-stress ne sont disponibles que pour des cas de chargements simples et pour un nombre restreint de géométries d'éprouvettes.

Récemment, l'utilisation de l'approche globale à deux paramètres ne cesse de croître et plusieurs chercheurs associent le facteur d'intensité de contrainte au T-stress dans le traitement des problèmes en mécanique linéaire élastique de la rupture. Pour pouvoir appliquer une telle méthodologie, il est important d'avoir des solutions à la fois simples et précises pour la détermination des paramètres de rupture au voisinage d'une fissure.

Ce que nous allons tenter de proposer à travers ce chapitre, c'est d'apporter une contribution aux méthodes consacrées à la détermination du facteur d'intensité de contraintes et du T-stress, et ce, dans le cadre d'une approche globale de la mécanique de la rupture appliquée sur le PEHD. Nous présenterons l'évolution et la détermination de la contrainte T pour différents types d'éprouvettes à l'aide du champ de contraintes au voisinage d'une fissure. Ensuite, nous présenterons une étude analytique basée sur l'approche généralisée de Werstergaard. Une nouvelle méthode pour déterminer le facteur d'intensité des contraintes et le T-stress sans l'intervention des paramètres géométriques sera proposée, cette méthode sera appliquée pour déterminer analytiquement la position optimale pour l'emplacement des rosettes afin d'éliminer les erreurs dues aux termes d'ordres supérieur de l'expansion asymptotique. Une étude numérique sur les différentes géométries d'éprouvettes sera faite afin de donner une comparaison entre les méthodes proposées.

IV.2 Détermination de la contrainte T par éléments finis

IV.2.1 Introduction :

Dans un corps élastique linéaire isotrope, contenant une fissure tridimensionnelle soumise à un chargement symétrique, le champ des contraintes s'écrit comme un développement de série de Williams [1]. Près de la pointe de la fissure, où les termes d'ordre supérieur du développement de série sont négligeables, les contraintes pour le mode I s'écrivent :

$$\begin{aligned}
 \sigma_{xx} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + T \\
 \sigma_{yy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\
 \sigma_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}
 \end{aligned} \tag{IV.1}$$

L'équation du chargement en mode I montre que σ_{xx} contient le terme singulier et le paramètre T qui représente la contrainte en traction/compression agissant parallèlement à la fissure dans le sens principal de la propagation. Pour pouvoir déterminer le T-stress, il suffit juste de connaître le champ de contraintes à un point en avant de la pointe de la fissure, et en employant la Méthode de Différence de Contraintes (Stress Difference Method "SDM"), son évolution le long du ligament peut être tracée. Le T-stress peut être déterminé dans n'importe quelle direction le long du ligament lorsque le premier terme singulier de σ_{xx} tend vers zéro ou peut être éliminé par superposition avec σ_{yy} . Ceci correspond à des différentes positions angulaires dans le contour de la pointe de la fissure. Pour les différents θ :

$$\theta = 0: T = \sigma_{xx} - \sigma_{yy}, \quad (IV.2)$$

$$\theta = \pm\pi: T = \sigma_{xx}, \quad (IV.3)$$

$$\theta = \pm\pi/3: T = \sigma_{xx} - (\sigma_{yy})/3, \quad (IV.4)$$

$$\theta = -\pi/2: T = \sigma_{xx} - (\sigma_{yy})/3, \quad (IV.5)$$

$$\theta = \pm 2\pi/3: T = \sigma_{xx} - \sigma_{yy}. \quad (IV.6)$$

En utilisant la différence des contraintes dans les directions principales, le long du ligament et pour $\theta = 0$, à la pointe de la fissure, le T -stress peut être exprimé sous la forme :

$$T = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})_{r=0, \theta=0} \quad (II.7)$$

Cette méthode peut donner des significations aux erreurs numériques dues au rétablissement des contraintes très proche de la pointe de la fissure.

IV.2.2 Eléments singuliers :

Etant donné que l'utilisation standard de la méthode des éléments finis ne permet pas de prendre en compte les singularités des champs de contraintes au voisinage de la pointe de la fissure, quelques modifications à effectuer ont été nécessaires. Plusieurs idées ont été proposées comme le raffinement de la zone singulière ou l'introduction brutale de la singularité dans les fonctions de forme. La plupart de ses techniques ont été abandonnées par la suite. Henshell et Shaw [49] d'une part, et Barsoum [50] ont trouvé une solution qui préserve les fonctions de forme et les fonctions d'interpolation.

Le fait de déplacer les nœuds milieux des côtés correspondant à la pointe de la fissure au quart de la longueur (figure IV-1) permet de forcer la singularité et de représenter correctement un

champ constant de déformations et un déplacement d'ensemble. Cependant, si la singularité existe le long des côtés en contact avec la pointe de la fissure, elle disparaît sur les autres rayons émanant du nœud 1. La pointe de fissure se trouvant aux trois nœuds confondus. Cet élément garantit alors la singularité pour toutes les arêtes émanant du nœud 1, ainsi qu'une énergie de déformation bornée lorsqu'on tend vers la pointe de la fissure.

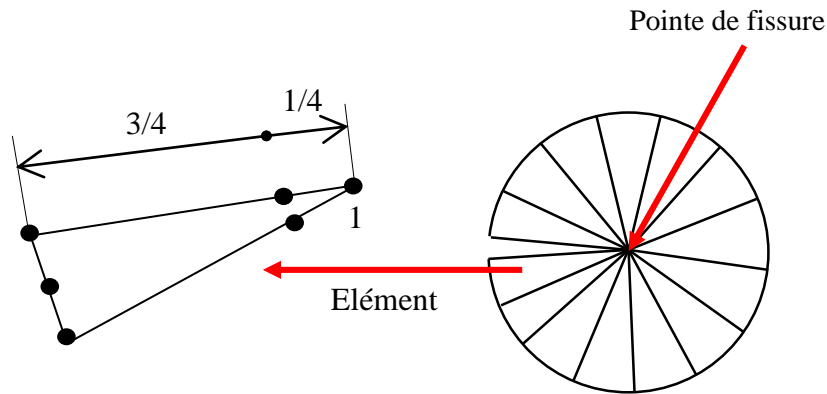


Figure IV-1 Eléments singuliers à la pointe de la fissure.

Les calculs numériques ont été effectués à l'aide du code de calcul par éléments finis Abaqus. C'est un logiciel de simulation connu et répandu, en particulier pour ses traitements performants de problèmes variés et pour l'analyse des structures et des composants.

Le processus de calcul commence par la définition du modèle, cela consiste à discrétiser géométriquement le domaine étudié et de définir les données caractérisant le modèle à savoir le type d'analyse (déformations ou contraintes planes, axisymétrique, etc...), le type d'éléments (poutre, coques, etc...), les propriétés du matériau et les caractéristiques géométriques. Ensuite, la résolution du problème est entamée en calculant les matrices de rigidité de masse de chaque élément fini, l'assemblage les matrices de rigidité et de masse de la structure complète et l'application des conditions aux limites et des chargements pour la résolution du système d'équations. Et enfin, vient l'analyse et le post-traitement des résultats.

IV.2.3 T-stress dans le cas d'un tube soumis à une pression interne :

L'exemple étudié est une éprouvette en anneau de diamètre 125 mm et d'épaisseur de 12.5 mm. L'éprouvette porte une fissure interne longitudinale de surface. La méthode de différence de contraintes est utilisée pour déterminer l'évolution du T-stress pour une distance r par rapport à la pointe de la fissure. Les résultats montrent la variation du T-stress le long du ligament pour différents rapport (a/t). La géométrie de l'éprouvette et le maillage du modèle sont illustrés dans la figure IV-2

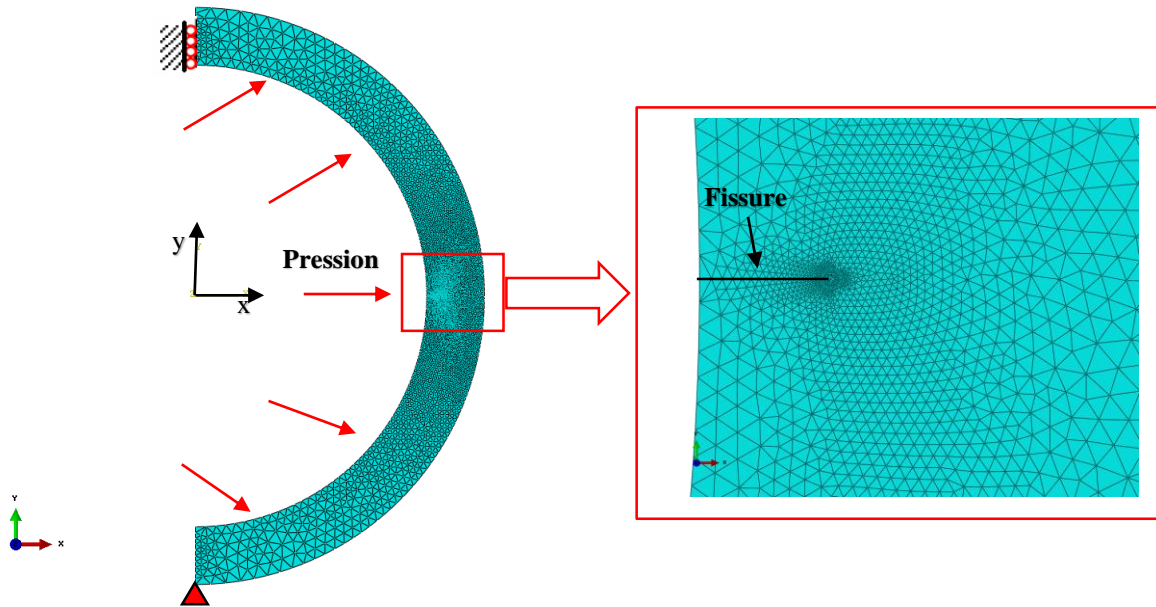


Figure IV-2 Maillage de la géométrie et agrandissement de la zone au voisinage de la fissure

La figure IV-3 montre la distribution des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} dans les deux directions xx et yy ainsi que le T-stress le long du ligament. La contrainte T, de valeur négative, traduit une compression dans le cas d'un défaut longitudinal. La limite de la linéarité de la contrainte se trouve à une distance de valeur 0.4 mm. Mais l'élément important du calcul de la contrainte T est que sa valeur négative montre physiquement une propagation stable de la fissure.

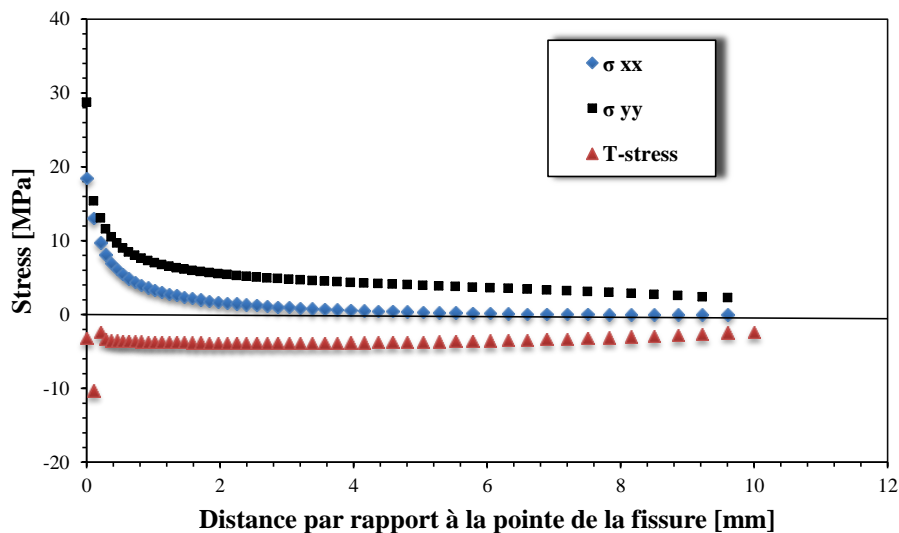


Figure IV-3 Evolution des différentes contraintes dans une éprouvette en anneau pour $a/t = 0.2$

La figure IV-4 illustre l'évolution de la contrainte T en fonction de la distance le long du ligament pour des éprouvettes en anneau contenant différentes profondeurs de fissure (a/t). Le T-

stress est calculé par la méthode de différence de contrainte (SDM). Dans la zone proche de la pointe de la fissure, les erreurs numériques influencent les résultats, comme prévu dans le calcul par Eléments Finis, sous la forme d'une zone fortement remarquée. La contrainte T augmente jusqu'à une valeur maximum, puis diminue avant de se stabiliser.

Le T-stress présente des valeurs négatives le long du ligament où le rapport de la profondeur de fissure est $a/t < 0.4$. Le ligament est soumis à une contrainte de compression. Au-delà, les valeurs du T-stress deviennent positives (cas de la contrainte de traction).

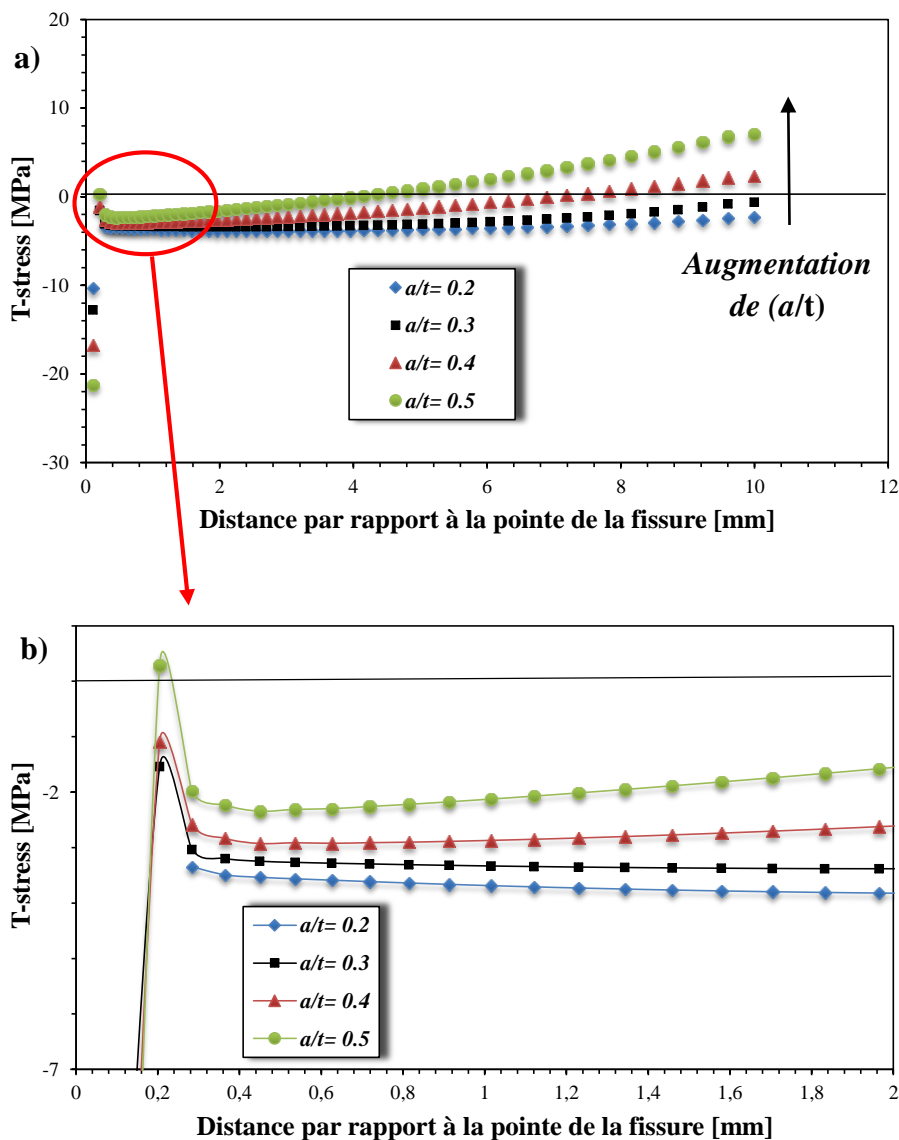


Figure IV-4 : (a) Evolution du T-stress le long du ligament pour différents rapports (a/t) ; (b) détail.

Dans le cas où le chargement en mode I est prédominant, le T-stress est négatif et la fissure se propage dans la direction principale avec une trajectoire stable. On note aussi que pour les fissures longues, le changement de signe du T-stress est très rapide, ce qui veut dire que la fissure

déviara rapidement de la direction principale de la propagation et la trajectoire deviendra instable. Ce changement de signe du T-stress de valeurs négatives aux valeurs positives peut être attribué à la présence d'un moment local important fermant les lèvres de la fissure et qui croît avec l'augmentation de la profondeur.

IV.2.4 Conclusion partielle :

Nous avons vu, l'importance du second terme du développement asymptotique de Williams [1], à savoir le T-stress. Nous avons présenté l'évolution de cette contrainte le long du ligament dans le cas d'une éprouvette en anneau sous l'effet d'une pression interne et contenant une fissure longitudinale de surface. Les calculs ont été effectués par une méthode numérique appelée la Méthode de Différence des Contraintes (Stress Difference Method, SDM). Il a été montré que le changement de signe des valeurs du T-stress est une indication de la déviation de la fissure de sa trajectoire de propagation dans la direction principale. Dans ce qui suit, nous présenterons d'autres méthodes développées pour déterminer les paramètres de rupture au voisinage d'une fissure, à savoir, le facteur d'intensité de contraintes K_I et le T-stress.

IV.3 Présentation d'une nouvelle méthode analytique

IV.3.1 Introduction :

La caractérisation de la rupture des matériaux nécessite la connaissance des quantités provenant des champs au voisinage d'un défaut ou d'une fissure. La mesure de ces quantités avec précision permet de les comparer avec les propriétés du matériau qui décrivent sa résistance à la rupture. Généralement, le facteur d'intensité des contraintes permet de quantifier la sévérité des contraintes au voisinage d'une fissure. Cependant, le terme non-singulier appelé T-stress a montré son importance à travers les études réalisées auparavant. Proposer des méthodes simples et précises pour l'évaluation des paramètres de rupture est l'objectif de cette partie. Nous nous sommes intéressés aux travaux réalisés antérieurement dans le domaine pour essayer d'apporter notre contribution.

IV.3.2 Formulation du problème :

La solution complexe de Westergaard pour résoudre les problèmes d'ouverture de fissures a joué un rôle très important dans le développement de la mécanique linéaire élastique de la rupture. Des modifications nécessaires selon Irwin [4] ont été apportées à ces équations dans le cas d'un milieu élastique linéaire infini en déformations planes soumis à une contrainte de traction équi-biaxiale et traversé par une fissure à front droit. En réexaminant les travaux de Sih

[51], Eftis et Liebowitz [52], Sanford [26] a montré que les modifications apportées aux équations de Westergaard sont encore trop restrictives pour résoudre d'autres problèmes et il a donné une autre forme plus généralisée qui peut être appliquée pour décrire le champ de contraintes lié à une fissure en termes de deux fonctions complexes $Z(z)$ et $Y(z)$. Cette fonction de contrainte suit la forme d'une fonction d'Airy est donnée par :

$$\phi = \Re\left(\overline{\overline{Z}}(z)\right) + y\Im\left(\overline{\overline{Z}}(z)\right) + y\Im\left(\overline{\overline{Y}}(z)\right) \quad (\text{IV.8})$$

où

$$\frac{d\overline{\overline{Z}}}{dz} = \overline{\overline{Z}}, \quad \frac{d\overline{\overline{Z}}}{dz} = Z, \quad \frac{d\overline{\overline{Y}}}{dz} = Y \quad (\text{IV.9})$$

Les deux fonctions analytiques complexes $Z(z)$ et $Y(z)$ sont définies comme

$$Z(z) = \sum_{n=0}^N A_n z^{n-\frac{1}{2}} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi z}} + \sum_{n=1}^N A_n z^{n-\frac{1}{2}} \quad (\text{IV.10})$$

$$Y(z) = \sum_{m=0}^M B_m z^m = \frac{\sigma_{0x}}{2} + \sum_{m=1}^M B_m z^m \quad (\text{IV.11})$$

Il s'agit des fonctions de type série (d'une variable complexe : $z = x + iy$) contenant un nombre infini des termes ($A_0, A_1, A_2, \dots, A_\infty; B_0, B_1, B_2, \dots, B_\infty$) qui peuvent être déterminés en utilisant les conditions aux limites pour un problème donné. Les composantes de la contrainte sont représentées par :

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= \Re(Z) - y[\Im(Z') + \Im(Y')] + 2\Re(Y) \\ \sigma_{yy} &= \Re(Z) + y[\Im(Z') + \Im(Y')] \\ \tau_{xy} &= -y[\Re(Z') + \Re(Y')] - \Im(Y) \end{aligned} \quad (\text{IV.12})$$

Le champ de contrainte peut être exprimé avec précision en utilisant la représentation de la série infinie des fonctions de contrainte Z et Y donnée dans (IV.10) et (IV.11). Cette approche exacte ne peut pas être utilisée dans la pratique en raison du nombre infini de termes inconnus A_n et B_m . Il est nécessaire de tronquer la série et d'accepter une erreur spécifiée dans la représentation du champ de contrainte.

Dans ce travail, une représentation de cinq termes est décrite ou les trois premiers termes de la série Z et les deux premiers termes de la série Y ont été conservés. Bien sûr, une théorie d'ordre supérieur pourrait être développée, mais le nombre de mesures nécessaires pour déterminer les inconnus A_n et B_m serait plus grand.

En utilisant la loi de Hooke, la déformation plane peut être prise depuis les jauges de déformation qui sont montées sur la surface libre de contrainte.

$$\begin{aligned}\varepsilon_{xx} &= \frac{1}{E}(\sigma_{xx} - \nu\sigma_{yy}) \\ \varepsilon_{yy} &= \frac{1}{E}(\sigma_{yy} - \nu\sigma_{xx}) \\ \gamma_{xy} &= \frac{1}{\mu}\tau_{xy}\end{aligned}\tag{IV.13}$$

En substituant (IV.12) dans (IV.13), on obtient les expressions généralisées suivantes pour le champ de déformation.

$$\begin{aligned}E\varepsilon_{xx} &= f_1\Re(Z) - f_2y[\Im(Z') + \Im(Y')] + 2\Re(Y) \\ E\varepsilon_{yy} &= f_1\Re(Z) + f_2y[\Im(Z') + \Im(Y')] - 2\nu\Re(Y) \\ \mu\gamma_{xy} &= -y[\Re(Z') + \Re(Y')] - \Im(Y)\end{aligned}\tag{IV.14}$$

Où $f_1 = 1 - \nu$, $f_2 = 1 + \nu$.

Pour $n = 2$ et $m = 1$ on a :

$$\begin{aligned}Z &= (\cos(\theta/2) - i\sin(\theta/2))A_0r^{-\frac{1}{2}} + (\cos(\theta/2) + i\sin(\theta/2))A_1r^{\frac{1}{2}} + \\ &\quad (\cos(3\theta/2) + i\sin(3\theta/2))A_2r^{\frac{3}{2}} + \dots \\ Y &= B_0 + (\cos(\theta) + i\sin(\theta))B_1r + \dots\end{aligned}\tag{IV.15}$$

En substituant les équations (IV.15) dans les équations (IV.14), les équations du champ de déformation peuvent être obtenues comme suit :

$$\begin{aligned}E\varepsilon_{xx} &= \cos(\theta/2)[f_1 - f_2\sin(\theta/2)\sin(3\theta/2)]A_0r^{-\frac{1}{2}} + 2B_0r^0 + \\ &\quad \cos(\theta/2)[f_1 + f_2\sin^2(\theta/2)]A_1r^{\frac{1}{2}} + 2\cos(\theta)B_1r + \\ &\quad \left[f_1\cos(3\theta/2) - \frac{3}{2}f_2\sin(\theta)\sin(\theta/2) \right]A_2r^{\frac{3}{2}} + O(r^2)\end{aligned}\tag{IV.16}$$

$$\begin{aligned}
 E\varepsilon_{yy} = & \cos(\theta/2) \left[f_1 + f_2 \sin(\theta/2) \sin(3\theta/2) \right] A_0 r^{-\frac{1}{2}} - 2\nu B_0 r^0 + \\
 & \cos(\theta/2) \left[f_1 - f_2 \sin^2(\theta/2) \right] A_1 r^{\frac{1}{2}} - 2\nu \cos(\theta) B_1 r + \quad (IV.17) \\
 & \left[f_1 \cos(3\theta/2) + \frac{3}{2} f_2 \sin(\theta) \sin(\theta/2) \right] A_2 r^{\frac{3}{2}} + O(r^2)
 \end{aligned}$$

$$E\gamma_{xy} = f_2 \sin(\theta) \left[\cos(3\theta/2) A_0 r^{-\frac{1}{2}} - \cos(\theta/2) A_1 r^{\frac{1}{2}} - 4B_1 r - 3\cos(\theta/2) A_2 r^{\frac{3}{2}} \right] + O(r^2) \quad (IV.18)$$

Dans ces équations, A_0 , A_1 , A_2 , B_0 et B_1 peuvent être déterminés en utilisant les conditions aux limites. En utilisant les définitions du facteur d'intensité de contrainte K_I et de la contrainte T on peut montrer qu'ils sont proportionnels respectivement à A_0 et B_0 par

$$K_I = \sqrt{2\pi} A_0 \quad (IV.19)$$

$$T = 2B_0 \quad (IV.20)$$

Pour identifier les emplacements valides qui permettent des mesures précises des déformations, Dally et Sanford [38] ont montré que la zone autour de la pointe de la fissure, peut être divisée en trois régions (Figure IV-5). La région I, est la région du champ très proche entourant la pointe de la fissure, constituant la première limite de l'expression asymptotique de contraintes (limite singulière de contraintes). Il s'agit d'une région dominée par la singularité. Dans cette région le terme singulier A_0 de l'expression asymptotique est le terme dominant, suffisant pour représenter avec précision le champ de contraintes. En raison de la plastification du matériau et de la nature tridimensionnelle de l'état de contraintes [53], il ne s'agit pas d'une région valide pour des mesures précises de déformations.

La région II, est la région du champ proche, défini comme la région au-delà de la région I. Dans cette région, le champ de contraintes peut être représenté avec une précision spécifiée par un terme singulier et un petit nombre de termes de l'expression asymptotique. Ainsi, la région II est suffisamment loin de la pointe de la fissure, c'est la région optimale pour des mesures précises de déformations : elle peut être représentée par l'expression asymptotique tronquée et elle est assez grande pour le placement des jauges de déformations.

La région III, est la région du champ lointain, elle correspond à des grandes valeurs de la distance radiale r de la pointe de la fissure. Dans cette région, un très grand nombre de terme d'inconnus est nécessaire dans l'expression asymptotique pour une représentation précise du champ de contraintes. Les mesures de déformations ne sont pas appropriées dans cette région,

puisque le nombre fini de termes dans l'expression asymptotique utilisé ici conduit à une perte de précision.

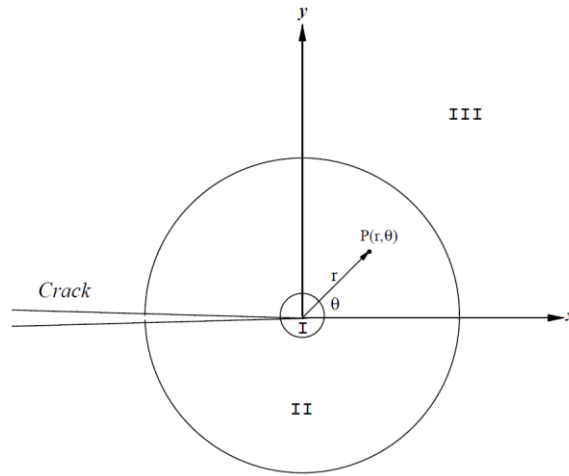


Figure IV-5 illustration schématique des trois régions dans un milieu fissuré [22].

IV.3.3 Champ de déformations à cinq termes

Les équations sont une solution de déformation à cinq termes. Si cinq relevés distincts sont obtenus à partir de cinq jauges de déformation placées au hasard dans la région II, les coefficients A_0, A_1, A_2, B_0 et B_1 peuvent être déterminés théoriquement.

Au lieu d'utiliser cinq jauges de déformation, il est également possible d'éliminer certains paramètres dans les équations et aussi de réduire le nombre de jauges en les plaçant avec certaines orientations. Les expressions des déformations transformées dans l'espace imaginaire avec un angle α peuvent être rédigées en termes des déformations normales. Les déformations par rapport à un système de coordonnées (x', y') , ayant subies une rotation d'angle α et dont l'origine à un point arbitraire $P(r, \theta)$, tel que défini dans la figure IV-6, sont déterminées à partir du premier invariant de déformation comme suit :

$$\varepsilon_{\alpha\alpha} + \varepsilon_{\beta\beta} = \varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} \quad (\text{IV.21})$$

La forme complexe des équations des déformations transformées est exprimée comme suit :

$$\varepsilon_{\theta\theta} - \varepsilon_{rr} + i\gamma_{r\theta} = (\varepsilon_{yy} - \varepsilon_{xx} + i\gamma_{xy}) e^{2i\alpha} \quad (\text{IV.22})$$

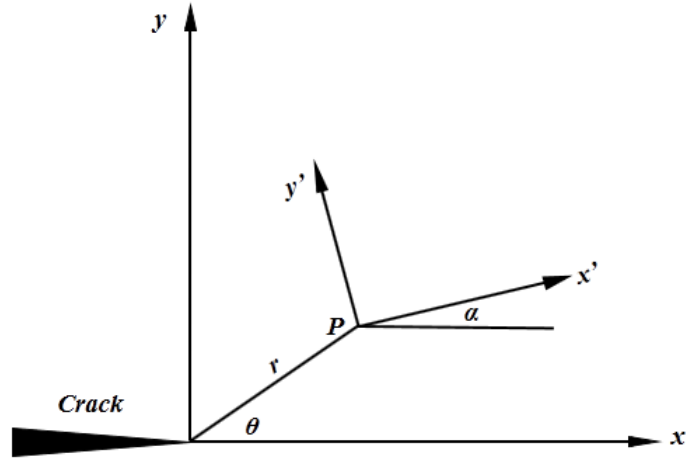


Figure IV-6 Définition des systèmes de coordonnées Oxy et $Px'y'$

Contrairement à Dally et Sanford qui ont utilisé le coefficient de Poisson ν comme le paramètre clé pour déterminer la position et l'orientation des jauges de déformations, nous avons utilisé un angle α qui coïncide avec θ ($\alpha = \theta$). Ce qui veut dire que la position et l'orientation ne change pas par rapport au coefficient de Poisson, ce qui donne des solutions plus généralisées qui ne dépendent pas de la nature du matériau.

En substituant les équations (IV.14) dans (IV.22), ça devient :

$$E\varepsilon_{rr} = f_1 [\Re(Z) + \Re(Y)] - f_2 (y [\Im(Z') + \Im(Y')] - \Re(Y)) \cos(2\theta) - f_2 (y [\Re(Z') + \Re(Y')] + \Im(Y)) \sin(2\theta) \quad (\text{IV.23})$$

$$E\varepsilon_{\theta\theta} = f_1 [\Re(Z) + \Re(Y)] + f_2 (y [\Im(Z') + \Im(Y')] - \Re(Y)) \cos(2\theta) + f_2 (y [\Re(Z') + \Re(Y')] + \Im(Y)) \sin(2\theta) \quad (\text{IV.24})$$

La substitution des série tronquées Z et Y dans les équations (IV.23) et (IV.24) donne :

$$E\varepsilon_{rr} = \left[f_1 \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) + \frac{1}{4} f_2 \left(\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right) \right] A_0 r^{-\frac{1}{2}} + [f_1 + f_2 \cos(2\theta)] B_0 r^0 + \left[f_1 \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \frac{1}{4} f_2 \left(\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{5\theta}{2}\right) \right) \right] A_1 r^{\frac{1}{2}} + \left[f_1 \cos(\theta) - \frac{1}{2} f_2 (\cos(\theta) - 3\cos(3\theta)) \right] B_1 r + \left[f_1 \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) - \frac{3}{4} f_2 \left(\cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{7\theta}{2}\right) \right) \right] A_2 r^{\frac{3}{2}} + O(r^2) \quad (\text{IV.25})$$

$$\begin{aligned}
 E\varepsilon_{\theta\theta} = & \left[f_1 \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \frac{1}{4} f_2 \left(\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right) \right] A_0 r^{-\frac{1}{2}} + [f_1 - f_2 \cos(2\theta)] B_0 r^0 + \\
 & \left[f_1 \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) + \frac{1}{4} f_2 \left(\cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{5\theta}{2}\right) \right) \right] A_1 r^{\frac{1}{2}} + \\
 & \left[f_1 \cos(\theta) + \frac{1}{2} f_2 (\cos(\theta) - 3 \cos(3\theta)) \right] B_1 r + \\
 & \left[f_1 \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) + \frac{3}{4} f_2 \left(\cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{7\theta}{2}\right) \right) \right] A_2 r^{\frac{3}{2}} + O(r^2)
 \end{aligned} \tag{IV.26}$$

IV.4 Position et orientation des rosettes rectangulaires

L'utilisation de rosettes placées dans la zone II permet d'obtenir les données nécessaires pour déterminer les paramètres de rupture K_I et T-stress. A cet effet, les équations (IV.25) et (IV.26) sont utilisées pour déterminer une position optimale de la rosette qui sera capable d'éliminer certains termes d'ordre supérieur. Deux approches sont décrites à cette fin. Une solution à trois termes et à deux termes pour évaluer le facteur d'intensité de contraintes K_I et le T-stress respectivement en utilisant une seule rosette. Une solution à quatre termes pour déterminer K_I et T-stress en utilisant deux rosettes.

IV.4.1 Cas I: Une seule rosette rectangulaire

a) Détermination de K_I par une solution à trois termes

Le terme singulier A_0 peut être calculé dans n'importe quelle direction θ , où le terme constant B_0 est simplifié par une superposition de ε_{rr} par une fraction appropriée de $\varepsilon_{\theta\theta}$.

En utilisant les équations (IV.25) et (IV.26), il est évident que la constante B_0 se simplifie si :

$$\begin{aligned}
 \frac{E}{f_1 f_2} ([f_1 - f_2 \cos(2\theta)] \varepsilon_{rr} - [f_1 + f_2 \cos(2\theta)] \varepsilon_{\theta\theta}) = \\
 -2 \cos^3(\theta/2) [1 - 8 \sin^2(\theta/2)] A_0 r^{-\frac{1}{2}} - 2 \cos^3(\theta/2) [1 - 4 \sin^2(\theta/2)] A_1 r^{\frac{1}{2}} - \\
 4 \sin(\theta) \sin(2\theta) B_1 r - 2 \cos^3(\theta/2) [4 \sin^2(\theta) - 12 \sin^2(\theta/2) + 1] A_2 r^{\frac{3}{2}} + O(r^2)
 \end{aligned} \tag{IV.27}$$

En considérant l'équation (IV.27), on note que le terme A_1 peut être éliminé si :

$$\theta = \pm \frac{\pi}{3} \tag{IV.28}$$

En remplaçant l'équation (IV.28) dans l'équation (IV.27), on obtient :

$$E \left[\frac{\varepsilon_{rr} - \varepsilon_{\theta\theta}}{f_2} + \frac{\varepsilon_{rr} + \varepsilon_{\theta\theta}}{2f_1} \right] = \frac{3\sqrt{3}}{4} A_0 r^{-\frac{1}{2}} - 3B_1 r - \frac{3\sqrt{3}}{4} A_2 r^{\frac{3}{2}} + O(r^2) \quad (\text{IV.29})$$

Ce résultat montre qu'une seule rosette à deux éléments peut fournir les données nécessaires pour calculer le FIC K_I , avec une solution à trois termes, si θ est sélectionné selon l'équation (IV.28).

En substituant l'équation (IV.19) dans l'équation (IV.29), l'expression de K_I peut être écrite comme suit :

$$K_I \approx \frac{2\sqrt{2\pi r} E [(2\kappa + 1)\varepsilon_{rr} - (2\kappa - 1)\varepsilon_{\theta\theta}]}{3\sqrt{3}f_1} \quad (\text{IV.30})$$

$$\text{Où } \kappa = \frac{f_1}{f_2} = \frac{1-\nu}{1+\nu}$$

Quel que soit la nature du matériau utilisé, l'équation (IV.30) représente la relation entre K_I et les déformations normales ε_{rr} et $\varepsilon_{\theta\theta}$. Elle peut être mesurée en utilisant une rosette rectangulaire à deux éléments, placée dans la zone II, le long d'une ligne radiale tracée à un angle $\theta = \pm 60^\circ$ par rapport à la pointe de la fissure.

A titre d'exemple, pour une éprouvette en aluminium avec $\nu = 1/3$, la substitution de $f_1 = 2/3$ et $\kappa = 1/2$ dans l'équation (IV.23) donne :

$$K_I \approx \frac{2\sqrt{2\pi r} E \varepsilon_{rr}}{\sqrt{3}} \quad (\text{IV.31})$$

On peut en déduire d'après l'équation (IV.31) que, pour l'aluminium, une seule jauge de déformation est suffisante pour fournir les données nécessaires pour évaluer K_I . On note que l'équation (IV.31) est similaire à la première formule donnée par Dally et Sanford [22].

b) Détermination du T-stress par une solution à deux termes

Généralement, l'avantage d'utiliser une rosette à deux jauges est d'obtenir les deux premiers termes de l'expression asymptotique. Donc, il est possible d'obtenir les données nécessaires pour déterminer le T-stress par une représentation à deux termes, en utilisant la même rosette rectangulaire placée dans la zone II au long de $\theta = \pm \pi/3$. Il est clair que les relations (IV.25) et (IV.26) soumises à la restriction de l'équation (IV.28), respectivement, mènent à :

$$E\varepsilon_{rr} = \frac{\sqrt{3}}{8}(4f_1 + f_2)A_0r^{-\frac{1}{2}} + \frac{1}{2}(2f_1 - f_2)B_0r^0 + \frac{\sqrt{3}}{4}(2f_1 - f_2)A_1r^{\frac{1}{2}} + \frac{1}{4}(2f_1 - 7f_2)B_1r - \frac{3\sqrt{3}}{8}A_1r^{\frac{3}{2}} + O(r^2) \quad (\text{IV.32})$$

$$E\varepsilon_{\theta\theta} = \frac{\sqrt{3}}{8}(4f_1 - f_2)A_0r^{-\frac{1}{2}} + \frac{1}{2}(2f_1 + f_2)B_0r^0 + \frac{\sqrt{3}}{4}(2f_1 + f_2)A_1r^{\frac{1}{2}} + \frac{1}{4}(2f_1 + 7f_2)B_1r + \frac{3\sqrt{3}}{8}A_1r^{\frac{3}{2}} + O(r^2) \quad (\text{IV.33})$$

Si les deux équations (IV.32) et (IV.33) sont tronquées après les deux premiers termes, leurs solutions donnent directement les expressions de K_I et du T-stress. Dans ce contexte, le K_I est déterminé avec représentation à trois termes car les coefficients associés à B_0 et A_1 sont proportionnels à un même facteur de proportionnalité. Donc, l'élimination de l'un de ces deux termes entraîne nécessairement l'élimination de l'autre.

Si on utilise une description à deux termes du champ de déformations au voisinage de la pointe de la fissure, l'élimination du terme A_0 le long de la direction considérée peut être exploitée pour déterminer le T-stress.

En considérant les équations (IV.32) et (IV.33), il est évident que le terme dominant A_0 disparaît si :

$$\frac{E}{f_1 f_2} [(4f_1 - f_2)\varepsilon_{rr} - (4f_1 + f_2)\varepsilon_{\theta\theta}] = -6B_0r^0 - 3\sqrt{3}A_1r^{\frac{1}{2}} - 15B_1r - 3\sqrt{3}A_2r^{\frac{3}{2}} + O(r^2) \quad (\text{IV.34})$$

Ce résultat signifie que la même rosette rectangulaire utilisée pour calculer K_I , peut être aussi employée pour fournir les données nécessaires pour déterminer le T-stress avec une représentation à deux termes.

En substituant l'équation (IV.20) dans (IV.34), l'expression du T-stress devient :

$$T \approx -\frac{E[(4\kappa - 1)\varepsilon_{rr} - (4\kappa + 1)\varepsilon_{\theta\theta}]}{3f_1} \quad (\text{IV.35})$$

À titre d'exemple, lorsqu'on considère une éprouvette en aluminium avec $\nu = 1/3$, la substitution de $f_1 = 2/3$ et $\kappa = 1/2$ dans (IV.35) donne :

$$T \approx -\frac{E(\varepsilon_{rr} - 3\varepsilon_{\theta\theta})}{2} \quad (\text{IV.36})$$

Les expressions (IV.30) et (IV.35) montrent que, quand une rosette rectangulaire est placée dans la zone II avec une orientation de $\theta = \pm 60^\circ$, les déformations mesurées ε_{rr} et $\varepsilon_{\theta\theta}$ permettent d'obtenir les données nécessaires pour évaluer K_I et le T-stress par une représentation de trois et deux termes, respectivement.

IV.4.2 Cas II: Deux rosettes rectangulaires

a) Détermination de K_I par une solution à quatre termes

Il est possible d'obtenir les données nécessaires pour déterminer la valeur K_I , par une représentation à quatre termes, en utilisant deux rosettes rectangulaires placées dans deux positions différentes dans la zone II avec la même orientation de $\theta = \pm 60^\circ$. Les quatre mesures des jauges de déformations ε_{rr_A} , $\varepsilon_{\theta\theta_A}$, ε_{rr_B} , $\varepsilon_{\theta\theta_B}$ et leurs positions respectives r_A , r_B et $\theta_A = \theta_B$ sont utilisées pour résoudre l'équation (IV.29) pour A_0 et B_I .

Ainsi, après avoir résolu l'équation (IV.29), pour A_0 (ou K_I) et B_I , en utilisant les données obtenues des rosettes R_A et R_B , on peut écrire :

$$K_I \approx \frac{2E\sqrt{2\pi r_A} \left[(2\kappa+1)(\varepsilon_{rr_A} - q\varepsilon_{rr_B}) - (2\kappa-1)(\varepsilon_{\theta\theta_A} - q\varepsilon_{\theta\theta_B}) \right]}{3\sqrt{3}f_1 \left(1 - q^2 \right)^{\frac{3}{2}}} \quad (IV.37)$$

$$B_I \approx \frac{E \left[(2\kappa+1) \left(q^{\frac{1}{2}} \varepsilon_{rr_A} - \varepsilon_{rr_B} \right) - (2\kappa-1) \left(q^{\frac{1}{2}} \varepsilon_{\theta\theta_A} - \varepsilon_{\theta\theta_B} \right) \right]}{6f_1 r_B \left(1 - q^2 \right)^{\frac{3}{2}}} \quad (IV.38)$$

où $r_A = qr_B$.

Les équations (IV.37) et (IV.38) peuvent être écrites sous la forme suivante :

$$K_I \approx \frac{K_{I_A} - q^{\frac{3}{2}} K_{I_B}}{1 - q^2} \quad (IV.39)$$

$$B_I \approx \frac{\sqrt{3} \left(q^{\frac{1}{2}} K_{I_A} - K_{I_B} \right)}{4\sqrt{2\pi q} \left(1 - q^2 \right)^{\frac{3}{2}} r_B^{\frac{3}{2}}} \quad (IV.40)$$

Où K_{I_A} and K_{I_B} sont calculés à partir l'équation (IV.30).

Ce sont les facteurs d'intensité de contraintes évalués avec les données de R_A et R_B , respectivement, en utilisant une approche à trois termes.

Pour montrer la simplicité de notre approche, considérons encore une éprouvette en aluminium comme exemple ($\nu = 1/3$, $f_I = 2/3$ and $\kappa = 1/2$), les équations (IV.39) et (IV.40) deviennent :

$$K_I \approx \frac{2E\sqrt{2\pi r_A}(\varepsilon_{rr_A} - q\varepsilon_{rr_B})}{\sqrt{3}\left(1 - q^{\frac{3}{2}}\right)} \quad (\text{IV.41})$$

$$B_I \approx \frac{E\left(q^{\frac{1}{2}}\varepsilon_{rr_A} - \varepsilon_{rr_B}\right)}{2r_B\left(1 - q^{\frac{3}{2}}\right)} \quad (\text{IV.42})$$

On montre dans ce cas, d'après les équations (IV.41) et (IV.42) que, seulement deux jauges de déformations sont suffisantes pour évaluer les valeurs de K_I et B_I .

Il faut noter que l'équation (IV.41) est similaire à la seconde formule proposée par Dally et Sanford [22], qui ont utilisé deux jauges de déformations pour déterminer la valeur de K_I pour une éprouvette en aluminium.

b) Détermination du T-stress par une solution à quatre termes

En utilisant les mêmes données obtenues avec les rosettes R_A et R_B , la résolution de l'équation (IV.34) pour B_0 (ou le T-stress) donne :

$$T \approx -\frac{E\left[(4\kappa - 1)(\varepsilon_{rr_A} - q^{\frac{1}{2}}\varepsilon_{rr_B}) - (4\kappa + 1)(\varepsilon_{\theta\theta_A} - q^{\frac{1}{2}}\varepsilon_{\theta\theta_B})\right]}{3f_I\left(1 - q^{\frac{1}{2}}\right)} + 5q^{\frac{1}{2}}r_B B_I \quad (\text{IV.43})$$

Où l'expression de B_I est donnée par les équations (IV.38) et (IV.40).

On note que pour $B_I = 0$, l'équation (IV.43) mène à une expression de T-stress pour une représentation à trois termes. L'équation (IV.43) peut être réécrite comme suit :

$$T \approx \frac{T_A - q^{\frac{1}{2}}T_B}{1 - q^{\frac{1}{2}}} + \frac{5\sqrt{3}\left(q^{\frac{1}{2}}K_{I_A} - K_{I_B}\right)}{4\sqrt{2\pi r_B}\left(1 - q^{\frac{3}{2}}\right)} \quad (\text{IV.44})$$

où T_A et T_B sont obtenus à partir de l'équation (IV.35).

Ce sont les valeurs des T-stress évaluées à l'aide des données fournies par les rosettes R_A et R_B , respectivement, avec une approche à deux termes.

Encore à titre d'exemple, en considérant une éprouvette d'aluminium ($\nu = 1/3, f_I = 2/3$ et $\kappa = 1/2$), l'équation (IV.44) peut être exprimée avec :

$$T \approx -\frac{E}{2} \left[\frac{\varepsilon_{rr_A} - q^{\frac{1}{2}} \varepsilon_{rr_B} - 3(\varepsilon_{\theta\theta_A} - q^{\frac{1}{2}} \varepsilon_{\theta\theta_B})}{1 - q^{\frac{1}{2}}} - \frac{5q^{\frac{1}{2}}(q^{\frac{1}{2}} \varepsilon_{rr_A} - \varepsilon_{rr_B})}{1 - q^{\frac{3}{2}}} \right] \quad (\text{IV.45})$$

Une représentation des positions et orientations des rosettes rectangulaires est donnée la figure IV-7

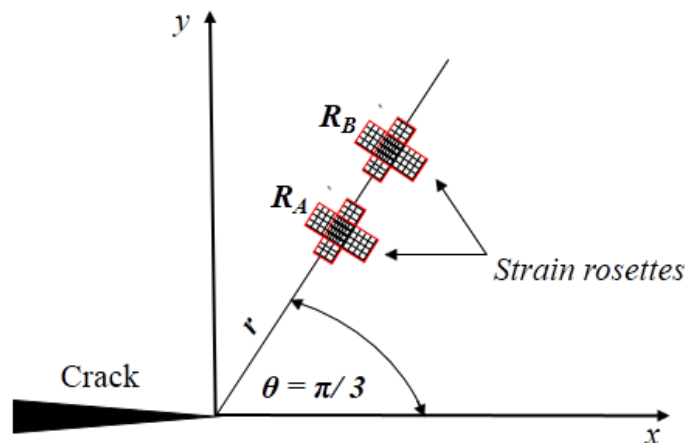


Figure IV-7 Positions et orientations des rosettes rectangulaires.

IV.5 Analyse par éléments finis

En se basant sur les méthodes développées ci-dessus, des simulations par éléments finis à l'aide du code de calcul Abaqus sont réalisées afin de déterminer la distribution des valeurs du facteur d'intensité de contraintes K_I et le T-stress au voisinage d'une fissure.

IV.5.1 Cas d'une éprouvette Nol ring:

Comme mentionné auparavant, les résultats expérimentaux seront utilisés pour étudier les ruptures du PEHD. Le premier exemple est la simulation de l'essai Nol ring test, c'est une éprouvette en anneau chargé avec deux demi-disques (figure IV-8). L'éprouvette est montée sur les deux demi-disques, à travers lesquels une force de traction est transmise à la surface interne de l'anneau simulant l'effet d'une pression interne que les pipes subissent en service. Une interaction de type « Master-slave contact » est donnée entre les surfaces externes des demi-disques et la surface interne de l'anneau. L'éprouvette a une épaisseur $t_0 = 12.5$ mm, un diamètre extérieur $D = 125$ mm et un diamètre intérieur $D_0 = 100$ mm. Pour les calculs, trois profondeurs de fissures ont été choisies $a/t = 0.2, 0.3$ et 0.4 . Pour des raisons de symétrie, on a considéré uniquement la moitié de l'éprouvette. La structure est modélisée en deux dimensions, dans des conditions

de contraintes planes en utilisant les éléments triangulaires isopérimètres. Des éléments singuliers ont été utilisés à la pointe de la fissure.

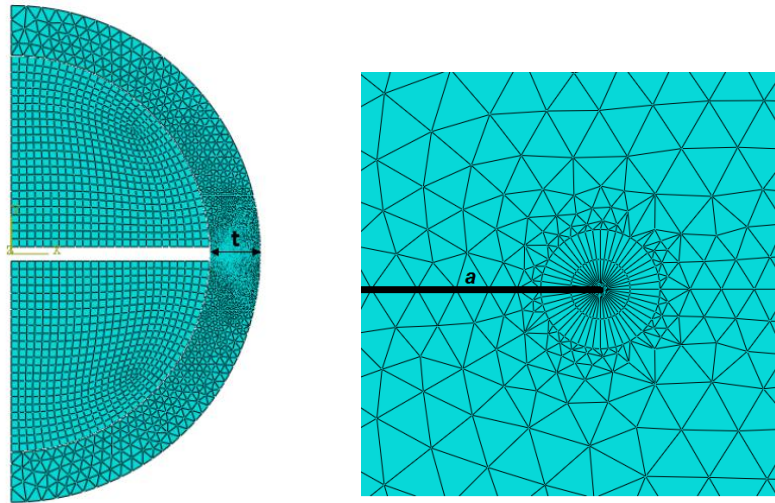


Figure IV-8 modèle EF; a) modèle de symétrie du ring test, b) Détail détail sur la pointe de fissure

- **Calcul de K_I :**

La figure IV-9 illustre la distribution le long du ligament des valeurs du facteur d'intensité de contraintes K_I par rapport à la pointe de la fissure pour une éprouvette Nol ring (anneau). Nous avons placé des rosettes rectangulaires virtuelles à différentes distances r et avec la même orientation par rapport à l'axe de la fissure comme expliqué sur la figure IV-7 pour calculer K_I en utilisant les deux approches à deux et à quatre termes développées dans cette partie. Les résultats ont été comparés aux valeurs déterminées par la méthode implémentée dans le code de calcul par éléments finis.

Nous remarquons pour une solution à deux termes, dans le cas d'un rapport ($a/t = 0.2$), que les valeurs de K_I calculées en utilisant une seule rosette sont stables sur une grande partie du ligament. Ce qui n'est pas le cas pour les autres profondeurs de fissure où les valeurs deviennent instables et varient à travers le rayon avec l'augmentation du rapport (a/t). Donc, pour obtenir des résultats corrects, pour n'importe quelle profondeur de fissure, il est nécessaire de placer la rosette très proche de la pointe de la fissure, c'est-à-dire à moins de 4 mm.

Cependant, en utilisant la solution à quatre termes, les valeurs obtenues par les deux rosettes donnent des résultats stables de K_I sur une grande distance par rapport à la pointe de la fissure pouvant aller jusqu'à 70 % du ligament disponible pour placer les rosettes. Ces résultats sont en bon accord avec la théorie, puisque l'expression asymptotique dans ce cas est d'ordre plus élevé.

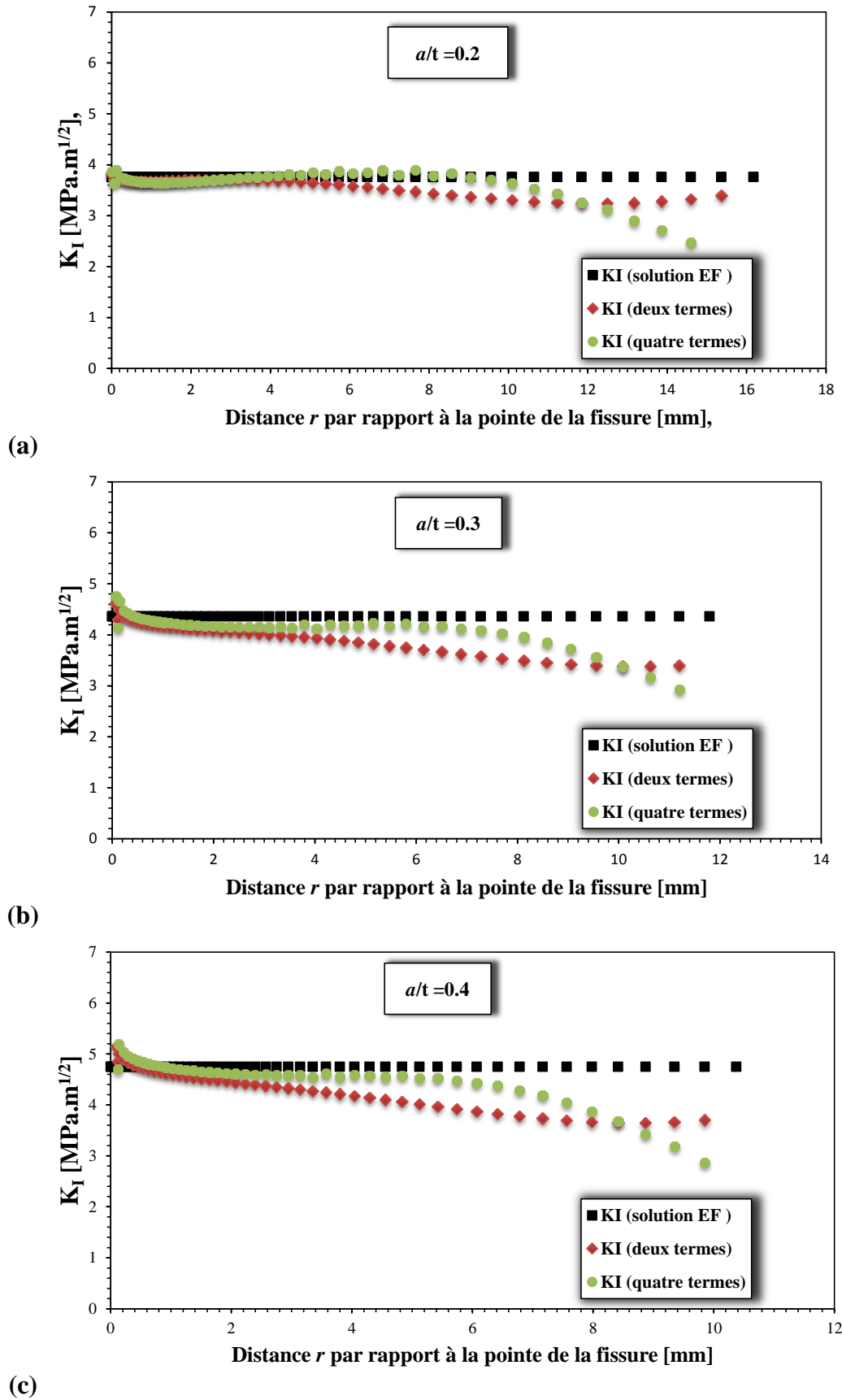


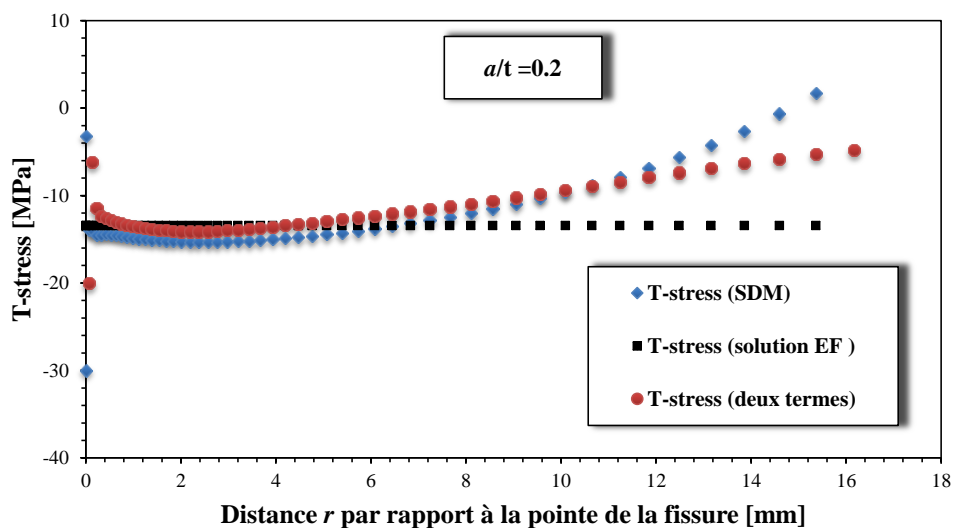
Figure IV-9 FIC pour une éprouvette Nol ring pour différents rapports ; (a) $a/t = 0.2$, (b) $a/t = 0.3$ et (c) $a/t = 0.4$.

- **Calcul du T-stress :**

La figure IV-10 illustre la distribution le long du ligament des valeurs du T-stress par rapport à la pointe de la fissure pour une éprouvette Nol ring (anneau). Nous avons placé des rosettes rectangulaires virtuelles à différentes distances r et avec la même orientation par rapport à l'axe de la fissure (figure 4-7) afin de calculer le T-stress par une solution à deux termes.

Les résultats ont été comparés aux valeurs déterminées par la méthode implémentée dans le code de calcul par éléments finis et avec la méthode de différence des contraintes (SDM) dans les directions principales, le long du ligament pour $\theta = 0$.

On remarque dans ce cas, qu'une solution à deux termes est suffisante pour déterminer le T-stress avec une bonne précision. Les valeurs calculées par les données provenant d'une seule rosette sont stables et prennent les mêmes allures que celles obtenues par la méthode SDM pour les différents rapports de profondeurs de fissure (a/t). En plus, elles ne sont pas moins précises lorsqu'on les compare à la solution donnée directement par le code de calcul. Ceci montre l'efficacité de la méthode.



(a)

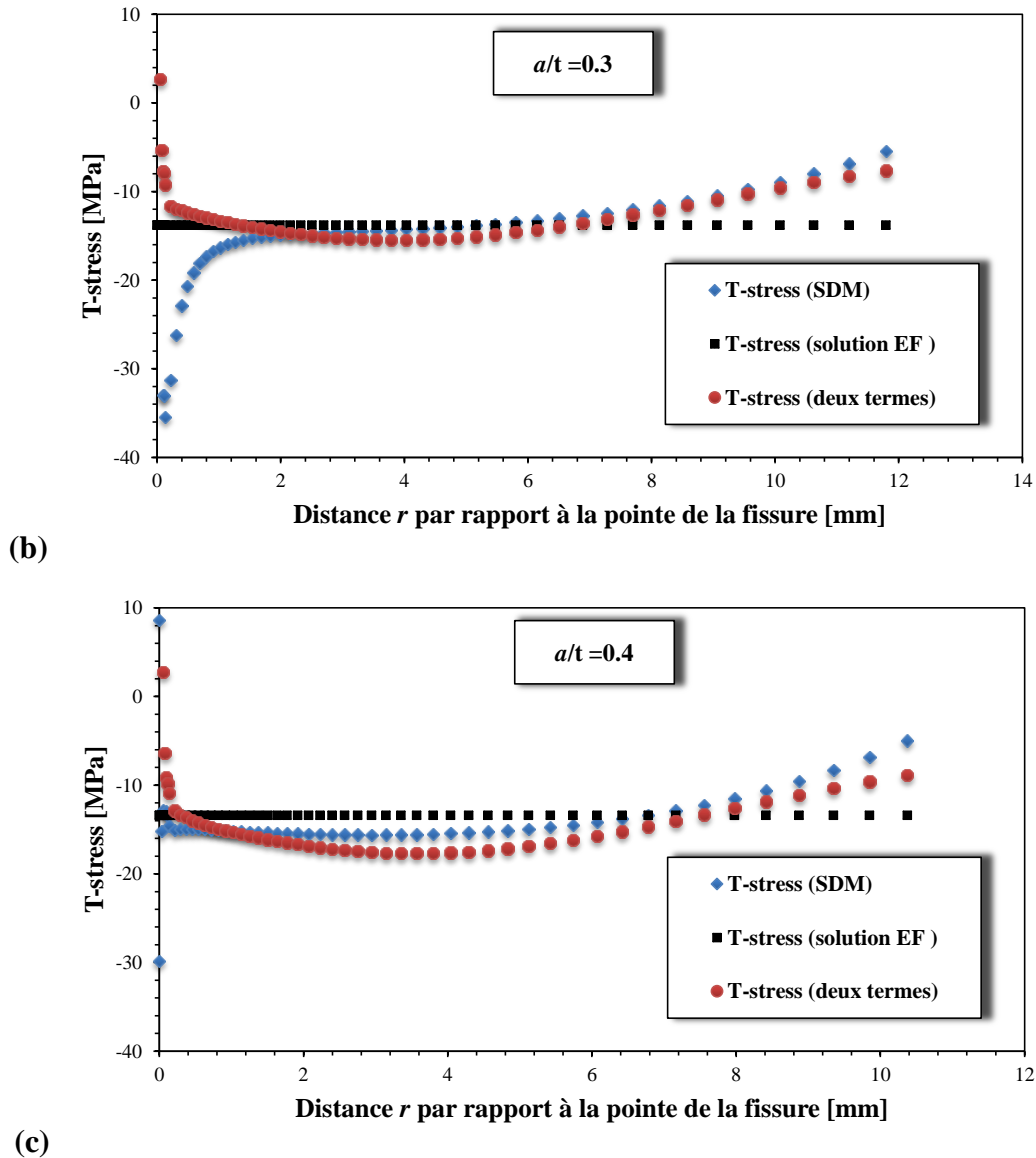


Figure IV-10 T-stress pour une éprouvette Nol ring pour différents rapports ; a) $a/t = 0.2$, b) $a/t = 0.3$ et c) $a/t = 0.4$.

IV.5.2 Cas d'une éprouvette CCP :

Pour montrer l'efficacité et la simplicité des méthodes proposées, on détermine les paramètres de rupture (K_I et T-stress) pour une autre géométrie d'éprouvette plate. Il s'agit d'une éprouvette CCP (Central Cracked Plate) chargée en traction. La surface inférieure est totalement encastrée sur toutes les directions. Trois rapport a/W ont été choisis (0.2, 0.3 et 0.4) et la largeur des échantillons est maintenue à $W = 50$ mm. Le modèle géométrique et les dimensions spécifiques de l'éprouvette sont reportés sur la figure IV-11. Pour des raisons de symétrie, on a considéré uniquement la moitié de l'éprouvette. La structure est modélisée en deux dimensions, dans des conditions de contraintes planes en utilisant les éléments triangulaires isopérimètres.

Des éléments singuliers ont été utilisés à la pointe de la fissure pour une meilleure approximation du champ de contraintes.

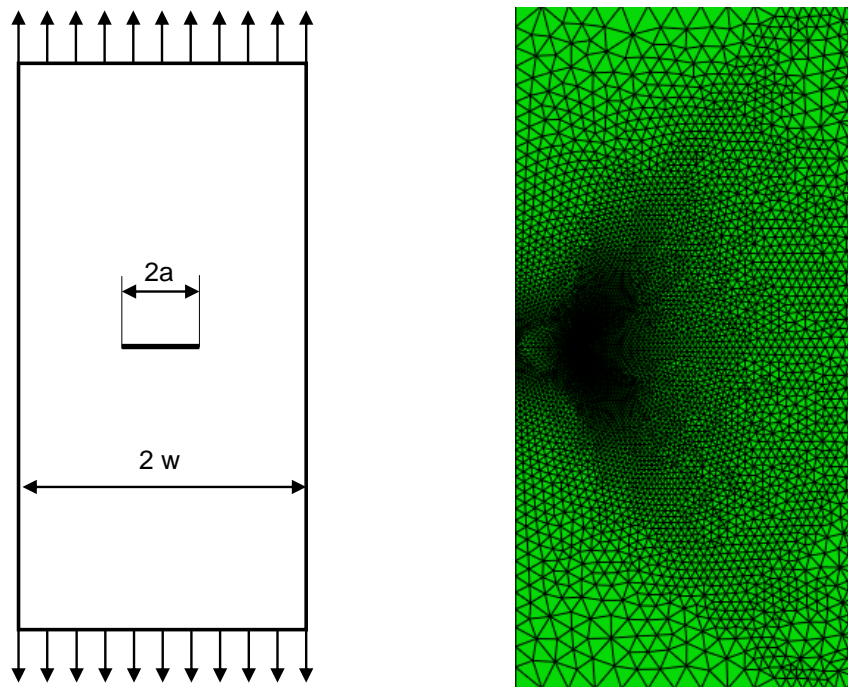
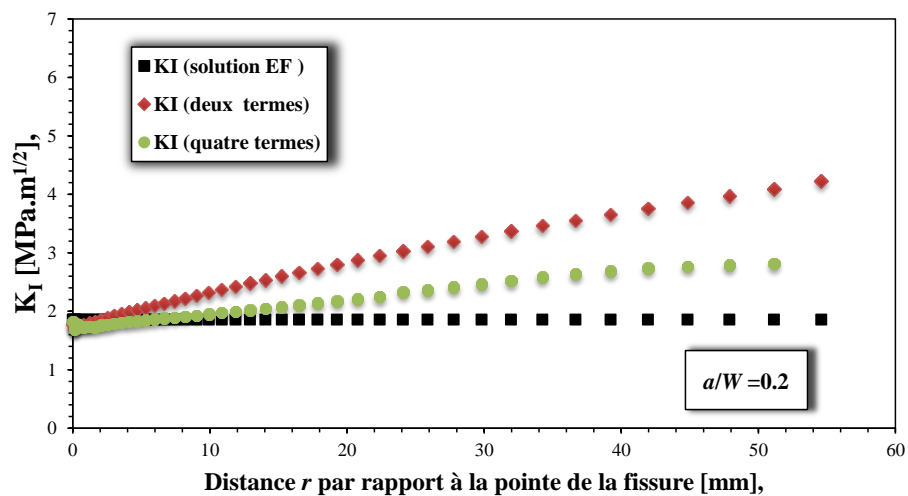


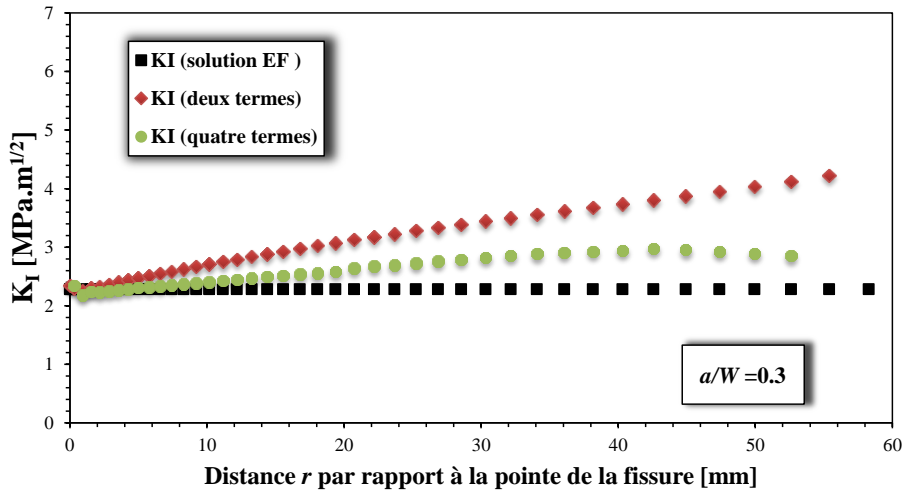
Figure IV-11 Dimensions de l'éprouvette CCP et maillage du modèle

- **Calcul de K_I :**

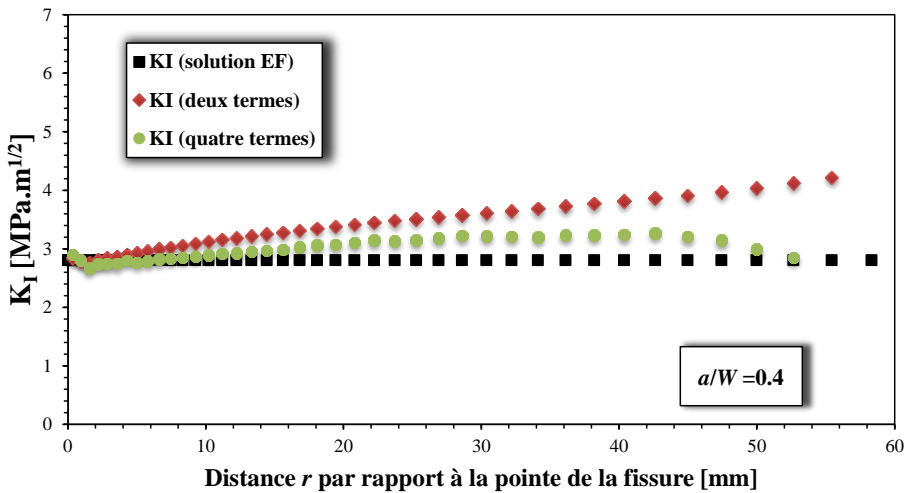
La figure IV-12 illustre la distribution le long du ligament des valeurs du facteur d'intensité de contraintes K_I par rapport à la pointe de la fissure pour une éprouvette CCP. Les rosettes rectangulaires virtuelles ont été placées à différentes distances r et avec la même orientation par rapport à l'axe de la fissure pour calculer K_I .



(a)



(b)



(c)

Figure IV-12 FIC pour une éprouvette CCP pour différents rapports; a) $a/W = 0.2$, b) $a/W = 0.3$ et c) $a/W = 0.4$.

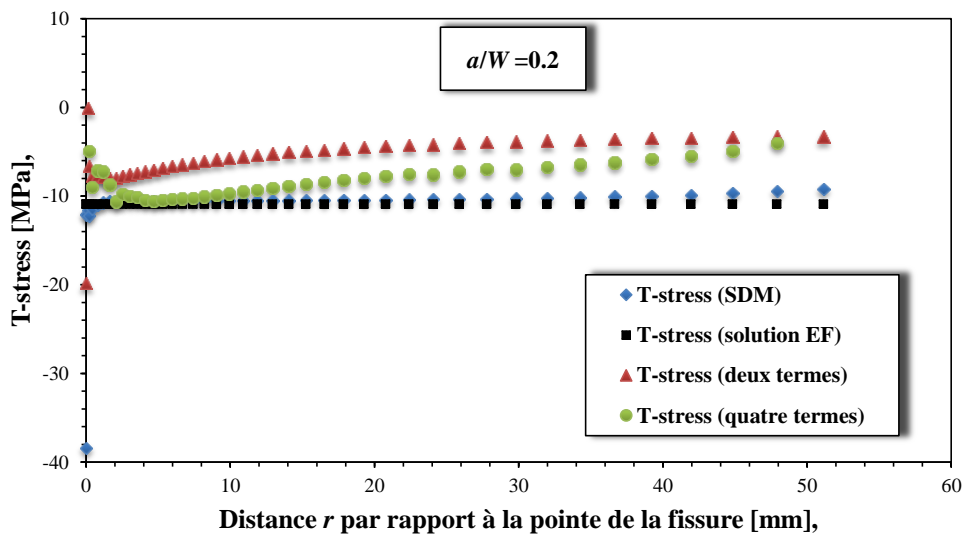
De la même manière, les mesures prises pour calculer K_I par une seule rosette rectangulaire nécessitent une position proche de la pointe de la fissure ou le champ de contraintes est instable, au-delà les résultats ne sont pas bons. Par contre, en utilisant l'approche à quatre termes, on remarque que les résultats sont plus stables le long du ligament comparé aux résultats numériques de K_I . Les rosettes peuvent être placées jusqu'à 25 mm de distance de la pointe de la fissure pour les rapports de profondeur importants. Cette stabilité est attribuée au nombre important de termes utilisés pour cette solution.

- **Calcul du T-stress :**

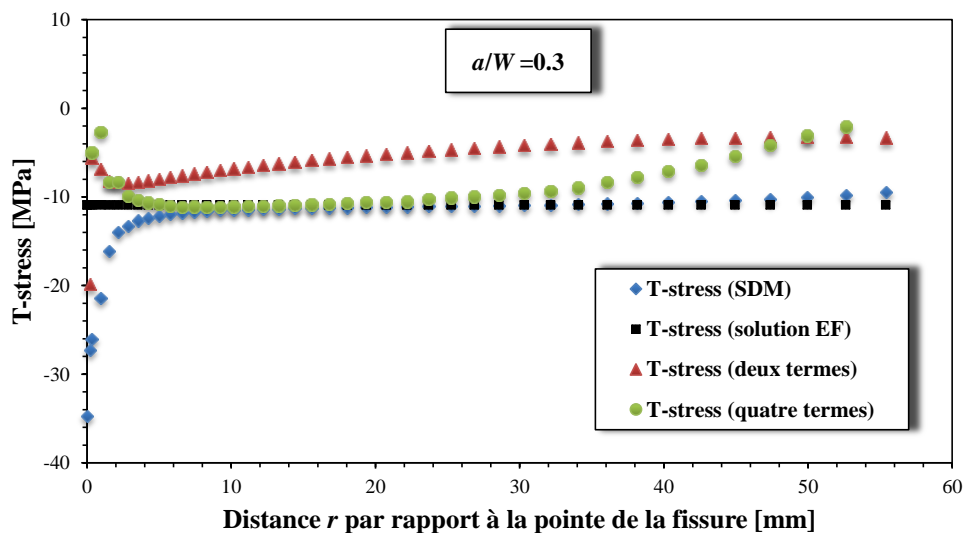
La figure illustre IV-13 l'évolution le long du ligament des valeurs de la contrainte T par rapport à la pointe de la fissure pour une éprouvette CCP. Les rosettes rectangulaires virtuelles ont été

placées à différentes distances r et avec la même orientation par rapport à l'axe de la fissure. Pour les calculs du T-stress cette fois-ci, les approches à deux et à quatre termes ont été comparées aux résultats obtenus numériquement et ceux par la méthode SDM.

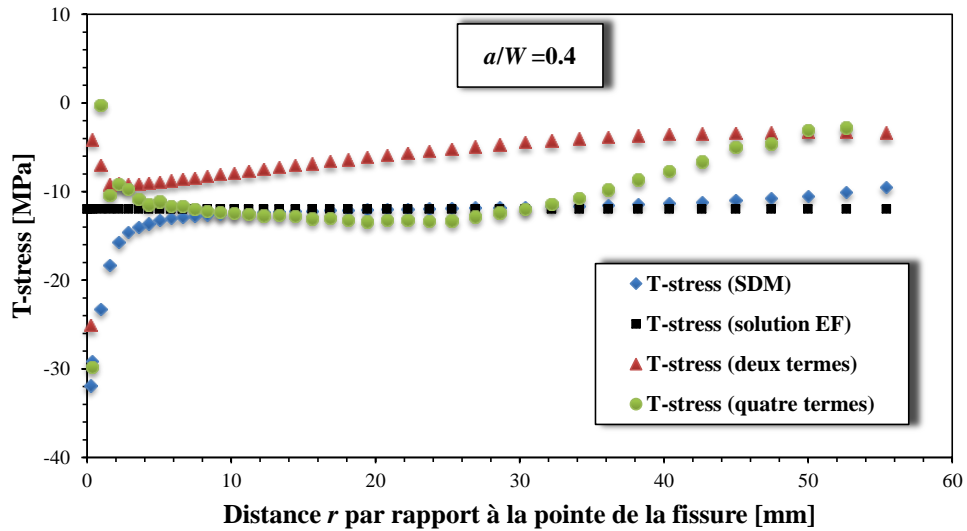
Les résultats montrent que l'application d'une approche à deux termes en utilisant une seule rosette nécessite une position proche de la pointe de la fissure. Cependant, quand le nombre de termes de l'expression asymptotique augmente, l'utilisation de deux rosettes rectangulaires permet d'obtenir des valeurs précises du T-stress, et son évolution devient stable. Ceci est moins restrictif pour l'emplacement des points de mesure.



(a)



(b)



(c)

Figure IV-13 T-stress pour une éprouvette CCP pour différents rapports; a) $a/W = 0.2$, b) $a/W = 0.3$ et c) $a/W = 0.4$.

Dans ce qui suit, nous allons évaluer la distribution du facteur d'intensité de contraintes K_I et de la contrainte T par une nouvelle méthode numérique. Une comparaison entre les différentes méthodes utilisées sera donnée.

IV.6 Méthode ODM (Over-deterministic method):

La seconde méthode utilisée pour estimer les paramètres de rupture K_I et le T-stress est appelée méthode ODM (Over-deterministic method [54,55]) ou méthode sur-déterministe. Le principe consiste à utiliser le champ de déformations d'un ensemble de nœuds sélectionnés autour de la pointe de fissure dans le modèle numérique. Pour satisfaire la condition de surdétermination, le nombre d'équations doit être largement supérieur au nombre de coefficients inconnus. Ce qui permet de calculer le nombre souhaité des termes inconnus dans l'expression asymptotique de Williams [1]. La résolution des équations se fait à l'aide d'une technique de régression basée sur la méthode des moindres carrés. L'avantage principal de cette méthode est qu'elle est moins exigeante en termes de calculs par éléments finis.

IV.6.1 Description de la procédure:

Généralement pour résoudre un système d'équations linéaires à n inconnus, on utilise les méthodes numériques conventionnelles. Comme le nombre des mesures est supérieur au nombre de coefficients inconnus ($n > 5$ dans ce cas), l'équation (IV.46) représente un système sur-déterministe d'équations linéaires et la matrice $[D]$ n'est pas une matrice carrée.

Cette spécificité, nous impose la résolution du système par la méthode des moindres carrés.

$$\{c\} = [D]\{AB\} \quad (IV.46)$$

L'équation $\{c\}$ contient les déformations nodales et $[D]$ contient les facteurs multipliés par les termes A_n et B_m . Le vecteur $\{AB\}$ représente les termes inconnus du champ de déformations.

Pour $n = 2$ et $m = 1$ on a :

Pour k mesures de déformations, l'équation (IV.46) peut être utilisée pour former un système d'équations pour les termes inconnus (A_0, A_1, A_2, B_0 et B_1).

$$E\varepsilon_{xx_1} = \cos(\theta/2) \left[f_1 - f_2 \sin(\theta/2) \sin(3\theta/2) \right] A_0 r_1^{-1/2} + 2B_0 r_1^0 + \cos(\theta/2) \left[f_1 + f_2 \sin^2(\theta/2) \right] A_1 r_1^{1/2} \\ + 2 \cos(\theta) B_1 r_1 + \left[f_1 \cos(3\theta/2) - \frac{3}{2} f_2 \sin(\theta) \sin(\theta/2) \right] A_2 r_1^{3/2} + O(r_1^2)$$

$$E\varepsilon_{xx_k} = \cos(\theta/2) \left[f_1 - f_2 \sin(\theta/2) \sin(3\theta/2) \right] A_0 r_n^{-1/2} + 2B_0 r_n^0 + \cos(\theta/2) \left[f_1 + f_2 \sin^2(\theta/2) \right] A_1 r_n^{1/2} \\ + 2 \cos(\theta) B_1 r_n + \left[f_1 \cos(3\theta/2) - \frac{3}{2} f_2 \sin(\theta) \sin(\theta/2) \right] A_2 r_n^{3/2} + O(r_n^2)$$

(IV.47)

Le système d'équations s'écrit sous la forme matricielle comme suit :

$$\begin{bmatrix} E\varepsilon_{xx_1} \\ E\varepsilon_{xx_2} \\ \cdot \\ \cdot \\ \cdot \\ E\varepsilon_{xx_k} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} g_{0_1}(r_1, \theta_1) & h_{0_1}(r_1, \theta_1) & g_{1_1}(r_1, \theta_1) & h_{1_1}(r_1, \theta_1) & g_{2_1}(r_1, \theta_1) \\ g_{0_2}(r_2, \theta_2) & h_{0_2}(r_2, \theta_2) & g_{1_2}(r_2, \theta_2) & h_{1_2}(r_2, \theta_2) & g_{2_2}(r_2, \theta_2) \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ \cdot & \cdot & \cdot & \cdot & \cdot \\ g_{0_k}(r_k, \theta_k) & h_{0_k}(r_k, \theta_k) & g_{1_k}(r_k, \theta_k) & h_{1_k}(r_k, \theta_k) & g_{2_k}(r_k, \theta_k) \end{bmatrix} \begin{bmatrix} A_0 \\ B_0 \\ A_1 \\ B_1 \\ A_2 \end{bmatrix} \quad (\text{IV.48})$$

Les fonctions $g(r, \theta)$ et $h(r, \theta)$ sont les valeurs numériques des facteurs multipliés par les termes inconnus du développement asymptotique

La solution de l'équation (IV.46) est obtenue en formant les équations normales du système.

$$[D]^T \{c\} = [D]^T [D] \{AB\} \quad (\text{IV.49})$$

Qui donne une solution pour les termes inconnus par moindres carrés

$$\{AB\} = ([D]^T [D])^{-1} [D]^T \{c\} \quad (\text{IV.50})$$

Une fois les termes inconnus du développement asymptotique déterminés, le facteur d'intensité de contraintes K_I et le T-stress peuvent être calculés en utilisant les équations (13) et (14):

$$K_I = \sqrt{2\pi} A_0 \quad (\text{IV.51})$$

$$T = 2B_0 \quad (\text{IV.52})$$

IV.6.2 Analyse par éléments finis

Par la méthode décrite ci-dessus, le facteur d'intensité de contraintes K_I et le T-stress sont déterminés. Les composantes des déformations sont obtenues numériquement par éléments finis en utilisant le code de calcul Abaqus.

L'éprouvette utilisée est une éprouvette CCP (Central Cracked Plate) contenant une fissure centrale et chargée en traction. La surface inférieure est totalement encastrée sur toutes les directions. Sa largeur $W = 50$ mm. L'éprouvette étant symétrique, seule la moitié est considérée en modélisation. Un maillage spécifique par partition a été adopté dans la zone entourant la pointe de la fissure en utilisant une distribution nodale régulière de cercles concentriques (Figure IV-14). Le nombre de nœuds dans un anneau doit être supérieur à deux fois le nombre d'inconnus de l'expression asymptotique pour considérer que le système d'équations sur-déterministe est adéquat. Autrement, les nœuds de deux anneaux adjacents peuvent être utilisés une

seule fois. Mais dans notre cas, puisqu'on s'intéresse à l'évolution des paramètres de rupture le long du ligament, on s'est assuré que le nombre de nœuds dans un seul anneau soit largement supérieur au nombre de termes inconnus.

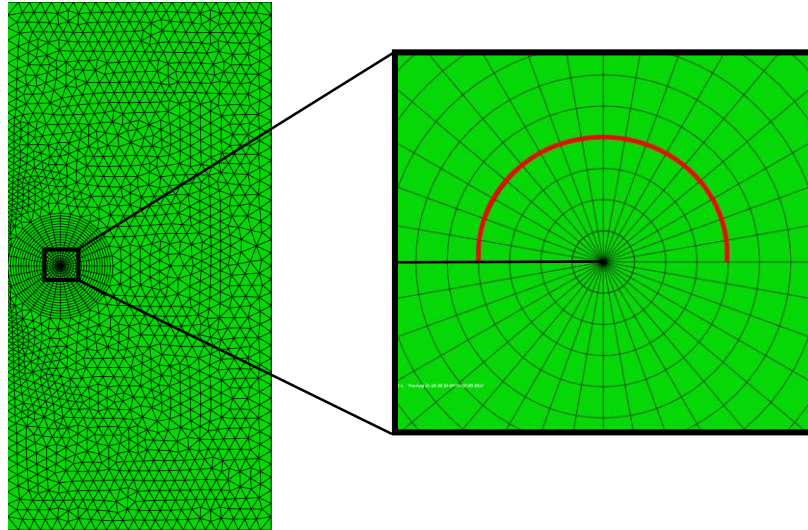


Figure IV-14 Modèle éléments finis et détail du maillage spécifique pour la sélection des nœuds autour de la pointe de la fissure.

Pour résoudre les équations par la méthode ODM, les valeurs des mesures de déformations et les coordonnées polaires sont extraites dans la région d'intérêt et elles sont données comme des entrées. La procédure de calcul des paramètres de rupture a été programmée sous Matlab selon l'organigramme de la figure IV-15. Le programme utilise un calcul matriciel pour déterminer les termes inconnus en utilisant l'équation (IV.50). Ensuite, le facteur d'intensité de contraintes K_I et le T-stress sont calculés selon les équations (IV.51) et (IV.52). Des études paramétriques ont été réalisées et ont montré que la sélection de la moitié des nœuds sur les anneaux concentriques est suffisante à condition que la surdétermination soit satisfaite.

Dans un souci de vérification, la détermination des termes inconnus a été faite par deux autres méthodes pour s'assurer de la précision de la méthode utilisée. La méthode de décomposition en valeurs singulières (Singular value decomposition) et la méthode de factorisation QR (QR decomposition) ont donné des valeurs du même ordre de précision. Etant donné que la différence n'était marquée qu'au onzième chiffre après la virgule, seuls les résultats de la méthode présentée ci-dessus sont donnés.

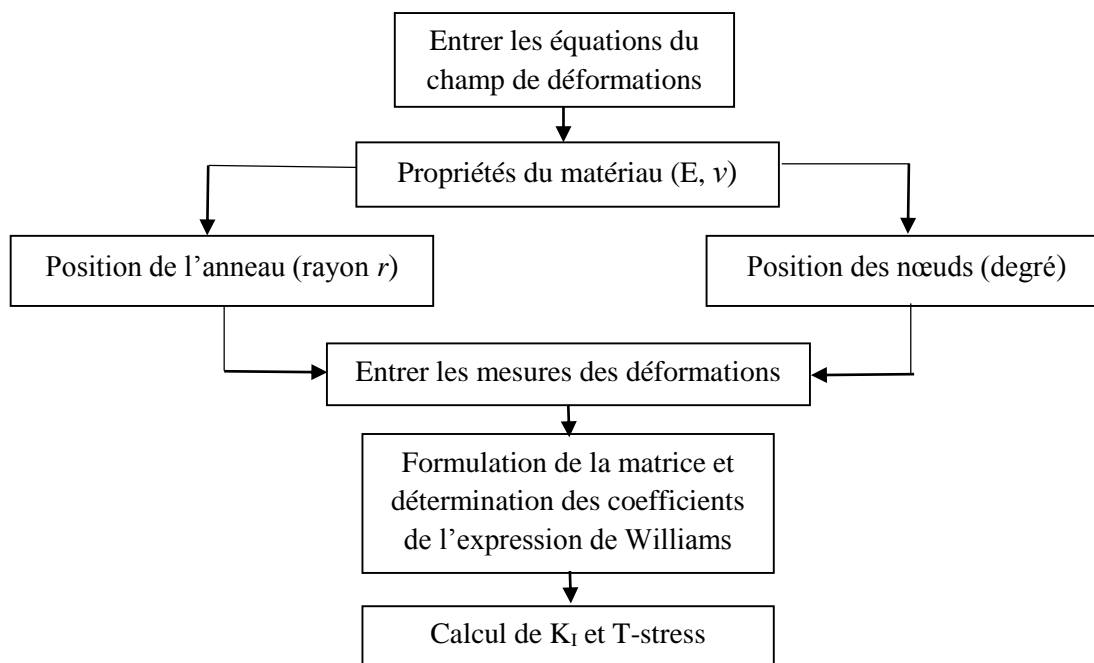


Figure IV-15 Organigramme de programmation de la méthode ODM

Pour montrer l'efficacité et la précision de la méthode, l'évolution des paramètres de rupture a été comparée aux résultats des autres méthodes utilisées dans ce travail. Pour la méthode analytique basée sur la formulation généralisée de Westergaard, les mesures ont été prises par les rosettes rectangulaires virtuelles. Les données du champ de déformations relatif à un système de coordonnées transformé ainsi que les positions sont utilisées pour calculer K_I et T-stress en utilisant l'approche à quatre termes développée auparavant.

L'éprouvette en PEHD a les propriétés suivantes : $E = 850 \text{ MPa}$, $\nu = 0.46$

IV.6.3 Résultats et discussion :

La figure IV-16 représente l'évolution du facteur d'intensité de contraintes K_I le long du ligament par rapport à la pointe de la fissure. Les solutions sont obtenues par la méthode ODM et la méthode analytique basée sur une approche réduite à quatre termes. Les résultats sont en bonne concordance en les comparant avec la méthode numérique implémentée dans le code de calcul par éléments finis. La précision des résultats est bonne dans la région où les mesures ont été prises et l'erreur n'atteint en moyenne que les 6 % pour la méthode ODM et 4 % pour la méthode analytique (Figure IV-17). Cependant, pour la méthode ODM, il n'est pas recommandé de sélectionner des nœuds trop loin de la pointe de la fissure pour les composantes de déformations. Le rayon le plus large doit être inférieur à $8/a$ (a : profondeur de fissure) où

l'erreur est aux alentours de 10 %. Autrement, le nombre de termes de l'expression asymptotique doit être augmenté pour obtenir plus de précision.

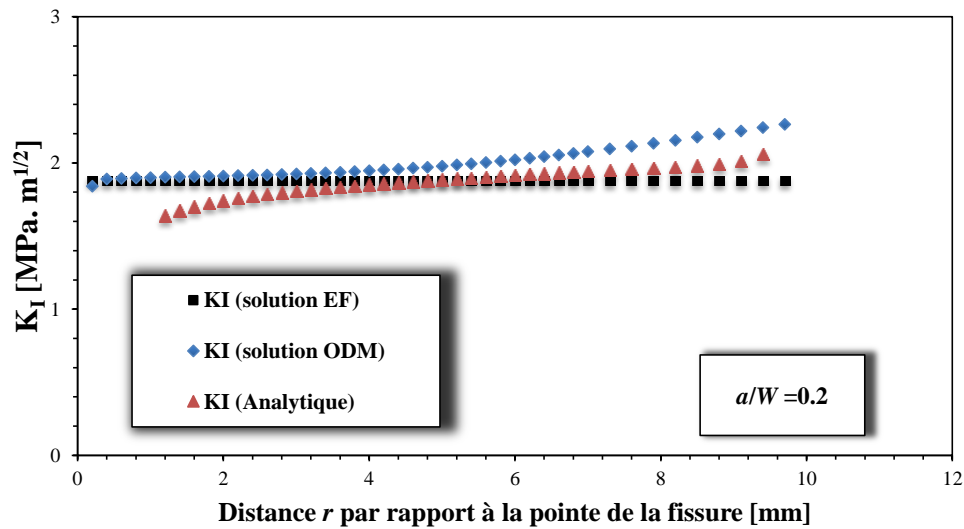


Figure IV-16 : Comparaison de l'évolution de K_I déterminé analytiquement et par ODM

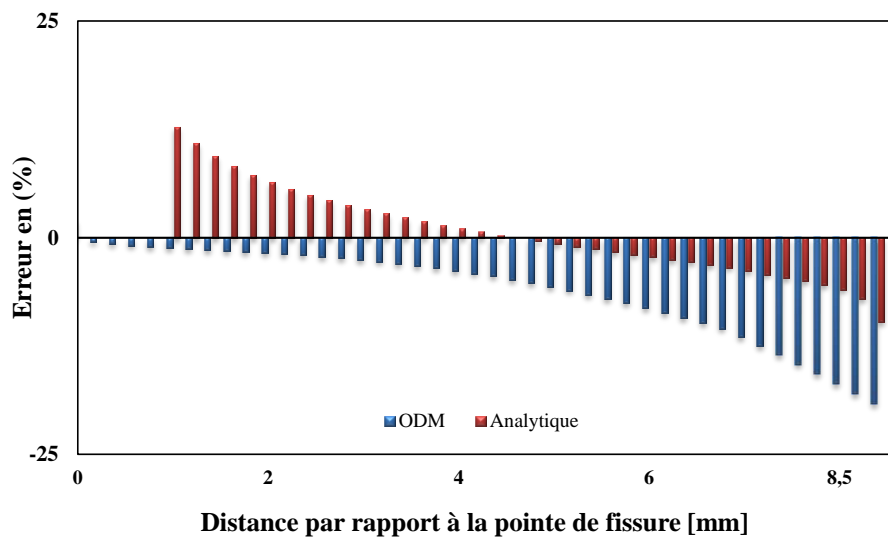


Figure IV-17 Erreur des résultats de K_I par rapport à la solution numérique

De la même manière, l'évolution de la contrainte T le long du ligament est donnée sur la figure IV-18. Les résultats de la méthode ODM ont été comparés avec ceux de la solution analytique, avec la méthode de différence des contraintes (SDM) et la solution numérique donnée par le code de calcul par éléments finis. Les solutions proposées donnent des résultats précis pour le T-stress sur le ligament considéré. Pas d'erreurs significatives observées (une moyenne d'environ 3.5 % pour la méthode ODM et 2.6 % pour la méthode analytique) ce qui montre l'efficacité et la précision des méthodes proposées (Figure IV-19).

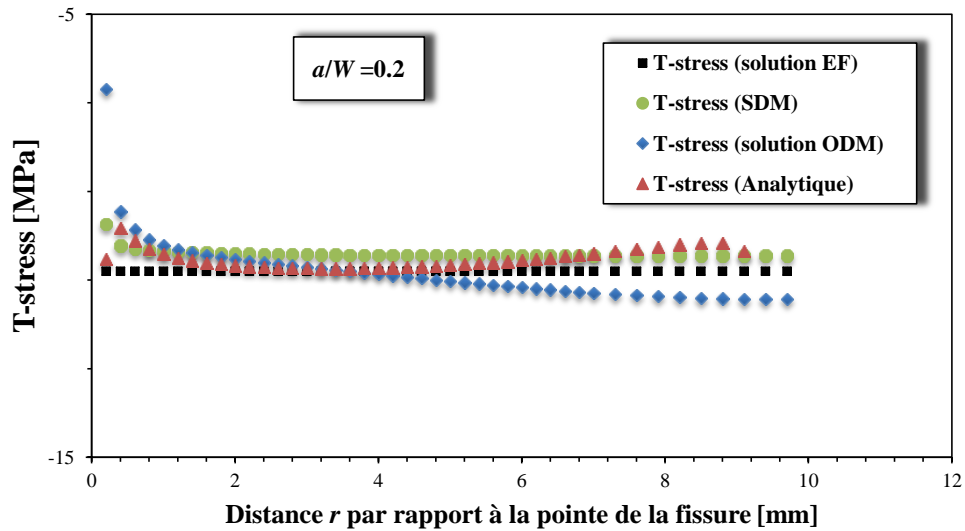


Figure IV-18 Comparaison de l'évolution du T-stress déterminé analytiquement et par ODM

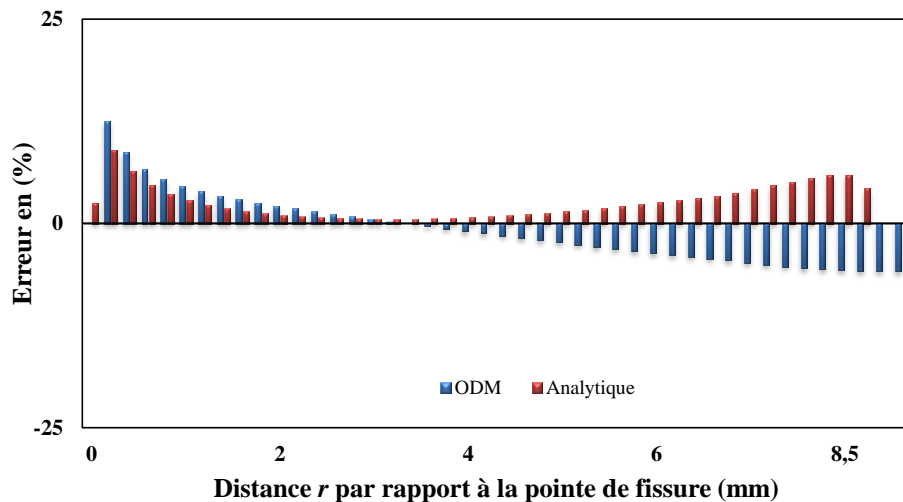


Figure IV-19 Erreur des résultats du T-stress par rapport à la solution numérique

IV.6.4 Calcul de la biaxialité :

Du fait de la présence de la contrainte T, on définit un rapport de biaxialité. Dans une structure fissurée soumise à un chargement en mode I, ce rapport noté β est défini par :

$$\beta = \frac{T\sqrt{\pi \cdot a}}{K_I} \quad (IV.53)$$

La biaxialité apparaît comme une indication qualitative des contraintes pour différentes configurations de chargement.

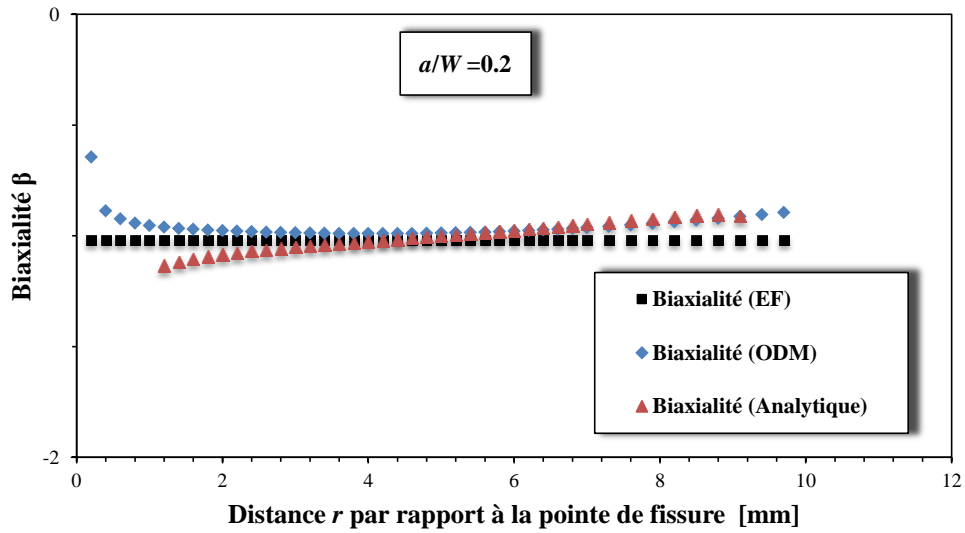


Figure IV-20 Evolution de la biaxialité

La figure IV-20 illustre l'évolution du rapport de biaxialité obtenu par les méthodes ODM et analytique le long du ligament par rapport à la pointe de la fissure. Les résultats montrent la stabilité des valeurs de la biaxialité puisque la valeur de cette dernière vaut -1, pour cette géométrie [56] ce qui confirme la précision des méthodes utilisées.

IV.7 Conclusion:

L'approche globale à deux paramètres est largement utilisée pour traiter les problèmes en mécanique linéaire élastique de la rupture. L'application d'une telle approche nécessite la disposition des méthodes efficaces et simples à appliquer afin de calculer les paramètres de rupture FIC et T-stress.

Dans la première partie, nous avons utilisé la méthode de différence des contraintes (SDM) pour déterminer l'évolution du T-stress le long du ligament dans le cas d'une éprouvette en anneau de PEHD sous l'effet d'une pression interne. L'augmentation de la profondeur de fissure a montré un changement de signe dans la valeur du T-stress, ce qui est une indication de la déviation de la fissure de la trajectoire de propagation principale.

Dans la deuxième partie, nous avons présenté une nouvelle méthode analytique basée sur la solution généralisée de Westergaard. Deux approches ont été développées, une approche à deux termes et une à quatre termes. Nous avons montré à travers les résultats obtenus à la fois, la simplicité, l'efficacité et la généralisation de ces méthodes puisque les solutions proposées pour déduire les paramètres de rupture ne dépendent pas des paramètres géométriques ni de la nature du matériau.

Nous avons utilisé une autre méthode numérique qui consiste à résoudre un grand nombre d'équations pour déterminer les coefficients inconnus du développement asymptotique. La résolution des équations s'est faite à l'aide d'une technique de régression basée sur la méthode des moindres carrés. Les résultats obtenus ont été comparés aux différentes méthodes et ont montré que la précision a été assurée.

IV.8 Références bibliographiques:

- [1] M. L. Williams, “On the stress distribution at the base of a stationary crack,” *J. Appl. Mech.*, vol. 24, no. 1, pp. 109–114, 1957.
- [2] Y. J. Chao, S. Liu, and B. J. Broviak, “Brittle fracture: Variation of fracture toughness with constraint and crack curving under mode I conditions,” *Exp. Mech.*, vol. 41, no. 3, pp. 232–241, Sep. 2001.
- [3] D. Richardson and J. Goree, “Experimental Verification of a New Two-Parameter Fracture Model,” in *Fracture Mechanics: Twenty-Third Symposium*, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1993, pp. 738-738–13.
- [4] G. R. Irwin, “Discussion of ‘The Dynamic Stress Distribution Surrounding a Running Crack - A Photoelastic Analysis’,” in *Proceedings of the Society for Experimental Stress Analysis*, , 1958, p. Vol. 16, No. 1, pp. 93–96.
- [5] S. G. Larsson and A. J. Carlsson, “Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on small-scale yielding at crack tips in elastic-plastic materials,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 21, no. 4, pp. 263–277, 1973.
- [6] J. R. Rice, “Limitations to the small scale yielding approximation for crack tip plasticity,” *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 22, no. 1, pp. 17–26, 1974.
- [7] B. Cotterell, “Notes on the paths and stability of cracks,” *Int. J. Fract. Mech.*, vol. 2, no. 3, pp. 526–533, Sep. 1966.
- [8] S. Melin, “The influence of the T-stress on the directional stability of cracks,” *Int. J. Fract.*, vol. 114, no. 3, pp. 259–265, 2002.
- [9] T. Fett and D. Munz, “T-stress and crack path stability of DCDC specimens,” *Int. J. Fract.*, vol. 124, no. 1/2, pp. L165–L170, Nov. 2003.
- [10] R. J. Sanford, *Principles of fracture mechanics*. Prentice Hall, 2003.
- [11] R. M. Bonesteel, D. E. Piper, and A. T. Davinroy, “Compliance and KI calibration of double cantilever beam (DCB) specimens,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 10, no. 2, pp. 425–428, Jan. 1978.
- [12] J. C. Newman, “Stress-intensity factors and crack-opening displacements for round

- compact specimens,” *Int. J. Fract.*, vol. 17, no. 6, pp. 567–578, Dec. 1981.
- [13] E. E. Gdoutos and P. S. Theocaris, “A photoelastic determination of mixed-mode stress-intensity factors,” *Exp. Mech.*, vol. 18, no. 3, pp. 87–96, Mar. 1978.
- [14] T. H. HYDE and N. A. WARRIOR, “An Improved Method for the Determination of Photoelastic Stress Intensity Factors using the Westergaard Stress Function,” in *Modern Practice in Stress and Vibration Analysis*, Elsevier, 1989, pp. 245–254.
- [15] M. Mahinfalah and L. Zackery, “Photoelastic determination of mixed mode stress intensity factors for sharp reentrant corners,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 52, no. 4, pp. 639–645, Nov. 1995.
- [16] P. S. Theocaris, “Local Yielding Around a Crack Tip in Plexiglas,” *J. Appl. Mech.*, vol. 37, no. 2, p. 409, Jun. 1970.
- [17] M. Konsta-Gdoutos, “Limitations in mixed-mode stress intensity factor evaluation by the method of caustics,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 55, no. 3, pp. 371–382, Oct. 1996.
- [18] X. F. Yao, W. Xu, M. Q. Xu, K. Arakawa, T. Mada, and K. Takahashi, “Experimental study of dynamic fracture behavior of PMMA with overlapping offset-parallel cracks,” *Polym. Test.*, vol. 22, no. 6, pp. 663–670, Sep. 2003.
- [19] W. Xu, X. . Yao, M. . Xu, G. . Jin, and H. . Yeh, “Fracture characterizations of V-notch tip in PMMA polymer material,” *Polym. Test.*, vol. 23, no. 5, pp. 509–515, Aug. 2004.
- [20] W. Liu, S. Wang, and X. Yao, “Experimental study on stress intensity factor for an axial crack in a PMMA cylindrical shell,” *Polym. Test.*, vol. 56, pp. 36–44, Dec. 2016.
- [21] Z. Yue, Y. Song, R. Yang, and Q. Yu, “Comparison of caustics and the strain gage method for measuring mode I stress intensity factor of PMMA material,” *Polym. Test.*, vol. 59, pp. 10–19, May 2017.
- [22] J. W. Dally and R. J. Sanford, “Strain-gage methods for measuring the opening-mode stress-intensity factor, KI,” *Exp. Mech.*, vol. 27, no. 4, pp. 381–388.
- [23] S. Swamy, M. V. Srikanth, K. S. R. K. Murthy, and P. S. Robi, “Determination of complex stress intensity factors of complex configurations using strain gages,” *J. Mech. Mater. Struct.*, vol. 3, no. 7, pp. 1239–1255, 2008.
- [24] I. Eshraghi, M. R. Yadegari Dehnavi, and N. Soltani, “Effect of subset parameters

- selection on the estimation of mode-I stress intensity factor in a cracked PMMA specimen using digital image correlation,” *Polym. Test.*, vol. 37, pp. 193–200, Aug. 2014.
- [25] M. Y. Dehnavi, S. Khaleghian, A. Emami, M. Tehrani, and N. Soltani, “Utilizing digital image correlation to determine stress intensity factors,” *Polym. Test.*, vol. 37, pp. 28–35, Aug. 2014.
- [26] R. J. Sanford, “A critical re-examination of the westergaard method for solving opening-mode crack problems,” *Mech. Res. Commun.*, vol. 6, no. 5, pp. 289–294, Jan. 1979.
- [27] J. W. Dally and J. R. Berger, “A strain gage method for determining KI and KII in a mixed mode stress field,” in *The proceedings of the 1986 SEM Spring Conference on Experimental Mechanics.*, 1986, pp. 603–612.
- [28] J. W. Dally and D. B. Barker, “Dynamic measurements of initiation toughness at high loading rates,” *Exp. Mech.*, vol. 28, no. 3, pp. 298–303, Sep. 1988.
- [29] A. Shukla, B. D. Agarwal, and B. Bhushan, “Determination of stress intensity factor in orthotropic composite materials using strain gages,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 32, no. 3, pp. 469–477, Jan. 1989.
- [30] S. K. K. Hanna and A. Shukla, “Development of stress field equations and determination of stress intensity factor during dynamic fracture of orthotropic composite materials,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 47, no. 3, pp. 345–359, Feb. 1994.
- [31] J. Wei and J. H. Zhao, “A two-strain-gage technique for determining mode I stress-intensity factor,” *Theor. Appl. Fract. Mech.*, vol. 28, no. 2, pp. 135–140, Dec. 1997.
- [32] J. H. Kuang and L. S. Chen, “A single strain gage method for KI measurement,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 51, no. 5, pp. 871–878, Jul. 1995.
- [33] A. Dorogoy and D. Rittel, “Optimum location of a three strain gauge rosette for measuring mixed mode stress intensity factors,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 75, no. 14, pp. 4127–4139, Sep. 2008.
- [34] H. Sarangi, K. S. R. K. Murthy, and D. Chakraborty, “Radial locations of strain gages for accurate measurement of mode I stress intensity factor,” *Mater. Des.*, vol. 31, no. 6, pp. 2840–2850, Jun. 2010.

- [35] H. Sarangi, K. S. R. K. Murthy, and D. Chakraborty, “Optimum strain gage location for evaluating stress intensity factors in single and double ended cracked configurations,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 77, no. 16, pp. 3190–3203, Nov. 2010.
- [36] H. Sarangi, K. S. R. K. Murthy, and D. Chakraborty, “Experimental verification of optimal strain gage locations for the accurate determination of mode I stress intensity factors,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 110, pp. 189–200, Sep. 2013.
- [37] P. S. Leever and J. C. Radon, “Inherent stress biaxiality in various fracture specimen geometries,” *Int. J. Fract.*, vol. 19, no. 4, pp. 311–325, Aug. 1982.
- [38] A. P. Kfoury, “Some evaluations of the elastic T-term using Eshelby’s method,” *Int. J. Fract.*, vol. 30, no. 4, pp. 301–315, Apr. 1986.
- [39] T. L. Sham, “The theory of higher order weight functions for linear elastic plane problems,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 25, no. 4, pp. 357–380, Jan. 1989.
- [40] T.-L. Sham, “The determination of the elastic T-term using higher order weight functions,” *Int. J. Fract.*, vol. 48, no. 2, pp. 81–102, Mar. 1991.
- [41] Y. Y. Wang and D. M. Parks, “Evaluation of the elastic T-stress in surface-cracked plates using the line-spring method,” *Int. J. Fract.*, vol. 56, no. 1, pp. 25–40, Jul. 1992.
- [42] N. Toshio and D. M. Parks, “Determination of elastic T-stress along three-dimensional crack fronts using an interaction integral,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 29, no. 13, pp. 1597–1611, 1992.
- [43] B. S. Henry and A. R. Luxmoore, “Three-dimensional evaluation of the T-stress in centre cracked plates,” *Int. J. Fract.*, vol. 70, no. 1, pp. 35–50, 1995.
- [44] B. Yang and K. Ravi-Chandar, “Evaluation of elastic T-stress by the stress difference method,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 64, no. 5, pp. 589–605, 1999.
- [45] M. R. Ayatollahi, M. J. Pavier, and D. J. Smith, “Determination of T -stress from finite element analysis for mode I and mixed mode I / II loading,” *Int. J. Fract.*, vol. 4505, pp. 283–298, 1998.
- [46] M. J. Maleski, M. S. Kirugulige, and H. V. Tippur, “A method for measuring mode I crack tip constraint under static and dynamic loading conditions,” *Exp. Mech.*, vol. 44, no. 5, pp. 522–532, Oct. 2004.

- [47] M. Zanganeh, R. A. Tomlinson, and J. R. Yates, "T-stress determination using thermoelastic stress analysis," *J. Strain Anal. Eng. Des.*, vol. 43, no. 6, pp. 529–537, Jun. 2008.
- [48] M. H. Meliani, Z. Azari, G. Pluinage, and Y. G. Matvienko, "The effective T-stress estimation and crack paths emanating from U-notches," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 77, no. 11, pp. 1682–1692, Jul. 2010.
- [49] R.D. Henshell, K.G. Shaw – Crack tip finite elements are unnecessary, *Int. J. for Num. Meth. in Engng*, Vol. 9, pp. 495-507, 1975.
- [50] R.S. Barsoum – On the use of isoparametric finite elements in linear fracture mechanics, *Int. J. for Num. Meth. in Engng.*, Vol. 10, pp. 25-37, 1976.
- [51] Sih, G.C. "On the Westergaard Method of Crack Analysis," *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 2, pp. 628-631(1966).
- [52] Eftis, J. and Liebowitz, H., "On the Modified Westergaard Equations for Certain Crack Problems," *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 8, pp. 383-392 (1972).
- [53] J. Rosakis and K. Ravi-Chandar, On crack-tip stress state: an experimental evaluation of three-dimensional effects, *Int. J. Solids. Struct.* 22 (No. 2) (1986) 121-134.
- [54] Berger, J. R., and J. W. Dally. "An overdeterministic approach for measuring K_I using strain gages." *Experimental Mechanics* 28.2 (1988): 142-145.
- [55] Ayatollahi, M. R., and M. Nejati. "An over-deterministic method for calculation of coefficients of crack tip asymptotic field from finite element analysis." *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 34.3 (2011): 159-176.
- [56] HADJ MELIANI, Mohammed. *Approche globale à deux paramètres (K_p - T_p): estimation des contraintes de confinements dans des structures portant des entailles*. 2009. Thèse de doctorat. Metz.

CHAPITRE V
ETUDE DE LA RUPTURE DU PEHD

Chapitre V : ETUDE DE LA RUPTURE DU PEHD

V.1 Introduction :

Cette partie est consacrée à l'étude du comportement à la rupture du Polyéthylène à Haute Densité (PEHD).

Dans un premier temps, nous présentons les conditions expérimentales utilisées pour la conduite des essais de rupture. Le principe et les considérations théoriques de la technique de corrélation d'images digitales (CID) sont brièvement développés. Cette technique nous permet de suivre l'évolution des mécanismes qui se produisent au cours des essais de rupture et en temps réel. Enfin, des observations macroscopiques des faciès de ruptures fragiles sont données.

V.2 Protocole expérimental :

Le tube utilisé dans cette partie est un tube de Polyéthylène à Haute Densité (PEHD) destiné à la distribution de l'eau potable, fourni par l'entreprise CHIALI-Tubes de Sidi-Bel-Abbès (Algérie). Les éprouvettes ont été prélevées à partir du tube et la méthode utilisée pour la confection est l'usinage par fraisage. Afin d'atténuer au maximum le gauchissement, des blocs cylindriques ont été découpés à la scie circulaire en premier lieu, ensuite fractionnés en plaques avant l'usinage à l'épaisseur voulue.



Figure V-1 Prélèvement des éprouvettes dans le tube de PEHD

Pour l'essai de traction, des éprouvettes haltères ont été prélevées à partir du tube parallèlement à la direction d'extrusion (Figure V-1). Par contre, pour les éprouvettes entaillées, l'axe de la

fissure est parallèle à l'axe du tube pour mieux représenter les fissures longitudinales qui apparaissent dans les pipes. On réalise une pré-entaille avec une fraise-scie d'un angle de 60° . Pour les fissures, l'idéal serait de faire propager une fissure par fatigue comme le cas des métaux. Cette méthode peut être appliquée aussi pour les polymères, mais ceci compliquera la tâche vu l'instabilité de la propagation des fissures et la nécessité d'utiliser des basses fréquences pour éviter l'échauffement par hystérésis. Des fissures artificielles sont introduites à l'aide d'une lame de 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. Cette méthode est beaucoup plus simple que la propagation de fissures par fatigue.

V.2.1 Essai de traction :

Pour caractériser le matériau utilisé, des essais de traction ont été réalisés au sein du laboratoire de contrôle qualité de l'entreprise CHIALI-Tubes de Sidi-Bel-Abbès (Algérie). Les essais sont réalisés sur une machine destinée aux polymères, une Zwick Z100. La géométrie de l'éprouvette et les dimensions sont données dans la figure V-2. Les essais ont été réalisés à température ambiante et sous une vitesse de sollicitation qui vaut 25 mm/min.

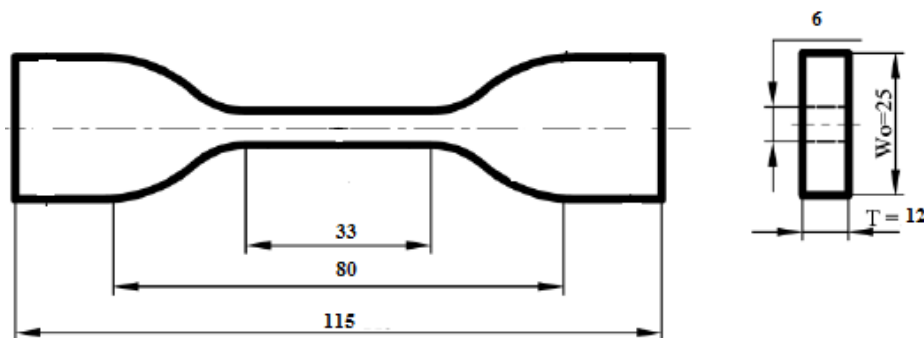


Figure V-2 Géométrie de l'éprouvette haltère [1]

L'essai de traction permet de déterminer des caractéristiques normalisées des matériaux, souvent exigées dans les cahiers des charges à savoir la limite d'élasticité, charges et allongement à la rupture. Ensuite, on en déduit la relation entre la contrainte et la déformation.

Les résultats des essais de traction sont illustrés sur la figure V-3. La première partie de la courbe suit une allure presque linéaire, cette étape représente la déformation élastique où le matériau obéit à la loi de Hooke. Cette déformation est due à la phase amorphe et elle est liée à la distorsion des liaisons à l'intérieur du matériau. La contrainte arrive à une valeur maximale ensuite, elle commence à diminuer dès la formation d'une striction au centre ou aux extrémités de l'éprouvette. Le seuil d'écoulement correspond à l'apparition de la striction. La réduction de

la section s’amorce et se propage accompagnée d’une diminution de la contrainte jusqu’à une valeur presque constante, avant d’atteindre la rupture. Cet allongement se traduit par une très forte orientation moléculaire et la longueur des zones de striction augmente avec l’étirage. Le durcissement plastique est dû à la consolidation de la plasticité des cristallites, mais davantage aux effets de l’orientation moléculaire dans la phase amorphe puis dans les cristallites eux-mêmes.

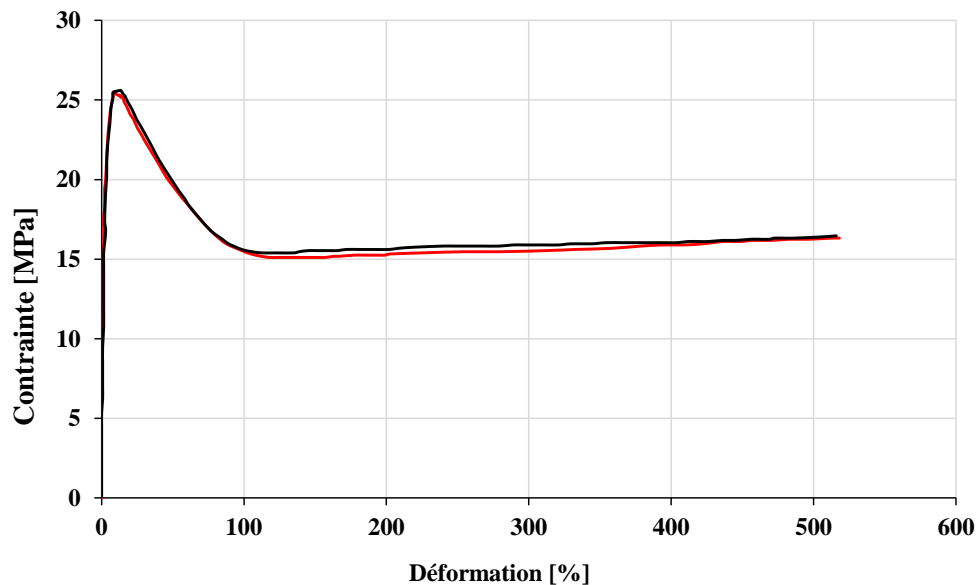


Figure V-3 Courbes charge-déplacement de l'essai de traction

Les principales caractéristiques mécaniques obtenues sont récapitulées dans le tableau V-1.

Tableau V-1 propriétés mécaniques obtenues de l'essai de traction

Essai	Module de Young E	σ_{\max}	σ_{rupture}	Allongement à la rupture
N° 01	890 MPa	25.16 MPa	16,32 MPa	513,28 %
N° 02	860 MPa	25.58 MPa	16,48 MPa	513,28 %

Les résultats de l’essai de traction ont confirmé le caractère ductile du PEHD lorsqu’il s’agit des éprouvettes lisses et à une vitesse de sollicitation faible, il subit des étirements importants et une forte consolidation. De ce fait l’application de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) ne peut pas être envisagée pour ce type d’essais. Cependant, l’obtention des ruptures fragiles nécessite la réalisation des essais soit à basses températures ou bien à des vitesses de sollicitation élevées. Donc pour obtenir des ruptures dont le mécanisme d’amorçage et de

propagation de fissures est similaire à celui constaté sur le terrain, les essais dans cette partie seront réalisés à une vitesse de sollicitation élevée et sur des éprouvettes fissurées.

V.2.2 Essais de rupture :

Pour effectuer des essais de rupture, trois types d'éprouvettes ont été utilisées. Des éprouvettes SENT (Single Edge Notched Tension), CT (Compact Tension) et ASENT (Angled Single Edge Notched Tension). Les géométries et les dimensions des éprouvettes sont données sur la figure V-4. La pré-fissuration est réalisée à l'aide d'une lame rasoir très fine.

Les essais de rupture ont été réalisés au niveau du Laboratoire de Mécanique de Lille (LML), sur une machine électromécanique INSTRON 5800R de capacité 100 KN. Elle est reliée à un ordinateur pour l'acquisition des données en utilisant le logiciel BLUEHILL de chez INSTRON. Les essais ont été réalisés à température ambiante et à des vitesses de sollicitation élevée récapitulées dans le tableau V-2. La technique de corrélation d'images digitales (CID) a été utilisée pour la mesure des champs de déformations au cours des essais de rupture.

Tableau V-2 Données de l'essai de rupture

Eprouvette	Rapport (a/W)	Nombre d'essais	Vitesse de sollicitation (mm/min)
CT-1	0.525	3	50-100-200
CT-2	0.425	3	250
SENT-1	0.4	2	250
SENT-2	0.5	2	250
ASENT	0.4	2	250

a) Principe de la corrélation d'images digitales CID :

La corrélation d'images digitales (CID) est une technologie relativement récente pour la mesure des déformations sans contact et de la profilométrie des surfaces. Cette technique expérimentale fait appel à des caméras à haute résolution pour saisir l'image et suivre le mouvement des caractéristiques de la surface sur une éprouvette pendant que celles-ci se déforment sous l'effet d'un chargement. La corrélation des images n'exigeant qu'un simple revêtement, est basée sur le suivi de mouchetis de peinture préalablement déposés de façon aléatoire sur la surface de l'éprouvette (figure V-5). Cette technique convient très bien pour la mesure des déformations sur les éprouvettes d'essai soumises à des déformations extrêmement fortes qui risquent de faire décoller ou d'endommager les revêtements photoélastiques ou d'endommager les jauges de déformations.

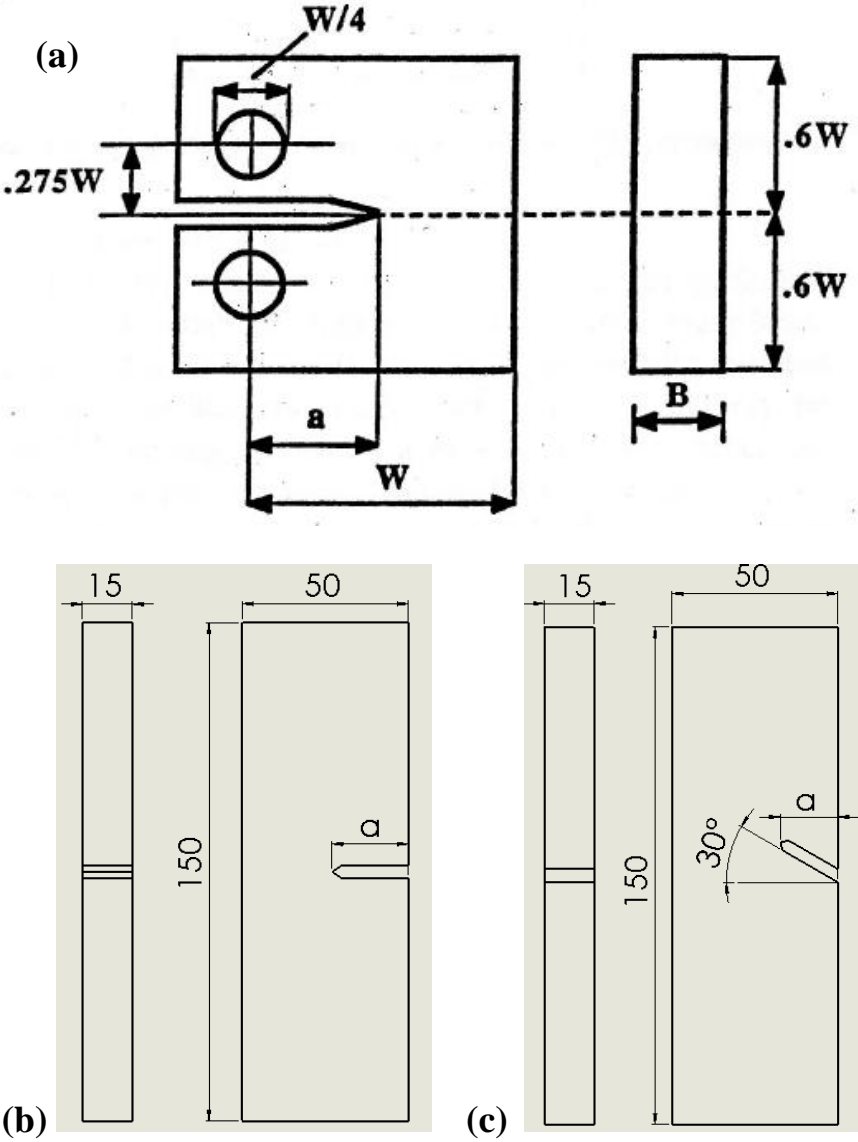


Figure V-4 Géométries et dimensions des éprouvettes ; (a) CT, (b) SENT et (c) ASENT [2,3].

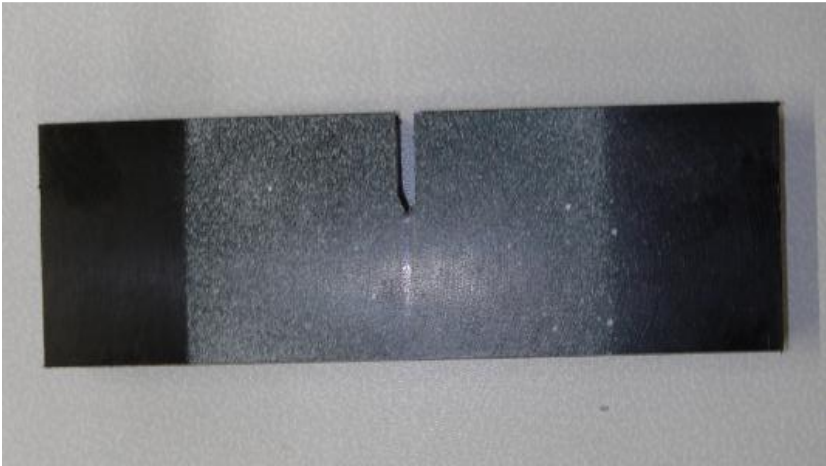


Figure V-5 Eprouvette avec mouchetis aléatoires

Le dispositif expérimental est constitué de (figure V-6):

- une caméra à corrélation d'images digitales (CID) pour le suivi des champs de déplacements en temps réel,
- une éprouvette avec une surface revêtue avec un mouchetis qui servira de base pour la mesure des déplacements entre les points initiaux,
- un système informatique pour l'acquisition des données,
- un système informatique pour le traitement des résultats afin d'obtenir les champs des déplacements et ceux des déformations.

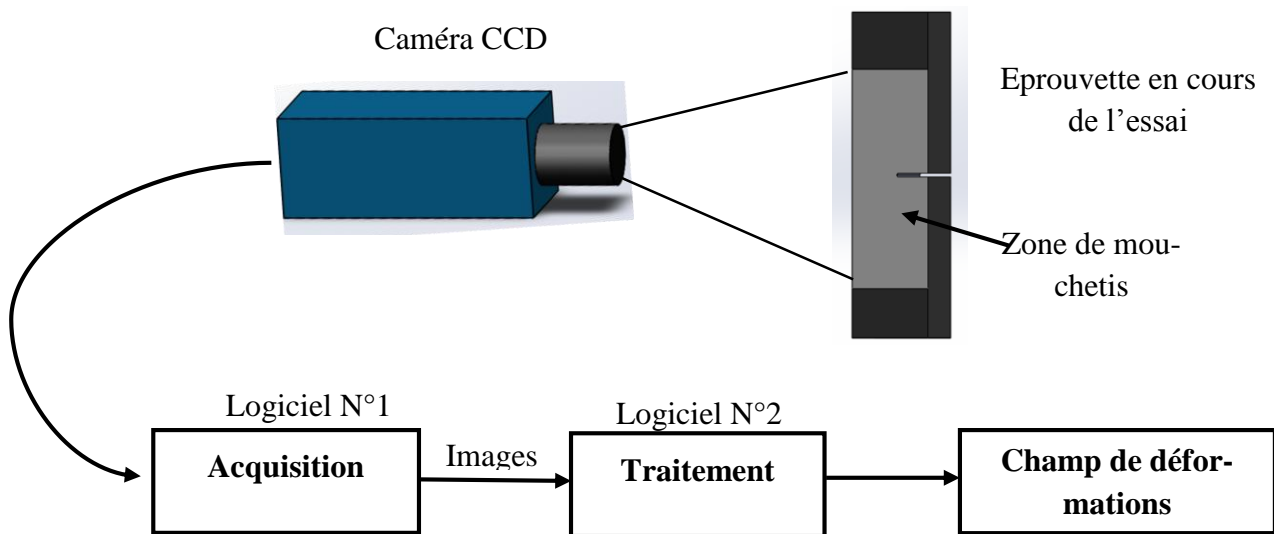


Figure V-6 Schématisation d'un système CID

Le logiciel fonctionne selon le principe de l'intercorrélation d'images numériques qui consiste à décomposer l'image en zones d'étude élémentaires (ZOI: Zone Of Interest). Le centre de la ZOI est associé au déplacement moyen de celle-ci.

Le principe de la corrélation est de retrouver « la représentation » de cette zone dans deux images différentes : l'image de référence et celle déformée. Le décalage entre deux représentations identiques se traduit par un décalage des signaux numériques qui représentent la répartition de l'intensité lumineuse. Pour chaque zone, le décalage du signal conduit à la détermination du déplacement. De cette manière, on obtient les champs des déplacements et on peut en déduire les champs de déformations correspondants.

La figure V-7 représente le dispositif de corrélation d'images digitales de la marque LaVision qui est utilisé pour nos essais de rupture.

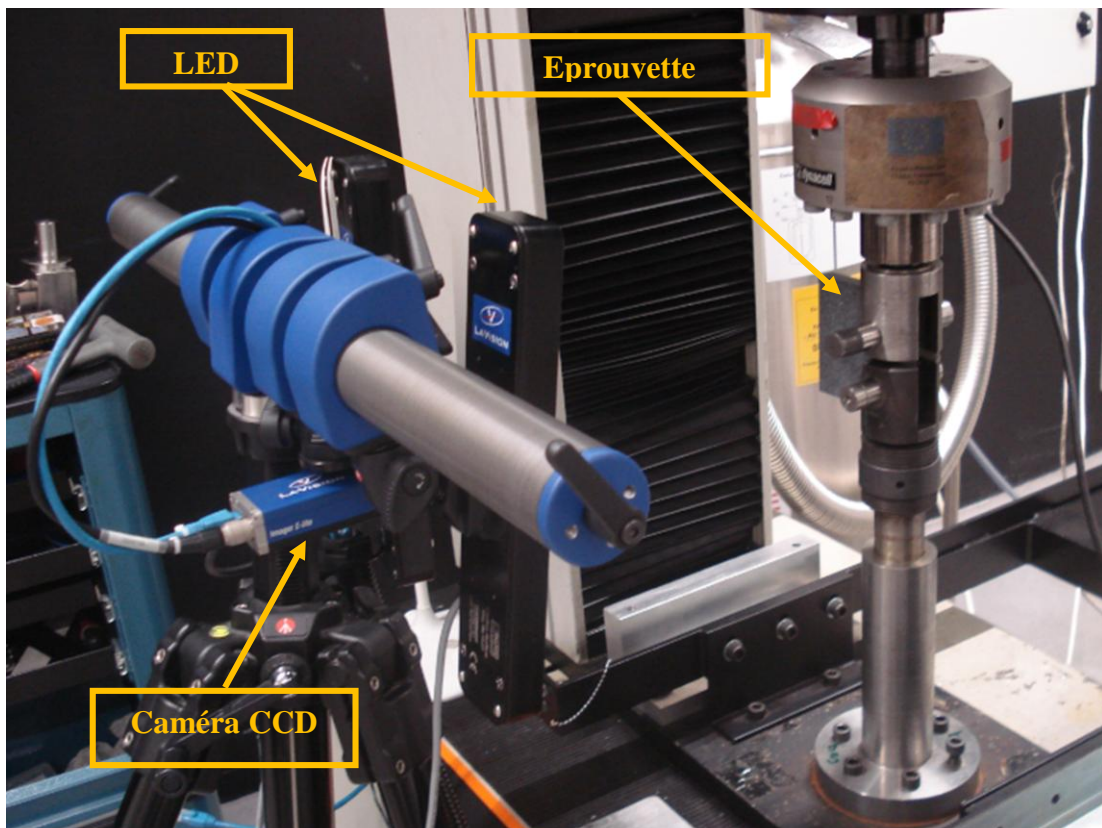


Figure V-7 dispositif de corrélation d'images digitales CID utilisé

Pour effectuer les mesures des champs de déplacements, la caméra est focalisée sur la partie centrale de l'éprouvette qui est couramment appelée zone d'intérêt ou encore ZOI (Zone Of Interest) (zone rectangulaire) comme l'indique la figure V-8. Cette zone est centrée par rapport au fond d'entaille mécanique de l'éprouvette.

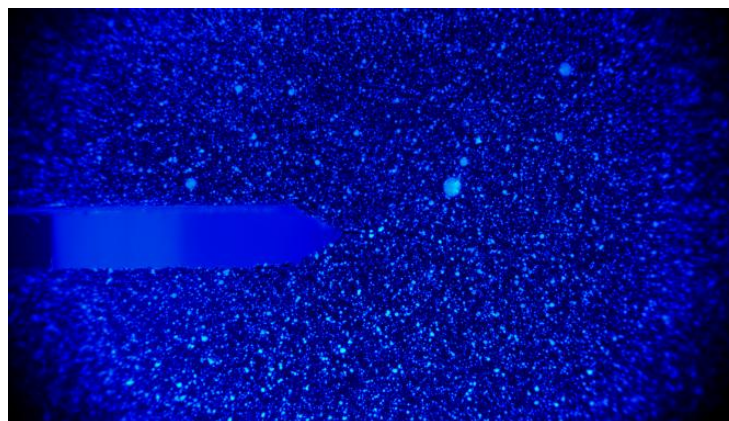


Figure V-8 Une partie de la zone d'intérêt

b) Résultats expérimentaux :

Dans cette partie, nous présentons l'ensemble des résultats expérimentaux des essais de la rupture effectués sur des éprouvettes, CT, SENT et ASENT.

Les courbes charge-déplacement du PEHD sont analysées. Nous développons ensuite la chronologie et les mécanismes de rupture en se basant sur les séquences obtenues par la technique de corrélation d'images digitales (CDI).

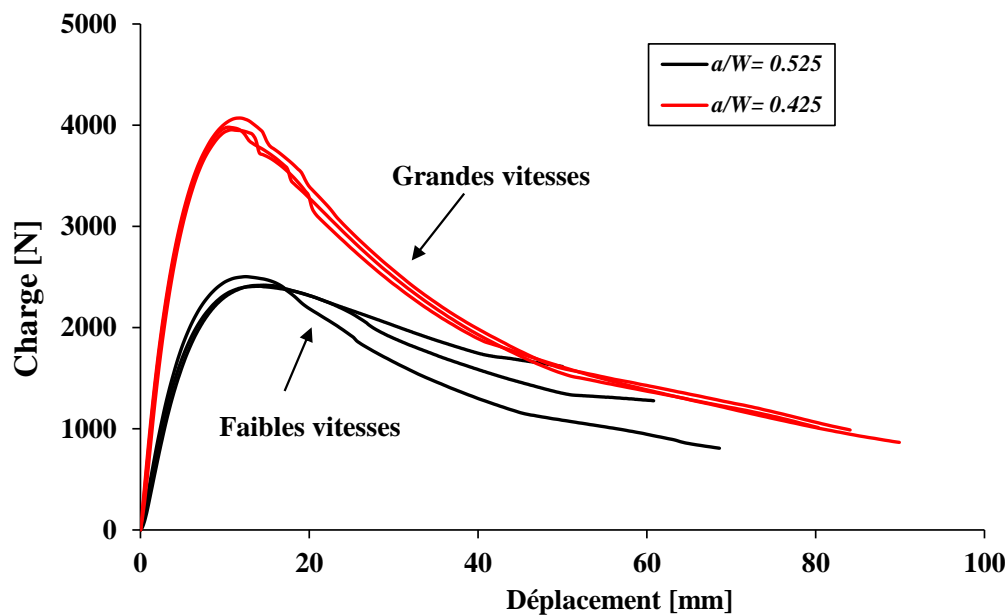


Figure V-9 Courbes charge-déplacement pour les éprouvettes CT

La figure V-9 illustre l'évolution de la charge (N) en fonction du déplacement (mm) pour les éprouvettes CT. Pour les premiers essais réalisés, on a remarqué un comportement ductile caractérisé par un palier de déformation plastique important avant le point de rupture ce qui veut dire que les vitesses de sollicitation sont trop faibles pour obtenir une rupture fragile. Nous avons donc décidé d'augmenter la vitesse de sollicitation. Nous avons remarqué que pour une grande vitesse de sollicitation, la charge décroît rapidement au-delà d'une force maximale, ce qui implique que la propagation de la fissure est rapide, signe d'une rupture fragile.

Les figures V-10 et V-11 montrent l'évolution de la charge (N) en fonction du déplacement (mm) pour les éprouvettes SENT et ASENT respectivement. Les courbes présentent la même allure en forme de cloche avec la présence d'un point singulier correspondant à la force maximale F_{max} , au-delà, cette charge diminue rapidement ce qui explique le caractère fragile du comportement.

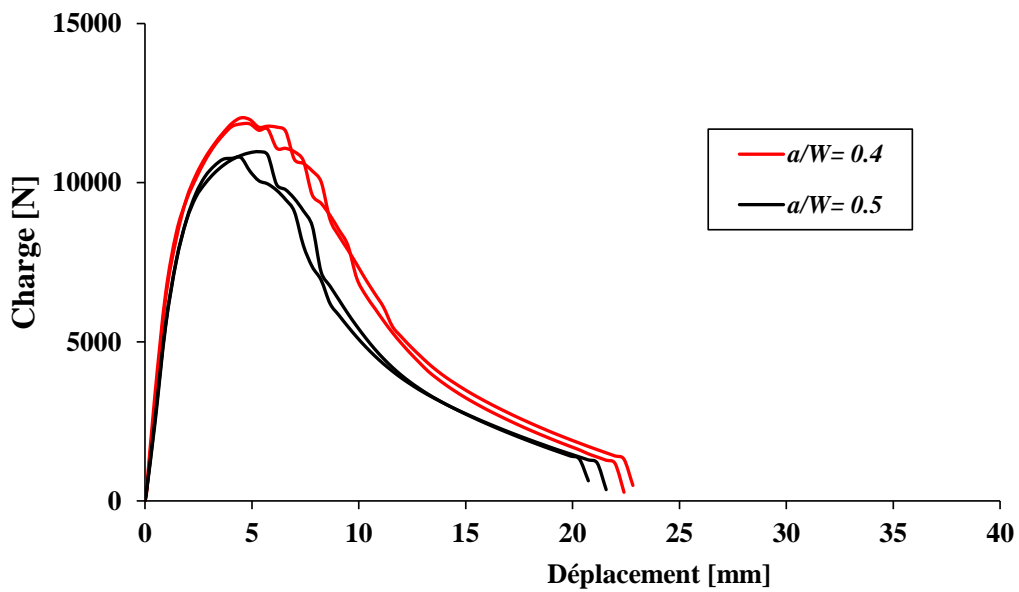


Figure V-10 Courbes charge-déplacement pour les éprouvettes SENT

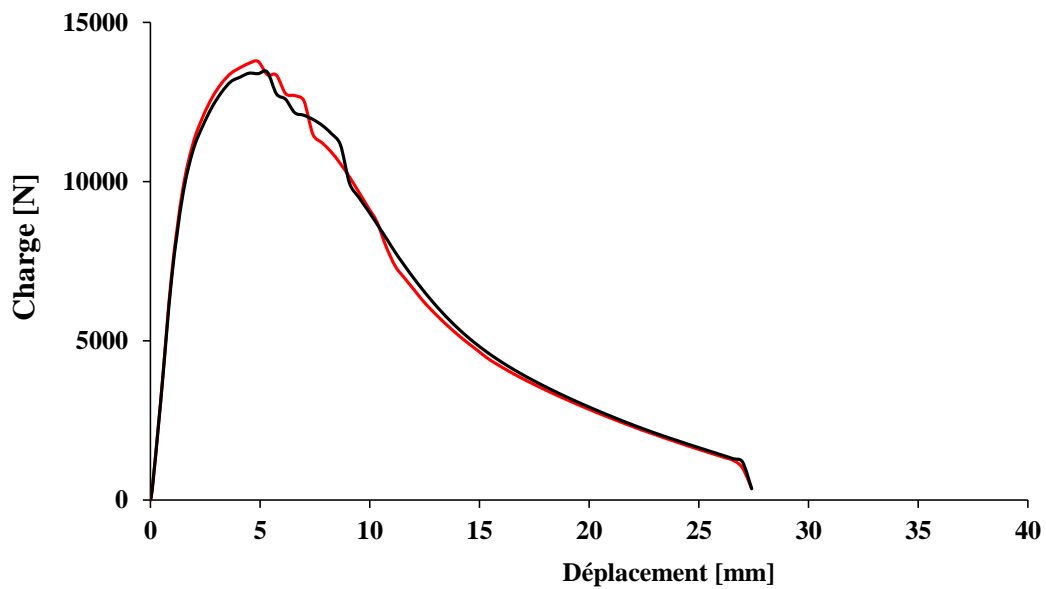


Figure V-11 Courbes charge-déplacement pour les éprouvettes ASENT

V.2.3 Chronologie et mécanismes de rupture :

Dans cette partie, nous nous intéressons à la compréhension et à la chronologie des mécanismes de rupture du PEHD. Nous avons établi une chronologie de la rupture des différentes éprouvettes du PEHD à partir des courbes charge-déplacement et en utilisant les séquences enregistrées par la technique de corrélation d'images digitales (CID) au voisinage de la pointe de la fissure.

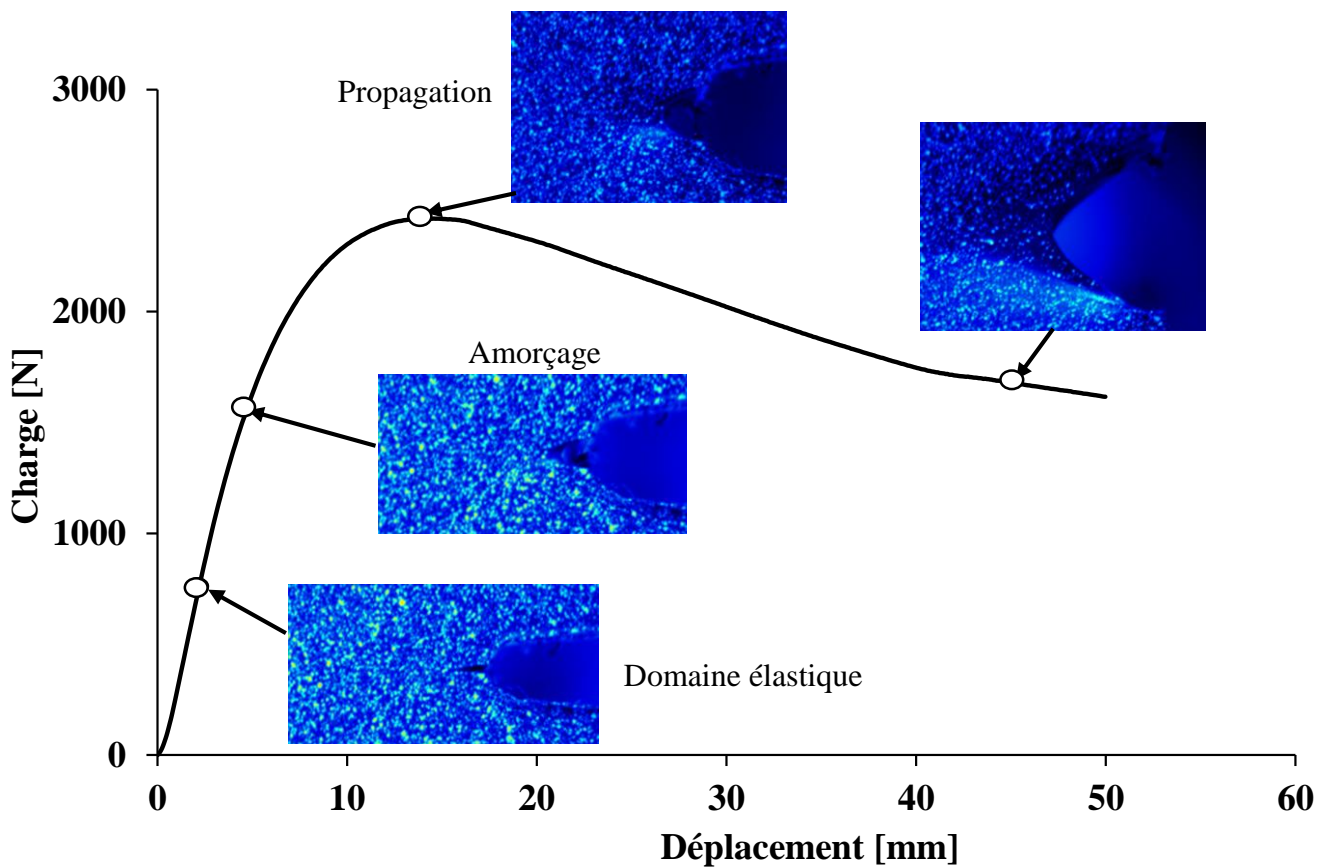


Figure V-12 Chronologie de la rupture ductile d'une éprouvette CT.

La figure V-12 met en évidence les phases essentielles du comportement à la rupture d'une éprouvette CT (à faible vitesse de sollicitation). L'observation de l'éprouvette pendant l'essai a montré qu'après une phase élastique linéaire, le point d'amorçage est atteint et la phase de propagation stable débute. Les déformations plastiques durant cette phase se développent au voisinage de la fissure au fur et à mesure que la fissure avance. Ceci correspond à un processus de rupture ductile où la pointe de fissure est fortement endommagée. Dans ce cas, l'approche de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) ne peut être envisagée, c'est alors une extension de la mécanique de la rupture qui est employée.

Les figures V-13 et V-14 illustrent les événements successifs de la rupture fragile pour le cas des éprouvettes SENT et ASENT. La chronologie de rupture est similaire pour les deux cas. Le suivi par la technique CID a permis de mettre en évidence les phases essentielles qui se produisent au cours de l'essai.

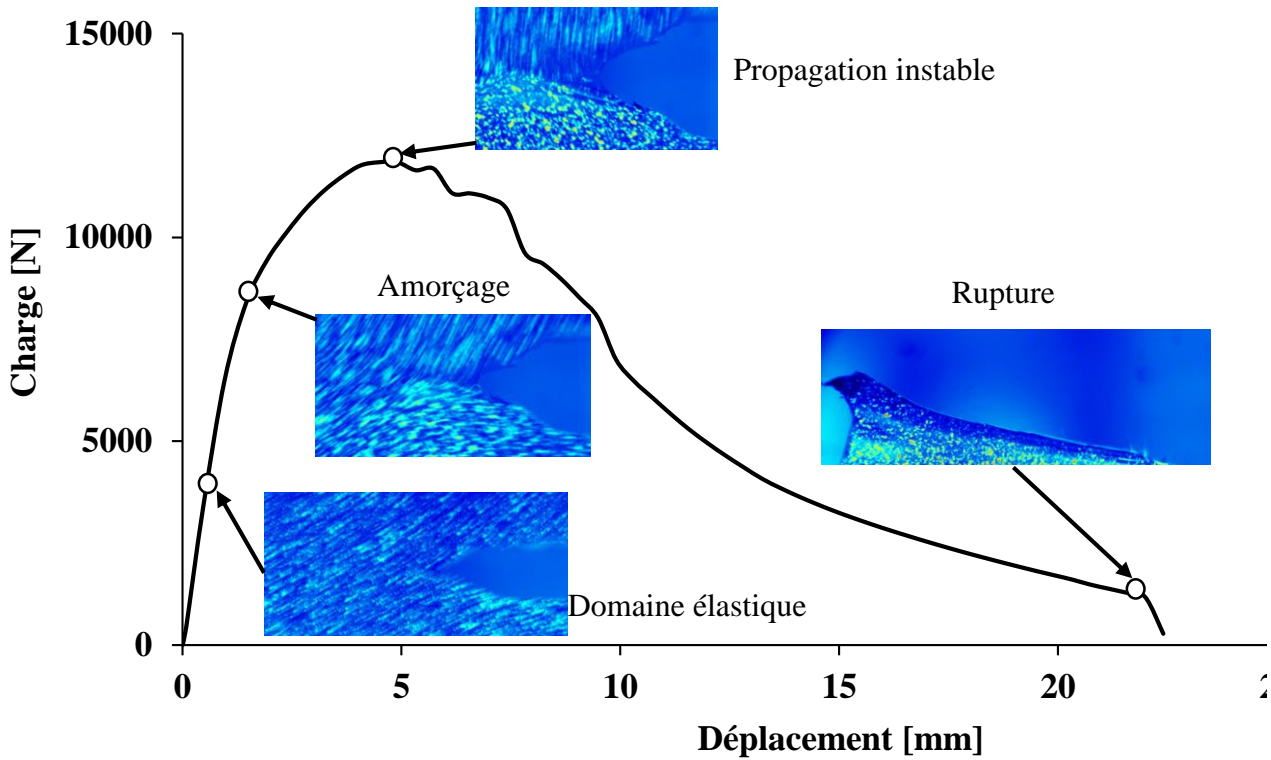


Figure V-13 Chronologie de la rupture fragile d'une éprouvette SENT.

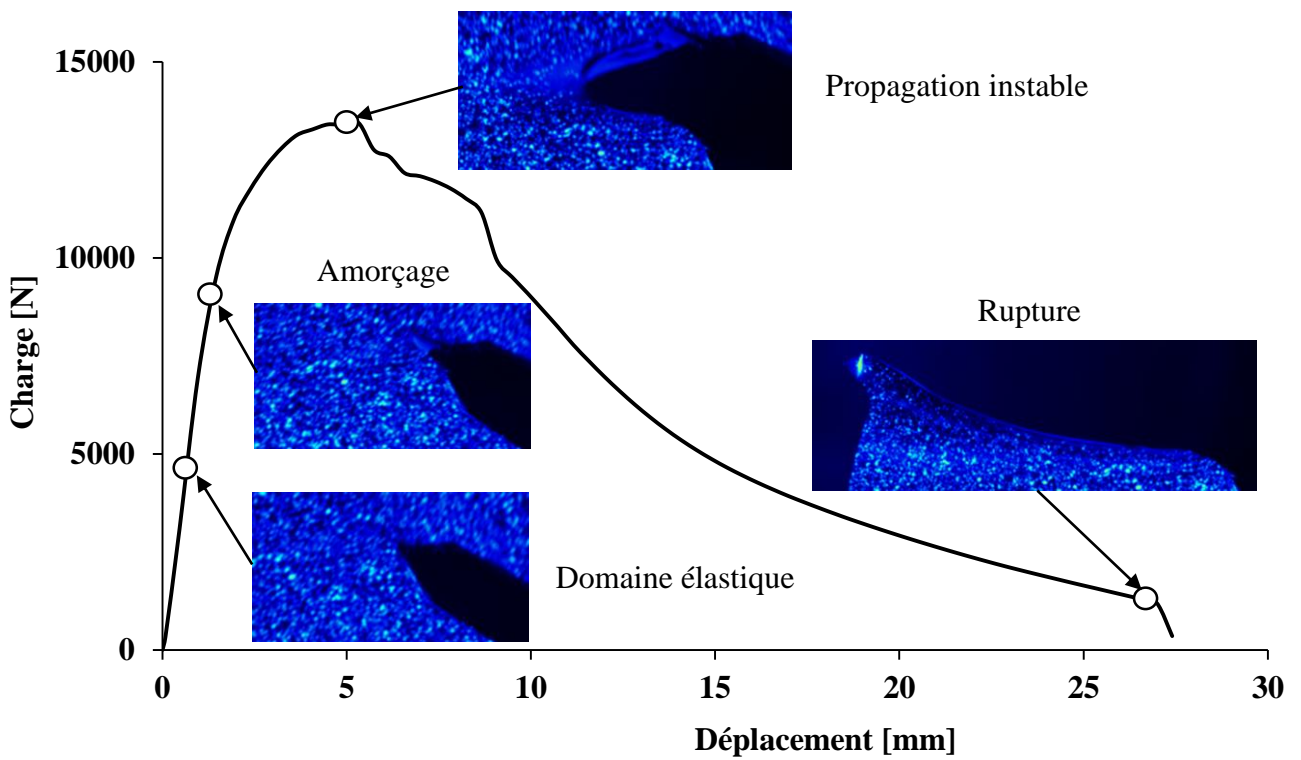


Figure V-14 Chronologie de la rupture fragile d'une éprouvette ASENT.

On observe une phase élastique linéaire dont la fin représente le point d'amorçage. La pointe de la fissure dans ce cas-là est moins endommagée et le développement de la zone plastique est restreint comparé à la rupture ductile. La charge augmente d'une façon non linéaire jusqu'à atteindre sa valeur maximale où la propagation instable débute et elle est accompagnée par une chute de la charge jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette. Les résultats montrent une rupture à caractère fragile ce qui rend l'application de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) totalement admissible.

V.2.4 Observations macroscopiques des faciès de rupture :

Les essais sur les éprouvettes SENT, ASENT et CT (à grande vitesse de sollicitation) ont indiqué que le comportement à la rupture du PEHD était fragile. La figure V-15 illustre les faciès de rupture obtenus des éprouvettes rompues. La rupture fragile se caractérise par une fissuration perpendiculaire à la contrainte d'étirement sans déformation plastique à l'échelle macroscopique

Les faciès montrent qu'il y a eu une propagation de fissure discontinue, la rupture débute d'une craquelure qui croit de la racine de la pré-fissure. Ceci peut être expliqué par une compétition entre les deux mécanismes suivants [4] :

- le processus de craquelage prend place dans la zone où la contrainte de traction principale la plus élevée est induite par la fissure ;
- bande de micro-cisaillement à la racine de l'entaille.

L'interaction successive entre ces deux mécanismes arrête la fissure et engendre une propagation par des bandes discontinues. Une courbe de la charge en fonction du temps est la trace d'un tel phénomène. Chaque saut dans un tel enregistrement devrait correspondre à la marche suivante de la fissure. La profondeur de la marche augmente avec le temps. Les premières marches apparaissent si petites que les sauts correspondants ne sont pas détectables.

Les faciès de rupture des échantillons présentés montrent aussi la présence des zones miroirs exempt de déformation plastique, ces zones miroirs contiennent les défauts à l'origine de la rupture.

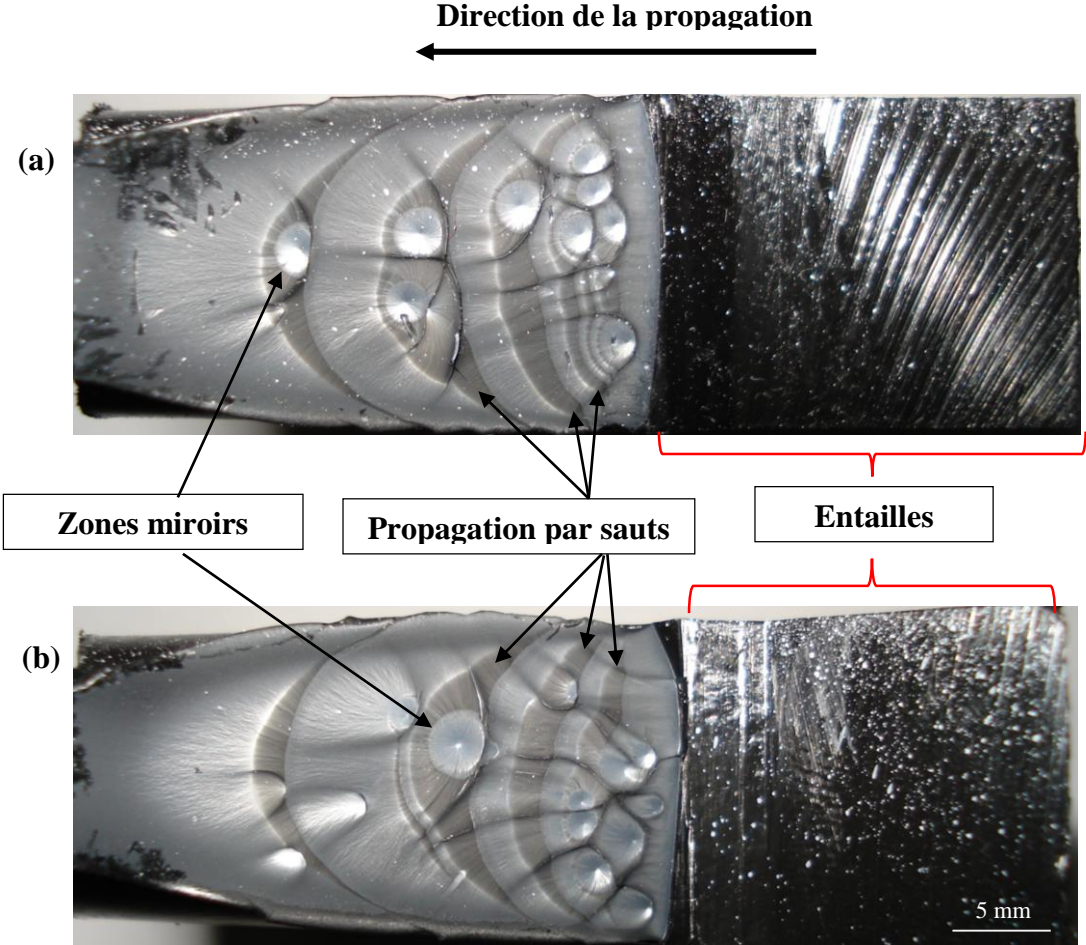


Figure V-15 faciès des ruptures fragiles du PEHD; (a) éprouvette SENT ; (b) éprouvette ASENT.

V.3 Conclusion :

Dans ce chapitre, nous avons étudié le comportement à la rupture du Polyéthylène à Haute Densité (PEHD). La technique de corrélation d'images digitales (CID) nous a permis de suivre l'évolution des essais afin de comprendre la chronologie des mécanismes de rupture du PEHD en temps réel. L'application des vitesses de sollicitation élevées mène à des ruptures à caractère fragile, ce qui rend l'application de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) admissible. Tandis qu'une rupture ductile nécessite une extension de la mécanique de la rupture.

L'observation macroscopique des faciès de ruptures fragiles nous a permis de comprendre les mécanismes qui interviennent dans le processus de propagation des fissures.

Les résultats obtenus dans cette partie peuvent être utilisés pour une application de l'approche globale à deux paramètres afin de déterminer les facteurs d'intensité de contraintes en mode I et en mode mixte (K_I , K_{II}), et le deuxième terme du développement asymptotique le T-stress expérimentalement par la technique de la corrélation d'images digitales pour le cas PEHD.

V.4 Références bibliographiques :

[1] ASTM D638 – 14 Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics

[2] ASTM E1820– 01 Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness

[3] ASTM D5045 – 14 Standard Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness and Strain Energy Release Rate of Plastic Materials

[4] Hamouda, H. Ben Hadj, et al. "Creep damage mechanisms in polyethylene gas pipes." *Polymer* 42.12 (2001): 5425-5437.

CONCLUSION GENERALE ET PESPECTIVES

CONCLUSION GENERALE :

Les excellentes propriétés mécaniques spécifiques des matériaux semi-cristallins tel que le polyéthylène haute densité (PEHD) ont conduit à leur utilisation dans de nombreuses applications industrielles. Néanmoins, la connaissance de leur comportement mécanique sur long terme est parmi les principales limitations à une éventuelle diffusion encore plus importante.

Actuellement, les canalisations en polyéthylène haute densité (PEHD) sont utilisées pour l'acheminement et la distribution de l'eau potable et du gaz naturel car ils présentent un degré de fiabilité élevé dans des conditions d'utilisations normales. Leur durée de vie est estimée à plus de 50 ans sur la base de courbes de régression construites à partir d'essais accélérés en pression hydraulique.

Dans un pays comme l'Algérie, toutes les canalisations sont en rénovation à travers tout le territoire, de la plus petite localité à la grande ville. Ces structures en Polyéthylène Haute Densité (PEHD), doivent être dimensionnées de manière à supporter les contraintes environnementales et mécaniques. En dépit de l'acceptation du polyéthylène (PE) comme alternative économique, la sûreté de fonctionnement reste une question fondamentale, et son utilisation requiert notamment l'aptitude à déterminer les propriétés en fonction de l'utilisation et des conditions de service requises par le dimensionnement.

Le travail de cette thèse, qui a porté sur la prédiction de la rupture du Polyéthylène à haute densité (PEHD), principalement utilisé dans les canalisations de distribution de fluides sous pression a été axé essentiellement sur une étude complète ; expérimentale, analytique et numérique afin de comprendre la rupture de ce type de ce matériau.

L'étude du comportement mécanique du PEHD ainsi que sa microstructure et sa morphologie nous a permis de comprendre que, dans le cas des grandes déformations, lorsque le matériau présente une ductilité très importante, l'utilisation des approches locales semble appropriée pour décrire physiquement l'évolution de l'endommagement et ses effets sur le comportement mécanique. Cependant, le PEHD peut présenter des ruptures fragiles sans déformation appréciable du matériau dans certains cas. En effet, des ruptures qui ont le caractère fragile ont pu être reproduites dans des pipes en PEHD et des propagations rapides de fissures ont pu être déclenchées, ce qui a rendu l'étude des mécanismes de rupture fragile de ce fait indispensable.

Dans ce contexte, l'approche globale de la mécanique de la rupture s'applique bien pour caractériser la rupture fragile du PEHD quand la plasticité reste confinée en pointe de fissure.

Généralement, au voisinage de la pointe de la fissure, le facteur d'intensité de contraintes (FIC) K_I permet d'analyser les caractéristiques associées à une structure fissurée. Cependant, plusieurs travaux ont montré que le second paramètre du développement asymptotique appelé *T-stress* n'est pas moins important que le FIC dans la description des champs à l'extrémité d'une fissure. Le *T-stress* est une contrainte parallèle à l'axe de la fissure et qui a une influence sur la taille de la zone plastique, sur le chemin et la vitesse de propagation de cette dernière.

Alors que les solutions pour le facteur d'intensité de contrainte sont répertoriées dans les manuels pour les différents types de fissures et les différents cas de chargements, les solutions pour le *T-stress* ne sont disponibles que pour des cas de chargements simples et pour un nombre restreint de géométries d'éprouvettes. Une synthèse détaillée sur l'approche globale à deux paramètres était nécessaire pour la prise en main des méthodes analytiques et numériques du calcul du *T-Stress*

Ensuite, nous avons présenté une étude expérimentale qui permet de caractériser le comportement mécanique des canalisations sous pression en PEHD selon les conditions chargement confrontées durant le service à l'aide d'un essai appelé « Nol ring test » pour voir l'impact des fissures sur le comportement mécanique global du matériau. Nous avons remarqué à travers les essais réalisés qu'une fissure courte sera presque transparente pour le tube, alors qu'une fissure longue peut considérablement dégrader ses caractéristiques mécaniques.

Les données récoltées dans cette partie ont confirmé qu'il est possible qu'un matériau de nature ductile à l'origine, peut subir une rupture de type fragile. Ce qui explique les cas de ruptures prématurées de ce type constatées sur plusieurs réseaux de distribution de fluides. Ceci est dû au fait que le matériau a perdu sa capacité à subir une grande déformation avant la rupture, une caractéristique dont le PEHD possède. Ce qui devient très dangereux en cas de présence des fissures importantes ou d'une montée brusque de la pression. Un problème devenu l'une des principales préoccupations pour les industriels et les utilisateurs du PEHD.

En se basant sur cette conclusion, et à l'aide des concepts de la mécanique de la rupture, nous avons traité le cas de la rupture du PEHD par une approche globale à deux paramètres. Cette dernière consiste à utiliser le Facteur d'intensité de contrainte en plus d'un second paramètre le *T-stress* dans le cadre de la mécanique linéaire élastique de la rupture.

La méthode de différence des contraintes (SDM) a été utilisée en premier lieu pour déterminer l'évolution du T-stress le long du ligament dans le cas d'une éprouvette en anneau de PEHD sous l'effet d'une pression interne. Nous avons constaté que l'augmentation de la profondeur de fissure est accompagnée par un changement de signe dans la valeur du T-stress, ce qui est une indication de la déviation de la fissure de la trajectoire de propagation principale.

En second lieu, nous avons présenté une étude analytique permettant de déterminer avec efficacité le facteur d'intensité de contraintes et le T-stress en se basant sur la formule généralisée de Westergaard. Les formulations ont été appliquées pour déterminer analytiquement les positions optimales des rosettes rectangulaires afin d'éliminer les erreurs dues aux termes d'ordre supérieur de l'expansion asymptotique. Nous avons montré à travers les résultats obtenus à la fois, la simplicité, l'efficacité et la généralisation de ces méthodes puisque les solutions proposées pour déduire paramètres de rupture ne dépendent pas des paramètres géométriques ni de la nature du matériau.

Nous avons utilisé une autre méthode numérique qui consiste à résoudre un grand nombre d'équations pour déterminer les coefficients inconnus du développement asymptotique. Le programme de résolution des équations se fait à l'aide d'une technique de régression basée sur la méthode des moindres carrés. Les résultats obtenus ont été comparés aux différentes méthodes et ont montré une bonne précision.

L'étude du comportement à la rupture du Polyéthylène à Haute Densité (PEHD) par la technique de corrélation d'images digitales (CID) nous a permis de suivre l'évolution des essais afin de comprendre la chronologie des mécanismes de rupture du PEHD en temps réel. L'application des vitesses de sollicitation élevées mène à des ruptures à caractère fragile, ce qui rend l'application de la mécanique linéaire élastique de la rupture (MLER) admissible. Tandis qu'une rupture ductile nécessite une extension de la mécanique de la rupture.

L'observation des faciès de ruptures fragiles nous a permis de comprendre les mécanismes qui interviennent dans le processus de propagation des fissures. La rupture fragile se caractérise par une fissuration perpendiculaire à la contrainte d'étirement sans déformation plastique à l'échelle macroscopique. Les mécanismes qui se manifestent au cours de ce processus conduisent à une fissuration par bandes discontinues ce qui se traduit par une propagation de la fissure par sauts.

PERSPECTIVES :

- Sur le plan expérimental, nous comptons utiliser les résultats issus des essais de ruptures fragiles pour une application de l'approche globale à deux paramètres afin de déterminer les paramètres de rupture en mode I (K_I et T-stress), et en mode mixte (K_I , K_{II} et T-stress) expérimentalement par la technique de la corrélation d'images digitales (CID) pour le cas PEHD.
- Détermination des paramètres de rupture en mode I par les jauges de déformations en utilisant la méthode analytique développée. Ensuite, comparer les résultats obtenus avec les résultats de la corrélation d'images digitales (CID).
- Nous comptons étendre la méthode analytique développée dans ce travail de thèse pour la détermination des facteurs d'intensité de contraintes K_I et K_{II} et le T-stress en mode mixte de la rupture.

